



Politechnika Wroclawska

ROZPRAWA DOKTORSKA

Wpływ zastosowania napawania metodami o wysokiej gęstości energii na odporność ścierną i korozyjną napoin

Mgr inż. Piotr Biskup

Promotor: dr hab. inż. Leszek Łatka prof. Uczelni

Słowa kluczowe: regeneracja, napawanie, zużycie ściernie, metodyka, własności funkcjonalne, technologia, technika, parametry procesu, środowisko korozyjne.

WROCŁAW 2023

Praca doktorska wykonana w ramach Studium Doktoranckiego Politechniki Wrocławskiej
oraz programu „Doktoratu Wdrożeniowego” przy udziale KHGM Polska Miedź S.A.
Odział Huta Miedzi „Legnica”

Podziękowania

Składam serdeczne podziękowania wszystkim, którzy przyczynili się do powstania tej rozprawy doktorskiej, w szczególności:

Dyrektorowi Naczelnemu Huty Miedzi Legnica za zaufanie i wsparcie, bez którego realizacja studiów doktoranckich w ramach programu „Doktoratu Wdrożeniowego” nie byłaby możliwa.

Dr hab. Leszkowi Łatka prof. uczelni, promotorowi za zaangażowanie, trud i wysiłek włożony podczas realizacji studiów oraz pomoc i nadzór nad tą rozprawą.

Prof. Tadeuszowi Smolnickiemu za wsparcie, pomoc, zaufanie, życzliwość, cenne uwagi podczas inspirujących seminariów oraz nieocenioną pomoc podczas realizacji studiów doktoranckich.

Prof. Andrzejowi Ambroziakowi jako głównemu nauczycielowi warsztatu procesów spawalniczych i wybitnemu dydaktykowi, bez którego z pewnością nie byłbym dzisiaj w tym miejscu.

Dr Jędrzejowi Kantorowi za motywowanie mnie do pracy oraz pomoc w realizacji zadań wewnętrznych, czuwanie nad sprawami formalnymi związanymi z polityką B+R w KGHM Polska Miedź S.A.

Koleżankom z Centrali KGHM Polska Miedź S.A. i KGHM CUPRUM Sp. z o.o. Centrum Badaawczo - Rozwojowego za znakomitą współpracę w przyjaznej atmosferze i wielkie wsparcie.

Recenzentom dziękuję za konstruktywne uwagi, dzięki moja praca osiągnęła odpowiedni styl i wartość naukową.

Żonie Magdalenie i córce Zuzannie, które nieustannie wspierały mnie w trudnych chwilach, a w momentach wątpliwości motywowały do dalszej pracy.

Autor

Spis treści

1.	<i>Wstęp</i>	6
1.1	Charakterystyka rodzajów zużycia występujących w przedsiębiorstwie	8
1.2	Proces regeneracji części maszyn	9
2.	<i>Przegląd literatury</i>	11
2.1	Procesy zużycia elementów maszyn	18
2.1.1	Zużycie ścierne	19
2.1.2	Zużycie erozyjne.....	22
2.1.3	Zużycie kawitacyjne	23
2.1.4	Zużycie zmęczeniowe.....	24
2.1.5	Zużycie korozyjne.....	25
2.2	Technologie napawania warstw odpornych na zużycie ścierne	32
2.2.1	Napawanie łukowe w osłonie gazowej drutem rdzeniowym	32
2.2.2	Napawanie plazmowe	35
2.2.3	Napawanie laserowe	37
2.3	Podsumowanie.....	41
3.	<i>Teza, cele oraz zakres pracy</i>	43
4.	<i>Badania własne</i>	44
4.1	Materiały dodatkowe	45
4.2	Napawanie pojedynczych ściegów	47
4.2.1	System oznaczenia próbek	48
4.2.2	Fazy procesu badawczego.....	48
4.2.3	Przygotowanie próbek do badań	48
4.2.4	Napawanie elektrodą topliwą w osłonie gazowej	49
4.2.5	Napawanie plazmowe	51
4.2.6	Napawanie laserowe	53
4.3	Metodyka badań pojedynczych ściegów.....	56
4.3.1	Badania makrostruktury i wyznaczenie współczynnika wymieszania	56
4.3.2	Badania mikrostruktury i określenie składu chemicznego	57
4.3.3	Pomiary twardości	58
4.4	Wyniki badań dla pojedynczych ściegów	59
4.4.1	Napawanie łukowe elektrodą topliwą w osłonie gazowej.....	59
4.4.2	Napawanie plazmowe	66
4.4.3	Napawanie laserowe	71
4.5	Napawanie pełnych warstw	83
4.5.1	Kryterium wyboru parametrów dla pełnych warstw	84
4.5.2	Badania odporności na zużycie ścierne.....	84
4.5.3	Badania odporności na zużycie korozyjne	86
4.6	Wyniki badań odporności na zużycie ścierne typu metal – minerał.....	89
4.7	Wyniki badań odporności na zużycie korozyjne.....	108
5.	<i>Wnioski</i>	122
5.1	Wnioski o charakterze poznawczym.....	123
5.2	Wnioski o charakterze użytkowym	124
5.3	Kierunki przyszłych badań	126
6.	<i>Odniesienie do celów naukowych i użytkowych</i>	127
7.	<i>Weryfikacja słuszności postawionej hipotezy</i>	128
8.	<i>Podsumowanie</i>	129
9.	<i>Spis rysunków</i>	132
10.	<i>Spis tabel</i>	136
11.	<i>Bibliografia</i>	137
12.	<i>Wykaz zastosowanych norm</i>	144
13.	<i>Od Autora</i>	146
14.	<i>Streszczenie</i>	148
15.	<i>Abstract</i>	149

Wykaz skrótów

CRC	klasy odporności korozyjnej (ang. Corrosion Resistance Classes)
CRF	współczynnik odporności na korozję (ang. Corrosion Resistance Factor)
EDS	detector energodispersyjny (ang. Energy Dispersive Spectroscopy)
GMAW	napawanie łukowe drutem elektrodowym litym w osłonie gazu aktywnego (135) (ang. Gas Metal Arc Welding)
FCAW	napawanie łukowe drutem elektrodowym proszkowym o rdzeniu topnikowym w osłonie gazu aktywnego (136) (ang. Flux Cored Arc Welding)
LMWD	napawanie laserem (wiązką promieniowania laserowego) na ciele stałym (521) (ang. Laser Metal Wire Deposition)
NSST	test w obojętnej mgie solnej (ang. Neutral Salt Spray Test)
PREN	równoważnik odporności na korozję wżerową (ang. Pitting Resistance Equivalent Number)
PTA	napawanie plazmowe łukiem przenoszonym (zależnym) (153) (ang. Plasma Transferred Arc)
SEM	skaningowy mikroskop elektronowy (ang. Scanning Electron Microscope)
SWC	strefa wpływu ciepła
WEDM	wycinanie elektroerozyjne drutem (ang. Wire Electro Discharge Manufacturing)

Wykaz symboli

W	współczynnik udziału metalu podłoża
----------	-------------------------------------

1. Wstęp

Działalność przemysłu produkcyjnego, niezależnie od rodzaju i profilu, determinowana jest wieloma czynnikami wewnętrznymi o unikalnym znaczeniu i charakterystyce wynikającej ze specyfiki działalności oraz zewnętrznymi, w oparciu o gospodarkę rynkową z uwzględnieniem aspektów środowiskowych, społecznych, legislacyjnych, gwarantując postęp technologiczny i gospodarczy oraz ewaluację działalności naukowej. Priorytet stanowi racjonalizacja poszczególnych procesów, metod, technologii, etc. [1].

Właściwy kierunek rozwoju i funkcjonowania podmiotów gospodarczych stanowi właściwa realizacja procesów zarządzania, która oparta jest na kompleksowej wymianie doświadczeń, transferze wiedzy pomiędzy środowiskiem naukowym i przemysłowym oraz doświadczeniami związanymi zarówno z podstawami teoretycznymi, jak również wynikami badań [1].

Zrozumienie podstawowych mechanizmów, zjawisk i procesów fizycznych oraz fizykochemicznych zachodzących w warstwach wierzchnich eksploatowanych maszyn i urządzeń, ma fundamentalne znaczenie podczas właściwego doboru technologii wytwarzania, regeneracji i napraw. Podstawowym kryterium zasadności wdrażania i realizacji procesów regeneracji części i podzespołów maszyn jest ich niezawodność i trwałość [2]. Wskutek procesów zużywania, rocznie eliminowane są z eksploatacji setki tysięcy maszyn [1].

Niniejsza praca doktorska powstała w ramach Programu „Doktorat Wdrożeniowy” zainicjowanego przez Ministerstwo Nauki i Szkolnictwa Wyższego przy udziale KGHM Polska Miedź S.A., Oddział Huta Miedzi Legnica. Celem dysertacji było pozyskanie zaawansowanej wiedzy inżyniersko - technicznej w dyscyplinie naukowej - inżynieria mechaniczna oraz poszukiwanie rozwiązań technologicznych w obszarze regeneracji części maszyn i urządzeń, w kierunku spełniania oczekiwań przedsiębiorstwa. Dysertacja została poświęcona procesom regeneracji elementów części maszyn narażonych na zużycie abrazyjne w środowisku korozyjnym przy zastosowaniu technik napawania wysokiej gęstości energii (PTA, LMWD) w relacji do łukowych konwencjonalnych metod w osłonach gazowych.

Poszukiwanie nowych rozwiązań technologicznych w obszarze regeneracji części maszyn i urządzeń stało się dużym wyzwaniem oraz główną inspiracją do podjęcia badań tego obszaru działalności przedsiębiorstwa. Ponadto motywacją napisania rozprawy doktorskiej było pokazanie potencjału wynikającego z procesów regeneracji przy zastosowaniu innych niż stosowanych w Hucie Miedzi Legnica metod spawalniczych, jako skutecznego narzędzia w gospodarce remontowej i kosztowej przedsiębiorstwa.

Różnorodność środowiska pracy implikuje proces zużycia tribologicznego i nietribologicznego w wyniku oddziaływania złożonych zjawisk i mechanizmów fizykochemicznych. Wyjaśnienie skomplikowanych i niejednorodnych zjawisk charakterystycznych dla tego zagadnienia stanowi przedmiot interdyscyplinarnego podejścia do badań w zakresie inżynierii materiałowej, termodynamiki, mechaniki, procesów chemicznych, etc. Złożoność procesów zachodzących w materiale podczas eksploatacji stanowi duże wyzwanie dla konstruktorów oraz przede wszystkim technologów odpowiedzialnych za tworzenie, rozwój i regenerację produktów [3].

W działalności przemysłowej proces zużywania jest normalnym zjawiskiem towarzyszącym wielu procesom technologicznym w maszynach i urządzeniach. Przykłady takiego zużycia można spotkać m.in. podczas transportu materiałów sypkich, agregatach hutniczych, mieszadłach, prasach, suszarniach, instalacjach energetycznych, zbiornikach magazynowych, maszynach i urządzeniach przepływowych, etc. Następstwem działania powyższych niekorzystnych zjawisk są ubytki, zmęczenie materiału, zmiany strukturalne, odkształcenia plastyczne, co w konsekwencji prowadzi do trwałego uszkodzenia i konieczności regeneracji [4].

Zużywanie materiału wskutek tarcia warunkuje koncentracja energii w jego warstwie wierzchniej oraz geometria (wymiary liniowe, objętość, powierzchnia cząstki, ich liczba, etc.) [5]. Mierzone wartości (wskaźniki) interesujących cech analizowanych obiektów technicznych i ich stanów związane są z ubytkiem wagowym i objętościowym materiału warstwy roboczej analizowanego obiektu, wywołanym odkształceniem plastycznym, procesami tarcia, korozji, pęknięcia warstwy wierzchniej, etc. [6] [7].

