



*Tadeusz Hejwowski*

# Nowoczesne powłoki nakładane cieplnie odporne na zużycie ścierne i erozyjne

MONOGRAFIE

Nowoczesne powłoki nakładane  
cieplnie odporne na zużycie  
ścierne i erozyjne

# Monografie – Politechnika Lubelska



Politechnika Lubelska  
Wydział Mechaniczny  
ul. Nadbystrzycka 36  
20-618 LUBLIN

Tadeusz Hejwowski

# Nowoczesne powłoki nakładane cieplnie odporne na zużycie ścierne i erozyjne



Politechnika Lubelska  
Lublin 2013



Recenzenci:

prof. dr hab. inż. Jerzy Okrajni

prof. dr hab. inż. Andrzej Weroński

Publikacja wydana za zgodą Rektora Politechniki Lubelskiej

© Copyright by Politechnika Lubelska 2013

ISBN: 978-83-63569-56-3

Wydawca: Politechnika Lubelska

ul. Nadbystrzycka 38D, 20-618 Lublin

Realizacja: Biblioteka Politechniki Lubelskiej

Ośrodek ds. Wydawnictw i Biblioteki Cyfrowej

ul. Nadbystrzycka 36A, 20-618 Lublin

tel. (81) 538-46-59, email: wydawca@pollub.pl

[www.biblioteka.pollub.pl](http://www.biblioteka.pollub.pl)

Druk: TOP Agencja Reklamowa Agnieszka Łuczak

[www.agencjatop.pl](http://www.agencjatop.pl)

---

Elektroniczna wersja książki dostępna w Bibliotece Cyfrowej PL [www.bc.pollub.pl](http://www.bc.pollub.pl)

Nakład: 100 egz.

## Spis treści

<b>1. Wprowadzenie .....</b>	<b>7</b>
<b>2. Charakterystyka zjawiska zużycia ściernego .....</b>	<b>9</b>
2.1. Modele zużycia ściernego .....	16
2.2. Metody badania zużycia ściernego .....	19
Literatura.....	24
<b>3. Ogólna charakterystyka procesu erozji.....</b>	<b>28</b>
3.1. Metody doświadczalne badania erozji .....	29
3.2. Mechanizmy erozji .....	34
3.3. Wpływ parametrów testu na odporność na zużycie.....	36
3.3.1. Kąt padania ziaren ścierniwa .....	36
3.3.2. Kształt i wielkość ziaren ścierniwa.....	37
3.3.3. Wpływ ilości ścierniwa .....	37
3.3.4. Prędkość cząstek ścierniwa .....	38
3.3.5. Wpływ koncentracji ścierniwa .....	38
3.3.6. Twardość materiału i ścierniwa.....	38
3.3.7. Temperatura procesu .....	39
3.3.8. Wpływ właściwości materiału .....	39
3.4. Modele erozji.....	41
Literatura.....	45
<b>4. Charakterystyka procesu natryskiwania cieplnego.....</b>	<b>50</b>
4.1. Natryskiwanie płomieniowe poddźwiękowe .....	52
4.2. Metoda natryskiwania płomieniowego naddźwiękowego .....	56
4.3. Metoda natryskiwania łukowego .....	59
4.4. Natryskiwanie plazmowe.....	61
4.5. Materiały stosowane na powłoki natryskiwane .....	64
4.6. Budowa powłoki natryskiwanej.....	68
4.7. Tendencje rozwoju metod natryskiwania.....	71
Literatura.....	73
<b>5. Technologie napawania .....</b>	<b>79</b>
5.1. Napawanie gazowe.....	81
5.2. Napawanie elektrodą otuloną.....	84
5.3. Napawanie łukowe elektrodą topliwą w osłonie gazowej.....	87
5.4. Napawanie drutem samoosłonowym.....	90
5.5. Metoda napawania łukiem krytym .....	93
5.6. Napawanie elektrodozłowe .....	95
5.7. Napawanie metodą TIG.....	97

5.8. Napawanie plazmowe.....	100
5.9. Napawanie laserowe .....	103
5.10. Napawanie wiązką elektronów.....	106
5.11. Napawanie tarciove .....	108
5.12. Napawanie wybuchowe.....	110
5.13. Materiały stosowane do napawania.....	111
Literatura.....	116
<b>6. Wybrane zastosowania powłok .....</b>	<b>123</b>
6.1. Powłoki stosowane w turbinach gazowych .....	124
6.2. Problematyka zwiększania trwałości wentylatorów .....	130
6.3. Powłoki natryskiwane cieplnie stosowane w silnikach.....	142
6.3.1. Powłoki natryskiwane cieplnie stosowane na tulejach cylindrów .....	143
6.3.2. Powłoki stosowane na zaworach silników .....	145
6.3.3. Powłoki stosowane do adiabatyżacji silnika .....	152
6.4. Powłoki stosowane na elementach kotłóv energetycznych .....	159
6.4.1. Powłoki metaliczne .....	160
6.4.2. Powłoki cermetalowe .....	168
Literatura.....	181
<b>7. Tendencje rozwoju technologii cieplnego nakładania powłok .....</b>	<b>190</b>

## 1. Wprowadzenie

Koszt regeneracji elementu jest znacznie mniejszy od kosztu jego wytworzenia. Regeneracja, oprócz przywrócenia właściwości użytkowych, może jednocześnie zwiększyć nawet kilkakrotnie trwałość. Zastosowanie powłok na elementach maszyn i urządzeń pracujących w warunkach zużycia ściernego, erozyjnego oraz korozyjnego jest efektywną techniką zwiększania trwałości elementu. Wykonanie powłoki pozwala połączyć korzystne właściwości rdzenia z odpornością na zużycie, twardością i żaroodpornością powłoki oraz rozdzielić funkcję przenoszenia obciążeń od zabezpieczenia przed wpływem środowiska pracy elementu.

W książce scharakteryzowane zostały metody cieplnego nakładania powłok i podano wyniki badań właściwości powłok oraz obszary zastosowania. Metody nakładania dzielimy na dwie główne grupy – metody napawania oraz metody natryskiwania. Podczas napawania następuje nadtopienie podłoża. Wzrost temperatury elementu napawanego powoduje pogorszenie właściwości ukształtowanych poprzednią obróbką. Następuje wymieszanie materiału podłoża i stopiwa, tworzy się warstwa o składzie pośrednim pomiędzy składem chemicznym podłoża oraz stopiwa. Oczekiwane właściwości użytkowe uzyskuje się w przypadku napoin grubych dwu- lub trzywarstwowych. Główną zaletą powłok napawanych jest dobra przyczepność do podłoża.

Technologia natryskiwania cieplnego umożliwia wytwarzanie powłok z bardzo szerokiej grupy materiałów. Zaletą technologii jest nieznaczne podgrzanie podłoża podczas nakładania powłoki, co praktycznie wyklucza przemiany mikrostrukturalne i odkształcenie podłoża. Wadą powłok natryskiwanych cieplnie jest ich mniejsza przyczepność oraz specyficzna mikrostruktura, która może obniżyć odporność korozyjną.

Powłoki są stosowane w bardzo zróżnicowanych warunkach pracy. W opracowaniu skupiono się na powłokach odpornych na zużycie ściernie oraz erozyjne. W rozdziale 2 scharakteryzowano zjawisko zużycia ściernego, modele teoretyczne zjawiska oraz stosowane metody eksperymentalne. W rozdziale 3 podano ogólną charakterystykę procesu erozji, omówiono mechanizmy zużywania, stosowane metody doświadczalne, wpływ parametrów testu na intensywność erozji i modele teoretyczne erozji. W rozdziale 4 zawarto charakterystykę procesów natryskiwania cieplnego, omówiono materiały stosowane do natryskiwania, budowę mikro-

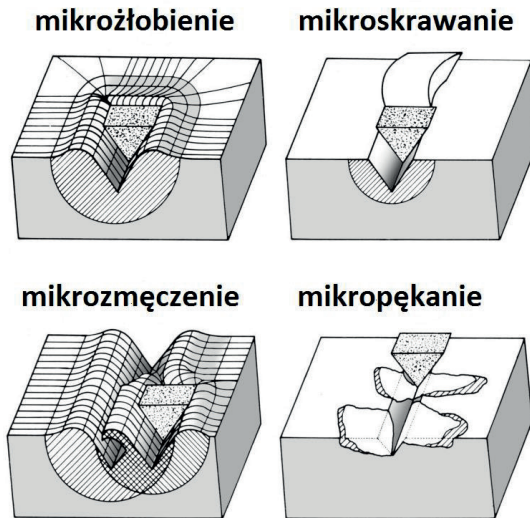
strukturalną powłok oraz tendencje rozwojowe technologii. Rozdział 5 zawiera omówienie technologii napawania z podaniem rezultatów wybranych prac dotyczących właściwości otrzymywanych powłok oraz charakterystykę materiałów stosowanych do napawania.

Obszarami szczególnie intensywnego rozwoju powłok nakładanych cieplnie są turbiny gazowe, wymienniki ciepła kotłów energetycznych oraz silniki samochodowe. Opracowane technologie i materiały są stosowane w innych aplikacjach. W rozdziale 6 przedstawiono wyniki prac nad wytwarzaniem i badaniem właściwości powłok nakładanych cieplnie. Przedstawiono powłoki stosowane w turbinach gazowych stacjonarnych oraz lotniczych, powłoki przewidywane do zastosowania w wielkich wentylatorach przemysłowych, powłoki stosowane w przemyśle samochodowym, a w szczególności stosowane w silnikach tłokowych powłoki typu barier cieplnych oraz powłoki na przylgniach zaworów wylotowych, powłoki stosowane na elementach kotłów energetycznych ze szczególnym uwzględnieniem powłok cermetalowych. Tendencje rozwoju technologii cieplnego nakładania powłok zaprezentowano w rozdziale 7.

## 2. Charakterystyka zjawiska zużycia ściernego

Eyre [1] podał udział poszczególnych procesów zużywania w warunkach przemysłowych. Najczęściej spotykanym procesem jest zużycie ściernie, które stanowi około 50% przypadków, adhezja – 15%, erozja – 8%, fretting – 8%, zużycie powodowane reakcjami tribochemicznymi – 5%, inne procesy zużycia – 14%. Zużycie ściernie jest procesem polegającym na oddzielaniu małych cząstek warstwy wierzchniej spowodowanym obecnością w węzłach tarcia elementów spełniających rolę ścierniwa. Ubytek materiału występuje wskutek mikroskrawania, rysowania, bruzdowania lub odrywania nierówności powierzchni [2]. Proces mikroźłobienia polega na plastycznym spęczaniu materiału przez ziarno ściernie poruszające się po powierzchni. Ubytek materiału podczas bruzdowania może być spowodowany przekroczeniem krytycznego odkształcenia w mikroobjętości materiału lub zmęčeniem wskutek wielokrotnego spęczania tej samej objętości materiału, proces ten rozważa się wówczas jako zjawisko zmęczenia niskocyklowego i opisuje na przykład wzorem Mansona-Coffina. Jeśli odkształcenie plastyczne przy spęczaniu materiału jest wystarczająco wysokie to proces delaminacji materiału można opisać modelem Suha [3].

Idealne mikroskrawanie powoduje powstanie wiórka o objętości równej objętości powstałej rysy. Mikropęknięcie występuje wskutek działania skoncentrowanych obciążeń wywieranych przez ziarna ścierniwa i jest to przypadek zużywania materiałów kruchych. Mikroskrawanie i mikroźłobienie są dominującymi interakcjami w przypadku materiałów plastycznych. Procesy interakcji ziarna ścierniwa z materiałem są pokazane na rys. 2.1 [4].



**Rys. 2.1.** Interakcje ziaren ścierniwa ze ścieranym materiałem [4].

Charakter oddziaływania ziaren ścierniwa na materiał zależy od parametrów charakteryzujących ich ruch względem powierzchni materiału oraz od nacisków wywieranych przez ziarna. Solski [5] wprowadził klasyfikację zużycia ściernego ze względu na stopień swobody ziaren ścierniwa i wyróżnił cztery przypadki:

- ścieranie przez ziarna umocowane – obciążenia wywierane przez ziarna ścierniwa mają charakter statyczny, kierunek ruchu ziaren ścierniwa jest równoległy do powierzchni materiału podlegającego zużyciu, ziarna ścierniwa nie mają swobody ruchu względem narzędzia, w którym są zamocowane;
- ścieranie przez warstwę ścierną – zachodzi w przypadku obecności cząstek stałych pomiędzy współpracującymi powierzchniami maszyn;
- ścieranie w masie ścierniej – ziarna mają dość dużą swobodę ruchu, jest to proces zużywania, na przykład, maszyn do robót ziemnych;
- ścieranie przez strumień ścierny (erozja) – ziarna ścierniwa obdarzone znaczną energią kinetyczną uderzają w powierzchnię materiału, a proces ich oddziaływania z materiałem ma charakter dynamiczny.

Problem zużycia ściernego jest szczególnie istotny w górnictwie odkrywkowym, przetwórstwie surowców mineralnych, eksploatacji maszyn do prac ziemnych. Opracowano szereg stanowisk badawczych do modelowania w warunkach laboratoryjnych procesu zużycia elementów maszyn i urządzeń. W zakładach przemysłowych są opracowywane własne urządzenia badawcze, które umożliwiają w ramach jednego przedsiębiorstwa prognozowanie trwałości elementów [6].

Nie ma jednolitej, powszechnie akceptowanej, klasyfikacji postaci zużycia ściernego. Na przykład Zum Gahr i Avery wyróżniają: „gouging abrasion”, „high stress abrasion” i „low stress abrasion” [4]. „Gouging abrasion” (zużycie ściernie powodujące żłobienie powierzchni), występuje w przypadku cząstek ścierniwa posiadających wysoką twardość i znaczne rozmiary, co powoduje makroskopowe odkształcenie materiału podlegającego zużyciu oraz kruszenie ścierniwa [4,7].

Hawk i inni [6] wyróżnia jedynie zużycie przy małych naciskach „low stress abrasion” oraz zużycie przy dużych naciskach „high stress abrasion”. Zużycie ściernie przy dużych naciskach występuje na przykład w młynach kulowych na powierzchniach kontaktu kul w obecności cząstek ścierniwa. Dominuje odkształcanie i rysowanie powierzchni podlegających zużyciu oraz kruszenie cząstek ścierniwa. Wyróżnia się następujące mikromechanizmy: mikroskrawanie, odkształcenie plastyczne, mikropęknięcie, zmęczenie oraz odrywanie płatków metalu w skali mikroskopowej. Proces zużywania ściernego przy dużych naciskach bada się za pomocą urządzeń typu trzpień-tarcza.

W przypadku zużycia ściernego przy niewielkich naciskach mikromechanizmami zużywania są: mikroskrawanie oraz bruzdowanie. Intensywności zużycia są niewielkie. Proces zużycia ściernego przy małych naciskach można badać za pomocą urządzeń typu „rubber wheel” [4,6].

Misra i Finnie [8] wyróżniają ponadto :

- „two body abrasion” – zużycie ściernie skojarzenia dwóch ciał,
- „three-body abrasion”, gdy w węźle tarcia znajduje się również ścierniwo.

Badania zużycia skojarzenia dwóch ciał wykonuje się najczęściej na urządzeniach typu trzpień-tarcza, a do badania zużycia typu „three-body abrasion” stosuje się szeroką grupę urządzeń badawczych włączając najczęściej stosowany tester typu „rubber wheel” [9]. Klasyfikacja procesów zużycia ściernego podana przez Gatesa [10] opiera się na intensywności zużywania, wyróżnia się niską intensywnością zużywania, wysoką i ekstremalnie wysoką.

W warunkach laboratoryjnych występuje często przypadek pośredni pomiędzy mikroskrawaniem i bruzdowaniem, to znaczy mikroskrawanie i odkształcenie plastyczne występują jednocześnie. Powstałą podczas testu zużycia ściernego rysę opisuje się za pomocą współczynnika fab. Współczynnik fab określa stosunek objętości produktu zużycia do objętości rysy i jest zdefiniowany w sposób następujący [4] jak na rys. 2.2:

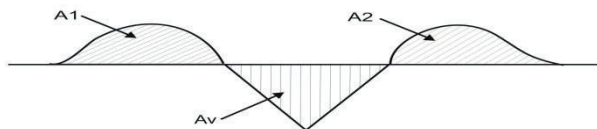
$$f_{ab} = \frac{A_v - (A_1 + A_2)}{A_v} \quad (2.1)$$

gdzie:

$A_v$  – jest powierzchnią przekroju poprzecznego zagłębienia rysy,

$A_1 + A_2$  – jest powierzchnią przekroju poprzecznego materiału spęczzonego po obu stronach rysy.





Rys. 2.2. Przekrój poprzeczny rysy.

Ubytek objętościowy materiału spowodowany utworzeniem rysy wyniesie wówczas:

$$W_V = f_{ab} \cdot A_V \quad (2.2)$$

Jeśli  $f_{ab}=0$  to występuje bruzdowanie,  $f_{ab}=1$  odpowiada idealnemu mikroskrawaniu. W przypadku mikropęknięcia  $A_1+A_2$  przyjmuje wartości ujemne i wartość  $f_{ab}>1$ . Wyznaczone eksperymentalnie wartości  $f_{ab}$  zawarte są w przedziale 0,15 do 1,0 [4]. Można zapisać [11]:

$$f_{ab} = 1 - \left( \frac{\epsilon_c}{\epsilon_s} \right)^{\sqrt[3]{8H/H_s}} \quad (2.3)$$

gdzie:

$H$  – twardość materiału,

$H_s$  – twardość materiału zmierzona po próbie zużycia,

$\epsilon_c$  – wartość odkształcenia wymagana do wystąpienia skrawania,

$\epsilon_s$  – odkształcenie spowodowane powstaniem rysy.

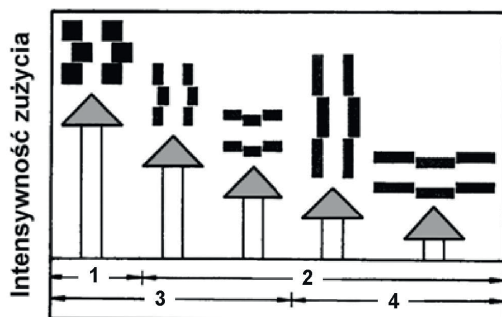
Stwierdzono, że wartość  $f_{ab}$  wzrasta ze zwiększeniem twardości badanych materiałów oraz jest zależna od kształtu cząstki ścierniwa. Dla zaokrąglonych cząstek  $f_{ab}$  jest mniejsze niż dla cząstek posiadających ostre krawędzie. Ponadto  $f_{ab}$  zależy liniowo od sinusa kąta spływu mikrowiórka [5]. Współczynnik  $f_{ab}$  wzrasta ze zwiększeniem współczynnika tarcia.

Powstanie mikrowiórka jest możliwe przy korzystnym ustawieniu ziarna ściernego w stosunku do powierzchni materiału. Stwierdzono, że dla każdego materiału jest określony krytyczny kąt spływu mikrowiórka, dla kątów spływu mniejszych od wartości krytycznej występuje jedynie bruzdowanie, dla kątów przekraczających wartość krytyczną, występuje mikroskrawanie. Umocnienie przez zgmiot powoduje wzrost kąta krytycznego.

Właściwości ziarna ścierniwa mają istotny wpływ na wartość zużycia ściernego. Intensywność zużycia ściernego materiałów plastycznych przez ziarna o wielkościach poniżej 100  $\mu m$  jest mniejsza od wartości dla ziaren większych. Prawdopodobną przyczyną tego efektu jest istnienie powierzchniowej warstwy materiału

umocnionej przez zgmiot [12]. Autorzy pracy [13] w badaniach zużycia ściernego wykonanych z zastosowaniem metalowej przeciwpróbki stwierdzili, że działanie ziaren ścierniwa o małych rozmiarach polega na usuwaniu powstałych zrostów adhezyjnych. Jeśli w warunkach testu wystąpi pękanie ścierniwa, które wytwarza ostre krawędzie to można obserwować wzrost zużycia [14]. Właściwościami ścierniwa, które wpływają na wartość zużycia są wielkość ziarna, jego kształt oraz twardość. W pracy [15] stwierdzono, że uzyskanych wyników badań ścieralności stali piaskiem nie można wytłumaczyć przy zastosowaniu tylko jednego z podanych czynników. Autorzy zaproponowali do opisu wyników współczynnik zastępczy opisujący jednoczesny wpływ wielkości ziarna ścierniwa, jego kształtu i szybkości podawania ścierniwa do węzła tarcia.

W badaniach niskostopowych stali wykazano, że wpływ dodatków stopowych umacniających roztwór stały jest pomijalny. Perlit płytkowy jest korzystniejszy w porównaniu do perlitu kulkowego. W stalach stopowych korzystną strukturą jest martenzyt zawierający równomiernie rozłożone węgliki. Wpływ węglików jest wyraźny dla ich udziału objętościowego powyżej 7%, efekt zwiększania zawartości węglików ponad 30% jest jednak niewielki. Wpływ węglików na odporność na zużycie stali zależy od tego, czy w warunkach testu ulegają pękaniu (wówczas obecność węglików pogarsza odporność na zużycie), czy też pozostają nieuszkodzone (wtedy ich obecność jest korzystna) [16]. W badaniach dwufazowych stali ferrytyczno-martenzytycznych stwierdzono, że intensywność zużywania dwufazowej stali w teście „rubber wheel” zależała od drogi tarcia, co tłumaczono wpływem umocnienia przez zgmiot lub selektywnym zużyciem faz, zmiana szybkości ruchu względnego przeciwpróbki powodowała zmianę temperatury węzła tarcia [17]. Wpływ anizotropii struktury na odporność obrabianych cieplno-mechanicznie stali niklowych wykazano w pracy [18]. Wytwarzano metodą obróbki cieplno-mechanicznej struktury dwufazowe izotropowe oraz anizotropowe zawierające ferryt oraz martenzyt. Rezultaty badań wykonanych na stanowisku typu trzpień-tarcza są podsumowane na rys. 2.3. Wydzielenia martenzytu przedstawiono za pomocą ciemnych prostokątów. Oznaczono rodzaje mikrostruktury: (1) izotropową, (2) anizotropową, (3) drobnoziarnistą, (4) gruboziarnistą. Korzystne są struktury anizotropowe, zawierające duże wydzielения fazy twardej, ustawienie wydzieleni powinno utrudniać ruch ścierniwa.

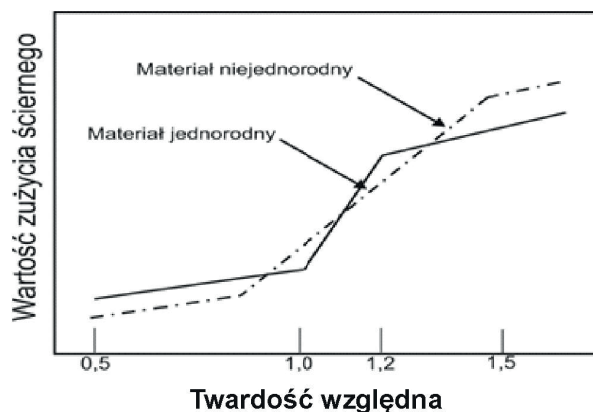


Rys. 2.3. Wpływ mikrostruktury na intensywność zużycia [18].

Fulcher i in. [19] w badaniach zużycia ściernego żeliw białych chromowo-molibdenowych na stanowisku typu "rubber wheel" zastosowali jako ścierniwa  $\text{SiO}_2$  oraz  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Twardość  $\text{Al}_2\text{O}_3$  była wyższa od twardości składników strukturalnych, ziarna miały ostre krawędzie. Ziarna  $\text{SiO}_2$  posiadały zaokrąglone krawędzie, a ich twardość była niższa od twardości węglików. Dla ścierniwa  $\text{Al}_2\text{O}_3$  stwierdzono monotoniczny spadek ubytku masy w teście ze zwiększającym się udziałem węglików. Dla  $\text{SiO}_2$  stwierdzono odmienną zależność od wartości udziału objętościowego węglików – ubytek masy po określonej drodze tarcia obniża się ze wzrostem udziału objętościowego węglików, a następnie po przekroczeniu wartości udziału 30% obj. – wzrasta. Mikrostruktura stopów dla mniejszych udziałów węglików była właściwa dla stopów podeutektycznych i składała się z dendrytów austenitu, przestrzenie międzydendrytyczne były wypełnione eutektyką węglkową. Węgliki eutektyczne w warunkach testu z  $\text{SiO}_2$  nie ulegały pękaniu i zapewniały ochronę materiałowi. Dla dużych udziałów objętościowych węglików stopy miały strukturę nadeutektyczną zawierającą masywne wydzielania węglików, które były podatne na pękanie w kontakcie z ziarnami  $\text{SiO}_2$ .

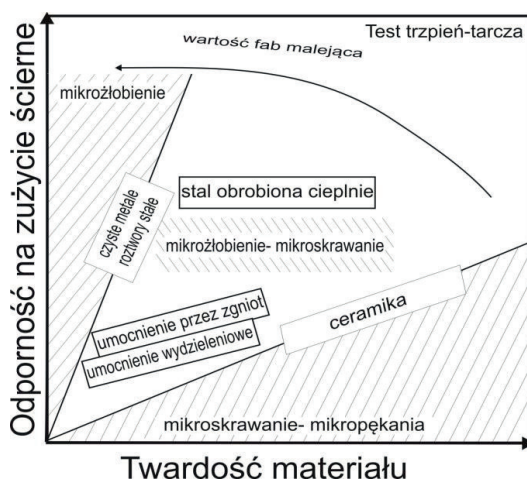
W przypadku żeliw białych, zawierających znaczne zawartości chromu, istotne jest ustawienie dłuższych osi węglików  $\text{M}_7\text{C}_3$  w stosunku do kierunku ruchu ziaren ścierniwa w teście ścieralności. Osie powinny być ustawione równolegle do badanej powierzchni i prostopadle do kierunku ruchu [20].

Zależność odporności na zużycie ścierne od twardości stali węglowych obrobionych cieplnie jest reprezentowana rodziną krzywych opisujących poszczególne stężenia węgla zwiększa odporność na zużycie [4]. Charakter wpływu obróbki cieplnej stali na ich odporność na zużycie wynika z tego, że ze wzrostem twardości materiału rośnie prawdopodobieństwo wystąpienia mikroskrawania w kontakcie materiału z ziarnem ściernym oraz maleje głębokość powstałych rys. Objętość materiału usunięta przez poruszające się po powierzchni ziarno ścierniwa zależy nie tylko od twardości materiału, ale również od udziału odkształcenia plastycznego, dopuszczalnego odkształcenia plastycznego i odporności materiału na pękanie [21].



Rys. 2.4. Zależność zużycia od względnej twardości.

Na rys. 2.4 przedstawiono zależność ubytku masy od stosunku twardości ścierniwa do twardości materiału [22, 23]. Dla materiałów jednorodnych istotna zmiana wartości zużycia zachodzi w przedziale wartości stosunku równego  $1,0 \div 1,2$ , a w przypadku materiałów niejednorodnych (posiadających wydzielenia twardych cząstek) zmiana zachowania materiału zachodzi w szerszym zakresie stosunku twardości. Istotną właściwością materiału jest odporność na pękanie. Wartość  $K_{IC}$ , która odpowiada minimum zużycia ściernego żeliw białych zależy od ich osnowy, martenzytycznej lub austenitycznej oraz od typu testu zużycia ściernego [4, 24].



Rys. 2.5. Zależność odporności materiału na zużycie od twardości [25].

Rys. 2.5 przedstawia w sposób schematyczny zależność odporności na zużycie od twardości materiału mierzonej przed zużyciem. Odporność na zużycie wyża-

rzonych metali jest wprost proporcjonalna do ich twardości Vickersa, odporność na zużycie stali obrobionych cieplnie zwiększa się ze wzrostem twardości, ale w stopniu mniejszym niż można wnosić z pomiarów twardości. Wpływ szybkości ruchu względnego należy rozpatrywać ze względu na zwiększanie temperatury węzła tarcia i szybkości odkształcenia na powierzchni tarcia [4].

## 2.1. Modele zużycia ściernego

W modelu Rabinowicza jest rozważana objętość materiału usuwana przez sferycznie zakończony węgelnik,  $W_v$ , która wynosi:

$$W_v = \frac{K}{3} \cdot \frac{P \cdot S}{H} \quad (2.4)$$

gdzie:

P – obciążenie węgelnika,

S – droga tarcia,

H – twardość materiału,

K – współczynnik.

Iloraz P/H określa głębokość penetracji materiału przez węgelnik. Współczynnik K wynosi 0,02, 0,2 i zależy od warunków ścierania. Wzór Rabinowicza obowiązuje dla nacisków, których wartość przekracza wartość graniczną, dla mniejszych nacisków nie jest tworzona rysa [26].

Murray, Mutton i Watson [27] podali następującą zależność na określenie  $W_v$ :

$$W_v = f_{ac} \cdot \frac{P}{H} \cdot \frac{S}{K\Phi} \quad (2.5)$$

gdzie:

$f_{ac}$  – ułamek liczby ziarn powodujących skrawanie,

P – obciążenie,

H – twardość materiału,

K i  $\Phi$  – współczynniki opisujące kształt ziarna ścierniwa,

S – droga tarcia.

Podane wyżej wzory przewidują liniową zależność odporności na zużycie od twardości, co jest przybliżeniem. Lepszą korelację można znaleźć pomiędzy odpornością na zużycie i twardością powierzchni po odkształceniu [4]. Twardość opisuje jedynie odporność materiału na penetrację i jest miarą głębokości strefy wpływu obciążenia ziarnami ścierniwa, ale nie opisuje mechanizmu formowania i propagacji pęknięć, które powodują oddzielenie cząstki materiału.

Mikroskrawanie, któremu towarzyszy na powierzchni tarcia mikropęknięcie staje się dominującym mechanizmem zużycia w miejsce bruzdowania-mikropęknięcia, gdy nacisk wywierany przez ziarna ścierniwa lub nierówności drugiego ciała jest wyższy od krytycznego [28, 29]. Analiza procesu mikropęknięcia metodami mechaniki pęknięcia opiera się na założeniu, że materiał ścierny zawiera defekty lub karby strukturalne takie jak pęknięcia, pory, wtrącenia, węgliki itd. Karby strukturalne ułatwiają zarodkowanie i rozwój pęknięć. Rozmiar zjawiska mikropęknięcia zależy od odporności na pęknięcie materiału, warunków obciążenia, rozmiaru i wielkości cząstek ścierniwa oraz rodzaju karbów mikrostrukturalnych. Mikropęknięcie jest istotne dla dużych wielkości cząstek ścierniwa, znacznej gęstości karbów strukturalnych i niskiej odporności materiału na pęknięcie. Intensywność zużywania ściernego powinna być zapisywana jako suma składników opisujących udziały poszczególnych mikromechanizmów zużywania.

W większości modeli zużycia ściernego materiałów kruchych zakłada się, że materiał ulega usunięciu, gdy pęknięcia podpowierzchniowe wytworzone w fazie odciążania materiału, po obciążeniu dociskiem ziaren ścierniwa, przetną się lub rozwijając się osiągną powierzchnię. Modele teoretyczne podają potęgowe zależności intensywności zużywania od odporności na pęknięcie z wykładnikami w zakresie od  $-3/4$  do  $-2$ .

Evans i Wilshaw [30] otrzymali następujące wyrażenie na zużycie objętościowe:

$$W_v = const \cdot N \cdot \frac{P^{5/4}}{K_{IC}^{3/4} \cdot H^{1/2}} \cdot S \quad (2.6)$$

gdzie:

N – liczba cząstek ścierniwa,  
P – siła docisku cząstki ścierniwa,  
H – twardość materiału,  
 $K_{IC}$  – odporność na pęknięcie,  
S – droga tarcia.

Według Evansa i Marshalla [31]:

$$W_v = const \cdot N \cdot \frac{P^{9/8}}{K_{IC}^{1/2} \cdot H^{5/8}} \cdot \left( \frac{E}{H} \right)^{4/5} \cdot S \quad (2.7)$$

gdzie:

E – moduł Younga,  
P – maksymalne obciążenie podczas penetracji materiału przez cząstkę,  
N – liczba cząstek ścierniwa powodujących zużycie,  
 $K_{IC}$  – odporność materiału na pęknięcie,  
S – droga tarcia.

Większość odpornych na zużycie materiałów stanowią materiały wielofazowe. Regułą jest, że mechanizmy zużycia poszczególnych faz różnią się znacznie między sobą. Można wyróżnić dwa przypadki graniczne [32]:

- Intensywność zużycia poszczególnych faz jest proporcjonalna do przyłożonego obciążenia, prowadzi to do wzoru (2.8):

$$\varepsilon = \sum_i V_i \varepsilon_i \quad (2.8)$$

gdzie :

$\varepsilon$  – odporność na zużycie materiału wielofazowego,

$V_i$  – jest udziałem objętościowym i-tej fazy,

$\varepsilon_i$  – jest jej odpornością na zużycie.

- Wszystkie fazy uczestniczą w równym stopniu w przenoszeniu obciążeń, ciśnienia wywierane na wydzielania poszczególnych faz są równe. Przypadek ten jest prawdopodobny, gdy wydzielania faz są stosunkowo małe, a ziarna ścierniwa mają swobodę ruchu. Wówczas:

$$\varepsilon = \left( \sum_i \frac{V_i}{\varepsilon_i} \right)^{-1} \quad (2.9)$$

W warunkach rzeczywistych należy spodziewać się na ogół przypadku pośredniego, a wielkości wyznaczone z podanych wyżej wzorów należy traktować jako wartości graniczne.

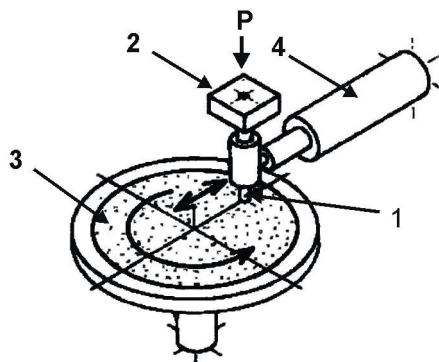
W badaniach kompozytów wykonanych metodą spiekania proszków stalowych i węglików tytanu wykazano, że najwyższą odporność na zużycie wykazują materiały o małej odległości pomiędzy węglkami ze względu na mechanizm zużywania polegający na selektywnym usuwaniu osnowy. W przypadku testu typu „trzcień tarcza” korzystne były materiały zawierające większe wydzielania węglików. W badaniach odporności na zużycie ściernie stopów na osnowie niklu zawierających cząstki WC stwierdzono, że największy wpływ ma średnia odległość pomiędzy węglkami, a znacznie słabszy wpływ wielkość węglików [33].

Modele zużywania materiałów o strukturze kompozytów są dalej rozwijane, na przykład uwzględniają aspekt kohezji wydzieleni faz oraz pękanie wydzieleni podczas tarcia [34], jednoczesne występowanie na powierzchni tarcia różnych mechanizmów zużywania [35]. Proces zużycia ściernego jest w dalszym ciągu przedmiotem intensywnych prac teoretycznych, istotną wadą niektórych modeli jest używanie wielkości opisujących właściwości materiału, które nie są możliwe do wyznaczenia w standardowych testach [36]. Torrance [37] dzieli modele teore-

tyczne zużycia ściernego na modele: odkształceniowe, skrawania oraz energetyczne. Modele w stopniu niewystarczającym opisują zjawisko akumulacji produktu zużycia w węźle tarcia. Opis zużycia ściernego skojarzeń typu trzpień-tarcza jest znacznie bardziej dokładny od opisu zużycia ściernego w warunkach modelowanych przez tester typu „rubber wheel”. Fang i inni [38] analizowali problem zużycia ściernego w masie ścierniej, w symulacji komputerowej wykorzystali w swoim modelu metodę Monte Carlo, równanie Mansona-Coffina oraz wzór Palmgren-Minera.

## 2.2. Metody badania zużycia ściernego

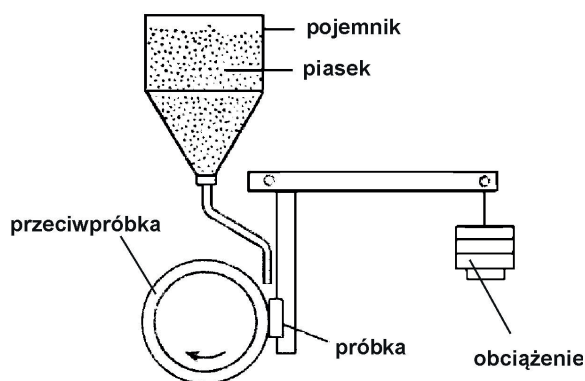
Zaletą urządzeń typu „trzpień-tarcza” w porównaniu do testera typu „rubber wheel” jest stała wielkość powierzchni kontaktu próbki z przeciwpróbką. Schemat urządzenia tego typu jest pokazany na rys. 2.6. Walcowa próbka (1) jest dociskana do obracającej się tarczy (3). Uchwyt próbki (2) jest przesuwany za pomocą siłownika (4). Badana próbka porusza się po torze spiralnym względem papieru ściernego przyklejonego do tarczy, dzięki czemu pozostaje w kontakcie z nieuszkodzonym ścierniwem. W badaniach określa się ubytek masowy lub liniowy próbki po określonej drodze tarcia. W testach typu trzpień-tarcza intensywność zużycia rośnie wraz ze wzrostem wielkości ziarna ścierniwa aż do pewnej wartości, dla której się stabilizuje i intensywność zużycia pozostaje stała. Kształt cząstki ścierniwa ma również wpływ, cząstki o ostrych krawędziach powodują znacznie wyższe zużycie niż cząstki okrągłe [10]. Wpływ obciążenia węzła tarcia można tłumaczyć zwiększaniem liczby cząstek ścierniwa powodujących mikroskrawanie, przy czym wielkość rys pozostaje praktycznie niezależna od wartości obciążenia [4]. Uważa się, że ten typ maszyny testowej modeluje zużycie ścierne pod dużymi obciążeniami. Procedura badawcza jest objęta normą ASTM G99.



Rys. 2.6. Schemat urządzenia typu trzpień-tarcza [37].

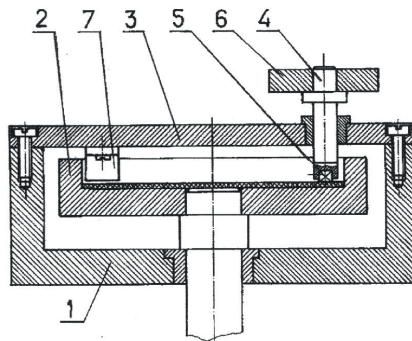


Proces zużycia ściernego przy małych naciskach można badać za pomocą urządzeń typu „rubber wheel”. Test zużycia ściernego „rubber wheel” jest objęty normą ASTM G65 wprowadzoną w roku 1980 i jest najczęściej stosowanym testem używanym w badaniu odporności na zużycie ściernie materiałów. Schemat urządzenia przedstawia rys. 2.7. Stosowanym ścierniwem jest piasek o wielkości ziarna 50-70 mesh, który jest podawany grawitacyjnie do strefy tarcia, wydatek piasku wynosi 250-350 g/min. Przeciwną jest obracające się koło o wymiarach  $\Phi 228\text{mm} \times 12,7\text{mm}$  z brzegiem pokrytym gumą. Badana próbka jest dociskana do przeciwną za pomocą systemu obciążającego, siła docisku wynosi 45 lub 135 N, w zależności od procedury badawczej. Droga tarcia wynosi 100-6000 obrotów przeciwną. Krajowe urządzenie tego typu to tester T07 z przeciwną o wymiarach  $\Phi 50\text{mm} \times 15\text{mm}$ , sile docisku 44 N i drodze tarcia 600-3600 obrotów przeciwną. W warunkach testu „rubber wheel” zachodzi transfer materiałów podlegających zużyciu na część ścierniwa [40].



Rys. 2.7. Schemat urządzenia typu „rubber wheel”.

W urządzeniu typu „rubber wheel” ziarna ścierniwa mogą się obracać w strefie kontaktu próbki z przeciwną lub też mogą być tymczasowo „umocowane” w gumie. Ruch cząstki ścierniwa zależy nie tylko od warunków testu (wydatek ścierniwa, właściwości ścierniwa, siła docisku, prędkość obrotowa przeciwną) ale również od twardości ścieranej próbki. Toczenie się ziaren ścierniwa po powierzchni jest ułatwiane przez małe siły docisku i niską twardość materiału próbki. Ruch ślizgowy ziarna ściernego występuje dla dużych nacisków i wysokiej twardości próbki. Intensywność zużycia wyznaczona na stanowisku typu trzpień-tarcza może być w porównywalnych warunkach testu 10-krotnie większa od intensywności wyznaczonej na urządzeniu typu „rubber wheel” Przyczyną jest wymuszone ustawienie ziaren ściernych w papierze ściernym co powoduje skrawanie w warunkach testu [41].



Rys. 2.8. Urządzenie do badania zużycia w masie ścierniej.

Urządzenie własne do badania odporności na zużycie ściernie w masie ścierniej przedstawiono na rys. 2.8 [42]. Na poziomej tarczy pokrytej gumą (2), o średnicy  $\Phi 250$  mm znajduje się porcja nasypanego ścierniwa. Tarcza wykonuje 106 obrotów na minutę. Trzy próbki (5) w kształcie sześcianu o boku 10 mm są mocowane w uchwytach (4) umieszczonych na średnicy 205 mm. Obciążniki (6) dociskają każdą z próbek siłą 9,8 N. Ścierniwo jest podawane w miejsce styku próbek z tarczą za pomocą łopatek kierujących (7) przymocowanych do pokrywy urządzenia (3). Pokrywa jest przymocowana wkrętami do obudowy urządzenia (1). W badaniach określano zależność ubytku masy próbki w zależności od drogi tarcia. Podczas testu nie zmieniano ścierniwa. W prostoliniowe części otrzymanych krzywych wpisywano proste, których współczynniki kierunkowe nazywa się intensywnością zużycia. Odwrotność intensywności zużycia nazywa się odpornością na zużycie. Względna odporność na zużycie nazywa się stosunek odporności na zużycie badanego materiału do odporności na zużycie materiału porównawczego, którym była stal St3S (S235JR).

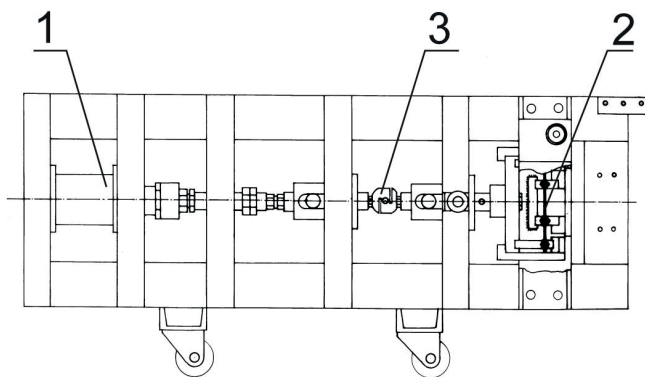
Praktyczne obserwacje laboratoriów przemysłowych dotyczą znacznego nagrzewania się badanej stali w przypadku niektórych ścierniw, co powoduje odpuszczanie stali. Stwierdzono także pojawianie się białych warstw w strefie podpowierzchniowej materiału spowodowanych oddziaływaniami cieplno-mechanicznymi podczas testu zużycia. Zaobserwowanie synergizmu ścierania i korozji, można tłumaczyć bardzo dużą ruchliwością dyslokacji w warstwie ścieranej, co wpływa na kinetykę korozji. Produkty korozji mogą być natomiast łatwo usuwane z powierzchni badanego materiału [43].

W badaniach laboratoryjnych materiałów odpornych na zużycie rozważanych do zastosowania przemysłowego szeregujemy materiały ze względu na zmierzone ubytki masy. Ekstrapolując wyniki laboratoryjne, często zakładamy liniową zależność pomiędzy intensywnością zużycia i obciążeniem węzła tarcia. W przemyśle materiały są na ogół użytkowane pod obciążeniami odbiegającymi od obciążeń la-

laboratoryjnych, ekstrapolowanie wyników laboratoryjnych jest obarczone błędem. W pracy [44] przedstawiono wyniki badań wykonanych za pomocą testera typu “rubber wheel”. Badaniom poddano stale oraz brąz berylowy i wykazano, że wzrost obciążenia wężła tarcia nie musi powodować zwiększenia zużycia. Przyczyną, dla której to wystąpiło było kruszenie się ścierniwa  $\text{SiO}_2$  w trakcie testu.

Wyniki laboratoryjne uzyskane nawet w warunkach możliwie dokładnej symulacji warunków rzeczywistych często odbiegają znacznie od obserwowanych w praktyce [45]. Na przykład, podczas mielenia surowców mineralnych dodaje się do nadawy wody w celu otrzymania szlamu, co powoduje zwiększenie efektywności mielenia, ale zwykle zwiększa zużycie elementów młyna. Aspekty zużycia ścierno-korozyjnego, które wówczas występuje, są słabo poznane i modelowane przez stosowane testery, podobnie efekt adsorpcji na powierzchni (efekt Rebintera) oraz wpływ wilgotności na przykład na własności reologiczne rudy [4]. Wpływ wilgotności otoczenia w testach modelujących zużycie ściernie przejawia się w obniżeniu odporności na pękanie ścierniwa i pogorszeniu własności żywicy wiążącej ziarna ściernie w teście typu trzpień-tarcza [46].

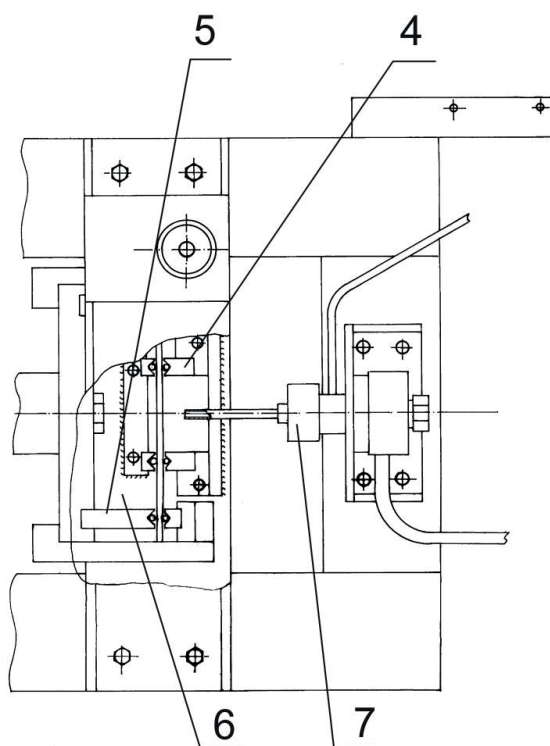
Wyniki uzyskiwane w testach korelują z trwałościami określanymi w przemyśle, gdy w teście i warunkach rzeczywistych intensywności zużywania są zbliżone. Należy również w warunkach laboratoryjnych uzyskać powierzchnię tarcia o właściwościach porównywalnych z powierzchnią zużytego elementu. Dokładne spełnienie tych warunków nie jest możliwe.



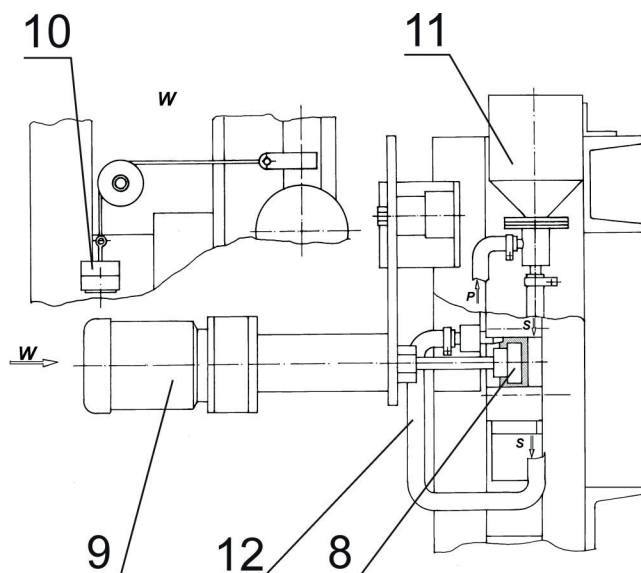
**Rys. 2.9.** Schemat urządzenia do badania synergizmu stałych naprężeń i zużycia ściernego lub erozyjnego.

W celu zbadania wpływu stałych naprężeń na zużycie ściernie lub erozyjne wykonano własne stanowisko badawcze, przedstawione na rys. 2.9 [47]. Badana próbka (2) może być zginana w zginaniu czteropunktowym. Do wytwarzania siły służy siłownik pneumatyczny (1) zasilany z kompresora poprzez układ regulacji

i stabilizacji ciśnienia. Wartość siły jest mierzona tensometrycznym czujnikiem siły (3). W badaniach stosowano próbki w postaci cienkich płaskowników o wymiarach 200x30x4mm. Badana próbka jest umieszczona w dwóch parach szczęk, z których szczeka (4) o rozstawie podpór 75 mm jest nieruchoma i przymocowana do nieruchomej płyty (6), natomiast szczeka (5) o rozstawie 175 mm jest ruchoma i przesuwana siłownikiem pneumatycznym. Rys. 2.10 przedstawia natomiast układ obciążenia próbki wykorzystywany do badań synergizmu stanu naprężeń i erozji. Rys. 2.10 przedstawia również układ stosowany do badania erozji. Ścierniwo było podawane z podajnika wibracyjnego i przyspieszane w dyszy (7) zasilanej sprężonym powietrzem.



**Rys. 2.10.** Układ wykorzystywany do badania synergizmu stanu naprężeń i zużycia erozyjnego.



Rys. 2.11. Układ wykorzystywany do badania synergizmu stałych naprężeń i zużycia ściernego.

Rys. 2.11 przedstawia układ wykorzystany w badaniach synergizmu zużycia ściernego i naprężeń. Przeciwpółka (8) w postaci rolki o wymiarach  $\Phi 50 \times 15 \text{ mm}$  jest osadzona na osi silnika elektrycznego (9). Obciążnik (10) powoduje przez układ cięgną docisk przeciwpółki do badanej powierzchni. Ścierniwo jest podawane grawitacyjnie z zasobnika (11) do strumienia sprężonego powietrza, w którym dopływa przewodem (12) do węzła tarcia. Rolka wykonuje 15 obr./min. Próbką jest usytuowana pionowo.

## Literatura

1. Eyre T.S.: *Wear characteristics of metals*. Tribology International 1976, vol. 10, str. 203-212.
2. Zum Gahr K.-H., Eldis G.T.: *Abrasive wear of white cast irons*. Wear 1980, vol. 64, str. 175-194.
3. Suh N.P.: *The delamination theory of wear*. Wear 1977, vol. 44, str. 1.
4. Zum Gahr K.-H.: *Microstructure and wear of materials*, Elsevier, Nowy Jork, 1987.
5. Solski P.: *Zużycie cierne metali*, WNT, Warszawa, 1968.
6. Hawk J.A., Wilson R.D., Tylczak J.H., Doğan Ö.N.: *Laboratory abrasive wear tests: Investigation of test methods and alloy correlation*. Wear 1999, vol. 225-229, str. 1031-1042.

7. Sare I.R., Arnold B.K.: *Gouging abrasion of wear resistant alloy white cast irons*. Wear 1989, vol. 131, str. 15-38.
8. Misra A., Finnie I.: *A classification of three-body abrasive wear and design of a new tester*. Wear 1987, vol. 60, str. 111-121.
9. Misra A., Finnie I.: *A review of the abrasive wear of metals*. Journal of Engineering Materials and Technology 1982, vol. 104, str. 94-101.
10. Gates J.D.: *Two-body and three-body abrasion: A critical discussion*. Wear 1998, vol. 214, str. 139-146.
11. Zum Gahr K.-H.: *Wear by hard particles w*: New directions in tribology, ed. Hutchings I.M., Institute of Mechanical Engineers, Londyn 1997.
12. Misra A., Finnie I.: *On the size effect in abrasive and erosive wear*. Wear 1981, vol. 65, str. 359-373.
13. Sasada T., Oike M., Emori N.: *The effect of abrasive grain size on the transition between abrasive and adhesive wear*. Wear 1984, vol. 97, str. 291-302.
14. Dube N.B., Hutchings I.M.: *Influence of particle fracture in the high-stress and low-stress abrasive wear of steel*. Wear 1999, vol. 233-235, str. 246-256.
15. Woldman M., van der Heide E., Schipper D.J., Tinga T., Masen M.A.: *Investigating the influence of sand particle properties on abrasive wear behavior*. Wear 2012, vol. 294-295, str. 419-426.
16. Hurricks P.L.: *Some metallurgical factors controlling the adhesive and abrasive wear resistance of steel: A Review*. Wear 1973, vol. 26, str. 285-304.
17. Modi O.P., Prasad B.K., Jha A.K., Dasgupta R., Yegneswaran A.H.: *Low-stress wear behavior of a 0.2% C steel: influence of microstructure and test parameters*. Tribology Letters 2003, vol. 15, nr 3, str. 249-255.
18. Schmidt U.H.: *Abrasive wear of anisotropic two-phase microstructures in Fe-Ni-C steel*. Steel Research 1996, vol. 57, str. 335-339.
19. Fulcher J.K., Kosel T.H., Fiore N.F.: *The effect of carbide volume fraction on the low stress abrasion resistance of high Cr-Mo white cast irons*. Wear 1983, vol. 84, str. 313-325.
20. Dogan O.N., Hawk J.A.: *Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron*. Wear 1995, vol. 189, str. 136-142.
21. Mutton P.J., Watson J.D.: *Some effects of microstructure on the abrasion resistance of metals*. Wear 1978, vol. 48, s. 385-398.
22. Wahl H.: *Verschleiß probleme in Braunkohlenbergbau*. Braunkohle, Wärme und Energie 1951, Nr 5/6, str. 75-97.
23. Uetz H., Föhl J.: *Gleitverschleißuntersuchungen an Metallen und nichtmetallischen Hartstoffen unter Wirkung körniger Stoffe*. Braunkohle, Wärme und Energy 1969, vol. 21, str. 10-18.
24. Zum Gahr K.-H.: *How microstructure affects abrasive wear resistance*. Metal Progress 1979, vol. 116, Nr 4, str. 46-52.

25. Zum Gahr K.-H.: *Modelling of two-body abrasive wear*. Wear 1988, vol. 124, str. 87-103.
26. Colaço R.: *An AFM study of single-contact abrasive wear: The Rabinowicz wear equation revisited*. Wear 2009, vol. 267, str.1772-1776.
27. Murray M.J., Mutton P.J., Watson J.D.: *Abrasive wear mechanisms in steels (w:)*, Wear of Materials, K.C. Ludema, W.A. Glaser, S.K. Rhee, ed., ASME, Nowy Jork, USA, 1979, str.257-265.
28. Zum Gahr K.-H.: *How microstructure affects abrasive wear resistance*. Metal Progress 1979, vol. 116, Nr 4, str. 46-52.
29. Zum Gahr K.-H., Roehrig K.: *Widerstand weisser Chrom-molybdaen – Gusseisen gegen Rissausbreitung und Abrasivverschleiss*. Gusserei – Forschung 1980, vol. 32, str. 35-42.
30. Evans A.G., Wildshaw T.R.: *Quasi-static solid particle damage in brittle solids – I. Observations, analysis and implications*. Acta Metallurgica 1976, vol. 24 str. 939-956.
31. Evans A.G., Marshall D.B.: *Wear mechanisms in ceramics*. (w:) Fundamentals of friction and wear of materials, Rigney, D.A. ed. ASM, Metals Park, OH, 1980.
32. Axen N., Jacobson S.: *A model for the abrasive wear resistance of multiphase materials*. Wear 1994, vol. 174, str. 187-199.
33. Polak R., Ho S., Badisch E.: *Relation between inter-particle distance (LIPD) and abrasion in multiphase matrix-carbide material*. Tribology Lettters 2009, vol. 33, str. 29-35.
34. Lee G.Y., Dharan C.K.H., Ritchie R.O.: *A physically-based abrasive wear model for composite materials*. Wear 2002, vol. 252, str. 322-331.
35. Axen N., Lundberg B.: *Abrasive wear in intermediate mode of multiphase materials*. Tribology International 1995, vol. 28, nr 8, str. 523-529.
36. Meng H.C., Ludema K.C.: *Wear models and predictive equations: their form and content*. Wear 1995, vol. 181-183, str. 443-447.
37. Torrance A.A.: *Modeling abrasive wear*. Wear 2005, vol. 258, str. 281-293.
38. Fang L., Liu W., Du D., Zhang X., Xue Q.: *Predicting three-body abrasive wear using Monte Carlo methods*. Wear 2004, vol. 256, str. 685-694.
39. Dasgupta R., Prasad B.K., Jha A.K., Modi O.P., Das S., Yegneswaran A.H.: *Low stress abrasive wear behaviour of a hardfaced steel*. Journal of Materials Engineering and Performance 1998, vol. 7, nr 2, str. 221-226.
40. Budinski K.C.: *Adhesive transfer to abrasive particles in abrasion testing*. Wear 2011, vol. 271, str. 1258-1263.
41. Nahvi S.M., Shipway P.H., McCartney D.G.: *Particle motion and modes of wear in the dry sand-rubber wheel abrasion test*. Wear 2009, vol. 267, str. 2083-2091.
42. Hejwowski T., Weroński A.: *Problematyka doboru materiałów na elementy pracujące w warunkach zużycia erozyjno-ściernego*. Zagadnienia Eksploatacji Maszyn 2000, nr 1, str. 29.

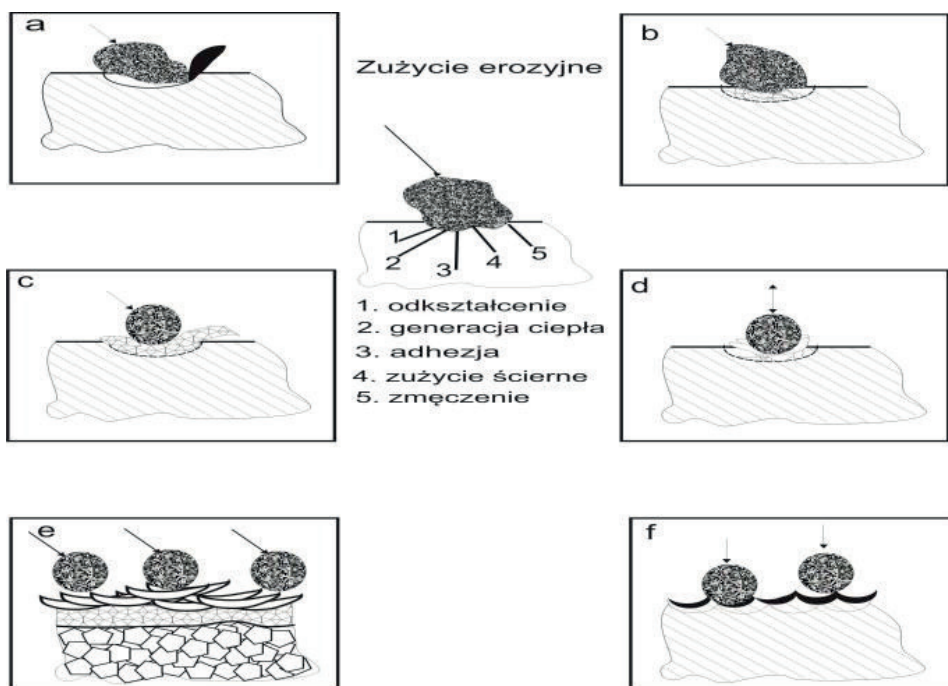


43. Allen C., Ball A.: *A review of the performance of engineering materials under prevalent tribological and wear situations in South African industries*. Tribology International 1996, vol. 29, nr 2, str. 105-116.
44. Ma X., Liu R., Li D.Y.: *Abrasive wear behavior of D2 tool steel with respect to load and sliding under dry sand/rubber wheel abrasion condition*. Wear 2000, vol. 241, str. 79-85.
45. Molgard J.: *A simulative wear study critically reviewed*. Wear 1977, vol. 41, str. 57-62.
46. Larsen-Badse J., Sokolski S.S.: *Influence of atmospheric humidity on abrasive wear – II. 2-body abrasion*. Wear 1975, vol. 32, str. 9-14.
47. Hejwowski T., Weroński A.: *Effect of stress state on abrasive and erosive wear*. Advances in Applied Plasma Science 2007, vol. 6, str. 231-234.



### 3. Ogólna charakterystyka procesu erozji

Proces zużywania erozyjnego jest wywołany oddziaływaniem ciał stałych, ciekłych lub gazowych uderzających w powierzchnię rozważanego materiału. W praktyce, system tribologiczny, w którym zachodzi to zjawisko można uważać za system otwarty, dlatego że przeciwpróbka (cząstki stałe lub medium ciekłe, względnie gazowe) ulegają stałej wymianie. Można wyróżnić sześć typów zużywania erozyjnego pokazanych na rys. 3.1.



**Rys. 3.1.** Mikromechanizmy zużywania erozyjnego:  
(a) mikroskrawanie i mikrożłobienie, (b) mikropęknięcie, (c) wyciskanie materiału tarczy,  
(d) powstanie pęknięć, (e) formowanie płatków metalu; (f) przekuwanie płatków [1].

Proces zużywania erozyjnego materiału przez cząstki stałe można określić jako proces powstawania i kumulowania uszkodzeń materiału oraz powstawania ubytku masy materiału spowodowany kolejnymi uderzeniami twardych cząstek. Erozja powodowana przez cząstki stałe powoduje obniżenie trwałości instalacji transportu pneumatycznego, wymienników ciepła kotłów energetycznych opalanych paliwami stałymi, wentylatorów transportujących gazy zawierające cząstki stałe, a także, między innymi, silników samolotowych, zaworów instalacji chemicznych, systemów transportu zawieszin. Erozja jest zjawiskiem całkowicie odmiennym od zużycia ściernego, w którym kontakt pomiędzy ścierniwem i przedmiotem jest ciągły.

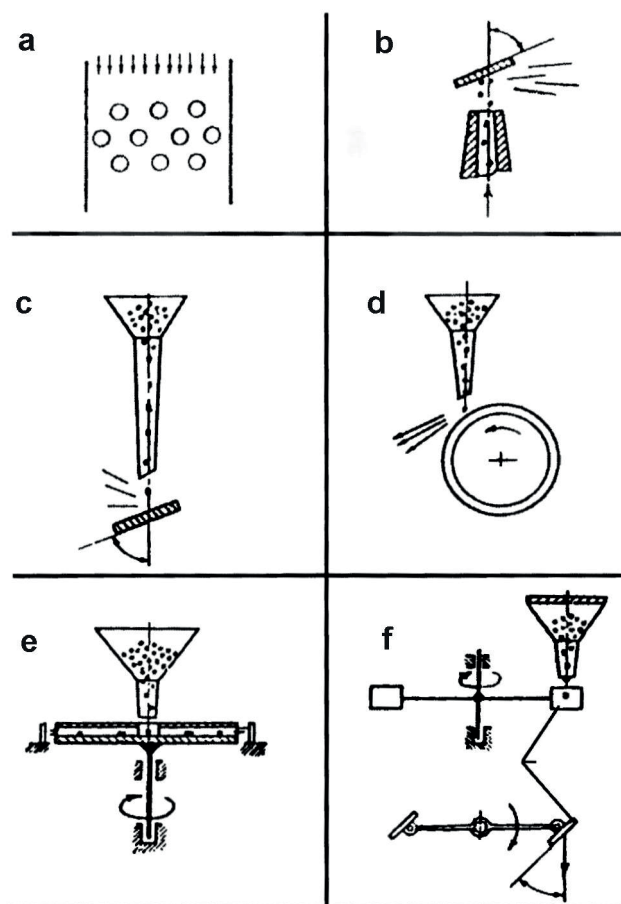
Od długiego czasu dobrze znana jest erozja luf armatnich spowodowana oddziaływaniem gorących gazów prochowych. Inną formą erozji jest kawitacja, która występuje w turbinach wodnych oraz rurociągach. Erozja powodowana kroplami deszczu jest przyczyną uszkodzania kadłubów samolotów, osłon radarów pokładowych, silników samolotowych. Problemy zużycia erozyjnego przez mikrometeority dotyczą także elementów statków kosmicznych.

Istotnym problemem jest erozja turbin parowych, którą powodują krople wody oraz stałe produkty korozji uwolnione ze ścian instalacji. Na uszkodzenie erozyjne są narażone kierownice, krawędzie natarcia oraz spływu łopatek. Wielkość cząstek stałych sięga 300 mm, twardość jest w zakresie 700÷750 HV [2]. Erozja powoduje wzrost chropowatości i powstanie lokalnych ubytków powierzchni sięgających kilku milimetrów [3]. Stwierdzane w praktyce pogorszenie sprawności turbiny jest zwykle nieznaczne i wynosi około 1%.

Erozja przez cząstki pyłów zawarte w powietrzu powoduje spadek ciągu silnika odrzutowego oraz jego trwałe uszkodzenie [4-6]. W sprężarkach silników cząstki stałe powodują powstanie rys i chropowatości oraz deformację części profilowych łopatek, co powoduje ich pękanie zmęczeniowe, a także uszkodzenia uszczelnień labiryntowych i uszczelnień ścieralnych [17]. Zużycie instalacji transportu pneumatycznego pyłów jest miejscowo nasilone, wydaje się, że jest to spowodowane w dużym stopniu charakterystyką przepływu czynnika [8].

### **3.1. Metody doświadczalne badania erozji**

Pierwsze testy erozyjne były wykonane w roku 1904, jednak wyraźny rozwój nastąpił po II wojnie światowej. Najczęściej stosowane typy urządzeń testowych są pokazane na rys. 3.2 [9]. Urządzenie pokazane na rys. 3.2a jest stosowane do badania erozji rur kotła energetycznego przez cząstki pyłów. Próbkę są umieszczone wewnątrz tunelu aerodynamicznego prowadzącego medium gazowe zawierające cząstki pyłów.



Rys. 3.2. Typy urządzeń stosowanych do badania erozji [9]. Opis w tekście pracy.

Urządzenie pokazane na rys. 3.2b jest najczęściej stosowane, przyspieszenie cząstek pyłu dokonuje się w dyszy zasilanej sprężonym gazem, test jest przedmiotem normy ASTM G76. Wadą urządzenia jest brak możliwości jednoczesnego badania próbki oraz materiału porównawczego. We wcześniejszych badaniach doświadczalnych zakładano, że prędkość cząstek pyłów jest równa prędkości gazu, jednak jest to obarczone dużym błędem. Prędkość cząstek pyłów można zmierzyć na przykład metodą dwóch tarcz Ruffa i Ivesa [10]. Prędkość pyłów jest również obliczana na przykład metodą CFD. W badaniach erozyjnych kąt padania cząstek ścierniwa jest mierzony pomiędzy wektorem prędkości cząstki i powierzchnią erodowanego materiału.

W stanowisku pokazanym na rys. 3.2c zużycie erozyjne jest powodowane przez luźne ścierniwo spadające swobodnie z określonej wysokości, metoda jest objęta normą PN-76/C-81516. Stanowisko jest wykorzystywane, na przykład, do oceny powłok epoksydowych [11].

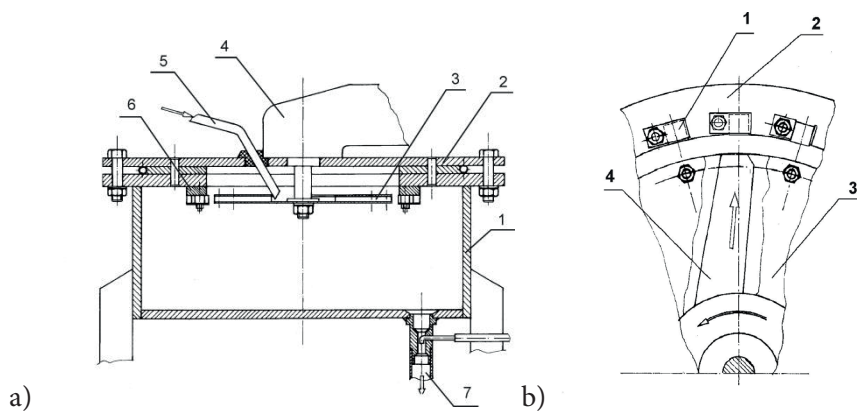
W stanowisku pokazanym na rys. 3.2d próbka jest umieszczona w uchwycie zamocowanym na osi silnika elektrycznego. Wadą tej metody jest zależność kąta padania ziaren ścierniwa od prędkości obrotowej silnika.