Po przeprowadzeniu analizy przyczyn mających wpływ na stan techniczny maszyn i urządzeń stwierdzono, że jest ona zależna w głównej mierze od takich parametrów jak:

- kwalifikacje, kompetencje, doświadczenie personelu służb serwisowych,
- jakość zastosowanych materiałów, części zamiennych, narzędzi mechanicznych i pomiarowych, parku maszynowego,
- rodzaj, wielkość i czas obciążeń mechanicznych, termicznych,
- twardość i strukturę skojarzonych powierzchni roboczych,
- środowisko pracy (warunki termiczne, fizyczne, chemiczne),
- rodzaj i postać materiału ściernego.

Zróznicowany stan techniczny maszyn i urządzeń oraz różne warunki ich użytkowania powodują naturalne zużycie eksploatacyjne, a w konsekwencji prowadzą do degradacji, uszkodzeń, awarii i przestojów. Tym samym istotną kwestią jest utrzymanie maksymalnej

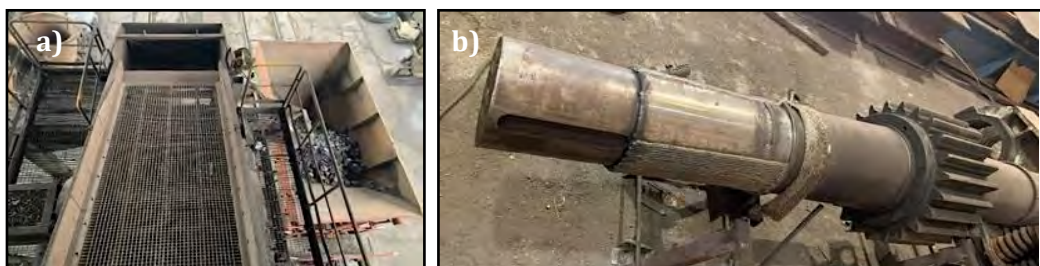
sprawności, trwałości, wysokiego współczynnika niezawodności i dyspozycyjności w kontekście zagwarantowania planowanego wolumenu produkcji i odpowiedniej dyscyplinie kosztowej.

W ramach pracy doktorskiej walidowano metody regeneracji stosowane w HML w kontekście procesów napawania. Wyniki badań stanowią merytoryczną podstawę do rekomendacji wdrożenia nowych technik zapewniających optymalizację własności eksploatacyjnych części maszyn związanych z przetwórstwem rud miedzi.

1.1 Charakterystyka rodzajów zużycia występujących w przedsiębiorstwie

Na podstawie obserwacji i analiz części maszyn charakteryzujących się zróżnicowanym wiekiem oraz stanem technicznym stwierdzono, że zużycie tribologiczne stanowi ok. 80% wszystkich analizowanych rodzajów zużycia. Pozostałe 20% stanowi zużycie nietribologiczne (zużycie korozyjne 11%, zużycie cieplne 5%, pozostałe rodzaje zużycia 4%).

Badania własne pozwoliły na określenie głównych procesów zużycia występujących w przedsiębiorstwie, przy czym w praktyce procesy te występują jako zjawiska złożone, co oznacza, że proces degradacji materiału jest wynikiem jednoczesnego oddziaływania różnych rodzajów zużycia. Na potrzeby analizy warunków pracy do niniejszej dysertacji przyjmowano wiodący rodzaj zużycia. Wyniki analizy przedstawiono w zał. 1. Przykłady regeneracji części maszyn i urządzeń stosowanych w HML przedstawiono na Rys. 1.1.





Rys. 1.1. Przykłady regeneracji części maszyn i urządzeń w Hucie Miedzi Legnica narażonych na zużycie ścierne i korozyjne, (a) rynny zsypanowe, zsypy, sita, (b) czopy wałów, gniazd, rolek prowadzących, (c) rolki biegowo, (d) koła zębate

1.2 Proces regeneracji części maszyn

Wiele maszyn roboczych i urządzeń technicznych w HML pracuje w specyficznych i wymagających warunkach. Cechą charakterystyczną dla procesu przerobczego miedzi jest obrabiany materiał w postaci koncentratu, żużla konwertorowego oraz innych dodatków, np. piasku, koksu, ługu sodowego, siarki, które podczas przeróbki powodują degradację elementów maszyn o charakterze tribologicznym i nietribologicznym. Podzespoły i poszczególne elementy składowe maszyn narażone są na różnego rodzaju zjawiska fizykochemiczne, mechaniczne, korozję, wysoką temperaturę, w wyniku czego następuje utrata własności użytkowych, prowadząc do zniszczenia powierzchni współpracujących części. Taki stan rzeczy w konsekwencji prowadzi do uszkodzeń, awarii, nieplanowanych przestojów, wyłączenia danego urządzenia lub maszyny z ciągu technologicznego i zakłócenia procesu produkcyjnego. Analiza i optymalizacja własności powierzchni roboczych elementów maszyn w kierunku zapewnienia ciągłości eksploatacji są działaniem wpisującym się w potrzeby i strategię KGHM. Realizacja tego obszaru technologicznego obejmuje zastosowanie odpowiednich materiałów inżynierskich i procesów technologicznych. Problemy te stanowią wyzwanie dla służb technologicznych, technicznych i ekonomicznych ze względu na ich istotny wpływ na strukturę kosztów operacyjnych przedsiębiorstwa. Z punktu widzenia działalności biznesowej, gospodarczej, społecznej i środowiskowej firmy, istotnym zagadnieniem jest dążenie do przedłużenia cyklu życia, dyspozycyjności i niezawodności infrastruktury technicznej.

Procesy regeneracji mają na celu przywrócenie własności użytkowych utraconych w wyniku eksploatacji. Istotny aspekt ograniczający stosowanie technik regeneracji i ich rozwoju stanowi bariera technologiczności. Stąd też podczas procesu projektowania maszyn, obok technologiczności konstrukcji pod względem wytwórczym i serwisowym, powinien być

uwzględniany aspekt możliwości ich regeneracji [8]. Wybór technologii oraz metody naprawy zależy od indywidualnych cech części maszyn, w tym od rodzaju materiału podłoża, geometrii wyrobu, masy, charakteru i wielkości uszkodzeń, specyfiki eksploatacji, etc. [6] [8] [9].

Badania własne autora w zakresie kosztów regeneracji części z podziałem na koszty materiałowe, energii elektrycznej oraz robocizny, przedstawiają się następująco:

- wskaźnik zużycia materiałów wynosi od 5 do 70%,
- wskaźnik zużycia energii elektrycznej wynosi od 5 do 30%,
- wskaźnik kosztów robocizny w tym logistyki, zawiera się w przedziale od 25 do 80%.

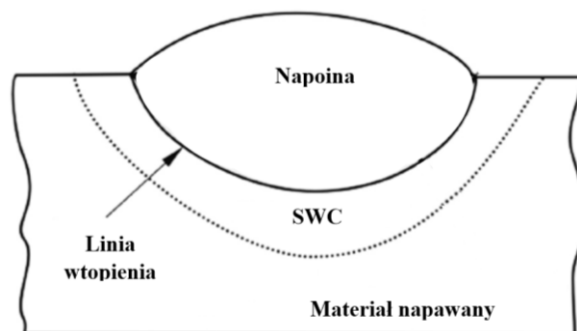
Główny koszt związany z procesem regeneracji wynika zasadniczo z jednostkowych nakładów rzeczowych (robocizny) oraz kosztów materiałów dodatkowych. W większości przypadków koszty regeneracji części zamiennych maszyn są niższe od ich ponownego wytworzenia, z wyłączeniem scenariusza związanego z brakiem dostępu do nowych części w wymaganym terminie [6].

Koszty regeneracji analizowane na podstawie dokumentów rozliczeniowych prac remontowych realizowanych w Dziale Utrzymania Ruchu Mechanicznego w HML stanowią od 20 do 50% wartości nowych elementów [10] [11] [12]. Często obserwowany jest problem związany z przedwczesnym złomowaniem elementów maszyn, w przypadku których regeneracja jest w pełni uzasadniona.

2. Przegląd literatury

Regeneracja to proces technologiczny, podczas którego przywrócone zostają pierwotne cechy konstrukcyjne, jakościowe, użytkowe w stopniu zbliżonym do odpowiednich cech części nowych. W wyniku kompleksowej obróbki, rekonstrukcji podlega kształt i właściwości użytkowe: wytrzymałość na obciążenia, odporność na odkształcenia (trwałe, sprężyste) oraz na zużywanie i uszkodzenia. Należy podkreślić, że proces regeneracji dotyczy elementów spełniających kryteria regeneracji: eksploatacyjne, techniczne, technologiczne, ekonomiczne i organizacyjne [7] [9]. Zastosowanie regenerowanych elementów maszyn zamiast nowych komponentów korzystnie wpływa na efektywne zarządzanie gospodarką materiałową [13].

Napawanie jest technologią charakteryzującą się połączeniem metalurgicznym powierzchni materiału podstawowego i materiału dodatkowego w wyniku ich lokalnego stopienia i wymieszania. Efektem tego jest uzyskanie w obszarze linii wtopienia nowej struktury o składzie chemicznym podłoża i stopiwa [14].

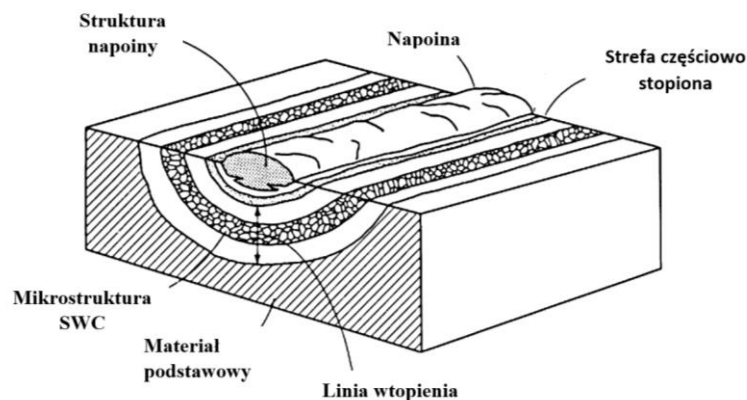


Rys. 2.1. Schemat warstwy napawanej (napoiny)

Udział powstałej struktury w warstwie napawanej zależy głównie od metody i może osiągać wartości od kilku do kilkudziesięciu procent. Źródłem ciepła może być płomień gazowy, łuk elektryczny, łuk plazmowy lub wiązka lasera. Jego celem jest nadtopienie powierzchni materiału podłoża oraz stopienie materiału dodatkowego, który może być podawany w formie drutu, pręta, taśmy czy proszku. Do zalet technik napawania należy dobra przyczepność powłoki do podłoża oraz jej uniwersalność związana z możliwością zastosowania szerokiej gamy materiałów dodatkowych i metod napawania. Z drugiej strony występuje niekorzystne oddziaływanie ciepła na obrabiany materiał. Ilość wprowadzanego ciepła oraz szybkość chłodzenia mają decydujący wpływ na własności mechaniczne napoiny, wartość naprężeń i odkształceń spawalniczych, kształt ostatecznej struktury napoiny, etc. Energia liniowa (Q) jako

jednostka miary ilości ciepła potrzebnego do wykonania napoiny, stanowi podstawowy wskaźnik doboru parametrów napawania oraz bazę dla innych kryteriów technologicznych [6].

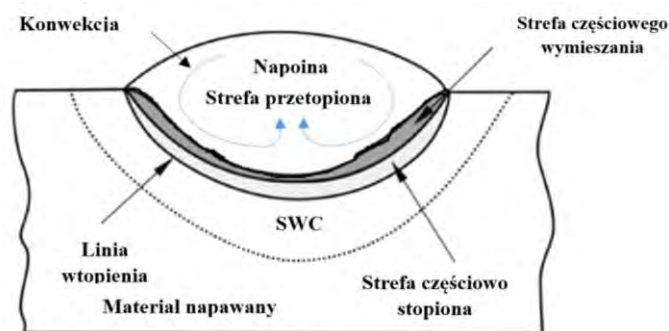
Analiza przebiegu oraz mechanizmu procesu napawania wiąże się z szeregiem trudności wynikających z charakteru krystalizacji ciekłego metalu w określonych zakresach (polach) temperatury warstwy napawanej, która charakteryzuje się powstawaniem obszaru o strukturze, własnościach materiału dodatkowego i podstawowego w wyniku wymieszania (Rys. 2.2).



Rys. 2.2. Schemat zmian mikrostrukturalnych podczas napawania [15]

Doświadczenia przemysłowe niejednokrotnie wymuszają uzyskanie indywidualnych własności użytkowych, co jest związane z potrzebą zastosowania materiałów dodatkowych o znacznie odmiennym składzie chemicznym w odniesieniu do materiału napawanego [16].

W przypadku materiałów różnoimiennych, w warstwie napawanej na poziomie mikrostrukturalnym można wydzielić cztery strefy: przetopioną, częściowego wymieszania, wtopienia, wpływu ciepła (Rys. 2.3).



Rys. 2.3. Schemat – strefy w napoinie powstające w materiałach różnoimiennych [17]

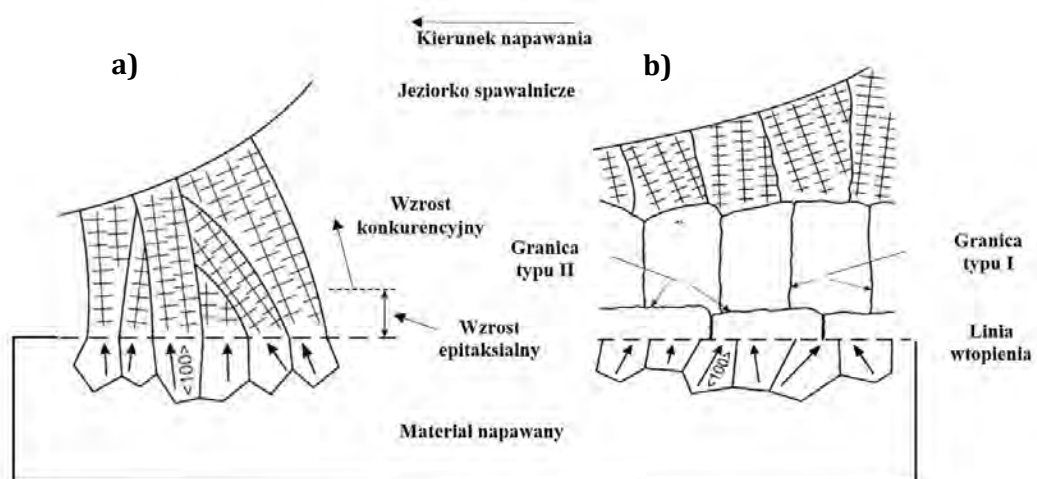
W trakcie procesu napawania, w strefie przetopionej obserwowany jest wymuszony przepływ ciekłego metalu wywołany jednoczesnym oddziaływaniem [18]:

- sił wywołanych naprężeniem stycznym, w wyniku zmiany napięcia powierzchniowego na powierzchni jeziorka ciekłego metalu (napięcie powierzchniowe ciekłego metalu maleje wraz ze wzrostem temperatury),
- sił wywołanych naprężeniem stycznym łuku plazmy działającego na powierzchni jeziorka,
- siły wyporu, zgodnie z prawem Archimedesesa,
- siły Lorentza związaną z oddziaływaniem pola magnetycznego na naładowaną cząstkę.

Istotne zagadnienie z punktu widzenia jakości połączenia stanowi stabilność struktury. Niejednorodny skład chemiczny w miejscu połączenia metalurgicznego wywołuje ryzyko powstania w obszarze linii wtopienia niejednorodności strukturalnych podczas krzepnięcia w postaci mikrosegregacji dendrytycznej, której stopień jest zależny od szybkości chłodzenia. Zjawisko to występuje najczęściej w obszarze linii wtopienia w wyniku niedokładnego wymieszania materiału podstawowego [16].

Analizując zjawisko tworzenia się granic ziaren w wyniku narastania kryształów, można wyróżnić dwa zasadnicze jego rodzaje (Rys. 2.4):

- granice typu I w przybliżeniu prostopadłe do linii wtopienia o jednakowej strukturze krystalicznej materiału rodzimego i napoiwy,
- granice typu II w przybliżeniu równoległe do linii wtopienia o różnej strukturze krystalicznej materiału rodzimego i napoiwy.



Rys. 2.4. Schemat tworzenia się granic podczas narastania kryształów (a) typu I, (b) typu II [19]

Na podstawie analizy kinetyki chemicznej procesu można zauważyć, że roztopiony metal w wyniku chłodzenia ulega krystalizacji, tworząc niekorzystną strukturę pierwotną

o niejednorodnej budowie i składzie chemicznym oraz że występuje tutaj maksymalna mikrosegregacja dendrytu [20] [21] [22]. Przebieg procesu krystalizacji wynika z parametrów technologicznych, w tym szybkości i kierunku odprowadzania ciepła krystalizacji, temperatury i składu chemicznego ciekłego metalu, rodzaju i ilości nierozpuszczonych, trudno topliwych cząstek faz stałych, etc. [23].

Różnice składu chemicznego materiału napawanego i podłoża prowadzą do tworzenia się w obrębie napoin obszarów różniących się składem chemicznym i strukturą, co prowadzi do powstawania zjawiska zwanego makrosegregacją lub makro niejednorodnością (segregacją strefową). Wielkość takiego obszaru w przybliżeniu może wynosić od 1 do 2 mm. Mikrosegregacja wiąże się z redystrybucją składników stopu w czasie krzepnięcia napoin [17].

Stopień mikrosegregacji dendrytycznej wzrasta wraz ze wzrostem odległości pomiędzy temperaturą linii likwidus i solidus oraz zmniejszeniem współczynnika dyfuzji składników w stopie. Zmniejszenie segregacji jest możliwe przez długotrwałe wyżarzanie w temperaturach poniżej linii solidus [22].

W procesie napawania ciekły metal w jeziorku spawalniczym ulega przechłodzeniu zgodnie z kierunkiem odprowadzania ciepła. W wyniku procesu zarodkowania materiał warstwy napawanej w stanie ciekłym ulega krystalizacji, tworząc cienką drobnoziarnistą strefę ziaren równoosiowych zamrożonych. Ponadto ograniczenie szybkości zarodkowania w wyniku zmniejszenia szybkości odprowadzania ciepła powoduje tworzenie się ziaren o kształcie słupkowym o orientacji zgodnej z kierunkiem odprowadzania ciepła oraz uprzywilejowanej orientacji krystalograficznej. Proces krystalizacji strefy środkowej warstwy napawanej, ze względu na najniższą intensywność chłodzenia, nie wykazuje wyraźnej kierunkowości odprowadzania ciepła. Nieregularna orientacja zarodków podlega dalszemu procesowi fazy krystalizacji dendrytycznej, tworząc gruboziarnistą strefę równoosiowych ziaren o znacznych rozmiarach powstających w wyniku ich rozrastania się. Celem usunięcia struktury pierwotnej, warstwy napawane poddaje się procesowi obróbki cieplnej [17].

Zjawisko makrosegregacji w strefie przyległej do linii wtopienia objawia się w różny sposób, w zależności od rodzaju materiałów oraz parametrów procesów spawalniczych i identyfikowane jest z dyfuzją pierwiastków stopowych w ciekłej warstwie metalu przyległego do linii wtopienia oraz zanikiem konwekcji ciekłego metalu w strefie przyległej do granicy fazy stałej [24]. Zjawisko makro niejednorodności powstające w napoinach występuje najczęściej w postaci warstw przyległych do linii wtopienia, ukierunkowanych zgodnie z konwekcją ciekłego metalu w jeziorku spawalniczym [16] [24] [25]. Pole konwekcji w roztopionym metalu

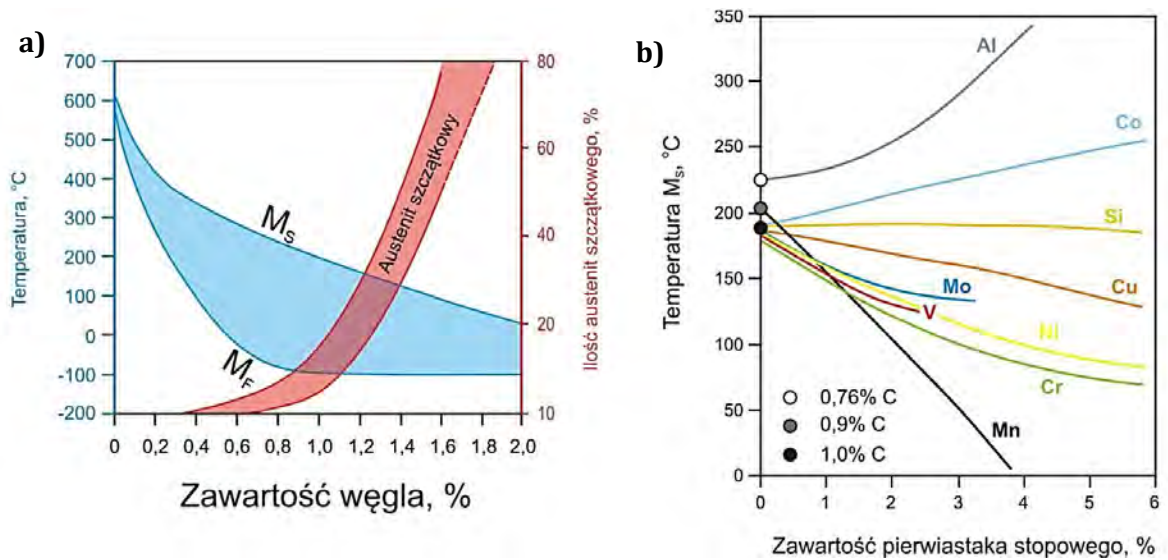
wyróżnia się brakiem jednorodności w całym obszarze napoiny, tym samym powoduje zmianę miejsca składników stopowych oraz wpływa na przemiany strukturalne zachodzące w warstwach napawanych [17]. Z opisanych w literaturze przypadków, obszary te charakteryzują się niższą wartością składników stopowych bez względu na zastosowaną metodę i parametry napawania [17].

Ważnym zagadnieniem w kontekście zjawiska niejednorodności struktury jest dyfuzja węgla w zakresie temperatur od 870 do 980°C na granicy linii wtopienia, którego sekwencja przebiega od materiału o niższej zawartości pierwiastków węglilotwórczych do materiału o niższym potencjale węglowym (wyższa zawartość pierwiastków węglilotwórczych) [17]. Pierwiastki węglilotwórcze takie jak wolfram, chrom, molibden, tytan, wanad, niob obniżają dynamikę chemiczną procesu podobnie jak w przypadku tlenu i azotu. Strefę odwęgloną charakteryzuje niska wytrzymałość, tym samym następuje wzrost ryzyka utraty spójności materiału w rejonie linii wtopienia podczas napawania [26].

Na granicy wtopienia udział materiału podstawowego jest większy niż w napoinie, przy czym w zależności od metody napawania, szerokość strefy graniczącej z linią wtopienia charakteryzującą się znaczną różnicą składu chemicznego, może wynosić od 0,2 do 2 mm [17].