Rysunek 3.2e przedstawia urządzenie typu odśrodkowego, w którym przyspieszenie ziaren ścierniwa uzyskuje się w obracającym się dysku wyposażonym w otwory promieniowe. Zaletą urządzenia jest możliwość jednoczesnego badania wielu materiałów. Urządzenie zostało objęte normą rosyjską GOST 23.201-78. Późniejsza wersja urządzenia odśrodkowego, przedstawionego na rys. 3.2e, umożliwia wykonanie badań w próżni rzędu 1 Pa. Metoda ta jest uważana za bardzo wiarygodną.

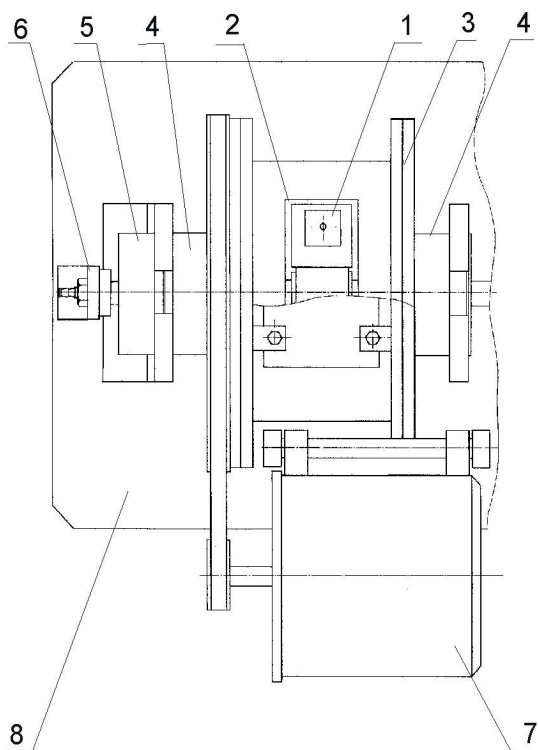
W urządzeniu pokazanym na rys. 3.2f badane próbki są zamocowane do wirnika, spadające swobodnie ścierniwo jest podawane na obwód koła zataczanego przez próbki. Wysokość spadku ścierniwa jest dobrana do prędkości obrotowej wirnika.

W przypadku wykonywania badań z wykorzystaniem ścierniw o małej wielkości ziaren (na przykład 20  $\mu\text{m}$ ) należy w urządzeniach, w których ziarna ścierniwa poruszają się w strudze gazu, wziąć pod uwagę efekty aerodynamiczne powodujące zmianę kąta padania cząstek [12]. W pracy [13] przedstawiono porównanie metody badań opartej na przyspieszaniu ścierniwa w dyszy z metodą odśrodkową. Rezultaty porównania właściwości materiałów sporządzone z wykorzystaniem tych metod były zbliżone. Obie metody różniły się wielkością strumienia cząstek ścierniwa, co jest prawdopodobną przyczyną różnic w wyznaczonych intensywnościach erozji. Cechą urządzenia odśrodkowego jest rotacja cząstek ścierniwa i dlatego istotne jest nachylenie próbki w stosunku do kierunku obrotu wirnika [14].

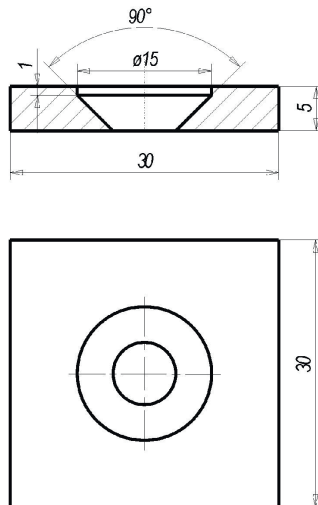
Rys. 3.3a,b przedstawiają własne urządzenie typu odśrodkowego [15]. Stanowisko zawiera cylindryczną komorę (1) zamykaną pokrywą (2), (rys. 3.3a). Wewnątrz komory jest umieszczony wirnik (3) napędzany silnikiem (4) o mocy 2 kW i prędkości obrotowej 8000 obr./min. Ścierniwo jest podawane przewodem (5) w strumieniu sprężonego powietrza do otworu tarczy. Badane próbki (6) umieszczone są współśrodkowo z wirnikiem. Zużyte ścierniwo usuwane jest z komory przy pomocy eżektorów (7) zasilanych sprężonym powietrzem. Zassane zużyte ścierniwo oddzielane jest od powietrza w filtrze workowym. Konstrukcja wirnika jest przedstawiona na rysunku 3.3b. 20 próbek (1) o badanej powierzchni 10×10 mm zostało umieszczonych na wieńcu (2). Wirnik składa się z dwóch połączonych pierścieni, pomiędzy którymi jest umieszczonych 6 profilowanych łopatek (3), ścierniwo wylatuje przez otwory (4) pomiędzy łopatkami. Ścierniwo jest podawane z zasobnika wyposażonego w obrotowe mieszadło w strumieniu gazu do środkowego otworu wirnika.



**Rys. 3.3.** *Stanowisko typu odśrodkowego do badania erozji: komora stanowiska (a), wirnik (b).*

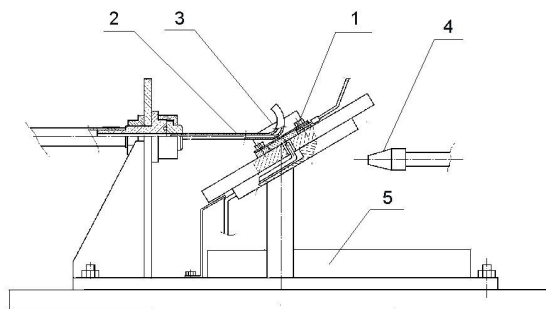


**Rys. 3.4.** *Stanowisko do badania erozji [16].*



**Rys. 3.5.** *Próbka stosowana do badań erozyjnych [16].*

W badaniach zużycia erozyjnego stosowano własne stanowisko badawcze, w którym dwie badane próbki są przymocowane do wirnika napędzanego silnikiem wysokoobrotowym [16]. Urządzenie do badania zużycia erozyjnego jest przedstawione na rys. 3.4, a rys. 3.5 pokazuje wymiary próbki. Maksymalna prędkość obrotowa wirnika wynosi 8000 obr./min. Wirnik (2) z gniazdem próbki (1) jest umieszczony w hermetycznej walcowej komorze (3) o wymiarach  $\Phi 210 \times 110$  mm, komora jest ułożyskowana w oprawach (4) i napędzana przez przekładnię pasową silnikiem elektrycznym (7), jej prędkość obrotowa wynosi 1 obr./s. Oś obrotu komory jest ustawiona poziomo i pokrywa się z osią obrotu wirnika z próbkami. Wirnik jest zamocowany do wału ułożyskowanego w oprawach (5), w wale wirnika jest wykonany otwór umożliwiający doprowadzenie, poprzez oprawę (6), gazu obojętnego do wnętrza komory (3).



**Rys. 3.6.** *Stanowisko do badania erozji przy podwyższonych temperaturach, 1 – stolik z próbką, 2-wygięta dysza, 3-osłona próbki, 4 – palnik gazowy, 5-izolacja ceramiczna [17].*

Własne stanowisko badawcze przedstawione na rys. 3.6 [17], jest zmodyfikowaną wersją urządzenia [18]. Ścierniwo było podawane z podajnika fluidalnego w strumieniu argonu do dyszy. Rurka akceleracyjna jest wygięta i część ścianki została usunięta, dzięki temu otrzymano separator wykorzystujący efekt Coanda oddzielający cząstki stałe od sprężonego powietrza używanego do przyspieszenia cząstek. Stolik z próbką był podgrzewany palnikiem, temperaturę mierzono termoparą płaszczową. Stanowisko umożliwiało wykonanie pomiarów w zakresie temperatury do 773 K. Przed pomiarem próbka była nagrzewana w atmosferze ochronnej wytworzonej wewnątrz osłony próbki.

### 3.2. Mechanizmy erozji

W badaniach erozyjnych wykonanych z użyciem piasku o wymiarach cząstek  $0,4\div0,6$  mm i prędkości 50 m/s oraz kierunku padania cząstek normalnego do powierzchni stwierdzono [19, 20]:

- dla tarczy kobaltowej, obecność warstwy wyciśniętej wokół krateru,
- dla kruchego wolframu, obecność pęknięć rozchodzących się radialnie na zewnątrz krateru,
- dla stali obraz był podobny do obserwowanego w próbie twardości Brinella, natomiast dla prędkości 225 m/s zaobserwowano na krawędzi krateru warstwę o obniżonej gęstości.

Dla kątów padania różnych od  $90^\circ$  materiał był usuwany z krateru w kierunku ruchu cząstki oraz w kierunkach prostopadłych, możliwe było także powstanie płatk metalu. Dla materiałów plastycznych intensywność zużycia erozyjnego w początkowym etapie erozji jest niewielka dlatego, że jedynie niewielki fragment przemieszczonej objętości materiału jest trwale usuwany.

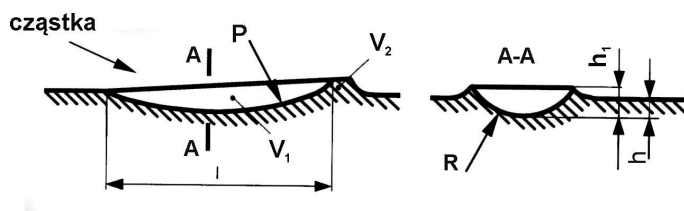
Winter i Hutchings [21] w badaniach mechanizmu erozji pojedynczymi cząstkami o ostrych krawędziach stwierdzili występowanie mikromechanizmów zużycia podobnych do występujących w zużyciu ściernym, tzn. mikroskrawania oraz mikrobruzdowania. Stwierdzono również występowanie adiatycznych pasm ścinania. Silnie zlokalizowane odkształcenie ułatwia oddzielanie się cząstki materiału. Temperatura generowana w pasmach ścinania może być tak wysoka, że wystąpi tam rekrytalizacja, przemiany fazowe lub nawet topnienie [22,23]. Hutchings i Winter [19] stwierdzili również istotny wpływ sił adhezji pomiędzy cząstką padającą i materiałem na formowanie się cząstek produktu zużycia. Fragmenty cząstek ścierniwa pokruszone podczas erozji mogą być utrzymywane na powierzchni siłami adhezji.

Stwierdzono, że powierzchnia materiału ulega pod uderzeniami cząstek SiC umocnieniu przez zgniot, ale jednocześnie część energii jest zamieniana w energię cieplną, co ogranicza wielkość umocnienia. Poniżej znajduje się warstwa, która

nie doznała skutków wzrostu temperatury i twardość jej podczas erozji wzrosła. Warstwa ta pełni rolę kowadła. Mechanizmem zużycia jest wówczas zmęczenie warstwy powierzchniowej [24].

Mechanizm erozji plastycznych metali dla kątów padania zbliżonych do normalnego polega na wyciskaniu i przekuwaniu cienkich płatków metalu. W początkowym etapie erozji najpierw powstają płatki, erozja ustalona zaczyna się w chwili, gdy płatki wytworzą się na całej powierzchni metalu i wykształci się strefa umocniona pod erodowaną powierzchnią. Silne umacnianie odkształceniowe materiału powoduje skrócenie etapu inkubacji, ale nie wpływa na intensywność erozji ustalonej [25].

W pracy [26] wykonywano pomiary wielkości i głębokości kraterów utworzonych przez pojedyncze uderzenia. Rys. 3.7 wprowadza mierzone wielkości. Tabela 3.1 przedstawia wyniki dla erozji stali  $C=0,2\%$  piaskiem o ziarnie  $0,4\div 0,6$  mm, prędkości cząstek 97 m/s i kącie padania  $\alpha$ .  $K_g$  jest określone jako  $K_g=(V_1-V_2)/V_1$ ,  $Z$  podaje udział kraterów, z których był usuwany materiał,  $K_g'$  zostało określone tylko dla tych kraterów, w których obserwowano zużycie.



Rys. 3.7. Schemat krateru erozyjnego [9].

Tab. 3.1. Wyniki pomiarów geometrii kraterów [26,9]

$\alpha, ^\circ$	$l, \mu\text{m}$	$h, \mu\text{m}$	$\rho, \mu\text{m}$	$V_1, \mu\text{m}^3 \times 10^{-3}$	$V_2, \mu\text{m}^3 \times 10^{-3}$	$K_g$	$Z, \%$	$K_g'$
3	197	3	1618	6,7	3,4	0,49	100	0,49
9	136	4	580	12,2	7,9	0,35	93	0,36
15	136	7,6	308	29,8	21,4	0,28	73	0,35
30	126	10,3	192	46,4	38,7	0,17	53	0,26

W analogicznych testach dla stali hartowanej otrzymano znacznie wyższe wartości współczynnika  $K_g$ . Kratery powstałe po uderzeniach pojedynczych cząstek różnią się między sobą. Wartości  $K_g$  uzyskane w teście zarysowania węgelnikiem były zbliżone do przedstawionych w tabeli.



Uszkodzenie erozyjne obserwowane w materiałach kruchych wykazuje duże podobieństwo do uszkodzenia quasi-statycznego występującego po obciążeniu powierzchni materiału węgelnikiem. Pęknięcia poprzeczne uformowane w pojedynczym akcie zderzenia prowadzą wprost do ubytku materiału [27]. Zużycie materiałów kruchych występuje poprzez kruche pękanie i odpryskiwanie dla dowolnego kąta padania cząstek. Odkształcenie plastyczne lub ścinanie jest możliwe dla małych kątów ze względu na wysokie naprężenia ściskające lub ścinające, które mogą być wygenerowane pod punktem uderzenia cząstki. Nominalnie kruche materiały mogą wykazywać maksimum intensywności erozji dla małych wartości kąta padania w przypadku erozji przez małe cząstki.

Mechanizm zużycia ceramiki spiekanych zależy od warunków testu. Dla prędkości poniżej wartości krytycznej i cząstek pozbawionych ostrych krawędzi usunięcie cząstki zużycia wymaga akumulacji uszkodzenia. Dla wyższych prędkości występuje pękanie poprzeczne. Dla kulistych cząstek ścierniwa dominuje zmęczeniowy mechanizm uszkodzenia erozyjnego [28]. Jeśli padające cząstki są małe i/lub mają niewielką prędkość to można zauważyć dla materiałów kruchych na powierzchni zużytej topografię właściwą dla odkształcenia plastycznego, ponadto maksimum intensywności erozji występują w zakresie kątów charakterystycznych dla materiałów plastycznych [29].

### **3.3. Wpływ parametrów testu na odporność na zużycie**

Intensywność zużywania erozyjnego materiałów plastycznych zależy od następujących głównych czynników [30-32,34]:

- kąta padania ścierniwa,
- prędkości cząstek,
- wielkości, kształtu i właściwości cząstki,
- temperatury powierzchni erodowanej,
- kształtu i wielkości erodowanego elementu,
- topografii powierzchni, mikrostruktury i właściwości materiału,
- właściwości gazu nośnego lub środowiska,
- obecności domieszek w ścierniwie.

#### **3.3.1. Kąt padania ziaren ścierniwa**

Wartość kąta padania odpowiadająca maksimum intensywności erozji stali jest w zakresie  $17^{\circ} \div 60^{\circ}$  i zależy od rodzaju użytego w badaniach ścierniwa. Jeśli cząstki ścierniwa mają ostre krawędzie to maksimum intensywności występuje w zakresie małych kątów. Dla cząstek o kształcie zaokrąglonym maksimum intensywności erozji jest przesunięte w stronę dużych wartości kąta, ale krzywa ma stosunkowo

płaski przebieg. W przypadku erozji przez cząstki o małych średnicach maksimum intensywności erozji jest przesunięte w stronę wyższych kątów, ze względu na efekty aerodynamiczne. Dla materiałów kruchych maksimum intensywności erozji jest dla kąta padania  $90^\circ$ . Według Wellingera i Uetza [35] należy rozważać dwa udziały do uszkodzenia erozyjnego, z których pierwszy jest związany ze składową prędkości równoległą do powierzchni (powodującą skrawanie materiału) a drugi ze składową prostopadłą do powierzchni. Dla materiałów plastycznych i cząstek ścierniwa posiadających ostre krawędzie istotna jest składowa równoległa prędkości, natomiast dla materiałów twardych i kruchych ważna jest składowa prostopadła opisująca uderzenie cząstki.

Specyficznym przypadkiem erozji, który dotyczy na przykład łopat wirników wentylatorów jest erozja przez cząstki pyłów uderzające w powierzchnię łopaty pod niewielkim kątem lub dociskane do powierzchni łopaty siłą Coriolisa. Siła docisku może przekraczać kilka tysięcy razy siłę grawitacji. Intensywność erozji jest potęgową funkcją prędkości obrotowej wirnika.

### 3.3.2. Kształt i wielkość ziaren ścierniwa

Kształt cząstki ścierniwa ma istotny wpływ na erozję. Kąt, przy którym występuje maksimum erozji metali przesuwają się z  $30^\circ$  do  $90^\circ$  gdy zmienia się ścierniwo ze stłuczki szklanej na kulki szklane. Intensywność erozji wzrasta ze zwiększającą się wielkością cząstki piasku do wielkości cząstki około 0,15 mm.

W pracy [36] stwierdzono, że w miarę wzrostu wielkości cząstki erodującej i wzrostu prędkości zmienia się charakter zużycia cermetu WC-Co na bardziej plastyczny. Cząstki ścierniwa posiadające ostre krawędzie powodują intensywność erozji stali większą o rząd wielkości od wartości dla cząstek okrągłych [37]. Ubytki erozyjne powodowane przez różne popioły powstałe ze spalania węgla kamiennego różnią się nawet trzykrotnie ze względu na różnice w składzie chemicznym i wielkości cząstek [38]. Wpływ kształtu ziaren ścierniwa jest wyraźnie większy dla ścierniw o dużych ziarnach [37]. Zjawisko kruszenia się cząstek po uderzeniu ma znaczenie szczególnie dla dużych prędkości i średnic cząstek [39, 40].

Zwiększanie wilgotności piasku w zakresie do 8% powoduje wzrost intensywności erozji stali [9]. Nie jest to jednak spowodowane korozją dlatego, że podobny efekt występuje także dla innych cieczy. Przyczyną może być efekt Rebintera.

### 3.3.3. Wpływ ilości ścierniwa

Dla materiałów plastycznych takich jak aluminium oraz elastomery zauważa się etap inkubacji, który jest największy dla kąta padania  $90^\circ$  i jest to spowodowane wbijaniem się cząstek ścierniwa w powierzchnię erodowanego materiału. W przypadku materiałów takich jak stal i szkło nie zaobserwowano tego efektu [41].

### 3.3.4. Prędkość cząstek ścierniwa

Intensywność erozji, definiowana jako ubytek masy lub objętości materiału spowodowany uderzeniem w powierzchnię jednostki masy ścierniwa, jest potęgową funkcją prędkości. Wykładnik prędkości dla materiałów metalicznych i normalnego kąta padania cząstek wynosi 2,4 lub 2,55, wykładnik przekracza 5 dla kompozytów o osnowie polimerowej oraz wynosi około 3 dla materiałów ceramicznych [42]. Wartość wykładnika potęgowego zależy od kąta padania cząstki oraz jej wielkości. Wykładnik dla stopów Al-Si zawiera się w zakresie 2,3 dla małych kątów padania do 2,5 dla dużych kątów padania [43].

W warunkach erozji, przy których stop WC-Co ujawnia plastyczność (dla większych prędkości i rozmiarów cząstek erodujących), wykładnik potęgowy prędkości wynosi około 2, natomiast w warunkach, gdy erozja ma charakter kruchy – wykładnik wynosi około 3,1-3,7 [36].

Jeśli podczas erozji występuje pękanie ziaren ścierniwa to dla prędkości, przy której zjawisko zaczyna występować, obserwuje się skokowe obniżenie wartości wykładnika potęgowego. Dla cermetu WC-3%Co i ścierniwa piasku kwarcowego wykładnik wynosi 1,5 do prędkości 200 m/s, a dla wyższych prędkości jedynie 0,3 [9]. Jeśli jednak cząstki erodujące mają twardość wyższą od materiału to wykładnik potęgowy jest praktycznie taki sam jak dla stali  $m=2 \div 2,1$ . Jeśli jednak powyżej pewnej prędkości wystąpi pękanie materiału to wzrośnie wartość wykładnika prędkości.

### 3.3.5. Wpływ koncentracji ścierniwa

Koncentrację ścierniwa określa się jako jego udział masowy w medium gazowym lub ciekłym. Dla dużych wartości koncentracji padająca cząstka ulega zderzeniom z cząstkami odbitymi od powierzchni lub pokruszonymi, co obniża prędkość padania cząstek i zmienia kąt padania.

### 3.3.6. Twardość materiału i ścierniwa

Stwierdzono dobrą korelację pomiędzy twardością wyżarzzonego metalu i jego odpornością na erozję, natomiast obróbka cieplna stopów żelaza, aluminium i tytanu praktycznie nie ma wpływu na odporność na erozję [42, 44]. W pracy [45] wykazano, że obróbka powierzchniowa – walcowanie, kulowanie, piaskowanie – nie mają praktycznie wpływu na intensywność erozji ustalonej. Wpływ obróbki powierzchniowej jest ograniczony do wstępnego etapu erozji.

Przy zwiększaniu twardości ścierniwa obserwuje się wzrost intensywności erozji materiału, zmiana jest szczególnie wyraźna, gdy twardość ścierniwa przekracza twardość materiału [39]. Intensywności erozji powodowane przez pyły o twardościach wyższych przynajmniej dwukrotnie od twardości materiału są zbliżone.

Ścierniwa o mniejszej twardości ulegają kruszeniu po uderzeniu w twardszą tarczę, co powoduje ich mniejszą efektywność. Wykładniki potęgowe prędkości maleją z obniżeniem stosunku twardości ścierniwa do tarczy ze względu na pękanie ścierniwa [46]. Intensywność erozji powodowanej przez pyły o niewielkiej twardości może być duża, na przykład w pracy [47] stwierdzono, że cząstki  $\text{CaF}_2$  o twardości Mohsa 4 powodowały znacznie bardziej intensywną erozję stali nierdzewnej i stopu aluminium niż korund o twardości Mohsa 9.

Lepszą korelację stwierdzono pomiędzy odpornością na erozję i twardością mierzoną na powierzchniach poddanych erozji [48,49]. Podczas erozji może wystąpić zarówno wzrost twardości materiału wskutek zgniotu jak i obniżenie twardości ze względu na generację ciepła podczas zderzenia [49].

### 3.3.7. Temperatura procesu

Zgniot i umocnienie odkształceniowe występują, gdy temperatura jest stosunkowo niska, poniżej  $0,5T_m$ . Czynniki powodującymi obniżenie ilości energii potrzebnej do usunięcia jednostki objętości materiału są: obniżenie wytrzymałości materiału, wartości modułu Younga oraz umocnienie przez zgniot. Zależność temperaturowa intensywności erozji zależy od kąta padania cząstek. Czynniki powodujące wzrost energii potrzebnej do usunięcia jednostki objętości materiału to wzrost plastyczności materiału lub dynamiczne zdrowienie. Dla stali w testach erozyjnych prowadzonych przy obniżonych temperaturach stwierdzono wzrost intensywności erozji z obniżaniem się udarności stali [9].

Dla kąta padania  $30^\circ$  obserwowane są dwie zależności: intensywność erozji początkowo maleje ze wzrostem temperatury, aby po przekroczeniu 473K-673 K, ponownie wzrosnąć (na przykład dla stali 410SS) lub dla innych warunków testu, ewentualnie innego materiału tarczy (na przykład stali 310SS), pozostaje niezależna od temperatury do około 673 K aby potem wzrosnąć [50, 42].

Wpływ temperatury na erozję stali należy rozważać również w aspekcie powstawania tlenków, które ze względu na swoją twardość mogą zwiększać odporność na erozję. Jeśli w zakresie temperatury testu może powstać tlenek typu  $\text{FeO}$ , to wówczas nastąpi pogorszenie odporności ze względu na niską przyczepność tego tlenku do podłoża [9]. Wzrost temperatury testu erozyjnego stali powoduje zwiększenie wartości wykładnika potęgowego i przesunięcie kąta maksimum intensywności w stronę wyższych wartości.

### 3.3.8. Wpływ właściwości materiału

Dla czystych metali i stopów nie zaobserwowano silnego wpływu umocnienia roztworu stałego i wielkości ziarna na intensywność erozji. Na przykład w pracy [51] stwierdzono, że intensywność erozji czystego żelaza i miedzi nie zależy od

wielkości ziarna, co tłumaczono niewielkim wpływem wielkości ziarna na granicę plastyczności (mała wielkość współczynnika Halla-Petcha), w tytanie współczynnik ma większą wartość i dlatego pojawia się zależność od wielkości ziarna.

Energia błędu ułożenia określa zdolność materiału do wystąpienia dynamicznego zdrowienia poprzez poślizg poprzeczny przy wysokich odkształceniach. Dla wysokich wartości błędu ułożenia poślizg poprzeczny jest łatwiejszy i zachodzi dla mniejszych odkształceń lub naprężeń. Dlatego materiały o małej wartości błędu ułożenia mają większą zdolność do zachowania umocnienia przez zgmiot nawet przy wysokich odkształceniach. W stopach Cu, Cu-Zn, Cu-Al stwierdzono, że wzrost energii błędu ułożenia obniża intensywność erozji jeśli cząstka ścierniwa posiada ostre krawędzie i intensywność erozji zwiększa się, gdy stosuje się cząstki o kształcie sferycznym. Można założyć, że dynamiczne zdrowienie jest istotne tylko dla sferycznych cząstek ścierniwa [52]. W pracy [53] stwierdzono, że umocnienie dyspersyjne stopu niklu cząstkami  $Y_2O_3$  powoduje zmniejszenie odporności na erozję ze względu na obniżenie wpływu dynamicznego zdrowienia.

Dla stali węglowych (0,76% C i 0,98% C) obrobionych cieplnie, najlepszą odporność na erozję przez cząstki korundu wykazuje struktura sferoidytu i obniża się w kolejności: perlit, martenzyt odpuszczony, martenzyt. W badaniach zaobserwowano dla każdej z mikrostruktur plastyczny mechanizm zużycia erozyjnego. Wykładnik potęgowy prędkości w zależności określającej intensywność erozji wynosi około 2, niezależnie od mikrostruktury [54]. Korzystną strukturą stali 1075 jest sferoidyt. Dla stali 1020 korzystna jest większa, ale niezbyt duża odległość pomiędzy cząstkami cementytu. Badania mikroskopowe wykazały pękanie podpowierzchniowe, co wskazuje na mechanizm zmęczeniowy erozji. W warunkach erozji korzystne jest stosowanie stali o dużej zawartości węgla.

Zużycie erozyjne kompozytów na osnowie polimerów zbrojonych włóknem jest mniejsze niż materiału osnowy, za wyjątkiem przypadków, gdy osnowa jest słabo związana z włóknem zbrojącym. Tworzywa termoutwardzalne wykazują kruchy mechanizm erozji, a tworzywa termoplastyczne – plastyczny. Wykładniki potęgowe prędkości dla piasku kwarcowego wynosiły, w zależności od materiału i kąta, 3,5 do 5,74. Oddziaływanie włókien polega na ograniczaniu uszkodzenia powodowanego przez uderzające cząstki [55].

Intensywność zużycia erozyjnego kompozytów o osnowie metalowej jest zwykle wyższa od intensywności zużycia osnowy. Wpływ cząstek zbrojących należy rozpatrywać w aspekcie zwiększenia twardości, ograniczania odkształcenia plastycznego osnowy oraz zmiany przewodnictwa ciepła (możliwy jest wzrost temperatury erodowanego materiału), oraz koncentracji naprężeń – szczególnie, gdy cząstki mają ostre krawędzie [56].

Uważa się, że elastomery należą do materiałów najbardziej odpornych na erozję powodowaną przez małe cząstki o średnicach poniżej 500  $\mu m$  i prędkościach do 100 m/s. Zmęczenie materiału jest przyczyną powstawania ubytków erozyj-

nych, jeśli wzrost temperatury spowodowany erozją jest pomijalny. Dla małych wartości kąta padania istotny jest moduł sprężystości gumy, dla dużych wartości – praktycznie nieistotny [57].

### 3.4. Modele erozji

Pierwsze próby opisu zjawiska erozji były oparte na koncepcji stałej wartości energii potrzebnej do usunięcia jednostkowej objętości materiału. W badaniach doświadczalnych wykazano, że wartość ta jest praktycznie niezależna od prędkości cząstek ścierniwa, pomimo tego, że erozja z prędkościami naddźwiękowymi powoduje lokalne topienie materiału, a nawet jego sublimację. Wartość energii zależy od materiału erodowanego i dla stali wartość jest około 6,4 razy wyższa niż dla aluminium [9].

Wprowadzono pojęcie twardości dynamicznej ( $e$ ) jako stosunku energii kinetycznej cząstki erodującej do objętości krateru powstałego w materiale oraz pojęcie energii właściwej tworzenia kraterów ( $e_0$ ) jako stosunek energii pochłoniętej przez materiał podczas uderzenia cząstki do objętości krateru zmierzonej po zrównaniu brzegów krateru z powierzchnią próbki. Wykazano w testach, że wartość  $e_0$  jest stałą materiałową i nie zależy od prędkości i kształtu cząstki erodującej [9].

Cząstka erodująca może odbić się od powierzchni i równanie empiryczne opisujące to zjawisko ma postać:

$$K = A + B \cdot \ln V \quad (3.1)$$

Gdzie:

$K$  – współczynnik restytucji,  $K=V_1/V$ ,

$V$  – prędkość padania cząstki,

$V_1$  – prędkość cząstki odbitej,

$A, B$  – stałe materiałowe, dla stali  $A=0,93$ ,  $B=0,154$ .

Abramov [58] założył liniową sprężystość materiału oraz występowanie uszkodzenia wzdłuż linii maksymalnych naprężeń ścinających.

Beckmann i Gotzmann [59] rozważali w swoim modelu zużycia uderzenie cząstki sferycznej. Założyli, że objętość materiału usuwana podczas erozji jest proporcjonalna do pracy sił ścinających wykonanej w warstwie powierzchniowej. Teoria jest uniwersalna i może być stosowana również w przypadku zużycia cierneho i ściernego. Głębokość krateru  $h_p$  jest opisana wzorem:

$$h_p = \sqrt{\frac{2\rho_2}{3H_1} \left[ V^2 \sin^2 \alpha - \frac{4E^I}{5\pi\rho_2} \left( \frac{H_1}{E^I} \right)^5 \right]} \quad (3.2)$$

Gdzie:

$E^I$  – zredukowany moduł sprężystości opisany zależnością:

$$E^I = \left[ \frac{(1 - \mu_1^2)}{E_1} + \frac{(1 - \mu_2^2)}{E_2} \right] \quad (3.3)$$

$E_1$  i  $E_2$  – moduły Younga materiału tarczy oraz cząstki ścierniwa, odpowiednio,

$\rho_2$  – gęstość ścierniwa,

$\mu_1$  i  $\mu_2$  – współczynniki Poissona materiału tarczy oraz ścierniwa, odpowiednio,

$H_1$  – twardość materiału tarczy,

$V$  – prędkość cząstki,

$\alpha$  – kąt padania cząstki.

Bitter [60,61] rozpatrywał dwa udziały wpływające na erozję materiałów – zużycie odkształceniowe i zużycie przez skrawanie. Zużycie odkształceniowe jest wywoływane pękaniem materiału wskutek akumulowania energii dostarczonej przez padające cząstki. Wadą modelu jest konieczność doświadczalnego wyznaczania wartości energii potrzebnych do usunięcia jednostkowych objętości materiału przez mikroskrawanie lub zużycie odkształceniowe.

Neilson i Gilchrist [ 62] uprościli zapis zależności wynikających z modelu Bittera, zakładając, że  $\Phi$  – energia potrzebna do usunięcia jednostkowej masy erodowanego materiału przez skrawanie,  $\varepsilon$  – energia potrzebna do usunięcia jednostkowej masy materiału przez zużycie deformacyjne, wówczas wartość zużycia:

dla  $\alpha \leq \alpha_0$

$$W = \frac{M(V^2 \cos^2 \alpha - V_p^2)}{2\Phi} + \frac{M(V \sin \alpha - K)^2}{2\varepsilon} \quad (3.4)$$

oraz dla  $\alpha > \alpha_0$

$$W = \frac{MV^2 \cos^2 \alpha}{2\Phi} + \frac{M(V \sin \alpha - K)^2}{2\varepsilon} \quad (3.5)$$

Gdzie:

$M$  – całkowita masa ścierniwa użytego w badaniach,

$V$  – prędkość cząstki,

$V_p$  – składowa pozioma prędkości, z którą cząstka ścierniwa opuszcza materiał,

$V_p = 0$  dla  $\alpha = \alpha_0$ ,

$K$  – graniczna prędkość cząstki, dla której zderzenie można jeszcze uważać za sprężyste,

$\alpha$  – kąt padania cząstki, jeśli  $\alpha < \alpha_0$  to cząstka po uderzeniu opuszcza materiał.



Hutchings [63] założył w swoim modelu, że cząstka materiału ulega usunięciu po przekroczeniu krytycznej wartości odkształcenia  $e_f$ . Intensywność erozji przewidywana przez model była proporcjonalna do  $V^3/y^{3/2}e_f^2$ , gdzie  $V$  – prędkość cząstki ścierniwa,  $y$  – dynamiczna granica plastyczności. Wykładnik prędkości dość dobrze koreluje z danymi doświadczalnymi. Model wyjaśnia niezależność intensywności erozji od obróbki cieplnej lub zgniotu. Wzrost dynamicznej granicy plastyczności dokonany tymi metodami jest zwykle połączony z obniżeniem  $e_f$ .

Sundararajan i Shewmon [64] w swoim modelu rozważali cząstki ścierniwa padające prostopadle na powierzchnię. Założono, że ubytek materiału jest związany z przekroczeniem krytycznej wartości odkształcenia  $e_f$  przy tworzeniu płątka metalu. Odkształcenia powodowane przez kolejne padające cząstki sumują się. Model przewiduje intensywność erozji  $W_v$ :

$$W_v \approx \frac{V^{2,5}}{C_p T_M^{0,75} H^{0,25}} \quad (3.6)$$

Gdzie:

$C_p$  – ciepło właściwe,

$T_M$  – temperatura topnienia,

$H$  – twardość statyczna materiału,

$V$  – prędkość cząstki.

Model wyjaśnia zależność intensywności erozji od własności termofizycznych materiału i niezależność od obróbki cieplnej i zgniotu. Wykładnik potęgowy prędkości jest zbliżony do obserwowanych eksperymentalnie.

Finnie [65, 66] opracował model zużycia erozyjnego plastycznych metali, w którym założył, że mikromechanizmem erozji jest mikroskrawanie. Zaniedbano rotację cząstek i ich odbicie od powierzchni. W modelu założono, że stosunek składowych prędkości równoległej do powierzchni i prostopadłej do powierzchni materiału pozostaje stały podczas oddziaływania cząstki ścierniwa z powierzchnią. Wartość stosunku prędkości przyjęto równą 2, co wynikało z eksperymentu przeprowadzonego dla zużycia ściernego. Wówczas:

$$W = \left( \frac{\rho}{\Psi P} \right) \frac{MV^2}{2} (\sin 2\alpha - 3 \sin^2 \alpha) \quad \alpha > 18,5^\circ \quad (3.7)$$

$$W = \left( \frac{\rho}{\Psi P} \right) \frac{MV^2}{6} (\cos^2 \alpha) \quad \alpha \leq 18,5^\circ \quad (3.8)$$



Gdzie:

$\rho$  – gęstość materiału,

$\Psi$  – parametr opisujący geometrię mikrowiórka,

$P$  – składowa pozioma naprężenia na powierzchni czołowej cząstki,

$M$  – masa cząstki,

$V$  – prędkość cząstki,

$\alpha$  – kąt padania.

Typ pęknięcia ceramiki obejmuje: pęknięcie poprzeczne, promieniowo-środkowe, pęknięcie transkrystaliczne i międzykrystaliczne w zależności od właściwości tarczy i parametrów opisujących proces erozji. W badaniach eksperymentalnych stwierdzono, że ceramika cyrkonowa o zwiększonej odporności na pęknięcie absorbuje energię padających cząstek w procesach plastycznych i wykazuje wysoką odporność na erozję. Ceramika korundowa posiadająca wady ulegała podczas erozji intensywnemu zużyciu wskutek wykruszania powierzchni spowodowanego pęknięciami poprzecznymi. Pęknięcia poprzeczne występują dla twardych cząstek erodujących, natomiast dla cząstek o mniejszej twardości musi wystąpić proces akumulacji uszkodzeń, aby pojawiły się pęknięcia poprzeczne [67].

Dla materiałów kruchych, takich jak szkło i korund, intensywność erozji jest określona przez energię kinetyczną cząstek, względną twardość, wielkość cząstek padających oraz odporność na pęknięcie tarczy i cząstek ścierniwa [67].

Intensywność zużywania erozyjnego materiałów kruchych jest opisana wzorem [68]:

$$E \approx D^m \cdot (V \cdot \sin \alpha)^n \cdot H^p \cdot K_{IC}^{-\frac{4}{3}} \quad (3.9)$$

Gdzie:

$D$  – średnica cząstki ścierniwa,

$H$  – twardość materiału tarczy,

$V$  – prędkość cząstki,

$K_{IC}$  – odporność na pęknięcie materiału tarczy.

Twardość określa rozmiar strefy sprężysto-plastycznej utworzonej podczas uderzenia cząstki i przez to wpływa na stan naprężeń własnych wywołanych odkształceniem plastycznym.  $K_{IC}$  charakteryzuje zjawisko pęknięcia spowodowane naprężeniami własnymi rozciągającymi w strefie uderzenia. Wykładnik potęgowy prędkości dla materiałów kruchych zależy od warunków zderzenia, dla przypadku quasi-statycznego  $n=2,4$  [69], natomiast dla przypadku dynamicznego  $n=3,2$  [70]. Wykładnik potęgowy wielkości cząstki wynosi w obu modelach  $m=2/3$ . Teoria dynamiczna przewiduje zależność intensywności erozji potęgową od twardości z wykładnikiem  $-1/4$ , teoria quasi-statyczna przewiduje  $-1/2$ . W modelu quasi-statycznym postuluje się małą prędkość cząstek i quasi-sprężyste własności materiału

tarczy. Ubytek materiału jest spowodowany przecinaniem się pęknięć poprzecznych utworzonych przez sąsiednie uderzenia. W modelu dynamicznym rozważa się wyższe prędkości cząstek i właściwości sprężysto-plastyczne [70].

W pracy [67] stwierdzono dla szkła zależność wykładnika potęgowego prędkości od twardości i odporności na pękanie cząstek erodujących, który był najniższy dla diamentu 2, a najwyższy dla  $\text{SiO}_2$  – 2,7. Wartość wykładnika rozmiaru cząstki wynosiła 4. Dla korundu stwierdzono, że wykładnik prędkości wynosił dla  $\text{SiO}_2$  – 5, a dla diamentu 2,3. Odstępstwa wykładnika prędkości od 2 tłumaczono kruszeniem się ścierniwa podczas uderzenia oraz wbijaniem się fragmentów ziaren ścierniwa w tarczę.

Rozkład pęknięć i ich symetria zależą od kształtu strefy kontaktu pomiędzy padającą cząstką i materiałem tarczy [71]. Pęknięcia poprzeczne powstają z reguły na utworzonych wcześniej pęknięciach promieniowych lub stożkowych po zakończeniu fazy penetracji. Rozmiar pęknięcia radialnego zależy głównie od odporności na pękanie tarczy i prędkości cząstki erodującej, podczas gdy głębokość pęknięć poprzecznych zależy głównie od twardości tarczy oraz prędkości cząstki, jej średnicy i gęstości.

## Literatura

1. Zum Gahr K.-H.: *Microstructure and Wear of materials*. Elsevier, 1987.
2. Perelman R.G., Priachin W.W.: *Erozija elementov parowych turbin*, Energoatomizdat, 1965, Moskwa, Rosja.
3. *Solid particle erosion in steam turbines*. EPRI Technical Brief 1989.
4. Dunn M.G., Padova C., Moller J.E., Adams R.M.: *Performance deterioration of a turbofan and a turbojet engine upon exposure to a dust environment*. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power 1987, vol. 109, str. 336-343.
5. Adler W.F.: *Particulate impact damage predictions*. Wear 1995, vol. 186-187, str. 35-44.
6. Ziemia H., Dudziński A., Szymczak J.: *Udział erozji i korozji w przyczynach uszkodzeń łopatek sprężarek lotniczych silników turbinowych*, 14-th International Scientific Conference Advanced Materials & Technologies, 1995, Polish Presentations Volume, str. 143-148.
7. Dzygałło Z., Łyżwiński M., Szczeciński S., Wiaterek: *Zespoły wirnikowe silników turbinowych*, WKŁ, Warszawa, 1982.
8. Burnett A.J.: *Wear in pneumatic conveying pipelines. A review of past and present work*. Powder Handling and Processing, vol. 5, nr 2, str. 123-128.
9. Kleis I., Kulu P.: *Solid particle erosion. Occurrence, prediction and control*. Springer Verlag, 2010.

10. Ruff A.W., Ives L.K.: *Measurement of solid particle velocity in erosive wear*. Wear 1975, vol. 35, str. 195-199.
11. Kotnarowska D., Wojtyniak M.: *Metody badań jakości powłok ochronnych*. Wydawnictwo Politechniki Radomskiej, 2007.
12. Tilly G.P.: *Erosion caused by airborne particles*. Wear 1969, vol. 14, str. 63-79.
13. Burnett A.J., De Silva S.R., Reed A.R.: *Comparison between „sand blast” and „centripetal effect accelerator” type erosion testers*. Wear 1995, vol. 186-187, str. 168-178.
14. Burnett A.J., Bradley M.S.A., O’Flynn D.J., Deng T., Bingley M.S.: *Anomalies in the results obtained from rotating disc accelerator erosion testers: a discussion of possible causes*. Wear 1999, vol. 233-235, str. 275-283.
15. Hejwowski T.: *Odporność na erozję wybranych stali i żeliw*. Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej. Nauki Techniczne, Budowa i Eksploatacja Maszyn 2009, str. 1.
16. Hejwowski T.: *Badania odporności na zużycie erozyjne powłok nakładanych metodą gazowo-proszkową*. Przegląd Spawalnictwa 2007, nr 10, str. 60-63.
17. Hejwowski T.: *Resistance of coatings to elevated temperature erosion*. Frontier of Applied Plasma Technology 2010, nr 3, str. 107-112.
18. Yee K.H., Shayler P.J., Collings N.: *Erosion of metals by flyash particles*. Wear 1983, vol. 91, str. 161-170.
19. Hutchings I.M., Winter R.E.: *The erosion of ductile metals by spherical particles*. Journal of Physics D 1975, vol. 8, str. 8-14.
20. Hutchings I.M., Winter R.E., Field J.E.: *Solid particle erosion of metals. The removal of surface material by spherical particles*. Proc. Roy. Soc. London 1976, vol. A348, str. 379-392.
21. Winter R.E., Hutchings I.M.: *Solid particle erosion studies using single angular particles*. Wear 1974, vol. 29, str. 181-194.
22. Velez J.F., Powell G.W.: *Some metallographic observations on the spalling of AISI 1060 steel by the formation of adiabatic shear bands*. Wear 1981, vol. 66, str. 367-378.
23. Le Khac Hein, Shewmon P.G.: *Effects of hardness on the solid particle erosion mechanisms in AISI 1060 steel*. Wear 1983, vol. 89, str. 291-302.
24. Bellman R., Levy A.: *Erosion mechanism in ductile metals*. Wear 1981, vol. 70, str. 1-27.
25. Levy A.: *The platelet mechanism of erosion of ductile metals*. Wear 1986, vol. 108, str. 1-21.
26. Langeberg I.: *Research into abrasive erosion at low angle impact*. Rozprawa doktorska. Tallin 1968.
27. Gorham D.A., Salman A.D.: *Indentation fracture of glass and mechanisms of material removal*. Wear 1999, vol. 233-235, str. 151-156.
28. Sparks A.J., Hutchings J.M.: *Transitions in the erosive wear behaviour of a glass ceramic*. Wear 1991, vol. 149, str. 99-110.

29. Sheldon G.L., Finnie I.: *On the ductile behaviour of nominally brittle materials during erosive cutting*. Journal of Engineering for Industry 1966, str. 387-392.
30. Finnie I.: *Some observations on the erosion of ductile metals*. Wear 1972, vol. 19, str. 81-90.
31. Uemois H., Kleis I.: *A critical analysis of erosion problems which have been little studied*. Wear 1975, vol. 31, str. 359-371.
32. Tilly G.P.: *Erosion caused by impact of solid particles*. Treatise on Materials Science and Technology 1979, vol. 13, str. 287-319.
33. Parslow G.I., Stephenson D.J., Strutt J.E., Tetlow S.: *Investigation of solid particle erosion in components of complex geometry*. Wear 1999, vol. 233-235, str. 737-745.
34. De Morton M.E.: *Erosion in rocket motor nozzles*. Wear 1977, vol. 11, str. 223-231.
35. Wellinger K., Uetz H.: *Gleitverschleiss, Spülverschleiss, Strahlverschleiss unter der Wirkung körniger Stoffen*. VDI-Forschungsheft 1955, vol. 449, Ausgabe B, Band 21.
36. Anand K., Conrad H.: *Local impact damage and erosion mechanisms in WC-6wt.% Co alloys*. Materials Science and Engineering 1988, vol. A105/106, str. 411-421.
37. Liebhard M., Levy A.: *The effect of erodent particle characteristics on the erosion of metals*. Wear 1991, vol. 151, str. 381-390.
38. Świrski J.: *Badania erozji popiołowej i ocena zużycia rur kotłowych wskutek jej działania*. Prace Instytutu Energetyki 1975, str. 67-130.
39. Tilly G.P.: *A two stage mechanism of ductile erosion*, Wear 1973, vol. 23, str. 87-96.
40. Tilly G.P., Sage W.: *The interaction of particle and material behaviour in erosion process*. Wear 1970, vol. 16, str. 447-465.
41. Tilly G.P.: *Erosion caused by airborne particles*. Wear 1969, vol. 14, str. 63-79.
42. Sundararajan G., Roy M.: *Solid particle erosion behaviour of metallic materials at room and elevated temperatures*. Tribology International 1997, vol. 30, nr 5, str. 339-359.
43. Shin, Y.W., Sargent, G.A., Conrad, H.: *Effects of microstructure on the erosion of Al-Si alloys by solid particles*. Metallurgical Transactions A, vol. 18A, str. 437-450.
44. Smeltzer C.E., Gulden M.E., Compton W.A.: *Mechanisms of metal removal by impacting dust particles*. Journal of Basic Engineering 1970, str. 639-654.
45. Salik J., Buckley D., Brainard W.A.: *The effect of mechanical surface and heat treatments on the erosion resistance of 6061 aluminium alloy*. Wear 1981, vol. 65, str. 351-358.
46. Srinivasan S., Scattergood R.O.: *Effect of erodent hardness on erosion of brittle materials*. Wear 1988, vol. 128, str. 139-152.

47. Head W.J.: *Modification and extension of a model for predicting the erosion of ductile materials*. Wear 1973, vol. 25, str. 291-298.
48. Sheldon G.L.: *Effects of surface hardness and other material properties on erosive wear of metals by solid particles*. Journal of Engineering Materials and Technology 1977, str. 133-187.
49. Oka Y.I., Matsumura M., Kawabata T.: Relationship between surface hardness and erosion damage caused by solid particle impact. Wear 1993, vol. 162-164, str. 688-695.
50. Singh T., Sundararajan G.: *The erosion behaviour of 304 stainless steel at elevated temperatures*. Metallurgical Transactions A 1990, vol. 21A, str. 3187-3199.
51. Reddy A.V., Sundararajan G.: *The influence of grain size on the erosion rate of metals*. Metallurgical Transactions A 1987, vol. 18A, str. 1043-1052.
52. Roy M., Tirupataiah Y., Sundararajan G.: *Effect of particle shape on the erosion of Cu and its alloys*. Materials Science and Engineering 1993, vol. A165, str. 51-63.
53. Roy M., Tirupataiah Y., Sundararajan G.: *Influence of solid solution and dispersion strengthening mechanisms on room temperature erosion behaviour of nickel*. Materials Science and Technology 1995, vol. 11, str. 791-797.
54. McCabe L., Sargent G.A., Conrad H.: *Effect of microstructure on the erosion of steel by solid particles*. Wear 1985, vol. 105, str. 257-277.
55. Roy M., Viswanathan B., Sundararajan G.: *The solid erosion of polymer matrix composites*. Wear 1994, vol. 171, str. 149-161.
56. Wu W., Goretta K.C., J.L. Routbort J.L.: *Erosion of 2014 Al reinforced with SiC or Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles*. Materials Science and Engineering 1992, vol. A151, str. 85-95.
57. Arnold J.C., Hutchings J.M.: *Erosive wear of rubber by solid particles at normal incidence*. Wear 1993, vol. 161, str. 213-221.
58. Abramov J.A.: *The erosion of energetic equipment*. Power Engineering 1985, vol. 7, str. 15-21.
59. Beckmann G., Gotzmann J.: *Analytical model of the blast wear intensity of metal based on a general arrangement for abrasive wear*. Wear 1981, vol. 73, str. 325-333.
60. Bitter J.G.: *A study of erosion phenomena*. Part I. Wear 1963, vol. 6, str. 5-21.
61. Bitter J.G.: *A study of erosion phenomena*. Part II. Wear 1963, vol. 6, str. 159-190.
62. Neilson J.H., Gilchrist A.: *Erosion by stream of solid particles*. Wear 1968, vol. 11, str. 111-122.
63. Hutchings I.M.: Wear 1981, vol. 70, str. 269.
64. Sundararajan G. , Shewmon P.G. *A new model for the erosion of metals at normal incidence*. Wear 1983, vol. 84, str. 237-258.
65. Finnie I.: *The mechanism of erosion of ductile metals*. Proc. 3rd US Natl. Congress Appl. Mech. 1958, Pergamon Press, Londyn, str. 527-532.

66. Finnie I., Stevick G.R., Ridgely J.R.: *The influence of impingement angle on the erosion of ductile metals by angular abrasive particles*. Wear 1992, vol. 152, str. 91-98.
67. Feng, Z., Ball, A.: *The erosion of four materials using seven erodents – towards an understanding*. Wear 1999, vol. 233-235, str. 674-684.
68. Srinivasan S., Scatergood R.O.: *Erosion of Mg-PSZ by solid particle impact*. Advanced Ceramic Materials 1988, vol. 3, nr 4, s. 345-351.
69. Evans A.G., Wildshaw T.R.: *Quasi-static solid particle damage in brittle solids – I. Observations, analysis and implications*. Acta Metallurgica 1976, vol. 24, str. 939-956.
70. Evans A.G., Gulden M.E., Rosenblatt M.: *Impact damage in brittle materials in the elastic-plastic response regime*. Proc. R. Soc. London 1978, vol 361A, str. 343-365.
71. Wiederhorn S.M., Lawn B.R.: *Strength degradation of glass impacted with sharp particles: I, Annealed surfaces*. J. Am. Ceram. Soc. 1979, vol. 62, nr 1-2, str. 66-70.

## 4. Charakterystyka procesu natryskiwania cieplnego

Metoda natryskiwania cieplnego została wynaleziona ponad sto lat temu. Procesy natryskiwania cieplnego dzieli się na trzy grupy w zależności od stosowanego źródła ciepła. Są to: technologie natryskiwania płomieniowego, z wykorzystaniem łuku elektrycznego oraz technologie wykorzystujące łuk plazmowy. Dostarczenie energii cieplnej do materiału, który jest w postaci proszku, drutu lub pręta powoduje stopienie lub nadtopienie jego cząstek. Cząstki są następnie przyspieszane w strumieniu gazów będących produktami spalania, w strudze plazmy lub za pomocą sprężonych gazów. Powłoka jest wytwarzana z cząstek, które w chwili uderzenia w podłoże są w stanie stopionym, pół stopionym i niestopionym. W procesie natryskiwania nie następuje nadtopienie materiału podłoża, a natryskiwana powłoka jest połączona z podłożem przez szczepienie mechaniczne, adhezyjne lub, w szczególnych przypadkach, połączenie ma charakter metalurgiczny. Bardzo istotną zaletą procesu natryskiwania cieplnego jest różnorodność materiałów, które mogą być wykorzystane do wytwarzania powłok. Można wykorzystać prawie wszystkie materiały, które stapiają się bez rozkładu. Temperatura powierzchni natrykiwanych elementów jest w zakresie od 423 K do temperatury bliskiej temperaturze topnienia, w zależności od rodzaju technologii i techniki natryskiwania. Jednak ilość ciepła dostarczona do podłoża podczas natryskiwania jest znacząco mniejsza od ciepła dostarczonego podczas napawania. Poruszające się w stronę przedmiotu z dużą prędkością cząstki metaliczne mają kształt zbliżony do kulistego. W trakcie lotu powierzchnia cząstek metalicznych pokrywa się warstewką tlenków. Podczas uderzenia w powierzchnię natrykiwaną cząstka rozpląszcza się, a zewnętrzna warstwa tlenków pęka. Powłoka natrykiwana składa się z odrębnych cząstek metalicznych poprzedzielanych w nieregularny sposób tlenkami i porami, powstającymi wskutek niecałkowitego wypełnienia wszystkich nierówności padającymi cząstkami [1, 2].

Natryskiwanie stosuje się głównie w celu wykonania warstw o dużej odporności na ścieranie, zabezpieczenia przed wpływem wysokiej temperatury, korozją lub połączonym (synergicznym) oddziaływaniem kilku czynników [1]. Można wytwarzać powłoki natrykiwane z materiałów metalicznych, ceramicznych, cermetalowych, kompozytowych, z węglików, a także polimerów. Porowatość powłoki, zależnie od metody natryskiwania oraz jej parametrów, jest w zakresie 0,5% do ok. 40% [2]. Natrykiwane warstwy są niekiedy później przetwarzane na przykład palnikiem



gazowym, plazmowym, laserem lub wiązką elektronów. Proces natryskiwania jest często stosowany w przemyśle lotniczym, tekstylnym, chemicznym, metalowym oraz innych. Właściwości warstwy natryskiwanej zależą od wielu czynników, w tym od materiału zastosowanego do natryskiwania, sposobu przygotowania podłoża, stanu skupienia cząstek uderzających w podłoże, prędkości cząstek i ich temperatury. W zależności od rodzaju użytej technologii natryskiwania i typu urządzenia, natryskiwane w jednym przejściu powłoki mogą mieć grubość w zakresie ok.  $0,01 \div 12,5$  mm, a wydajność procesu dochodzi nawet do ok. 50 kg/h [2].

Istotną zaletą procesu natryskiwania cieplnego jest możliwość automatyzacji i robotyzacji, natryskiwania niemal dowolnych miejsc gotowych konstrukcji, możliwość wielokrotnego natryskiwania tym samym lub różnymi rodzajami materiału oraz, w przypadku niektórych metod natryskiwania, niski koszt inwestycji. Urządzenia do natryskiwania cieplnego mogą być mobilne, co umożliwia wykonywanie powłok na konstrukcjach w miejscu ich użytkowania. Możliwość nakładania powłok przy temperaturze podłoża nie wyższej jak  $250^{\circ}\text{C}$  umożliwia wytwarzanie powłok bez powodowania przemian w mikrostrukturze podłoża, a ilość ciepła dostarczanego w trakcie natryskiwania nie powoduje odkształcenia konstrukcji i powstania niebezpiecznych naprężeń własnych [3]. Powłoki natryskiwane cieplnie można wytwarzać na podłożach nie tylko metalowych, ale także różnych materiałach niemetalowych, takich jak drewno, szkło, porcelana, ceramika, a nawet tkaniny i papier [4].

Technologię natryskiwania cieplnego stosuje się w celu:

- regeneracji zużytych części maszyn,
- naprawy wad odlewniczych i braków powstałych w trakcie obróbki mechanicznej,
- wytwarzania powierzchni ślizgowych łożysk,
- zabezpieczenia elementów przed zużyciem, głównie ściernym, erozyjnym, korozją.

Metoda natryskiwania cieplnego ma swoje wady i ograniczenia, którymi są:

- porowatość powłoki,
- stosunkowo niewielka siła wiązania powłoki z podłożem (niska przyczepność),
- ograniczona wartość współczynnika osadzania, wielkość strat materiału podczas natryskiwania uzależniona jest od kształtu natryskiwanego przedmiotu, technologii natryskiwania i jej parametrów,
- wykonywanie powłok na powierzchniach wewnętrznych elementu oraz miejscach zmiany przekroju może być utrudnione.

Proces natryskiwania podlega nieustannemu rozwojowi, w ostatnim okresie czasu zostały wprowadzone technologie natryskiwania zimnym gazem i HP/HVOF. Wytwarzane zaawansowane powłoki mają coraz mniejszą porowatość (nawet poniżej 0,5%), wyższą przyczepność do podłoża niż klasyczne powłoki. Właściwości mechaniczne powłok są często dodatkowo podwyższane przez późniejszą obróbkę.



Natryskiwana powierzchnia koniecznie musi być czysta i posiadać odpowiednią chropowatość [5]. Celem przygotowania wstępnego jest usunięcie z powierzchni przeznaczonych do natryskiwania rdzy, śladów wilgoci, oleju, itp. Przygotowanie wstępne obejmuje również zmniejszenie wymiarów elementu w celu przygotowania miejsca na powłokę oraz jeśli trzeba zmianę kształtu powierzchni w celu łatwiejszego uzyskania powłoki o jednakowej grubości. Najczęściej stosuje się przygotowanie powierzchni przez skórowanie, gwintowanie, gwintowanie z rozgniataniem lub radełkowaniem, kołkowanie, napawanie elektroiskrowe, śrutowanie lub piaskowanie [2]. Następnie wykonywana jest aktywacja powierzchni, która ma na celu zwiększenie przyczepności powłoki. Bardzo korzystną obróbką jest obróbka strumieniowo-ścierna luźnym ścierniwem, na przykład korundowym, która nadaje powierzchni odpowiednią chropowatość [3]. Alternatywnymi metodami aktywacji powierzchni są obróbka strumieniem wody oraz ablacja laserowa [6].

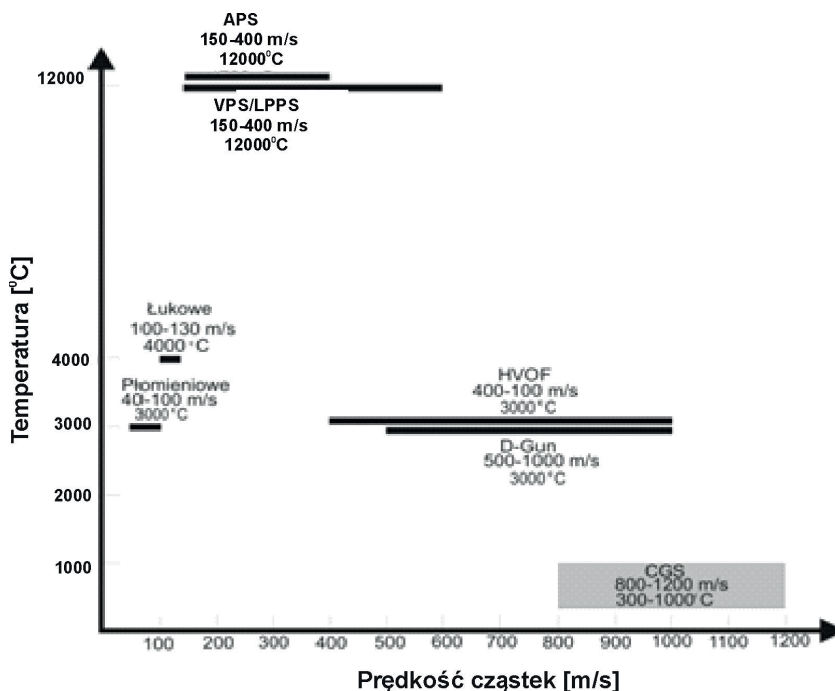
Można zauważyć stale rosnącą aktywność badawczą i naukową w zakresie rozwoju metod natryskiwania, opracowywania nowych materiałów na powłoki oraz badania właściwości powłok. Liczba opublikowanych prac w tym zakresie jest zdecydowanie większa w porównaniu do powłok napawanych. W rozdziale przedstawiono metody natryskiwania cieplnego, materiały stosowane na powłoki oraz rezultaty wybranych prac.

#### **4.1. Natryskiwanie płomieniowe poddźwiękowe**

Natryskiwanie płomieniowe zostało wprowadzone około roku 1910, ale w dalszym ciągu jest stosowane i udoskonalane. Metoda wykorzystuje ciepło spalania gazów (zwykle acetylen lub propanu) w tlenie do stopienia materiału powłoki. Stopione cząstki są przyspieszane w strumieniu gazów będących produktami spalania lub w strumieniu sprężonego powietrza. Powłoka może być wytwarzana z materiałów metalicznych, ceramicznych, cermetalowych oraz tworzyw sztucznych. Materiały są wprowadzane do palnika w postaci proszku, pręta lub drutu. Otrzymane powłoki wykazują korzystne właściwości eksploatacyjne [7-11].

Temperatura gazów ma istotny wpływ na właściwości wytwarzanej powłoki, powłoki ceramiczne są wytwarzane głównie metodą natryskiwania plazmowego, podczas gdy materiały, które mogą ulec przemianom w wysokich temperaturach, na przykład cermetale, są natryskiwane innymi metodami charakteryzującymi się niższą temperaturą procesu. Wpływ prędkości cząstek na właściwości powłoki wynika z faktu spłaszczania się cząstki po uderzeniu w podłoże i stygnięcia z dużą szybkością.

Rys. 4.1 przedstawia zakresy temperatury gazów i prędkości natryskiwanych cząstek w poszczególnych procesach natryskiwania.



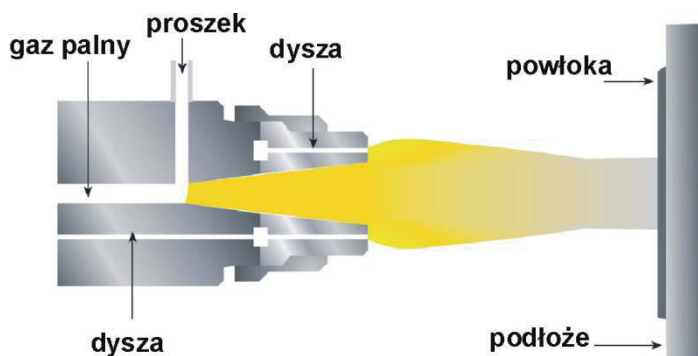
Rys. 4.1. Typowe zakresy temperatury i prędkości cząstek w poszczególnych metodach natryskiwania [12].

Metody natryskiwania płomieniowego dzieli się na dwie grupy w zależności od prędkości cząstek – natryskiwanie z prędkością poddźwiękową oraz natryskiwanie z prędkością naddźwiękową.

Gazami palnymi stosowanymi w palnikach do natryskiwania poddźwiękowego są acetylen, propan, propylen, wodór, gaz ziemny, metan lub gaz koksowniczy [2]. Najczęściej stosowanym gazem palnym jest acetylen, którego temperatura płomienia wynosi ok. 3100 °C. Propan-butan stosuje się do natryskiwania metali o niskiej temperaturze topnienia, np. cynku, aluminium, ołowiu. Wodór jest zalecany przy natryskiwaniu proszkami o bardzo małych wymiarach.

Materiał proszkowy może być podawany grawitacyjnie lub z zewnętrznego podajnika proszku w strumieniu gazu nośnego (argonu lub azotu). W przypadku podawania grawitacyjnego proszek jest zasysany do strumienia tlenu. Materiał proszkowy może być podawany w kierunku osi dyszy gazowej lub prostopadle do jej osi. Stałą szybkość podawania proszku można uzyskać dla proszków o ziarnie sferycznym i wielkości ziaren mieszczącej się w wąskim zakresie. Podawanie grawitacyjne niektórych proszków, na przykład ceramicznych, jest praktycznie niemożliwe. Średnia wielkość ziaren stosowanych proszków jest w zakresie 5-100 µm. Odległość natryskiwania wynosi 120-250 mm [6].

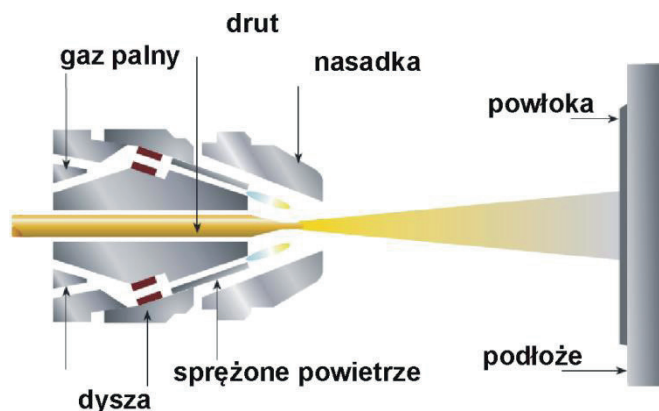
Proszek ulega stopieniu w płomieniu palnika i jest przyspieszany w strumieniu gazowych produktów spalania. Palnik jest wyposażony w wymienne dysze oraz nasadki. Dysze dobiera się do natryskiwanego materiału, natomiast nasadki zasilane sprężonym powietrzem zapewniają skupienie strumienia natryskowego oraz obniżenie temperatury natryskiwanych przedmiotów. Wydajność palników płomieniowo-proszkowych sięga 10 kg/h [13÷17]. Schemat procesu jest przedstawiony na rys. 4.2.



Rys. 4.2. Schemat procesu natryskiwania płomieniowo-proszkowego [18].

Powłoki można wytwarzać metodami natryskiwania na zimno lub na gorąco. Natryskiwanie płomieniowe na zimno jest metodą nakładania powłok odpornych na zużycie ścierne, korozyjne, erozyjne oraz kawitacyjne. Powłoki natryskiwane na zimno są porowate i dzięki temu zatrzymują w porach smar, co zwiększa trwałość pary trącej. Temperatura natryskiwanych przedmiotów nie przekracza 350°C, a w przypadku aluminium 200°C. Natryskiwanie można prowadzić także na podłożu z tworzyw sztucznych [2].

Proces natryskiwania płomieniowego poddźwiękowego na gorąco polega na natryskiwaniu i późniejszym przetapianiu warstwy metalicznej lub cermetalowej powłoki i nadtopieniu materiału podłoża. W celu zabezpieczenia natryskiwanego przedmiotu przed korozją, po wstępnym podgrzaniu przedmiotu płomieniem palnika natryskuje się ciekłą warstwę, następnie natryskuje się kolejne warstwy i przetapia płomieniem palnika. Do natryskiwania na gorąco stosowane są proszki na osnowie niklu, kobaltu i stopów nikiel-chrom, z dodatkiem krzemu i boru, oraz proszki cermetalowe. Napawanie gazowe polega natomiast na jednoczesnym nadtopianiu podłoża, natryskiwaniu i przetapianiu warstwy [2]. Powłoki natryskiwane metodą płomieniową tlenkiem chromu stosuje się na tłoczysskach siłowników w celu zwiększenia odporności na zużycie. Powłoki aluminiowe na elementach platform wiertniczych wytwarza się w celu zwiększenia odporności na korozję.