Przemiany zachodzące podczas procesu odpuszczania stali determinowane są zawartością węgla w martenzycie i austenicie szczątkowym oraz zawartością pierwiastków stopowych (ograniczenie szybkości dyfuzji węgla w żelazie w wyniku dodatków pierwiastków węglilotwórczych) opóźniających rozpad martenzytu [27] [28]. Martenzyt tworzy bardzo twardą, drobnoziarnistą strukturę, której objętość właściwa jest o ok. 2% większa od objętości właściwej austenitu, w wyniku czego w nieprzemienionym austenicie powstają znaczne naprężenia ścisające [29] [30].

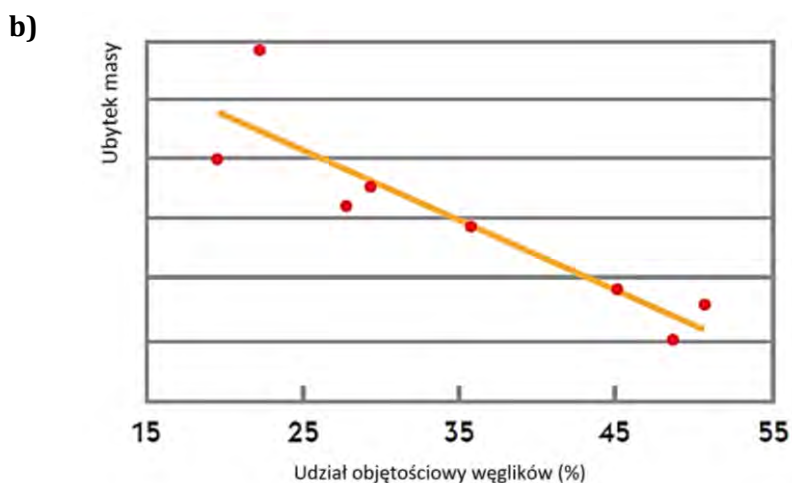
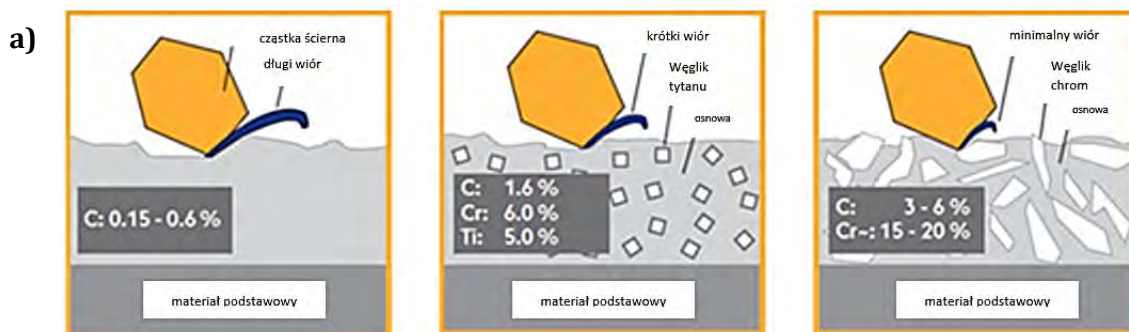
Przemiana martenzytyczna dokonuje się w obszarze pola temperatury początku przemiany M_s i dokonuje się do temperatury końca przemiany martenzytu M_f (Rys. 2.5 a). Temperatury przemiany martenzytycznej mają ścisły związek ze składem chemicznym. Ich wartość obniża się wraz ze zwiększaniem stężenia węgla oraz takich dodatków stopowych jak mangan, chrom, nikiel, molibden, wanad, krzem i miedź. Przeciwny charakter mają dodatki aluminium i kobaltu (Rys. 2.5 b) [30].



Rys. 2.5 Wpływ zawartości (a) węgla, (b) pierwiastków stopowych na wartość temperatury Ms [29]

Węgliki jako składnik strukturalny w stali, tworzą twarde i kruche fazy, niekorzystnie wpływające na udarność, ciągliwość oraz odporność na pękanie stali. Powstanie siatki węglików w stali zwiększa jej twardość, granicę plastyczności i wytrzymałość, a także odporność na zużycie ścierne (Rys. 2.6 a) [30] [31].

Wraz ze wzrostem udziału objętościowego faz (cząstek) umacniających ceramicznych (węglików), w strukturze materiału kompozytowego zmniejsza się ubytek masy (Rys. 2.6 b).



Rys. 2.6. (a) Wielkość ubytku masy w zależności od struktury materiału (b) ubytek masy w zależności od udziału objętościowego węglików (%) [31]

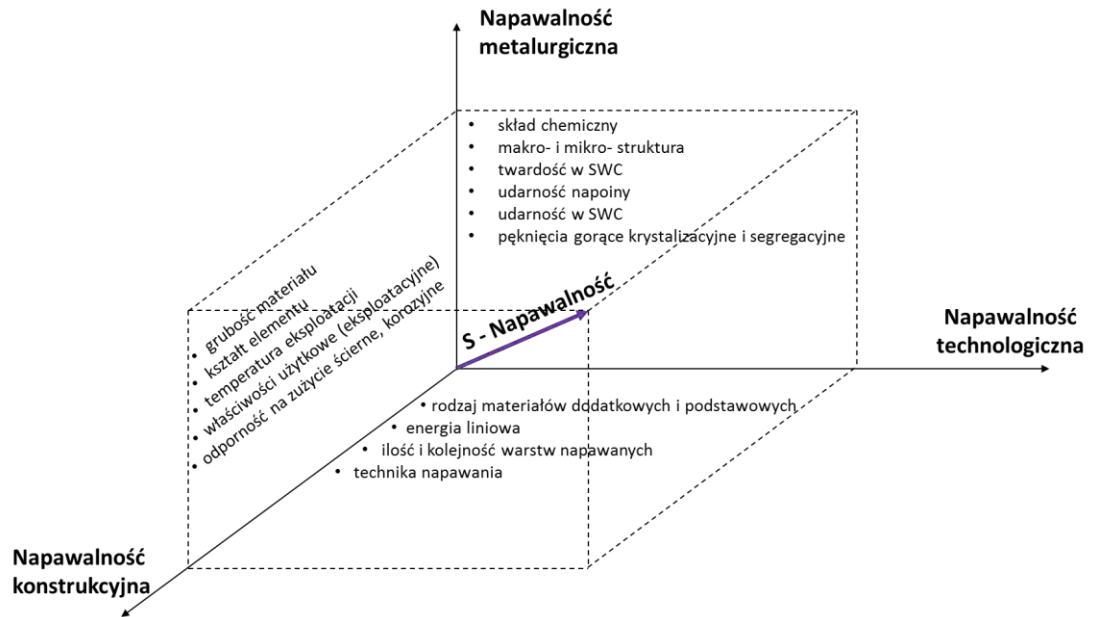
Zawartość węglików pierwotnych (W) jest proporcjonalna do zawartości Cr oraz C i decyduje o odporności na proces zużycia ściernego. Może być ona określona zgodnie ze wzorem F. Maratraya w następujący sposób [32]:

$$\% W = 12,33 (\% C) + 0,55 (\% Cr) - 15,2 \% \quad (1)$$

Rosnąca zawartość węglików wiąże się ze stabilnym wzrostem zawartości Cr i C [32].

W ramach rozprawy doktorskiej stworzono pojęcie napawalności, które nie znajduje odzwierciedlenia w literaturze ani normatywach spawalniczych. Napawalność to zdolność do tworzenia warstw o wymaganych właściwościach fizycznych zdolnych do przenoszenia obciążeń, charakteryzujących się wysoką odpornością na zużycie mechaniczne, cieplne, korozyjne, z uwzględnieniem określonych czynników (Rys. 2.7). Obecnie w nomenklaturze spawalniczej istnieje definicja spajalności obejmująca w szerszy sposób pojęcia spawalności, lutowności czy też zgrzewalności. Pojęcia te jednak odnoszą się do procesów nierozłącznego łączenia ze sobą

co najmniej dwóch elementów. Proponowana w pracy definicja napawalności odnosi się do wytworzenia struktury o wymaganych cechach użytkowych.



Rys. 2.7. Czynniki wpływające na napawalność (wypadkowa wektorów) rozpatrywane w trzech kategoriach (metalurgicznej, technologicznej i konstrukcyjnej)

2.1 Procesy zużycia elementów maszyn

Zużycie to proces postępującej utraty materiału z powierzchni elementów na skutek względnego ruchu między powierzchniami lub oddziaływania innych czynników zewnętrznych. W skali globalnej zjawisko to powoduje konsumpcję energii, zwiększa koszty operacyjne oraz znacząco wpływa na środowisko naturalne poprzez emisję CO₂. Stanowi to jeden z podstawowych problemów w sektorach takich jak motoryzacja, rolnictwo, górnictwo i hutnictwo. Górnictwo odpowiada za ok. 3% światowej emisji CO₂ wynikającej ze zużycia eksploatacyjnego, co w przeliczeniu na koszty generuje ponad 111 milionów euro rocznie na wymianę, produkcję części zamiennych i konserwację maszyn i urządzeń [33] [34].

Podczas eksploatacji maszyn i urządzeń naturalnym zjawiskiem jest degradacja poszczególnych podzespołów i części objawiająca się pogorszeniem stanu technicznego poszczególnych elementów, wywołująca obniżenie własności użytkowych. Proces zużywania jest wynikiem oddziaływania procesów fizycznych i chemicznych skorelowanych z warunkami eksploatacji urządzeń. Procesy zużycia mają charakter zarówno trybologiczny, jak i nietrybologiczny.

2.1.1 Zużycie ściernie

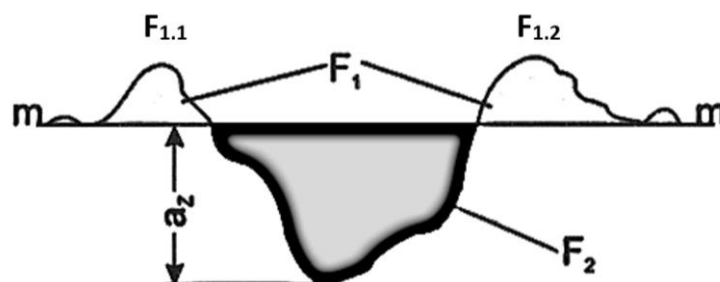
Degradacja trybologiczna związana jest głównie z interakcją kontaktową dwóch materiałów i ich utratą masy w wyniku tej interakcji. Jest najczęściej rozpatrywanym aspektem w aplikacjach z ruchomymi częściami.

Zużycie ściernie jest najczęściej występującym zjawiskiem ze wszystkich mechanizmów zużycia i odpowiada za ok. 63% całkowitych kosztów zużycia [35]. Ten rodzaj zużycia wywołany jest przez oddziaływanie materiałów ściernych na powierzchnię, które w miejscu styku prowadzą do degradacji powierzchni roboczych [36]. Mechanizmy zużycia ściernego stanowią złożone procesy w kontekście czynników, których intensywność reakcji zależy od wzajemnego oddziaływania powierzchni i masy ścierniej. Mogą indukować deformację materiału, inicjować pęknięcia i ułatwiać ich propagację [37]. Proces zużycia ściernego można podzielić na dwie grupy: zużycie ściernie dwuczynnikowe (twarda powierzchnia oddziałuje na bardziej miękką) i trójczynnikowe (twarde cząstki uwięzione między dwiema powierzchniami ślizgowymi) [35].

Podstawowy mechanizm zużycia abrazyjnego (ściernego) powstaje w wyniku oddzielania cząstek warstwy powierzchni roboczej, wywołany oddziaływaniem zjawisk brzdowania (rysowania), mikroskrawania, żłobienia, odkształcenia plastycznego, etc. Proces ten aktywowany jest przez luźne lub utwardzone cząstki ściernie, nierówności powierzchni, produkty zużycia. Mechanizmy te występują głównie w przypadku maszyn i urządzeń transportowych i metalurgicznych [38].

Ubytek materiału jest ściśle skorelowany z parametrami powierzchni przekroju poprzecznego zagłębienia rowka (Rys. 2.8), przy czym, jeżeli:

- stosunek $F_1 / F_2 = 1$ zjawisko nazywamy brzdowaniem,
- stosunek $F_1 / F_2 = 0$ zjawisko nazywamy mikroskrawaniem (żłobieniem),
- stosunek $0 \leq F_1 / F_2 \leq 1$ zjawisko nazywamy rysowaniem.



Rys. 2.8. Kryterium wyróżniające rodzaje zużywania [1]

gdzie:

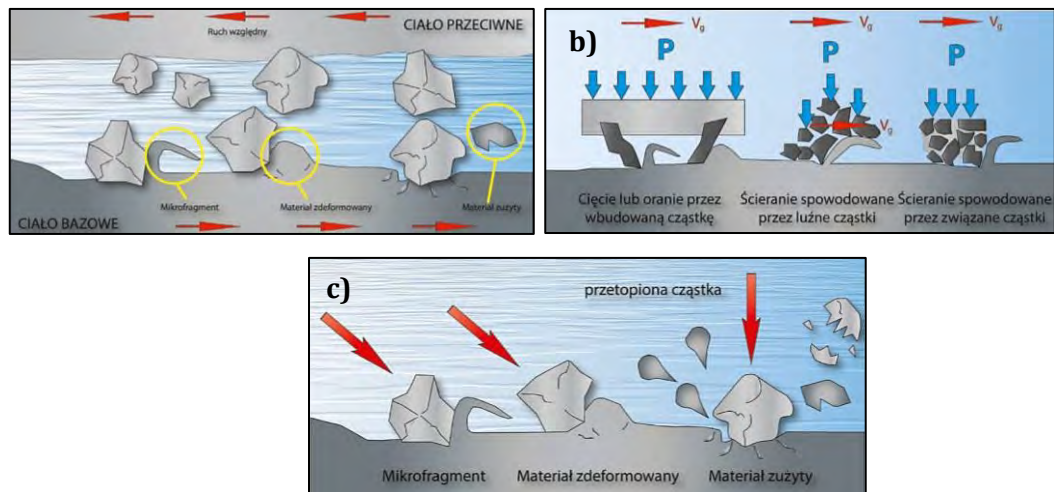
a_z - głębokość bruzdy,

m-m - poziom odniesienia,

F_1 – powierzchnia przekroju poprzecznego spęczenia materiału obok rowka ($\Sigma F_1, F_2$),

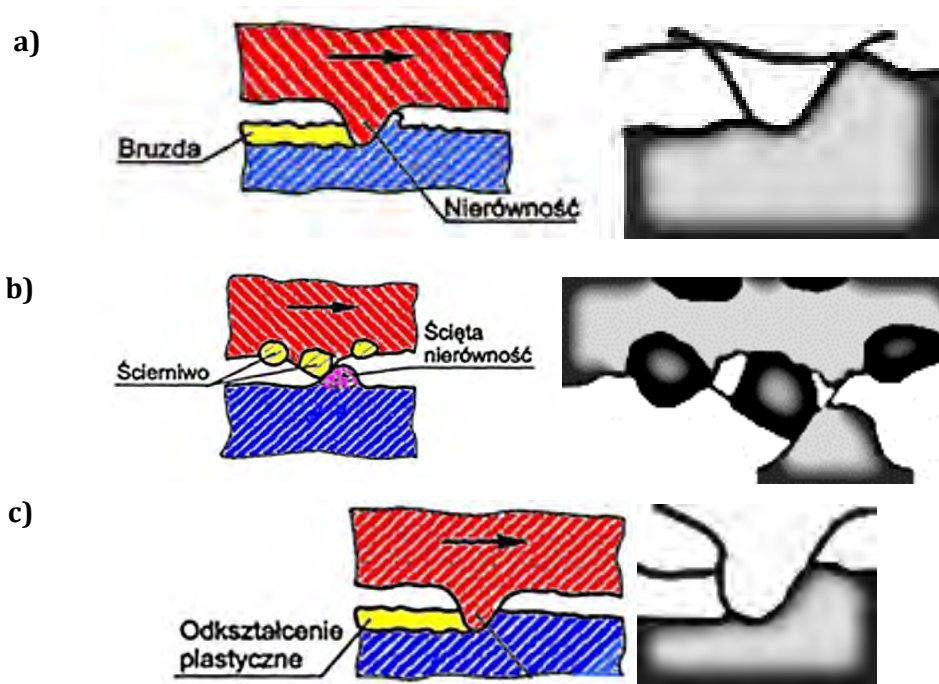
F_2 – powierzchnia przekroju poprzecznego zagłębienia rowka.

Masa ścierna charakteryzuje się różną geometrią i nieuporządkowanym kierunkiem oddziaływania cząstek ściernych na powierzchnię oraz zdolnością wciskania się w powierzchnię. Materiałem ściernym jest ciało stałe w postaci ziarna o indywidualnych cechach i wielkościach fizycznych (gęstość, twardość, masa, geometria, itp.) odpowiadające za proces ścierania (Rys. 2.9) [39].



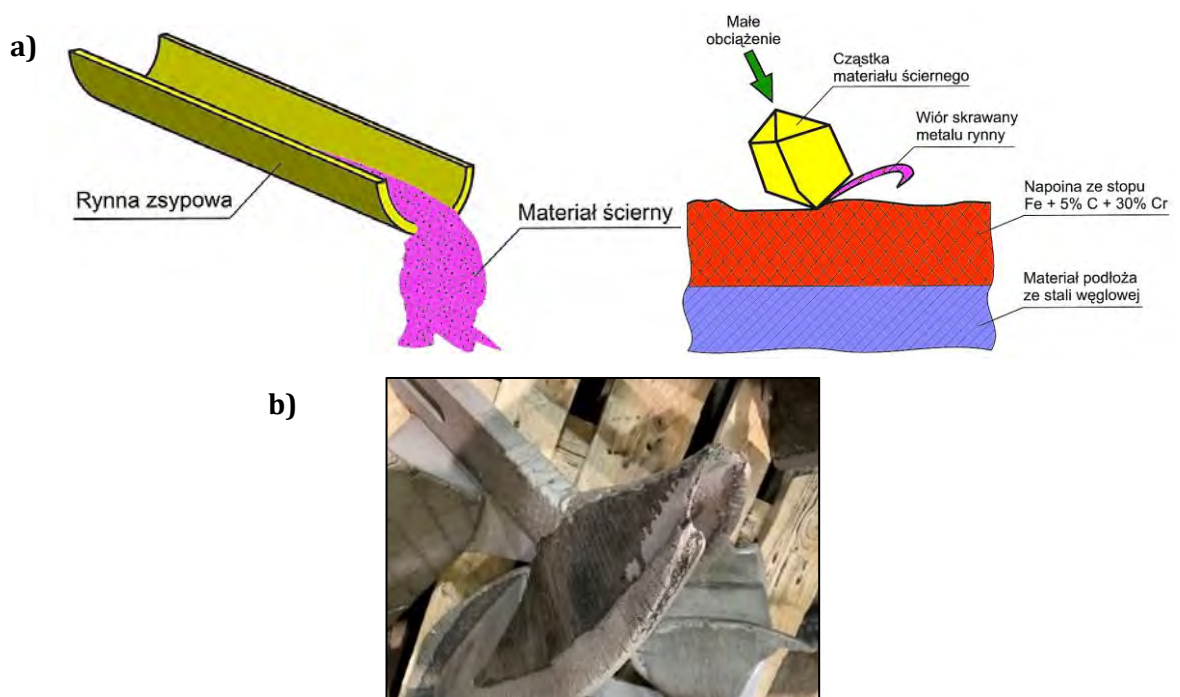
Rys. 2.9. Schematy: (a) rodzajów zużycia elementów na skutek ścierania (b) mechanizmów zużycia elementów na skutek ścierania, (c) ścierania spowodowanego przez strumień cząstek ściernych [31]

Masa ścierna może przybierać różne postaci determinujące charakter zużycia ściernego (Rys. 2.10). Intensywność procesu zużycia ściernego powierzchni determinowana jest rodzajem powierzchni i ścierniwa, warunkami środowiska wpływającymi na utratę wymiarów i cech funkcjonalnych, składem chemicznym, twardością i udarnością warstw napawanych [40] [41].



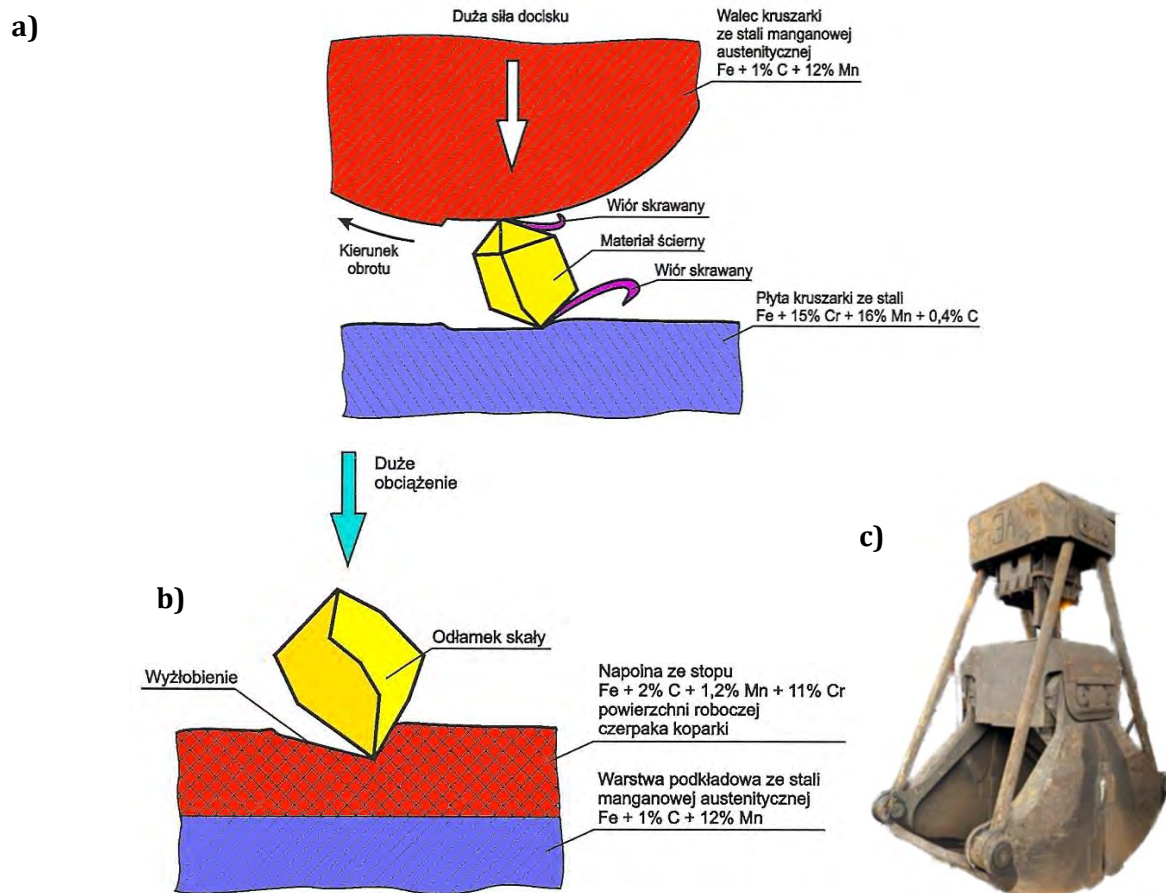
Rys. 2.10. Schematy procesów zużywania ściernego (a) ścinanie nierówności, (b) ścinanie nierówności ścierni-
wem, (c) odkształcenie plastyczne materiału w wyniku nierówności [1]

Zjawisko rysowania, bruzdowania (Rys. 2.11) powstaje w wyniku oddziaływania masy ścierniej na powierzchnię roboczą z niewielkim obciążeniem (m.in. rynny zsypane materiałów sypkich piasku, koncentratu miedzi, koksu, żużła konwertorowego, przesiewacze).