Rys. 4.3. Schemat procesu natryskiwania płomieniowego z drutu [18].

Natryskiwanie płomieniowe z drutu jest zwane niekiedy metalizacją natryskową. Drut jest odwijany ze szpuli i podawany ze stałą prędkością do palnika za pomocą rolek napędzanych turbiną powietrzną umieszczoną w palniku. Schemat procesu jest przedstawiony na rys. 4.3. Drut ulega stopieniu w płomieniu palnika, a stopione cząstki są atomizowane i przyspieszane strumieniem sprężonego powietrza. Gazy obojętne są stosowane zamiast sprężonego powietrza przy natryskiwaniu metalami reaktywnymi lub w celu obniżenia zawartości tlenków w powłoce [2].

Przykładowe zastosowania powłok polimerowych to zabezpieczenie antykorozyjne lemieszów pługów śnieżnych, wirników pomp, rur kanalizacyjnych, rur izolowanych cieplnie, zbiorników na chemikalia. Stosowanym gazem palnym jest propan. Natryskiwane polimery termoplastyczne muszą charakteryzować się dużą różnicą pomiędzy temperaturą topnienia i temperaturą rozpadu. Koszt wytworzenia antykorozyjnej powłoki polimerowej jest jednak około 3-krotnie wyższy od kosztu wykonania metodą łukową powłoki cynkowej [18].

Zastosowanie powłok natryskiwanych molibdenem obejmuje: warstwy podkładowe, powłoki przeciwzużyciowe na pierścieniach synchronizatorów, widełkach zmiany biegów, elementach sprzęgła, elementach maszyn drukarskich. Twardość powłok natryskiwanych molibdenem z drutu wynosi 550 HV<sub>0,2</sub>, twardość powłoki natryskiwanej metodą naddźwiękowa, ze względu na drobniejsze ziarno i większą zawartość tlenków, wynosi 1000 HV<sub>0,2</sub> [19].

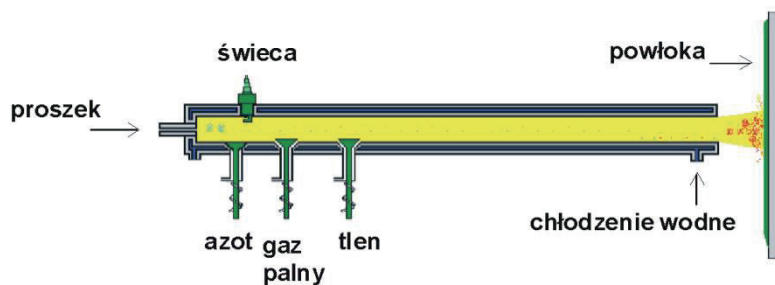
W metodzie natryskiwania płomieniowego prętami ceramicznymi materiał dodatkowy jest w postaci pręta spiekane lub zawierającego sklejone ziarna. Natryskuje się  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$ . Natryskiwanie prętami daje powłoki o wyższej kohezji niż powłoki natryskiwane proszkami. Druty lite stosowane do natryskiwania płomieniowego to najczęściej Mo, Zn, Al lub ich stopy.

Natryskiwanie płomieniowe można wykonywać z wykorzystaniem systemów Mul-tiCoat oraz 6C firmy Sulzer Metco. Systemy zawierają moduły stosowane również w innych technologiach natryskiwania.

## 4.2. Metoda natryskiwania płomieniowego naddźwiękowego

Natryskiwania naddźwiękowe wykonuje się za pomocą urządzeń trzech typów, przeznaczonych do:

- natryskiwania detonacyjnego, rys. 4.4,
- natryskiwania metodą HVOF, rys. 4.5,
- natryskiwania metodą HP/HVOF.



Rys. 4.4. Schemat natryskiwania detonacyjnego [21].

Natryskiwanie detonacyjne zostało opatentowane w 1955 r. przez Union Carbide (aktualnie Praxair Surface Technologies Inc). Metoda jest stosowana w wielu gałęziach przemysłu, w szczególności w lotnictwie, do wykonania wysokiej jakości powłok cermetalowych oraz powłok metalicznych [2]. Prędkość natryskiwanych cząstek jest w zakresie 800-1200 m/s. Schemat procesu natryskiwania detonacyjnego przedstawiono na rys. 4.4. Do dyszy są podawane za pomocą elektrozaworów tlen oraz gaz palny (na ogół acetylen). Po zapłonie świecą zapłonową mieszanki gazów następuje seria eksplozji, fala detonacyjna przyspiesza cząstki proszku do znacznych prędkości. Proszek jest podawany w strumieniu gazu obojętnego, zwykle azotu. Niekiedy jako gazy palne stosuje się wodór lub propan. Maksymalną temperaturę gazów 4500 K uzyskuje się dla mieszaniny zawierającej 55% obj. tlenu i 45% obj. acetyleny. Prędkość fali detonacyjnej dochodzi do 2930 m/s. Długość dyszy jest w zakresie 450÷1350 mm, a jej średnica  $\Phi 21 \div 25$  mm [6]. Ze względu na impulsowy charakter pracy palnika detonacyjnego chłodzenie dyszy palnika nie jest kłopotliwe. W pracy [22] przedstawiono wyniki symulacji procesu natryskiwa-

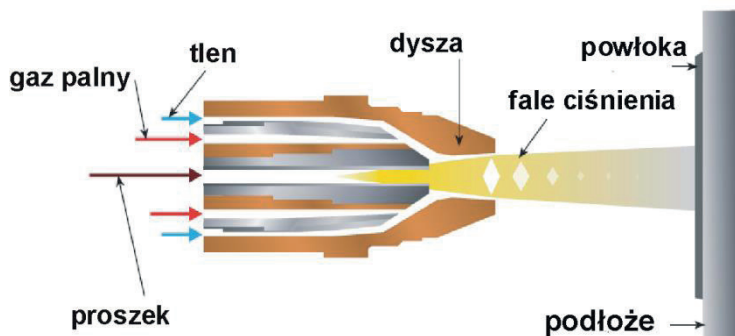
nia detonacyjnego, model pozwala dla określonej mieszanki acetylen/tlen i wielkości ziarna proszku dobrać średnicę dyszy tak, aby powstawała powłoka. Cykl pracy palnika detonacyjnego obejmuje: wtrysk gazów do dyszy palnika, wtrysk porcji proszku w strumieniu gazu, detonację oraz przepłukanie dyszy azotem. Częstotliwość pracy palnika detonacyjnego wynosi zwykle 1÷15 Hz. W jednym cyklu można nanieść powłokę o grubości kilku  $\mu\text{m}$ . W odległości 75 mm od dyszy prędkość cząstek proszku wynosi nawet do 820 m/s [23, 24]. W pracy [25] podano zakres prędkości cząstek 1000-3000 m/s. Ze względu na dużą energię kinetyczną natryskiwanych cząstek utworzona powłoka cechuje się niską porowatością (1-2% obj.). Wydajność natryskiwania jest zazwyczaj niska (0,5-1 kg/h). Istotną wadą procesu jest hałas, sięgający, a nawet przekraczający 150 dB [26].

W pracy [27] przedstawiono analizę wpływu parametrów natryskiwania na jakość powłok. Badano mikrotwardość, porowatość oraz chropowatość natryskiwanej powłoki  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Stwierdzono, że istotnymi parametrami natryskiwania są: odległość natryskiwania, wydatek gazu nośnego i stosunek zawartości gazu LPG do zawartości tlenu w mieszance. Częstotliwość detonacji nie miała wpływu na właściwości powłok. W zależności od parametrów natryskiwania uzyskiwano porowatość w zakresie 1,45÷15,6 % obj. oraz mikrotwardość w zakresie 951÷1363 HV.

W metodzie detonacyjnej można wykorzystać dwa podajniki proszku i natryskiwać powłoki z gradientem składu [28]. Metodę detonacyjną rzadko stosuje się do wytwarzania powłok  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$  ze względu na niską temperaturę gazów i krótki czas kontaktu natryskiwanych cząstek z gazami. W pracy [29] wykazano jednak możliwość wytwarzania powłok o przewodnictwie ciepła zbliżonym do wartości typowej dla powłok natryskiwanych plazmowo.

Palniki do natryskiwania naddźwiękowego zostały wprowadzone na początku lat 80. W przeciwieństwie do metody detonacyjnej, palnik HVOF charakteryzuje się ciągłą pracą. Gaz palny (lub paliwo ciekłe) jest podawany razem z tlenem do komory spalania palnika. Strumień gazów powstałych przy spalaniu jest formowany w dyszy. Stosowanymi paliwami są acetylen, etylen, propylen. Paliwo ciekłe (nafta lotnicza) jest podawane w postaci rozpylonej. Materiał proszkowy jest podawany w osi palnika lub prostopadle do niej w strumieniu argonu lub azotu. Wydatek proszku jest w zakresie 20÷120 g/min. Zasadniczymi parametrami pracy palnika są: ciśnienie w komorze spalania, rodzaj dyszy, skład mieszanki palnej. Prędkości osiągnięte przez gazy są w zakresie 1600÷3000 m/s. Odległość natryskiwania jest w zakresie 150÷300 mm. [6].

Metoda natryskiwania HVOF umożliwia wykonanie powłok o szczególnych właściwościach: bardzo niskiej porowatości, wysokiej przyczepności, niskiej zawartości tlenu. Powłoki natryskiwane proszkami na bazie miedzi charakteryzują się dobrą przewodnością cieplną i elektryczną, natomiast proszki na bazie niklu wysoką przyczepnością do podłoża, żaroodpornością oraz odpornością na korozję [30].



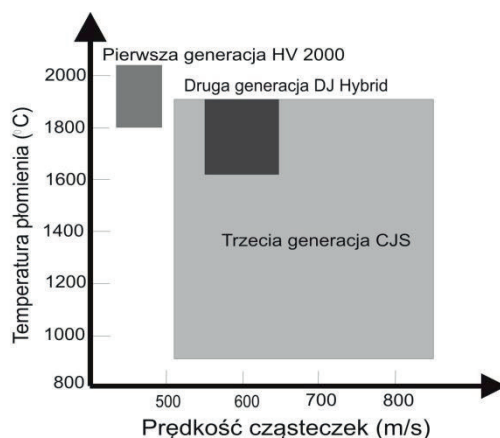
Rys. 4.5. Schemat procesu natryskiwania metodą HVOF [18].

Szczególnie ważnym zastosowaniem metody HVOF jest wytwarzanie powłok cermetalowych. Podczas natryskiwania cermetalem WC-Co, z uwagi na niską temperaturę uzyskiwaną przez cząstki, przemiana węgla zachodzi w niewielkim stopniu, dzięki czemu uzyskuje się powłoki o szczególnie wysokiej twardości. Technologia HVOF znalazła zastosowanie w regeneracji takich elementów, jak: czopy wałów, powierzchnie robocze wałów maszyn papierniczych, elementy pomp, korpusy, łożyska ślizgowe, tuleje, rolki transportowe, wymienniki ciepła, prowadnice, elementy hydrauliki siłowej, np. nurniki, siłowniki, tłoczyska, zawory, itp. [31, 32]. Istotnym zastosowaniem powłok natryskiwanych metodą HVOF są wanny do cynkowania zanurzeniowego, które są pokrywane powłokami natryskiwanymi WC-Co [33].

W palnikach HP/HVOF, będących drugą generacją palników HVOF, stosuje się jako paliwo naftę lotniczą. W palniku HP/HVOF typu 5220 firmy Praxair prędkość gazów wynosi do 2195 m/s, a ciśnienie 0,82 MPa. Moc całkowita palnika WoKaJet wynosi 293 kW, prędkość gazów 550÷720 m/s, ciśnienie spalania 0,69 MPa.

Tendencjami rozwojowymi technologii natryskiwania HVOF jest obniżanie temperatury gazów i zwiększanie prędkości natryskiwanych cząstek, co ilustruje rys. 4.6. System HVOF pierwszej generacji zawierał dyszę prostą, systemy drugiej i trzeciej generacji są wyposażone w dyszę Lavalą. Systematycznie zwiększa się ciśnienie w komorze oraz moc palnika.





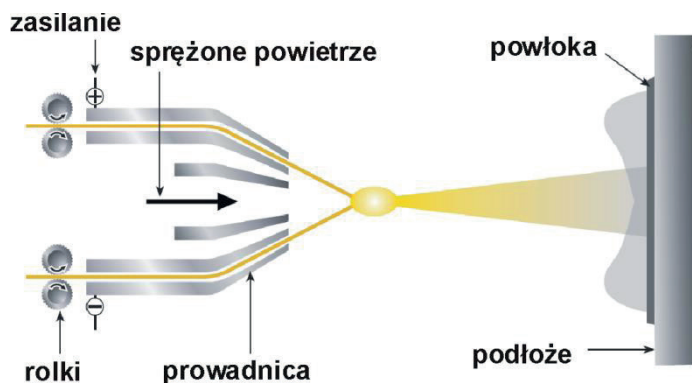
Rys. 4.6. Proces rozwoju metody HVOF [11].

### 4.3. Metoda natryskiwania łukowego

Natryskiwanie łukowe polega na stapianiu dwóch drutów metalowych litych lub proszkowych ciepłem łuku elektrycznego o temp. do ok. 6100 K, jarzącego się między ich końcami. Oba druty są podawane ze stałą i jednakową prędkością. Strumień sprężonego powietrza o dużej wydajności odrywa stopiony materiał od drutu, rozpyla na drobne cząsteczki i przyspiesza do znacznych prędkości [34]. Palnik do natryskiwania łukowego jest przedstawiony na rys. 4.7. Dwa druty, wykonane z tego samego materiału zastosowanego do natryskiwania, są odwijane ze szpuli za pomocą rolek napędzanych turbiną powietrzną lub, co jest bardziej korzystne, silnikiem elektrycznym. Do natryskiwania stosuje się druty lite lub proszkowe, to znaczy posiadające osłonę (na ogół ze stali niestopowej) wypełnioną proszkiem. Średnica drutu jest zwykle w zakresie 1,6÷5,0 mm. Moc urządzenia łuku jest w zakresie do 10 kW, napięcie łuku 20÷40 V, natężenie prądu łuku do 400 A, odległość natryskiwania jest w zakresie 50÷170 mm, ciśnienie gazu atomizującego (zwykle powietrza) – 0,2÷0,7 MPa.

Stabilny przebieg procesu natryskiwania łukowego wymaga dokładnego ustawiania prowadnic drutu tak, aby oba druty wychodzące z prowadnic stykały się w osi strumienia powietrza. Jeżeli nie jest to spełnione, wówczas strumień natryskiwanych cząstek może zawierać nieprzetopione lub przetopione częściowo cząstki metalu, może także wystąpić zjawisko przerywania łuku [2, 26, 35].





Rys. 4.7. Schemat procesu natryskiwania łukowego [18].

Praktycznie stosuje się zasilanie prądem stałym, zasilacze inwertorowe w zasadzie nie są stosowane. Sprawność energetyczna procesu jest wysoka, ponieważ druty są stopiane bezpośrednio przez łuk. Strumień sprężonego powietrza odrywa stopione cząstki z drutu, atomizuje, przyspiesza i jednocześnie chłodzi. Powoduje to niską wartość energii dostarczonej do przedmiotu podczas natryskiwania. Systemy podawania drutu dzielimy na systemy ciągnące, pchające i ciągnąco-pchające. Drut jest odwijany i podawany do pistoletu za pomocą systemu rolek napędzanych turbiną powietrzną lub silnikiem elektrycznym umieszczonym w pistolecie (system ciągnący) lub przy podajniku drutu (system pchający), a w przypadku odległości pomiędzy pistoletem i podajnikiem większych jak 6 m stosuje się system ciągnąco-pchający. Powietrze stosowane do atomizacji i przyspieszania cząstek powinno być wolne od wilgoci i zanieczyszczeń. Niewielki dopływ ciepła do natryskiwanego przedmiotu umożliwia natryskiwanie tą metodą polimerów, drewna, papieru, tekstyliów. Stopień utlenienia ziaren powłoki jest wysoki w porównaniu z innymi metodami natryskiwania. Niekiedy natryskiwanie jest wykonywane w komorach z kontrolowanymi atmosferami z wykorzystaniem gazów obojętnych do atomizacji i przyspieszania cząstek. Prędkość natryskiwanych cząstek jest w zakresie 50÷100 m/s [4]

Stosuje się dwa typy układów rozpylania:

- układ otwarty, w którym dysza sprężonego powietrza jest umieszczona za prowadnicami drutów,
- układ zamknięty, w którym są dwa strumienie powietrza – strumień podawany z dyszy umieszczonej za prowadnicami i strumień ukształtowany tak, że rozpręży się w miejscu łuku elektrycznego.

Pistolety z zamkniętym układem rozpylania wytwarzają powłoki o mniejszej ziarnistości, jednak większa jest wrażliwość współczynnika osadzania powłoki na zmianę odległości natryskiwania [36]. Wielkość strat materiału podczas natryskiwania zależy od kąta natryskiwania i napięcia łuku [37].

W strumieniu natryskowym cząstki o większych średnicach i prędkościach występują głównie w jego osi [38]. Łuk pali się niestabilnie, czynnikami które to powodują są gaz atomizujący, stopione krople oraz obecność stopionego materiału. Zakres wielkości uzyskanych cząstek strumienia natryskowego jest bardzo szeroki. Lepszą atomizację cząstek uzyskuje się w przypadku zamkniętych systemów rozpylania [39]. Współczynnik osadzania powłoki zależy od wielkości przedmiotu, stwierdzone w warunkach laboratoryjnych wartości są zbliżone do 60% [40]. Wielkość cząstek w strumieniu natryskowym zależy silnie od ciśnienia gazu atomizującego [41].

Wysoka temperatura łuku oraz wykorzystanie strumienia powietrza o dużej wydajności i ciśnieniu mogą być przyczyną niekorzystnych zmian składu chemicznego natryskiwanego metalu, w wyniku parowania i utleniania. Wydajność procesu dochodzi do 30 kg/h, powłoki charakteryzują się bardzo dobrą przyczepnością do podłoża, nawet powyżej 30 MPa [42]. Grubość powłok natryskiwanych łukowo mieści się w granicach  $0,2 \div 2,0$  mm [43, 44]. Do natryskiwania łukowego stosuje się druty lite i proszkowe z rdzeniem topliwym i metalicznym, tworzące powłoki metalowe i cermetalowe. Do najczęściej stosowanych można zaliczyć powłoki z: cynku, aluminium, miedzi, stopów niklu i stali wysokostopowej w celu zapewnienia odporności na ścieranie, korozję lub erozję [2, 45, 46]. Koszt wytworzenia powłoki natryskiwanej łukowo jest najniższy spośród wszystkich metod natryskiwania. Powłoki natryskiwane łukowo stosuje na elementach mostów, zbiornikach wody, instalacjach morskich oraz do wytwarzania warstw przeciwpoślizgowych [18].

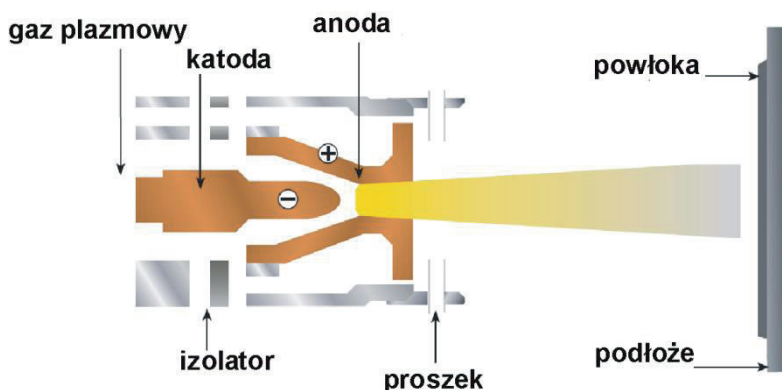
#### 4.4. Natryskiwanie plazmowe

Palnik plazmowy został wprowadzony do użytku w 1957 r. w USA. Metoda plazmowa rozszerzyła w bardzo istotnym stopniu zakres zastosowania powłok. Powłoki można natryskiwać materiałami, dla których różnica pomiędzy temperaturą rozkładu lub intensywnego parowania a temperaturą topnienia jest nie mniejsza jak 300K. Schemat procesu natryskiwania plazmowego przedstawia rys. 4.8. Palnik plazmowy zawiera katodę wykonaną najczęściej z wolframu domieszkowanego torem i anodę wykonaną z miedzi, która jest intensywnie chłodzona i służy jednocześnie jako dysza wylotowa gazów plazmowych. Proszki mogą być podawane do palnika lub do strumienia plazmy na zewnątrz palnika. W przypadku podawania proszku do wewnątrz palnika problemem jest zużycie elementów palnika powodowane przez cząstki proszku. Wielkość cząstek proszku jest w zakresie  $10 \div 100$   $\mu\text{m}$ , najkorzystniej  $10 \div 45$   $\mu\text{m}$ . Moc palnika do 200 kW. Stosowanie argonu jako gazu plazmowego daje niską energię, w celu podwyższenia entalpii plazmy stosuje się jako gazy plazmowe mieszanki Ar/He, Ar/H<sub>2</sub> (na przykład Ar + (5÷15%) obj. H<sub>2</sub>), N<sub>2</sub>/H<sub>2</sub> oraz N<sub>2</sub>. Wydatek gazu plazmowego wynosi zwykle 40÷50 l/min.

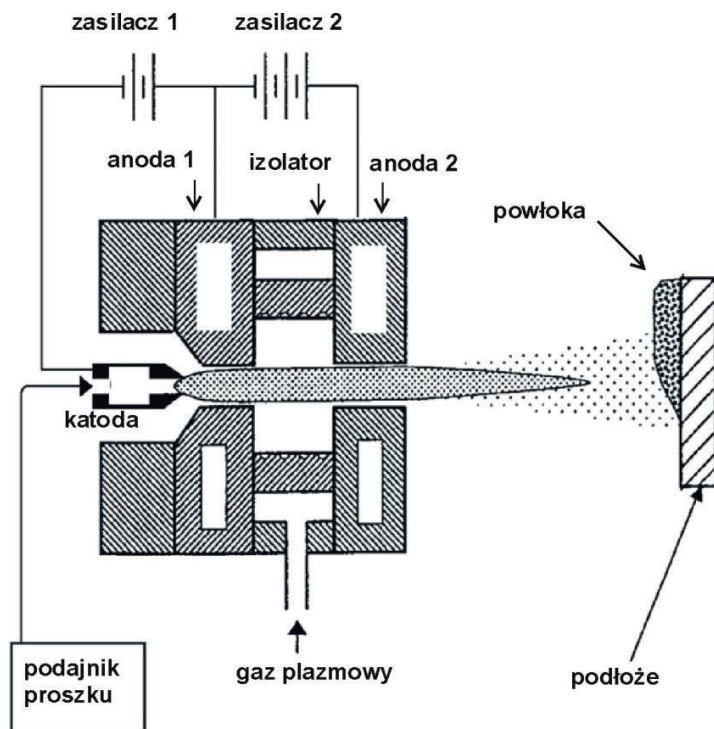
Sposób i miejsce wprowadzenia materiału proszkowego są bardzo istotne dlatego, że wyznaczają ilość ciepła dostarczonego do cząstek proszku. Temperatura łuku plazmowego wynosi około 16000 K [2, 26, 47-49]. Typowe materiały natryskiwane metodą plazmową to:

- metale – tantal, molibden, wolfram, aluminium, miedź, nikiel, chrom,
- stopy – Ni-Cr-Co-Al, Ni-Cr,
- węgliki – TiC, WC,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,
- tlenki –  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,
- a także proszki spiekane metalowo-ceramiczne.

Powłoki natryskiwane plazmowo w atmosferze powietrza (APS) charakteryzują się niską zawartością tlenków. Powietrze jest obecne w niewielkiej zawartości w strumieniu plazmy. Metoda VPS (natryskiwania plazmowego w próżni) została wprowadzona w latach 70. Natryskiwanie odbywa się w komorze, w której jest utrzymywana próżnia dynamiczna o ciśnieniu niższym od 0,04 MPa. Prędkość cząstek uzyskiwana w metodzie APS jest w zakresie 200÷800 m/s, a w metodzie VPS 200÷600 m/s. Strumień natryskowy ma większą szerokość w porównaniu do metody APS, co umożliwia uzyskanie powłok o większej jednorodności. W metodzie APS odległość natryskiwania jest w zakresie 60÷130 mm. W metodzie VPS stosuje się większe odległości natryskiwania w porównaniu do metody APS. Możliwe jest także natryskiwanie łukiem zależnym metodą VPS z wykorzystaniem dodatkowego źródła prądu podłączonego do anody palnika i przedmiotu, można wówczas wykorzystać efekt czyszczenia powierzchni. Inne warianty metody natryskiwania plazmowego to natryskiwanie w kontrolowanych atmosferach (CAPS) oraz natryskiwanie w osłonie gazów (SPS). Systemy do natryskiwania metodą VPS lub CAPS są kilkakrotnie droższe od stosowanych w metodzie APS.



Rys. 4.8. Schemat natryskiwania plazmowego [18].



Rys. 4.9. Metoda natryskiwania plazmowego w tunelu gazowym [50].

Rys. 4.9 przedstawia palnik do natryskiwania plazmowego typu tunelu gazowego. Palnik zawiera dwie anody. W izolatorze oddzielającym anody są wykonane kanały kształtujące przepływ gazu. Wyładowanie plazmowe jarzy się pomiędzy katodą i pierwszą anodą, obecność drugiej anody powoduje większe zawężenie łuku plazmowego i podwyższa temperaturę plazmy do wartości wyższych niż w przypadku tradycyjnych palników. Palnik jest bardzo efektywny w wytwarzaniu powłok ceramicznych i kompozytowych.

Nowe generacje palników umożliwiają natryskiwanie otworów o średnicach  $\Phi > 50$  mm (RotaPlasma). Wprowadzono palniki mikroplazmowe ze średnicą strumienia plazmy 2÷4 mm umożliwiające natryskiwanie małych powierzchni. Ważną innowacją było opracowanie palników z wprowadzaniem materiału proszkowego w osi palnika, co zwiększyło transport ciepła do materiału proszkowego. Osiowe wprowadzenie proszku uzyskuje się w palnikach z trzema katodami lub w palniku typu tunelu gazowego [47].

Odmianą natryskiwania plazmowego jest impulsowe natryskiwanie plazmowe materiałów proszkowych. Silnie sprężona plazma, do której wprowadza się materiał powłokowy wytwarzana jest w postaci impulsów o częstotliwości do 3 Hz [26, 49, 51].

Natryskiwanie plazmowe jest powszechnie stosowane w przemyśle chemicznym, elektronice, energetyce jądrowej, kosmonautyce, produkcji samolotów, w celu zapewnienia odporności cieplnej, korozyjnej, odporności na ścieranie, obciążenia dynamiczne, wykonania izolacji elektrycznej.

Czynnikami wpływającymi na właściwości powłoki są [52]:

- parametry związane z palnikiem do natryskiwania – typ dyszy, sposób podawania materiału proszkowego;
- parametry związane z wytwarzaniem plazmy – rodzaj i wydatek gazu plazmowego, rodzaj i wydatek gazu pomocniczego, prąd łuku;
- parametry związane z materiałem proszkowym – morfologia ziaren, metoda wytwarzania proszku, rozkład wielkości ziaren proszku, miejsce podawania proszku do palnika;
- parametry natryskiwania – odległość natryskiwania, temperatura podłoża, szybkość przesuwu palnika.

Jedną z innowacji w zakresie natryskiwania plazmowego jest natryskiwanie naddźwiękowe, w którym do palnika podaje się gazy reaktywne. Produktami reakcji są nanocząstki, na przykład nanodrutu [53].

#### 4.5. Materiały stosowane na powłoki natryskiwane

Materiały stosowane na powłoki natryskiwane są w postaci proszków, prętów oraz drutu litego lub proszkowego. Druty są stosowane zasadniczo do natryskiwania łukowego lub płomieniowego. Stosujemy następujące grupy materiałów do natryskiwania cieplnego:

- metale i ich stopy,
- materiały ceramiczne,
- cermetale,
- tworzywa sztuczne.

Powłoki natryskiwane czystymi metalami mają za zadanie zabezpieczyć przed [2,4,6,26]:

- korozją, na przykład powłoki Ti, Zr, Zn, Al;
- zużyciem adhezyjnym, Mo;
- kontaktem z ciekłym metalem, W.

Przykładowym celem zastosowania powłok natryskiwanych stopami metali metodą płomieniową z drutu jest zabezpieczenie przed [2,4,6,26]:

- zużyciem ściernym, powłoka  $\text{Fe}+0,4\%\text{C}+(12\div 14\%)\text{Cr}$ ;
- korozją –  $\text{Al}+(4,5\div 6\%)\text{Si}$ ,  $\text{Ni}+(30\div 37\%)\text{Cu}$ ;
- zużyciem adhezyjnym –  $\text{Cu}+0,9\%\text{Mn}+3,3\%\text{Si}$ ,  $\text{Fe}+(0,75\div 0,88\%)\text{C}$ .

Przykładowe zastosowania powłok natryskiwanych materiałami proszkowymi obejmują [2,6,26]:

- zabezpieczenie przed zużyciem ściernym – RotoTec Diamax 19999 (0,3% C; 11,8% Cr; 0,7% Mn; 6% Fe; max. 2,2% Si; max. 0,7% Cu; Ni – reszta), Ni+16% Cr + 3,5% B + 4,5% Fe + 1% C, RotoTec DuroTec 19910 (10% Cr + 3% Si + 1% B);
- zwiększenie odporności na korozję – RotoTec CoroResist 19300 (max. 0,03% C; 18% Cr; 2,5% Mo; 10% Ni; 0,8% Si; 0,2% Mn; Fe – reszta), ProXon 21021 (Ni + 6% Al + 6% Mo);
- obniżenie wartości współczynnika tarcia współczynnika tarcia: ProXon 21071 (10% Al; 0,6% Si; 2% Fe; Co – reszta), RotoTec LubroTec 19985 (15% Cr; 7% Fe; Ni – reszta).

Materiały ceramiczne mogą być stosowane w warunkach pracy charakteryzujących się wysoką temperaturą oraz agresywną chemicznie atmosferą. Powłoki ceramiczne wykazują wysoką twardość, niską wartość współczynnika przewodnictwa ciepła, wysoką odporność na korozję i utlenianie oraz wysoką odporność na ścieranie oraz erozję. W wysokich temperaturach właściwości mechaniczne materiałów ceramicznych są korzystniejsze od materiałów metalicznych. Powłoki z materiałów ceramicznych są także stosowane do wytwarzania warstw odpornych na zużycie adhezyjne, struktur typu barier cieplnych oraz izolacji elektrycznych. Podstawowymi materiałami ceramicznymi stosowanymi do natryskiwania powłok są [2, 6, 26]:

- węgliki, na przykład:  $\text{Cr}_2\text{C}_3$ , WC, TiC,  $\text{Mo}_2\text{C}$ , SiC;
- tlenki –  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$  + 8% mas.  $\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiO<sub>2</sub>;
- azotki – TiN,  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ;
- borki –  $\text{TiB}_2$ ,  $\text{LaB}_6$ ;
- krzemki –  $\text{TiSi}_2$ ,  $\text{MoSi}_2$ .

Materiały cermetalowe stanowią połączenie materiałów metalicznych z materiałami metalowymi. Wykazują wysoką odporność na zużycie ścierne, erozyjne oraz kawitacyjne [4]. Osnową zwykle są Co, Ni, Al, Ti, Mo, Fe lub ich stopy. Przykładowe materiały cermetalowe to: WC-Co,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ /Ni-Cr,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ /NiCrAlY [2, 4, 5, 6, 26].

Powłoki są również wykonywane z materiałów międzymetalicznych, na przykład TiAl,  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , NiAl,  $\text{MoSi}_2$ . Materiały tego typu ulegają intensywnemu utlenianiu w wysokich temperaturach i z tego względu należy natryskiwać z wykorzystaniem gazów obojętnych [6].

Metodą natryskiwania cieplnego można wytwarzać powłoki z tworzyw termoplastycznych oraz termoutwardzalnych. Stosuje się do natryskiwania na przykład: poliamid, poliwęglan, PTFE, polichlorek winylu, polietylen oraz polipropylen [2, 4, 6, 26]. Powłoki chronią przed korozją ogólną i atmosferyczną, morską, a także zapewniają izolację cieplną i elektryczną konstrukcji metalowych. Przykładowym zastosowaniem są powłoki na rurociągach gazu eksploatowane na Syberii.



Materiały proszkowe mogą być podane do palnika w postaci zawiesiny w gazie nośnym lub zawiesiny w cieczy. Ostatnia metoda umożliwia stosunkowo łatwe otrzymywanie powłok nanostrukturalnych [54].

Proszki metali oraz stopów metali są wytwarzane metodą atomizacji w próżni, gazie obojętnym, rozpylane wodą lub wytwarzane metodą stapiania, względnie spiekania i następnie kruszone. Inną metodą produkcji jest mechaniczna synteza [55]. Proszki otrzymywane metodą atomizowania gazem charakteryzują się sferycznym kształtem ziaren lub zawierają cząstki sferyczne połączone z mniejszymi cząstkami sferycznymi (tak zwanymi satelitami). Cząstki proszków atomizowanych wodą mają kształt nieregularny. W procesie atomizowania w próżni lub gazem obojętnym cząstki stygną powoli, natomiast szybkie chłodzenie, które ma miejsce przy rozpylaniu wodą, umożliwia powstawanie faz metastabilnych. Proces atomizowania gazem obojętnym i atomizacja próżniowa są stosowane do otrzymywania proszków materiałów międzymetalicznych, takich jak:  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ti}_3\text{Al}$  lub  $\text{FeAl}$  [6]. Metodą atomizacji gazem lub wodą otrzymuje się na przykład proszki na podstawie niklu stosowane jako warstwy podkładowe w powłokach typu barier cieplnych lub do zabezpieczenia przed korozją gazową [6].

Proszki materiałów ceramicznych otrzymuje się przez: stapianie lub spiekanie z późniejszym kruszeniem, metodą suszenia rozpyłowego, samorozwijającej się syntezy, metodą zol-żel lub z fazy gazowej. Proszki kompozytowe aglomerowane otrzymuje się metodami suszenia rozpyłowego, samorozwijającej się syntezy lub mechanicznej syntezy [6].

Metoda suszenia rozpyłowego polega na rozpylaniu zawiesiny materiału i suszeniu strumieniem gorącego gazu. Do zawiesiny dodaje się środek wiążący ziarna proszku. Środkiem tym może być na przykład alkohol poliwinylowy. Ziarna proszków otrzymywanych tą metodą są porowate i dlatego mogą być później poddawane operacji zagęszczania metodą plazmową lub spiekania. Metodą suszenia rozpyłowego wykonywane są proszki na przykład molibdenu, tlenków  $\text{Cr}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , azotków lub ich mieszanin z tlenkami  $\text{Si}_3\text{N}_4+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Y}_2\text{O}_3$ , cermetali  $\text{TiC}+\text{Ni}$ . Metoda jest używana także do aglomerowania proszków nanostrukturalnych [6].

Metoda powlekania umożliwia otrzymywanie proszków cermetalowych lub kompozytowych. Powlekanie ziaren proszku ma na celu zapobieżenie reakcjom chemicznym zachodzącym podczas natryskiwania, zwiększenie przyczepności natryskiwanych cząstek do podłoża (wykorzystanie efektu egzotermicznego), zwiększenie zwilżalności cząstek ceramicznych przez osnowę. Proces powlekania można wykonać w fazie gazowej, metodą mechanicznego stopowania, metodą chemiczną lub elektrolityczną. Metoda powlekania z fazy gazowej polega na osadzaniu na ziarnach proszku warstw metodą CVD lub PECVD. Metodami powlekania wytwarza się na przykład proszki  $\text{Ni-5Al}$  stosowane na warstwy podkładowe lub proszek cermetalowy WC-Co stosowany na warstwy odporne na zużycie ścierne lub erozyjne.

Metodą syntezy mechanicznej wytwarza się proszki  $\text{Ni}_5\text{Al}$ ,  $\text{NiCrAl}+\text{ZrO}_2$  stosowane w powłokach typu barier ciepłych z gradientem składu chemicznego [6].

Proces samorozwijającej się syntezy jest rodzajem procesu spalania, w którym zachodzi reakcja egzotermiczna. Metodą tą można wytwarzać proszki węglików  $\text{TiC}$ ,  $\text{SiC}$  oraz borków  $\text{TiB}_2$ ,  $\text{LaB}_6$ , a także  $\text{MoSi}_2$  [6].

Kształt i wielkość ziaren proszku ma istotny wpływ na równomierność podawania proszku do palnika [56]. Sferoidyzacja ziaren proszku jest wykonywana w plazmie lub płomieniu [6].

Druty proszkowe są korzystną postacią materiału do natryskiwania. Stopień wypełnienia drutu proszkiem zależy od jego średnicy [57]. Wytwarza się przykładowo odporne na zużycie cienne powłoki drutami proszkowymi ( $\text{FeCrB}+\text{Al}$ ), ( $\text{FeCr}+\text{Al}+\text{C}$ ) [58]. Podczas natryskiwania łukowego z drutu wyższą temperaturę uzyskują cząstki proszku o większej wielkości, natomiast cząstki o mniejszych średnicach uzyskują większe prędkości [59].

Powłoki typu barier ciepłych (TBC) umożliwiły zwiększenie temperatury pracy. Efekt jest porównywalny do uzyskanego w poprzednich trzech dekadach czasu w pracach nad nowymi materiałami na elementy turbin gazowych oraz nad metodami wytwarzania elementów. Najczęściej stosuje się bariery dwuwarstwowe zawierające metaliczną warstwę wiążącą oraz zewnętrzną warstwę ceramiczną. Początkowo warstwa ceramiczna była wykonywana z  $\text{ZrO}_2\text{-MgO}$ , aktualnie najczęściej stosuje się  $\text{ZrO}_2$  częściowo stabilizowany dodatkiem 7% mas.  $\text{Y}_2\text{O}_3$  (PSZ). Powłoki TBC są wytwarzane metodą APS lub EB-PVD. Natomiast wadą PSZ jest niestabilność mikrostruktury w temperaturach powyżej  $1200^\circ\text{C}$ . Trwałość bariery cieplnej obniżają: ekspozycja na wysokie temperatury, zmęczenie cieplne, korozja gazowa, obecność w powłoce ciekłych osadów będących produktami spalania paliw i kolizja z obcymi obiektami, które przedostały się do turbiny.

Szerokie zastosowanie natryskiwanego plazmowo tlenku cyrkonu limituje wysoki koszt, ograniczona trwałość i niezawodność. Nowe materiały zawierają  $\text{ZrO}_2$  stabilizowane pierwiastkami ziem rzadkich. Korzystną ich cechą jest niska transmisja światła przez warstwę ceramiczną, badane są również inne materiały tlenkowe [60]. Materiałami rozważanymi do natryskiwania są kordieryt ( $2\text{MgO}\cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 5\text{SiO}_2$ ), forsteryt ( $2\text{MgO}\cdot \text{SiO}_2$ ), mullit,  $\text{ZaZrO}_3$ ,  $\text{MgZrO}_3$  [61, 62].

Zadaniem warstwy podkładowej jest ochrona podłoża przed korozją oraz zwiększenie przyczepności warstwy ceramicznej. Ogólny skład chemiczny materiału warstwy podkładowej można zapisać  $\text{MCrAlX}$ , gdzie  $\text{M}=\text{Ni}$  lub  $\text{Co}$ ;  $\text{X}=\text{Y}$ ,  $\text{Hf}$  lub  $\text{Si}$ . Warstwa podkładowa może być natryskiwana metodą plazmową w próżni VPS lub w warunkach otoczenia (APS). Przyczepność warstw tlenkowych uformowanych na powierzchni warstwy podkładowej ma bardzo istotny wpływ na odporność bariery cieplnej na zmęczenie cieplne [63].

Stosowany w wielu materiałach cermetalowych węglík wolframu charakteryzuje się dobrą zwilżalnością, co sprzyja zastosowaniu w materiałach spiekanych.



Najczęściej stosowaną osnową jest kobalt. Przy temperaturze 2780°C WC ulega rozkładowi. W układzie równowagi W-C-Co występuje krucha faza  $\eta$ . Jednak w obecności Co WC rozpuszcza się w Co przy temperaturach znacznie niższych od 2780°C. Faza  $W_2C$  jest metastabilna przy temperaturach poniżej 1250°C, ale występuje w materiałach komercyjnych. WC ulega przemianie w fazy kruche jeśli skład węgla odbiega od stechiometrycznego, dlatego jest trudno otrzymać dobrą powłokę metodą natryskiwania plazmowego. Porowatość powłok natryskiwanych metodą plazmową może wynosić nawet 20% podczas gdy dla metody HVOF wynosi ona poniżej 2% [64].

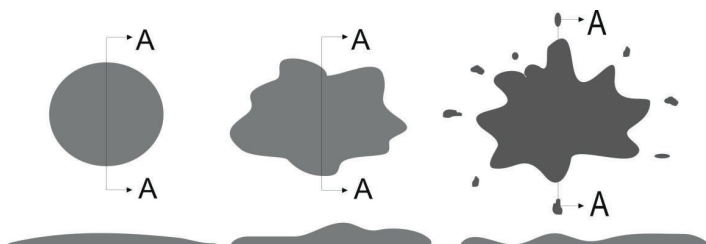
W nowoczesnych maszynach i urządzeniach stosuje się często jednocześnie kilka różnych powłok. Przykładowo w turbinach gazowych stosuje się powłoki w celu [65]:

- regeneracji powierzchni łopatek kompresora wykonanych ze stopu tytanu, na przykład metodą HVOF proszkiem Amdry 625 ( $Ni_{21,5}Cr_9Mo_{3,6}(Cb+Ta)_{2,5}Fe$ );
- zwiększenia trwałości łopatek kompresora w warunkach zużywania erozyjnego, TiN-Ti nakładana metodą PVD;
- zabezpieczenia zamków łopatek przed frettingiem – powłoki Cu-Ni lub Cu-Ni-In natryskiwane metodą plazmową, płomieniową lub łukową;
- uszczelnienia – zużywalne powłoki uszczelniające natryskiwane metodami APS lub HVOF;
- wykonania barier cieplnych, powłok cermetalowych zabezpieczających przed erozją.

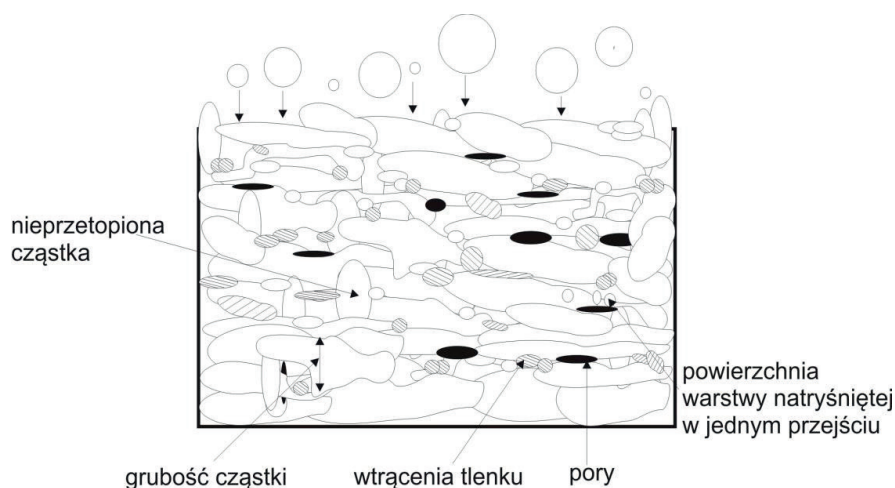
#### 4.6. Budowa powłoki natryskiwanej

Powłoka natryskiwana jest tworzona przez cząstki, które uderzają w podłoże. W chwili uderzenia cząstki mogą być całkowicie lub częściowo stopione lub też być w stanie stałym. Cząstka, która osiągnęła powierzchnię w stanie stopionym ulega podczas uderzenia spłaszczeniu i jednocześnie gwałtownie stygnie oraz krystalizuje. Powstałą powłokę charakteryzuje anizotropia. Właściwości mierzone w kierunku prostopadłym do podłoża znacząco odbiegają od właściwości określonych w kierunku równoległym. Powłoka ma charakterystyczną budowę lamelarną. Temperatura natryskiwanych cząstek ma bardzo istotny wpływ na strukturę powłoki, jej kohezję oraz porowatość. Szybkość chłodzenia cząstki po uderzeniu w podłoże jest rzędu  $10^6$  K/s. Duża szybkość chłodzenia sprzyja tworzeniu roztworów amorficznych oraz metastabilnych. Cząstki, które w chwili uderzenia były w stanie stałym obniżają kohezję powłoki. Cząstki metaliczne podczas natryskiwania ulegają powierzchniowemu utlenianiu, tlenki które w ten sposób przedostają się do tworzącej się powłoki mogą mieć wysoką twardość. Rys. 4.10 przedstawia

cząstkę powstałą po uderzeniu natryskiwanej kropli materiału w powierzchnię podłoża [4]. Cząstka w formie dysku jest tworzona zasadniczo wtedy, gdy energia kinetyczna lub cieplna kropli jest niewielka, ewentualnie średnica kropli jest mała. Powstanie cząstki o nierównych brzegach jest znacznie bardziej prawdopodobne. W powstałej cząstce powłoki często występują pęknięcia.



Rys. 4.10. Kształt cząstek wytwarzanych w procesie natryskiwania.



Rys. 4.11. Mikrostruktura powłoki natryskiwanej cieplnie.

Rys. 4.11 przedstawia przekrój poprzeczny powłoki natryskiwanej cieplnie [4]. Powłoka składa się z wielu cząstek (lamelli) utworzonych przez kolejne natryskiwane cząstki. Pokazano również występującą w powłokach porowatość oraz wtrącenia tlenków.

Proces interakcji padającej cząstki natryskiwanej z podłożem jest opisywany parametrem Sommerfelda [66]:

$$K = W_e^{1/2} \cdot R_e^{1/4} \quad (4.1)$$

gdzie:  $R_e$ ,  $W_e$  są liczbami Reynoldsa oraz Webera, odpowiednio.

Dla  $K < 3$  następuje odbicie cząstki od powierzchni, dla  $3 < K < 58$  następuje tworzenie powłoki przez cząstkę, a dla  $K > 58$  następuje rozpryskiwanie cząstki. Obliczone wartości  $K$  dla natryskiwania plazmowego aluminium są w zakresie  $50 \div 1800$  co oznacza, że podczas natryskiwania występuje kilka procesów. Stopień spłaszczenia cząstki  $\zeta$  jest określony wzorem [67]:

$$\zeta = \frac{D}{d_p} = CR_e^\alpha \quad (4.2)$$

gdzie:

$D$  jest średnicą utworzonej cząstki powłoki,

$d_p$  – średnicą padającej stopionej cząstki,

$C$  – stała, wartości w zakresie  $0,8 \div 1,2491$ ,

$\alpha = 0,2; 0,125$  lub  $0,167$ .

Mechanizmami adhezji powłoki do podłoża są: szczepienie mechaniczne, siły van der Waalsa oraz połączenie typu metalurgicznego. Ze względu na dużą gęstość dyslokacji w lamelli powłoki utworzonej w procesie szybkiej krystalizacji proces dyfuzji jest ułatwiony. Podczas natryskiwania mogą zachodzić na powierzchni kontaktu lamelli z podłożem reakcje chemiczne, na przykład przy natryskiwaniu molibdenem powstają  $FeMo$ ,  $Fe_2Mo$ . Rzeczywista powierzchnia styku stanowi niewielki ułamek powierzchni ziarna (około  $20 \div 30\%$ ) [68].

Porowatość powłok jest cechą powłok natryskiwanych. Porowatość może być oczekiwaną właściwością powłoki ze względu na obniżanie wartości współczynnika przewodzenia ciepła, pory mogą podczas eksploatacji powłoki pełnić rolę zasobników smaru. Porowatość obniża kohezję powłoki, twardość, wartość modułu Younga, odporność na zużycie ścierne i erozyjne oraz na korozję. Rozmiar porów zawiera się w zakresie od nm do  $10^{-5}m$ . Pory o najmniejszych rozmiarach są defektami struktury krystalicznej powstałymi w procesie szybkiej krystalizacji lamelli. Największe pory tworzą się podczas natryskiwania cząstkami częściowo stopionymi lub będącymi w stanie stałym ze względu na niemożność dopasowania się stygnącej cząstki do nierówności podłoża.

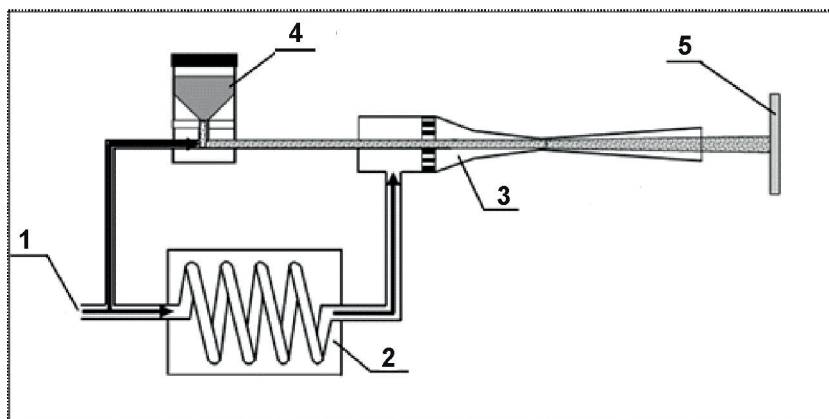
Naprężenia własne w powłoce powstają wskutek [69]: chłodzenia cząstki powłoki, występowania przemian fazowych w materiale powłoki, schładzania powłoki z temperatury natryskiwania do temperatury otoczenia, natryskiwania powłoki w wielu przejściach palnika.

#### 4.7. Tendencje rozwoju metod natryskiwania

Zasadnicze innowacje wprowadzone w technologii natryskiwania cieplnego w ostatnich dwóch dekadach prowadziły do [47]:

- zwiększenia prędkości cząstek natryskiwanych w celu podwyższenia twardości powłoki, obniżenia porowatości, stopnia utlenienia oraz przemian fazowych podczas natryskiwania,
- wprowadzenia technologii natryskiwania zimnym gazem (cold spray) oraz gazem gorącym (warm spray),
- zastosowania nowych materiałów do natryskiwania w postaci ciekłej, prekursorów, materiałów nanostrukturalnych,
- wprowadzenia systemów diagnostycznych,
- specjalistycznego oprogramowania i robotyzacji procesu natryskiwania.

W latach 80. wprowadzono metodę natryskiwania zimnym gazem (cold gas) [70, 71], zasada działania urządzenia jest pokazana na rys. 4.12.



Rys. 4.12. Schemat procesu natryskiwania zimnym gazem:

1-dopływ gazu, 2 – podgrzewacz gazu, 3 – dysza Laval, 4-podajnik proszku, 5-podłoże [70].

Sprężony gaz jest podgrzewany i doprowadzany do dyszy Laval. Materiał proszkowy jest podawany w kierunku osi dyszy w strumieniu gazu. Gaz oraz proszek uzyskują w dyszy prędkości naddźwiękowe oraz obniżają swoją temperaturę do temperatury zbliżonej do temperatury pokojowej. Cząstki o prędkości poniżej wartości krytycznej nie tworzą powłoki i powodują ubytek erozyjny podłoża. Wysokie wartości prędkości krytycznej są dla tytanu oraz stopów CoNiCrAlY. W przypadku natryskiwania mieszaninami proszków o znacznie różniących się właściwościach (na przykład  $Al+Al_2O_3$ ) skład chemiczny powłoki może znacznie odbiegać od składu mieszaniny proszków stosowanej do natryskiwania. Powłoka miedziana natryskiwana zimnym gazem ma wyższą twardość, przyczepność do

podłoża i przewodnictwo elektryczne w porównaniu do powłoki natryskiwanej metodą APS [72]. Zaletą wytwarzanych powłok jest niska porowatość i zawartość tlenków. Optymalizacja procesu natryskiwania powłok wymaga połączenia badań eksperymentalnych z zaawansowanymi metodami modelowania [73].

Urządzenie do natryskiwania gorącym gazem (warm gas) jest zmodyfikowanym urządzeniem do natryskiwania metodą HVOF. Celem modyfikacji było stworzenie możliwości natryskiwania metalami reaktywnymi. W tym celu umieszczono pomiędzy komorą spalania palnika i wlotami natryskiwanych proszków dodatkową komorę mieszania. W komorze produkty spalania paliwa mieszane są z azotem w celu obniżenia temperatury gazów. W powłoce WC-Co natryskiwanej tą metodą stwierdza się mniejszy stopień rozkładu cząstek WC w porównaniu do klasycznych powłok HVOF. Przy pomocy metody natryskiwania gorącym gazem można natryskiwać drobniejszymi proszkami w porównaniu do HVOF, a otrzymane powłoki mają mniejszą chropowatość. Metoda jest stosowana do wytwarzania antykorozyjnych powłok tytanowych [74].

Roboty przemysłowe wykorzystywane w stanowiskach natryskiwania posiadają 5-6 stopni swobody. Nie jest to wystarczające w przypadku natryskiwania elementów o skomplikowanej geometrii. Natryskiwanie wykonuje się wówczas z wykorzystaniem pozycjonera [75, 76].

Zostało opracowane oprogramowanie wspomagające proces projektowania technologii natryskiwania elementu. Jakość powłoki zależy od trajektorii ruchu palnika, kąta pomiędzy osią palnika i powierzchnią natryskiwaną oraz od szybkości ruchu palnika względem przedmiotu. Oprogramowanie umożliwia symulację procesu natryskiwania, obliczenie ilości ciepła dostarczonego do przedmiotu, rozkładu temperatury w nim oraz rozkładu naprężeń własnych [77]. W przypadku natryskiwania plazmowego problemem jest niestabilność wyładowania oraz erozja elektrody, poprawę jakości można uzyskać przez zastosowanie zaawansowanego systemu sterowania [78].

Stosowane aktualnie systemy pomiarowe umożliwiają wykonanie w czasie rzeczywistym pomiaru temperatury plazmy i jej rozkładu w strudze plazmy, składu chemicznego plazmy, ponadto szybkości cząstek, ich wielkości i temperatury [79]. Metodą laserową można wykonać pomiar grubości powłok podczas natryskiwania z dokładnością rzędu mikrometrów [80].

Natryskiwanie cieplne z wykorzystaniem prekursorów jest bardzo obiecującą technologią. Palnik plazmowy, ze względu na wysoką temperaturę plazmy i krótki czas przebywania proszku w wyładowaniu, stanowi interesujące narzędzie do syntezy materiałów powłokowych. Przykładem może być natryskiwanie granatu itrowo-aluminiowego z prekursorów-roztworów wodnych azotanu itru oraz azotanu aluminium [81].

Powłoki natryskiwane z materiałów nanostrukturalnych są aktualnie intensywnie badane. Na podstawie zależności Halla-Petcha można oczekiwać zwiększenia

twardości oraz granicy plastyczności ze zmniejszeniem wielkości ziarna. Innym, interesującym materiałem nanostrukturalnym są nanorurki, których wytrzymałość na rozciąganie wynosi 200 GPa, a gęstość stanowi zaledwie  $\frac{1}{6}$  gęstości stali. Proszki o wymiarach nanometrycznych nie mogą być podawane w sposób bezpośredni do palnika i dlatego są poddawane zabiegowi aglomeracji. Proces natryskiwania prowadzi się przy takich parametrach, aby jedynie część cząstek ulegała stopieniu. Stopienie cząstek powoduje zanik struktury nanometrycznej, ale jest niezbędne w celu uzyskania akceptowalnej przyczepności powłoki. Wykonana powłoka ma strukturę bimodalną, to znaczy występują w niej miejscowo obszary nanostrukturalne. W powłokach nanostrukturalnych uzyskuje się na ogół wyższą odporność na zużycie w porównaniu do powłok tradycyjnych [82].

Natryskiwane powłoki są często poddawane późniejszej obróbce celu podwyższenia właściwości. Przetapianie wiązką elektronów można zastosować do przetapiania powłok cermetalowych natryskiwanych plazmowo w celu obniżenia porowatości [83]. Przetapianie laserowe natryskiwanych plazmowo warstw  $ZrO_2+8\%$  mas.  $Y_2O_3$  powoduje ujednorodnienie składu chemicznego powłoki, obniżenie porowatości i zwiększenie przyczepności [84]. Stosuje się również uszczelnianie powłok ceramicznych natryskiwanych plazmowo uszczelniaczami na bazie fosforanów w celu zwiększenia odporności na zużycie ścierne i erozyjne [85].

## Literatura

1. Dziubiński J., Klimpel A.: *Napawanie i natryskiwanie cieplne*, WNT, 1985.
2. Klimpel A.: *Napawanie i natryskiwanie cieplne*, WNT, 2000.
3. Nadasi A.: *Nowoczesne metody metalizacji natryskowej*, WNT, 1975.
4. Davies J.R. Ed.: *Handbook of thermal spray technology*, ASM International, 2004.
5. Morel S.: *Powłoki natryskiwane cieplnie*, WPC, 1997.
6. Pawlowski L.: *The science and engineering of thermal spray coatings*. John Wiley & Sons, 2008.
7. Kempton K.: *Where thermal spray coating are most cost effective*. Welding Journal 1992, vol. 70, nr 8, str. 40-44.
8. Thorpe M.L.: *Thermal spraying makes the grade as a repair process*. Welding Journal 1992, vol. 72, nr 11, str. 54-65.
9. Howes Ch. P.: *Thermal spraying: process, preparation, coating and applications*. Welding Journal 1994, vol. 73, nr 4, str. 45-71.
10. Bao Y., Gawne D.T., Zhang T.: *Cure kinetics of flame-sprayed thermoset coatings*. Surface and Coatings Technology 2012, vol. 207, nr 8, str 89-95.
11. Zhang X., Chang X., Han F., Huang W.: *Researches on aluminum coating by flame spraying on Q235 steel surface*. Advanced Materials Research 2012, vol. 472-475.

12. Oksa M., Turunen E., Suhonen T., Varis T., Hannula S.-H.: *Optimization of high velocity oxy-fuel sprayed coatings: techniques, materials and applications*. Coatings 2011, nr 1, str. 17-52.
13. Knight R., Smith R.W.: *Thermal spray forming of materials*. Powder Metal Technologies and Applications, vol 7 ASM Handbook, ASM International, 1998, str. 408-419.
14. Tucker R.C.: *Thermal spray coatings*. Surface Engineering, vol 5, ASM Handbook, ASM International, 1994, str. 497-509.
15. Thorpe M.L.: *Thermal spray: industry in transition*. Adv. Mater. Process. 1993, vol. 143, nr 5, str. 50-56.
16. Walser B.: *The importance of thermal spray for current and future applications in key industries*. Spraytime 2004, vol. 10, nr 4, str. 1-7.
17. Read J.: *International thermal spray association*, Keynote address. China International Thermal Spray Conference and the 16th National Thermal Spraying Seminar, Dalian, China, 22-25 Sept 2003.
18. [http; ///www.sulzermetco.com](http://www.sulzermetco.com).
19. Berndt M.L., Berndt C.: *Thermal spray coatings for corrosion protection*, ASM Corrosion Handbook, vol. 13A: Principles of metallic corrosion, Corrosion Protection and Control, 2003.
20. Milewski W.: *Praktyczne uwagi o natryskiwaniu powłok molibdenowych*. Przegląd Spawalnictwa 2009, nr 9, str. 11-13.
21. [http; //www.gordonengland.co.uk](http://www.gordonengland.co.uk).
22. Gavrilenko T.P., Nikolaev Y.A.: *Limits of gaseous detonation spraying*. Combustion, explosion and Shock Waves 2006, vol. 42, nr 5, str. 594-597.
23. Irving B.: *The HVOF process. The hottest topic in the thermal spray industry*. Welding Journal 1993, vol. 22, nr 7, str. 25-30.
24. Davis G., Breitsamater M.: *Advances in HVOF surfacing technology*. Welding and Metal Fabrication 1995, vol. 63, nr 7, str. 271-272.
25. Kadyrov E., Kadyrov V.: *Gas dynamical parameters of detonation powder spraying*. Journal of Thermal Spray Technology 1995, vol. 4, str. 280-286.
26. Klimpel A.: *Technologie napawania i natryskiwania cieplnego*, WPS, 1999.
27. Saravanan P., Selvarajan V., Rao D.S., Joshi S.V., Sundararajan G.: *Influence of process variables on the quality of detonation gun sprayed alumina coatings*. Surface and Coatings Technology 2000, vol. 125, str. 44-54.
28. Ulianitsky V., Shtertser A., Zlobin S., Smurov I.: *Computer-controlled detonation spraying: From process fundamentals toward advanced applications*. Journal of Thermal Spray Technology, vol. 20, nr 4, str. 791-801.
29. Wu Y.N., Ke P.L., Wang Q.M., Sun C., Wang F.H.: *High temperature properties of thermal barrier coatings obtained by detonation spraying*. Corrosion Science 2004, vol. 46, str. 2925-2935.



30. Smith R. W., Fast R.D.: *The future of thermal spray technology*. Welding Journal 1994, vol. 73, Nr 7, str. 43-50.
31. Wielage B., i inni: *Development and trends in HVOF spraying technology*. Surface and Coatings Technology 2006, vol. 201, nr 5, str. 2032-2037.
32. Thorpe R., Kopech H., Gagne N.: *HVOF thermal spray technology*. Advanced Materials & Processes 2000, vol.157, Issue: 4, str. 27-29.
33. Matthews S., James B.: *Review of thermal spray coating applications in the steel industry: Part 2-Zinc pot hardware in the continuous galvanizing line*. Journal of Thermal Spray Technology 2010, vol. 19, nr 6, str. 1277-1286.
34. Laverima E.J., Wu Y.: *Spray atomisation and deposition*, Chichester New York, John Wiley 1996.
35. Irving B.: *Thermal spray: new technology is its lifeblood*. Welding Journal 1998, vol. 77, Nr 3, str. 38-45.
36. Milewski P.: *Natryskiwanie cieplne w ochronie przed korozją. Stan obecny, kierunki rozwoju*. Inżynieria Powierzchni 2011, nr 3, str. 18-23.
37. Milewski W., Olbrycht A., Pawlik S.: *Wpływ rodzaju układu rozpylającego i sposobu natryskiwania na koszty wykonania powłok natryskiwanych łukowo*. Przegląd Spawalnictwa 2011, nr 9 , str. 14-19.
38. Hale D.L., Swank W.D., Haggard D.C.: *In-flight particle measurements of twin wire electric arc sprayed aluminium*. Journal of Thermal Spray Technology 1998, vol. 7, nr 1, str. 58-63.
39. Steffens H.-D., Nassenstein K.: *Influence of the spray velocity on arc-sprayed coating structures*. Journal of Thermal Spray Technology 1999, vol. 8, nr 3, str. 454-460.
40. Varacalle D.J., Zeek D.P., Zanchuck V., Sampson E., Couch K.W., Benson D., Cox G.S.: *Experimental studies of twin-wire electric arc sprayed zinc/aluminium alloy coatings*. Journal of Thermal Spray Technology 1998, vol. 7, nr 4, str. 513-520.
41. Newbery A.P., Grant P.S.: *Arc sprayed steel: Microstructure in severe substrate features*. Journal of Thermal Spray Technology 2009, vol. 18, nr 2, str. 256-271.
42. Welding Handbook., Ed. 8, Vol. 2, *Welding Process*, Chapter 8, AWS, Miami, Florida 1991.
43. Hoff I.H.: *The heat is on – Protecting steel with thermal sprayed zinc coatings*. Welding and Metal Fabrication 1997, vol. 65, nr 4, str. 12-13.
44. Irving B.: *Thermal-sprayed zinc coatings defend steel and concrete bridges*. Welding Journal 1993, vol. 72, nr 9, str 49-52.
45. Szulc T.: *Kompozytowe druty Ni-Al do natryskiwania łukowego*. Przegląd Spawalnictwa 1997, nr 7, str. 5-12.
46. Laverima E.J., Wu Y.: *Spray atomisation and deposition*, Chichester New York, John Wiley, 1996.
47. Fauchais P., Vardelle A., Dussoubs B.: *Quo vadis thermal spraying*. Journal of Thermal Spray Technology 2001, vol. 10, nr 1, str. 44-66.



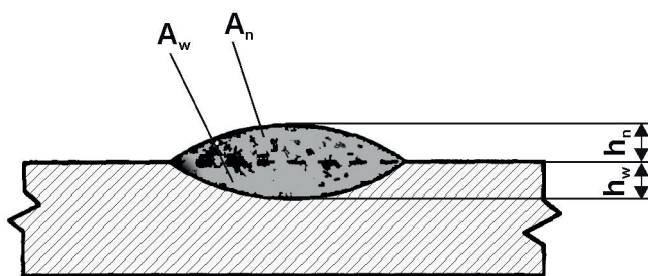
48. Raz Y., Dirfner S.: *Plasma arc spraying of Ti-6Al-4V with Cu-Ni-In*. Surface Engineering 1990, vol. 6, nr 2, str. 121-124.
49. Pogrebnyak A.D.; Il'yushenko M.V.; Kulmeneva O.P.: *Structure and properties of a hard alloy deposited on a copper substrate by means of a pulsed plasma spray technology*, Technical Physics 2001, vol. 46, Issue: 7, str. 897-904.
50. Zhang J., Kobayashi A.: *Corrosion resistance of the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+ZrO<sub>2</sub> thermal barrier coatings on stainless steel substrates*. Vacuum 2008, vol. 83, str. 92-97.
51. Zhengfeng L., Yanjun Z., Lishan C.: *Preparation of metallic coatings with reversibly switchable wettability based on plasma spraying technology*. Journal of Coatings and Technology 2012, vol. 9, Issue 5, str. 579-587.
52. Vaidya A., Srinivasan V., Streibl T., Friis M., Chi W., Sampath S.: *Process maps for plasma spraying yttria-stabilized zirconia: An integrated approach to design, optimization and reliability*. Materials Science and Engineering 2008, vol. A497, str. 239-253.
53. Hafiz J., Mukherjee R., Wang X., McMurry P.H., Heberlein J.V.R., Girshick S.I.: *Hypersonic plasma deposition – a hybrid between plasma spraying and vapor deposition*. Journal of Thermal Spray Technology 2006, vol. 15, nr 4, str. 822-826.
54. Pawlowski L.: *Finely grained nanometric and submicrometric coatings by thermal spraying: A review*. Surface and Coatings Technology 2008, vol. 202, str. 4318-4328.
55. Jurczyk M.: *Mechaniczna synteza*, Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań 2003.
56. Stanford M.K., DellaCorte C., Eylon D.: *Effect of particle morphology on flow characteristics of a composite plasma spray powder*. Journal of Thermal Spray Technology 2004, vol. 13, Nr 4, str. 586-592.
57. Wielage B., Pokhmurska H., Rupprecht C., Drehmann R., Schuberth S., Lindner T.: *Aktualne kierunki rozwoju natryskiwania cieplnego – materiały, technologie, zastosowanie*. Inżynieria Powierzchni 2011, Nr 3, str. 3-9.
58. Pokhmurska H., Dovhunyk V., Student M., Bielanska E., Beltowska E.: *Tribological properties of arc sprayed coatings obtained from FeCrB i FeCr-based powder wires*. Surface and Coatings Technology 2002, vol. 151-153, str. 490-494.
59. Tillmann W., Abdulgader M.: *Particle size distribution of the filling powder in cored wires: its effect on arc behavior, in-flight particle behavior and splat formation*. Journal of Thermal Spray Technology 2012, vol. 21, Nr 3-4, str. 706-718.
60. Levi C.: *Emerging materials and processes for thermal barrier systems*. Current Opinion in Solid State and Materials Science 2004, vol. 8, str. 77-91.
61. Soltani R., Samadi H., Garcia E., Coyle T.W.: *Development of alternative thermal barrier coatings for diesel engines*. SAE Technical Paper 2005-01-0650.
62. Taymaz I.: *The effect of thermal barrier coatings on diesel performance*. Surface and Coatings Technology 2007, vol. 201, str. 5249-5252.