Rys. 2.11. Schemat proces zużycia ściernego przez (a) rysowanie, bruzdowanie przy małym obciążeniu [4], (b)
przykład zużycia narzędzi mieszających koncentrat miedziowy w HML

Zjawisko mikroskrawania (żłobienie), (Rys. 2.12) aktywowane jest w wyniku oddziaływania na powierzchnię roboczą cząstek o dużej masie (odłamki skał, rudy metali, żużel konwertorowy), które w wyniku wysokich wartości energii kinetycznej i znacznych nacisków materiału ściernego wywołują proces degradacji powierzchni w postaci wyłobień i rowków. Proces ten zachodzi przy niskich prędkościach względnych masy ściernej, np. zużycie powierzchni roboczej czerpaka do załadunku koksu, żużla konwertorowego oraz podczas wysokich prędkości, np. powierzchnie robocze walców prasy do brykietów, szczęki kruszarki podczas kruszenia żużla konwertorowego i kamienia miedziowego [42].



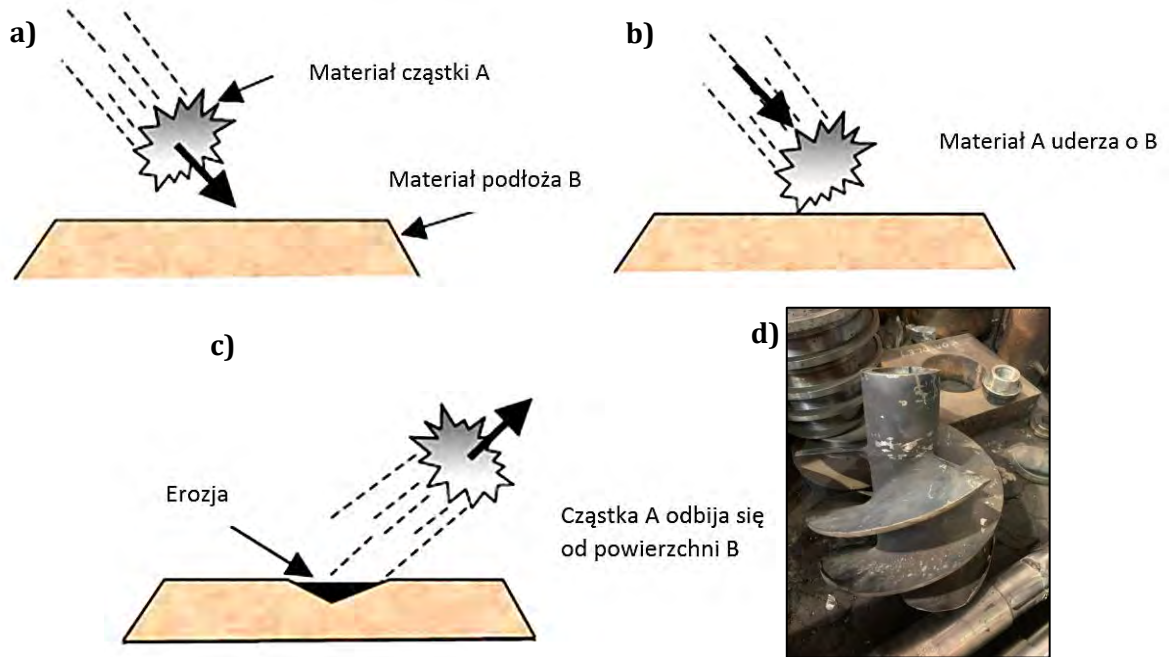
Rys. 2.12. (a, b) schemat procesu zużycia ściernego przez żłobienie przy dużym obciążeniu [4] (c) przykład mechanizmu narażenia na zużycie ściernie w wyniku żłobienia

2.1.2 Zużycie erozyjne

Zjawisko zużycia erozyjnego polega na stopniowej utracie materiału powierzchni w wyniku mechanicznego oddziaływania strumieniem cieczy, gazu z cząstkami ściernymi o powierzchnię materiału (elementów pomp, wirników wentylatorów, rurociągów, instalacji). Określona dynamika procesu wywołuje degradację uszkodzonej warstwy wierzchniej na skutek

gromadzenia się mikropęknięć (Rys. 2.13). Mechanizm zużywania erozyjnego materiałów jest złożony i zależy od wielu czynników, które mogą oddziaływać na powierzchnię jednocześnie, stąd też proces ten często występuje z procesem zużycia korozyjnego (łopatki turbin).

Szybkość zużycia erozyjnego zależy od właściwości cząstek stałych, temperatury, prędkości przepływu oraz stopnia agresywności środowiska korozyjnego [6] [43].



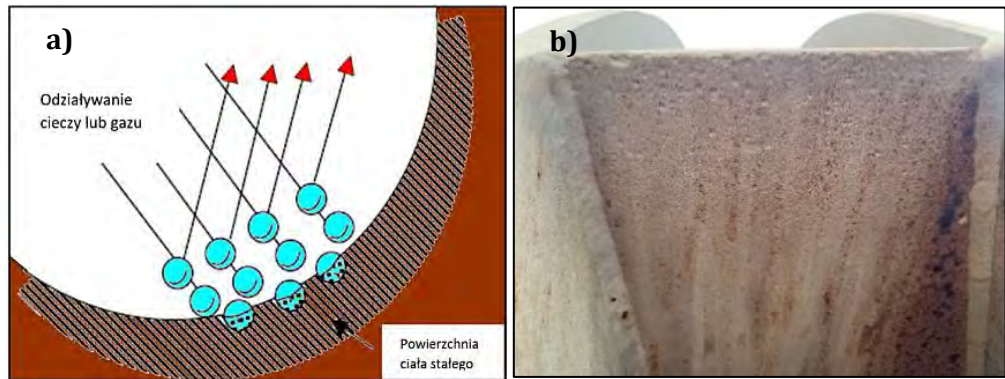
Rys. 2.13. Schematy zużycia erozyjnego (a) cząstka materiału przed zderzeniem, (b) moment zderzenia, (c) cząstka po odbiciu od podłoża [4], (d) wirnik pompy stosowany w Fabryce Kwasu Siarkowego HML

2.1.3 Zużycie kawitacyjne

Proces zużycia kawitacyjnego związany jest ze zjawiskiem implozji podczas przepływu cieczy z dużą prędkością i powoduje miejscowe uszkodzenie powierzchni roboczej w wyniku uwolnienia znacznej energii mechanicznej [39].

Kawitacja stanowi zjawisko tworzenia i zanikania wewnątrz cieczy przestrzeni wypełnionych parą cieczy i gazami w obszarach najniższego ciśnienia [44] [45]. Niewielkie zwiększenie ciśnienia powoduje kondensację pary i powstanie w jego wnętrzu niskiego ciśnienia w wyniku przemieszczenia się cieczy do wnętrza pęcherzyka z wysoką prędkością, wywołując falę uderzeniową wskutek rozprężenia gazu w pęcherzyku. Wywołany przez falę uderzeniową lokalny wzrost ciśnienia powoduje plastyczne płynięcie i deformację powierzchni materiału, co bezpośrednio wpływa na aktywację procesów zmęczeniowych [46].

W przemyśle zjawisko kawitacji można spotkać w maszynach przepływowych (Rys. 2.14), systemach rurociągowych, pompowych, silnikach spalinowych, etc. [46].

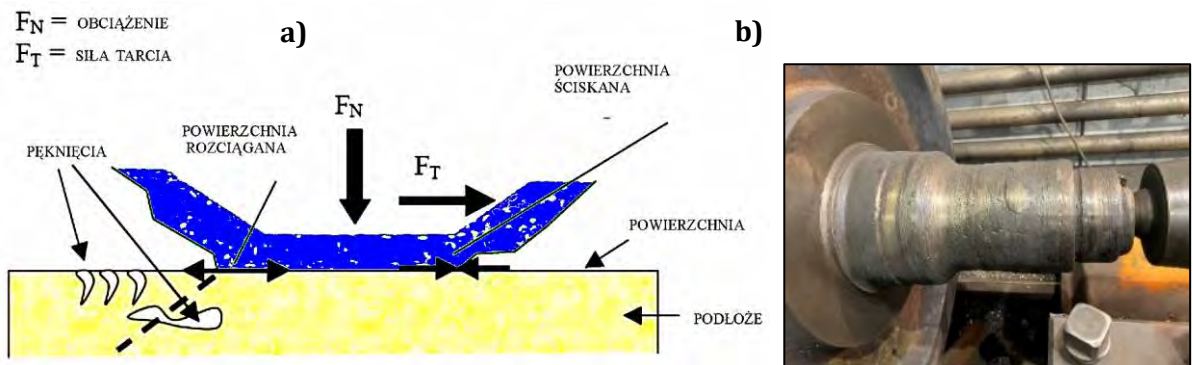


Rys. 2.14. Zużycie kawitacyjne (a) schemat procesu [6], (b) przykład zużycia kawitacyjnego łopatki wirnika wentylatora końcowego oczyszczalni gazów konwertorowych

Dynamika procesu zużycia kawitacyjnego jest zależna od wielu czynników w tym temperatury i właściwości medium, środowiska korozyjnego, stanu obróbki cieplnej, rodzaju materiału (składu chemicznego i struktury) [6] [43].

2.1.4 Zużycie zmęczeniowe

Proces zużycia zmęczeniowego powstaje w wyniku sumowania się odkształceń w warstwie wierzchniej, wywołanych oddziaływaniem naprężeń własnych i naprężeń zewnętrznych, nie wykazuje charakteru ściernego [43]. W obszarze spiętrzenia naprężeń tworzą się mikropęknięcia zmęczeniowe rozwijające się podczas eksploatacji. Po osiągnięciu wytrzymałości zmęczeniowej w mikro objętości metalu warstwy wierzchniej następuje utrata spójności materiału i odrywanie cząstek materiału (Rys. 2.15 a). Ten rodzaj zużycia obserwowany jest w szczególności na powierzchniach roboczych zębów kół zębatych, wałków, łożysk, walców, rolek, etc.



Rys. 2.15. Zużycie zmęczeniowe: (a) schemat [4], (b) przykład - zużycie czopu zestawu kołowego, zjawisko pitingu

Rodzaje zużycia zmęczeniowego: [39]

- łuszczenie (spalling) występujące podczas tarcia tocznego lub toczno-ślizgowego w styku suchym lub braku wystarczającego filmu smarnego,
- wykruszanie (pitting) występujące przy tarcniu tocznym lub toczno-ślizgowym w styku smarowanym.

Zużycie typu pitting powstaje w warstwach wierzchnich skojarzonych par tarcia w obecności środka smarnego w efekcie cyklicznego oddziaływania naprężeń kontaktowych (Rys. 2.15 b). Proces tego typu zużycia inicjowany jest etapowo i objawia się poprzez:

- zmęczenie materiału i inicjację mikropęknięć,
- pęknięcia w szczelinach w wyniku działania oleju pod ciśnieniem,
- wyrywanie cząstek z powierzchni, które utraciły lub zmniejszyły spójność metalurgiczną.