63. Haynes J.A., Ferber M.K., Porter W.D.: *Thermal cycling behavior of plasma-sprayed thermal barrier coatings with various MCrAlX bond coats*. Journal of Thermal Spray Technology 2000, vol. 9 , nr 1, str. 38-48.
64. de Villiers Lovelock H.L.: *Powder/processing/structure relationships in WC-Co thermal spray coatings: a review of the published literature*. Journal of Thermal Spray Technology 1998, vol. 7, nr 3, s. 357-373.
65. Rajendran R.: *Gas turbine coatings. A review*. Engineering Failure Analysis 2012, vol. 26, str. 355-369.
66. Fauchais P., Fukumoto M., Vardelle A., Vardelle M.: *Knowledge concerning splat formation: An invited review*. Journal of Thermal Spray Technology 2004, vol. 13, nr 3, str. 337-360.
67. Fukanuma H., Huang R., Tanaka Y., Uesugi Y.: *Mathematical modelling and numerical simulation of splat cooling in plasma spray coatings*. Journal of Thermal Spray Technology 2009, vol. 18, nr 4-5, str. 965-974.
68. McPherson R., Cheang P.: *Microstructural analysis of Ni-Al plasma sprayed coatings 1989*. Proceedings of the 12-th International Thermal Spray Conference. Cambridge Wielka Brytania, Paper 17.
69. Clyne T.W., Gill S.C.: *Residual stresses in thermally sprayed coatings and their effects on interfacial adhesion*. Journal of Thermal Spray Technology 1999, vol. 5, str. 404-418.
70. Vardelle A., Vassen R.: *Emerging and innovative processes in thermal spraying*. Journal of Thermal Spray Technology 2011, vol. 20, nr 4, str. 645.
71. Gärtner F., Stoltenhoff T., Schmidt T., Kreye H.: *The cold spray process and its potential for industrial applications*. Journal of Thermal Spray Technology 2011, vol. 15, nr 2, str. 223-232.
72. Gärtner F., Stoltenhoff T., Schmidt T., Kreye H.: *The cold process and its potential industrial applications*. Journal of Thermal Spray Technology 2006, vol. 16, nr 2, str. 223-232.
73. Stoltenhoff T., Kreye H., Richter H.J.: *An analysis of the cold spray process and its coatings*. Journal of Thermal Spray Technology 2002, vol. 11, nr 4, str. 542-550.
74. Kuroda S., Watanabe M., Kim K., Katanoda H.: *Current status and future prospects of warm spray technology*. Journal of Thermal Spray Technology 2011, vol. 20, nr 4, str. 653-676.
75. Deng S., Gang D., Cai Z., Liao H., Montavon G.: *Application of external axis in robot-assisted thermal spraying*. Journal of Thermal Spray Technology 2012, vol. 21, nr 6, str. 1203-1215.
76. Dobaj E.: *Maszyny i urządzenia spawalnicze*, WNT, Warszawa 2006.
77. Candel A., Gadow R.: *Trajectory generation and coupled numerical simulation for thermal spraying application on complex geometries*. Journal of Thermal Spray Technology 2011, vol. 18, nr 5-6, str. 981-987.

78. Kanta A.-F., Montavon G., Berndt C.C., Planche M.-P., Coddet C.: *Intelligent system for prediction and control: Application in plasma spray process*. Expert systems with applications 2011, vol. 38, str. 260-271.
79. Mauer G., Vassen R., Stover D.: *Plasma and particle temperature measurements in thermal spray: approaches and applications*. Journal of Thermal Spray Technology 2011, Vol. 20, nr 3, s. 391-406.
80. Nadeau A., Poullot L., Nadeau F., Blain J., Moreau C., Lamontagne M.: *A new approach to online thickness measurement of thermal spray coatings*. Journal of Thermal Spray Technology 2006, vol. 15, nr 4, s. 744-749.
81. Ravi B.G., Gandhi A.S., Guo X.Z., Sampath S.: *Liquid precursor plasma spraying of functional materials: a case study for yttrium aluminum garnet (YAG)*. Journal of Thermal Spray Technology 2008, vol. 17, nr 1, str. 82-90.
82. Lima R.S., Marple B.R.: *Thermal spray coatings engineered from nanostructured ceramic agglomerated powders for structural, thermal barrier and biomedical applications: a review*. Journal of Thermal Spray Technology 2007, vol. 16, nr 1, str. 40-63.
83. Solonenko O.P., Ovcharenko V.E., Ivanov Yu., F., Golovin A.A.: *Plasma sprayed metal-ceramic coatings and modification of their structure with pulsed electron beam irradiation*. Journal of Thermal Spray Technology 2011, vol. 20, nr 4, str. 927-938.
84. Kobylańska-Szakaradek K.: *Wpływ przetapiania laserowego na strukturę i własności powłok ceramicznych  $ZrO_2$ - $Y_2O_3$  jako barier cieplnych*. Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, seria monografie, Gliwice 2005.
85. Ahmaniemi S., Vuoristo P., Mantyla T.: *Mechanical and elastic properties of modified thermal barrier coatings*. Materials Science and Engineering 2004, vol. 366A, str. 175-182.

## 5. Technologie napawania

Zwiększenie właściwości użytkowych warstwy wierzchniej elementu można uzyskać stosując spawalnicze źródła ciepła, na przykład laser, wiązkę elektronów oraz wyładowanie plazmowe. Uzyskanymi efektami mogą być: zahartowanie warstwy wierzchniej, umocnienie przez zgmiot, amorfizacja. Inną metodą zwiększania właściwości użytkowych powierzchni jest nanoszenie powłok metodą napawania. Termin powłoka oznacza warstwę, która zwiększa wymiary elementu. Cechą charakterystyczną procesu napawania jest nadtopienie podłoża i powstanie strefy przejściowej, której skład chemiczny jest pośredni pomiędzy składem chemicznym materiału podłoża i składem materiału zastosowanego do wytworzenia powłoki. Rys. 5.1 przedstawia przekrój poprzeczny napoiny. Rysunek wprowadza wskaźniki charakteryzujące warstwę napawaną:  $h_n$  – wysokość nadlewu napoiny,  $h_w$  – głębokość wtopienia,  $A_n$  – powierzchnia nadlewu,  $A_w$  – powierzchnia nadtopionego podłoża. Stopień wymieszania materiałów jest określony za pomocą współczynnika udziału materiału podłoża w warstwie napawanej określonego wzorem  $\gamma = A_w / (A_w + A_n)$ .



Rys. 5.1. Przekrój poprzeczny napoiny.

Napawanie może mieć na celu regenerację zużytego elementu, to znaczy przywrócenie kształtu i właściwości użytkowych elementowi lub stosowane jest na etapie produkcji w celu nadania warstwie powierzchniowej wymaganych właściwości użytkowych. Należy podkreślić, że stan warstwy wierzchniej wyznacza trwałość całego elementu, narażonego na przykład na zużycie ściernie, erozyjne lub korozję.

Wytworzenie odpornej na zużycie warstwy napawanej może znacznie zwiększyć trwałość elementu i przynieść wymierne rezultaty ekonomiczne. Celem napawania może być również wytworzenie warstwy buforowej, czyli warstwy pośredniej pomiędzy podłożem oraz warstwą odporną na określony rodzaj zużycia. Udział materiału podłoża można określić precyzyjnie w oparciu o pomiary składu chemicznego, jednak badanie takie jest drogie, a wyniki pomiarów zawartości niektórych pierwiastków, zwłaszcza lekkich, są obarczone dużym błędem. W większości przypadków korzystny jest niewielki udział materiału podłoża w napoinie, jednak spełnienie tego warunku w przypadku produkcji elementów napawanych jest często trudne. Obszar materiału podłoża sąsiadujący ze strefą wtopienia nazywa się strefą wpływu ciepła. Materiał w tej strefie doznaje przemian mikrostrukturalnych, których zakres zależy od uzyskanej temperatury, czasu wygrzewania oraz szybkości zmian temperatury. W miarę oddalania się od strefy wtopienia zakres zmian zmniejsza się. Właściwości użytkowe warstwy napawanej zależą od materiału zastosowanego do wytworzenia powłoki, materiału podłoża oraz od technologii napawania. W napawanym elemencie po zakończeniu napawania pozostają naprężenia własne spawalnicze, które nakładają się na naprężenia wynikające z pracy elementu. W przypadku regeneracji, często napotykanym problemem jest wytworzenie powłoki na materiale trudnospawalnym. Problemy podczas napawania związane są, między innymi, ze składem chemicznym materiału powłoki oraz podłoża, przemianami mikrostrukturalnymi, pękaniem, możliwością napawania powierzchni o określonym kształcie, dostępnością metod napawania i materiałów. Warstwy napawane o dużej odporności na zużycie mogą zawierać pęknięcia i nie mogą wówczas być eksploatowane w warunkach umożliwiających propagację pęknięć. Procesy napawania są powszechnie stosowane, ze względu na:

- dostępność niektórych metod napawania, które nie wiążą się z dużymi kosztami inwestycyjnymi i eksploatacyjnymi,
- dostępność materiałów dodatkowych do regeneracji, często w różnych postaciach,
- zwiększającą się dostępność not aplikacyjnych, informacji dotyczących materiałów,
- dostępność baz danych, programów wspomagających dobór technologii napawania.

Tabela 5.1 przedstawia porównanie metod napawania. Metody różnią się minimalną grubością wytwarzanej powłoki, wydajnością oraz udziałem materiału podłoża w napoinie [1]. Podawane w literaturze charakterystyki metod napawania mogą się różnić ze względu na liczbę producentów materiałów dodatkowych i sprzętu spawalniczego.

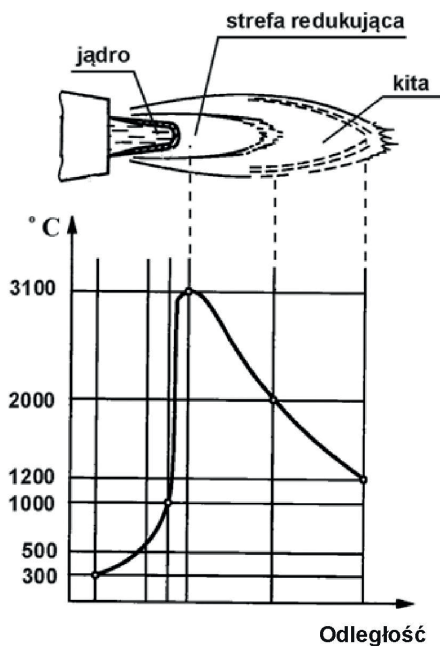
**Tabela 5.1.** Charakterystyka procesów napawania [1]

Metoda napawania	Minimalna grubość powłoki, mm	Wydajność napawania, kg/h	Udział materiału podłoża, %
gazowa	0,5	1	do 15
płomieniowo-proszkowa	0,1	0,2÷1	-
elektrodą otuloną	3	1÷4	15÷30
elektrodą nietopliwą w osłonie gazu (TIG)	1,5	2	5÷10
plazmowa, łukiem zależnym	2	10	2÷10
elektrodą topliwą w osłonie gazu	2	3÷6	15÷30
drutem proszkowym	2	3÷6	15÷30
łukiem krytym, drutem	3	10÷30	15÷30
łukiem krytym, taśmą	4	10÷40	10÷25
elektrożułowa	4	15÷35	5÷20

W rozdziale przedstawiono metody napawania, omówiono przykłady zastosowań oraz wyniki badań naukowych w zakresie wytwarzania i badań właściwości powłok odpornych na zużycie.

### 5.1. Napawanie gazowe

W metodzie napawania gazowego na powierzchnię nadtopionego podłoża nakładana jest warstwa materiału dodatkowego stopionego za pomocą palnika gazowego. Materiał dodatkowy może być w postaci proszku, pręta, drutu proszkowego lub pałeczki. Materiałami stosowanymi do napawania są stopy metali lub cermetale. Stosowanymi gazami palnymi są najczęściej: acetylen, propan, mieszaniny węglowodorów (MAPP), gazy na bazie propylenu. W Polsce praktycznie stosuje się tylko acetylen. Mieszanina MAPP zawiera metyloacetylen lub propadien, propan oraz gazy stabilizujące. Temperatura płomienia wynosi 2920 °C, a charakter płomienia jest zbliżony do acetylenowego. Ciepło spalania jest również zbliżone do ciepła spalania acetyleny. Korzystną cechą MAPP jest możliwość sprężania do ciśnienia 0,65 MPa [2]. Rys. 5.2 przedstawia rozkład temperatury w płomieniu acetylenowo-tlenowym i strefy płomienia [3]. Korzystnymi cechami płomienia są obecność strefy redukcyjnej, wysoka temperatura płomienia (3100 °C), łatwość regulacji płomienia.

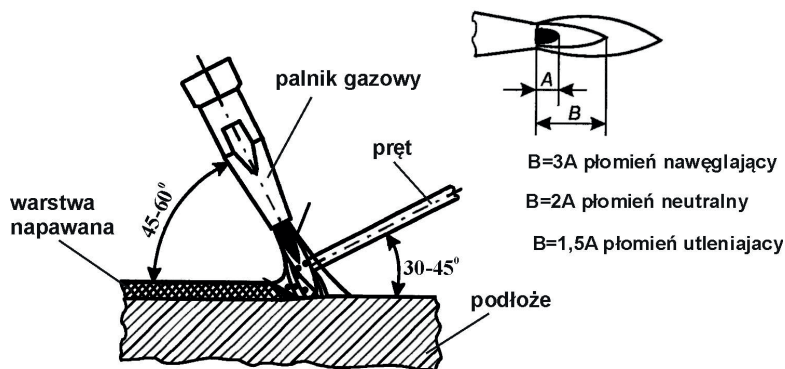


Rys. 5.2. Rozkład temperatury i strefy płomienia acetylenowo-tlenowego [3].

Napawanie gazowe stosuje się w celu regeneracji lub na etapie wytwarzania elementu do nadania odpowiednich cech użytkowych. Udział materiału podłoża w napoinie jest niewielki i zwykle wynosi  $2 \div 5\%$ , wydajność napawania gazowego jest w zakresie około  $0,5 \div 5$  kg/h, grubość napoiny nałożonej w jednym przejściu jest w zakresie do 3,5 mm [4-6]. Stosowane druty (pręty) lite lub proszkowe mają średnice zwykle w zakresie  $0,8 \div 3,2$  mm przy długości 1 m, pałeczki odlewane mają średnice w zakresie  $3,0 \div 9,5$  mm i długość  $200 \div 500$  mm [4-6].

Materiał przed napawaniem należy odpowiednio przygotować tak, aby uzyskać czystą powierzchnię i ewentualnie rowek w celu zmieszczenia napoiny. Ze względu na ryzyko pęknięć może być konieczne wstępne podgrzewanie napawanych elementów, a po napawaniu chłodzenie z odpowiednią szybkością lub późniejsza obróbka cieplna. Schemat procesu napawania gazowego materiałem w postaci pręta oraz sposób regulacji płomienia przedstawia rys. 5.3 [4].

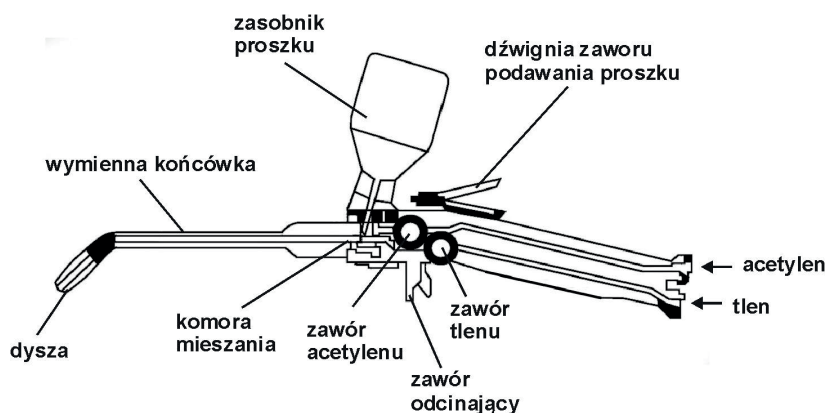




Rys. 5.3. Schemat procesu napawania gazowego [4].

W przypadku napawania ręcznego drutem lub prętem należy jąderko płomienia utrzymywać tuż nad napawaną powierzchnią. Stosuje się dwie techniki napawania – w lewo oraz w prawo. W technice napawania w lewo drut lub pręt znajduje się przed płomieniem palnika. Uzyskuje się gładkie lico, niskie nadtopienie podłoża, ale jest mała efektywność ochronnego działania kity płomienia. W technice w prawo osłona kity płomienia jest efektywna, uzyskuje się większe nadtopienie podłoża.

W metodzie napawania płomieniowo-proszkowego wykorzystuje się materiał proszkowy zasysany do strumienia tlenu i podawany razem z nim do płomienia. Proszek ulega stopieniu w płomieniu, a cząstki są transportowane w strumieniu produktów spalania gazu palnego. Napawanie gazowe cermetami w postaci drutu lub pręta stosuje się do regeneracji świrdrów, łyżek koparek, krawędzi przenośników ślimakowych. Rys. 5.4 przedstawia schemat budowy palnika płomieniowo-proszkowego Superjet-S-Eutalloy [7].



Rys. 5.4. Schemat budowy palnika płomieniowo-proszkowego [7].



W metodzie natryskiwania płomieniowo-proszkowego na gorąco podłoże jest wstępnie podgrzewane płomieniem palnika do temperatury  $150 \div 500$  °C. Następnie natrykuje się cienką warstwę w celu zabezpieczenia przed utlenianiem i później nagrzewa się dalej do temperatury  $600-700$  °C powierzchni i nakłada następną warstwę (warstwy) powłoki. Każdą warstwę powłoki przetapia się po nałożeniu płomieniem palnika. Metoda natryskiwania płomieniowo-proszkowego na gorąco umożliwia uzyskanie nadtopienia podłoża i przez to wysokiej przyczepności powłok. Napawaniem gazowym jest jednak proces, w którym stapianie materiału proszkowego i nadtopienie podłoża odbywa się jednocześnie [4].

W metodzie natryskiwania z przetopieniem stosuje się często stopy samotopnikujące zawierające Si lub B (na przykład  $\text{NiCrBFeSiC}$ ) – pierwiastki te są odtleniaczami i oprócz tego obniżają temperaturę topnienia materiału powłoki. Reakcja odtleniania prowadzi do powstania borokrzemianu  $\text{B}_2\text{O}_x \cdot \text{SiO}_y$  [8]. Stopy tego typu znajdują na przykład zastosowanie w regeneracji form szklarskich. Jest wymagana odpowiednia chropowatość podłoża uzyskiwana metodą obróbki strumieniowo-ściernej.

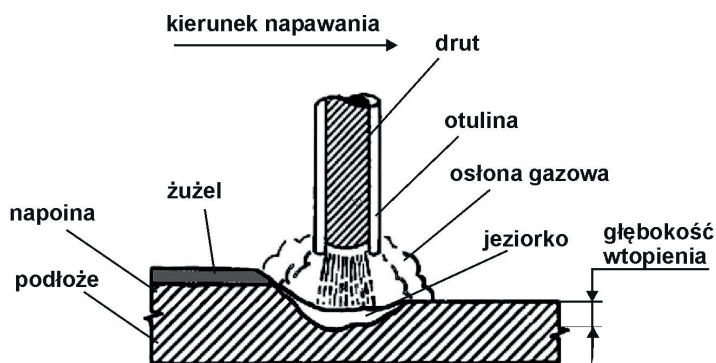
Stopy samotopnikujące o osnowie niklu lub kobaltu zawierające dodatek Mo wykazują wyższą twardość w zakresie temperatury  $400 \div 500$  °C i wyższą odporność na ścieranie piaskiem w temperaturze pokojowej w porównaniu do klasycznego stopu  $\text{NiCrBSi}$ . W zmodyfikowanej powłoce występują wydzielения twardych faz bogatych w Mo. Molibden wykazuje silne działanie węglilotwórcze i borkotwórcze, dzięki temu w osnowie pozostaje więcej niezwiązanego chromu, co zwiększa odporność na korozję w roztworach  $\text{HCl}$  i  $\text{HNO}_3$  [9].

Technologia natryskiwania z przetopieniem jest stosowana w celu zabezpieczenia rur wymienników ciepła kotłów przed erozją-korozją [9, 10]. Innym obszarem zastosowania technologii natryskiwania z przetopieniem są powłoki z gradientem składu chemicznego. W pracy [11] przedstawiono wyniki badań właściwości powłok czterowarstwowych o stopniowo zwiększającym się udziale cząstek WC w osnowie  $\text{NiCrBSi}$ . Przetopienie nie wpłynęło znacząco na rozkład węglików w poszczególnych warstwach. W badaniach erozji wykazano korzystny wpływ WC, przy czym optymalna zawartość WC zależała od temperatury testu.

## 5.2. Napawanie elektrodą otuloną

W metodzie napawania elektrodą otuloną łuk jarzy się pomiędzy elektrodą i napawanym przedmiotem. Ciepłem łuku elektrycznego jest stapiany koniec elektrody i nadtapiany metal podłoża. Osłonę gazową łuku zapewniają gazowe produkty dekompozycji otuliny elektrody. Rdzeń elektrody stanowi drut lub pręt, ewentualnie rurka z rdzeniem proszkowym. Zajarzenie łuku odbywa się przez krótkie zwarcie. W miejscu zajarzania łuku mogą wystąpić pory i pęcherze gazo-

we, dlatego miejsce to powinno być później pokryte napoiną. Temperatura łuku wynosi około 5000 °C. Udział materiału podłoża w napoinie jest duży i sięga nawet 40%, dlatego oczekiwane właściwości użytkowe uzyskujemy na ogół w drugiej lub trzeciej warstwie napoiny. Wadą metody jest mała wydajność napawania ręcznego, natomiast zaletą – możliwość napawania dowolnych elementów oraz możliwość wykonywania powłok na wolnym powietrzu. Łuk może być zasilany prądem stałym o biegunowości dodatniej lub ujemnej, ewentualnie prądem przemiennym. Zasilacz łuku powinien mieć opadającą charakterystykę statyczną. Rys. 5.5 przedstawia schemat procesu napawania.



Rys. 5.5. Schemat napawania elektrodą otuloną.

Transport metalu w łuku jest wynikiem działania sił elektrycznych, elektromagnetycznych, gazowych, napięcia powierzchniowego i siły grawitacji. Otulina ma za zadanie: wytworzyć osłonę gazową łuku, dostarczyć substancje odtleniające i rafinujące jeziorzko, wytworzyć żużel (żużel chroni jeziorzko, zapewnia kształt ściegu, obniża szybkość chłodzenia metalu), dostarczyć dodatki stopowe i zapewnić stabilne jarzenie się łuku. Skład chemiczny otuliny zależy od typu elektrody i jej przeznaczenia.

Elektrody proszkowe umożliwiają wykonywanie napoin o szerokim zakresie składów chemicznych. Ich zasadniczym zadaniem jest wytwarzanie napoin stopowych. Korzystnym efektem dużej oporności elektrycznej proszku jest znaczne zwiększenie wydajności napawania.

Metodę napawania elektrodą otuloną stosuje się do regeneracji elementów ze stali i staliw oraz metali nieżelaznych. Zwykle wielkość nadlewu wynosi 2÷4 mm, głębokość wtopienia 2÷4 mm, szerokość strefy wpływu ciepła 2÷3 mm, szerokość ściegu 5÷7 mm, wydajność 3 kg/h [12].

Stosowane zwykle elektrody otulone mają średnice w zakresie 2,5÷6,0 mm, średnica elektrod proszkowych jest w zakresie 4,0÷11 mm. Prąd napawania zależy od typu elektrody i jej średnicy. Biegunowość napawania i pochylenie elektrody

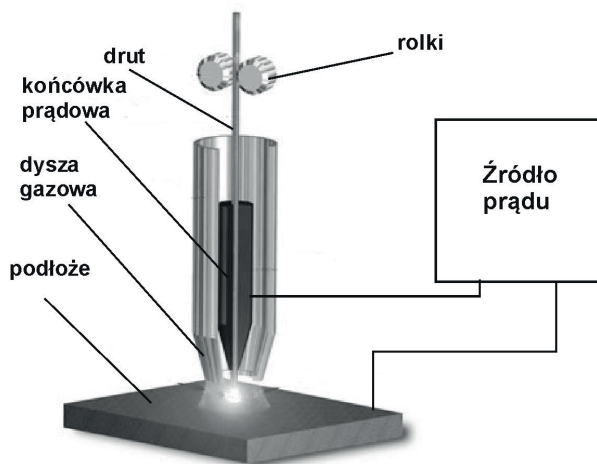
wpływają na głębokość wtopienia. Elektrody do napawania to zwykle średnio- lub grubootulone elektrody rutylowe lub zasadowe. Stosuje się na ogół biegunowość dodatnią [4, 12, 13].

Metoda napawania elektrodą otuloną jest stosowana powszechnie, ale liczba publikowanych prac dotyczących mikrostruktury i odporności na zużycie napoin jest niewielka. Obszarem wyraźnej aktywności są nowe materiały otulin. W pracy [14] przedstawiono wyniki badań właściwości użytkowych napoin wykonanych elektrodą otuloną o otulinie zawierającej żelazobor i rdzeniu niestopowym. Zawartość boru w wykonanych powłokach była w zakresie 2,4% mas.÷7,2% mas. Mikrostruktura powłoki zawierała  $\alpha$ -Fe +Fe<sub>2</sub>B lub Fe<sub>2</sub>B+martenzyt. Ze względu na zawartość borków, rozważanym zastosowaniem są maszyny rolnicze oraz, ze względu na duży przekrój czynny boru na pochłanianie neutronów, ekrany zabezpieczające przed neutronami. Dla najwyższej zawartości boru mikrotwardość powłoki wynosiła 1600 HV. W pracach [15, 16] przedstawiono wyniki badań napoin wykonanych elektrodą otuloną, do której otuliny dodano żelazotytan i grafit. Podczas napawania tworzą się cząstki TiC o wielkości 3÷5  $\mu$ m równomiernie rozłożone w martenzytzie i austenicie szczałkowym. Zawartość żelazotytanu w otulinie nie powinna przekraczać 40%. Warstwy napawane wykazały wysoką odporność na zużycie.

Innym kierunkiem aktywności jest dobór materiału do napawania konkretnych elementów. W pracy [17] porównano odporność na zużycie ściernie powłoki natryskiwanej metodą łukową drutem Fe-26Cr-3B-1Mn-0,3C oraz napawanej wysokochromową elektrodą otuloną. Badania miały na celu dobór materiału do regeneracji elementów młyna trzciny cukrowej. Mikrostruktura napoiny zawierała  $\gamma$ -Fe oraz węgliki M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Udział objętościowy węglików wynosił 59%. Wykonano badania zużycia ściernego w zawieszinach piasku. Środowisko soku trzciny cukrowej powodowało korozję warstw napawanych elektrodą otuloną, w takich warunkach większą odporność na zużycie wykazała powłoka natryskiwana pomimo braku wydzielen twardych cząstek w mikrostrukturze. W pracy [18] przedstawiono wyniki badań zużycia ściernego warstw napawanych stellite oraz stopem niklu Inconel 600. Mikrowardości powłok stellite oraz Inconel 600 wynosiły 757 i 420 HV, odpowiednio. Odporność na zużycie ściernie powłoki stellite była wyższa w porównaniu do powłoki Inconel 600. Zużycie obu powłok w testach prowadzonych w zawieszinach było niższe ze względu na właściwości „smarne” wody. W pracy [19] napawano elektrodą na osnowie niklu (Ni-Cr-Fe) żeliwo ciągliwe. Uzyskana mikrostruktura zawierała  $\gamma$  Fe-Ni oraz węgliki M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> i M<sub>3</sub>C. W teście typu trzpień-tarcza potwierdzono wzrost odporności na zużycie uzyskany przez napawanie.

### 5.3. Napawanie łukowe elektrodą topliwą w osłonie gazowej

Napawanie łukowe elektrodą topliwą w osłonie gazów (GMA, Gas Metal Arc) polega na stapianiu elektrody ciepłem łuku elektrycznego, który jarzy się pomiędzy elektrodą i materiałem napawanym w osłonie gazu. Jednocześnie następuje nadtopienie materiału podłoża. Napoina powstaje ze stopionego drutu elektrodowego z udziałem stopionego materiału podłoża. Urządzenia do spawania (napawania) metodą GMA zostały wprowadzone w 1948 r. Stosowany gaz osłonowy może być gazem obojętnym (metoda MIG, Metal Inert Gas) lub aktywnym (metoda MAG, Metal Active Gas). Elektrodą topliwą może być drut lity lub drut z rdzeniem proszkowym. Stosowane gazy obojętne to argon lub hel oraz ich mieszanki. Gazami aktywnymi są mieszanki zawierające  $\text{CO}_2$ ,  $\text{O}_2$ ,  $\text{H}_2$ ,  $\text{N}_2$ ,  $\text{NO}$  oraz stosowane oddzielnie  $\text{CO}_2$  lub  $\text{N}_2$ . Schemat procesu pokazuje rys.5.6.



Rys. 5.6. Schemat procesu napawania metodą GMA [20].

Napawanie może być wykonywane ręcznie (półautomatycznie), automatycznie lub na stanowiskach zrobotyzowanych. W metodzie półautomatycznej spawacz prowadzi ręcznie uchwyt spawalniczy. Uchwyt zawiera dyszę gazową, którą jest podawany gaz osłonowy, oraz końcówkę prądową. Przez końcówkę prądową, która jest podłączona do źródła prądu wysuwa się z odpowiednią prędkością drut elektrodowy. Zaletą metody jest łatwość obserwacji jeziora i kładzionego ściegu. Wydajność metody jest wyższa w porównaniu do napawania elektrodą otuloną (MMA).

W przypadku napawania drutem litym stosuje się prąd stały i praktycznie tylko biegunowość dodatnią. W przypadku stosowania drutów proszkowych można wykorzystywać prąd stały z biegunowością dodatnią bądź ujemną, względnie prąd

zmienny. Korzystną metodą napawania jest napawanie łukiem pulsującym, w którym prąd bazowy zapewnia ciągle nagrzewanie drutu elektrodowego, natomiast impulsy prądu o niewielkiej częstotliwości zapewniają sterowanie transportem metalu. Napawanie prądem pulsującym umożliwia uzyskanie mniejszej głębokości przetopienia podłoża i mniejszego udziału materiału podłoża w napoinie. Spawanie łukiem pulsującym zapewnia mniejszą porowatość napoiny. Łuk jest krótki i stabilny, w takich warunkach zachodzi mniejsza absorpcja gazów przez krople metalu. Łuk pulsujący daje także płytsze jeziorko i lepsze mieszanie ciekłego metalu niż w napawaniu prądem stałym [3, 4,12].

Na kroplę ciekłego metalu działają następujące siły [4,21]: napięcie powierzchniowe (przeciwdziała oderwaniu kropli, ale w łuku zwarciovym ułatwia przepływ kropli do jeziorka), siła grawitacji, siła elektrodynamiczna (która odcina krople ciekłego metalu dla dużych wartości prądu), siły ciśnienia gazów i par emitowanych z elektrody, oddziaływanie elektromagnetyczne związane ze zmianą natężenia przepływu prądu w plazmie wokół kropli metalu, siły związane z przepływem plazmy.

Metal drutu elektrodowego może być przenoszony do jeziorka w sposób zwarciovym, grubokropłowy, natryskowy lub rotacyjny [3,12]. Podczas napawania łukiem zwarciovym transport metalu z elektrody do jeziorka występuje jedynie w okresie zwarcia elektrody z jeziorkiem. Napawanie łukiem zwarciovym umożliwia uzyskanie minimalnego udziału podłoża w napoinie, nawet poniżej 5%. Jednak wydajność napawania jest niska i wynosi  $2 \div 3,5$  kg/h [4]. Najkorzystniejszym sposobem przenoszenia metalu jest łuk natryskowy ze względu na stabilność, ograniczenie rozprysków oraz równe lico napoiny. W przypadku osłony  $\text{CO}_2$  wartość prądu krytycznego, przy którym zmienia się sposób przenoszenia metalu z grubokropłowego na natryskowy, jest wysoka. Mniejsze wartości prądu krytycznego są dla mieszanek zawierających przynajmniej 80% gazów obojętnych [12]. Rotacyjny przepływ kropli wystąpi wtedy, gdy natężenie i napięcie łuku znacznie przekraczają (ponad 30%) wartości stosowane w osiowym strumieniu natryskowym [3]. Dla tego rodzaju transportu uzyskuje się głębokie wtopienie i szeroki ścieg. Druty proszkowe umożliwiają jedynie kropłowy lub natryskowy transport metalu. Spawanie łukiem pulsującym natryskowym pozwala wykorzystać zalety łuku natryskowego przy niewielkiej wartości średniego prądu. W przypadku drutów proszkowych z wypełnieniem metalicznym łuk pulsujący jest mniej czuły na zmiany długości wolnego wylotu i niedokładności prowadzenia uchwytu niż dla drutu litego [13].

Osłona gazowa łuku wpływa na energię powierzchniową ciekłego metalu. Aragon zwiększa wartość energii, co powoduje wysoki nadlew i niekształtne lico. Dodatki  $\text{O}_2$  i  $\text{CO}_2$  obniżają napięcie powierzchniowe. Mieszanki gazowe zawierające  $\text{O}_2$  lub  $\text{CO}_2$  powodują ubytek pierwiastków stopowych wskutek utleniania i wpływają na stopień utlenienia podłoża i napoiny. W przypadku stali austenitycznych

mieszanki zawierające CO<sub>2</sub> powodują nawęglenie. Uważa się, że najbardziej negatywny wpływ na porowatość ma azot [2].

Rozwój układów zasilania łuku i sterowania umożliwił wprowadzenie sterowania synergicznego. Zadawanymi parametrami są: prędkość podawania drutu elektrodowego, średnica oraz materiał drutu i rodzaj mieszanki gazowej. Regulator synergiczny ustala wartość prądu impulsów, prądu bazowego, czasy przepływów prądu bazowego i impulsowego raz napięcie łuku tak, aby łuk był stabilny z natryskowym przenoszeniem metalu [22].

Napawanie GMA wykorzystuje się do nakładania powłok lub regeneracji elementów wykonanych ze stali, staliw, żeliw, stopów miedzi oraz stopów aluminium. Udział materiału podłoża w napoinie jest zależny od parametrów napawania. Przy napawaniu łukiem zwarciovym lub pulsującym udział materiału podłoża w napoinie może być utrzymywany w zakresie 5÷15% , a przy spawaniu łukiem natryskowym wynosi 20÷40%. Wydajność przy natryskowym przenoszeniu metalu sięga 20 kg/h [4].

Metodę napawania sterowanym łukiem zwarciovym (CSC-MIG) wprowadzono pod koniec lat 90. W metodzie tej drut jest podawany z modulowaną prędkością. Metoda umożliwia napawanie z małymi energiami liniowymi w porównaniu do metody MIG i praktycznie bez rozprysku. Może być traktowana jako metoda alternatywna w stosunku do metody HVOF wytwarzania powłok cermetowych. W powłoce wykonanej z drutu proszkowego posiadającego koszulkę Ni z wypełnieniem WC+FeSiB nie stwierdzono odwęglenia, co jest wadą metody HVOF [23]. Powłoka cermetalowa zawierająca węgliki W<sub>2</sub>C/WC w osnowie stopu NiCrBSi napawana drutem proszkowym była przedmiotem badań przedstawionych w pracy [24]. W warunkach napawania metodą GMA węgliki mogą się częściowo rozpuszczać w ciekłej osnowie i później wydzielać. Wykazano wpływ parametrów napawania na udział objętościowy węglików. W badaniach zużycia ściernego oraz erozyjnego wykazano, że struktura zawierająca duży udział objętościowy równomiernie rozłożonych węglików ma wysoką odporność na ścieranie. Zużycie ściernie było nasilone w warstwie przejściowej pomiędzy warstwami napoiny oraz pomiędzy ściegami napoiny. W warunkach erozji węgliki ulegały pękaniu, co intensyfikowało zużycie.

Najczęściej stosowane druty proszkowe są typu Fe-6C-28Cr oraz Fe-5C-25C. Stopiwo obu drutów zawiera pierwotne węgliki chromu w osnowie austenitycznej. Twardości napoin wynoszą 59 HRC i 47 HRC. Pierwszy z drutów jest stosowany do wytwarzania płyt odpornych na ścieranie, natomiast drugi jest stosowany w cementowniach do regeneracji młynów cementu. Odporność na zużycie tych materiałów w warunkach testu ścierania typu „rubber wheel” jest wysoka. Drut Fe-6C-19Cr-5Mo-5Nb-2W-2V zapewnia bardzo wysoką odporność na ścieranie, ale jest drogi a napoina jest krucha. Drut Fe-5C-25Cr z dodatkiem niewielkich zawartości pierwiastków o silnym działaniu węglikotwórczym jest stosowany



w instalacjach do transportu zawieszin piasku. W warunkach ścierania pod dużymi naciskami modelowanego za pomocą urządzenia typu „trzcień-tarcza” dobrym materiałem jest Fe-5C-25Cr-Nb-V, mikrostruktura zawiera pierwotne węgliki chromu i wydzielenia drobnych węglików niobu i wanadu. W przypadku, gdy wymaga się, aby napoina była wolna od pęknięć, stosuje się druty wytwarzające napoinę o strukturze martenzytycznej (na przykład Fe-0,6C-6Cr-0,6Mo) lub stali narzędziowej (Fe-0,8C-3,5Cr-9Mo-1,8W-1,8V) lub drut Fe-2C-7Cr-6Ti wytwarzający napoinę martenzytyczną zawierającą równomiernie rozłożony TiC [25]. W pracy [26] porównano odporność na zużycie ścierne i erozyjne warstw napawanych, cermet zawierający WC w osnowie stopu na osnowie żelaza wykazał duże zużycie erozyjne i wysoką odporność na ścieranie, stopy FeCrCNb wykazały dobre właściwości w obu testach, ale z uwagi na koszt materiału zastosowanie drutu FeCrC jest uzasadnione.

Prowadzone są również prace nad zwiększeniem wydajności napawania oraz nad wpływem parametrów napawania na właściwości napoiny. W pracy [1] przedstawiono metodę napawania MIG gorącym drutem. W uchwycie spawalniczym w miejsce jednej końcówki prądowej stosuje się dwie końcówki, które są podłączone do dodatkowego źródła prądu – uzyskuje się w ten sposób podgrzewanie drutu. Prąd łuku jest podawany do jednej z końcówek. Metoda umożliwia niezależne sterowanie podgrzewaniem drutu. Uzyskuje się mniejszy udział podłoża w napoinie.

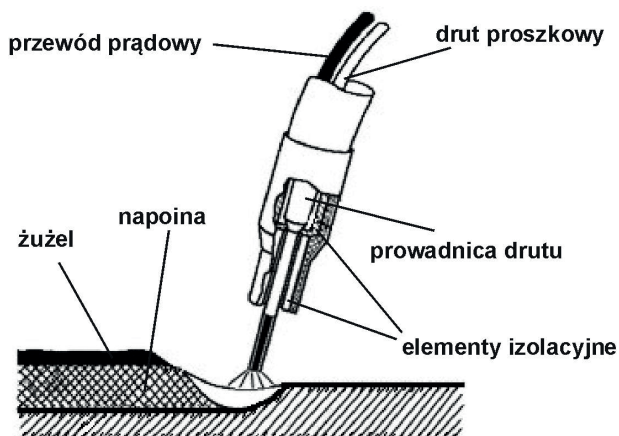
W przypadku napawania metodą MAG drutem proszkowym 317L w osłonie mieszanki CO<sub>2</sub>-Ar stwierdzono, że głębokość wtopienia, szerokość ściegu i wysokość nadlewu zwiększają się z rosnącą wartością prądu łuku i obniżają się ze wzrostem prędkości spawania. Udział materiału podłoża (stali niestopowej) w napoinie wzrastał ze zwiększającą się prędkością napawania i odległością pomiędzy uchwytem i podłożem, ale po przekroczeniu pewnych wartości prędkości napawania i odległości udział materiału podłoża obniżał się [27].

W badaniach wpływu parametrów napawania na właściwości napoiny wykonanych drutem proszkowym austenitycznym 308L w osłonie Ar-O<sub>2</sub> wykazano, że szerokość ściegu napoiny, wysokość nadlewu i głębokość wtopienia wzrastają ze zwiększającą się szybkością podawania drutu elektrodowego. Szerokość ściegu i wysokość nadlewu zmniejszają się z rosnącą prędkością spawania i wzrastają ze zwiększającą się odległością dysza gazowa – podłoże [28].

#### **5.4. Napawanie drutem samoosłonowym**

W metodzie napawania drutem samoosłonowym nie jest wymagana dodatkowa osłona gazowa łuku. Łuk jarzy się pomiędzy powłoką rurkową drutu i przedmiotem napawanym. Stapiający się rdzeń proszkowy wytwarza gazy i pary osłaniające łuk i jeziorko oraz tworzy żużel. Krople ciekłego metalu przenoszone

z powłoki drutu do jeziorka są pokryte warstwą żużla. Żużel osłania również jeziorko. Urządzenia do napawania drutem samoosłonowym są podobne w budowie do urządzeń stosowanych w metodzie GMA. Stosuje się głównie prąd stały z biegunowością dodatnią, co daje stabilny łuk i mały rozprysk. Schemat procesu napawania jest pokazany na rys. 5.7.



Rys. 5.7. Schemat procesu napawania drutem samoosłonowym [29].

Osłona jeziorka jest tak efektywna, że spawanie drutem samoosłonowym jest stosowane w montażu konstrukcji stalowych na placach budowy. Zawartość tlenu w napoinie jest niewielka, produkty utleniania przechodzą do żużla. Większym problemem jest natomiast zawartość azotu. Dodatki Al, Ti oraz Zr w drucie samoosłonowym mają za zadanie wiązać tlen oraz azot, dlatego skład chemiczny drutów stosowanych w tej metodzie odbiega od materiałów stosowanych w innych metodach łukowych. Dla dużych zawartości Al obserwuje się w stopiwie drutu na osnowie żelaza występowanie tlenku aluminium i azotku aluminium, natomiast dla niskiej zawartości aluminium i wysokiej zawartości tytanu występują tlenek aluminium i węglikoazotki tytanu [30]. Pierwiastki stopowe zawarte w wypełnieniu proszkowym zapewniają także odpowiedni skład chemiczny napoiny. Wadą stopiw drutów proszkowych samoosłonowymi była nadmierna zawartość wodoru przekraczająca 5 ml/100 g, nowsze gatunki drutów nie mają tej wady [31].

Druty proszkowe wydzielają małą ilość gazów, zaledwie 0,1÷0,2 l/min. Stosowane prądy łuku sięgają 600 A, wydajność napawania – 20 kg/h. Stosowane długości wolnego wylotu elektrody są w zakresie 19÷95 mm. Stosowanie zbyt dużych wolnych wylotów drutu powoduje intensywne nagrzewanie odcinka drutu pomiędzy końcówką prądową i łukiem. Napięcie łuku obniża się o wartość spadku napięcia na tym odcinku. Ścieg napoiny jest wąski, ma dużą grubość, występuje niewielkie wtopienie. Wzrost natężenia prądu łuku powoduje zwiększenie szero-



kości i grubości napoiny oraz głębokości wtopienia, maleje przy tym udział materiału podłoża w napoinie. Przy zbyt dużych natężeniach prądu ścieg staje się nadmiernie wypukły. Zalecane kąty pochylenia uchwytu wynoszą  $90^\circ$  dla napawania automatycznego i  $80\div 85^\circ$  dla półautomatycznego [4, 13].

Druty proszkowe samoosłonowe stosuje się do napawania młotków kruszarek, elementów młynów, kruszarek szczękowych [32], szyn i rozjazdów [33], czerpaków koparek w kopalniach węgla brunatnego [34]. Wzrost odporności na zużycie materiałów wielofazowych można uzyskać zwiększając udział objętościowy węglików. Jednak przy dużych udziałach węglików pogarsza się ich osadzenie w osnowie. W większości publikowanych prac wzrost zawartości węglików w powłokach napawanych stopami żelaza uzyskano przez zwiększenie zawartości węgla i pierwiastków węglilotwórczych. W pracy [35] zwiększono udział fazy twardej przez dodanie boru do podstawowego materiału Fe-15Cr-2,5Ti-2C. Fazami występującymi w warstwie napawanej były: martenzyt, austenit szczątkowy, TiC oraz węglikoborki typu  $M_7(C,B)_3$ ,  $M_3(C,B)$ . Ze wzrostem zawartości boru zwiększała się wielkość wydzieleni węglikoborków oraz ich udział objętościowy i dla zawartości B=1,4% wielkość wydzieleni wynosiła 20  $\mu m$ , udział objętościowy wyniósł 36%, a twardość wyniosła 65 HRC. Spowodowało to około 3-krotne obniżenie zużycia ściernego w porównaniu do materiału podstawowego. Zaobserwowano pozytywny wpływ TiC na mikrostrukturę. Mikrotwardość TiC wynosi 3000 HV,  $M_7(C,B)_3$  – około 1500 HV. Podczas krystalizacji napoiny najpierw wydzielił się TiC, który stanowi zarodek krystalizacji węglikoborków, powstała struktura zawiera twarde cząstki o korzystnych rozmiarach.

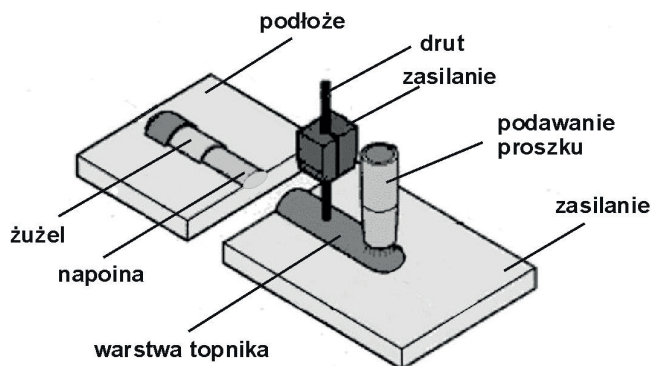
Korzystna struktura materiału wielofazowego zawiera duże wydzielenia węglików typu  $M_7C_3$  i wydzielenia drobnych węglików zabezpieczające osnowę przed zużyciem przez ziarna ścierniwa. Modyfikacje składu chemicznego materiałów obejmują dodanie do podstawowego składu Fe-Cr-C dodatków pierwiastków o silnym działaniu węglilotwórczym, takich jak Nb, Ti, W oraz V. W pracy [36] zbadano wpływ zawartości Ti na mikrostrukturę i odporność na zużycie warstw napawanych. Oprócz wpływu na wielkość wydzieleni, Ti tworząc TiC zwiększa w ten sposób zawartość Cr w osnowie, co zwiększa hartowność osnowy. Związanie węgla w TiC w badanym stopie Fe-Cr-C-B-Ti spowodowało także zmianę struktury z nadeutektycznej na podeutektyczną. Pozytywny wpływ Ti potwierdzono w badaniach zużycia ściernego. Dodatek V do stopu Fe-23Cr-3,5C zwiększa około 3-krotnie odporność na zużycie ściernie [37].

W stopiwach Fe-23Cr-4,7C modyfikowanych zawartościami Nb (do 6,21%), V (do 0,39%), W (do 0,42%) Nb tworzy węgliki pierwotne NbC, V i W tworzą węgliki pierwotne oraz eutektyczne. Osnową był austenit z domieszką ledeburytu. Wzrost odporności na zużycie ściernie w teście „rubber wheel” sięgał 1,8 razy. Twardość napoiny wzrosła z 61,2 na 64,1 HRC. W badaniach zużycia ściernego z wykorzystaniem testera typu „rubber wheel” stwierdza się pękanie węglików  $M_7C_3$ , osno-

wa jest natomiast chroniona przez węgliki niobu. W badaniach na urządzeniu typu trzpień-tarcza stwierdza się usuwanie węglików MC z osnowy i dodatek Nb w stopie jest nieefektywny [38]. Wadą powłok napawanych stopami o dużej zawartości chromu jest obecność pęknięć, dlatego nie powinny być stosowane w warunkach obciążeń uderowych, drgań i obciążeń powodujących zmęczenie materiału.

## 5.5. Metoda napawania łukiem krytym

Metoda napawania łukiem krytym polega na wykorzystaniu ciepła łuku elektrycznego jarzącego się pomiędzy elektrodą topliwą i napawanym przedmiotem. Łuk jarzy się w przestrzeni otoczonej warstwą stopionego topnika (czaszą żużlową), która izoluje od otaczającej atmosfery. Schemat procesu napawania łukiem krytym jest pokazany na rys. 5.8. Podawany topnik stapia się częściowo w łuku i tworzy żużel. Topnik, który nie został przetopiony jest odzyskiwany. Jeden z biegunów źródła prądu jest podłączony do końcówki prądowej, przez którą podaje się drut elektrodowy, natomiast drugi biegun źródła prądu jest podłączony do napawanego przedmiotu. Ze względu na dobrą izolację łuku spawalniczego sprawność energetyczna procesu dochodzi do 80% [13]. Zajarzenie łuku można wykonać za pomocą wióra, zaostrej elektrody, zapalenia łuku w stopionym topniku, można zajarzyć łuk impulsem wysokiego napięcia. Ze względu na stosowanie sypkiego topnika i dużą rzadkość jeziora napawanie wykonuje się praktycznie tylko w pozycji podolnej.



Rys. 5.8. Schemat napawania łukiem krytym [39].

Głównymi zadaniami topnika są: stabilizacja łuku, zapewnienie wymaganego składu chemicznego i właściwości mechanicznych napoiny, uzyskanie warstwy napawanej o wymaganej jakości. Topnik rafinuje jezioro, kształtuje lico napoiny, gęstość stopionego topnika jest znacznie niższa od gęstości stopionego metalu

i dlatego utrzymuje się on na powierzchni jeziora. Stosowane natężenia prądu łuku dochodzą do 2000 A. Łuk może być zasilany prądem stałym lub przemienным. Elektroda może być w postaci drutu, drutu proszkowego lub taśmy. Napawanie łukiem krytym może być wykonywane ręcznie (półautomatycznie) za pomocą uchwytu podającego jednocześnie topnik i drut elektrodowy. W metodzie automatycznej uchwyt jest zamocowany do traktora. W napawaniu półautomatycznym stosuje się druty elektrodowe o średnicach  $\Phi \leq 2,4$  mm, a w napawaniu automatycznym o średnicy  $\Phi \leq 6,4$  mm [36]. Najczęściej stosuje się źródło prądu stałego i podawanie drutu elektrodowego ze stałą prędkością ze względu na zjawisko samoregulacji. Sprzęt pomocniczy stosowany w napawaniu łukiem krytym zawiera urządzenia do przesuwu głowicy i system odzysku topnika. Przesuw głowicy może być realizowany za pomocą traktora, na którym jest zamocowana głowica, podajnik drutu oraz podajnik topnika. Stosowane topniki mogą być topione, aglomerowane lub mieszane mechanicznie. Wyróżniamy topniki neutralne (nie wprowadzają dodatków stopowych), aktywne (wprowadzają Mn i Si) oraz stopowe (wprowadzają dodatki stopowe). Zastosowanie topników zawierających dodatki stopowe obniża koszt napawania. Optymalną szybkość podawania topnika ustala się przez stopniowe zwiększanie szybkości do chwili, gdy łuk zostanie zakryty. Topnik jest zasypywany przed łuk i po obu jego bokach.

Wpływ napięcia łuku zależy w dużym stopniu od rodzaju stosowanego topnika. W większości przypadków wzrost napięcia łuku zwiększa szerokość lica napoiny i obniża wysokość napoiny, natomiast głębokość przetopienia podłoża zmienia się w niewielkim stopniu. Dla bardzo małej prędkości napawania jest mała głębokość wtopienia, duża wysokość napoiny, a przejście pomiędzy napoiną i podłożem jest ostre. Przy zwiększaniu prędkości napawania początkowo wzrasta głębokość wtopienia, a następnie maleje ze względu na obniżanie się energii liniowej [4]. Ruch oscylacyjny głowicy zwiększa wydajność napawania, obniża udział podłoża w napoinie oraz poprawia gładkość lica.

Stosuje się również zasypywanie proszku metalicznego na powierzchnię podłoża. Na warstwę proszku jest następnie podawany topnik. Metoda umożliwia zwiększenie wydajności i obniżenie udziału podłoża w napoinie. Stosuje się również napawanie gorącym drutem.

Zwiększenie długości wolnego wylotu elektrody zwiększa szybkość jej stapienia. Nadmierna ilość topnika powoduje zbytne zawężenie łuku. Gazy powstałe podczas napawania mają utrudniony wypływ, co powoduje odkształcenie lica napoiny. Jeśli natomiast warstwa topnika jest zbyt cienka, to wystąpią rozpryski i jakość napoiny będzie niska.

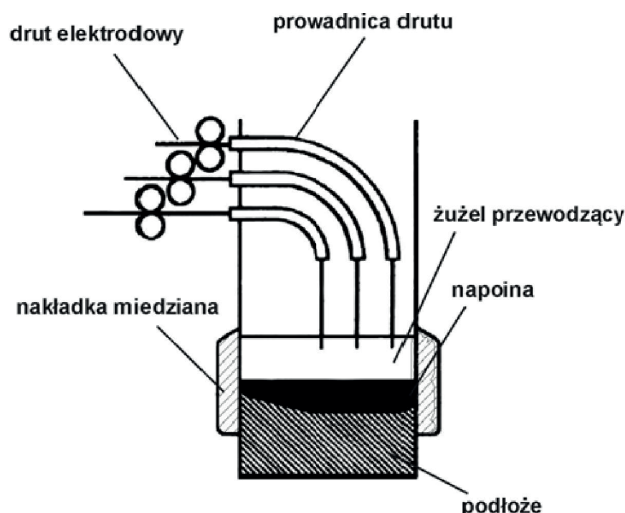
Ilość emitowanych gazów przez topnik powinna być na tyle niska aby nie powodować zniszczenia czaszy żużlowej. Jezioro jest przykryte żużlem co chroni przed dostępem atmosfery i obniża szybkość chłodzenia. Napoiny wykonane łukiem krytym cechują się wysoką jakością.

Wydajność metody napawania wynosi nawet 40 kg/h. Udział materiału podłoża może nawet przekraczać 40% [4]. Przyczyną jest wysoka energia liniowa napawania. Uzyskanie zakładanych właściwości użytkowych może wymagać położenia napoin wielowarstwowych. Zaletą metody jest mała liczba wad w napoinach, głębokie wtopienie. Łukiem krytym wykonuje się warstwy napawane ze stali niestopowych, stopowych, stopów niklu, kobaltu, żeliw wysokochromowych, stopów miedzi i aluminium [4].

W pracy [40] przedstawiono wyniki badań nad wpływem parametrów napawania na mikrostrukturę i odporność na zużycie napoin wytwarzanych z drutu stopowego Fe-Mn-Cr-Mo-V. Materiał jest stosowany do napawania elementów narażonych na zużycie cierne i ścierne, takich jak koła wózków górniczych, walce, koła zębate. Twardość i mikrotwardość napoiny obniżała się ze wzrostem prądu napawania i obniżeniem szybkości napawania. Uzyskana mikrostruktura napoiny była martenzytyczna z zawartością austenitu szczątkowego. Ilość austenitu szczątkowego zwiększała się z rosnącym prądem napawania. W badaniach zużycia ściernego nie stwierdzono wpływu ilości warstw napoiny na zużycie. W pracy [41] wykazano wyższą odporność na zużycie cierne martenzytycznych napoin na osnowie żelaza o strukturze drobnoziarnistej oraz wyższych zawartościach C, Mn i Cr. Metodą napawania łukiem krytym drutami proszkowymi można wytwarzać napoiny o składzie stali maraging i właściwościach użytkowych stali [42]. Dodatek CrN w drucie proszkowym oraz pierwiastków o silnym powinowactwie do azotu, takich jak Nb i Ti, umożliwia wytworzenie napoin odpornych na ścieranie przewidzianych do napawania walców linii ciągłego odlewania stali [43].

## 5.6. Napawanie elektrożuźłowe

Napawanie elektrożuźłowe polega na wykorzystaniu stopionego żużla przewodzącego prąd elektryczny. Ciepło wydzielające się w żużlu nadtopia topnik, podłoże oraz topi materiał elektrody. Jeziorko ciekłego metalu jest chronione żużlem. Proces jest inicjowany zajarzeniem łuku pomiędzy elektrodą i podłożem, ciepło łuku stapia topnik. Przewodzący żużel gasi łuk. Temperatura stopionego topnika sięga 2300 °C, a na jego powierzchni – 1650 °C. Głowica spawalnicza jest chłodzona wodą. Napawanie w zasadzie prowadzi się w pozycji pionowej. Napoina jest kształtowana chłodzonymi wodą nakładkami miedzianymi. Ze względu na długi czas pozostawiania metalu w stanie ciekłym rozpuszczone gazy łatwo wydostają się. Podczas napawania nie ma rozprysków. Cechą charakterystyczną metody jest niski wydatek topnika wynoszący około 1 kg na 20 kg elektrody. Grubość napawanych elementów nie może być niższa od 20 mm. Metoda nie może być wykorzystana do wytwarzania napoin na elementach o skomplikowanym kształcie [13]. Schemat metody jest przedstawiony na rys. 5.9.



Rys. 5.9. Schemat procesu napawania elektrożuźlowego [44].

Zwykle nie jest potrzebne podgrzewanie przed napawaniem, nawet dla stali o dużej hartowności. Ze względu na dużą objętość jeziora metalu i stopionego żużla w napawanym elemencie występuje niewielki gradient temperatury. Metodę cechuje niewielki udział materiału podłoża w napoinie, oczekiwane właściwości użytkowe można często uzyskać w pierwszej warstwie napoiny. Strefa wpływu ciepła jest szeroka, ze względu na gruboziarnistą strukturę jej udarność jest niewielka. Wydajność napawania jest bardzo duża i wynosi około 20 kg/h na elektrodę. Stosuje się źródła prądu takie same, jak w metodzie napawania łukiem krytym. Wykorzystuje się prąd stały lub zmienny, z jednego zasilacza zasila się jedną elektrodę. Elektroda może być w postaci drutu litego lub proszkowego, płyty, rury lub taśmy. Wadą metody jest możliwość występowania podtopień. W celu eliminacji tego efektu przy napawaniu elektrodami taśmowymi o dużych szerokościach stosuje się dodatkowe zewnętrzne pole magnetyczne [13].

Grubość warstw napawanych elektrodą taśmową jest w zakresie 25÷300 mm. Stosowany topnik zawiera znaczną zawartość  $\text{CaF}_2$  ze względu na wymaganie niskiej oporności stopionego żużla.  $\text{CaF}_2$  obniża zawartość tlenu w napoinie do około  $\frac{1}{3}$  wartości występującej w warstwach wytwarzanych łukiem krytym. Metoda napawania elektrożuźlowego, w porównaniu do metody napawania łukiem krytym cechuje się wyższą wydajnością napawania o 60-70% i możliwością napawania prądami do 2300 A, nawet dwukrotnie wyższą szybkością napawania. Zaletą jest również możliwość napawania z dużymi prądami bez nadmiernego wtopienia. Udział materiału podłoża w napoinie wynosi 10-15% [45]. Szerokość stosowanych taśm jest w zakresie 30-90 mm [46]. Napawanie łukiem krytym jest stosowane do regeneracji młotków kruszarek [47], sprzętu kúźniczego [48], walców. Metodą

elektrodozłową można napawać powierzchnię płyt, w tym celu napawane podłoże nachyla się pod pewnym kątem do poziomu i do formowania napoiwy wykorzystuje się nakładkę przesuwaną wzdłuż powierzchni płyty [49]. Można również napawać wewnętrzną powierzchnię rur o średnicach większych od  $\Phi 250$  mm.

Napawanie elektrodozłowe wykorzystuje się często do wykonania powłok ze stali austenitycznej na stali konstrukcyjnej. Napawanie wykonuje się na przykład na elementach instalacji przemysłu chemicznego i petrochemicznego pracujących przy podwyższonych temperaturach w atmosferze wodoru lub siarki [50], stopami na osnowie Ni na wałach napędowych śrub okrętowych [51].

Reaktory pracujące w przemyśle chemicznym w atmosferach zawierających wodór są wykonywane ze stali konstrukcyjnej chromowo-molibdenowej napawanej stopem austenitycznym, na przykład 18Cr8NiNb. Występuje delaminacja warstwy napawanej spowodowana pęknięciami biegnącymi w strefie przejściowej pomiędzy strukturą austenityczną oraz ferrytyczną (martenzytyczną). Prawdopodobną przyczyną jest dyfuzja wodoru. Dodatek wanadu do stali Cr-Mo obniża współczynnik dyfuzji wodoru. Zawartość wodoru wprowadzonego podczas napawania można ograniczyć przez wygrzewanie elementu po napawaniu w celu umożliwienia dyfuzji na zewnątrz [52]. Warunki pracy reaktorów chemicznych są zawarte w szerokim zakresie, temperatura pracy osiąga 200-600 °C, a ciśnienie wodoru 1-60 MPa. W warunkach pracy stężenie wodoru w warstwie austenitycznej jest wyższe w porównaniu do warstwy ferrytycznej. Po wyłączeniu reaktora następuje dyfuzja wodoru z austenitu do ferrytu co powoduje, ze względu na niską rozpuszczalność w ferrycie, koncentrację wodoru w strefie pomiędzy napoiną i materiałem rodzimym [53].

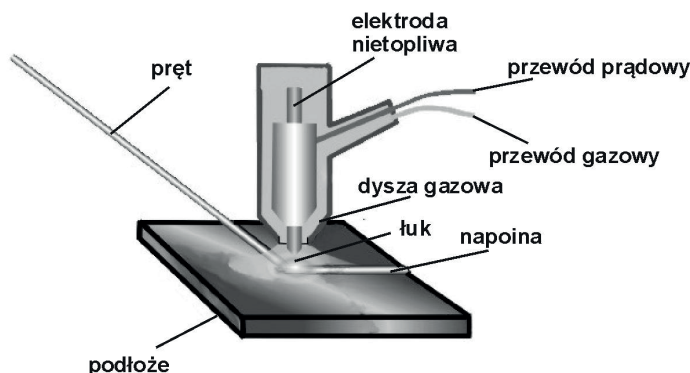
Napawanie elektrogazowe jest procesem automatycznym. Stosuje się materiał dodatkowy w postaci drutu litego lub proszkowego. Napawanie odbywa się w osłonie gazowej ( w przypadku zastosowania drutu samoosłonowego można z niej zrezygnować) z wykorzystaniem nakładek do formowania napoiwy. Gaz osłonowy jest wprowadzany przez otwory w nakładkach lub wzdłuż elektrody. Stosowanymi gazami osłonowymi są CO<sub>2</sub> lub mieszanka Ar+(5÷25)% CO<sub>2</sub> [2].

## 5.7. Napawanie metodą TIG

Źródłem ciepła w metodzie napawania TIG (Tungsten Inert Gas) jest łuk elektryczny, który jarzy się między końcem elektrody nietopliwej i elementem napawanym w osłonie gazu obojętnego. Metoda spawania elektrodą nietopliwą w osłonie gazów została wprowadzona podczas II wojny światowej w przemyśle lotniczym. Stosowanymi do napawania gazami ochronnymi są Ar, He oraz ich mieszanki. Niekiedy stosuje się także mieszanki zawierające H<sub>2</sub> oraz N<sub>2</sub>, co zwiększa wydajność napawania. Gaz ochronny osłania elektrodę nietopliwą i jeziorko, ma wpływ na



napięcie łuku i kształt ściegu. Istotnymi właściwościami gazów mającymi wpływ na proces napawania są: gęstość, przewodnictwo ciepła oraz energia jonizacji. Gęstość argonu jest większa od gęstości powietrza i około 10-krotnie wyższa od gęstości helu. W celu zapewnienia porównywalnej osłony jeziora natężenie przepływu helu powinno być dwu-, a nawet trzykrotnie, wyższe od wartości dla osłony argonowej [13]. Przewodnictwo cieplne helu jest znacznie wyższe od przewodnictwa argonu co powoduje, że położony ścieg ma większą szerokość i niższą głębokość przetopienia podłoża w porównaniu do ściegu położonego w osłonie argonu. Energia jonizacji argonu jest niższa od energii jonizacji helu, co powoduje, że zajarzenie łuku w argonie jest łatwiejsze a łuk jest bardziej stabilny. Łuk jarzący się w helu ma znacznie większą energię w porównaniu do łuku w osłonie argonu. Osłona helu jest wykorzystywana do napawania grubych elementów, z dużymi prędkościami oraz do napawania podłoży o dobrym przewodnictwie ciepła. Zaletą metody TIG jest duża koncentracja ciepła, mała objętość jeziora spawalniczego, wąska strefa wpływu ciepła. Można uzyskać niską wartość współczynnika wymieszania i wysoką jakość mikrostruktury napoiny. Schemat metody przedstawia rys. 5.10.



Rys. 5.10. Schemat metody napawania TIG [54].

Elektroda nietopliwa jest wykonana z wolframu, a najczęściej ze stopu wolframu zawierającego domieszkę tlenków toru, lantanu, cyrkonu, ceru lub itru. Domieszki obniżają pracę wyjścia elektronów i zwiększają tym samym wartość prądu termoemisji. Istotny jest kształt końca elektrody, dla prądu przemiennego koniec elektrody powinien być zaokrąglony, natomiast dla prądu stałego koniec elektrody powinien mieć kształt stożka. Łuk może być zasilany prądem stałym lub przemiennym. Napawanie prądem pulsującym umożliwia ograniczenie ilości ciepła dostarczonego podczas napawania i obniżenie udziału materiału podłoża w napoinie. Prąd przemienny (pulsujący) umożliwia czyszczenie katodowe usuwające tlenki z powierzchni stopów aluminium i magnezu w tej części cyklu natężenia prądu, gdzie elektroda jest na potencjale dodatnim w stosunku do materiału napawanego.

Czyszczenie katodowe wymaga zastosowania do osłony łuku argonu lub mieszanek bogatych w argon. Polaryzacja dodatnia jest rzadko stosowana bo powoduje zużycie elektrody nietopliwej. Charakterystyka napięciowo-prądowa źródła prądu powinna być stromo opadająca. Palniki chłodzone przepływem gazów stosuje się do prądów napawania do 200 A. W niektórych palnikach chłodzonych wodą maksymalny prąd łuku wynosi 1000 A [6,13].

Materiał stosowany do napawania może być w postaci drutu litego lub drutu proszkowego, pręta litego lub proszkowego, pałeczki odlewanej lub proszku, ewentualnie taśmy lub płytki. Udział materiału podłoża w napoinie wynosi 5÷15% [4]. Metoda TIG jest również obejmowana nazwą GTA (Gas Tungsten Arc). Napawanie ręczne GTA jest bardzo dobrą metodą wykonywania powłok na małych elementach. Zaletą procesu jest widoczny łuk spawalniczy i podawanie materiału dodatkowego spoza łuku. Napoiny można wykonywać techniką w lewo lub w prawo. Metoda w lewo umożliwia uzyskanie wyższej wydajności napawania i mniejszej głębokości przetopienia podłoża w porównaniu z techniką w prawo. Wydajność ręcznego napawania wynosi do 2 kg/h, zastosowanie napawania GTA gorącym drutem pozwala uzyskać wydajność 8 kg/h [4]. Wadą metody GTA są wtrącenia materiału elektrody nietopliwej w napoinie i trudności z utrzymaniem osłony gazowej w trudniejszych warunkach atmosferycznych.

Napięcie łuku zależy od: prądu łuku, kształtu końca elektrody, rodzaju gazu osłonowego, odległości pomiędzy przedmiotem napawanym a elektrodą nietopliwą. Pomiar napięcia łuku umożliwia określenie długości łuku i jego kontrolę przy napawaniu automatycznym. Prędkość napawania wpływa na szerokość ściegu i głębokość przetopienia materiału podłoża. Wartość prądu łuku również wpływa na głębokość przetopienia materiału podłoża.

Drut gorący jest podgrzewany przepływem prądu do temperatury bliskiej temperaturze topnienia przed dostarczeniem go do jeziorka. Napawanie drutem gorącym nie jest wykonywane w przypadku stopów aluminium i miedzi ze względu na dobre przewodnictwo elektryczne tych materiałów, a więc konieczność stosowania dużych prądów do podgrzewania, co powoduje nadmierne ugięcie łuku.

Drut jest podawany pod kątem 40° do 60° w stosunku do elektrody nietopliwej bezpośrednio za łukiem. Do podgrzewania używa się prądu przemiennego. Zjawisko oscylacji łuku można ograniczyć przez stosowanie prądów podgrzewania o wartościach do 60% prądu łuku oraz przez ograniczenie średnicy drutu do  $\Phi 1,2$  mm. Często stosowana mieszanka gazowa zawiera 75% helu i 25% argonu. Szybkość napawania gorącym drutem jest większa od uzyskiwanej w metodzie zimnym drutem i porównywalna do wydajności spawania elektrodą topliwą w osłonie gazów [13]. Jeśli prędkość podawania drutu będzie zbyt mała to będzie większa głębokość przetopienia podłoża i płaski ścieg. Mogą pojawić się pęknięcia i podtopienia. W przypadku zbyt dużej prędkości podawania drutu uzyskuje się mniejsze przetopienie materiału, a wykonany ścieg jest bardziej wypukły.



W pracy [55] przedstawiono badania nad zastosowaniem materiału dodatkowego w postaci pary drutów podawanych za łukiem, symetrycznie po obu jego stronach. Zastosowanie podwójnego drutu obniża wielkość strefy wpływu ciepła, powoduje mniejsze odkształcenie elementu i zapewnia niższy udział materiału podłoża w napoinie. Uzyskana wydajność napawania była wyższa ponad dwukrotnie od wydajności napawania pojedynczym drutem.

Napawanie prądem pulsującym umożliwia ograniczenie energii liniowej, obniżenie zawartości gazów w napoinie, obniżenie ryzyka powstawania pęknięć. Parametry określające przebieg pulsu oraz wartość prądu bazowego wpływają na udział materiału podłoża w napoinie [56].

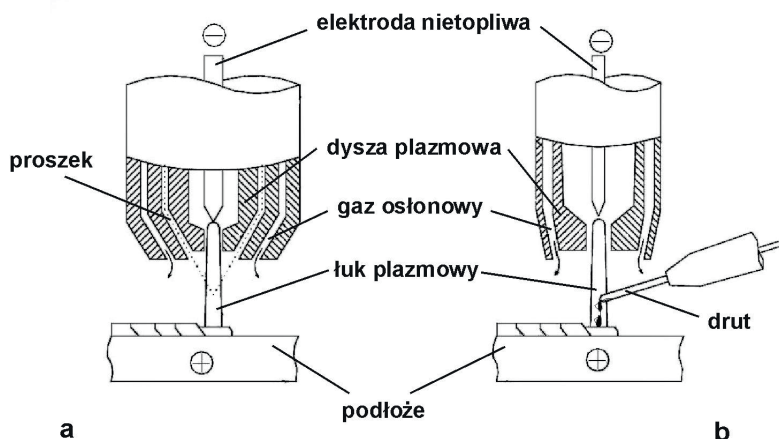
Materiał dodatkowy stosowany do napawania może być w postaci sprasowanej mieszaniny proszków, na przykład Fe, Cr, Si oraz grafitu tworzącej cienką płytę [57] lub Fe, Cr i grafitu [58]. W pracy [59] przedstawiono badania nad wykorzystaniem metody GTA do wytwarzania napoiny kompozytowej TiC/FeCrBSi z mieszaniny proszku FeCrBSi, żelazotytanu i grafitu. Wytworzona powłoka kompozytowa wykazała wysoką odporność na zużycie.

## 5.8. Napawanie plazmowe

Palnik plazmowy stanowi rozwinięcie metody TIG. Stosowane palniki plazmowe można podzielić na dwie grupy:

- palniki z wyładowaniem niezależnym,
- palniki z wyładowaniem zależnym.

W palniku z wyładowaniem niezależnym łuk jarzy się pomiędzy nietopliwą elektrodą i dyszą plazmową. Wyładowanie zależne jarzy się pomiędzy elektrodą nietopliwą i przedmiotem napawanym. W palniku z wyładowaniem niezależnym otrzymuje się strumień plazmy o znacznej prędkości i temperaturze. Rozwiązanie tego typu wykorzystuje się w natryskiwaniu plazmowym, syntezie materiałów proszkowych lub cięciu materiałów nieprzewodzących prądu elektrycznego, względnie spawaniu materiałów w warunkach nie wymagających dużej energii spawania [4, 6, 60]. Zasadnicze zastosowanie w spawaniu i napawaniu mają palniki z wyładowaniem zależnym.



**Rys. 5.11.** Schemat procesu napawania plazmowego:  
*a – materiał dodatkowy w postaci proszku, b – materiał dodatkowy w postaci drutu [61].*

Źródłem ciepła przy napawaniu plazmowym jest skoncentrowany łuk elektryczny jarzący się między elektrodą nietopliwą i napawanym przedmiotem. Zawężenie łuku plazmowego uzyskuje się przez zastosowanie odpowiedniej dyszy plazmowej. Warstwa gazu plazmowego sąsiadująca z chłodzoną wodą dyszą, ze względu na niską temperaturę nie przewodzi prądu elektrycznego, co powoduje zawężenie łuku. Zawężenie strumienia gazów plazmowych powoduje wzrost gęstości prądu i wzrost natężenia pola elektromagnetycznego łuku. Siła elektrodynamiczna (siła Lorentza) powoduje dalsze zawężenie łuku. Zawężenie łuku powoduje wzrost temperatury plazmy zgodnie z równaniem Saha-Eggerta, zwiększenie przewodnictwa elektrycznego rdzeniowej części łuku, zwiększenie stopnia jonizacji plazmy [62]. Wyładowanie plazmowe jest zajarzane przez krótki impuls wysokiego napięcia, który wytwarza ścieżkę przewodzącą pomiędzy elektrodą nietopliwą i dyszą plazmową. Ocenia się, że temperatura plazmy wynosi 16 000 °C, a prędkość w obszarze przyległym do dyszy plazmowej wynosi 6000 m/s [13].

Stosuje się zwykle polaryzację ujemną, jedynie w przypadku spawania stopów aluminium i magnezu stosuje się polaryzację dodatnią, ale prąd jest zwykle ograniczony do 100 A, aby nie powodować szybkiego zużycia elektrody wolframowej. Łuk zasilany jest prądem stałym lub pulsującym, w przypadku spawania prądem pulsującym stopów aluminium stosuje się chwilową zmianę polaryzacji w celu wykorzystania efektu czyszczenia katodowego. Stosowane źródło prądu powinno mieć opadającą stromo charakterystykę prądowo-napięciową. Materiał dodatkowy jest w postaci proszku, drutu lub pręta. Schemat procesu napawania jest podany na rys. 5.11. Do palnika dostarcza się gaz plazmowy, w którym jarzy się wyładowanie oraz gaz ochronny, którego zadaniem jest ochrona jeziorka spawalniczego. Materiał proszkowy jest podawany w strumieniu gazu nośnego do słupa wyładowania

plazmowego. Prąd łuku wynosi  $0,1 \div 500$  A, wydatek gazu plazmowego  $0,12 \div 51$  l/min., wydatek gazu ochronnego  $10 \div 30$  l/min., napięcie łuku  $20 \div 50$  V [13]. Zbyt duży wydatek gazu plazmowego jest niekorzystny, bo powoduje turbulencje w jeziorce i może to być wykorzystywane do cięcia. Zbyt mały wydatek gazu plazmowego obniża trwałość dyszy plazmowej. Zwiększenie natężenia prądu łuku powoduje wzrost wydajności i prędkości napawania, wzrasta udział materiału podłoża w napoinie oraz jej szerokość. Stosowanymi gazami plazmowymi są: argon, hel lub ich mieszanki. Gazem ochronnym jest zwykle argon lub mieszanka argonu z wodorem, a gazem nośnym jest zwykle argon i mieszanka argonu z wodorem lub helu z wodorem [4,13]. Napawanie może być wykonywane manualnie lub w sposób zmechanizowany. Warstwy napawane są na ogół nakładane w pozycji podolnej. Stosowanie łuku pulsującego umożliwia wykonywanie powłok również w pozycjach przymusowych. Średnica wyładowania łukowego jest niemal stała. Łuk plazmowy cechuje się małą wrażliwością na zmiany długości, co jest ważną zaletą w przypadku napawania manualnego, względnie zmechanizowanego, elementów o skomplikowanych kształtach. Można wykonywać napoiny o grubościach zawartych w szerokim zakresie. W elementach napawanych plazmowo jest mniejsze ryzyko wystąpienia pęknięć podścięgowych.

Elektroda nietopliwa jest wykonywana z wolframu lub wolframu zawierającego tlenki pierwiastków o małej pracy wyjścia elektronów to znaczy toru, lantanu, ceru, cyrkonu lub itru. W przypadku stosowania materiału dodatkowego w postaci proszku wykorzystywany jest specjalny podajnik proszku, materiał proszkowy jest podawany giętkim przewodem w strumieniu gazu nośnego do palnika. Druć jest podawany ze szpuli ze stałą lub pulsującą prędkością. Druć zimny jest podawany przed palący się łuk, natomiast drut gorący za łuk [4, 13, 61].

Odległość pomiędzy elektrodą nietopliwą a dyszą plazmową powinna być utrzymywana w zakresie podanym przez producenta palnika. Odległość wpływa na stopień zawężenia łuku i przez to na szerokość ściegu i głębokość przetopienia. Średnica dyszy plazmowej silnie wpływa na szerokość ściegu i głębokość przetopienia. Przy zwiększającej się odległości pomiędzy palnikiem a podłożem obniża się skuteczność osłony gazowej jeziora i obniża się udział materiału podłoża w napoinie. W przypadku napawania plazmowego proszkowego odległość pomiędzy palnikiem i podłożem wyznacza temperaturę uzyskiwaną przez cząstki proszku.

Przykładowe zastosowania napawania plazmowego to napawanie stellitami przyłgni zaworów, napawanie stopami z układu Fe-Cr elementów maszyn do robót ziemnych i górniczych.

Wydajność napawania plazmowego proszkowego jest w zakresie  $0,5 \div 7$  kg/h, a w przypadku palników dużej mocy nawet 22 kg/h. Zastosowanie materiału dodatkowego w postaci drutu litego lub proszkowego umożliwia uzyskanie wydajności napawania do 30 kg/h [4]. W pracach [61, 62] porównano napoiny wykonane Stelitem Grade 6 w postaci proszku oraz drutu przy zbliżonych parametrach

napawania. Większe straty materiału stwierdzono w przypadku napawania proszkiem, ale proces ten dawał gładsze lico, większą szerokość ściegu i lepsze zwilżanie podłoża w porównaniu do napoin położonych z drutu.

Zastosowanie elektromagnetycznego mieszania jeziorka korzystnie wpływa na mikrostrukturę napoiny wykonanej proszkiem Fe-Cr-Si-B-C i umożliwia otrzymanie drobnych węglików zapewniających większą odporność na zużycie w porównaniu do napoiny położonej w klasyczny sposób [63]. Zastosowanie łuku pulsującego pozwala uzyskać niższy udział materiału podłoża w napoinie. Innym korzystnym efektem jest uzyskanie drobniejszej i bardziej jednorodnej struktury ze względu na mieszanie jeziorka [64].

Palnik plazmowy jest również stosowany do stopowania powierzchni. W pracy [65] przedstawiono wyniki przetapiania łukiem plazmowym pasty wykonanej z boru oraz borku chromu co zwiększało odporność stali na zużycie ścierne.

## 5.9. Napawanie laserowe

W metodzie napawania laserowego materiał dodatkowy, który jest w postaci proszku lub drutu jest stapiany wiązką światła laserowego przy jednoczesnym nadtopieniu podłoża. Stosowane gazy osłonowe to na ogół argon oraz mieszanina argonu z wodorem. Lasery spawalnicze mogą być podzielone na dwie zasadnicze grupy: lasery gazowe (molekularne) oraz lasery, w których ośrodek generujący światło laserowe jest w stanie stałym. Lasery CO<sub>2</sub> emitują światło o długości 10,6 μm. Światło jest generowane przy przejściach pomiędzy poziomami rotacyjno-wibracyjnymi. Moc wyjściowa laserów CO<sub>2</sub> wynosi do 50 kW, sprawność energetyczna 5÷8%. Lasery pracujące na ciele stałym to zasadniczo: lasery Nd:YAG, lasery włóknowe, tarczowe oraz diodowe. Długość światła lasera Nd:YAG wynosi 1,06 μm i w odróżnieniu od światła emitowanego przez laser CO<sub>2</sub> nie jest absorbowane w światłowodach szklanych. Pręt laserowy lasera jest wykonany z granatu itrowo-aluminiowego domieszkowanego neodymem. Maksymalna moc wiązki lasera wynosi 6 kW [66,67].

W laserach włóknowych ośrodek czynny stanowi włókno światłowodowe domieszkowane wybranymi pierwiastkami, takimi jak Ho, Tm, Er, Nd [62]. Moc laserów HPDL pompowanych laserem diodowym wynosi nawet 20 kW.

Lasery tarczowe stanowią odmianę laserów diodowych. Akcja laserowa w laserze diodowym zachodzi w diodzie świecącej wykonanej z domieszkowanego GaAs. Długość emitowanego światła zależy od składu chemicznego materiału półprzewodnikowego. Lasery tego typu generują wiązkę o niższej monochromatyczności i większej rozbieżności w porównaniu do innych typów laserów. Zaletą jest wysoka sprawność energetyczna wynosząca około 30% [66,67].

Struktura przestrzenna promieniowania laserowego jest wynikiem obecności rezonatora, który powoduje powstanie fal stojących. Rezonansowe rozkłady pól

elektromagnetycznych nazywa się modami. Korzystnie jest stosować rozkłady wielomodowe, na przykład  $TEM_{01}$  [68]. Elementy optyczne lasera mogą powodować polaryzację światła. Rezultaty spawania i napawania zależą od kierunku przesuwu wiązki w stosunku do kierunku polaryzacji wiązki laserowej.

W metodzie napawania laserowego materiał dodatkowy jest podawany w postaci proszku lub drutu. Wiązka światła jest prowadzona do głowicy spawalniczej za pomocą światłowodu lub systemu zwierciadeł. Światło jest zwykle skupiane na powierzchni podłoża. Plamka ogniska ma kształt koła lub prostokąta. Ze względu na bardzo dużą gęstość mocy uzyskuje się małą wartość naprężeń własnych i niewielkie odkształcenie napawanego przedmiotu. Udział podłoża w napoinie jest zwykle  $<10\%$ . Napawanie laserowe jest najczęściej wykonywane za pomocą maszyn sterowanych numerycznie, a urządzenia umożliwiają przemieszczanie głowicy spawalniczej lub przedmiotu napawanego. Wydajność napawania laserowego wynosi do 7 kg/h [66,67,69].

Proces nakładania powłok metodą laserową można realizować na dwa sposoby: jako proces jednoetapowy, w którym materiał dodatkowy jest podawany w obszar wiązki światła laserowego lub jako proces dwuetapowy, w którym laser służy do obróbki uprzednio położonej warstwy. Metoda laserowa umożliwia: napawanie, stopowanie, w którym jest tworzony nowy stop z materiału dodatkowego oraz przetopionego podłoża oraz umacnianie materiału podłoża twardymi cząstkami. W większości przypadków napawania najlepszym modem jest  $TEM_{00}$ , a w niektórych zastosowaniach  $TEM_{01}$ . Materiały metaliczne charakteryzują się wysoką wartością współczynnika odbicia w zakresie dalekiej podczerwieni i dlatego jest korzystne stosowanie innych laserów niż laser  $CO_2$ . W przypadku materiałów ceramicznych światło laserowe jest absorbowane przez warstwę o znacznej grubości. Materiały te mogą mieć okno optyczne w zakresie podczerwieni. W celu zwiększenia współczynnika absorpcji stosuje się pokrywanie powierzchni odpowiednimi farbami, zwiększa się chropowatość powierzchni materiału lub jego temperaturę. Interesującą metodą obróbki laserowej jest obróbka detonacyjna powodowana przez impulsy światła o dużej energii powodujące odparowanie materiału [69].

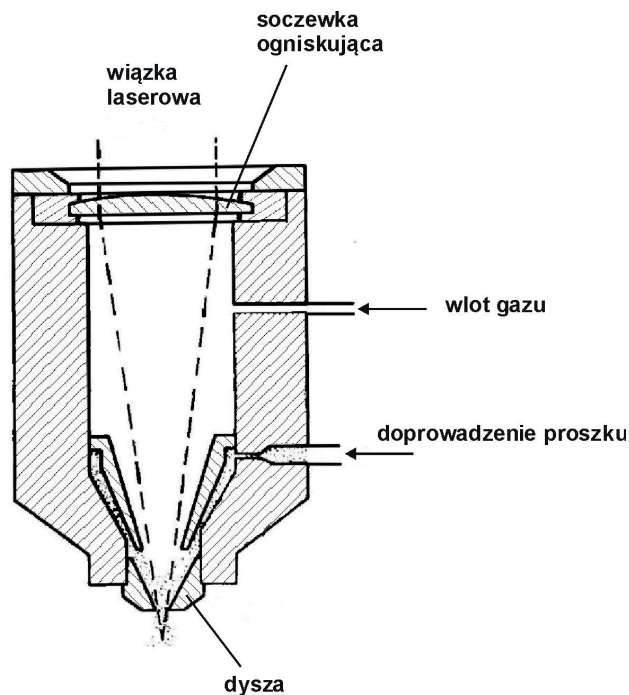
Materiał proszkowy może być wprowadzany współosiowo z wiązką światła (rys. 5.12) lub wdmuchiwany za pomocą dyszy, (rys. 5.13). Proces nakładania powłoki prowadzony w dwóch etapach jest łatwiejszy do kontroli. Rezultatem obróbki uprzednio położonej warstwy bez jej przetapiania może być otrzymanie odpowiedniego składu fazowego, zwiększenie kohezji powłoki cermetalowej. Przetopienie materiału powłoki umożliwia obniżenie porowatości, zwiększenie kohezji i adhezji powłoki, otrzymanie systemu pęknięć warstwy, homogenizację materiału powłoki, zmianę składu fazowego powłoki. Rezultatem przetapiania może być znaczne zwiększenie odporności na korozję i zużycie.

W 2007 r. najwięcej patentów w zakresie napawania laserowego miały firmy Nissan i Toyota. Patenty zasadniczo dotyczyły napawania przylgni zaworów

silników, tłoków oraz tulei cylindrów. Firma General Electric uzyskała natomiast patenty w zakresie napawania łopatek turbin [70]. Napawanie laserowe stosuje się do umacniania rowków pod pierścienie tłokowe [71].

Mikrostruktura napoiny jest charakterystyczna dla stopów krystalizujących z dużymi szybkościami i zawiera drobne dendryty ustawione w kierunku prostopadłym do powierzchni podłoża. Mikrostruktura napoiny położonej metoda laserową Stellite 12 z domieszką WC zależy w silny sposób od gęstości energii [72].

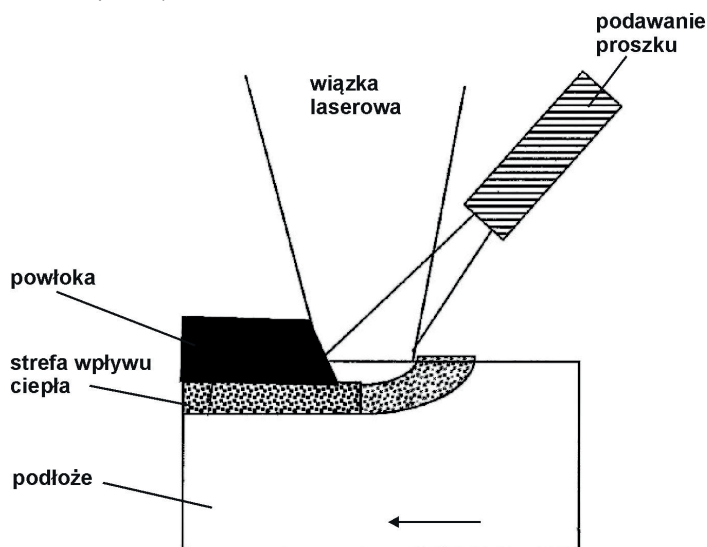
Napawanie plazmowe stosuje się do wytwarzania powłok, na przykład na narzędziach do cięcia, prasowania. Metoda napawania laserowego jest stosowana do naprawy narzędzi z materiałów spiekanych [73]. Laser Nd:YAG stosuje się do napawania stopem Ni-Cr-Mo śrub okrętowych wykonanych ze stopu miedzi [74]. Lepszą metodą napawania łopatek turbin stopem IN713 w porównaniu do TIG jest metoda laserowa, która wytwarza powłoki wolne od porów i pęknięć oraz o wyższej twardości ze względu na mały rozmiar ziaren w napoinie [75]. Laser może być również stosowany do selektywnego spiekania w metodzie rapid prototyping [76].



Rys. 5.12. Schemat głowicy ze współosiowym podawaniem proszku [69].

Metoda stopowania wymaga większego nadtopienia materiału podłoża, a zatem większej gęstości mocy lasera. Ruchy konwekcyjne w jeziorku ciekłego materiału umożliwiają efektywne wprowadzenie cząstek materiału dodatkowego.

Cząstki ulegają w trakcie procesu stopieniu i zachodzą reakcje z materiałem podłoża. Szybka krystalizacja, która następuje potem umożliwia otrzymanie faz metastabilnych lub odmian alotropowych wysokotemperaturowych. Przykładem stopowania może być obróbka stopów magnezu polegająca na stopowaniu takimi proszkami jak Al, Cu, Ni, Si w celu otrzymania faz międzymetalicznych [77]. Stopowanie stali niestopowej można wykonać mieszaniną proszków Cr, Ni oraz Mo w celu otrzymania w warstwie powierzchniowej struktury dwufazowej martenzytyczno-austenitycznej [78].



Rys. 5.13. Schemat procesu napawania laserowego [69].

Metoda wzbogacania powierzchni w zawartość twardych cząstek powinna być realizowana tak, aby nie wystąpiło stapianie cząstek. Zasięg wprowadzanych cząstek zależy od ciśnienia gazu transportującego. We wzbogaconej warstwie mogą znajdować się produkty reakcji wprowadzanych cząstek z jeziorkiem. Przykładowo, po wprowadzeniu cząstek  $B_4C$  uzyskano w stali  $Fe_3B$  i  $Fe_{23}B_6$  [79].

## 5.10. Napawanie wiązką elektronów

Źródłem energii jest wiązka elektronów przyspieszonych do znacznych prędkości. Głębokość wnikania elektronów w obrabiany materiał jest niewielka i wynosi kilka-kilkadziesiąt  $\mu m$ . Zaletą urządzeń jest możliwość ogniskowania oraz kształtowania wiązki elektronów za pomocą pól elektrostatycznego oraz magnetycznego. Stosowane urządzenia do spawania wiązką elektronów można podzielić na [6, 13, 80]:



- urządzenia wysokopróżniowe, z próżnią lepszą od  $10^{-3}$  Tr,
- urządzenia średniej próżni, z próżnią w zakresie  $10^{-3} \div 1$  Tr,
- urządzenia bezpróżniowe.

W urządzeniach dwóch pierwszych typów spawany przedmiot jest umieszczony w komorze próżniowej. W urządzeniu bezpróżniowym wiązka elektronów jest wyprowadzana na zewnątrz urządzenia, odległość pomiędzy spawanym (napawanym) elementem i urządzeniem wynosi kilkadziesiąt mm. We wszystkich urządzeniach źródło elektronów i elektrody przyspieszające są umieszczone w próżni. Stosowane napięcia przyspieszające sięgają 200 kV, moc urządzeń – 300 kW [80]. Urządzenia elektronowiązkowe charakteryzuje bardzo wysoka gęstość mocy wynosząca nawet  $1,5 \cdot 10^5$  W/mm<sup>2</sup>. Wadą urządzeń próżniowych jest konieczność korzystania z zespołów wydajnych pomp oraz dość długi czas potrzebny do ponownego odpompowania urządzenia po wymianie obrabianego detalu. Urządzenia średniej próżni charakteryzują się krótszym czasem pompowania, natomiast umożliwiają wykorzystanie zalet obróbki w próżni. Urządzenia elektronowiązkowe są stosowane do spawania elementów paliwowych elektrowni jądrowych, elementów silników odrzutowych, ale także w produkcji masowej, na przykład kół zębatych, pił taśmowych [13].

Napawanie elektronowe wykonuje się z wykorzystaniem materiału dodatkowego w postaci drutu, który jest w stałym kontakcie z napawanym elementem. Wiązka elektronów stapia drut na powierzchni napawanego elementu dzięki czemu można uzyskać niewielki udział materiału podłoża w napoinie.

Wiązka elektronów może być wykorzystana do obróbki cieplnej powierzchni. W pracy [81] przedstawiono rezultaty uzyskane przez przetapianie wiązką elektronów hartowanej stali D2. Mikrostruktura po hartowaniu zawierała martenzyt, węgliki i austenit szcążkowy. Uzyskany skutek przetopienia wzrost twardości był niemal dwukrotny, co było spowodowane ponownym hartowaniem warstwy powierzchniowej.

Wiązka elektronów może być wykorzystana do wzbogacania warstwy powierzchniowej stopów Al w Fe oraz Sn. Przetapianie wiązką elektronów materiału dodatkowego w postaci cienkiej (50 µm) folii wytwarzało bardziej jednorodną strukturę w porównaniu do przetapiania laserem [82].

Borowanie w proszkach jest obróbką cieplno-chemiczną trwającą nawet 10 godzin. W pracy [83] porównano właściwości warstw borowanych proszkowo i warstw wytworzonych przez przetopienie metodą bezpróżniową wiązką elektronów umieszczonej na powierzchni mieszaniny boru i topnika. Warstwy otrzymywane metodą przetopienia wiązką elektronów wykazały wyższą odporność na zużycie ściernie i erozyjne w porównaniu do warstw borowanych proszkowo.

W pracy [84] wykazano, że przetapianie wiązką elektronów powłoki CoNiCrAlY natryskiwanej metodą HVOF zwiększa odporność na utlenianie w porównaniu do przetapiania laserowego. Uzyskano powłokę o małej chropowatości, wolną od porów

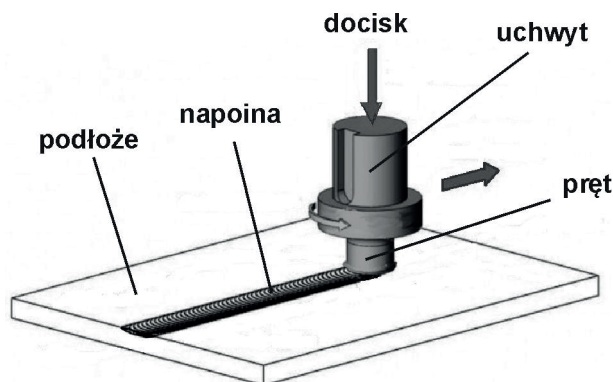
i wtrąceń tlenków. Tworząca się warstwa tlenków była bardziej zwarta i miała wyższą przyczepność. W pracy [85] wykonywano przetapianie oscylującą wiązką elektronów powłok natryskiwanych plazmowo Co-Cr-Mo, Cu-Ni oraz Ni-B-Si-Fe-C na stopy AlSi. Wykazano 10-50 krotny wzrost odporności na zużycie ciernie warstw przetopionych w porównaniu do materiału podłoża. Mieszaninę proszków (WC-Co/stop Ni) można podawać na powierzchnię podłoża wewnątrz urządzenia do obróbki wiązką elektronów. Odporność na erozję wzrastała ze zwiększającym się udziałem WC-Co w mieszaninie proszkowej, natomiast malała odporność na korozję [86]. Przetapianie warstwy mieszaniny proszku WC-Co i stopu na osnowie Ni położonej na stali niestopowej zwiększyło odporność na zużycie ściernie zmierzoną w teście typu trzpień tarcza. Warstwy miały mniejszą porowatość w porównaniu do natryskiwanych płomieniowo [87].

Krystalizatory stosowane w liniach do ciągłego odlewania stali są wykonane z miedzi, której powierzchnia jest zabezpieczona przed zużyciem warstwą Ni położoną galwanicznie. W pracy [88] podjęto próbę zwiększenia trwałości przez przetopienie wiązką elektronów powłoki natryskiwanej metodą HVOF Stellite 6, samotopnikującym stopem Ni oraz WC-12Co. Stwierdzono korzystny wpływ wysokiej częstotliwości oscylacji wiązki elektronów, która powodowała ruch jeziora ciekłego metalu i uwalnianie gazów. Przetapianie zwiększało także przyczepność powłok do podłoża.

### 5.11. Napawanie tarcie

Metodą zgrzewania tarcie można łączyć materiały doczołowo, liniowo, mimośrodowo lub napawać [89]. Wyróżniamy w zgrzewaniu doczołowym również metodę FSW (metoda zgrzewania z mieszaniem materiału zgrzeiny). W metodzie napawania materiał dodatkowy jest w postaci pręta litego lub kompozytowego. Pręt wykonuje ruch obrotowy i jest jednocześnie dociskany do powierzchni podłoża i przesuwany po jego powierzchni. Pod wpływem siły tarcia następuje uplastycznienie cienkiej warstwy pręta i połączenie jej z podłożem. Schemat procesu przedstawia rys. 5.14.

Tarcze hamulcowe w samochodach są zwykle wykonywane z żeliwa. W celu obniżenia masy pojazdu wprowadza się tarcze wykonane z kompozytów na osnowie aluminium oraz ze stopów aluminium pokrytych warstwą ceramiki. W pracy [90] rozważano napawanie tarcie żeliwem stopów aluminium – koszt wykonania tarczy jest niższy od kosztu tarczy kompozytowej.



Rys. 5.14. Schemat procesu napawania tarcowego.

Brąz niklowo-aluminiowy wykazuje wysoką odporność na korozję morską i na erozję kawitacyjną. Dlatego jest stosowany, na przykład, na śruby okrętowe. Duże elementy są zwykle wykonywane metodą odlewania, mikrostruktura materiału jest wielofazowa. Granice międzyfazowe są miejscem szczególnie narażonym na korozję i kawitację. Stosuje się różne obróbki powierzchniowe w celu polepszenia właściwości odlewów, takie jak: laserowa, indukcyjna oraz płomieniowa, które podnoszą twardość i zwiększają jednorodność mikrostruktury. W pracy [91] przedstawiono wyniki badań odporności kawitacyjnej powłok napawanych tarcowo w powietrzu oraz pod wodą. Warstwa napawana miała jednorodną drobnoziarnistą strukturę. Odporność kawitacyjna była dwukrotnie wyższa w porównaniu do materiału odlewane.

Stopy typu Cr60Ni40 wykazują bardzo wysoką odporność na korozję i erozję-korozję i dlatego są stosowane na przykład w kotłach. Stopy są uważane za materiały niespawalne. W pracy [92] stwierdzono w powłokach napawanych tarcowo bardziej jednorodną strukturę, brak eutektyki płytkowej zwiększył ponad dwukrotnie odporność kawitacyjną materiału w porównaniu do stopów odlewanych.

W pracy [93] porównano właściwości powłok napawanych tarcowo Stellite 6 z powłokami nakładanymi metodą TIG oraz plazmową i materiałem odlewany. Powłoki napawane tarcowo miały wyższą twardość od pozostałych. Mikrostruktura materiału zawierała równomiernie rozłożone węgliki. W stopie odlewany i powłokach napawanych metodami TIG oraz plazmową stwierdzono występowanie struktury dendrytycznej, która w warstwie napawanej tarcowo nie występowała.

Metoda napawania tarcowego może być rozważana jako metoda regeneracji matryc kuźniczych. Inne metody napawania powodują powstanie dużego gradientu temperatury w napawanym przedmiocie (co sprzyja pękaniu) i powstanie mikrostruktury zawierającej fazy nierównowagowe. W pracy [94] wytwarzano po-

włoki ze stali narzędziowej D2 na podłożu stali niestopowej. Wykonana powłoka miała drobnoziarnistą strukturę (wielkość ziaren 2-3  $\mu\text{m}$ ) spowodowaną dynamiczną rekrytalizacją, zawierała rozdrobnione węgliki oraz martenzyt powstały podczas napawania. Powłoka wykazała ponad dwukrotnie mniejszy ubytek masy w badaniach zużycia ciernego, w porównaniu do stali D2 w stanie wyżarzonym.

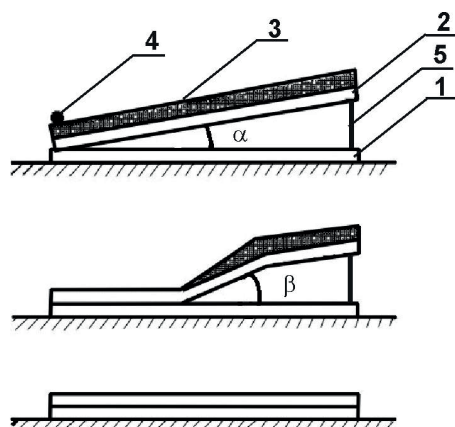
W pracy [95] przedstawiono wyniki badań właściwości powłok napawanych tarciowo martenzytyczną stalą nierdzewną. Mikrostruktura powłoki zawierała drobniejsze węgliki  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , martenzyt i więcej austenitu szczątkowego w porównaniu do stali obrabianych cieplnie. Odporność korozyjna powłok była wyższa od stali obrobionych cieplnie, natomiast w testach zużycia ciernego zachodząca na powierzchni tarcia przemiana austenitu szczątkowego w martenzyt obniżała odporność na zużycie powłoki.

W badaniach właściwości powłok napawanych stopem aluminium AA6082-T6 na podłożu ze stopu aluminium AA2024-T3 stwierdzono, że połączenie materiałów miało charakter dyfuzyjny, szerokość strefy wpływu ciepła określono na około 2 mm. Drobnoziarnista struktura powłoki z równoosiowymi ziarnami powodowała wyższą odporność na zużycie ciernie w porównaniu do materiałów w stanie dostawy [96]. Wytrzymałość na rozciąganie zmierzona na próbkach wyciętych z napawanych płyt i zawierających podłoże jest niższa o około 20% od wytrzymałości łączonych materiałów, natomiast wydłużenie jest większe [96, 97].

## 5.12. Napawanie wybuchowe

Proces łączenia zachodzi wskutek dynamicznego docisku łączonych powierzchni spowodowanego eksplozją materiału wybuchowego. Metoda jest na ogół stosowana do platerowania blach. Łączone płyty mogą być umieszczone równolegle do siebie lub płyta górna jest nachylona pod pewnym kątem. Płyta dolna spoczywa na podłożu. Górna płyta jest pokryta warstwą materiału wybuchowego, którego eksplozję inicjuje detonator. Stosuje się różne materiały wybuchowe włączając TNT. Rys. 5.15 przedstawia schemat procesu i jego przebieg.

Niekiedy, pomiędzy górną płytą i materiałem wybuchowym umieszcza się płytę wykonaną z neoprenu w celu eliminacji uszkodzenia powierzchni przez strumień gorących gazów. Kąt zderzenia płyt ( $\beta$ ) jest sumą kąta nachylenia płyty górnej ( $\alpha$ ) i kąta jej ugięcia spowodowanego działaniem środka wybuchowego. Po zapłonie materiału wybuchowego gazowe produkty detonacji powodują dociskanie płyty napawanej i jednocześnie czoło eksplozji porusza się wzdłuż płyty. Powoduje to dociskanie płyty napawanej, strefa kontaktu płyty napawanej z podłożem przemieszcza się wzdłuż płyty dolnej.



**Rys. 5.15.** Schemat procesu zgrzewania detonacyjnego.  
1, 2 – płyty, 3 – materiał wybuchowy, 4 – zapalnik, 5 – element dystansowy.

Na powierzchni zderzenia występuje zjawisko strumieniowania polegające na wyrzucaniu cienkich warstw powierzchniowych z obu łączonych powierzchni. Dzięki temu następuje usuwanie tlenków i zanieczyszczeń. Na łączonych powierzchniach występuje intensywne odkształcenie plastyczne. W obszarze kontaktu następuje wzrost temperatury, co ułatwia dyfuzję i może powodować rekrytalizację lub nadtopienie materiału [6]. Kołki dystansowe powinny być wykonane z materiału łatwo ulegającego zniszczeniu. Metoda umożliwia platerowanie blach o powierzchni od 6,5 cm<sup>2</sup> do 36 m<sup>2</sup> [13]. Ograniczeniem metody jest grubość zgrzewanej płyty, która nie powinna być mniejsza od 1,5 mm. Wydłużenie materiału powinno wynosić przynajmniej 5%. Parametrami wpływającymi na jakość połączenia płyt są: masa górnej płyty, kąt nachylenia górnej płyty, ilość użytego materiału wybuchowego oraz, w mniejszym stopniu, odległość pomiędzy płytami [98].

### 5.13. Materiały stosowane do napawania

Wśród materiałów o dużej odporności na zużycie ścierne i erozyjne wyróżniają się węgliki spiekane i żeliwa białe. Żeliwa białe Cr-Mo są szeroko stosowane w pompach szlamu, wykładzinach młynów i kruszarek, elementach maszyn górniczych. Wysoka odporność na zużycie jest głównie związana z obecnością znacznej zawartości dużych węglików pierwotnych lub eutektycznych typu (Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> w osnowie austenitycznej lub martenzytycznej. Twardość węglików wynosi 1500-1800 HV. W teście trzpień-tarcza przeprowadzonym z wykorzystaniem ścierniwa granatowego zużycie ścierne malało ze wzrostem udziału węglików M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, niezależnie od typu osnowy [99]. W warunkach tarcia może zachodzić przemiana au-

stenitu szczątkowego [100]. Jeśli w warunkach testu występuje pękanie węglików to zwiększenie ich udziału objętościowego może powodować wzrost zużycia.

W pracach [99, 101], stwierdzono, że ubytek masy żeliw białych o osnowach martenzytycznych oraz austenitycznych w testach z zastosowaniem „rubber wheel” i ścierniwa kwarcowego osiągał minimum przy udziale objętościowym węglików około 30%. Dla zawartości węglików powyżej 30% obj. występuje niekorzystne zjawisko pękania węglików. Prasad i Kosel [102] wykazali, że cząstki piasku nie powodują rysowania węglików, ale powodują ich pękanie. Odporność na zużycie  $W_v^{-1}$  stopów zawierających węgliki można zapisać wzorem:

$$W_v^{-1} \propto d^{3/2} v_c / \lambda \quad (5.1)$$

gdzie:

$\lambda$  – odległość wzajemna węglików,

$d$  – wielkość węglików,

$v_c$  -udział objętościowy węglików.

Silence [103] badał wpływ morfologii węglików na odporność na zużycie stopów na bazie Co oraz Fe stosując tester „rubber wheel” i piasek jako ścierniwo. Stopy zawierające wydzielienia dużych węglików były nawet 10 razy bardziej odporne na zużycie od stopów zawierających małe wydzielienia węglików. Cząstki ścierniwa mogą powodować usuwanie węglików z osnowy, skrawanie węglików oraz pękanie. Jeśli występuje zjawisko pękania węglików podczas zużycia ściernego, to istotna jest mikrostruktura osnowy.

Stopy stosowane do napawania można, zgodnie z American Welding Society, podzielić na sześć głównych grup [104,105]:

- stale szybko tnące,
- stale austenityczne manganowe,
- stopy Co – Cr – W lub na osnowie Co,
- stopy na osnowie miedzi: CuZn, CuSn, CuSi, CuAl;
- austenityczne wysokochromowe stopy na osnowie żelaza,
- stopy na osnowie niklu – Ni-Cr-B.

Klasyfikacja materiałów dodatkowych do napawania, według DIN 8555 [106], jest znacznie bardziej szczegółowa i obejmuje stopy żelaza i stopy nieżelazne (na osnowie Cu, Ni oraz Co). Materiały podzielone są na 32 grupy w zależności od składu chemicznego i odporności na określone rodzaje zużywania. PN-74/M – 69 436 klasyfikuje elektrody stosowane do regeneracji na 22 klasy w zależności od składu chemicznego i twardości stopiwa.

Napoiiny ze stali narzędziowych i szybko tnących charakteryzują się wysoką odpornością na zużycie metal-metal oraz dużą twardością w wysokich temperaturach. Stale austenityczne manganowe stosowane są do napawania elementów

pracujących przy znacznych obciążeniach uderowych, tarcia metal-metal i metal-minerał. Zawierają 0,5-1,1% C i 13-20% dodatków stopowych, głównie mangan. Stopiwo austenityczne wysokomanganowe ulega utwardzeniu pod wpływem zgniotu, materiały tego typu są stosowane do napawania krzyżownic kolejowych, elementów łamaczy i młynów.

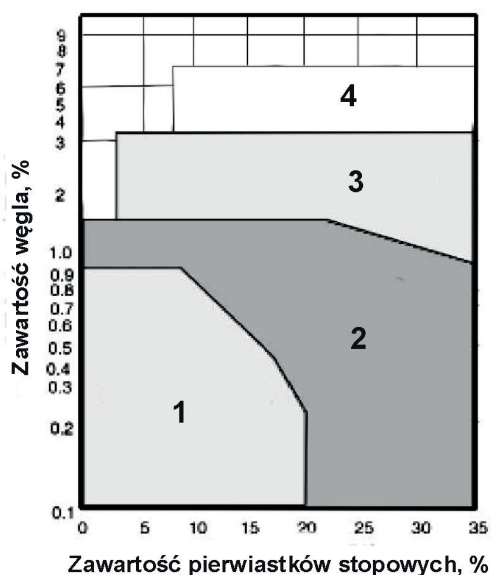
Napoiны nakładane na elementy pracujące w warunkach zużycia ściernego mogą być nadeutektoidalnymi stopami żelaza zawierającymi powyżej 2% C i z udziałem węglików do 40%. Udział austenitu w strukturze napoiны powinien wynosić około 15%. Podstawowym pierwiastkiem stopowym jest chrom, którego zawartość dochodzi do 30%. Napoiına narażona na znaczne obciążenia dynamiczne powinna mieć mieszaną – austenityczno-martenzytyczną – ośnowę, co pozwala zachować stosunkowo wysoką twardość i zabezpieczyć przed wykruszaniem węglików [12].

Dobór technologii napawania zależy od wielu czynników, z których główne to: czynniki ekonomiczne, warunki pracy napawanego elementu, kształt oraz rozmiar elementu i gatunek materiału, a także wielkość napawanej powierzchni [104]. Dobór materiałów dodatkowych do napawania ułatwia ich klasyfikacja. Na przykład norma DIN 8555 podaje przykładowe zastosowania poszczególnych grup materiałów.

Według Koteckiego i Ogborna [107], którzy wykonali badania odporności na zużycie ściernie około 200 różnych napoin wykonanych metodą łukową stopami na bazie żelaza, najbardziej istotną cechą stopiw jest zawartość węgla. Natomiast twardość i zawartość chromu mają mniejsze znaczenie. Ubytek masy wyznaczony w teście zużycia ściernego z użyciem piasku wykonany na napoinach o twardościach 53-54 HRC dał wyniki różniące się około 10-krotnie. Zalecany materiał do wytwarzania powłoki odpornej na ścieranie zawiera powyżej 4% C i ponad 16% – Cr, mikrostruktura napoiны zawiera wówczas węgliki pierwotne i eutektykę austenityczno-węglkową. Różnice w odporności na zużycie ściernie napoin wykonanych z materiałów zawierających jedynie chrom i mających w mikrostrukturze węgliki pierwotne oraz wykonanych z materiałów zawierających znacznie droższe pierwiastki węglkotwórcze – Nb, Ti, V lub W była niewielka dla zbliżonych zawartości węgla. Rysunki 5.16 i 5.17 przedstawiają stopy na ośniewie żelaza stosowane do napawania.

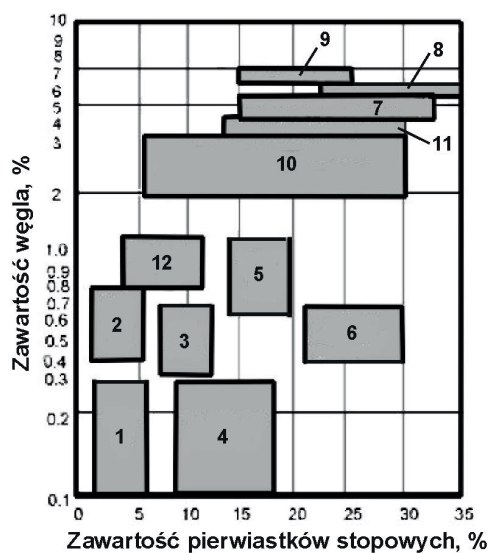
Rys. 5.16. [107,108] przedstawia stopy żelaza stosowane w wybranych warunkach zużycia. Wzięto pod uwagę zawartość węgla w stopiwie oraz zawartość pierwiastków: Cr, Mn, Mo, Ni, Nb, V, W, Ti, Al. W obszarze 1 występuje tarcie metal-metal. W zależności od obciążenia węgla tarcia mogą wystąpić: zużycie utleniające, adhezyjne lub zacieranie.





Rys. 5.16. Zastosowanie materiałów do napawania.

W obszarze 2 występuje zużycie ściernie przez cząstki ścierniwa o znacznych rozmiarach i twardości. Występuje makroskopowe odkształcenie powierzchni oraz obciążenia o charakterze uderowym. W obszarze 3 – obciążenia uderowe oraz zużycie ściernie, natomiast w polu 4 – nasilone zużycie ściernie.



Rys. 5.17. Mikrostruktury warstw napawanych.

Rys. 5.17. [107, 108] przedstawia mikrostruktury napoin. W polu (1) znajdują się materiały o strukturze ferrytyczno-bainitycznej. Wśród napoin o strukturze martenzytycznej można wyróżnić: napoiny martenzytyczne (2); napoiny, które ze względu na twardość wtórną są obrabiane cieplnie (3); napoiny martenzytyczne nierdzewne (4). W napoinach autenitycznych można wyróżnić: stopiwa zawierające Mn (5) oraz materiały, które umożliwiają uzyskanie stabilnego austenitu już w pierwszej warstwie napoiny na stali niestopowej (6). Wśród stopiw zawierających węgliki pierwotne można wyróżnić materiały zawierające Cr (7), zawierające istotne zawartości Mo, Nb, V, W lub Ti (8), oraz stopy wytwarzające napoinę zawierającą węgliki pierwotne już w pierwszej warstwie (9). W polu (10) są materiały zawierające austenit oraz eutektykę węglikową. W polu (11) materiały o składzie eutektycznym, a w polu (12) materiały o strukturze martenzytyczno-austenitycznej.

Zwiększanie zawartości węgla i chromu prowadzi do pojawiania się pęknięć w napoinach. Skłonność do pęknięcia powierzchniowego można ograniczyć dobierając odpowiednie zawartości krzemu i manganu w napoinie [5].

Korzystne własności w warunkach ścierania przez ziarna minerałów oraz erozji ujawniają też napoiny wykonane materiałami na osnowie żelaza w układzie Fe-Cr-C-B. Dodatek boru zwiększa płynność i zwilżalność metalu oraz obniża temperaturę topnienia. Odporność na zużycie ścierne borków jest znacznie wyższa od węglików. Wzrost zawartości boru przy stałej zawartości chromu zwiększa udział objętościowy i twardość faz pierwotnych [109].

Hurrics [105] zwrócił uwagę na fakt, że wyniki porównania odporności na zużycie napoin zależą od użytych w badaniach ścierniw. W warunkach znacznych obciążeń pierwotne węgliki chromu ulegają pękaniu, korzystniejsze własności wykazują wówczas stopy zawierające węgliki pierwotne chromu i węgliki wtórne: TiC, NbC, VC, WC, W<sub>2</sub>C [5, 110]. Stopy tego typu są znacznie droższe, ale ich zastosowanie może być uzasadnione ekonomicznie. Zjawisko intensywnego pęknięcia dużych węglików tłumaczy się większym prawdopodobieństwem występowania w nich wad.

Stopiwa na osnowie kobaltu, zwane stellitami, zawierają 38,58% Co, 29,32% Cr; 4,5,19% W i 1,0,2,7% C odznaczają się bardzo wysoką odpornością na zużycie w warunkach tarcia metal-metal i na korozję w wysokich temperaturach. Wolfram powoduje umocnienie roztworu stałego, chrom zapewnia wysoką odporność na korozję, nikiel zwiększa plastyczność stopu i wchodzi w skład faz umacniających typu A<sub>3</sub>B, molibden polepsza odporność na korozję i zużycie ścierne. Stopy te zawierają węgliki (Cr,W)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> i (Cr,W)<sub>6</sub>C w osnowie stopu Co-W-Cr [5,110-114]. Najlepszą odporność na zużycie wykazują stopy nadeutektyczne, zawierające powyżej 1,8% C, ze względu na zawartość węglików Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Stellity zachowują wysoką twardość do temperatury przekraczającej 1073 K. Dodatki boru i krzemu silnie obniżają temperaturę topnienia stopu. Bor zwiększa udział faz umacniających. Stellity wykazują także wysoką odporność na zużycie ścierne i erozyjne.

Stopy na osnowie niklu zawierają wystarczające zawartości Cr i C do otrzymania w strukturze węglików  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Umocnienie roztworu stałego zapewniają Cr, Mo i W. W i Mo poprawiają odporność na zużycie oraz wytrzymałość w wysokich temperaturach. Bor nie wchodzi w skład roztworu stałego niklu i powoduje powstanie borków i węglikoborków. Chrom tworzy twarde fazy: węgliki (węglikoborki)  $(\text{Fe,Cr})_7(\text{C,B})_3$  i borki  $(\text{Fe,Cr})(\text{B,C})$ . Stopy  $\text{NiCrBSiFeC}$  cechują się bardzo dobrą odpornością na zużycie ścierne przy małych obciążeniach dynamicznych, erozję oraz na korozję do około 1178 K. Proszki te mają temperaturę topnienia niższą od temperatury topnienia stali. Twardość stopów w zależności od zawartości dodatków stopowych wynosi 15-65 HRC. Podczas napawania powłoki na stali zachodzi częściowe przetopienie podłoża i dyfuzja pierwiastków – żelaza i niklu, co zwiększa dodatkowo przyczepność powłoki do podłoża. Przy podłożu tworzy się warstwa roztworu stałego niklu, co korzystnie wpływa na przyczepność powłoki i relaksację naprężeń.

Materiały cermetalowe zawierają osnowę metaliczną i ceramiczną fazę zbrojącą. Osnowę metalową stanowią zwykle kobalt, nikiel, żelazo lub ich stopy. Fazą zbrojącą są najczęściej tlenki, węgliki, siarczki lub azotki (na przykład  $\text{WC}$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{TiN}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$ ).

## Literatura

1. Shahi A.S., Pandey S.: *Effect of auxiliary preheating of the filler wire on quality of gas metal arc stainless steel claddings*. Journal of Materials Engineering and Performance 2008, vol. 17, nr 1, str. 30÷36.
2. Ferenc K., Ferenc J.: *Spawalnicze gazy osłonowe i palne*. WNT, Warszawa, 2005.
3. Ferenc K.: *Spawalnictwo*. WNT, Warszawa, 2007.
4. Klimpel A.: *Napawanie i natryskiwanie cieplne*. Technologie. WNT, Warszawa, 2000.
5. Klimpel A.: *Technologie napawania i natryskiwania cieplnego*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 1999.
6. *Poradnik Inżyniera Spawalnictwo*. T 2. red. Pilarczyk J., WNT, Warszawa, 2005.
7. <http://www.castolin.com>.
8. Fauchais P., Vardelle A.: *Thermal sprayed coatings used against corrosion and corrosive wear*. w: Advanced plasma spray applications. [www.intechopen.com](http://www.intechopen.com).
9. Heimgartner P., Kretschmer I., Polak R., Kammer P.A.: *New fused coatings for combined wear and corrosion resistance*. [www.castolin.com](http://www.castolin.com).
10. Polak R.: *Thermal spraying between erosion and corrosion challenges*. TLS Surface Engineering.
11. Heath G.R., Kammer P.A.: *Fabrication of graded, spray and fused coatings and their high temperature erosion performance*. [www.castolin.com](http://www.castolin.com)

12. Pilarczyk J., Pilarczyk J.: *Spawanie i napawanie elektryczne metali*. Wydawnictwo Śląsk, Katowice, 1996.
13. O'Brien R.: *Jefferson's Welding Encyclopedia*. American Welding Society. Eighteenth Edition, Miami, USA.
14. Eroglu M.: *Boride coatings on steel using shielded metal arc welding electrode: Microstructure and hardness*. Surface and Coatings Technology 2009, vol. 203, str. 2229-2235.
15. Wang X.H., Zou Z.D., Qu S.Y., Song S.L.: *Microstructure and wear properties of Fe-based hardfacing coating reinforced by TiC particles*. Journal of Materials Processing Technology 2005, vol. 168, str. 89-94.
16. Wang X.H., Zou Z.D., Qu S.Y., Song S.L.: *Microstructure and properties of the TiC/Fe-based alloy hardfacing layers*. Journal of Materials Science 2005, vol. 40, str. 3629-3633.
17. Buchanan V.: *The comparative effect of sugarcane juice on the abrasion-corrosion behavior of Fe-Cr-B electric arc sprayed and Fe-Cr-C weld coatings*. Journal of Materials Engineering and Performance 2012, vol. 21, nr 2, str. 231-239.
18. Vite M., Castillo M., Hernandez L.H., Villa G., Cruz I.H., Stephane D.: *Dry and wet abrasive resistance of Inconel 600 and stellite*. Wear 2005, vol. 258, str. 70-76.
19. Jeshvaghani R.A., Harati E., Shamanian M.: *Effects of surface alloying on microstructure and wear behavior of ductile iron surface modified with nickel-based alloy using shielded metal arc welding*. Materials and Design 2011, vol. 32, str. 1531-1536.
20. [www.messergroup.com](http://www.messergroup.com).
21. Hu J., Tsai H.L.: *Heat and mass transfer in gas metal arc welding*. Part I: The arc. International Journal of Heat and Mass Transfer 2007, vol. 50, str. 833-846.
22. Szefer Z.: *Koncepcje sterowania współczesnych systemów spawalniczych*. Przegląd Spawalnictwa 2007, nr 2-3, str. 11-18.
23. Vespa P., Pinard P.T., Gauvin R., Brochu M.: *Analysis of WC/Ni-based coatings deposited by controlled short-circuit MIG welding*. Journal of Materials Engineering and Performance 2012, vol. 21, nr 6, str. 865-876.
24. Badisch E., Kirchgassner M.: *Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide*. Surface and Coatings Technology 2008, vol. 202, str. 6016-6022.
25. Menon R., Wallin J.: *Specialty cored wires for wear and corrosion applications*. Welding Journal 2008, nr 2, str. 31-38.
26. Kirchgassner M., Badisch E., Franek F.: *Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact*. Wear 2008, vol. 265, str. 772-779.
27. Palani P.K., Murugan N.: *Development of mathematical models for prediction of weld bead geometry in cladding by flux cored arc welding*. Int. J. Manuf. Technol. 2006, vol. 30, str. 669-676.

28. Kannan T., Yoganandh J.: *Effect of process parameters on clad bead geometry and its shape relationships for stainless steel claddings deposited by GMAW*. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2010, vol. 47, str. 1083-1095.
29. [www.weldingdesign.com](http://www.weldingdesign.com).
30. Quintana A., McLane J., Babu S.S., David S.A.: *Inclusion formation in shelf-shielded flux cored arc welds*. Welding Research Supplement 2001, str. 98-s-105-s.
31. Weeks M.: *Innovation and trends of self-shielded flux cored arc welding wires*. PetroMin Pipeliner 2011, nr 8-9, str. 24-26.
32. TeroMatec. [http:// www.castolin.com](http://www.castolin.com).
33. WA cored wires. <http://www.welding-alloys.com>
34. Hermann J., Kraemer H., Stenzel P., Sevim A.M.: *Surfacing of cutting edges for clay cutting*. Górnictwo i Geoinżynieria 2011, vol. 35, nr 3/1 str. 121-129.
35. Liu D., Liu R., Wei Y., Ma Y., Zhu K.: *Microstructure and wear properties of Fe-15Cr-2.5Ti-2C-xBwt% hardfacing alloys*. Applied Surface Science 2013, vol. 271, str. 253-259.
36. Liu D., Liu R., Wei Y.: *Effects of titanium additive on microstructure and wear performance of iron-based slag-free self-shielded flux-cored wire*. Surface and Coatings Technology 2012, vol. 207, str. 579-586.
37. Qi X., Jia Z., Yang Q., Yang Y.: *Effects of vanadium additive on structure property and tribological performance of high chromium cast iron hardfacing metal*. Surface and Coatings Technology 2011, vol. 205, str. 5510-5514.
38. Correa E.O., Alcantara N.G., Tecco D.G., Kumar R.V.: *The relationship between the microstructure and abrasive resistance of a hardfacing alloy in the Fe-Cr-C-Nb-V system*. Metallurgical and Materials Transactions 2007, vol. 38A, str. 1671-1680.
39. [www.twi.co.uk](http://www.twi.co.uk).
40. Lu S.-P., Kwon O.-Y., Kim T.-B., Kim K.-H.: *Microstructure and wear property of Fe-Mn-Cr-Mo-V alloy cladding by submerged arc welding*. Journal of Materials Processing Technology 2004, vol. 147, str. 191-196.
41. Gülenç B., Kahraman N.: *Wear behaviour of bulldozer rollers welded using a submerged arc welding process*. Materials and Design 2003, vol. 24, str. 537-542.
42. Grum J., Slabe J.M.: *Submerged arc surfacing of Ni-Co-Mo alloys similar to maraging steels on a structural steel*. Journal of Materials Processing Technology 2004, vol. 155-156, str. 2011-2018.
43. Yang K., Hu W., Bao Y.-F., Jiang Y.-F.: *A new type of submerged-arc flux cored wire used for hardfacing continuous casting rolls*. Journal of Iron and Steel Research, International 2011, vol. 18, nr 11, str. 74-79.
44. [www.globalspec.com](http://www.globalspec.com).
45. Stridh L.-E.: *ESW strip cladding of pipes and hybrid laser for welding of longitudinal seam*. [www.esab.com](http://www.esab.com).

46. <http://www.esab.com>
47. Stańczyk W., Binczak P.: *Napawanie elektrożuźłowe młotków w młynach młotkowych*. Przegląd Spawalnictwa 1973, nr 3, str. 144-145.
48. Bystrov A.V., Kemaikin A.I., Soldatenkov G.A.: *Restoration of the tongs of the soaking-pit cranes by the electroslag welding methods*.
49. Bykov A.A.: *Bimetal production and applications*. Steel in Translations 2011, vol. 41, nr 9, str. 778-786.
50. Galazzi G., Rigdal S., Kubenka M.: *Practical applications of Esab strip cladding technology*. Svetsaren 2007, nr 1, str. 17-22.
51. Devletian J.H., Gao Y.P., Zhao Q.H., Wood W.E.: *Strip cladding of main propeller shating with Ni Alloy 625 by electroslag surfacing*. NSRP Ship Production Symposium, 2-4 wrzesień 1997, Nowy Orlean, USA.
52. Patel M., Madnani R.H., Chauhan B.J., Sundaresan S.: *Application of electroslag strip cladding for reactors in hydrogen-based refinery service*.
53. Pak S., Rigdal S., Karlsson L., Gustavsson A.C.: *Electroslag and submerged arc stainless steel strip cladding*. Anti-Corrosion Methods and Materials 1998, vol. 45, nr 1, str. 41-47.
54. [www.burnsstainless.com](http://www.burnsstainless.com).
55. Zheng S., Min K., Dayou P.: *Twin wire gas tungsten arc cladding*. SIMTech Technical Report (PT/99/004/JT) Singapore Institute of Manufacturing Technology 1999.
56. Madadi F., Ashrafizadeh F., Shamanian M.: *Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy on carbon steel using RSM*. Journal of Alloys and Compounds 2012, vol. 510, str. 71-77.
57. Azimi G., Shamanian M.: *Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe-Cr-C hardfacing alloy*. Journal of Alloys and Compounds 2010, vol. 505, str. 598-603.
58. Chang C.-M., Lin C.-M., Hsieh C.-C., Chen J.-H., Wu W.: *Microstructural characteristics of Fe-40wt% Cr-xC hardfacing alloys with [1.0-4.0 wt%] carbon content*. Journal of Alloys and Compounds 2009, vol. 487, str. 83-89.
59. Xinhong W., Zengda Z., Sili S., Shiyao Q.: *Microstructure and wear properties of in situ TiC/FeCrBSi composite coating prepared by gas tungsten arc welding*. Wear 2006, vol. 260, str. 705-710.
60. Trelles J.P., Chazelas C., Vardelle A., Heberlein J.V.R.: *Arc plasma torch modeling*. Journal of Thermal Spray Technology 2009, vol. 18, nr 5/6, str. 728-752.
61. Diaz V.V., Dutra J.C., d'Oliveira: *Hardfacing by plasma transferred arc process*. [www.intech.com](http://www.intech.com).
62. Houben J.M., Zaat J.H.: *Analysis of a plasma torch*. Technological University, Eindhoven, Holandia, paper 28.
63. Cheng J.B., Xu B.S., Liang X.B., Wu Y.X.: *Microstructure and mechanical characteristics of iron-based coating prepared by plasma transferred arc cladding process*. Materials Science and Engineering 2008, vol. A 492, str. 407-412.



64. D'Oliveira A.S.C.M., Paredes R.S.C., Santos R.L.C.: *Pulsed current plasma transfer red arc hardfacing*. Journal of Materials Processing Technology 2006, vol. 171, str. 167-174.
65. Bourithis L., Papadimitriou G.: *Boriding a plain carbon steel with plasma transferred arc process using boron and chromium diboride powders: Microstructure and wear properties*. Materials Letters 2003, vol. 57, str. 1835-1839.
66. Klimpel A.: *Technologie laserowe w spawalnictwie*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2011.
67. Malinowski M.: *Lasery światłowodowe*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, Warszawa, 2003.
68. Szymański Z., Hoffman J.: *Fizyka spawania laserowego*. Wydawnictwo Instytutu Podstawowych Problemów Techniki, Warszawa, 2004.
69. Pawłowski L.: *Thick laser coatings: A review*. Journal of Thermal Spray Technology 1999, vol. 8, nr 2, str. 279-295.
70. Dubourg L., Archambeault J.: *Technological and scientific landscape of laser cladding process in 2007*. Surface and Coatings Technology 2008, vol. 202, str. 5863-5869.
71. Arnold J., Volz R.: *Laser technology for cladding and welding*. Journal of Thermal Spray Technology 1999, vol. 8, nr 2, str. 243-248.
72. Chiang K.A., Chen Y.C.: *Microstructural characterization and microscopy analysis of laser cladding Stellite 12 and tungsten carbide*. Journal of Materials Processing Technology 2007, vol. 182, str. 297-302.
73. Capello E., Colombo D., Previtali B.: *Repairing of sintered tools using laser cladding by wire*. Journal of Materials Processing Technology 2005, vol. 164-165, str. 990-1000.
74. Kim J.D., Kam K.H., Kim J.N.: *Nd: YAG laser cladding of marine propeller with Hastelloy C-22*. Applied Physics 2004, vol. A79, str. 1583-1585.
75. Shepeleva L., Medres B., Kaplan W.D., Bamberger M., Weisheit A.: *Laser cladding of turbine blades*. Surface and Coatings Technology 2000, vol. 125, str. 45-48.
76. Jeng J.-Y., Peng S.-C., Chou C.-J.: *Metal rapid fabrication using selective laser cladding technology*. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2000, vol. 16, str. 681-687.
77. Singh A., Harmikar S.P.: *Laser surface engineering of magnesium alloys: A review*. JOM 2012, vol. 64, nr 6, str. 716-733.
78. Anjos M.A., Vilar R., Li R., Ferreira M.G., Steen W.M., Watkins K.: *Fe-Cr-Ni-Mo-C alloy produced by laser surface alloying*. Proceedings of the SPIE – The International Society for Optical Engineering 1997, vol. 392, str. 744-747.
79. Hlavka E., Song G.Q., Cornet A.: *Utilisation de rayons X pour l'étude de traitements de surface laser*. J. Phys. IV Colloque C4 1996, vol. 6, str. 123-126.
80. Klimpel A.: *Spawanie zgrzewanie i cięcie metali*. Technologie, WNT, Warszawa, 1999.
81. Song R.G., Zhang K., Chen G.N.: *Electron beam surface remelting of AISI D2 cold-worked die steel*. Surface and Coatings Technology 2002, vol. 157, str. 1-6.



82. Ingantiev M., Dupuy C., Sola X., Thevenet E., Smurov I.Yu, Covelli I.: *Laser and electron beam alloying of Al with Fe and Sn*. Applied Surface Science 1997, vol. 109/110, str. 137-142.
83. Bataev I.A., Bataev A.A., Golkovsky M.G., Teplykh A. Yu., Burov V.G., Veselov S.V.: *Non-vacuum electron beam boriding of low-carbon steel*. Surface and Coatings Technology 2012, vol. 207, str. 245-253.
84. Marginean G., Funzaverde D., Utu D., Crista R., Brandl W.: *Influence of electron beam and laser remelting on the oxidation behaviour of HVOF-sprayed CoNiCrAlY coatings*. BHM 2007, vol. 152, Nr 1, str. 32-38.
85. Franke R., Haase I., Klemm M., Zenker R.: *Friction and wear behaviour of electron beam surface treated aluminium alloys AlSi<sub>10</sub>Mg(Cu) and AlSi<sub>35</sub>*. Wear 2010, vol. 269, str. 921-929.
86. Abe N., Morimoto J.: *Formation of hard surfacing layers of WC-Co with electron beam cladding method*. Joining and welding Research Institute, Osaka University, Japonia.
87. Abe N., Morimoto J., Tomie M., Doi C.: *Formation of WC-Co layers by an electron beam cladding method and evaluation of the layer properties*. Vacuum 2000, vol. 59, str. 373-380.
88. Hamatani H., Miyazaki Y.: *Optimization of an electron beam remelting of HVOF sprayed alloys and carbides*. Surface and Coatings Technology 2002, vol. 154, str. 176-183.
89. Ambroziak A.: *Zgrzewanie tarcie materiałowe o różnych właściwościach*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 2011.
90. Kevorkijan V.: *Bimetal brake discs with a cast gray iron friction cladding and an aluminium alloy core: Economic benefits and opportunities for mass production*. SIMJ 2002, str. 121-128.
91. Hanke S., Fischer A., Beyer M., dos Santos J.: *Cavitation erosion of NiAl—bronze layers generated by friction surfacing*. Wear 2011, vol. 273, str. 32-37.
92. Hanke S., Beyer M., Silvonen A., dos Santos J.F., Fischer A.: *Cavitation erosion of Cr<sub>60</sub>Ni<sub>40</sub> coatings generated by friction surfacing*. Wear 2012, <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2012.11.016>
93. Prasad Rao K.P., Damodaram R., Rafi H.K., Janaki Ram G.D., Reddy G.M., Nagalakshmi R.: *Friction surfaced Stellite6 coatings*. Materials Characterization 2012, vol. 70, str. 111-116.
94. Sekharbabu R., Rafi H.K., Rao K.O.: *Characterization of D2 tool steel friction surfaced coatings over low carbon steel*. Materials and Design 2013, vol. 50, str. 543-550.
95. Puli R., Ram J.: *Microstructure and properties of friction surfaced coatings in AISI 440C martensitic stainless steel*. Surface and Coatings Technology 2012, vol. 207, str. 310-318.
96. Gandra J., Pereira D., Miranda R.M., Silva R.J.C., Vilaca P.: *Deposition of AA6082-T6 over AA2024-T3 by friction surfacing-Mechanical and wear characterization*. Surface and Coatings Technology 2013, vol. 223, str. 32-40.