Zużycie zmęczeniowe objawia się wzrostem poziomu hałasu, koncentracją obciążeń, naprężeń kontaktowych, zmniejszeniem pola powierzchni nośnej elementów ciernych, powstawaniem intensywnego zużycia [43].

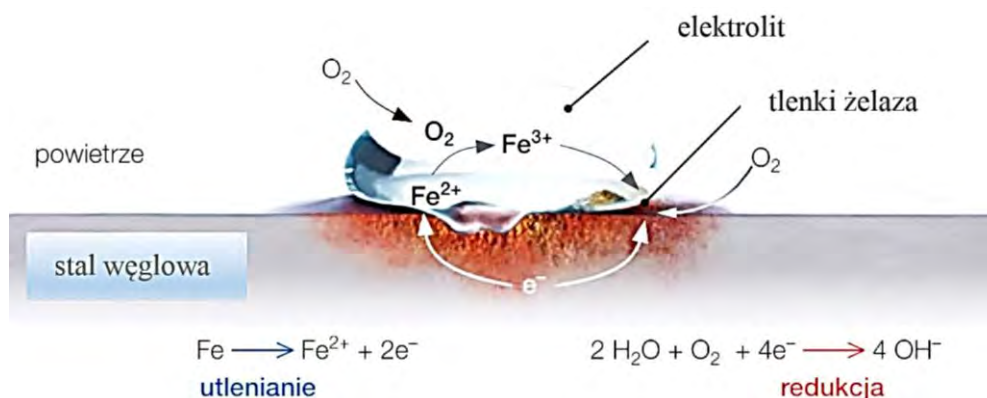
2.1.5 Zużycie korozyjne

Zrozumienie mechanizmów degradacji metali jest kluczowe dla rozwoju nowych materiałów o wysokiej wydajności. W ramach różnych gatunków stali nierdzewnych, w tym austenitycznych i martenzytycznych stali nierdzewnych, są szeroko stosowane w wielu różnych zastosowaniach przemysłowych, gdzie właściwości mechaniczne, takie jak wytrzymałość, odporność na zużycie trybologiczne i nietrybologiczne muszą być wysokie.

Ten rodzaj zużycia polega na niszczeniu materiału w wyniku reakcji chemicznej lub elektrochemicznej z jego otoczeniem, w określonym środowisku (korozyja wodna, atmosferyczna, wysokotemperaturowa), przy czym proces niszczenia rozpoczyna się na powierzchni metalu. Straty w gospodarce światowej spowodowane korozyją metali i ich stopów są bardzo wysokie [47] [48].

Korozyja bimetaliczna (galwaniczna) powstaje na styku dwóch różnoimiennych metali (różnica potencjałów elektrochemicznych) połączonych elektrolitem. Każdy z metali posiada charakterystyczny potencjał elektrochemiczny. Na styku dwóch różnoimiennych metali

w obecności elektrolitu w wyniku różnicy potencjałów, prąd elektryczny przepływający przez elektrolit będzie płynął od materiału bardziej elektroujemnego (anody) do bardziej elektrododatniego (katody) (Rys. 2.16).

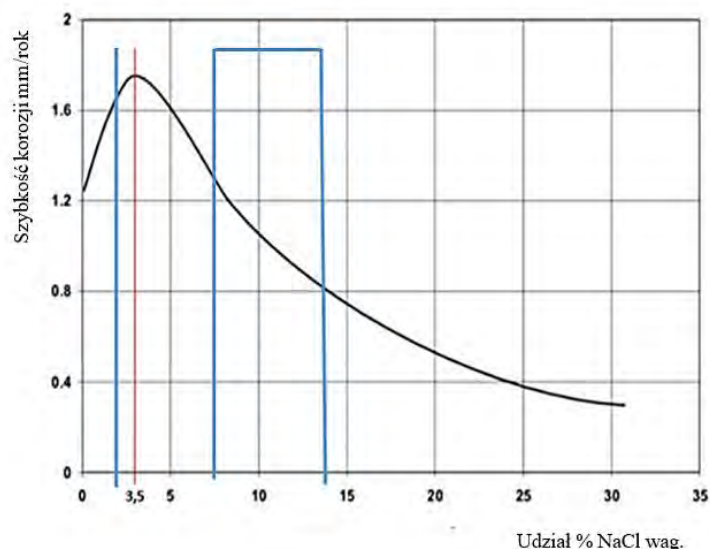


Rys. 2.16 Schemat mechanizmu korozji elektrochemicznej (galwanicznej) [49]

Powstanie ogniw miejscowych wynika z nieodnorodności powierzchni głównie w skali mikroskopowej. Efekt niszczenia korozyjnego metalu występuje na anodzie, przy braku strat materiałowych na katodzie [50].

Zużycie korozyjne występuje głównie w instalacjach chemicznych i energetycznych, natomiast w wielu innych przypadkach jest parametrem towarzyszącym głównemu mechanizmowi zużycia. Woda zawierająca wysokie stężenie soli znacznie przyspiesza procesy korozyjne ze względu na wyższą przewodność i intensywność dyfuzji jonów chlorkowych do metalu. Szybkość korozji uzależniona jest przede wszystkim od zawartości związków chemicznych (chlorków, fluorków), dostępności tlenu oraz temperatury. Przy zawartości 3,5% wag. NaCl w roztworze występuje połączenie wysokiej przewodności i rozpuszczalności tlenu. Rozpuszczalność tlenu zmniejsza się wraz ze wzrostem stężenia roztworów soli. Z kolei szybkość korozji wzrasta wraz z intensyfikacją stężenia tlenu. Największa rozpuszczalność tlenu następuje przy stężeniu ok. 3,5 %, następnie ilość tlenu zmniejsza się wraz z ilością depolaryzatora w reakcji korozyjnej katodowej.

Badania przeprowadzone w HML pod kątem zawartości jonów chlorkowych w wodzie technologicznej potwierdziły jej wysoką agresywność korozyjną, co przekłada się w znaczny sposób na szybkość zużycia korozyjnego stali niestopowych i stopowych (nierdzewnych). Woda obiegowa w HML – PSZ/OG zawiera od 7,40 do 13,40% (wag.) NaCl w roztworze (Rys. 2.17).

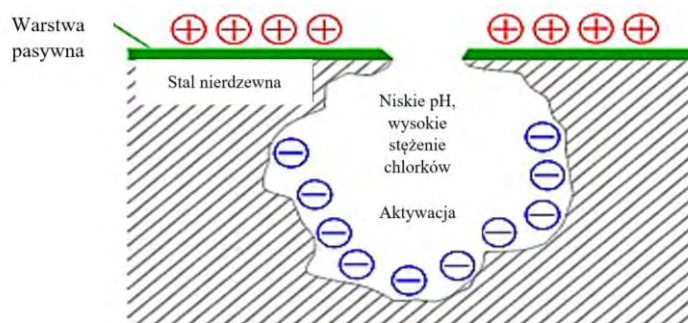


Rys. 2.17. Zależność intensywności korozji metali od zawartości chlorku sodu w roztworze. Niebieskie pola pokazują zawartość NaCl w wodzie obiegowej i ściekach w HML - PSZ/OG (dane: 2021 r.)

W stalach stopowych obecność jonów chlorkowych po przedostaniu się przez warstwę pasywną wywołuje korozję wżerową. Wpływ zawartości jonów chlorkowych ma bardzo istotny wpływ na szybkość korozji.

Doświadczenia przemysłowe pokazują często popełniane błędy podczas doboru materiałów nierdzewnych dla konkretnych aplikacji, co skutkuje powstawaniem problemu wystąpienia korozji w pierwszych latach eksploatacji. Błędy w ocenie środowiska, skażenie jonami chlorkowymi, fluorowymi, wysoka chropowatość powierzchni, procesy spawalnicze, obróbka ubytkowa i cieplna wywołują zjawisko uwrażliwienia na korozję tej grupy materiałów.

Korozja wżerowa przybiera postać lokalnego zużycia i występuje w wyniku uszkodzenia warstwy pasywnej przez związki chemiczne, w tym jony chlorkowe, halogenki, aniony oraz oddziaływanie innych czynników takich jak temperatura, w przypadku której wzrost zmniejsza odporność na ten rodzaj korozji oraz zawartość utleniaczy. Chrom, molibden i azot zwiększają odporność na korozję wżerową. W trakcie korozji następuje rozpuszczanie metalu, zachodzi proces elektrochemiczny, tj. wymiana na granicy faz ładunku pomiędzy elektrodą (elektrony) i elektrolitem (jony).



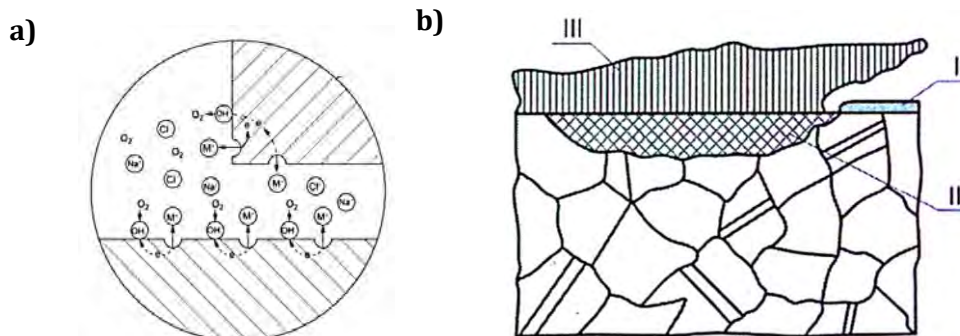
Rys. 2.18. Mechanizm powstawania korozji wżerowej [51]

Na potrzeby wstępnego doboru materiału można zastosować równoważnik odporności na korozję wżerową PREN (ang. Pitting Resistance Equivalent Number) stanowiący ogólny wskaźnik, oparty na składzie chemicznym (Cr, Mo i N – dodatki stopowe przeciwdziałające korozji wżerowej):

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3.3\% \text{Mo} + 16\% \text{N} \quad (2)$$

Równoważnik $\text{PREN} > 30$ wyraża odpowiednią odporność na korozję wżerową. Wskaźnik odnosi się tylko do składu chemicznego stopu bez uwzględnienia innych czynników takich jak chropowatość powierzchni czy medium korozyjne, stąd PREN nie powinien być jedynym czynnikiem w doborze gatunku stali [52].

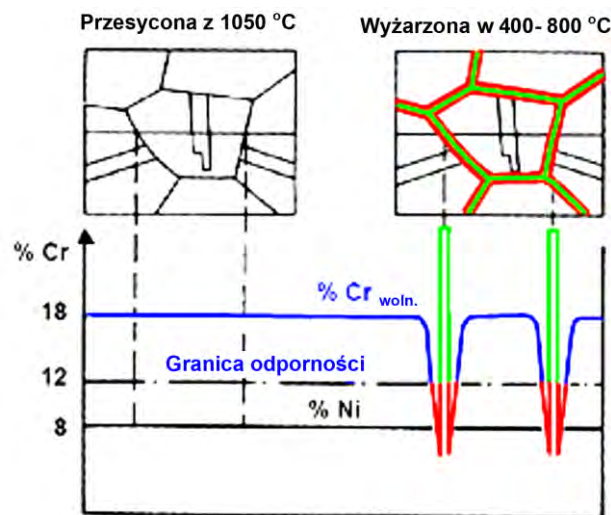
Korozja szczelinowa zachodzi w zamkniętych obszarach (szczelinach). Powstaje w wyniku zubożenia ilości tlenu na skutek reakcji elektrochemicznych wewnątrz szczeliny, wzrostu stężenia chlorków Cl^- oraz lokalnego obniżenia pH do wartości, która uniemożliwia proces pasywacji.