97. Sakihama H., Tokisue H., Katoh K.: *Mechanical properties of friction surfaced 5052 aluminium alloy*. Materials Transactions 2003, vol. 44, nr 12, str. 2688-2694.
98. Raghukandan K.: *Analysis of the explosive cladding of Cu-low carbon steel plater*. Journal of Materials Processing Technology 2003, vol. 139, str. 573-577.
99. Zum Gahr K.-H.: *Microstructure and wear of materials*, Elsevier, Amsterdam, 1987.
100. Pearce J.T.H.: *The use of transmission electron microscopy to study the effects of abrasive wear on the matrix structure of a high chromium cast iron*. Wear 1983, vol. 89, str. 333-344.
101. Borik F.: *Rubber wheel abrasion test*. Soc. Automat. Engn 1970, Paper 700687.
102. Prasad S.V., Kosel T.H.: *In situ SEM scratch tests on white cast irons with rounded quartz abrasive*, Wear of Materials 1983, ed. Ludema, K.C/, ASME, Nowy Jork, str. 121-129.
103. Silence W.L.: *Effect of structure on wear resistance of Co-, Fe – and Ni-base alloys*. Trans. ASME 1978, vol. 100, str. 428-435.
104. Adamiec P., Dziubiński J.: *Problemy przy napawaniu i eksploatacji regenerowanych elementów maszyn transportowych*, Wydawnictwo Szumacher, Kielce, 1997.
105. *Welding Handbook*, AWS 1970, t.3A.
106. RFN DIN 8555 B I. I: *Schweisszusatzwerkstoffe zum Autragsschweissen*. Bezeichnung, technische Lieferbedingungen.
107. Kotecki D.J.; Ogborn J.S.: *Abrasion Resistance of iron-based hardfacing alloys*. Welding Research Supplement 1995, s. 269-s-278-s.
108. Dumovic M.: *Rep air and maintenance procedures for heavy machinery components*. Welding Innovation 2003, vol. 20, nr 1, str. 2-6.
109. Blume F., Rosert R., Weber F., Maciejny A., Lalik S.: *Materiałowo-technologiczne zagadnienia napawania warstw poddanych działaniu ścierania mineralno-poślizgowego*. Inżynieria Materiałowa 1988, nr 3, str. 59-64.
110. Hurrics P.L.: *Review paper: Some aspects of the metallurgy and wear resistance of surface coatings*. Wear 1972, vol. 22, str. 291-317.
111. Cassina J.C., Machado I.G.: *Low-stress sliding abrasion resistance of cobalt-based surfacing deposits welded with different processes*. Welding Journal 1992, nr 4, str. 134-137.
112. Mikułowski B.: *Stopy żaroodporne i żarowytrzymałe-Nadstopy*, Wydawnictwa AGH, Kraków, 1997.
113. Drapier J.M., Davin A., Magnee A., Coutsouradis D., Habraken L.: *Abrasion and corrosion resistant cobalt base alloys for hardfacing*. Wear 1975, vol. 33, str. 271-282.
114. Durand-Charre M., Hamar-Thibault S., Andries B.: *Study of precipitates in a wear resistant cobalt-based alloy*, Metallurgie 1982, vol. XXIII, str. 33-38.

## 6. Wybrane zastosowania powłok

W wielu przypadkach, właściwości użytkowe wyrobu, narzędzia, elementu maszyny lub urządzenia, ewentualnie elementu konstrukcji są określane przez odporność na zużycie. Ukształtowanie korzystnych właściwości powierzchni może w istotnym stopniu zwiększyć trwałość rozważanego elementu. Można tego dokonać na dwa sposoby – wytwarzając warstwę wierzchnią o oczekiwanych właściwościach lub nakładając powłokę.

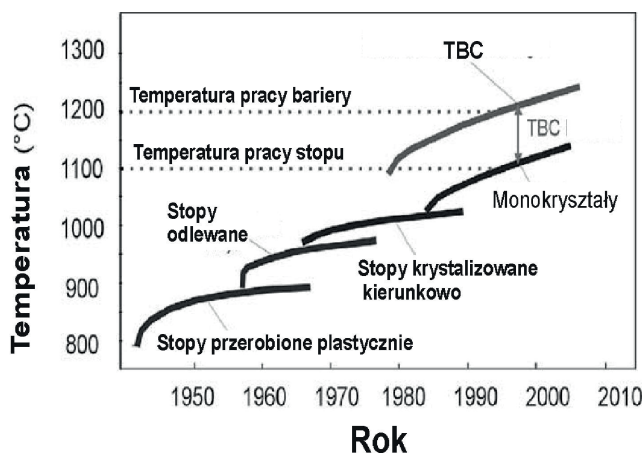
Podczas nakładania powłoki napawanej występuje nadtopienie powierzchni elementu pokrywanego powłoką. Powoduje to pogorszenie właściwości elementu, które były otrzymane przez wcześniejszą obróbkę cieplną. Następuje wymieszanie materiału podłoża i materiału powłoki oraz powstanie warstwy o składzie chemicznym odbiegającym od składu stopiwa. Właściwości użytkowe napoina uzyskuje na ogół dopiero w drugiej lub trzeciej warstwie. Innym skutkiem napawania jest wystąpienie naprężeń cieplnych, które mogą spowodować odkształcenie elementu. Należy również wziąć pod uwagę ryzyko wystąpienia pęknięć. Zaletą powłok napawanych jest dobra przyczepność do podłoża i praktyczny brak porów w powłoce.

Metoda natryskiwania cieplnego umożliwia wytworzenie powłok z szerokiej grupy materiałów. Podczas wytwarzania nie następuje na ogół istotne podgrzanie podłoża. Wadą powłok natryskiwanych jest niska przyczepność do podłoża. Technologia natryskiwania jest bardzo intensywnie rozwijana. Pomimo ograniczeń spowodowanych specyficzną mikrostrukturą powłoki i niską przyczepnością do podłoża, powłoki natryskiwane są nakładane na przykład na elementy silników lotniczych.

W rozdziale przedstawiono wybrane zastosowania powłok nakładanych cieplnie. Przedstawiono powłoki wykorzystywane w turbinach gazowych, powłoki stosowane lub rozważane do zastosowania w wentylatorach, przemyśle samochodowym i silnikach tłokowych oraz kotłach energetycznych. Przedmiotem rozdziału są nowoczesne powłoki różnych typów, w tym: bariery cieplne, powłoki cermetalowe, powłoki odporne na zużycie ścierne i erozyjne, erozyjno-korozyjne. Przedstawiono aktualny stan techniki oraz wyniki badań.

## 6.1. Powłoki stosowane w turbinach gazowych

Turbina gazowa stosowana do w samolotach stanowi złożony obiekt techniczny eksploatowany w ekstremalnie trudnych warunkach. Wymaga to zastosowania powłok na jej elementach. Zastosowanie powłok umożliwia rozdzielenie funkcji przenoszenia obciążeń od zabezpieczenia przed wpływem środowiska. Pierwsza z funkcji jest realizowana przez element chroniony powłoką. Rys. 6.1 przedstawia wzrost temperatury pracy najbardziej obciążonych cieplnie elementów turbiny gazowej uzyskany przez wprowadzanie nowych stopów, technologii wytwarzania elementów oraz przez zastosowanie powłok typu barier cieplnych [1].

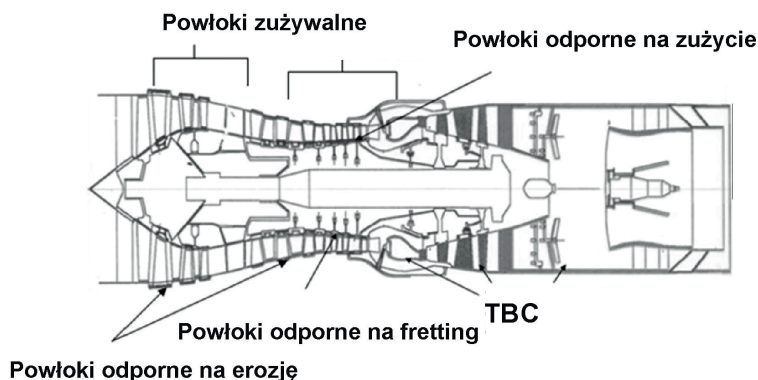


Rys. 6.1. Wzrost temperatury pracy elementów turbiny gazowej [1].

Ze względu na wymaganą odporność na pełzanie stosowane są stopy na osnowie niklu na elementy turbin. W latach 60-tych wprowadzono odlewanie próżniowe elementów, a w połowie lat 70-tych - kierunkową krystalizację [2]. Aktualnie, temperatura gazów w stacjonarnej turbinie gazowej dochodzi do 1426 °C, uzyskiwana sprawność jest w zakresie 55÷58% [3]. W stacjonarnych turbinach gazowych adaptuje się technologie stosowane w samolotowych turbinach gazowych. Wytwarzanie monokrystalicznych lub krystalizowanych kierunkowo elementów o znacznych rozmiarach jest trudne. Brak granic ziaren spowodował modyfikację składu chemicznego i usunięcie pierwiastków stopowych stosowanych do umocnienia granic (na przykład B i Zr). W celu umocnienia stopów wprowadzono natomiast Re, In oraz Ru. Obniżenie negatywnego wpływu siarki zawartej w spalinach uzyskuje się wprowadzając dodatki stopowe Y i Hf.

Narażenia powłoki obejmują zużycie ścierne, erozyjne, fretting, utlenianie, zmęczenie cieplne oraz korozję. Dotychczas nie została opracowana technologia wykonywania powłok odpornych na wszystkie podane narażenia. Dlatego,

w turbinie gazowej stosuje się różne powłoki w poszczególnych strefach turbiny. Rys. 6.2 przedstawia zastosowanie powłok [4]. Powłoki odporne na erozję wytwarza się na wykonanych ze stopu na osnowie tytanu łopatkach wirnika i łopatkach kierujących kompresora. Powłoki zabezpieczające przed frettingiem są stosowane na zamkach łopatek. Powłoki zużywalne wytwarza się w systemach uszczelnień labiryntowych, na wierzchołkach łopatek oraz na wewnętrznej powierzchni obudowy silnika. Powłoki typu barier cieplnych są stosowane na powierzchniach łopatek turbiny gazowej, komory spalania i dyszy wylotowej silnika.



Rys. 6.2. Powłoki stosowane w turbinie gazowej [4].

W celu regeneracji elementów turbiny stosuje się proces natryskiwania plazmowego (APS), oraz HVOF. Stosuje się w tym celu na przykład powłoki Amdry 625 ( $\text{Ni}_{21,5}\text{Cr}_9\text{Mo}_{3,6}(\text{Cb} + \text{Ta})_{2,5}\text{Fe}$ ) [4]. Minimalna grubość powłok natryskiwanych cieplnie w jednym przejściu przekracza  $10\text{ }\mu\text{m}$  i dlatego powłoki cieńsze nakłada się innymi metodami.

Łopatkki kompresora lotniczego silnika turbinowego są narażone na erozję przez pyły unoszone w powietrzu (na przykład pył wulkaniczny, drobiny piasku, cząstki soli) oraz krople deszczu, lód. Stosuje się powłokę wielowarstwową  $\text{TiN}/\text{Ni}$  o grubości około  $25\text{ }\mu\text{m}$ . Temperatura pracy powłoki jest w zakresie  $-60\text{ }^{\circ}\text{C} \div 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Mikrotwardość warstwy  $\text{TiN}$  wynosi około  $3000\text{ HV}$ . Warstwy  $\text{Ti}$  zapewniają wystarczającą plastyczność powłoki niezbędną w procesie erozji [5].

Zjawisko frettingu występuje wskutek drgań łopatek i ich cyklicznego przemieszczania się względem uchwytów. Produkt zużycia charakteryzuje się małym ziarnem, a właściwości produktu zależą silnie od środowiska pracy łopatki (obecność tlenu, wilgoci). Typowa powłoka zabezpieczająca przed frettingiem jest wykonywana metodą natryskiwania plazmowego płomieniowego lub łukowego stopem  $\text{Cu}_{38}\text{Ni}$  lub  $\text{Cu}_{36}\text{Ni}_{51}\text{In}$  [6].

Przyczyną ocierania łopatek turbiny o obudowę są błędy montażu, naprężenia cieplne lub odkształcenia elementów turbiny spowodowane jej pracą. Dobór powłok zużywalnych zależy od temperatury pracy. W zakresie do 325 °C stosuje się powłokę Al-Si zawierającą cząstki polimeru, w zakresie temperatury do 480 °C powłoki Al-Si-BN. W zakresie temperatury powyżej 760 °C stosuje się YSZ z zawartością polimeru [7,8]. W przypadku samolotowej turbiny gazowej stosowana powłoka zużywalna uszczelniająca zawiera typowo fazę metaliczną oraz cząstki materiału o właściwościach smarnych. Powłoka powinna ulegać zużyciu ściernemu przez łopatki ale, z drugiej strony, powinna wykazywać wysoką odporność na erozję przez gorące gazy. W tym celu stosuje się powłoki natryskiwane metodą płomieniowo-proszkową Metco 307 (75% Ni + 25% grafitu (G)), Metco 310 (57% Al + 8% Si + 35% G) oraz natryskiwane metodą APS Metco 313 (40% Al + 5,5% Si + 45,5% G + 9% organicznego środka wiążącego) i Metco 601 (40% poliestru + 60% stopu AlSi). Ścieralność wykonanej powłoki zależy silnie od jej składu [9]. Innym typem powłoki jest Durabrade 2192 zawierająca  $ZrO_2$  stabilizowane  $Dy_2O_3$  z domieszką poliestru. Powłoka jest natryskiwana metodą APS na warstwę podkładową wykonaną proszkiem Amdry 962 (Ni-22Cr-10Al-1Y). Wierzchołek łopatki turbiny gazowej jest zwykle zabezpieczony przed ścieraniem warstwą SiC lub kubicznego BN [10]. Inne stosowane powłoki uszczelniające, które wykonywane są również w lotnictwie to: stop aluminium z zawartością polimeru, kompozyt CoNiCrAlY/BN/ polimer [11]. Parametrem opisującym ścieralność powłok zużywalnych może być praca potrzebna do usunięcia jednostki objętości powłoki w próbie ścierania. Parametr koreluje z takimi właściwościami powłoki, jak wytrzymałość na rozciąganie, twardość oraz moduł sprężystości [12]. Zastosowanie powłok zużywalnych uszczelniających zwiększa sprawność turbiny o około 1%.

Powłoki odporne na zużycie wykonuje się metodami APS, detonacyjną oraz HVOF. Przykładowe powłoki to Diamalloy 2005NS (WC-17Co), powłoki kompozytowe z osnową ceramiczną  $Al_2O_3$  i cząstkami zbrojącymi  $TiO_2$ . Rozwijanym rozwiązaniem są powłoki nanostrukturalne wykazujące jednocześnie wysoką twardość, odporność na pękanie oraz odporność na zużycie [13]. Funkcję zabezpieczenia przed korozją spełniają powłoki typu barier cieplnych lub natryskiwane powłoki MCrAlX gdzie M (Ni lub Co) a X (Y, Si, Ta, Hf), ewentualnie warstwy wytworzone metodą obróbki cieplno-chemicznej [2,14].

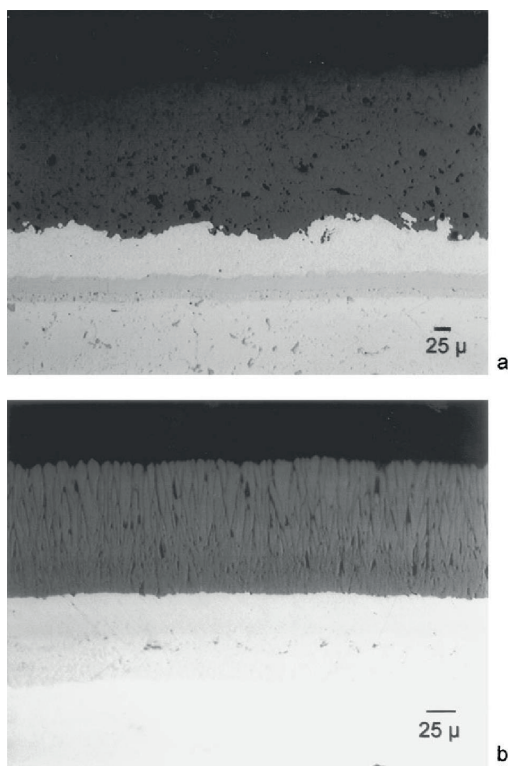
Powłoki typu barier cieplnych (TBC) zostały opracowane w przemyśle lotniczym w celu zabezpieczenia powierzchni pozostających w kontakcie z gorącymi gazami. W aktualnie stosowanych turbinach gazowych temperatura gazów przekracza o 250 K temperaturę topnienia łopatek wykonanych z nadstopów na osnowie niklu. W celu obniżenia temperatury łopatek stosowano podawanie sprężonego powietrza przez układ otworów na powierzchni łopatki. Lepszym sposobem, ze względu na sprawność turbiny, jest stosowanie TBC. Aktualnie stosowane TBC są z reguły dwuwarstwowe, warstwę podkładową (wiązącą) wytwarza się z proszku



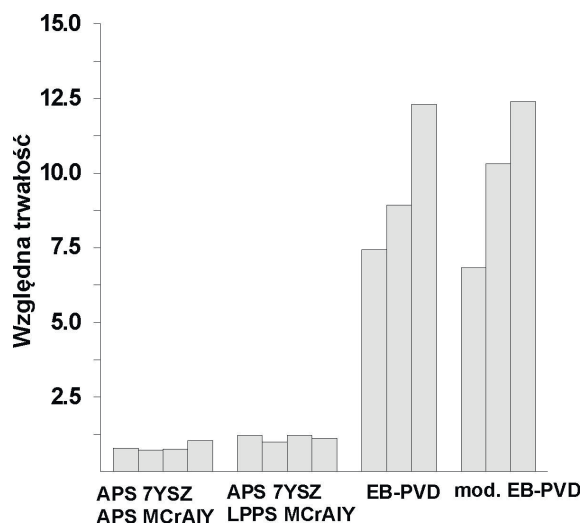
metalicznego, natomiast warstwę drugą, zewnętrzną, z materiału ceramicznego. Typowa bariera cieplna w samolotowej turbinie gazowej składa się z warstwy podkładowej o grubości około 0,13 mm i powłoki ceramicznej z częściowo stabilizowanego tlenku cyrkonu o grubości 0,25 mm [15, 16]. Warstwa podkładowa jest natryskiwana stopem MCrAlY (M=Ni lub Co) metodą plazmową lub nakładana metodą EBPVD, względnie jest warstwą dyfuzyjną typu (Ni,Pt)Al. Warstwa ceramiczna składa się z  $ZrO_2$  częściowo stabilizowanego domieszką 7-8% mas.  $Y_2O_3$ .

Podczas pracy TBC tworzy się na powierzchni podkładu warstwa tlenków, która z jednej strony zwiększa szczelność TBC, ale jednocześnie może być przyczyną jej delaminacji. W powłoce TBC wykonanej metodą EB-PVD delaminacja powłoki zachodzi wskutek rozwoju pęknięć na granicy warstwy tlenków i warstwy podkładowej. W TBC natryskiwanej metodą plazmową uszkodzenie występuje w warstwie ceramicznej tuż powyżej warstwy tlenków uformowanych na warstwie podkładowej [17]. Przyczyną uszkodzenia TBC w pierwszych kilku cyklach pracy turbiny mogą być naprężenia własne w powłoce spowodowane błędami podczas natryskiwania. Uszkodzenia TBC w turbinach gazowych są wynikiem działania naprężeń spowodowanych różnicą współczynników rozszerzalności cieplnej podłoża i materiałów bariery, korozją warstwy podkładowej, pęczaniem TBC, przemianami fazowymi w TBC, spiekaniem warstwy ceramicznej, erozją powodowaną przez cząstki stałe. Rys. 6.3 przedstawia mikrostrukturę powłok natryskiwanych. Powłoka nakładana metodą EB-PVD ma budowę kolumnową, kolumny są ustawione prostopadle do podłoża. Specyficzna budowa powłoki stwarza drogi wnikania składników środowiska (gazowych oraz stopionych osadów) do powłoki, ale jednocześnie sprawia, że powłoka wykazuje pseudosprężystość i bardzo dobrą odporność na zmęczenie cieplne. Rys. 6.4 przedstawia wyniki testu zmęczenia cieplnego powłok odniesione do klasycznej powłoki TBC natryskiwanej plazmowo. Wadą powłok nakładanych metodą EB-PVD jest duża wartość współczynnika przewodzenia ciepła.





**Rys. 6.3.** Mikrostruktura powłok typu barier cieplnych natryskiwanych metodą APS (a) oraz metodą EB-PVD (b) [18].

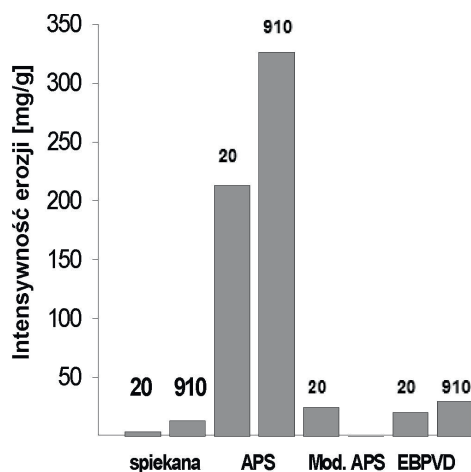


**Rys. 6.4.** Odporność na zmęczenie cieplne powłok typu TBC [1].

Wadami powłok z częściowo stabilizowanego  $\text{ZrO}_2$  jest zjawisko spiekania występujące przy pracy w wysokiej temperaturze oraz przemiany fazowe zachodzące wskutek reakcji chemicznych składników środowiska z tlenkami stabilizującymi.  $\text{ZrO}_2$  ma wysoką wartość współczynnika transmisji promieniowania w zakresie podczerwieni co powoduje niską skuteczność bariery w przypadku radiacyjnego przepływu ciepła. Powłoki oparte na  $\text{ZrO}_2$  są ponadto kosztowne. Alternatywnymi w stosunku do YSZ powłokami ceramicznymi są, na przykład, natryskiwane cieplnie [19]:

- cyrkoniany o strukturze pyrochloru, wartość współczynnika rozszerzalności cieplnej  $9 \div 10 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$  porównywalna z YSZ, mała skłonność do spiekania, współczynnik przewodzenia ciepła niższy o 20% od wartości dla YSZ, dobra odporność na zmęczenie cieplne;
- granaty, szczególnie YAG, który nie ulega przemianom alotropowym stanowi dobrą barierę dla tlenu i wykazuje niską wartość współczynnika przewodzenia ciepła  $\sim 3 \text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  i współczynnika rozszerzalności cieplnej  $9,1 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ ;
- mullit ( $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ ). Współczynnik rozszerzalności cieplnej  $4 \div 5 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ , stanowi dobrą barierę dla dyfuzji tlenu, lepsze przewodnictwo ciepła w porównaniu do YSZ. W warunkach pracy silnika ZS powinien wykazać wyższą trwałość od YSZ;
- powłoki wielowarstwowe (gradowane).

Powłoki TBC muszą wykazywać wysoką odporność na erozję powodowaną przez pyły. Intensywność erozji natryskiwanej plazmowo powłoki  $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ , stosowanej jako TBC lub powłoka zabezpieczająca przed zużyciem, jest potęgową funkcją prędkości cząstki erodującej z wykładnikiem 2,5-3. Intensywność erozji jest również potęgową funkcją wielkości cząstki (wykładnik 1,3), dla powłoki metalicznej wykładnik wyniósł 0,63. Stwierdzono, że wzrost temperatury badania erozji powodował początkowo obniżenie intensywności erozji, a po przekroczeniu temperatury  $350^\circ\text{C}$ , wzrost intensywności erozji ze względu na obecność fazy szklistej, która wykazywała plastyczność w teście erozji, ale jednocześnie podlegała przemianom mikrostrukturalnym [20]. Intensywność erozji powłok wykonanych metodą EBPVD jest zwykle niższa w porównaniu do powłok natryskiwanych metodą APS. Przez dobór parametrów natryskiwania lub przez późniejsze przetapianie laserowe można jednak znacznie zwiększyć odporność na erozję powłok TBC natryskiwanych metodą APS [21, 22]. Intensywność erozji TBC jest zwiększana przez porowatość powłoki [23]. Nierówności powłoki są łatwo usuwane przez cząstki erodujące. Odporność na erozję natryskiwanej plazmowo powłoki YSZ wzrasta jeśli wystąpił podczas ekspozycji powłoki na wysokie temperatury proces spiekania [24]. Spiekanie powłoki powoduje zmianę kształtu porów z wydłużonego na zbliżony do sferycznego, co jest bardziej korzystne. Intensywność erozji może ulec obniżeniu jeśli w warunkach testu występują przemiany faz metastabilnych [25]. Dane literaturowe wskazują, że powłoki natryskiwane materiałami innymi niż  $\text{ZrO}_2\text{-7% mas. Y}_2\text{O}_3$  wykazują zwykle wyższą intensywność erozji [26].



Rys. 6.5. Intensywność erozji powłok YSZ.

Rysunek 6.5 przedstawia porównanie intensywności erozji powłok YSZ natryskiwanych różnymi metodami. W badaniach zastosowano ścierniwo  $\text{Al}_2\text{O}_3$  o wielkości ziaren  $100\ \mu\text{m}$ , kąt padania wynosił  $90^\circ$ , prędkość cząstek  $140\ \text{m/s}$ , temperatura testu  $20\ ^\circ\text{C}$  i  $910\ ^\circ\text{C}$ . Mechanizm erozji powłok EB-PVD zależy od warunków testu, istotnymi czynnikami jest prędkość cząstki i jej wielkość, które określają uszkodzenia powodowane przez cząstkę erodującą [27].

## 6.2 Problematyka zwiększania trwałości wentylatorów

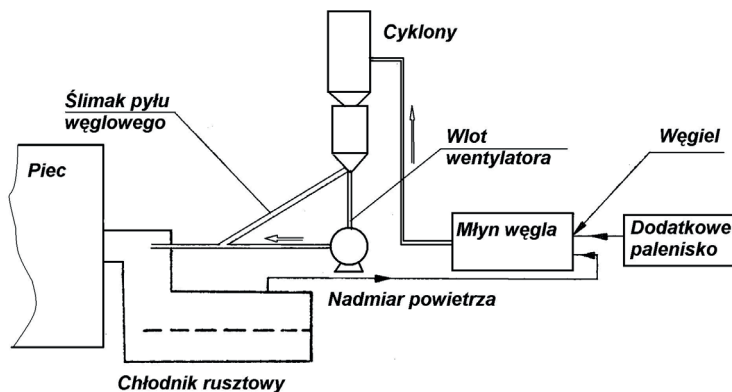
Problematyka zużywania wentylatorów jest wysoce złożona i rozpoznana w stopniu niewystarczającym. Warunki pracy wentylatorów są zawarte w szerokim zakresie. Tematyka zużywania wentylatorów przemysłowych była dotychczas przedmiotem nielicznych prac. Warunki pracy wentylatorów są złożone i występuje jednocześnie kilka rodzajów zużycia. Ramos [28] w badaniach przyczyn uszkodzeń łopaty wentylatora wyciągowego kotła energetycznego opalanego paliwem kopalnym stwierdził uszkodzenia wskutek erozji i korozji. Występuje także nalepianie się pyłu na łopatkach, co powoduje powstanie wibracji. Ubytki erozyjne oraz wżery korozyjne stanowiły zarodki pęknięć zmęczeniowych. Wentylator był eksploatowany w zakładzie energetycznym w rejonie nadmorskim, co spowodowało obecność jonów chloru.

W pracy [29] stwierdzono, że erozyjność pyłów zależy od zawartości  $\text{SiO}_2$ . Elastomery mogą być użyteczne do ochrony nieruchomych elementów wentylatora, jednak dla prędkości pyłów powyżej  $100\ \text{m/s}$  ulegają intensywnemu niszczeniu. Powłoki natryskiwane metodą płomieniową wykazały dużą intensywność zużycia.

Dobrym rozwiązaniem była powłoka chromowa położona metodą galwaniczną zwiększająca trwałość łopat wentylatorów instalacji kotłowych opalanych węglem. Problem erozji łopat wentylatora wyciągowego kotła fluidalnego można rozwiązać stosując powłoki zawierające węglík wolframu. Taśmy poliuretanowe oraz lotnicza farba poliuretanowa są stosowane z powodzeniem do zabezpieczenia łopat turbin wiatrowych przed erozją powodowaną przez cząstki pyłów oraz krople deszczu [30].

W badaniach przyczyn uszkodzenia łopat napawanych drutem proszkowym TeroMatec 4666 wentylatora wyciągu dymów w stalowni stwierdzono zużycie erozyjno-korozyjne. Przyczyną intensywnej korozji była duża zawartość pary wodnej [31].

Problematyka zużywania się łopat wentylatora wdmuchu węgla eksploatacyjnego w cementowniach jest wysoce złożona. Wentylator ten znajduje się w rurociągu łączącym cyklony węglowe z głowicą pieca. Jego zadaniem jest zapewnienie stałego dopływu powietrza i pyłu węglowego do palnika pieca, a usytuowanie pokazane jest na rys. 6.6. Rozważany wentylator wdmuchu węgla, dwustrumieniowy, o średnicy wirnika 1800 mm posiadał wydajność ok. 40000 m<sup>3</sup>/h przy spiętrzeniu 1370 mm słupa wody. Wirnik wentylatora wyposażony był w 8 łopatek ustawionych w stosunku do osi promieniowo. Wentylator napędzany był silnikiem elektrycznym o mocy 500 kW i prędkości obrotowej 1450 obr./min.

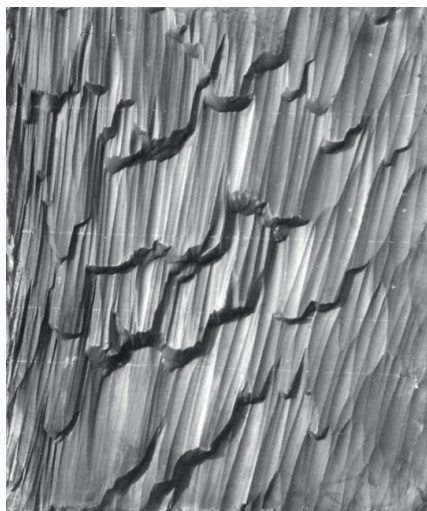


Rys. 6.6. Schemat usytuowania wentylatora wdmuchu węgla [32].

Intensywnemu zużyciu ulegają łopaty wirnika wentylatora narażone na oddziaływanie cząstek pyłu węglowego uderzających o powierzchnię z bardzo dużą prędkością. Zużyciu podlega cała powierzchnia łopaty (rys. 6.7), szczególnie zaś jej fragmenty powyżej miejsca zamocowania śrubami do korpusu wirnika. Stosunkowo najmniejsze zużycie obserwowano w jej części wlotowej (w pobliżu wału wirnika). Rozkład uszkodzeń na szerokości łopaty wskazywał na ich zwią-

zek z prędkością przepływu czynnika. Największe uszkodzenia występowały przy przegrodzie wirnika, zaś najmniejsze – w części zewnętrznej przyległej do obudowy wentylatora. Średnie zużycie po 100 h pracy wynosiło 0,28 mm ubytku grubości łopaty wentylatora. Stwierdzono, że minimalna trwałość wentylatora wdmuchu węgla wynosiła ok. 6 miesięcy, zaś ubytek grubości łopaty w tym czasie osiągał 67%. Trwałość przeciętna była na poziomie 12 miesięcy.

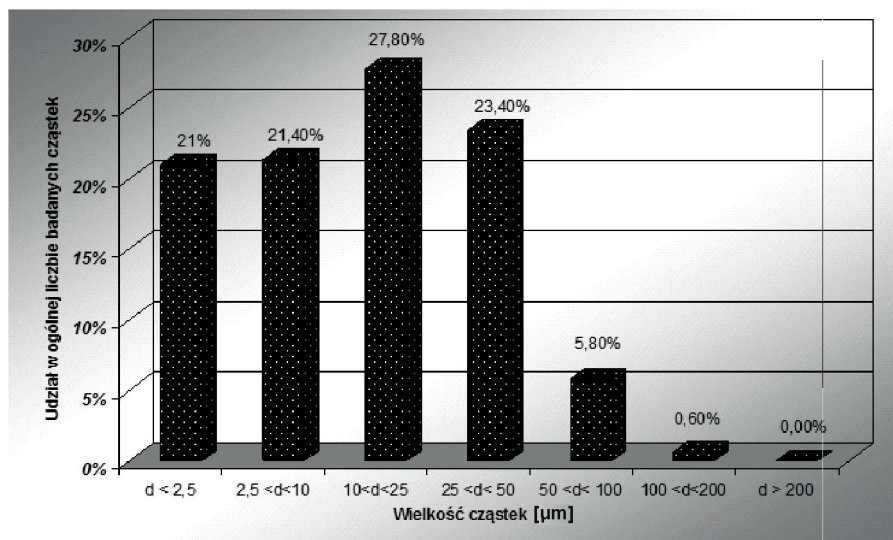
Ostateczny efekt zużycia powierzchni łopat wirnika wentylatora wdmuchu węgla (rys. 6.7) jest wynikiem jednocześnie występujących kilku zjawisk, których skutki nakładają się na siebie. Analiza procesu wskazuje, że występują jednocześnie: mikroskrawanie warstwy wierzchniej przez twarde cząstki pyłu uderzające w powierzchnię łopat; ścieranie przez strumień cząstek, wykonujących po odbiciu ruch posuwisty z prędkością styczną do powierzchni; erozja w obszarach lokalnych zawirowań w miejscach zakłócenia ciągłości przepływu strugi; powstawanie ognisk korozji wżerowej i naprężeniowej.



**Rys. 6.7.** Fragment zużytej łopaty wirnika.

Medium, które jest przetłaczane przez wentylator jest mieszaniną powietrza i pyłu węglowego, stanowiącą paliwo dla palnika usytuowanego w głowicy pieca. Temperatura powietrza wewnątrz wentylatora wynosi 80 °C. Koncentracja pyłu węglowego w powietrzu podawanym do palnika –  $0,24 \div 0,50$  kg/kg powietrza. Wyniki badań składu ziarnowego pyłu są przedstawione na rys. 6.8. Podczas obrotu wirnika ulega zmianie prędkość cząstek pyłu (jej wartość i kierunek). Można przypuszczać, że najbardziej narażone na zużycie są te fragmenty łopat, względem których przemieszczają się cząstki z dużymi prędkościami dochodzącymi do 70 m/s, a więc końcówki łopat.

Zmiana kierunku przemieszczania się cząstek po powierzchni łopat pociąga za sobą zmianę chwilowych kątów przystawienia i przyłożenia w procesach mikroskrawania. Analiza składu ziarnowego pyłu węglowego wskazuje na obecność w nim cząstek małych o wymiarach do 50  $\mu\text{m}$  (aż 93% ogólnej masy cząstek) i one decydują o procesie zużycia powierzchni łopat.



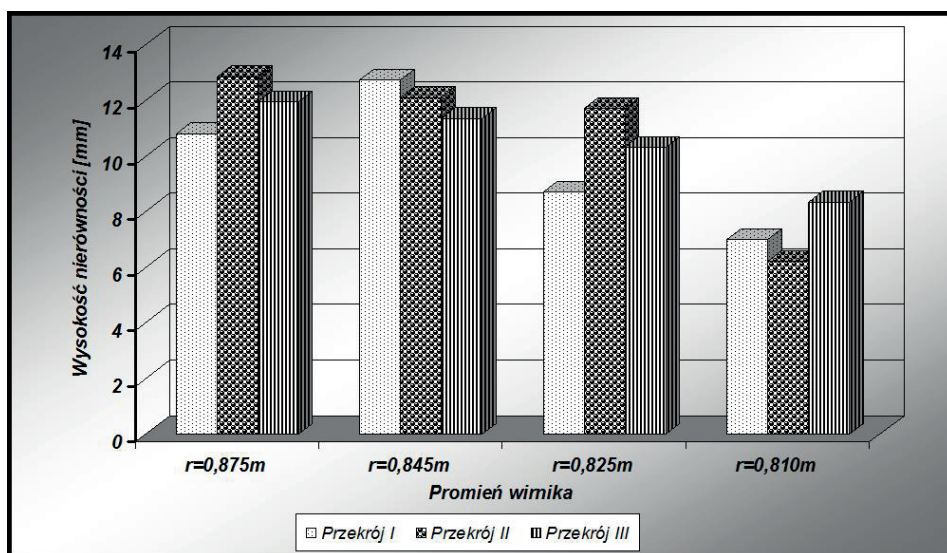
Rys. 6.8. Rozkład wielkości cząstek w pyłe węglowym [33].

Materiałem stosowanym na łopaty wirników była stal St3 (S235JR). W oparciu o analizę mechanizmów zużywania łopat można stwierdzić, że stal stosowana na łopaty powinna mieć strukturę drobnoziarnistą i zawierać węgliki o dużym stopniu dyspersji koherentnie połączone z osnową. Dobrze w tych warunkach powinny pracować stale stopowe o strukturze martenzytycznej.

Zjawisko synergizmu było omawiane w niewielu pracach, z których najbardziej istotna jest książka T. Burakowskiego [34]. Aktualnie, zasadnicza aktywność naukowa skoncentrowana jest na badaniach zużycia ściernego i korozji. W rozważanym przypadku zużycia wirników wentylatorów, o synergicznym wpływie naprężeń na intensywność erozji mogą świadczyć pomiary wysokości nierówności na powierzchni zużytej łopaty. Pomiary prowadzone były w czterech przekrojach położonych w różnych odległościach od krawędzi zewnętrznej łopaty (na różnych promieniach  $0,810 \div 0,875$  m). Wybrano trzy przekroje wzdłużne (I-III), położone w środkowej części próbki (najbardziej zerodowanej), odległe od siebie o ok. 15 mm. Wyniki pomiarów wysokości nierówności przedstawiono na wykresie (rys. 6.9). Im mniejsza jest wysokość nierówności, tym większe zużycie erozyjne. Promień  $r=0,810$  m odpowiada strefie położonej najbliżej osi obrotu wirnika.



Największy ubytek erozyjny występuje na najmniejszym promieniu pomiarowym, tzn. w przekroju o największych naprężeniach wywołanych siłą bezwładności. Wskazuje to na związek synergiczny zużycia erozyjnego i naprężeń dlatego, że ubytek erozyjny powinien być największy dla promienia  $r=0,875\text{m}$  odpowiadającego większej wartości prędkości względnej cząstek. Podobne tendencje wystąpiły także w innych przekrojach położonych wzdłuż promienia łopaty. Decydującym rodzajem uszkodzeń łopat wirnika jest erozja spowodowana oddziaływaniem cząstek stałych na ich powierzchnię [35]. Stopień nasilenia erozji uzależniony jest od prędkości względnej przepływu cząstek stałych czynnika w stosunku do powierzchni łopat.



Rys. 6.9. Zużycie erozyjne łopat wirnika [33].

Wpływ stanu naprężeń na odporność na zużycie ścierne był badany w pracy [36]. Użyta aparatura była komercyjnym scratch testerem wyposażonym w konstruowany stolik pozwalający zginać próbki czteropunktowo tak, aby otrzymać w warstwie materiału poddawanej rysowaniu naprężenia ściskające lub rozciągające. Badania wykonano dla stali niestopowych o zawartości węgla  $C=0,2\%$  i  $C=0,95\%$ . Rezultaty badań na stali podoitektoidalnej wskazują, że występuje istotna różnica w głębokości rysy pomiędzy próbkami poddanymi naprężeniom rozciągającym oraz innymi poddanymi naprężeniom ściskającym – różnica przekraczała 15%. Wyniki uzyskane dla obu stali prowadzą do wniosku, że jeśli badana powierzchnia była pod działaniem naprężeń ściskających to rysy wykonane przez wgłębnik diamentowy wskazywały większe odkształcenie plastyczne w porównaniu do rys utworzonych na powierzchniach rozciąganych. Natomiast rysy wyko-



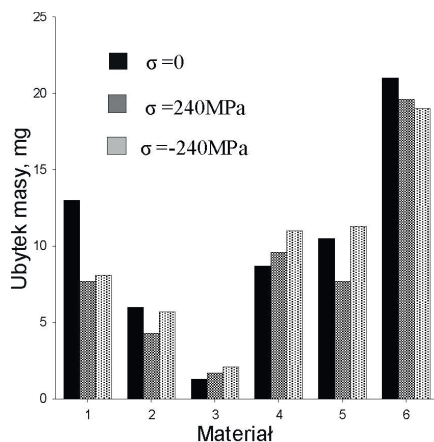
nane na powierzchniach rozciąganych były relatywnie głębsze. Stan naprężeń rozciągających faworyzował mikroskrawanie, co dawało rysę głębszą w porównaniu do próbek badanych w ściskaniu.

W celu zbadania wpływu stałych naprężeń na zużycie ściernie lub erozyjne wykonano własne stanowisko badawcze (rozdz. 3). Badana próbka może być zginana w zginaniu czteropunktowym. Do przyłożenia siły służy siłownik pneumatyczny, a wartość siły jest mierzona tensometrycznym czujnikiem siły [36]. W badaniach stosowano próbki w postaci cienkich płaskowników o wymiarach 200x30x4mm. W badaniach synergizmu stanu naprężeń i erozji ścierniwo było podawane z podajnika wibracyjnego i przyspieszane do prędkości 100 m/s w dyszy zasilanej sprężonym powietrzem. Natomiast w badaniach synergizmu zużycia ściernego i stałych naprężeń, przeciwpróbką była rolka o wymiarach  $\Phi 50 \times 15$  mm pokryta gumą, wykonująca 15 obr./min., siła docisku przeciwpróbki wynosiła 10 N w przypadku powłok natryskiwanych oraz 20 N w przypadku stali. Czas tarcia wynosił dla powłoki AMI3602 – 1,5 min., AMI3413 – 1 min., AMI1045 – 3 min., dla stali – 5 min. Ścierniwo podawano grawitacyjnie z zasobnika do strumienia sprężonego powietrza, w którym było transportowane do węzła tarcia. Ścierniwem wykorzystywanym w obu testach było mieliwo kwarcowe o wielkości ziaren poniżej 0,1 mm. W celu uniknięcia perforacji powłok podczas prób ścierania stosowano czasy tarcia uzależnione od grubości powłoki. W badaniach erozyjnych stosowano stałą masę ścierniwa równą 8 g, niezależnie od badanego materiału. Badaniom poddano normalizowane stale C45, N8E i N11E oraz powłoki natryskiwane proszkami AMI 3412 (Ni-21% Al), AMI 3602 (316L) i AMI 1045 (B=2,83, C=0,21, Cr=11,9, Fe=3,71, Si=3,06, Ni-reszta). Powłoki wykonano palnikiem gazowo-proszkowym Uni-Spray-Jet na opiaskowanych podkładkach ze stali St3 (S235JR).

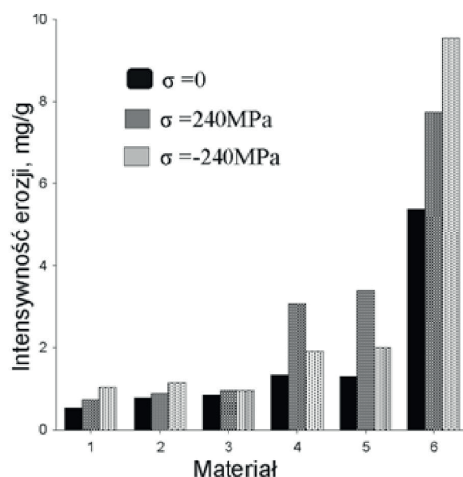
Właściwości mechaniczne powłok natryskiwanych są znacznie obniżone przez ich specyficzną mikrostrukturę. Zawartość porów jest cechą tych powłok, pory tworzą skomplikowany układ i obniżają właściwości powłoki znacznie bardziej efektywnie niż można przypuszczać w oparciu o model teoretyczny, zakładający taki sam udział objętościowy porów, ale mających sferyczny kształt. Sąsiednie ziarna powłoki natryskiwanej metodą plazmową stykają się jedynie powierzchnią równą 25% swojej zewnętrznej powierzchni. Inną charakterystyczną cechą powłok natryskiwanych jest występowanie naprężeń własnych. Rezultaty liczbowe badań nad synergizmem zużywania są podane na rys. 6.10 i 6.11. Badane powierzchnie znajdowały się pod działaniem naprężeń ściskających  $\sigma = -240$  MPa lub rozciągających  $\sigma = 240$  MPa, względnie dla celów porównawczych nie były obciążone czyli  $\sigma = 0$ .

Odształcenie powłoki było na tyle niskie, aby nie powodować delaminacji powłoki. Odporność na zużycie stali rośnie z zawartością w niej węgla, co można tłumaczyć rosnącym udziałem objętościowym twardszej fazy, którą jest perlit. W przypadku badanych materiałów wpływ naprężeń na zużycie ściernie był w zakresie błędu eksperymentalnego. Natomiast przyłożenie naprężenia do próbki

erodowanej zwiększa intensywność zużycia. Obserwacje na mikroskopie skaningowym powierzchni zużycia stali nie pozwalają na sformułowanie jednoznacznych wniosków. Można zauważyć, że na powierzchni powłok ścieranych lub erodowanych ulegają usunięciu nierówności. Przyłożenie zewnętrznego naprężenia do próbki pokrytej powłoką obniża jakość kontaktu sąsiadujących ziaren i dlatego ziarna ulegają łatwiej usuwaniu przez mechanizmy właściwe dla zużycia erozyjnego lub ściernego, to znaczy: mikroskrawanie, mikropęknięcie oraz mikrobruzdowanie, które prowadzi do ubytków materiału wskutek zmęczenia niskocyklowego.



Rys. 6.10. Rezultaty badań nad synergią naprężeń i zużyciem ściernym [37].



Rys. 6.11. Rezultaty badań nad synergią naprężeń i erozji [37].

Powierzchnie zużycia poddano także badaniom profilometrycznym. Przyłożenie naprężeń ściskających do ścieranych próbek stalowych obniżało wartość parametru chropowatości Ra. Przyłożenie naprężenia rozciągającego do ścieranej powłoki AMI 3602 spowodowało wzrost Ra, który można tłumaczyć wyrywaniem ziaren powłoki podczas ścierania. Przyłożone naprężenie ściskające ułatwiało plastyczne odkształcenie materiału podczas zużycia, ale mikroźłobienie jest tylko jednym z aktywnych mikromechanizmów zużywania. Ciekawym uzyskanym wynikiem jest średnia odległość pomiędzy nierównościami powierzchni, która była najwyższa dla powłoki AMI3602 i AMI 1045 badanych pod naprężeniami ściskającymi w próbach ścierania i erozyjnej – wartość ta różniła się nawet o 50% od wartości obserwowanych dla naprężeń rozciągających oraz próbek nieobciążonych. Wskazuje to na lokalizację uszkodzeń, co można wyjaśnić jakościowo zaciskaniem ziaren przez ziarna sąsiadujące, co utwierdza je w strukturze powłoki.

W celu scharakteryzowania powierzchni wykorzystano również metody fraktalne. Miarą stopnia rozwinięcia powierzchni jest wymiar fraktalny. W badaniach fraktalnych posłużono się komercyjnym pakietem Benoit 1.3 i wykorzystano metody R/S oraz „roughness length” do analizy plików tekstowych z danymi pozyskanymi na profilografie. Wymiary fraktalne ścieranych i erodowanych stali były zbliżone do siebie, podczas gdy wymiar fraktalny dla powłok po ścieraniu był znacznie wyższy od wymiaru po próbie erozji.

Pył klinkierowy powoduje intensywne zużycie eksploatowanych w cementowniach wentylatorów dmuchu, wyciągowych i nadmuchu chłodnika klinkieru. Klinkier portlandzki zawiera alit (bliski pod względem strukturalnym krzemianowi trójwapniowemu), belit (krzemian dwuwapniowy) oraz gliniany i ferryty [32]. Belit jest fazą twardszą (twardość w skali Mohsa wynosi 5, co odpowiada twardości w zakresie 200÷450 HV). Wielkość ziaren klinkieru wynosi <50 µm. Badania własne wykonano na własnym stanowisku typu odśrodkowego do badania erozji (rozdz. 3). Nie stwierdzono jednoznacznego wpływu twardości materiałów erodowanych na odporność na erozję. Wśród badanych materiałów były stale oraz żeliwa białe o twardościach w zakresie 445÷778 HV. Żeliwa białe wykazały maksymalną odporność na erozję, większą jedynie dwukrotnie od stali niestopowej [38]. Badania EDS powierzchni zużycia wykazały obecność drobnych fragmentów pokruszonych w trakcie uderzenia w powierzchnię ziaren ścierniwa. Zawartość Ca na powierzchni erodowanej wynosiła nawet 19%. Oznacza to, że w rzeczywistych warunkach może zachodzić zużycie erozyjno-korozyjne. Zwykle w badaniach eksperymentalnych pomija się fakt modyfikacji właściwości powierzchni przez składniki środowiska pracy.

W pracy [39] przedstawiono wyniki badań odporności na zużycie ścierne i erozyjne 32 stopów na osnowie żelaza, w tym stali, żeliw, żeliw białych. Zawartość węgla w badanych stopach była do 6,6%, zawartość Cr do 34,9%, V do 6%, Mo do 2,8%. Badania wykonano przy użyciu cementu portlandzkiego. Dla kąta padania

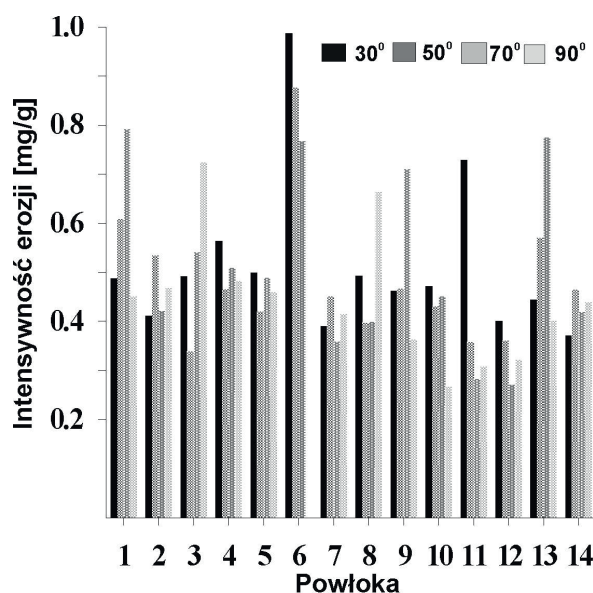
ziaren ścierniwa 30° stwierdzano na ogół większą intensywność erozji. Optymalny udział objętościowy węglików, zapewniający wysoką odporność na zużycie ściernie, wynosi około 35%. Stwierdzono, że korzystna wielkość węglików wynosi około 10  $\mu\text{m}$ , a wielkość wydzieleni osnowy 20  $\mu\text{m}$ . Odporność na erozję maleje ze wzrostem wielkości wydzieleni osnowy. Optymalna wielkość węglików wynosi 10  $\mu\text{m}$ . Wpływ udziału objętościowego węglików na odporność na erozję stwierdzono tylko dla kąta padania 60°. Wiodącym procesem zużywania, zarówno ściernego jak i erozyjnego, było zużywanie osnowy prowadzące do odsłonięcia węglików. Węglik pozbawiony osłony były usuwane w warunkach testu. Najwyższą odporność na ścieranie wykazały nadeutektyczne żeliwa chromowe. Żeliwa chromowo-molibdenowe wykazały wysoką odporność na erozję. Twardość materiałów może być stosowana jako wstępne kryterium doboru materiałów. Zawartość chromu ma większy wpływ na odporność na zużycie od zawartości węgla. Najwyższą, w porównaniu do materiału porównawczego, którym była stal St3(S235JR), odporność na erozję wykazały żeliwa białe zawierające C=2,9, Cr=27%, Mo=0,75 i twardości 488 HV oraz C=3,2%, Cr=14%, Mo=2,8% i twardości 442 HV. Względne odporności na erozję tych stopów dla kątów padania 30° oraz 90° wyniosły 12,3 i 5,6 oraz 14,9 i 2,86, odpowiednio. Względne odporności na zużycie ściernie wyniosły 21,2 i 42,2, odpowiednio. Stosowany w badaniach cement portlandzki jest produktem przemiału klinkieru, natomiast pył klinkierowy stosowany w pracy [38] został pobrany z elektrofiltru. Różnica w składzie ziarnowym pyłów oraz w konstrukcji testera spowodowały częściową rozbieżność otrzymanych w pracach [38] i [39] wyników.

W publikowanych pracach dotyczących doboru materiałów na elementy pracujące w warunkach zużycia ściernego lub erozyjnego badania eksperymentalne są na ogół wykonywane z wykorzystaniem twardych modelowych ścierniwi (na przykład korundu) lub piasku kwarcowego, który jest składnikiem wielu pyłów przemysłowych. Stanowi to oczywiście znaczne uproszczenie i wyniki badań eksploatacyjnych mogą różnić się znacznie od oczekiwań. W pracy [40] przedstawiono wyniki badań odporności na zużycie erozyjne 14 powłok napawanych. Badano powłoki:

- nakładane metodą gazową stopami na osnowie niklu: (1) Colmonoy 237, (2) Buildup 22, (3) Deloro Alloy 60, (4) Deloro Alloy 50, (5) Deloro Alloy 40, (6) Deloro Alloy 56, (9) Deloro Alloy 35, (10) Colmonoy 43;
- metodą TIG stopami na osnowie kobaltu: (7) Stellite Grade 6 i (8) El-Co1;
- napawane metodą plazmową stopami (11) PMCo45, (12) PMNi30, (13) PMFeCr60/P, (14) PMNiCr55P.

W badaniach wykorzystano mieliwo kwarcowe o wielkości ziaren <0,1mm i korund o wielkości ziarna 120. Prędkość ziaren ścierniwa wynosiła 75 m/s, badania wykonano dla kątów padania w zakresie 30°÷90°. Wyniki badań erozyjnych są przedstawione na rys. 6.12 i 6.13. Rys. 6.14 i 6.15 przedstawiają wpływ twardości

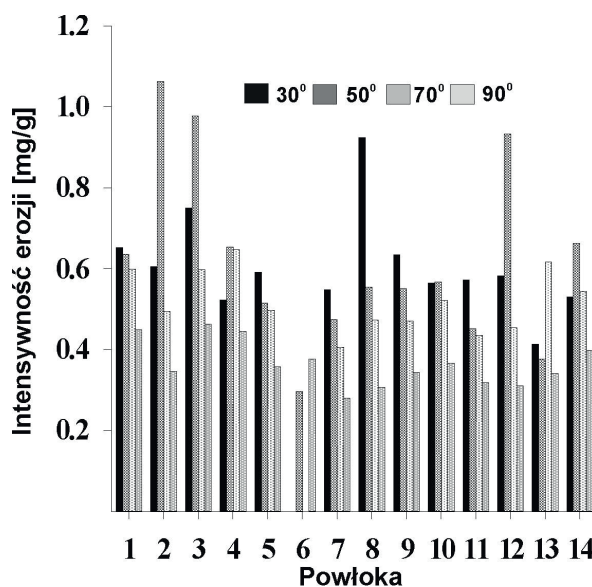
powłok na intensywność erozji. Intensywność erozji wyznaczona w testach z wykorzystaniem korundu jest niewiele większa od określonej dla mieliwa kwarcowego. Częstki obu typów ścierniw posiadają ostre krawędzie. Mieliwo kwarcowe, ze względu na zawartość ziaren o małych rozmiarach, efektywnie usuwa osnowę otaczającą wydzielenia twardych cząstek. W przypadku ścierniwa korundowego, większe rozproszenie występuje dla kąta padania cząstek  $30^\circ$  niż dla  $90^\circ$ . Przebieg charakterystyk kątowych intensywności erozji zależy zarówno od materiału powłoki, jak i ścierniwa użytego w teście. Najkorzystniejsze właściwości dla korundu wykazały powłoki 7 (twardość 391 HV) oraz 12 (223 HV), dla mieliwa kwarcowego powłoka 7 (391,5 HV), 9 (329 HV), 10 (348 HV), 11 (618 HV). Intensywności erozji stali C45 były zbliżone do wartości dla najlepszych powłok.



Rys. 6.12. Wpływ kąta padania ziaren ścierniwa na intensywność erozji, korund [40].

Ze względu na obecność fragmentów cząstek klinkieru wbitych w powierzchnie erodowanych elementów istnieje zagrożenie korozją. Odporność korozyjna powłok napawanych była przedmiotem nielicznych prac. W pracy [41] przedstawiono wyniki badań korozji elektrochemicznej 22 napoin wytwarzanych metodą MMA, gazową oraz TIG, z których 16 było stopami na osnowie żelaza, 2 stopami na osnowie kobaltu, 4 stopami na osnowie niklu. Badania korozyjne wykonano w 3% roztworze NaCl. Stopy Ni oraz Co wykazały lepsze właściwości w porównaniu do stopów żelaza. Stopy zawierające Cr, ale jednocześnie z dużą zawartością C, wykazywały niską odporność na korozję. Odporność korozyjna powłok wykonanych metodą MMA była obniżana przez obecność porów i wtrąceń niemetalicznych.

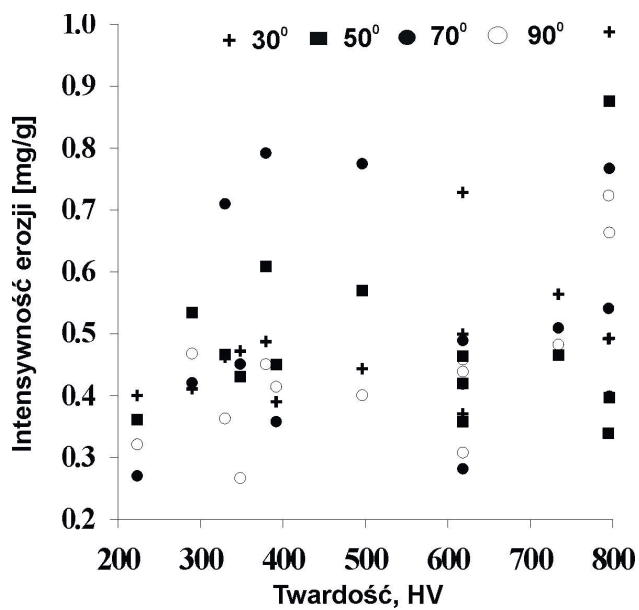
nych. W badaniach SEM wykazano, że tworzenie się węglików chromu w napoinie powodowało obniżenie zawartości Cr w otaczającej osnowie i powstanie ogniw galwanicznego.



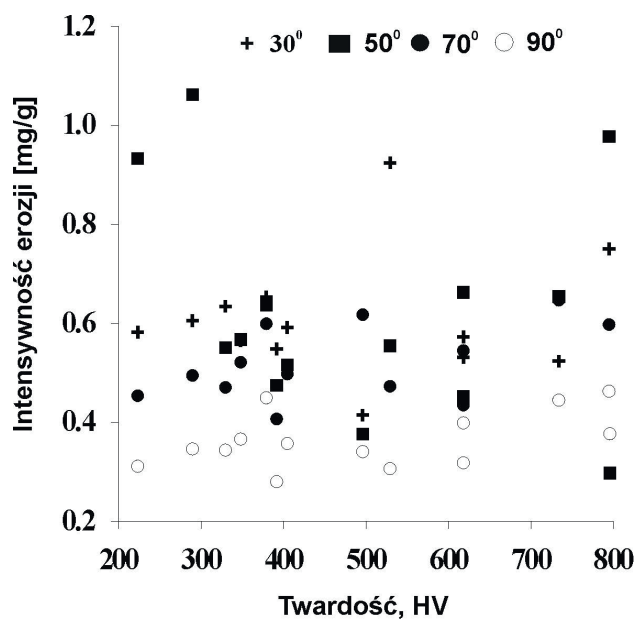
Rys. 6.13. Wpływ kąta padania ziaren ścierniwa na intensywność erozji, kwarc [39].

Badaniom poddano również powłoki należące do nowej, intensywnie badanej klasy materiałów – szkieł metalicznych [41]. Powłoki wykonano metodą natryskiwania plazmowego w tunelu gazowym proszkami Ni60-Nb20-Zr20 oraz Zr55-Cu30-Al10-Ni5. Materiał proszkowy ulega podczas nakładania powłoki przemianom strukturalnym. Dyfraktogram powłoki Zr55-Cu30-Al10-Ni5 zawiera szeroki wierzchołek odpowiadający fazie szklistej oraz wierzchołki  $ZrO_2$  i  $Zr_2Ni$ . Zawartość  $Zr_2Ni$  zależy od wartości prądu łuku. Mikrotwardość wykonanych powłok zależała od wartości prądu. Odporność na korozję była zależna od porowatości powłok i obecności pęknięć oraz składu fazowego powłoki. Odporność na korozję powłoki Ni60Nb20Zr20 była wyższa od odporności wszystkich warstw napawanych badanych w pracy [40].

Efektywną metodą zwiększania trwałości elementów przemysłowych są zmiany parametrów ich eksploatacji [34]. Metodą zmian projektowych wirnika wentylatora można obniżyć prędkość medium na wylocie wentylatora z 73 m/s do 28 m/s i uzyskać wzrost sprawności z 0,432 do 0,7. Problemem, który się pojawił było nalepianie się pyłów na łopatki wirnika i powstanie drgań wentylatora.



Rys. 6.14. Wpływ twardości na intensywność erozji powłok, korund [40].



Rys. 6.15. Wpływ twardości na intensywność erozji powłok, kwarc [40].



### 6.3. Powłoki natryskiwane cieplnie stosowane w silnikach

Technologie inżynierii powierzchni stosowane są na dużą skalę do wytwarzania elementów samochodów. Metoda PVD służy do wytwarzania powłok na pierścieniach tłokowych, elementach pomp oraz do wytwarzania powłok dekoracyjnych. Technologia PECVD (plasma enhanced CVD) jest wykorzystywana do wytwarzania powłok na elementach układu wtryskowego, kołach zębatych. Obróbka cieplno-chemiczna jest wykonywana na pierścieniach tłoków, tarczach hamulców, przegubach, elementach pomp i sprzęgieł. Nowym rodzajem obróbki jest borowanie plazmowe kół zębatych. Na powierzchniach pierścieni tłokowych wytwarza się powłokę chromową metodą galwaniczną lub metodą PVD z późniejszym azotowaniem [41]. W dużych silnikach żeliwne tuleje są chromowane galwanicznie [11].

Technologia natryskiwania cieplnego jest również stosowana w szerokim zakresie w przemyśle samochodowym. Elementy układu wydechowego samochodów z silnikami o zapłonie iskrowym oraz samoczynnym są natryskiwane metodą łukową drutem aluminiowym w celu zabezpieczenia przed korozją. Tłoki silników ZS są natryskiwane plazmowo warstwą molibdenu w celu zabezpieczenia przed erozją przez wtryskiwane cząstki paliwa. Powierzchnia boczna tłoka ze stopu aluminium współpracującego z tuleją żeliwną jest pokrywana warstwą niklu [11]. Natryskiwanie plazmowe stopami Mo-Ni-Cr stosuje się do regeneracji wałów korbowych.

Pierścienie tłokowe są pokrywane warstwą molibdenu natryskiwanego metodą płomieniową drutem (głównie w Europie), która powoduje powstanie w powłoce tlenków posiadających właściwości smarne. W USA stosuje się metody APS, HVOF oraz płomieniową. Stosuje się również dodatki krzemu, niklu i chromu w celu umocnienia powłoki. Porowata struktura powstała po natryskiwaniu dobrze utrzymuje warstwę smaru. Dodatek  $\text{MoS}_2$  ze względu na właściwości smarne może być stosowany, ale tylko w temperaturach poniżej  $420^\circ\text{C}$  z uwagi na zachodzący rozkład [11]. Produktem reakcji zachodzących w komorze spalania może być kwas siarkowy, który uszkadza powierzchnię tulei.

Regenerację sprzęgieł wykonuje się metodą natryskiwania plazmowego lub płomieniowego brązem. Powłoki natryskiwane materiałami metalicznymi oraz cermetalowymi są wytwarzane na pierścieniach tłoków, tarczach hamulców, elementach skrzyni biegów, korbowodach [41, 42].

Zaletą zastosowania na tarcze hamulców kompozytów o osnowie stopu Al-Si zawierającego 20% obj. SiC jest obniżenie masy i momentu bezwładności tarczy. Poprzez dobór osnowy można uzyskać spełnienie warunku odprowadzania ciepła ze strefy tarcia oraz utrzymywania wysokiej wartości współczynnika tarcia. W procesie produkcji karoserii samochodów stosuje się zrobotyzowane natryskiwanie łukowe brązem aluminiowym połączeń zgrzewanych [11].

### 6.3.1. Powłoki natryskiwane cieplnie stosowane na tulejach cylindrów

Długotrwałą światową tendencją jest obniżanie masy samochodu w celu zwiększenia ekonomiczności jego użytkowania. W celu obniżenia masy silnika i polepszenia w nim wymiany ciepła należy uzyskać niewielką grubość tulei cylindrów, trwałość tulei wykonanych z siluminów nie jest jednak wystarczająca. Jedną ze stosowanych metod zwiększenia trwałości jest wykorzystanie tulei z żeliwa. Jednak zwiększa to masę silnika oraz jego koszt. Pierwszą powłoką stosowaną na gładzie tulei kadłubów odlewanych z siluminów była powłoka niklowa Nikasil zawierająca cząstki SiC, nakładana metodą galwaniczną. Jednak wkrótce okazało się, że trwałość powłoki w przypadku stosowania paliw zawierających siarkę jest zbyt niska. Tworzące się na granicach ziaren kruche siarczki niklu powodowały łuszczenie powłoki.

Do wytwarzania powłok na tulejach cylindrów można rozważać procesy natryskiwania naddźwiękowego, plazmowego oraz łukowego. Ze względu na dużą odległość natryskiwania, charakterystyczną dla procesu HVOF, należy metodę tą wykluczyć z natryskiwania otworów o małych średnicach. Mała odległość natryskiwania spowoduje bowiem nadmierne nagrzewanie podłoża. Natomiast w dużych silnikach wprowadza się powłoki natryskiwane metodą HVOF WC/Co i WC/Co/Cr [11]. Metoda natryskiwania łukowego daje zbyt małą możliwość kontroli procesu oraz ograniczenia materiałów, którymi można natryskiwać [44].

Trwają intensywne prace nad opracowaniem powłok na osnowie żelaza do natryskiwania powierzchni tulei. Grubość powłoki natryskiwanej wynosi typowo około 200  $\mu\text{m}$ . Powłoka jest w istocie kompozytem zawierającym tlenki powstałe w trakcie natryskiwania. W pracy [45] przedstawiono wyniki badań takich powłok natryskiwanych metodą HVOF oraz metodą plazmową materiałami na osnowie żelaza, niektóre materiały zawierały do 3,7% mas. Al. Zawartość tlenu w powłoce wynosiła do 12% mas. Mikrostruktura powłok zawierała  $\alpha\text{-Fe}$ , FeO,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$ . Powłoki zawierały cienką warstwę tlenków pomiędzy lamellami, które ułatwiały uszkodzanie powłoki. Autorzy sugerują zmianę technologii i utlenianie po natryskiwaniu w celu ograniczenia procesu utleniania granic ziaren. Mikro-twardość powłok ze stali niskostopowej natryskiwanej plazmowo na powierzchnię tulei wynosi 400 HV, a mikrostruktura zawiera tlenki żelaza FeO oraz  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  [42].

W pracy [46] podano przykład zastosowania powłoki dwuwarstwowej zawierającej warstwę wiążącą Ni-5% Al oraz warstwę odporną na zużycie na osnowie żelaza. Natryskiwanie wykonuje się na powierzchnię przygotowaną przez zanurzenie w roztworze KF. Obróbka usuwa tlenki z powierzchni. Zewnętrzna warstwa powłoki jest natryskiwana drutem stalowym 0,1% C. Bezpośrednio po natryskiwaniu powierzchnia powłoki jest badana za pomocą kamery termowizyjnej w poszukiwaniu miejsc o podwyższonej temperaturze wskazujących na brak przyczepności powłoki. Podczas natryskiwania kontroluje się dostęp tlenu tak, aby w zewnętrznej (usuwanej po natryskiwaniu) warstwie powłoki zawartość wistytu wynosiła 10%

oraz 30% w warstwie pozostałej. Wistyt działa jako smar stały. Ze względu na obniżenie współczynnika tarcia w cylindrze wydatek paliwa można obniżyć nawet o 4% [46].

Powłoki SUMEBore są nakładane metodą natryskiwania plazmowego APS na tulejach silników [47]. Skład chemiczny powłok zapewnia odporność na zużycie ściernie, zacieranie oraz na korozję spowodowaną stosowaniem tanich paliw. Powłoki są wytwarzane na powierzchniach tulei silników samochodów ciężarowych, lokomotyw, statków. Większość badanych silników wykazała obniżenie zużycia oleju o ponad 50%, obniżenie zużycia paliwa oraz niskie zużycie tulei. Powłoki mogą być wykorzystywane w produkcji silników oraz do regeneracji zużytych elementów. W systemie RotaPlasma wykonuje się natryskiwanie gładzi tulei obracającym się palnikiem. Natomiast w przypadku dużych silników wykonuje się natryskiwanie obracając silnik. Przygotowanie powierzchni do natryskiwania obejmuje wstępną obróbkę skrawaniem, uzyskuje się  $Ra < 4 \mu m$ . Następnie powierzchnia jest myta. Aktywowanie wykonuje się przez obróbkę mechaniczną, erozyjną ziarnami korundu lub strugą wody (bez dodatku ścierniwa). Ostatnia z metod może wytwarzać pęknięcia w podłożu. Do natryskiwania wykorzystuje się standardowo materiały Metco F2056, Metco F2071, Metco F2220. Materiały zawierają cząstki ceramiczne  $Al_2O_3/ZrO_2$  oraz proszek na osnowie żelaza zawierający chrom, w dwóch ostatnich materiałach również molibden. Niekiedy dodaje się do proszku smary stałe takie jak  $MoS_2$ ,  $WS_2$ ,  $ZnO$ . Zawartość cząstek ceramicznych zwykle przekracza 30%. Powierzchnia powłoki po honowaniu zawiera pory otwarte, które służą jako zasobniki smaru. W firmie Volkswagen nakłada się powłoki na 500 tys. tulei rocznie. Powłoki SUMEBore są stosowane w samochodach startujących w wyścigu LeMans, silnikach samolotowych, silniku samochodu Bugatti Veyron [48].

Grubości powłok natryskiwanych plazmowo na tulejach silników wykonanych ze stopów aluminium wynoszą po natryskiwaniu  $160 \div 240 \mu m$ , a po obróbce wykańczającej  $60 \div 150 \mu m$ . Przyczepność powłok określona według normy ASTM C633-79 wynosi  $40 \div 50 MPa$ . Powłoki są stosowane do wytwarzania silników od 1999 r. [49].

Ze względu na wymagania ochrony środowiska stosuje się systemy recyrkulacji spalin. W silnikach wyposażonych w ten system występuje podwyższona generacja cząstek stałych. Cząstki te osiadają na pierścieniach tłoka i powodują zużycie powierzchni tulei. Powierzchnia zużyta jest wypolerowana i ze względu na niewystarczające smarowanie występuje skłonność do zatarć. Aby temu zapobiec wykonuje się metodą natryskiwania plazmowego powłoki cermetalowe zawierające 30% mas. cząstek ceramicznych ( $Al_2O_3-ZrO_2$ ) w osnowie stali niskostopowej. Powłoka znacząco obniża wartość przedmuchów, zużycie liniowe tulei cylindra oraz ponad dwukrotnie zużycie oleju [50].

Prowadzone są również prace nad materiałami nanostrukturalnymi. W pracy [51] przedstawiono wyniki badań powłok natryskiwanych metodą plazmową drutami proszkowymi nanostrukturalnymi. Powłoki wykonywano na podłożu

przygotowanym metodą obróbki skrawaniem specjalnie wykonanym narzędziem. Uzyskana przyczepność powłok przekraczała wartości uzyskiwane dla podłoża przygotowanego metodą obróbki strumieniowo-ściernej. Powłoka zawierała wydzielania borków i tlenków w osnowie stali stopowej.

### 6.3.2. Powłoki stosowane na zaworach silników

Na grzybkach zaworów silników wytwarza się powłoki metodami PVD (na przykład CrN), CVD, PACVD (powłoka DLC). Powłoki natryskiwane metodą HVOF są wytwarzane na trzonkach zaworów i ich czołach [52]. Na trzonkach zaworów wykonuje się powłoki molibdenowe metodą plazmową. Na powierzchni czoła trzonka stosuje się także natryskiwane powłoki  $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{NiCr}$  oraz WC/Co [11]. W tym przypadku ważne jest ze względu na obciążenia o charakterze udarowym równomierne rozłożenie węglików oraz brak pęknięć w powłoce.

W samochodach wyczynowych stosuje się grzybki zaworów wykonane ze stopów tytanu. W celu zabezpieczenia ich powierzchni stosuje się powłoki wykonywane metodami PVD, CVD oraz natryskiwane cieplnie. Trzonek zaworu musi wykazywać wysoką odporność na zużycie połączoną z niską wartością współczynnika tarcia oraz zdolnością do samosmarowania. Powszechnie stosowaną powłoką jest materiał zawierający 75% Mo oraz NiCr [54]. Powłoka tego typu jest stosowana również na pierścieniu tłoków. Na powierzchni przyłgni zaworów oraz gniazd stosuje się powłoki stellite, ale także natryskiwane z przetopieniem materiałem samotopnikującym typu NiCrSiB [11].

Zawory silników spalinowych należą do najsilniej obciążonych cieplnie elementów silników spalinowych. Uszczelnienie zaworu ma miejsce na wąskiej, dokładnie dopasowanej powierzchni przyłgni. Pomimo zastosowania wysokostopowych stali trwałość zaworów jest w wielu przypadkach zbyt niska. Szczególnie niską trwałością charakteryzują się powierzchnie przyłgni grzybka zaworu i gniazda. Zakres temperatury pracy zaworów wylotowych zależy od mocy jednostkowej silnika, sprawności cyklu spalania i efektywności systemu chłodzenia. Wyższe temperatury gazów są charakterystyczne dla silników z zapłonem iskrowym. Postać rozkładu temperatury wynika z grzania przez gazy wylotowe oraz odprowadzania ciepła wzdłuż trzonka zaworu oraz poprzez przyłgnię zaworu do gniazda. Stan powierzchni przyłgni jest bardzo istotny dlatego, że 91-93% ciepła jest przenoszone z grzybka zaworu do gniazda zaworu przez powierzchnię przyłgni [54].

Wielkość naprężeń w grzybku zaworu zależy od ciśnienia wywieranego przez gazy i jest znacznie wyższa dla silników z zapłonem samoczynnym niż dla silników z zapłonem iskrowym. Wskutek faktu, iż kontakt powierzchni przyłgni grzybka z gniazdem jest w chwili początkowej punktowy, na naprężenia rozciągające nakładają się naprężenia gńące [55].

Można wyróżnić trzy mechanizmy zużycia występujące na przyłgni zaworu: adhezję, zużycie ściernie i odkształcenie plastyczne. Quinn [56] uważa, że dominują dwa mechanizmy zużywania przyłgni zaworów: zużywanie utleniające i ściernie. Głębokie uszkodzenie powierzchni zaworu wylotowego może być związane z korozją wanadową. Wskutek pękania osadów wytworzonych na powierzchni przyłgni i uszkodzeń powierzchni zaworów tworzy się kanał, którym mogą wypływać gazy, co powoduje lokalny wzrost temperatury nawet o 200-300 K, to znaczy do temperatury wyższej od temperatury topnienia osadów [57].

Trwałość zaworów jest w wielu przypadkach zbyt niska i z tego względu stosuje się napawanie przyłgni, głównie stopami na osnowie kobaltu, na przykład Stellite 6 (C=1,2%, Mn=0,5%, Si=1,2%, Cr=28%, Ni=3,0%, W=4,0%, Mo=0,5%, Fe=3,0%, Co-reszta). Wkładka gniazda może być odlewana ze stopu Eatonite (C=2,4%, Mn=0,5%, Si=1,0%, Cr=29,0%, W=15%, Fe=8%, Co=10%, Ni – reszta). Badania laboratoryjne wykazały, że zamiast stopu Eatonite można stosować stop niklu-C=2,0%, Mn=0,5%, Si=1,2%, Cr=29%, Mo=5,5%, Fe=8,0% Ni- reszta [58].

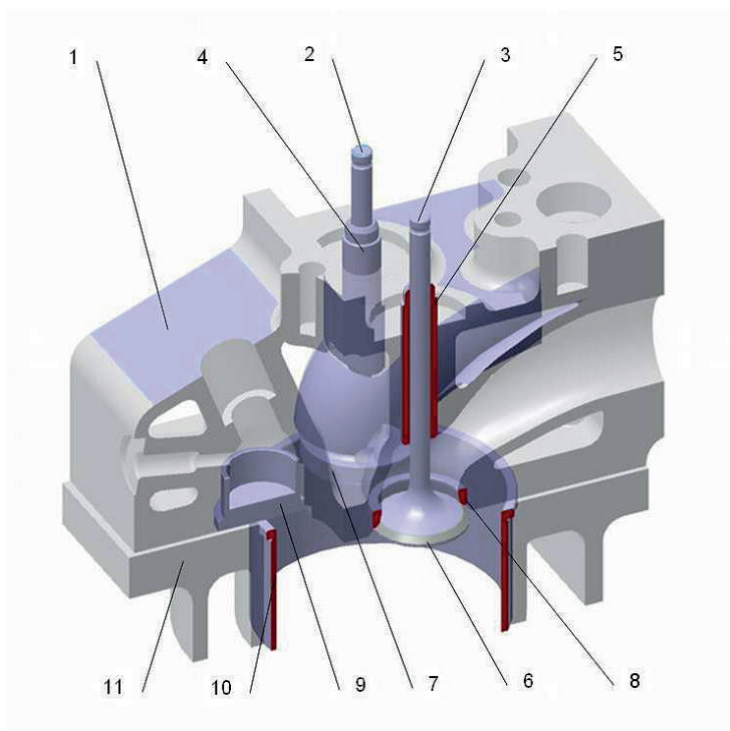
W badaniach stopów doświadczalnych Eatonite na bazie Ni (C≈2,0%, Si=1,2, 1,5%, Fe=8,0, 25,0%, Ni- reszta) zawierających Mo=0, 8,5%, stwierdzono, że odporność na zużycie ścierno-adhezyjne stopów Eatonite była znacznie wyższa od napawanego plazmowo Stellite 6 w zakresie temperatury do 698 K. Odporność na zużycie ścierno-adhezyjne zależała od udziału objętościowego węglików, głównie typu  $M_7C_3$ , który w napoinie Stellite 6 wynosił 11% a w stopach Eatonite 39-61% [58].

W pracy [57] przedstawiono wyniki badań nad doбором materiałów na zawory wylotowe silników Diesla wykonanych na powłokach oraz napoinach na osnowie niklu, kobaltu i żelaza. Z wyników badań korozyjnych wykonanych w syntetycznych popiołach, których skład chemiczny odpowiadał osadom tworzącym się w silnikach okrętowych wynika, że najbardziej istotnym dodatkiem stopowym w składzie chemicznym badanych materiałów jest chrom. Stopy na osnowie Ni oraz Fe miały lepszą odporność na korozję od stopów na bazie Co. Odporność na zużycie w testach tarcia ślizgowego, przeprowadzonych w temperaturze 923 K, zależała od zdolności materiału do tworzenia warstw tlenkowych o wysokich wartościach NiO, CoO lub  $Fe_2O_3$ .

Ze względu na zwiększenie wymagań dotyczących silników spalinowych celowe jest opracowywanie alternatywnych, w stosunku do aktualnie stosowanych, materiałów do napawania. Informacje literaturowe wskazują, że interesujące właściwości powinien mieć układ Ni-Co. Określenie warunków pracy przyłgni wymaga wykonania obliczeń metodą MES. W pracach [60, 61] przedstawiono metodykę obliczeń wykonanych dla wolnoobrotowego silnika ZS typu 4C90. Rys. 6.16 przedstawia model geometryczny silnika. Obliczenia wykonano za pomocą programu MES ABAQUS/Standard. Przeprowadzono sprzężoną analizę temperaturowo-odkształceniową. Rys. 6.17 przedstawia rozkład temperatury w grzybku zaworu

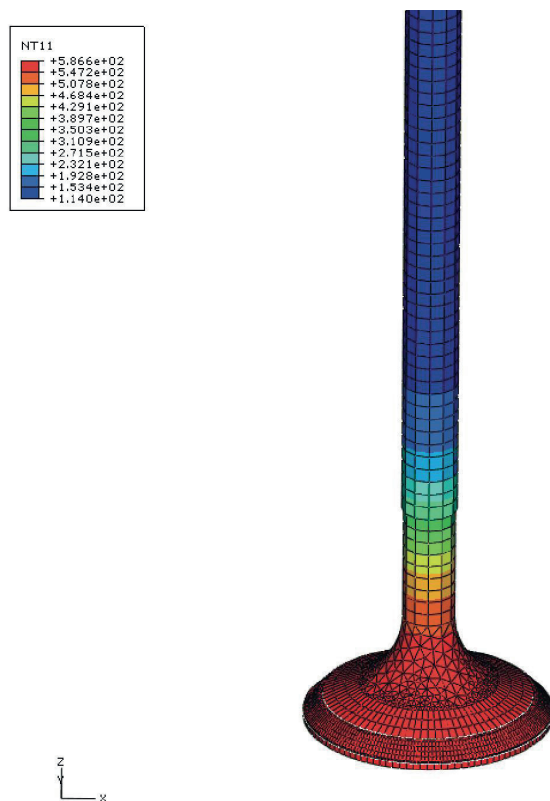
wylotowego a rys. 6.18 w gnieździe zaworu wylotowego. Rys. 6.19 oraz rys. 6.20 pokazują rozkłady naprężeń zredukowanych wyznaczonych według hipotezy Hubera-Misesa. Temperatura w zaworze wylotowym jest w zakresie  $114 \div 586,6$  °C. Maksymalna temperatura występuje na powierzchni talerzyka zaworu. Zakres temperatury gniazda zaworu wylotowego wynosi  $195 \div 329,6$  °C. Maksymalna temperatura występuje na powierzchni przyłgni. Rozkład temperatury nie jest symetryczny ze względu na budowę głowicy.

Maksymalne naprężenia w zaworze wylotowym występują na granicy napoiny i grzybka zaworu. W modelu założono, że względu na małą ilość informacji dotyczących właściwości materiałów, liniową sprężystość materiałów oraz skokową zmianę właściwości na granicy materiałów. Naprężenia w napoinie wynoszą  $64 \div 695$  MPa. Naprężenia w gnieździe zaworu wylotowego są w zakresie  $250 \div 1454$  MPa. Rys. 6.21 przedstawia odkształcenie gniazda zaworu wylotowego. Stwierdzono ponadto przesunięcie osi grzybka zaworu względem osi gniazda. Zjawisko to intensyfikuje proces zużywania zaworów wylotowych.

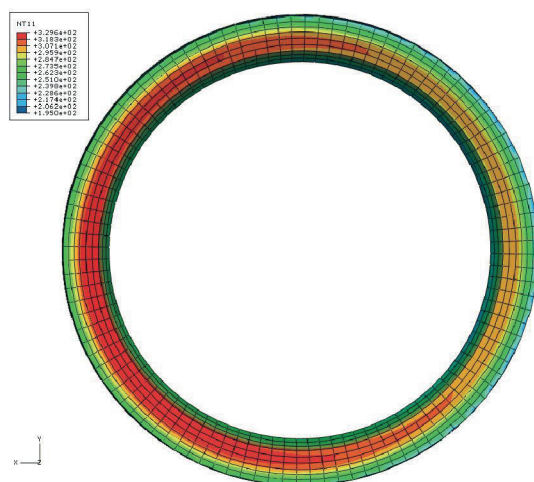


**Rys. 6.16.** Model silnika 4C90: 1 – głowica, 2 – zawór dolotowy, 3 – zawór wylotowy, 4 – prowadnica zaworu dolotowego, 5 – prowadnica zaworu wylotowego, 6 – napoina, 7 – gniazdo zaworu dolotowego, 8 – gniazdo zaworu wylotowego, 9 – wkładka komory wirowej, 10 – tuleja cylindra, 11 – kadłub silnika.



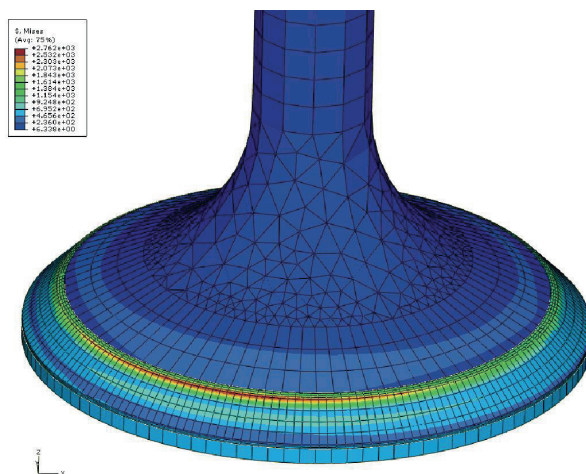


Rys. 6.17. Rozkład temperatury w zaworze wylotowym.

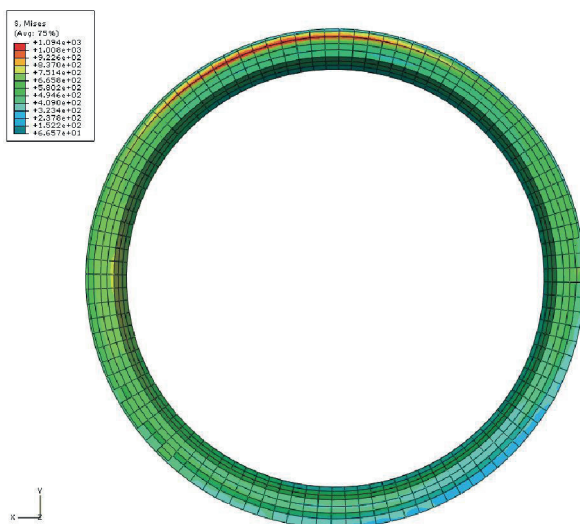


Rys. 6.18. Rozkład temperatury w gnieździe zaworu wylotowego.

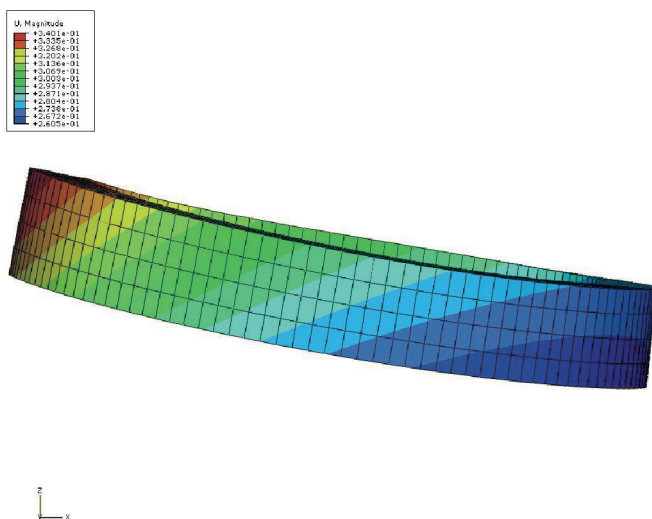




Rys. 6.19. Rozkład naprężeń w zaworze wylotowym.

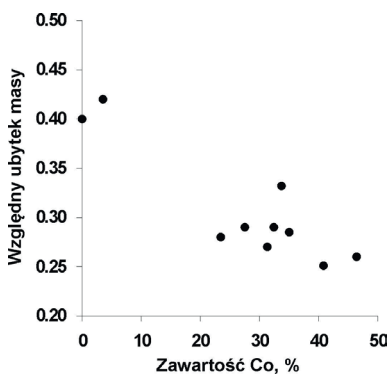


Rys. 6.20. Rozkład naprężeń w gnieździe zaworu wylotowego.



Rys. 6.21. Rozkład odkształceń gniazda zaworu wylotowego.

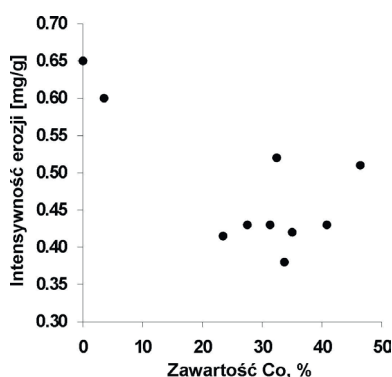
Wykonano kompleksowe badania właściwości powłok wytwarzanych metodą plazmową z mieszanin proszków niklu i kobaltu. Nominalne składy chemiczne stosowanych proszków PMCo45 and PMNi50p są: C – 0,7%, B – 0,8%, Si – 1,3%, Cr – 30%, W – 4%, Co – reszta i C – 0,1%, B – 1,8%, Si – 3,5%, Fe – 2,1%, Ni – reszta, odpowiednio. Wyniki badań odporności na zużycie są podane na rys. 6.22-6.24 [61, 62]. Rys. 6.22 przedstawia wyniki badań ścieralności wykonanych z wykorzystaniem mieliwa kwarcowego. Rys. 6.23 – wyniki badań erozyjnych dla normalnego kąta padania i prędkości cząstek 60 m/s. Badania zużycia w styku ślizgowym (rys. 6.24) wykonano na dystansie 282 m i obciążenia wężła tarcia 45 N. Przeciwpróbką była rolka o wymiarach  $\Phi 50 \times 15$  mm wykonana ze staliwa stosowanego na gniazda zaworów silnika ZS.



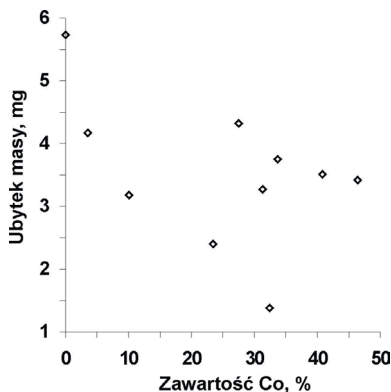
Rys. 6.22. Zależność względnego ubytku masy od zawartości Co w powłoce.

Zwiększenie zawartości stopu Co w mieszaninie proszków zastosowanej do napawania powoduje wzrost zawartości węglików. Odporność na zużycie cierne stopu zależy od zawartości węglików oraz osnowy kobaltowej. Obecność w roztworze stałym kobaltu jest korzystna dlatego, że obecność obcych atomów w sieci krystalicznej powoduje zwiększenie odporności na adhezję. Zawartość chromu w osnowie jest korzystna szczególnie w warunkach tarcia w wysokich temperaturach. Powstałe na powierzchni tarcia węgliki chromu zabezpieczają przed bezpośrednim kontaktem współpracujące stopy.

Analiza dyfrakcyjna wykazała w badanych powłokach obecność roztworu stałego o strukturze austenitu oraz węglików  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  i CrB. Typ wydzieleni węglików zależał od składu chemicznego powłoki.



Rys. 6.23. Zależność intensywności erozji od zawartości Co w powłoce.



Rys. 6.24. Zależność ubytku masy w teście zużycia ciernego od zawartości Co w powłoce.

Największy ubytek masy w badaniach zużycia ciernego wykazał stop niklu. Stopy niklu nie powinny współpracować tarciovo ze stopami żelaza. W pracy [63] wykazano, że stopy na osnowie Ni-Co o zawartości Co 24 i 47% mas. są bardziej

odporne na zużycie cierne w temperaturze 293 i 873 K od stopu kobaltu PMCo45. Odporność na korozję stopów o zawartości Co 27,8÷38% mas. określono w testach utleniania, korozji siarkowej oraz korozji w stopionych solach przy temperaturach 800 °C i 900 °C. Skład stopionych soli (80% V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-20% Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) modelował osady znajdowane podczas spalania paliw ciężkich [64]. Stopy o osnowie Ni-Co wykazały w testach wyższe odporności na korozję od stopu Stellite Grade 6.

### 6.3.3. Powłoki stosowane do adiabatyizacji silnika

Zastosowanie TBC do silników Diesla jest stosunkowo nową ideą, dotychczas wykonane próby izolacji cieplnej komory spalania przy pomocy monolitycznych elementów ceramicznych zakończyły się praktycznie niepowodzeniem ze względu na szereg trudności związanych z właściwościami ceramiki. Prace nad adiabatyzacją komory spalania trwają od lat 70-tych. Wczesne prognozy wskazywały na możliwość obniżenia zużycia paliwa nawet o 30% i więcej. Groth i Thiemann [65] wykonali symulacje komputerowe dla dwóch silników ZS o mocach 26,5 kW i 350,7 kW dla wersji wolnossących i doładowanych. Obliczenia wykonano dla bariery cieplnej z tlenku cyrkonu. Symulacje wskazują, że największy efekt można uzyskać przez izolację cieplną tłoka, wykonanie powłoki na samej tylko tulei cylindra jest niecelowe. Przyrost temperatury na powierzchni bariery cieplnej o grubości 0,5 mm oszacowali na około 20%, spadek sprawności napełniania – około 0,4%. Większe możliwości poprawy ekonomiczności są w przypadku mniejszego silnika, nawet 20% dla adiabatycznej komory spalania w wersji wolnossącej. Mendera, analizując opublikowane wyniki badań nad izolacją cieplną komór spalania silników wysokoprężnych wolnossących i doładowanych, stwierdził, że wzrost sprawności doładowanych silników Diesla można uzyskać w zakresie niskich prędkości obrotowych oraz niskich obciążeń, a dla silników wolnossących – dla niskich obciążeń silnika [66].

Podczas natryskiwania istotny jest kąt padania stopionych cząstek, jeśli cząstki padają pod zbyt małym kątem to przyczepność powłoki jest niska. Utrudnione jest natryskiwanie wybrań i komór spalania w tłokach, powłoka jest wówczas tworzona częściowo przez cząstki odbite podczas natryskiwania od powierzchni.

Zwykle stosuje się powłoki TBC o grubości całkowitej około 0,4 mm. Kvernes zastosował jednak grube (2 mm) powłoki na denka tłoków okrętowych silników Diesla i stwierdził 5% obniżkę zużycia paliwa [67].

Składowa radiacyjna ciepła nie może być pominięta szczególnie w silnikach o zapłonie samoczynnym, ze względu na to, że płomień zawiera znaczne ilości sadzy. Praktycznie, emisyjność płomienia silnika wysokoprężnego jest określona przez emisyjność obłoku sadzy, a udział emisyjności gazów uważa się za pomijalny [68]. Składowa radiacyjna ciepła ścianek stanowi niemal 30% w nieizolowanych ciepł-

nie silnikach ZS czterosuwowych wolnossących o wtrysku bezpośrednim i ponad 30% w silnikach czterosuwowych doładowanych o wtrysku bezpośrednim. Wartości chwilowe i średnie składowej radiacyjnej są funkcjami objętości i rozkładu przestrzennego palącego się ładunku, ilości sadzy w gazie, geometrii komory i powierzchniowej emisyjności oraz temperatury.

Trwałość bariery cieplnej ocenia się w laboratoryjnym teście zmęczenia cieplnego prowadzonym według procedur, które nie są objęte normą. Haubold i in. [69] podsumował wyniki testu zmęczenia cieplnego sześciu różnych powłok TBC wykonanego w trzech różnych laboratoriach i stwierdził, że otrzymane wyniki były rozbieżne. Dotyczyło to zarówno liczby cykli do uszkodzenia powłoki, jak i szeregowania materiałów. Przyczyną były różnice w procedurach testowych oraz w wielkości próbek. Testy zmęczenia cieplnego powłok TBC zostały opracowane w celu oceny powłok stosowanych w turbinach gazowych, w których stosuje się inne materiały, a także, są inne warunki pracy w porównaniu do silników tłokowych. W pracach [70, 71] przedstawiono wyniki testów zmęczenia cieplnego powłok TBC natryskiwanych metodą plazmową oraz płomieniowo-proszkową. Składy chemiczne materiałów proszkowych oraz opis wykonanych powłok są podane w tab. 6.1 i 6.2.

**Tab. 6.1.** Skład chemiczny materiałów proszkowych

Material	Skład chemiczny
NiCrAl	17÷20% Cr; 3÷6% Al; 1% Fe <sub>max</sub> ; 1,25% Si <sub>max</sub> ; 2,5% Mn <sub>max</sub> ; Ni – reszta
NiCrMo	14÷18% Cr; 4÷6% W; 16÷18% Mo; 6% Fe <sub>max</sub> ; 1% Si <sub>max</sub> ; 0,5% Mn <sub>max</sub> ; Ni – reszta
NiAl	4,5% Al; 0,35% Si; Ni – reszta
ZrO <sub>2</sub> -Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	6÷8% Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; 0,5% SiO <sub>2max</sub> ; 0,3% TiO <sub>2max</sub> ; ZrO <sub>2</sub> – reszta
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -TiO <sub>2</sub>	37÷42% TiO <sub>2</sub> ; Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – reszta
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -ZrO <sub>2</sub>	40% ZrO <sub>2</sub> ; Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – reszta
MX6-3020	30,1% CaO; 64,7% ZrO <sub>2</sub> ; 1,7% HfO <sub>2</sub> ; 0,2% SiO <sub>2</sub>
AMI 6500	73,02% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; 26,6% MgO; 0,1% CaO; 0,1% Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
MX6-3018	40% TiO <sub>2</sub> ; Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – reszta

**Tab. 6.2.** *Systemy powłokowe*

System powłokowy	Metoda	Warstwa podkładowa/ grubość [mm]	Warstwa ceramiczna/ grubość [mm]
1	APS	NiCrAl/0,15	ZrO <sub>2</sub> -Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /0,3
2	APS	NiCrAl/0,15	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -TiO <sub>2</sub> /0,35
3	APS	NiCrMo/0,15	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -ZrO <sub>2</sub> /0,25
4	płomieniowa	NiAl/0,15	MX6-3020/0,2
5	płomieniowa	NiAl/0,15	MX6-3018//0,18
6	płomieniowa	NiAl/0,15	AMI 6500/0,23

Wykonano dwa rodzaje testów:

- test palnikowy, w którym nagrzewano powłokę palnikiem acetylenowo-tlenowym przez 10 s, następnie schładzano sprężonym powietrzem przez 10 s oraz w spokojnym powietrzu przez 40 s,
- test z wykorzystaniem pieca elektrycznego – próbki były wygrzewane przy temperaturze 803 K przez 5 min i chłodzone w wodzie, test trwał 100 cykli.

W teście palnikowym podłoże wykonano z korony tłoka silnika wysokoprężnego. Temperaturę mierzono termoparą umieszczoną w podłożu w odległości 1 mm od powłoki. Tabela 6.3 podaje warunki testu palnikowego. Test obejmował 4 etapy różniące się zakresem zmian temperatury.

**Tab. 6.3.** *Warunki testu palnikowego*

Etap	Zakres zmiany temperatury, K	Liczba cykli
1	430÷453	200
2	473÷513	50
3	500÷575	50
4	563÷663	300 dla natryskiwanych płomieniowo oraz 500 dla APS

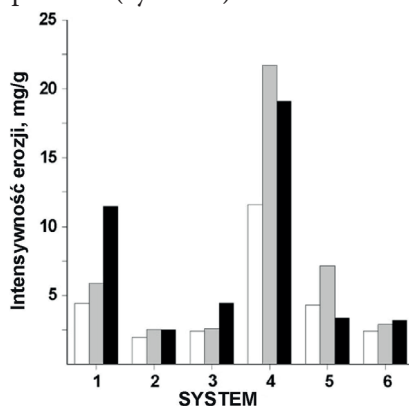
Temperaturę w TBC w trakcie testu palnikowego obliczono metodą MES za pomocą programu Abaqus 6.7. Zakres zmian temperatury w warunkach etapu 4 na powierzchni powłoki nr 1 wynosi 526,1÷775,8 K, a na powierzchni powłoki nr 3 – 525÷642,5 K. Zakresy zmian naprężenia na powierzchni TBC wynosiły 19,6÷47 MPa oraz 234,2÷322 MPa, odpowiednio. W TBC nr 3 maksymalne naprężenia występowały na granicy warstwy ceramicznej i podkładowej i wynosiły 354÷477,1 MPa, a w pozostałych występowały w warstwie podkładowej na granicy z podłożem. W teście piecowym największe naprężenia w TBC nr 3 (162,3÷634,9 MPa) wystąpiły na granicy podkładu i podłoża, w TBC nr 1 największe naprężenia

wyniosły  $85,7 \div 151,3$  MPa i wystąpiły na granicy warstwy ceramicznej i podkładowej. Wykonano również obliczenia temperatury na powierzchni TBC wytworzonej na tłoku silnika ZS w trakcie cyklu jego pracy. Zakres zmian temperatury wynosił  $500,1 \div 535$  K. Obliczone zmiany naprężenia przy powierzchni TBC nr 1 wynoszą  $56,4 \div 59,1$  MPa. Test palnikowy modeluje cykle włączeń i wyłączeń silnika. Warunki testu są zbliżone do testu stosowanego w firmie Volvo [72]. Stosowanym zwykle kryterium w testach zmęczenia cieplnego jest wielkość powierzchni ubytku powłoki. W teście palnikowym stwierdzono: lokalne ubytki powłoki w systemach 1 i 2, prawdopodobne przemiany fazowe w 3, erozję gazową w 4. W teście piecowym ubytki powłoki były dla systemów 2, 3, 5 i 6.

Intensywność erozji natryskiwanej plazmowo powłoki ceramicznej jest potęgową funkcją prędkości cząstki erodującej i również potęgową funkcją wielkości cząstki [20]. Intensywność erozji natryskiwanej TBC jest zwiększana przez porowatość powłoki, chropowatość powłoki i zależy od mikrostruktury powłoki [23, 24]. Odporność na erozję natryskiwanej plazmowo powłoki YSZ zmienia się jeśli wystąpiły w powłoce zmiany w mikrostrukturze [25].

W pracy [73] zaproponowano jako metody badania kohezji natryskiwanych plazmowo powłok ceramicznych: badanie zużycia ściernego, erozyjnego, próbę zarysowania powierzchni oraz zglądu poprzecznego powłoki i próbę zginania 4-punktowego. Najbardziej obiecującymi metodami badań były testy zużycia ściernego, erozyjnego oraz próba zarysowania.

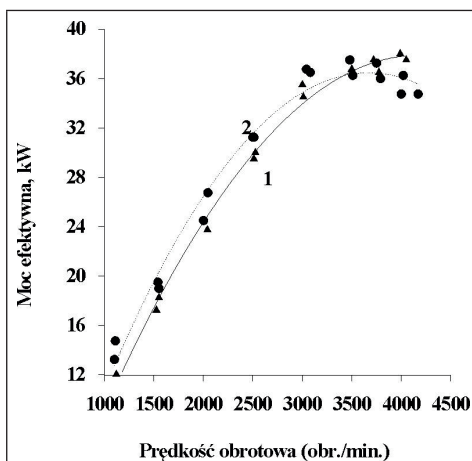
W warunkach testu, erozji podlegała jedynie warstwa ceramiczna [70, 71]. Powłoki natryskiwane metodą płomieniowo-proszkową wykazują wysokie intensywności erozji, w teście piecowym występowała delaminacja małych fragmentów powłok. Powłoka 2 była praktycznie wolna od pęknięć. W powłoce 4 stwierdzono większą porowatość w porównaniu do powłoki 1. Testy zmęczenia cieplnego powodowały uszkodzenie powłoki (rys. 6.25).



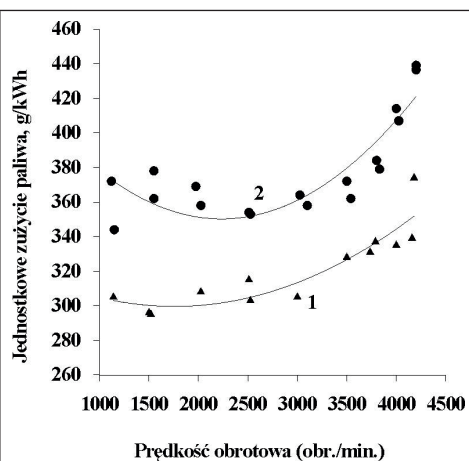
Rys. 6.25. Intensywność erozji powłok TBC, powłoka natryskiwana, po teście piecowym, palnikowym.



Wykonano również bariery zawierające powłokę  $\text{Al}_2\text{O}_3 - 40\% \text{TiO}_2$  oraz  $\text{ZrO}_2 - 8\% \text{Y}_2\text{O}_3$  na denku tłoka wolnossącego silnika ZS typu 4C90. Rezultaty badań stanowiskowych są przedstawione na rys. 6.26-6.28. Stwierdzono obniżenie zużycia paliwa o 15-20% i wzrost temperatury spalin o około 200 K, w zakresie najwyższych prędkości obrotowych wzrost mocy o 8% [74]. Uzyskane wyniki można wyjaśnić w sposób następujący: sprawność napełnienia jest niższa, ale wyższa temperatura ścian komory spalania zapewnia lepsze spalanie. Pozytywny wpływ TBC został później potwierdzony w pracy [75]. Powłoka  $\text{Al}_2\text{O}_3 - 40\% \text{TiO}_2$  została również wykonana na głowicy silnika, tłoku i stopkach grzybków zaworów silnika ZI. Przeprowadzono próby drogowe o przebiegu 5000 km. Stan powłok określono w dyfraktometrycznych badaniach składu fazowego oraz metodą SEM na przełomach powłok. W powłoce natryskiwanej, rys. 6.29, stwierdzono obecność cząstek niestopionych lub częściowo stopionych, które obniżały kohezję powłoki.



**Rys. 6.26.** Charakterystyka zewnętrzna silnika: 1 – silnik zmodyfikowany, 2 – silnik bazowy.

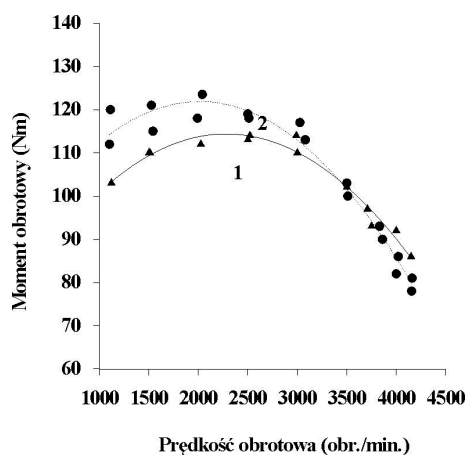


**Rys. 6.27.** Charakterystyka prędkościowa jednostkowego zużycia paliwa: 1 – silnik zmodyfikowany, 2 – silnik bazowy.

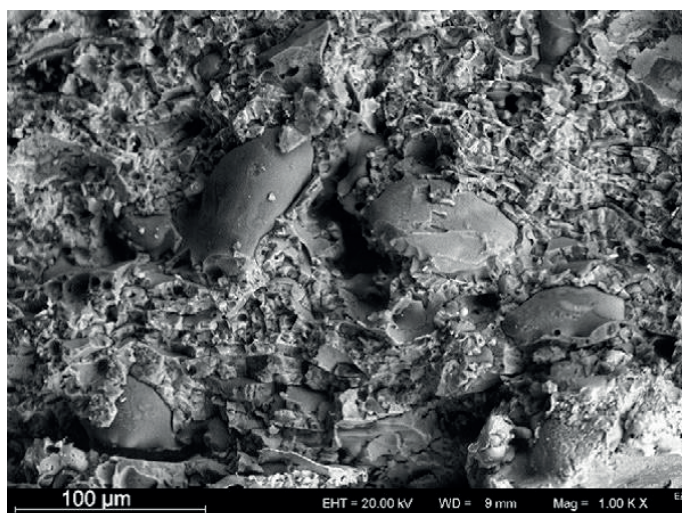
W powłoce poddanej testom, w silniku ZS, stwierdzono obniżenie kohezji powłoki, pęknięcie przebiegało przez ziarna powłoki, stwierdzono obecność tlenków na powierzchni warstwy podkładowej (rys. 6.30). W powłoce poddanej próbom eksploatacyjnym, w silniku ZI, stwierdzono obecność tlenku niklu i spineli w warstwie ceramicznej, co wskazuje na dyfuzję Ni na zewnątrz warstwy podkładowej [69]. W punkcie 1 (rys. 6.31) potwierdzono dekompozycję powłoki ceramicznej.

Natomiast skład chemiczny w punkcie 2 odpowiadał wyjściowemu. W badaniach dyfraktometrycznych [76] wykazano wzrost zawartości fazy  $\beta \text{Al}_2\text{TiO}_5$  w porównaniu do powłoki natryskiwanej, a w powłoce po próbach silnikowych w silniku ZS zwiększenie zawartości produktów rozpadu  $\beta \text{Al}_2\text{TiO}_5$  (rutyl  $\text{TiO}_2$

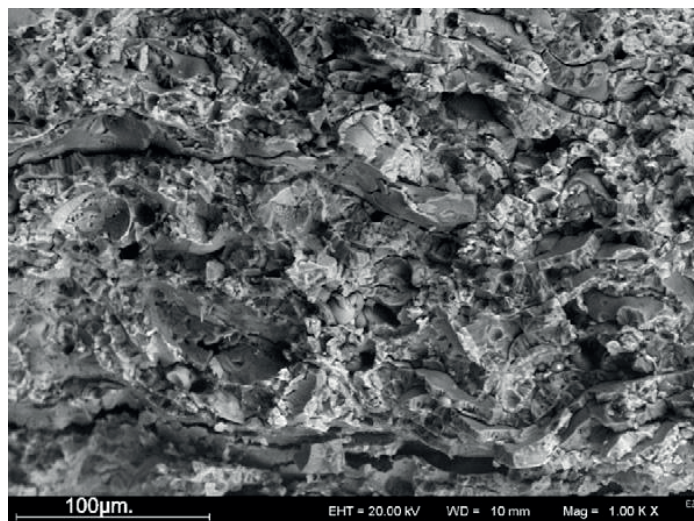
i  $\gamma$   $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Prawdopodobną przyczyną przemian fazowych w warstwie ceramicznej była reakcja chemiczna zachodząca w komorze spalania silnika ZS.



Rys. 6.28. Charakterystyka prędkościowa momentu obrotowego:  
1-silnik zmodyfikowany, 2-silnik bazowy.



Rys. 6.29. Powierzchnia przełomu natryskiwanej powłoki  $\text{Al}_2\text{O}_3 - 40\% \text{TiO}_2$ .



**Rys. 6.30.** Powierzchnia przełomu powłoki TBC po próbach w silniku ZS.



**Rys. 6.31.** Powierzchnia przełomu powłoki TBC po próbach w silniku ZI.

Niższa temperatura tłoka chronionego natryskiwaną plazmowo powłoką TBC zawierającą tlenek ogranicza zjawisko pełzania materiału tłoka w wysiłonych silnikach [42]. Natryskiwane plazmowo powłoki ceramiczne są wykonywane również na układach wydechowych oraz elementach hamulców. Jest możliwe uzyskanie obniżenia temperatury o 25 °C w przedziale silnikowym, co daje niższą temperaturę powietrza dolotowego i wzrost mocy silnika nawet o 5%. Stosowane powłoki ceramiczne są natryskiwane materiałami z układu  $\text{MgO}/\text{ZrO}_2$  oraz  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ .

#### 6.4. Powłoki stosowane na elementach kotłów energetycznych

Przyczynami uszkodzeń rur wymienników ciepła kotłów energetycznych są, w kolejności występowania negatywnych skutków: zmęczenie korozyjne, erozja, pełzanie, przegrzanie rur. Przebieg procesu zmęczenia korozyjnego materiału rur jest zależny od składu chemicznego wody, głównie od zawartości tlenu. Duża koncentracja tlenu występuje przy rozruchu instalacji i wtedy występują również duże wartości odkształceń cieplnych. Zabezpieczenie przed erozją obejmuje stosowanie ekranów oraz powłok. Problemy z erozją występują zwykle w niewielkich obszarach i mogą być rozwiązane metodą zmieniania przepływu medium w tych miejscach [77].

Korozja rur przegrzewaczy stanowi zasadniczy problem w eksploatacji kotłów opalanych węglem oraz olejem. Stal niestopowa jest stosowana na rury w zakresie ciśnienia poniżej 6205 KPa i temperatury do 783 K, w zakresie temperatury do 880 K stosuje się stal zawierającą do 3% Cr [78]. W najtrudniejszych warunkach stosuje się stale typu 18Cr-8Ni. Główne składniki mineralne występujące w popiele to:  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  oraz  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ . Mechanizmem zużywania rur jest erozja-korozja. W nieobecności cząstek stałych warstwa produktów korozji może zabezpieczać powierzchnię stopu jeśli jest zwarta, stabilna i charakteryzuje się dobrą przyczepnością do materiału. Połączenie obu czynników erozji i korozji daje efekt synergiczny i wydatnie zwiększa intensywność zużywania. Podatność produktów korozji na erozję zależy od defektów warstwy tlenkowej oraz naprężeń własnych. Warstwa produktów korozji ulega regeneracji, ale oznacza to zubożenie materiału w pierwiastki tworzące tlenki. Na przebieg zjawiska korozji-erozji ma wpływ wiele czynników, takich jak: wielkość i kształt ziaren pyłów, twardość pyłów, temperatura, prędkość i kąt uderzenia pyłów, zawartość pyłów w strumieniu gazów, skład chemiczny materiału podlegającego zużyciu oraz środowiska. Najbardziej istotnymi składnikami popiołów lotnych w kotłach spalających węgiel kamienny są  $\text{SiO}_2$  oraz  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . W literaturze przedmiotu wyróżnia się zwykle 4 do 6 obszarów warunków, w których występują poszczególne mechanizmy zużywania poczynawszy od erozji aż do korozji poprzez obszary warunków pracy, w których zaznacza się jednoczesny wpływ erozji i korozji [79, 80]. Zjawisko erozji-korozji jest prezentowane w postaci tak zwanych map we współrzędnych energia kinetyczna / szybkość wzrostu zgorzeliny [81] lub prędkości cząstki pyłu i temperatury [82]. Obszary zaznaczone na mapach pokazują poszczególne mechanizmy uszkodzeń różniące się intensywnością zużywania.

Należy także podkreślić, że przebieg procesu korozji w kotłach spalających węgiel kamienny jest bardzo skomplikowany i jedynie częściowo poznany, ważny wpływ mają domieszki zawarte w węglu oraz zjawisko osadzania się popiołów na powierzchni elementów kotła [83].

W celu zwiększenia trwałości elementów instalacji kotła energetycznego stosuje się powłoki nakładane cieplnie.

#### 6.4.1. Powłoki metaliczne

Niską trwałością charakteryzują się również inne elementy instalacji kotła. Trwałość wirnika wentylatora wyciągowego kotła energetycznego opalanego ciężkim olejem o zawartości 3,5% S wynosiła około 2 lat [84]. Zawartość cząstek stałych w gazach wynosiła około 0,5%, zasadniczą przyczyną uszkodzenia łopat była korozja. Trwałość łopat można zwiększyć przez wytworzenie powłok ochronnych. Wykonano badania odporności na zużycie natryskiwanych plazmowo powłok Metco 447, Nicrome 80/20,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 13%  $\text{TiO}_2$  oraz natryskiwanej łukowo powłoki Hastalloy G30. Powłoka Nicrome 80/20 wykazała około 4-krotnie mniejsze ubytki grubości w porównaniu do innych powłok [84].

Wysoką odporność na erozję w warunkach pracy rur wymiennika ciepła kotła fluidalnego wykazują powłoki natryskiwane łukowo drutami proszkowymi Alpha 1800 (B=6,1÷9,5%; Si=0,02÷1%; Al=0,02÷1%; C=0,06÷0,6%, Fe-reszta), Armacor M (B=3,75%; Si=1,6%; Cr=2,9%, Mn=1,65%, Fe-reszta), Ducor (B=1,87%; Si=1,25%; Cr=14%; Mn=0,55%; WC=26%). Najlepszym materiałem był Alpha 1800, dla którego ubytek grubości był 3÷7 razy mniejszy od stali niestopowej w zakresie temperatury do 600 °C [85].

W pracy [86] zbadano odporność na erozję powłok natryskiwanych plazmowo materiałami na osnowie niklu (Ni=72,5%; Cr=9%; Al=7%; Mo=5,5%; Fe=5%), żelaza (Fe=64,5%; Cr=27,5%; Al=6%; Mo=2%) oraz Ni-Cr (50/50). Badania wykonano w symulowanych warunkach pracy kotła w zakresie temperatury 400 °C ÷ 800 °C. Zarówno ekspozycja na wysokie temperatury, jak i cykle cieplne nie miały wpływu na przyczepność powłok. Przy temperaturze 800 °C intensywności erozji powłok były zbliżone do wartości dla stali AISI 304.

W pracy [87] porównano właściwości powłok dwuwarstwowych NiAlMo/NiCrTiAl natryskiwanych plazmowo i płomieniowo. Przyczepność powłoki natryskiwanej plazmowo, w przeciwieństwie do powłoki natryskiwanej płomieniowo, nie uległa zmianie po ekspozycji przy temperaturze 800 °C ani wskutek cykli cieplnych. Powłoka natryskiwana płomieniowo nie powinna być stosowana przy temperaturze 800 °C ze względu na intensywną korozję. Powłoki natryskiwane w kotłach wykonuje się również metodą łukowego natryskiwania materiałami TAFE 95MXC oraz Inconel 625. Wyższą odporność na zużycie erozyjne zapewnia drut proszkowy SHS 7170 wytwarzający powłokę nanostrukturalną [88].

Optymalna zawartość chromu w stopach dwuskładnikowych Fe-Cr, odpowiadająca minimalnej szybkości utleniania wynosi, w zakresie temperatury 1173-1473 K, 25-30%. Szybkość korozji siarkowej jest również funkcją zawartości Cr w stopie Fe-Cr, ale minimalna szybkość korozji odpowiada daleko wyższym zawartościom Cr, sięgającym 70% [89]. W wysokich temperaturach i dostatecznie wysokich ciśnieniach cząstkowych tlenu,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  jest stosunkowo lotny i przy temperaturze przekraczającej 1373 K ma to zasadniczy wpływ na własności ochronne zgorzeliny.

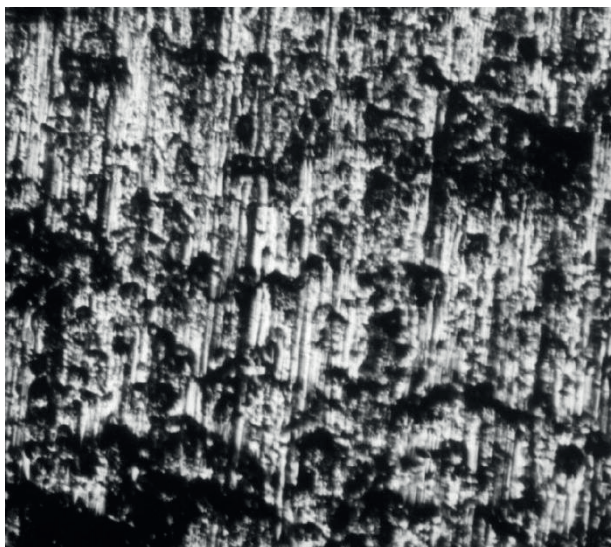


W stosowanych testach laboratoryjnych nie jest możliwa dokładna symulacja warunków pracy wymienników ciepła, w związku z tym przydatność powłoki może być określona praktycznie tylko podczas monitorowanej eksploatacji. W pracy [89] przedstawiono badania wykonane w celu określenia celowości stosowania powłok natryskiwanych łukowo z drutów Ami Spray Arc 100 (C=2,8%, Cr=19%, Fe – reszta) i 95MXC (C<sub>max</sub>=0,15%, Si=1,2÷2,0%, Cr=26,0÷29,0%, Mn=1,1÷2,0%, B=3,3÷4,0%, Fe – reszta) na powierzchniach rur przegrzewacza pary III stopnia spalającego węgiel kamienny kotła energetycznego typu OP-215 jednego z krajowych przedsiębiorstw przemysłu chemicznego. Wydajność kotła wynosi 215 t/h, ciśnienie pary przegrzanej – 9,6 MPa, temperatura pary – 808 K. Temperatura gazów przed przegrzewaczem pary wynosi 1123 K a na jego wylocie – 888 K. Zawartość siarki w węglu wynosi 0,9÷1,2%, zawartość popiołu – 15,7÷32,4%. Ze względu na wymagania ochrony środowiska zostały wprowadzone technologie ograniczające emisję NO<sub>x</sub> i SO<sub>2</sub>. Spalanie węgla jest prowadzone w niskoemisyjnej wirowej komorze kotła, a do paliwa jest dodawany wapień w celu związania siarki. W kotle są dodatkowo spalane odpady produkcyjne. Materiałem stosowanym na rury przegrzewaczy jest stal gat. 10H2M. Wymiar nominalny rur wynosi F31,8×5mm. Trwałość rur wynosi 3-4 lata. Rys. 6.32 przedstawia rozważany wymiennik ciepła.

Badania odporności na zużycie ścierne wykonano na testerze do badania ścieralności T-07 produkcji Instytutu Technologii Eksploatacji w Radomiu. W badaniach zastosowano pył pobrany z kotła, wielkość ziaren pyłu jest zawarta w szerokim zakresie, około 81% ziaren ma wielkość nie przekraczającą 40 mm. Badaniom poddano powierzchnie powłok po natryskiwaniu oraz szlifowane powierzchnie powłok. Względna odporność na zużycie ścierne powłoki natryskiwanej z drutu 95MXC wynosiła 2,71 (powłoki szlifowanej 4,72), a powłoki AMI Spray Arc 100 – 2,81 (powłoki szlifowanej 4,21). Zaobserwowanym istotnym mechanizmem uszkodzania w badaniach ścieralności było odrywanie cząstek powłoki. Odporność na zużycie powłok szlifowanych jest wyraźnie wyższa. Rys 6.33 przedstawia powierzchnię powłoki natryskiwanej po badaniach zużycia ściernego. Powierzchnię powłoki po erozji cząstkami pyłu przyspieszonego do prędkości 130 m/s pokazuje rys. 6.34. Podczas erozji zachodzi usuwanie nierówności powierzchni, można zauważyć nasilenie erozji na granicach porów powłoki.

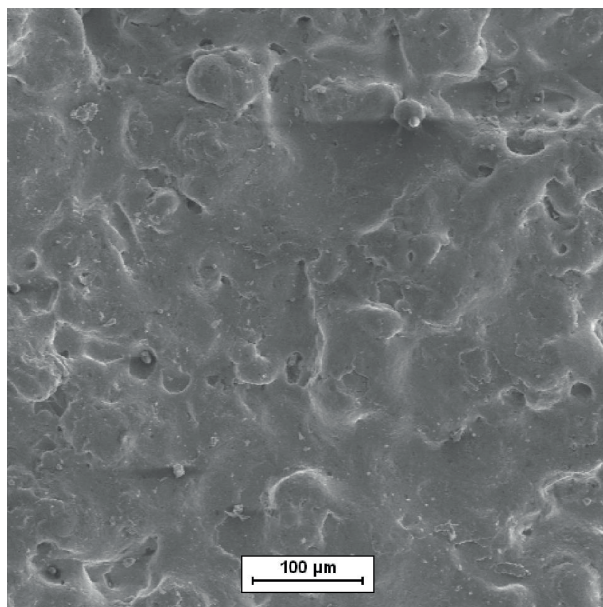


**Rys. 6.32.** *Przegrzewacz pary III- stopnia kotła OP-215 [90].*

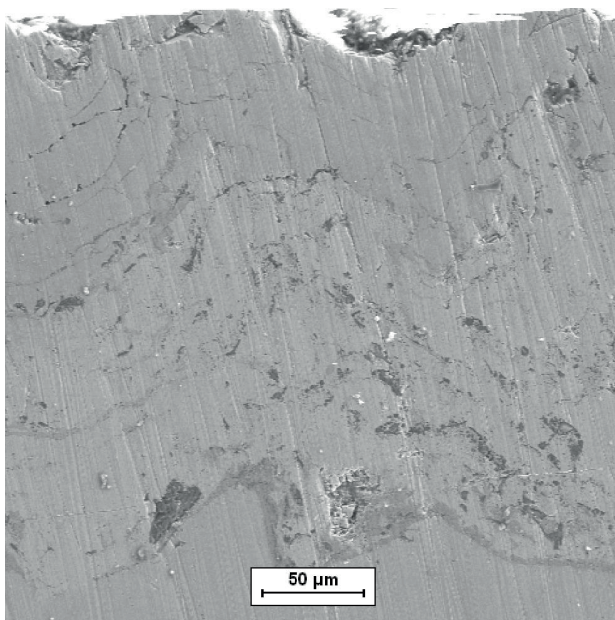


**Rys. 6.33.** *Widok ścieżki tarcia, powłoka natryskana, pow. x30 [90].*



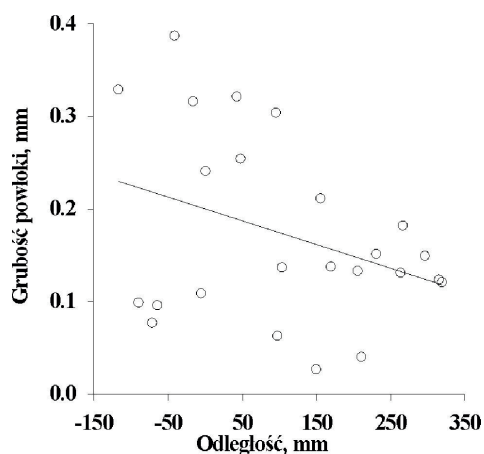


**Rys. 6.34.** Powierzchnia powłoki natryskanej z drutu 95MXC po erozji cząstkami popiołu, SEM [90].

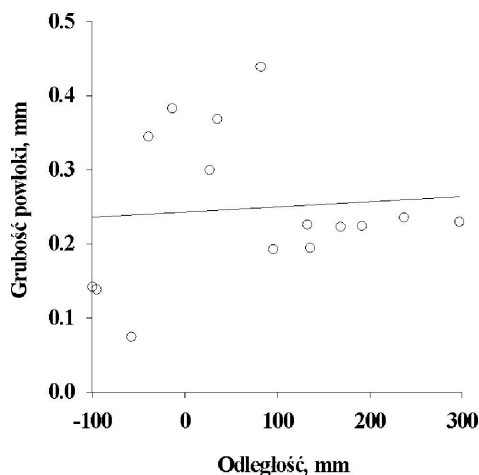


**Rys. 6.35.** Powłoka 75B/AMI Spray Arc 100 po 3 miesiącach eksploatacji, SEM [90].

Wykonano badania eksploatacyjne powłok dwuwarstwowych na rurach III° przegrzewacza pary natryskiwanych metodą łukową bez demontażu rur. Warstwę wiążącą natryskano drutem 75B (Ni=95%, Al=5%), warstwy odporne na zużycie drutami AMI Spray Arc 100 i 95MXC. Rys. 6.35 przedstawia zgląd poprzeczny wycinka rury kotłowej pokrytej powłoką po 3-miesięcznym okresie eksploatacji. Powłoka zachowała szczelność, nie stwierdzono obecności związków siarki w powłoce. Grubość warstwy wykonanej drutem AMI Spray Arc 100 obniżyła się o około 50% wskutek korozji-erozji. W warstwie wiążącej i warstwie AMI Spray Arc 100 zauważa się duże wydzielania  $Al_2O_3$ . Obecność wydzielen  $Al_2O_3$  na granicy stali i warstwy wiążącej powoduje obniżenie przyczepności powłoki. Na zglądach poprzecznych węzownic wykonano również pomiary grubości rur oraz powłok po okresie eksploatacji trwającym 3784 godziny. Średni ubytek grubości rur wykonanych ze stali 10H2M nie pokrytych powłoką w rejonie „kolana” wyniósł 0,25mm. Rys. 6.36 i 6.37 przedstawiają zależność grubości powłok zmierzonej na zglądzie poprzecznym rury wyciętej po eksploatacji od odległości od „kolana” rury, dodatnie wartości odległości odpowiadają odcinkowi rury równoległemu do ściany kotła, wartości ujemne – odcinkowi zbieżnemu do ściany kotła. Na odcinkach zbieżnych do ściany kotła grubości powłok są wyraźnie wyższe niż na odcinkach równoległych. Powłoka natryskana drutem 75B/AMI Spray Arc 100 była bardziej odporna na zużycie w porównaniu do powłoki 75B/95MXC.



Rys. 6.36. Grubość powłoki 75B/95MXC po eksploatacji [90].



Rys. 6.37. Grubość powłoki 75B/AMI Spray Arc 100 po eksploatacji [89].

Uzyskane wyniki dowodzą, że celowe jest natryskiwanie wewnątrz kotła powłok metodą łukową na rurach przegrzewacza pary. Intensywności zużycia powłok były porównywalne do stali gat. 10H2M.

Wartość przewodnictwa ciepła powłok natryskiwanych jest mniejsza w porównaniu do materiałów litych. W pracy [91] stwierdzono w badaniach numerycznych i eksploatacyjnych korzystny skutek natryskiwania metodą plazmową stopem 50Ni-50Cr na zewnętrzną powierzchnię rur parownika kotła energetycznego, co umożliwiło uzyskanie bardziej korzystnego rozkładu temperatury na wewnętrznej powierzchni rury i ograniczenie powstawania osadów na jej wewnętrznej powierzchni.

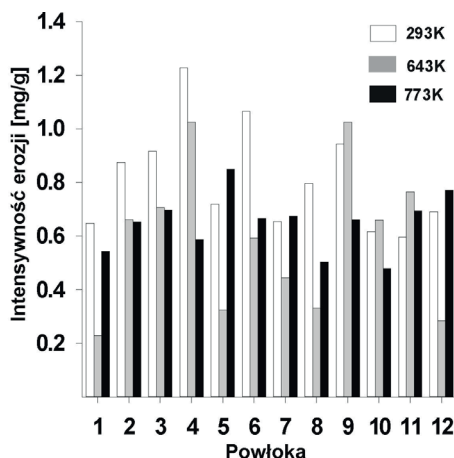
Istotnym parametrem wyznaczającym trwałość powłok jest temperatura ich eksploatacji. Badania wpływu temperatury na intensywność zużycia erozyjnego wykonano na 12 powłokach napawanych [92]. Wykonano powłoki:

- metodą napawania plazmowego – (1) PMCo45, (12) PMNi30;
- napawania metodą TIG – (2) El-Co1, (3) Stellite Grade 6;
- napawania gazowego – stopami Deloro – (4) Alloy 60, (5) Alloy 56, (6) Alloy 50, (9) Alloy 40, (10) Alloy 35 oraz (7) Colmonoy 237, (8) Buildup 22, (11) Colmonoy 43.

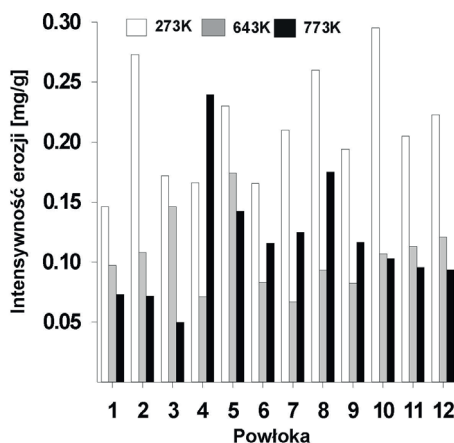
Powłoki (1)÷(3) są stopami na osnowie kobaltu, pozostałe – stopami na osnowie niklu. Zostały wykonane badania odporności na zużycie ściernie oraz erozyjne. W testach tribologicznych zastosowano:

- mieliwo kwarcowe o wielkości ziarna  $<0,1$  mm,
- pył pobrany z kotła energetycznego opalanego węglem kamiennym, 81% ziaren miało wielkość mniejszą od  $40\ \mu\text{m}$ , skład chemiczny pyłu:  $\text{SiO}_2$  – 55,21%;  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 30,1%;  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  – 6,22%;  $\text{TiO}_2$  – 1,46%;  $\text{MgO}$  – 1,24%, inne – 5,77%.

Badania ścieralności wykonano za pomocą testera T07, natomiast badania erozyjne na własnym stanowisku badawczym (rozdz. 3), które jest zmodyfikowaną wersją urządzenia Yee i in. [93] Prędkość ziaren pyłu wynosiła 130 m/s. Badania erozyjne wykonano przy temperaturze 293, 643 i 773 K dla kątów padania 30° i 90°. Wyniki badań erozyjnych są przedstawione na rys 6.38 i 6.39 [92].



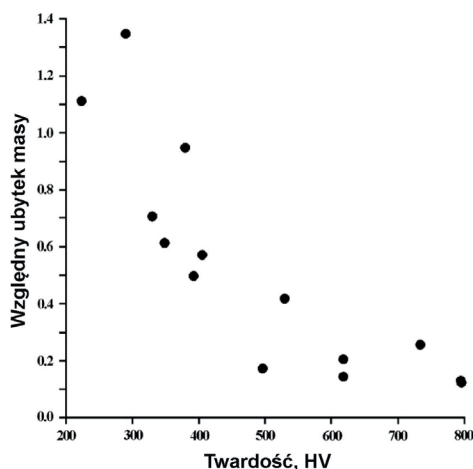
Rys. 6.38. Wpływ temperatury na intensywność erozji powłok, mieliwo kwarcowe, kąt padania 90°.



Rys. 6.39. Wpływ temperatury na intensywność erozji powłok, pył pobrany z kotła, kąt padania 90°.

Intensywność erozji powodowanej przez pył pobrany z kotła jest kilkakrotnie mniejsza od wartości dla mieliwa kwarcowego. Badania SEM wykazały, że ziarna pyłu mają kształt zbliżony do sferycznego. Ziarna pyłu były podatne na krusze-

nie w warunkach testu erozyjnego. Oba czynniki powodowały małą intensywność zużywania erozyjnego. Badane materiały wykazały zróżnicowane zależności intensywności erozji od temperatury. Sposób wykonania eksperymentu minimalizował wpływ korozji na ubytki masy. W testach z użyciem pyłu stwierdzono, że intensywność erozji w temperaturze pokojowej była zwykle najwyższa, a dla kąta padania  $30^\circ$  intensywność erozji przy temperaturze 773 K była wyższa od wartości dla 643 K. Postać zależności temperaturowej intensywności erozji była zależna od kąta padania. Podane rezultaty świadczą o tym, że zależność temperaturowa erozji nie jest jedynie właściwością materiału, ale zależy również od kąta padania ziaren ścierniwa i rodzaju ścierniwa. Badania SEM wykazały, że dla kąta padania  $90^\circ$ , niezależnie od temperatury testu, mechanizmem zużywania osnowy stopu było wyciskanie i przekuwanie płatków metalu. Mielivo kwarcowe powodowało pękanie węglików, natomiast ziarna pyłu nie powodowały takiego efektu. Wielkość płatków metalu była wyraźnie większa dla mieliwa kwarcowego. W powłoce nr 9 (Deloro Alloy 40) mikrotwardość roztworu stałego niklu wynosiła 331-571 HV, eutektyk 983-1904 HV, węglików/borków 4100 HV. Rys. 6.40 przedstawia wyniki badań ścieralności wykonanych z wykorzystaniem mieliwa kwarcowego [94].



Rys. 6.40. Zależność względnego ubytku masy od twardości stopów.

Większość badanych materiałów stanowiły stopy na osnowie niklu. Mikrostruktura napoiiny zawiera roztwór stały niklu w układzie dendrytycznym, którego twardość zależy od zawartości Cr, Fe oraz Si rozpuszczonych w roztworze, węglików, borków oraz krzemków położonych miedzydendrytycznie oraz różnych eutektyk. Chrom tworzy węgliki typu  $M_7C_3$  lub borki typu  $(Fe,Cr)(B,C)$ . Twarde cząstki stanowią przeszkody dla ziaren ścierniwa poruszających się po powierzchni powłoki. B oraz Si tworzą niskotopliwe fazy eutektyczne, które zapewniają wysoką kohezję twardych cząstek i osnowy. Powłoki wytwarzane metodą gazową

wykazywały największy udział porów i wtrąceń wśród badanych powłok. Powłoki na osnowie Co zawierały roztwór stały kobaltu o strukturze austenitu oraz położone międzydendrytycznie węgliki typu  $M_7C_3$ . Pomiary mikrotwardości wykazały w większości badanych powłok obecność wydzielen o twardości przewyższającej twardość mieliwa kwarcowego (900-1100 HV). W testach erozyjnych wykonanych z użyciem mieliwa kwarcowego oraz korundu o wielkości ziarna 120 i prędkości cząstek 75 m/s, wykazano, że:

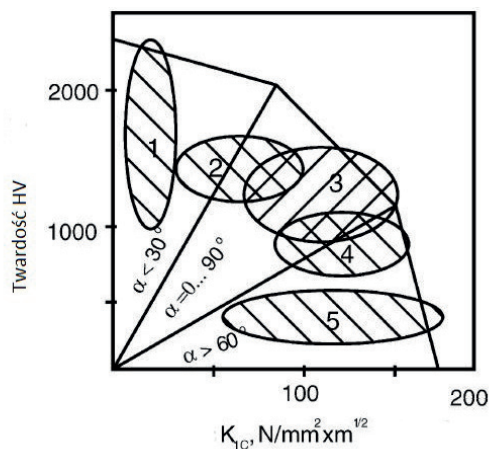
- mikrostruktura powłok ma istotny wpływ na wyniki badań erozyjnych oraz badań ścieralności,
- obliczone wykładniki potęgowe prędkości wynosiły około 4,
- znaleziono istotne statystycznie ( $p < 0,05$ ) korelacje dla ścierniwa kwarcowego odporności na zużycie ścierne i twardości dla korundu,
- stwierdzono liniową korelację odporności na zużycie i zawartości odporności na zużycie ścierne oraz intensywności erozji (dla kąta  $90^\circ$ ) i zawartości B + C w powłoce.

Materiały powłokowe są często opracowywane w oparciu o testy prowadzone zgodnie z normą ASTM Standard G65, która modeluje procesy zużywania maszyn do prac ziemnych. W teście tym stosuje się ziarna piasku o wymiarach  $212 \div 300 \mu m$ , które w warunkach próby mogą się toczyć po powierzchni powłoki. Warunki testu ścierania omawianego wyżej różnią się w istotnym stopniu.

Powłoki przetapiane są interesujące ze względu na praktyczny brak porowatości, co ogranicza uszkodzenie korozyjne powłoki. Uzyskanie równomiernej grubości powłok natryskiwanych i przetapianych płomieniowo jest jednak trudne. W pracy [95] przedstawiono zastosowanie metody nagrzewania indukcyjnego do wykonania w ramach jednej operacji technologicznej przetapiania i zginania rur pokrytych powłoką natryskowaną. Przedmiotem intensywnych badań są powłoki międzymetaliczne, na przykład Fe-Al i Fe-25% Al-Zr [96].

#### 6.4.2. Powłoki cermetalowe

Jeśli w warunkach erozji materiału będą występować mikroskrawanie oraz zmęczenie lub kruche pękanie to materiał erodowany odporny na zużycie powinien wykazywać optymalne połączenie twardości oraz odporności na pękanie. Rys. 6.41 przedstawia zakresy twardości i odporności na pękanie stosowanych powłok oraz ich zastosowanie.



**Rys. 6.41.** Zastosowanie powłok: 1,2- erozja przy niskich wartościach kąta padania, 2÷4 zużycie ścierno-erozyjne, 4 i 5 erozja przy dużych wartościach kąta padania ziaren [97].

Materiały o dużej twardości i niskiej odporności na pękanie wykazują wysoką odporność na erozję dla kątów padania  $< 30^\circ$ . Dla kątów padania powyżej  $60^\circ$  korzystna jest niska twardość i wysoka odporność na pękanie.

W pracy [98] wykazano, że odporność na zużycie spiekanych cermetali WC-Co może być opisana zależnością:

$$R \propto \frac{K_{1c}^{3/8} H^{1/2}}{D_{WC}} \quad (6.1)$$

gdzie:

R jest odpornością na zużycie ścierne,

$K_{1c}$  oraz H są odpornością na pękanie oraz twardością cermetalu,

$D_{WC}$  jest średnią odległością pomiędzy węglnikami.

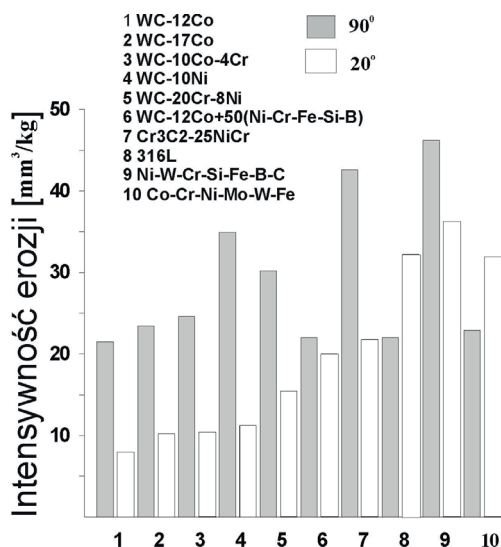
Zależność 6.1 wskazuje, że odporność na zużycie nie jest jedynie funkcją twardości oraz, że zmniejszenie odległości pomiędzy węglnikami powoduje wzrost odporności na zużycie.

Cermetale stanowiące połączenie wyraźnie różniących się właściwościami materiałów mogą stanowić rozwiązanie problemu zużywania erozyjnego występującego w przemyśle. Cermetale WC-Co są powszechnie stosowane do zabezpieczenia przed zużyciem ale ograniczeniem ich zastosowania są wysokie temperatury pracy lub agresywność środowiska. Wprowadzenie metody HVOF umożliwiło otrzymywanie powłok o dużej przyczepności do podłoża i małej porowatości. Metoda HVOF charakteryzuje się znaczną energią kinetyczną natryskiwanych cząstek



oraz ich stosunkowo niewielką temperaturą, co ogranicza zachodzące podczas natryskiwania cieplnego przemiany węglików. Korzystnym procesem natryskiwania jest również metoda detonacyjna.

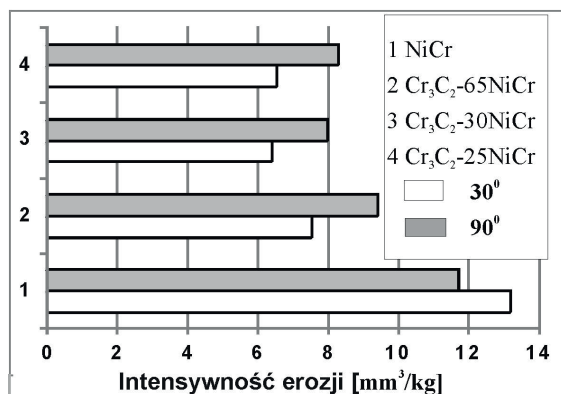
Istotną właściwością powłok natryskiwanych jest ich porowatość. Jedynie powłoki cermetalowe o porowatości  $<5\%$  wykazują korzystną odporność na erozję [99]. Levy i Wang [100] w badaniach powłok cermetalowych stwierdzili, że dla kąta padania normalnego do powierzchni mechanizmem uszkodzania powłok cermetalowych było pękanie i odpryskiwanie fragmentów ziaren powłoki. Wielkość ziaren produktu zużycia była związana z wielkością ziaren powłoki. Natomiast dla kąta padania  $30^\circ$  powierzchnia erodowana miała wyraźnie niższą chropowatość. Natryskiwana plazmowo powłoka WC-Co zawierała układ porów, który obniżał odporność na erozję. Przyczyną wyższej odporności na erozję natryskiwanej metodą detonacyjną powłoki  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  w porównaniu do powłok natryskiwanych metodą plazmową jest mniejsza liczba porów oraz ich mniejsza wielkość. Vincenzi [99] obserwowała silną zależność intensywności erozji cermetali zbrojonych  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  od porowatości dla wszystkich kątów padania.



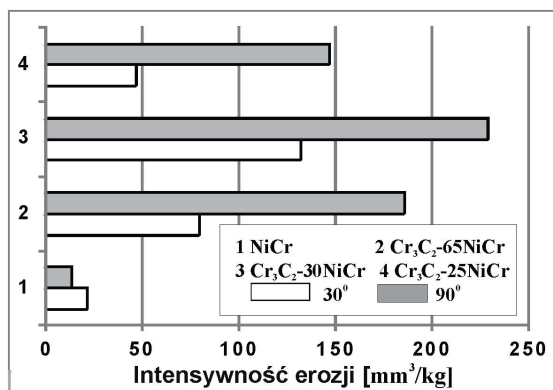
Rys. 6.42. Intensywność erozji natryskiwanych powłok cermetalowych.

Odporność na erozję powłok natryskiwanych zależy w istotny sposób od zawartości cząstek fazy twardej. Dla normalnego kąta padania mechanizmem zużycia metalicznej osnowy jest wyciskanie i przekuwanie płatków metalu. Dla kąta padania  $30^\circ$  istotnym mechanizmem zużycia jest mikroskrawanie. Rys. 6.42 przedstawia intensywność erozji natryskiwanych powłok cermetalowych [101]. Badania erozyjne wykonano dla dwóch kątów padania korundu o wielkości ziaren

50  $\mu\text{m}$  i prędkości cząstek 84 m/s. Badaniom poddano powłoki cermetalowe zbrojone cząstkami WC lub  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  natryskiwane metodą HVOF oraz stal nierdzewną 316L. Intensywność erozji dla normalnego kąta padania była znacznie wyższa od wartości dla kąta 20°. W powłokach na osnowie Co wzrost zawartości cząstek WC powoduje spadek intensywności erozji dla kąta padania 20° i wzrost dla kąta 90°.



Rys. 6.43. Intensywności erozji powłok cermetalowych zbrojonych cząstkami  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  natryskiwanych metodą HVOF.



Rys. 6.44. Porównanie intensywności erozji powłok cermetalowych natryskiwanych metodą plazmową.

Rys. 6.43 i 6.44 przedstawiają porównanie intensywności erozji powłok natryskiwanych metodą HVOF oraz plazmową [99]. Intensywność erozji powłok natryskiwanych metodą plazmową jest znacznie wyższa od wartości dla powłok natryskiwanych metodą HVOF. Obecność twardych cząstek zbrojących w cermetale powoduje kruche zachowanie materiału, intensywność erozji dla kąta 90° jest wyraźnie wyższa.

Wyniki publikowanych prac dotyczących wpływu zawartości fazy zbrojącej na intensywność erozji są częściowo sprzeczne. Levy i Wang [100] stwierdzili, że optymalna zawartość twardych cząstek wynosi 80%, Stein i in. [102] stwierdzili, że optymalna zawartość WC wynosi 35%. W pracy [103] badano odporność na zużycie powłok WC/NiCrBSi(Co) wytwarzanych z mieszaniny proszków WC-Co oraz NiCrBSi metodą przetopienia w piecu elektrycznym. Przebieg zależności odporności na zużycie od zawartości WC-Co nie był monotoniczny, co tłumaczono dwoma przeciwstawnymi efektami: wzrost zawartości WC-Co zmniejsza odległość pomiędzy cząstkami węglików, ale z drugiej strony zmienia związaną z cząstkami WC z osnową. Minimalna odporność na zużycie odpowiadała zawartości WC-Co około 60% mas.

Według Ageorgesasa i in. [104] maksymalna odporność na zużycie ściernie powłoki cermetalowej natryskiwanej plazmowo z proszków  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  oraz stali nierdzewnej 316L podawanych oddzielnie do palnika odpowiadała zawartości fazy zbrojącej około 50%. Stwierdzono niską kohezję ziaren ceramicznych oraz metalicznych, występowanie mikropęknięć i porowatości. Istotnym problemem w przypadku tego kompozytu była duża różnica we współczynnikach rozszerzalności cieplnej obu składników, co powodowało pękanie. Maksymalna odporność na zużycie ściernie była dla zawartości fazy zbrojącej około 50%.

Intensywność erozji natryskiwanej powłoki zależy od metody natryskiwania [105]. Niską odporność na erozję wykazała powłoka  $\text{Al}_2\text{O}_3$  natryskiwana metodą APS, natomiast odporności na erozję powłok natryskiwanych metodą HVOF i VPS były zbliżone do siebie. W metodzie VPS natryskiwane cząstki mają wysoką prędkość, temperatura podłoża jest wyższa w porównaniu do metody APS. Dla kąta padania ziaren ścierniwa  $20^\circ$  intensywność erozji powłoki  $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$  malała ze wzrostem zawartości ceramiki w powłoce, natomiast dla kąta padania normalnego do powierzchni zauważono wzrost intensywności erozji [105].

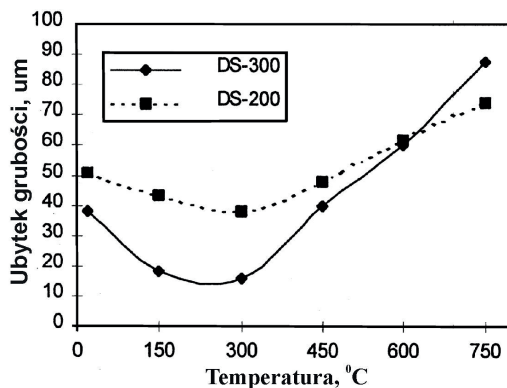
Intensywność erozji zależy również od właściwości cząstek erodujących oraz od składu chemicznego gazów (zawartość substancji agresywnych chemicznie oraz cząstek  $\text{SiO}_2$ ). Natryskiwana metodą HVOF powłoka  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr wykazała wyższą trwałość w porównaniu do natryskiwanych łukowo powłok Fe-Cr oraz natryskiwanych metodą płomieniową powłok ceramicznych. W powłokach ceramicznych istotnym problemem były pęknięcia oraz porowatość [106].

Jeśli ziarno ścierniwa ma wielkość równą lub mniejszą od wielkości ziarna węglika to istotnym mikromechanizmem zużywania ściernego staje się usuwanie osnowy, które powoduje odsłonięcie cząstek węglików i ich późniejsze usunięcie [107]. W przypadku zużycia ściernego oraz erozyjnego występuje wzrost intensywności zużycia przy zwiększaniu wielkości ziarna ścierniwa, ale tylko do pewnej jego wielkości, która wynosi około  $100\text{ }\mu\text{m}$  [108]. Według Moore'a i Kinga [109] zmiana mechanizmu zużywania ściernego z mechanizmu, w którym występuje odkształcenie plastyczne na mechanizm, w którym ubytek materiału jest spowo-

dowany pękaniem powoduje wzrost intensywności zużycia nawet o rząd wielkości. Czynniki, które wpływają na zmianę mechanizmu zużywania są:

- duża głębokość penetracji ziarna ścierniwa w materiał,
- występowanie ostrych krawędzi ziarna.

Efekt wielkości ziarna ścierniwa potwierdzono dla kompozytów zbrojonych WC spiekanych oraz natryskiwanych [110]. Występowanie efektu tłumaczono wzrostem nacisku ziarna ściernego w teście tribologicznym ze zwiększającą się wielkością ziarna.



Rys. 6.45. Zależność ubytku grubości powłok cermetalowych od temperatury [111].

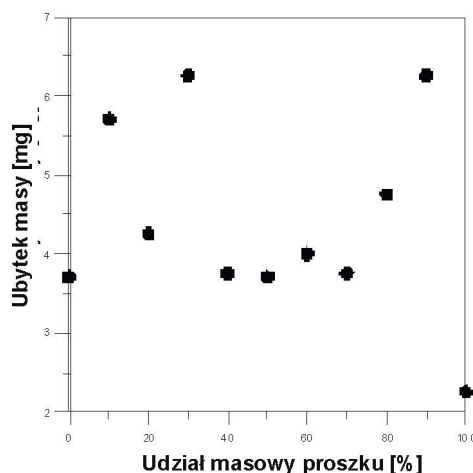
Istotnym parametrem wpływającym na odporność na zużycie erozyjne powłoki jest temperatura. Czynniki powodującymi obniżenie ilości energii potrzebnej do usunięcia w procesie erozji jednostkowej objętości materiału są: obniżenie wytrzymałości, modułu Younga i umocnienie przez zgmiot. Czynniki powodujące wzrost energii potrzebnej do usunięcia jednostki objętości materiału to wzrost plastyczności materiału lub dynamiczne zdrowienie. Rezultat finalny – wzrost lub obniżenie intensywności erozji, zależy od warunków testu [110]. Wpływ temperatury testu na intensywność erozji natryskiwanych metodą HVOF powłok  $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{TiC}$ -NiCrMo (DS-300) i  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr (DS-200) był badany przez Wanga i Verstaka w symulowanych warunkach pracy kotła fluidalnego, rys. 6.45 [111]. Minimalna intensywność erozji odpowiada temperaturze 300 °C. Przyczyną różnicy w intensywności erozji powłok dla temperatury powyżej 600 °C jest prawdopodobnie utlenianie cząstek TiC.

Natryskiwane metodą VPS z mieszanin proszków Co-Ni-Cr-Al-Y oraz  $\text{Al}_2\text{O}_3$  powłoki były poddane badaniom erozyjnym przy temperaturze 700 °C w symulowanych warunkach pracy turbiny [112]. Ubytek masy w testach erozyjnych monotonicznie malał ze zwiększającą się zawartością ceramiki w powłoce. Pory o małej średnicy mogą mieć korzystny wpływ, bo zatrzymują pęknięcia rozwijają-

ce się w powłoce. Dla małych zawartości ceramiki w powłoce występowało pękanie cienkich lamelli ceramicznych, które nie były wystarczająco podpierane przez plastyczną fazę metaliczną. Ze względu na wymaganą odporność na zmęczenie cieplne udział ceramiki powinien być ograniczony do 40÷60% mas. [112].

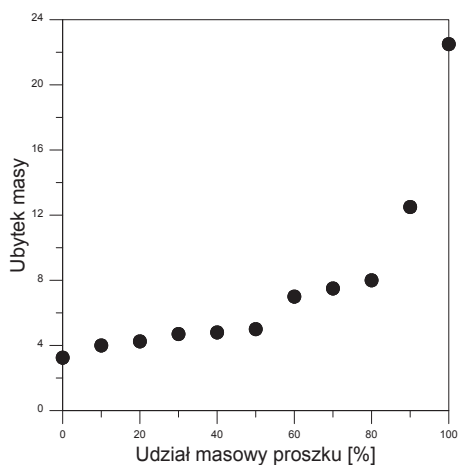
Metoda natryskiwania płomieniowo-proszkowego powłok cermetalowych może być wykorzystana do wytwarzania powłok na elementach narażonych na zużycie erozyjno-korozyjne w podwyższonych temperaturach. Właściwości powłok zostały przedstawione w pracach [113-117]. Powłoki wykonano metodą natryskiwania płomieniowo-proszkowego poddźwiękowego palnikiem Uni-Spray-Jet firmy Amil, próbki były natryskiwane trzema rodzajami proszków. Warstwę wiążącą pod powłoki cermetalowe wykonano proszkiem AMI 3452.6 NiMoAl. Warstwa cermetalowa była natryskiwana mieszaniną proszków AMI 3452.6 oraz MX 6-3018.2 ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40% mas.  $\text{TiO}_2$ ) lub AMI 3452.6 oraz AMI 6602.2 ( $\text{ZrO}_2$  – 30% mas.  $\text{CaO}$ ).

Rys. 6.46 przedstawia zależność ubytku masy w badaniu zużycia ściernego powłok cermetalowych od zawartości  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$  w mieszaninie proszków podawanej do palnika. Stosowanym ścierniwem było mieliwo kwarcowe. Ubytek masy powłok natryskiwanych samym proszkiem metalicznym lub samym proszkiem ceramicznym jest mniejszy od ubytku masy powłok cermetalowych. Wartość ubytku masy w badaniach ścieralności jest najniższa dla powłoki natryskiwanej  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$ . Widać znaczny rozrzut ubytków masy dla zawartości ceramiki 10-30% oraz 80-90%. Brak jednoznacznej zależności ubytku masy powłok cermetalowych od zawartości proszku  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$  (rys. 6.46) jest prawdopodobnie spowodowany niską kohezją ziaren ceramicznego i metalicznego.

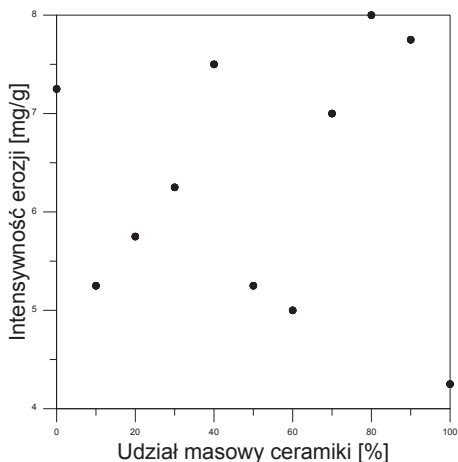


**Rys. 6.46.** Zależność ubytku masy w badaniach zużycia ściernego od zawartości  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$  [115].

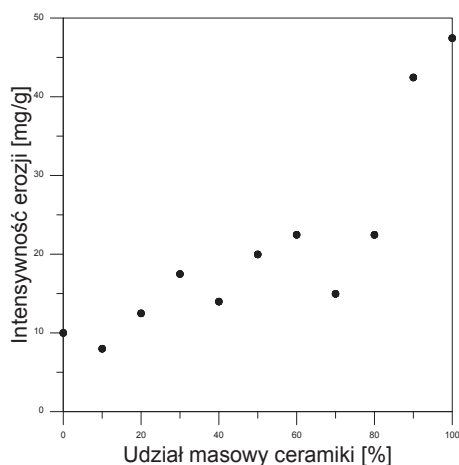
Rys. 6.47 przedstawia zależność ubytku masy w badaniach zużycia ściernego powłoki cermetalowej od udziału masowego  $ZrO_2$ -30% CaO w mieszaninie proszków stosowanych do natryskiwania. Najmniejsze zużycie zaobserwowano dla powłoki wykonanej z proszku metalicznego. Uzyskana zależność sugeruje niską kohezję ziaren powłoki zawierającej ziarna ceramiczne. Rozproszenie punktów pomiarowych na wykresie rys 6.46 było prawdopodobnie związane z pęknięciami w natryskiwanych ziarnach ceramicznych stwierdzonym w badaniach SEM.



**Rys. 6.47.** Zależność ubytku masy w badaniach zużycia ściernego od zawartości  $ZrO_2$ -30% CaO [115].



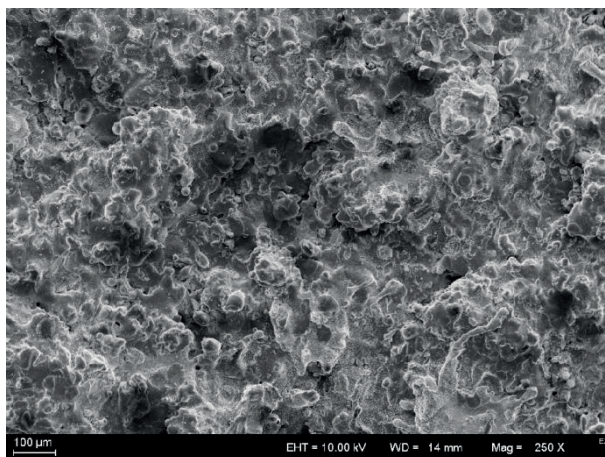
**Rys. 6.48.** Zależność intensywności erozji od zawartości  $Al_2O_3$ -40%  $TiO_2$  [116].



**Rys. 6.49.** Zależność intensywności erozji od zawartości  $\text{ZrO}_2$ -30%  $\text{CaO}$  [115].

Rys. 6.48 przedstawia zależność intensywności erozji od udziału masowego  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$  w proszku użytym do natryskiwania. W badaniach zastosowano mieliwo kwarcowe, kąt padania cząstek wynosił  $90^\circ$ , prędkość – 61 m/s. Najniższą intensywność erozji stwierdzono dla powłoki ceramicznej. Zawartość  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$  poniżej 40% obniża intensywność erozji, co jest związane z wysoką odpornością ceramiki na zużycie erozyjne. Dla większych zawartości fazy ceramicznej przeważa jednak wpływ mikrostruktury powłoki cermetalowej na intensywność erozji. Przebieg wykresu sugeruje, że proces tworzenia się lamelli powłoki cermetalowej przebiega inaczej niż w przypadku powłok natrykiwanych jednym (metalicznym, względnie ceramicznym) proszkiem. W powłokach modalnych natrykiwanych mieszaniną, na przykład dwóch proszków o takim samym składzie chemicznym, ale o znacznie różnych wielkościach ziarna, obserwuje się wyższe właściwości powłoki modalnej w porównaniu do powłok tradycyjnych. Prowadzi to do wniosku, że istotną cechą powłok cermetalowych jest nie wielkość cząstek proszku stosowanych do natryskiwania, a kohezja cząstek powłoki różnych rodzajów, to znaczy cząstek metalicznych i cząstek ceramicznych. Zwracają uwagę znaczne różnice w intensywnościach erozji powłok cermetalowych o zbliżonych składach chemicznych. Wielkość śladu uderzenia cząstki erodującej jest znacznie mniejsza od wielkości lamelli powłoki. Obserwuje się wzrost udziału objętościowego porów ze zwiększającym się udziałem fazy ceramicznej w powłoce. Ubytek masy w teście erozji jest nasilony w niektórych obszarach, co dowodzi interakcji uderzającej cząstki z granicą lamelli, pęknięciem lub porowatością. Rys. 6.49 przedstawia zależność intensywności erozji od udziału ceramiki  $\text{ZrO}_2$ -30%  $\text{CaO}$ , widać zdecydowanie mniejsze rozproszenie intensywności erozji w porównaniu do rys. 6.48. W ziarnach  $\text{ZrO}_2$ -30%  $\text{CaO}$  obserwowano mniej pęknięć w porównaniu do ziaren  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$ .



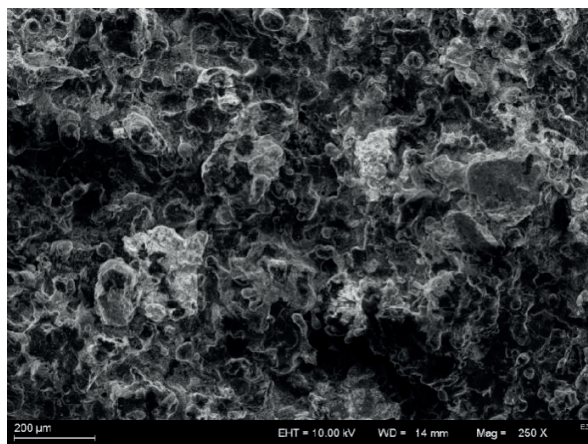


**Rys. 6.50.** Powierzchnia natryskiwanej powłoki zawierającej 30% ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$ ), SEM [115].

Rys. 6.50 przedstawia powierzchnię powłoki natryskiwanej mieszaniną proszków zawierającą 30% ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$ ). Widać liczne pory i pęknięcia, co wskazuje na niską kohezję powłoki. Mechanizmami zużywania ściernego powłoki było mikropęknięcie i delaminacja ziaren powłoki, rys. 6.51. Nierówności powierzchni powłoki ulegały usunięciu podczas erozji, wygląd powierzchni po teście sugeruje kruchy mechanizm erozji (rys. 6.52). Powierzchnia śladu zużycia pokazuje selektywny mechanizm zużywania powłoki cermetalowej, występują znaczne różnice w intensywności zużywania ziaren metalicznych i ceramicznych.



**Rys. 6.51.** Powierzchnia powłoki po zużyciu ściernym, powłoka zawierająca 30% ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$ ), SEM [116].



**Rys. 6.52.** Powierzchnia powłoki zawierającej 30% ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$ ) po erozji, SEM [116].

Analizę składu fazowego wykonano za pomocą dyfraktometru rentgenowskiego metodą Bragga-Brentano [114]. Wykorzystano promieniowanie  $\text{CuK}\alpha$ . W próbce  $\text{NiMoAl}$  stwierdzono obecność roztworu stałego niklu o sieci austenitu oraz obecność tlenku niklu powstałego podczas lotu stopionej cząstki i stygnięcia powłoki.

W powłoce  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$  wykryto  $\beta$  tytanian glinu  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$  (układ ortorombowy) oraz w znacznie mniejszych zawartościach  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (korund, układ heksagonalny) i  $\text{TiO}_2$  (rutyl, układ tetragonalny). Skład fazowy powłoki jest zbliżony do powłok natryskiwanych metodą plazmową, co jest spowodowane dużą szybkością chłodzenia cząstek ceramicznych po uderzeniu w podłoże [119]. Tytanian aluminium  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$  wykazuje znaczną anizotropię współczynników rozszerzalności cieplnej, co powoduje powstanie siatki mikropęknięć w stygnącym ziarnie powłoki. Istotną właściwością  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$  jest niska temperatura topnienia, która wynosi 2133 K. Gęstość wynosi  $3,7 \text{ g/cm}^3$  [120,121].

Mikrostruktura powłoki natryskiwanej  $\text{ZrO}_2$ -30%  $\text{CaO}$  zawiera  $\text{ZrO}_2$  i  $\text{CaZrO}_3$  krystalizujące w układzie ortorombowym. Dyfraktogramy powłok natryskiwanych mieszaninami proszków ceramicznego i metalicznego były superpozycją dyfraktogramów powłoki ceramicznej oraz powłoki metalicznej. Współczynnik rozszerzalności cieplnej fazy  $\text{CaZrO}_3$ , która występuje w powłokach natryskiwanych  $\text{ZrO}_2$ -30% mas.  $\text{CaO}$  wynosi około  $8,9 \cdot 10^{-6}$ , temperatura topnienia 2610 K, gęstość  $5,11 \text{ g/cm}^3$  [122].

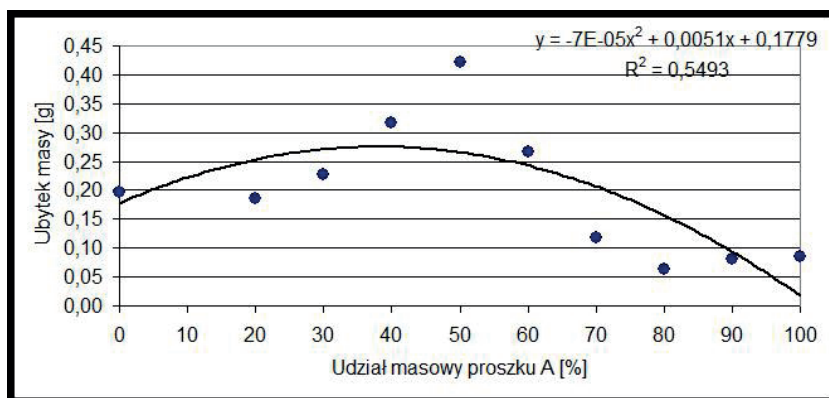
Badania nanotwardości wykonano za pomocą nanotwardościomierza CSM NHT. Moduł Younga został obliczony przez oprogramowanie przyrządu na podstawie modelu Olivera-Pharra przy założeniu współczynnika Poissona  $\nu=0,3$  dla wszystkich faz powłok (faz metalicznych oraz ceramicznych). Wyniki pomiarów są podane w tabeli 6.4.

**Tab. 6.4** wyniki pomiarów nanotwardości

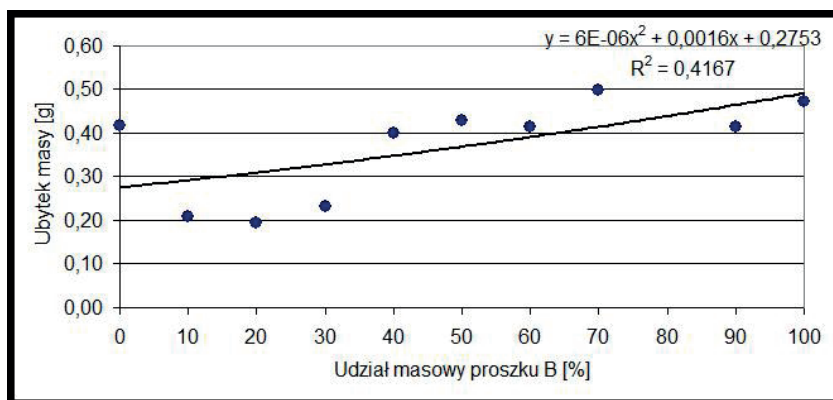
Powłoka	Nanotwardość [HV]		Moduł Younga [GPa]	
	zakres	średnia	zakres	średnia
AMI 3452.6	284,3÷387,8	327,9	94,3÷182,1	115,1
MX-3018.2	415,2÷1274,1	727,1	85,5÷144,9	109,2
AMI 6602.2	257,7÷1520,3	449,5	81÷113,8	95,1

Uzyskane wyniki pomiarów były zbieżne z danymi literaturowymi [114]. Przyczepność powłok cermetalowych określono według normy DIN EN582 [116]. Przyczepność powłok natryskiwanych mieszaniną proszków zawierającą  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$  była w zakresie 27,1÷66,5 MPa. Natomiast dla powłok zawierających  $\text{ZrO}_2$ -30%  $\text{CaO}$  była w zakresie 41,2÷66,5 MPa. Maksymalną przyczepność wykazała powłoka natryskiwana proszkiem metalicznym. Przyczepność powłok natryskiwanych mieszaninami proszków była niższa od przyczepności powłok natryskiwanych proszkami ceramicznymi.

Badania odporności na erozję kawitacyjną wykonano zgodnie z normą ASTM G32-92. Czas ekspozycji wynosił 15 min. Rys. 6.52 i 6.53 przedstawiają ubytki masy powłok cermetalowych w zależności od składu mieszaniny proszków zastosowanej do natryskiwania [118]. Ubytek kawitacyjny powłok natryskiwanych zachodzi wskutek oddzielania całych ziaren powłoki [123,124]. Badania kawitacyjne pozwalają więc określić kohezję powłoki. Powłoka natryskiwana mieszaniną  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$  cechowała się niższą kohezją co powodowało rozrzut wyników badań tribologicznych. Odmienne zależności wyników badań tribologicznych dla powłok zawierających  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$  oraz  $\text{ZrO}_2$ -30%  $\text{CaO}$  od składu mieszaniny proszków były spowodowane różnicami w twardości ziaren ceramicznych.



**Rys. 6.53.** Zależność zużycia kawitacyjnego od zawartości proszku  $\text{NiMoAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ -40%  $\text{TiO}_2$ .



**Rys. 6.54.** Zależność zużycia kawitacyjnego od zawartości proszku NiMoAl/ ZrO<sub>2</sub>-30% CaO.

Wyniki badań właściwości powłok cemetowych natryskiwanych metodą płomieniowo-proszkową wskazują, że powłoki mogą być stosowane w warunkach zużycia erozyjno-ściernego. Można rozważyć ich zastosowanie na elementach kołtów, łopatach wentylatorów oraz jako powłoki uszczelniające.

Prowadzone są intensywne prace nad opracowaniem nowych materiałów do natryskiwania oraz nad modyfikacją właściwości wykonanych powłok. W atmosferach zawierających S oraz Cl natryskiwane metodą HVOF powłoki na osnowie niklu mogą być podatne na atak korozyjny na granicy ziaren. Przetapianie laserowe stanowi rozwiązanie tego problemu [125].

Odporność na zużycie powłok WC-Co natryskiwanych metodą HVOF powłok multimodalnych (natryskiwanych mieszaniną WC o wielkości cząstek 2÷3 μm oraz 30 nm) była wyższa od powłok natryskiwanych klasycznym proszkiem. Obie powłoki wykazały wyraźnie wyższą odporność na zużycie w porównaniu do twardej powłoki chromowej [126].

Powłoki cermetalowe zawierające cząstki WC w osnowie stopów Co lub Ni lub zawierające cząstki węgla chromu w osnowie stopu Ni są często stosowane do zabezpieczania elementów przemysłowych przed zużyciem ściernym, erozyjnym oraz ciernym. Najczęściej stosowaną metodą natryskiwania cieplnego jest metoda HVOF ze względu na dużą wydajność oraz wysoką jakość wykonywanych powłok. Wadą omawianych powłok są pewne zagrożenia zdrowotne. Stopy Ni mogą powodować reakcje alergiczne i prócz tego przypuszcza się, że mogą mieć działanie kancerogenne. Pary stopów WC-Co są toksyczne i prócz tego Co podejrzewa się również o działanie kancerogenne. Ograniczenia zastosowania tych stopów są niekiedy nakładane w przemyśle spożywczym. W pracy [126] podjęto badania nad możliwością zastąpienia dotychczas stosowanej osnowy stopu Co stopem Fe. Wykonano powłoki metodą natryskiwania HVOF proszkami WC-15% mas. FeCrAl



oraz dla porównania WC – 10% mas. Co – 4% mas. Cr. Stwierdzono, że warstwy kompozytowe o osnowie stopu żelaza były bardziej utlenione, wykazywały mniejszą twardość, większą skłonność do pęknięcia w porównaniu do powłok na osnowie stopu kobaltu. Odporność na zużycie ścierne obu materiałów była jednak zbliżona. Wydaje się, że istnieją jeszcze duże możliwości optymalizacji składu chemicznego cermetali na osnowie stopów Fe.

## Literatura

1. Schulz U., Leyens C., Fritscher K., Peters M., Sarahan-Brings B., Lavigne O., Dorvaux J.-M., Poulain M., Mèvrel R., Caliez M.: *Some recent trends in research and technology of advanced thermal barrier coatings*. Aerospace Science and Technology 2003, vol. 7, str. 73-80.
2. Weroński A., Hejwowski T.: *Thermal fatigue of metals*. Marcel Dekker Inc., Nowy Jork, 1992.
3. Wright I.G., Gibbons T.B.: *Recent developments in gas turbine materials and technology and their implications for syngas firing*. International Journal of Hydrogen Energy 2007, vol. 32, str. 3610-3621.
4. Rajendran R.: *Gas turbine coatings – An overview*. Engineering Failure Analysis 2012, vol. 26, str. 355-369.
5. Simpson G.: *Foreign comparative test program on "Russian erosion resistant coatings for US Navy GTE compressors"* 2001.
6. Sulzer Metco. *Copper nickel and copper nickel indium thermal spray powders*. Technical Bulletin 2010, str. 1-4.
7. Chandler P.: *Abradable seal coatings and claddings for compressor applications*. FP5GRD1-2001-40124. CA Technologies Limited.
8. Bounazef M., Guessasma S., Ait Saadi B.: *The wear, deterioration and transformation phenomena of abradable coating BN-SiAl-bonding organic element, caused by the friction between the blades and the turbine casing*. Materials Letters 2004, vol. 58, str. 3375-3380.
9. Yi M., He J., Huang B., Zhou H.: *Friction and wear behaviour and abradability of abradable seal coatings*. Wear 1999, vol. 231, str. 47-53.
10. Sporer D., Refke A., Dratwinski M., Dorfman M., Giovanetti I., Gianozzi M., Bigi M.: *New high-temperature seal system for increased efficiency of gas turbines*. Sealing Technology 2008, October, str. 9-11.
11. Davies J.R.: *Handbook of thermal spray technology*. ASM International, Miami, USA.
12. Ma X., Matthews A.: *Evaluation of abradable seal coating mechanical properties*. Wear 2009, vol. 267, str. 1501-1510.

13. Guilemany J.M., Dosta S., Nin J., Miguel J.R.: *Study of property of WC-Co nanostructured coatings sprayed by high velocity oxyfuel*. Journal of Thermal Spray Technology 2005, vol.14, nr 3, str. 405-413.
14. Goward G.W.: *Progress in coatings for gas turbine airfoils*. Surface and Coatings Technology 1998, vol. 108-109, str. 73-79.
15. Miller R.A.: *Progress toward life modeling of thermal barrier coatings for aircraft gas turbine engines*. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power 1987, vol. 109, str. 448-451.
16. Levi C.G.: *Emerging materials and processes for thermal barrier systems*. Current Opinion in Solid State and Materials Science 2004, vol. 8, str. 77-91.
17. Gell M., Jordan E., Vaidyanathan K., McCarron K., Barber B., Sohn Y.-H., Toplygo V.: *Bond strength, bond stress and spallation mechanisms of thermal barrier coatings*. Surface and Coatings Technology 1999, vol. 120-121, str. 53-60.
18. Beele W., Marijnissen G., van Lieshout A.: *The evolution of thermal barrier coatings- status and upcoming solutions for today's key issues*. Surface and Coatings Technology 1999, vol. 120-121, str. 61-67.
19. Samadi H., Coyle T.W.: *Alternative thermal barrier coatings for diesel engines*. 5-th Congress of Iran Ceramic Society, Teheran, Iran, 2004.
20. Murphy J.G., King H.W., Taylor M.L.: *Particulate erosion of zirconia-alumina plasma sprayed coatings*. I: Ceramic coating erosion. Materiały Konferencji Electronics and Basic Science Division, Annual Meeting Canadian Ceramic Society, Montreal, Kanada, 1987.
21. Cernuschi F., Lorenzoni L., Capelli S., Guardamagna C., Karger M., Vassen. R., von Niessen K., Markocsan N., Menuet J., Giolli C.: *Solid particle erosion of thermal spray and physical vapour deposition thermal barrier coatings*. Wear 2011, vol. 271, str. 2909-2918.
22. Tsai P.-C., Lee J.-H., Chang C.-L.: *Improving the erosion resistance of plasma-sprayed zirconia thermal barrier coatings by plasma glazing*. Surface and Coatings Technology 2007, vol. 202, str. 719-724.
23. Davies A.G., Boone D.H., Levy A.V.: *Erosion of ceramic thermal barrier coatings*. Wear 1986, vol. 110, str. 101-116.
24. Janos B.Z., Lugscheider E., Remer P.: *Effect of thermal aging on the erosion resistance of air plasma sprayed zirconia thermal barrier coating*. Surface and Coatings Technology 1999, vol. 113, str. 278-285.
25. Srinivasan S., Scattergood R.O.: *Erosion of Mg-PSZ by solid particle impact*. Advanced Ceramic Materials 1988, vol. 3, nr 4, str. 345-352,
26. Levi C.G.: *Emerging materials and processes for thermal barrier systems*. Current Opinion in Solid State and Materials Science 2004, vol. 8, str. 77-91.
27. Wellmann R.G., Nicholls J.R.: *A review of the erosion of thermal barrier coatings*. Journal of Physics D: Applied Physics 2007, vol. 40, nr 16, str. R293-R305.

28. Ramos C.A.C.: *Mathematics modelling of the behavior in operation of induced draft fans for 350-MW fossil power units to predict its optimum maintenance time*. Electric Power Systems Research 2004, vol. 70, str. 109-113.
29. Mengütürk M., Sverdrup E.F.: *Fan erosion control*. Forschung im Ingenieurwesen 1986, vol. 52, nr 1, str. 9-12.
30. Dalili N., Edrisy A., Carriveau R.: *A review of surface engineering issues critical to wind turbine performance*. Renewable and Sustainable Energy Reviews 2009, vol. 13, str. 428-438.
31. Klimpel A., Dobrzański L.A., Janicki D.: *A study of worn wear plates of fan blades of steel fumes suction system*. Journal of Materials Processing Technology 2005, vol. 164-165, str. 1062-1067.
32. Kurdowski W.: *Poradnik technologa przemysłu cementowego*. Arkady, Warszawa, 1981.
33. Hejwowski T., Weroński A.: *Wybrane zagadnienia zużywania elementów maszyn i urządzeń w warunkach synergicznych wymuszeń*. Teka Komisji Naukowej Motoryzacji, Zeszyt 35, Monografia 8, Polska Akademia Nauk Oddział Krakowie, 2008.
34. Burakowski T.: *Rozważania o synergizmie w inżynierii powierzchni*, Wydawnictwo Instytutu Technologii Eksploatacji, Radom, 2004.
35. Hejwowski T., Weroński A.: *Studies on the extension of the service life of large industrial fans*. Journal of Materials Processing Technology 1995, vol. 54, str. 144-148.
36. Spuzic S., Strafford K.N., Subramanian C., Green L.: *Influence of stress state on abrasive wear of steels*. Wear 1995, vol. 184, str. 83-86.
37. Weroński A., Hejwowski T.: *Effect of stress on abrasive and erosive wear of steels and sprayed coatings*. Vacuum 2009, vol. 83, str. 229-233.
38. Hejwowski T.: *Odporność na erozję wybranych stali i żeliw*. Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej. Nauki Techniczne: Budowa i Eksploatacja Maszyn 2009, str. 1-10.
39. Hejwowski T.: *Wpływ mikrostruktury i składu chemicznego stopów na osnowie żelaza na ich odporność na zużycie ścierne i erozyjne*. Inżynieria Materiałowa 2010, nr 2, str. 127-131.
40. Hejwowski T.: *Erosive and abrasive wear resistance of overlay coatings*. Vacuum 2009, vol. 83, str. 166-170.
41. Hejwowski T., Marczevska-Boczkowska K., Kobayashi A.: *A comparative study of electrochemical properties of metallic glasses and weld overlay coatings*. Vacuum 2013, vol. 88, str. 118-123.
42. Vetter J., Barbezat G., Crummenauer J., Avissar J.: *Surface treatment selections for automotive applications*. Surface and Coatings Technology 2005, vol. 200, str. 1962-1968.
43. Dorfman M.R.: *Wear-resistant thermal spray coatings*. Sulzer Technical Review 2002, nr 2, str. 14-17.



44. Barbezat G.: *Application of thermal spraying in the automobile industry*. Surface and Coatings Technology 2006, vol. 201, str. 2028-2031.
45. Rabiei A., Mumm D.R., Hutchinson J.W., Schweinfest R., Rühle M., Evans A.G.: *Microstructure, deformation and cracking characteristics of thermal spray ferrous coatings*. Materials Science and Engineering 1999, vol. A269, str. 152-165.
46. Ford M., Fisher M.: *Method for coating combustion engine cylinder by plasma transfer red wire arc thermal spray*. MSE 121, Spring 2010, April 30 2010, str. 1-10.
47. Ernst P., Fletcher K.: *SUMEBore- thermally sprayed protective coatings for cylinder liner surfaces*. Sulzer Metco.
48. McCullough: *Sulzer Metco SUMEBore Technology target cylinder bore coating applications*. Advanced Materials & Processes 2010, vol. 5, nr 8, str. 38-42.
49. Barbezat G.: *Advanced thermal spray technology and coating for lightweight engine blocks for the automotive industry*. Surface and Coatings Technology 2005, vol. 200, str. 1990-1993.
50. Ernst P., Barbezat G.: *Thermal spray applications in powertrain contribute to the saving of energy and material resources*. Surface and Coatings Technology 2008, vol. 202, str. 4428-4431.
51. Bobzin K., Ernst F., Richardt K., Schlaefel T., Vepoort C., Flores G.: *Thermal spraying of cylinder bores with the plasma transferred wire arc process*. Surface and Coatings Technology 2008, vol. 202, str. 4438-4443.
52. Mavrigian M.: *Performance engine valve technology*. Engine Professional 2011, Oct.-Dec., str. 11÷24.
53. Keijzers G.: *Thermal spray coatings and high performance engine valves*. Advanced Materials and processes 2010, nr 8, str. 42-45.
54. Wiśniewski, T.S.: *Heat transfer measurements on exhaust valves of 4C90 engine*. 23rd International Scientific Conference on Combustion Engines, Bielsko Biała, Journal of Cones, Kones '97.
55. Larson, J.M., Jenkins, L.F., Narasimhan, S.L., Belmore, J.E.: *Engine valves- design and material evolution*. J. Engr. Gas Turbines Power 1987, vol. 109, str. 355-361.
56. Quinn, T.F.J.: *The role of wear in the failure of common tribosystems*. Wear 1984, vol. 100, str. 399-436.
57. Nicholls, J.R.: *Coatings and hardfacings alloys for corrosion and wear resistance in diesel engines*. Materials Science and Technology 1994, vol. 10, str. 1002-1012.
58. Narasimhan S.L., Larson J.M., Whelan E.P.: *Wear characterization of new nickel-base alloys for internal combustion engine valve seat applications*. Wear 1981-1982, vol. 74, str. 213-227.
59. Hejwowski T., Dębski H., Gardyński L., Nastaj T.: *Analiza przyczyn uszkodzeń zaworów dolotowych i wylotowych silników diesla*. Journal of KONES 2008, vol. 15, nr 3, str. 179-186.

60. Gardyński L., Dębski H., Hejwowski T., Weroński A., Nastaj T.: *Analiza przyczyn uszkodzeń głowic silników diesla 4C90*. Journal of KONES 2008, vol. 15, nr 3, str. 179-186.
61. Hejwowski T., Nowak J.: *Microstructure and wear resistance of PTA deposited Ni-Co-based coatings*. Advances in Applied Plasma Science 2011, vol. 8, str. 147-148.
62. Hejwowski T., Nowak J.: *Wear resistance and microstructure of PTA deposited Ni-Co-based coatings*. Frontier of Applied Plasma Science 2012, vol. 5, nr 1, str. 32-37.
63. Hejwowski T.: *Sliding wear resistance of Fe-, Ni- and Co-based alloys for plasma deposition*. Vacuum 2006, vol. 80, str.1326-1330.
64. Hejwowski T.: *Investigations of corrosion resistance of Fe-, Ni- and Co-based hardfacings*. Vacuum 2006, vol. 80, str. 1386-1390.
65. Groth K., Thiemann W.: *Beitrag zur Brennraumisolierung bei Viertaktdieselmotoren-Teil 1*. MTZ 1983, vol. 44, nr 5, str. 185-197.
66. Mendera, K.Z.: *Efektywność termodynamiczna izolacji cieplnej komory spalania silnika tłokowego*. Archiwum Motoryzacji 1996, str. 203-216 .
67. Kvernes: *Thermal barrier coatings in internal combustion engines*. Referat na Konf. Interfacial Engineering of Materials, Castelvechio Pasoli, Włochy, 9-14 październik 1996.
68. Kowalczyk, M.: *Promienne właściwości płomieni silników wysokoprężnych*, Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 1995.
69. Haubold T., Wigren J., Gualco C.: *Comparison of thermal cycling experiments on thick thermal barrier coatings*, Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference, 25-29 maj 1998, Nicea, Francja, str. 1617-1622.
70. Hejwowski T.: *Comparative study of thermal barrier coatings for internal combustion engines*. Vacuum 2010, vol. 85, nr 4, str. 610-616.
71. Hejwowski T., Weroński A.: *Thermal fatigue resistance of sprayed thermal barrier coatings*. Advances in Applied plasma Science 2009, vol. 7, str. 147-150.
72. Wigren J., Pejryd L.: *Thermal barrier coatings – why, how, where and where to*. Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference, 25-29 maja 1998, Nicea, Francja.
73. Erickson L.C., Westergård R., Wiklund U., Axén N., Hawthorne H.M., Hogmark S.: *Cohesion in plasma-sprayed coatings- a comparison between evaluation methods*. Wear 1999, vol. 214, str. 30-37.
74. Hejwowski T., Weroński A.: *The effect of thermal barrier coatings on diesel engine performance*. Vacuum 2002, vol. 65, str. 427-432.
75. Hazar H., Ozturk U.: *The effects of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub> coating in a diesel engine on performance and emission of corn and metyl ester*. Renewable Energy 2010, vol. 35, str. 2211-2216.
76. Hejwowski T.: *Degradation of aluminium titanate based TBC in thermal fatigue and diesel engine tests*. Applied Plasma Science 2004, vol. 12, str. 87-92.
77. Dooley B.: *Boiler tube failures- a perspective and a Vision*.

78. Srivastava S.C., Godiwalla K.M., Banerjee M.K.: *Review fuel ash corrosion of boiler and superheater tubes*. Journal of Materials Science 1997, vol. 32, str. 835-849.
79. Wellman R.G., Nicholls J.R.: *High temperature erosion-oxidation mechanisms, maps and models*. Wear 2004, vol.256.
80. Rishel D.M., Pettit F.S., Birks N.: *Some principal mechanisms in the simultaneous erosion and corrosion attack of metals at high temperatures*. Materials Science and Engineering, vol. A143, 1991.
81. Barkalow R.H., Pettit F.S.: *Corrosion/erosion of coal conversion system materials*, Berkeley, USA, 1979.
82. Stack M.M., Pena D.: *Particle size effects on the elevated temperature erosion behaviour of Ni-Cr/WC MMC- based coatings*. Surface Coatings and Technology 1999, vol. 113.
83. Srivastava S.C., Godiwalla K.M., Banerjee M.K.: *Review Fuel ash corrosion of boiler and superheater tubes*. Journal of Materials Science 1997, vol. 32.
84. Bulloch J.H., Callagy A.G.: *An in situ wear-corrosion study on a series of protective coatings in large induced draft fans*. Wear 1999, vol. 233-235, str. 284-292.
85. Venugopal K., Agrawal M.: *Evaluation of arc sprayed coatings for erosion protection of tubes in atmospheric fluidized bed combustion (AFBC) boilers*. Wear 2008, vol. 264, str. 139-145.
86. Higuera Hidalgo V., Belzunce Varela F.J., Fernandez Rico E.: *Erosion wear and mechanical properties of plasma-sprayed nickel- and iron-based coatings subjected to service conditions in boilers*. Tribology International 1997, vol. 30, nr 9, str. 641-649.
87. Higuera Hidalgo V., Belzunce Varela J., Carriles Menendez A., Poweda Martinez S.: *High temperature erosion wear of flame and plasma-sprayed nickel-chromium coatings under simulated coal-fired boiler atmospheres*. Wear 2001, vol. 247, str. 214-222.
88. Branagan D.J., Breitsameter M., Meacham B.E., Belashchenko V.: *High-performance nanoscale composite coatings for boiler applications*. Journal of Thermal Spray Technology 2005, vol. 14, nr2, str. 196-204.
89. Mrowec S., Werber T.: *Nowoczesne materiały żaroodporne*. WNT, Warszawa, 1982.
90. Hejwowski T., Gała Z., Drzeniek H.: *Odporność na zużycie erozyjno-korozyjne powłok natrykiwanych łukowo na rurach przegrzewaczy trzeciego stopnia kotła elektrociepłowni*. Przegląd Spawalnictwa 2009, nr 9, str. 81-85.
91. Tani K., Harada Y., Kobayashi Y.: *Unusual application of plasma sprayed coating for boiler tubes in oil-fired boilers*. Proceedings of the 15-th International Thermal Spray Conference, 25-29 maj 1998, Nicea, Francja, str. 951-956.
92. Hejwowski T.: *Resistance of coatings to elevated temperature erosion*. Frontier of Applied Plasma Technology 2010, vol. 3, nr 2, str. 107-112.

93. Yee K.H., Shayler P.J., Collins N.: *Erosion of metals by flyash particles*. Wear 1983, vol. 91, str. 161-170.
94. Hejwowski T.: *Abrasive and erosive wear resistance of overlay coatings*. Wear 2009, vol. 83, str. 166-170.
95. Tomiguchi A., Sochi Y., Matsubara Y.: *Advantages of induction heat treatment in the application of self-fluxing alloy to boiler tubes*. Proceedings of the 15-th International Thermal Spray Conference, 25-29 maj 1998, Nicea, Francja, str. 1061-1065.
96. Magnee A., Offergeld E., Leroy M., Lefort A.: *Fe-Al intermetallic coating applications to thermal energy conversion advanced systems*. Proceedings of the 15-th International Thermal Spray Conference, 25-29 maj 1998, Nicea, Francja, str. 1091-1096.
97. Kulu P., Hussainova I., Veinthal R.: *Solid particle erosion of thermal sprayed coatings*. Wear 2005, vol. 258, str. 488-496.
98. Wayne S.F., Baldoni J.G., Buljan S.T.: *Abrasion and erosion of WC-Co cermets with controlled microstructures*. Tribology Transactions 1990, vol. 33, str. 611-617.
99. Bergmann C.P., Vincenzi J.: *Protection against erosive wear using thermal sprayed cermet. A review*. Springer-Verlag, Berlin, 2011.
100. Levy A.V., Wang B.Q.: *Erosion of hard material coating systems*. Wear 1988, vol. 212, str. 324-346.
101. Hawthorne H.M., Arsenault B., Immarigeon J.P., Legoux J.G., Parameswaran V.R.: *Comparison of slurry and dry erosion behaviour of some HVOF thermal sprayed coatings*. Wear 1999, vol. 225-229, str. 825-834.
102. Stein K.J., Schorr B.S., Madrer A.R.: *Erosion of thermal spray MCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> cermet coatings*. Wear 2004, vol. 224, str. 153-159.
103. Lu S.-P., Kwon O.-Y., Guo Y.: *Wear behavior of brazed WC/NiCrBSi(Co) composite coatings*. Wear 2003, vol. 254, str. 421-428.
104. Ageorges H., ctibor P., Medarhri Z., Touimi S., Fauchais P.: *Influence of the metallic matrix ratio on the wear resistance (dry and slurry abrasion) of plasma sprayed cermet (chromia/stainless steel) coatings*. Surface and Coatings Technology 2006, vol. 201, str. 2006-2011.
105. Ramm D.A.J., Hutchings I.M., Clyne T.W.: *Erosion performance and adhesion of composite metal/ceramic coatings produced by plasma spraying*. Journal DePhysique IV 1993, vol. 3, str. 913-919.
106. Wang B.: *Erosion-corrosion of thermal spray coatings in FBC boilers*. Wear 1996, vol. 199, str. 24-32
107. Shipway P.H., Howell L.: *Microscale abrasion-corrosion behaviour of WC-Co hardmetals and HVOF sprayed coatings*. Wear 2005, vol. 258, str. 303-312.
108. Hejwowski T.: *Studium procesów zużywania erozyjnego, ściernego i zmęczenia cieplnego elementów maszyn oraz kształtowanie struktur o korzystnych właściwościach eksploatacyjnych*. Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej, 2003.

109. Moore M.A., King F.S.: *Abrasive wear of brittle materials*. Wear 1980, vol. 60, str. 123-140.
110. Thakare M.R., Wharton J.A., Wood R.J.K., Menger C.: *Effect of abrasive particle size and the influence of microstructure on the wear mechanisms in wear-resistant materials*. Wear 2012, vol. 276-277, str. 16-28.
111. Gat N., Tabakoff W.: *Some effects of temperature on the erosion of metals*. Wear 1978, vol. 50, str. 85-94.
112. Wang B.-Q., Verstak A.: *Elevated temperature erosion of HVOF Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>/TiC-NiCrMo cermet coating*. Wear 1999, vol. 233-235, str. 342-345.
113. Gudmundsson B., Jacobson B.E., Berglin L., L'Estrade L., Gruner H.: *Microstructure and erosion resistance of vacuum-plasma-sprayed Co-Ni-Cr-Al-Y/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coatings*. Materials Science and Engineering 1989, vol. A108, str. 87-95.
114. Hejwowski T., Łabacz-Kęcik A.: *Mikrostruktura powłok cermetalowych natryskiwanych metodą płomieniowo-proszkową*. Przegląd Spawalnictwa 2012, nr 9, str. 65-72.
115. Hejwowski T., Łabacz-Kęcik A.: *Mikrostruktura i odporność na zużycie powłok cermetalowych natryskiwanych metodą płomieniowo-proszkową*. Przegląd Spawalnictwa 2009, nr 9, str. 53-57.
116. Hejwowski T., Łabacz-Kęcik A.: *Effect of chemical composition on microstructure and wear resistance of flame sprayed Ni-5% Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-40% TiO<sub>2</sub> cermet coating*. Inżynieria Materiałowa 2009, str. 414-417.
117. Łabacz-Kęcik A.: *Wpływ mikrostruktury powłok natryskiwanych metodą gazowo-proszkową na wybrane właściwości mechaniczne*. Rozprawa doktorska 2013, Wydział Mechaniczny Politechniki Lubelskiej, 2013.
118. Szala M., Hejwowski T.: *Erozja kawitacyjna powłok cermetalowych natryskiwanych metodą płomieniowo-proszkową*.
119. Górski L.: *Przemiany fazowe w materiałach ceramicznych na bazie Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> w warunkach natryskiwania plazmowego – część I – układ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub>*. Inżynieria Materiałowa 1995, s 1.
120. Kratschmer T., Aneziris C.G., Gruner P.: *Mechanical properties of flame sprayed free-standing coatings*, Ceramics International, 2011, vol. 37, str. 2727-2735.
121. Turner S.P., Taylor R.: *Thermophysical properties of aluminium titania*. High Temperatures- High Pressures 1991, vol. 23, str. 445-453.
122. Dudek M., Róg G., Bogusz W., Kozłowska-Róg A., Bucko M., Zych L.: *Calcium zirconate as a solid electrolyte for electrochemical devices applied in metallurgy*. Materials Science Poland 2006, vol. 24, Nr 1, str. 254-261.
123. Santa J.F., Espitia L.A., Blanco J.A., Romo S.A., Toro A.: *Slurry and cavitation erosion resistance of thermal spray coatings*. Wear 2009, vol. 267, str. 160-167.
124. Abouel-Kasem A., Shemy M. Ahmed, E.: *Characterizing cavitation erosion particles by analysis of SEM images*. Tribology International 2009, vol. 42, nr 1, str. 130136.

125. Uusitalo M.A., Vuoristo P.M.J., Mäntylä: *High temperature corrosion of coatings and boiler steel in reducing chlorine-containing atmosphere*. Surface and Coatings Technology 2002, vol. 161, str. 275-285.
126. Wang Q., Chen Z.H., Ding Z.X.: *Performance of abrasive wear of WC-12Co coatings sprayed by HVOF*. Tribology International 2009, vol. 42, str. 1046-1051.
127. Bolelli G., Börner T., Bozza F., Cannillo V., Cirillo G., Lusvarghi L.: *Cermet coatings with Fe-based matrix as alternative to WC-CoCr. Mechanical and tribological behaviours*. Surface and Coatings Technology 2012, vol. 206, str. 4079-4094.



## 7. Tendencje rozwoju technologii cieplnego nakładania powłok

Technologie napawania i natryskiwania podlegają procesowi ciągłego rozwoju. Należy jednak zauważyć bardzo dużą aktywność naukową i badawczą w zakresie technologii przetapiania oraz napawania laserowego i napawania drutami proszkowymi. Liczba prac dotycząca technologii natryskiwania jest znacznie większa w porównaniu do technologii napawania. Od kilku lat są publikowane prace nad mikrostrukturą powłok natryskiwanych i jej wpływem na właściwości powłoki. Należy również zauważyć prace dotyczące składu fazowego, ilościowego opisu mikrostruktury i poszukiwania związku mikrostruktury z właściwościami powłoki. Rozszerza się zakres wykonywanych badań na metody stosowane dotychczas w inżynierii materiałowej. Przykładem takich metod może być: zastosowanie dyfrakcji neutronów do określania przestrzennego układu porów i defektów, zastosowanie mikroskopów ze skanującą sondą (na przykład mikroskopu tunelowego (STM) lub sił atomowych (AFM)) do charakteryzowania stanu powierzchni, wykorzystanie spektrometrii jonów wtórnych do analizy składu chemicznego powierzchni (w celu zbadania na przykład przebiegu triboreakcji na powierzchni tarcia).

Stosuje się w coraz większym stopniu oprogramowanie komputerowe. Naprężenia własne w powłokach natryskiwanych są obliczane metodą elementów skończonych z wykorzystaniem na przykład programu ANSYS do symulacji procesu stygnięcia powłoki. Modelowanie właściwości cieplnych i mechanicznych powłok natryskiwanych można wykonać za pomocą programu OOF, który umożliwia generowanie siatki w oparciu o zdjęcia mikroskopowe zglądu powłoki. Siatka jest następnie eksportowana do innego programu MES, na przykład ABAQUS w celu wykonania obliczeń. Wykorzystuje się program SYSWELD do symulacji procesów spawania, analizy cyklu cieplnego i struktur powstających w strefie wpływu ciepła. Jest dostępne oprogramowanie do symulacji procesu natryskiwania umożliwiające generowanie trajektorii ruchu palnika i obliczanie ilości ciepła dostarczanego do podłoża.

Inne programy to bazy danych i programy ekspertowe. Programy typu sztucznych sieci neuronowych i systemy wykorzystujące logikę rozmytą stosowane są na przykład do monitorowania procesu spawania w czasie rzeczywistym, prognozowania kształtu ściegu. Są dostępne programy do analizy spawalności stali.

Rozwijane są systemy pomiarowe umożliwiające diagnostykę strumienia natryskowego, umożliwiające pomiar prędkości i temperatury cząstek. Urządzenia



do napawania wyposaża się w układy ciągłego pomiaru parametrów spawania (na przykład – prąd i napięcie łuku, szybkość podawania drutu elektrodowego)

Kierunek rozwoju sprzętu do natryskiwania to zwiększanie prędkości cząstek przy jednoczesnym obniżaniu ich temperatury. Istotne innowacje to wprowadzenie technologii natryskiwania zimnym gazem „cold gas” oraz „warm gas”. Ważnym dokonaniem jest wprowadzenie palników do natryskiwania małych powierzchni i otworów o małych średnicach. Jakość powłok natryskiwanych została zwiększona przez wprowadzenie palników plazmowych z osiowym podawaniem proszku. Innym kierunkiem prac jest robotyzacja i mechanizacja procesu nakładania powłok, tworzenie zintegrowanych modułowych systemów wytwarzania powłok.

Powłoki natryskiwane metodą plazmową są wykonywane na gładziach cylindrów silników samolotowych. Powłoki typu barier cieplnych stosuje się w silnikach odrzutowych od około 40 lat. W przypadku silnika samolotowego stawia się wymagania generowania wysokiego ciągu przy niewielkiej masie silnika. Aktualne kierunki prac to optymalizacja mikrostruktury powłok natryskiwanych w celu połączenia dobrej odporności na erozję z niskim przewodnictwem ciepła, opracowanie nowych materiałów powłokowych w celu uzyskania stabilnej mikrostruktury podczas eksploatacji w wysokiej temperaturze. Opracowanie nowych materiałów umożliwiających zwiększenie temperatury pracy silnika.

Materiały nanostrukturalne są w już w bieżącej ofercie materiałów do natryskiwania, trwają prace nad wprowadzeniem materiałów nanostrukturalnych do napawania. Ze względu na wymogi ochrony środowiska poszukuje się zamienników powłok chromowych nakładanych metodą galwaniczną (przykładowym zastosowaniem jest natryskiwany metodą HVOF tlenek chromu). Trwają prace w celu częściowego zastąpienia stopów na osnowie kobaltu oraz niklu stopami na osnowie żelaza ze względu na wymagania ochrony zdrowia spawacza oraz użytkownika. Prowadzone są intensywne prace w kierunku podawania materiałów proszkowych w postaci zawiesin lub prekursorów do palnika do natryskiwania. Druty proszkowe są stosowane coraz szerzej do napawania i natryskiwania. Aktualnie jest możliwe wytwarzanie cienkich warstw napawanych z niewielkim udziałem podłoża. Należy podkreślić szybki rozwój techniki laserowej do wytwarzania powłok.

Powłoki często pracują w warunkach synergicznego oddziaływania kilku procesów zużywania, na przykład korozji i erozji. Obserwowana wartość zużycia może znacznie przekraczać wielkość otrzymaną przez sumowanie udziałów poszczególnych rodzajów zużycia. Zagadnienie jest bardzo istotne w przemyśle lotniczym, transportowym, energetycznym i wydobywczym.