Rys. 2.19. (a) schemat powstawania korozji szczelinowej (b) i – warstwa pasywna, II – obszar utrudnionego dostępu tlenu, brak możliwości odbudowy warstwy pasywnej [48]

Korozja międzykrystaliczna powstaje w wyniku dyfuzji węgla (długotrwałego wygrzewania w zakresie temperatur od 450 do 850°C wzdłuż granicy ziaren stali austenitycznych

w SWC, tworząc węgliki chromu typu $(Fe, Cr)_{23}C_6$ (Rys. 2.20 b) w sposób selektywny zmniejszając zawartość chromu na granicach ziaren poniżej 10,5%. Warstwa pasywna jest możliwa do utworzenia w obszarze ziaren, gdzie nie nastąpiło zubożenie Cr. W celu ograniczenia tego rodzaju korozji, stosuje się stale austenityczne, niskowęglowe o stężeniu węgla poniżej 0,03%, stabilizowane tytanem oraz przesycanie w temperaturze ok. 1050 °C (węgliki zostają rozpuszczone) (Rys. 2.20 b) [48].

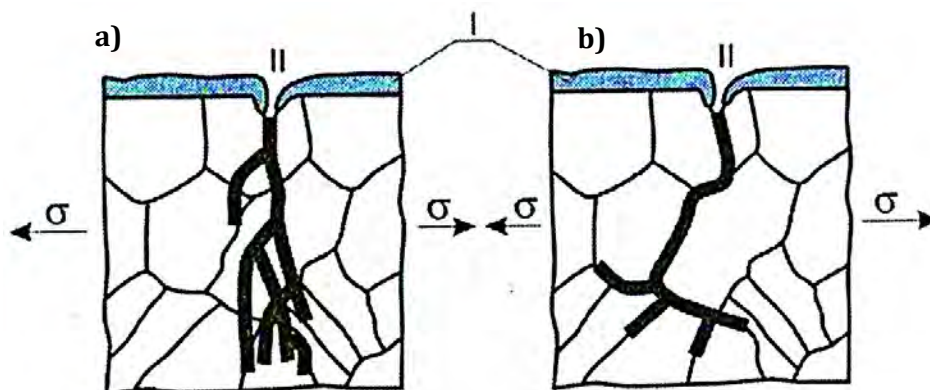


Rys. 2.20. Mechanizm powstawania korozji międzykrystalicznej - przebieg zawartości chromu w strukturze austenitycznej stali C - Ni z wydzieleniami $Cr_{23}C_6$ na granicach ziaren [38]

Odmianą korozji krystalicznej jest korozja nożowa obserwowana w procesach spawalniczych stali chromowo-niklowych austenitycznych stabilizowanych tytanem i niobem. W obszarze SWC w temperaturze od 1200 do 1400°C węgliki Ti, Nb przechodzą do roztworu, a uwolniony węgiel łączy się z chromem.

Korozja naprężeniowa charakteryzuje się niszczeniem materiału poprzez powstawanie pęknięć w metalach i stopach (Rys. 2.21) pokrytych warstwą pasywną bez wstępnego odkształcenia w wyniku jednoczesnego występowania naprężeń rozciągających i aktywnych korozyjnych czynników środowiskowych (wysokie stężenie chlorków, temperatura powyżej 50°C). Naprężenia charakteryzują się wysokimi wartościami w stosunku do granicy plastyczności materiału i mogą wynikać zarówno z przyłożonych sił zewnętrznych, jak i naprężeń szczątkowych pochodzących z procesów produkcyjnych (spawanie, obróbka plastyczna). Utlenianie powierzchni powoduje, że korozja naprężeniowa rozpoczyna się podobnie do wżerowej czy szczelinowej, od wytworzenia w warstwie pasywnej defektów, których powstanie ujawniają naprężenia mechaniczne oraz obecność w roztworze aktywnych anionów. O przekształceniu się wżeru lub szczeliny w pęknięcie decyduje wielkość naprężeń rozciągających oraz wielkość

potencjału. Przy niskich potencjałach (ochrona katodowa) nie następuje pękanie korozyjne. Pękanie może mieć charakter transkrystaliczny lub międzykrystaliczny [43] [48].



Rys. 2.21. Korozja naprężeniowa: (a) transkrystaliczna, (b) międzykrystaliczna [43]

Z powyższego wynika, że w przypadku procesu ograniczania zużycia korozyjnego elementów maszyn, bardzo istotnym jest wybór odpowiedniego gatunku stali nierdzewnej w odniesieniu do danego środowiska pracy poprzez określenie współczynnika odporności korozyjnej (CRF) środowiska oraz klasy odporności korozyjnej (CRC) na podstawie CRF w odniesieniu do ryzyka narażenia na działanie chlorków, dwutlenków siarki.

$$\text{CRF} = \text{F1} + \text{F2} + \text{F3} \quad (3)$$

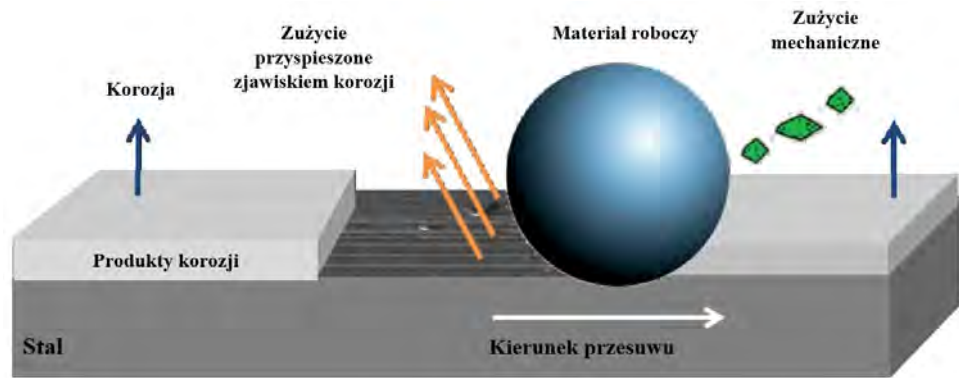
gdzie:

F1 - ryzyko narażenia na chlorki,

F2 - ryzyko narażenia na dwutlenek siarki,

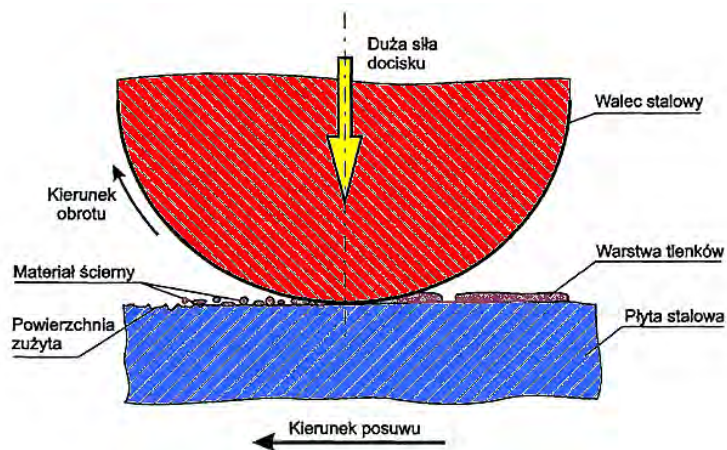
F3 – ryzyko narażenia na działanie opadów atmosferycznych.

Zużycie mechaniczno-korozyjne metali stanowi złożoną kombinację mechanicznych, fizycznych, elektrochemicznych i innych procesów w połączeniu z deformacją i niszczeniem powierzchni tarcia (Rys. 2.22) Zużycie ściernie w agresywnych chemicznie i wilgotnych środowiskach zachodzi znacznie szybciej, co objawia się większym ubytkiem masy. Intensywność zużycia w roztworach soli o różnych stężeniach zależy od ilości rozpuszczonego w nich tlenu [39] [43]. Dynamika procesu fizycznego i chemicznego niszczenia struktury metalu (korozyji) podczas zjawisk fizycznych towarzyszących przemieszczaniu się względem siebie dwóch ciał fizycznych (tarcia) jest bardzo wysoka [43].



Rys. 2.22. Schemat zużycia mechaniczno-korozyjnego [53]

Zużycie w wyniku korozji wysokotemperaturowej wywoływane jest przez długotrwałe oddziaływanie wysokich temperatur, w wyniku czego powstają nieodwracalne przemiany strukturalne w całym nagrzewanym przedmiocie lub w obszarze SWC. Tworzą się produkty utleniania wysokotemperaturowego (zgorzelina), których cząstki powodują zużycie ściernie. (Rys. 2.23). Łączne oddziaływanie wysokiej temperatury, tarcia i środowiska korozyjnego prowadzi generalnie do degradacji materiału, w wyniku czego znacznie zmniejsza się odporność na ścieranie, korozję oraz wytrzymałość mechaniczną i uderzeniową. Produkty utleniania wysokotemperaturowego takie jak zgorzelina tworzą materiał ścierny [39].



Rys. 2.23. Schemat zużycia ściernego pod wpływem wysokich temperatur i działania dużej siły [6]

W przypadku warstw napawanych najczęściej obserwuje się następujące rodzaje korozji: [48]

- ogólna (równomierna, selektywna napoiny, materiału podstawowego, SWC),
- miejscowa (wżerowa),
- międzykrystaliczna,
- naprężeniowa (pęknięcia międzykrystaliczne i/lub transkrystaliczne, zmęczeniowa).

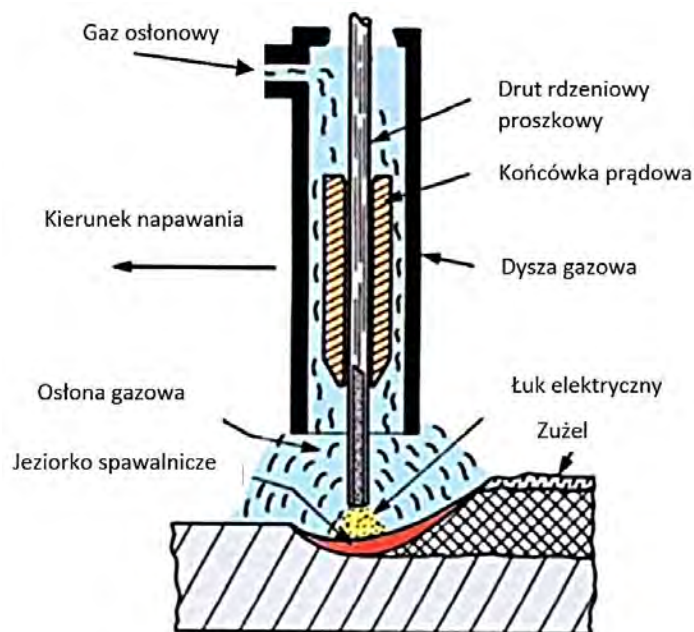
2.2 Technologie napawania warstw odpornych na zużycie ścierne

2.2.1 Napawanie łukowe w osłonie gazowej drutem rdzeniowym

Spawanie łukowe drutem elektrodowym proszkowym o rdzeniu tonikowym w osłonie gazu aktywnego (135) wg PN-EN 4063 zalicza się do metod napawania łukowego elektrodą topliwą (Rys. 2.24).

Proces FCAW opracowano w latach 50. XX wieku jako alternatywę dla ręcznego napawania elektrodą otuloną SMAW.

Do napawania łukowego z rdzeniem topnikowym wykorzystuje się elektrodę z ciągłym podawaniem drutu oraz źródło zasilania o charakterystyce stałonapięciowej lub statycznie płaskiej (proces wrażliwy na zmianę napięcia analogicznie do metody GMAW) [54].



Rys. 2.24. Schemat procesu FCAW [47]

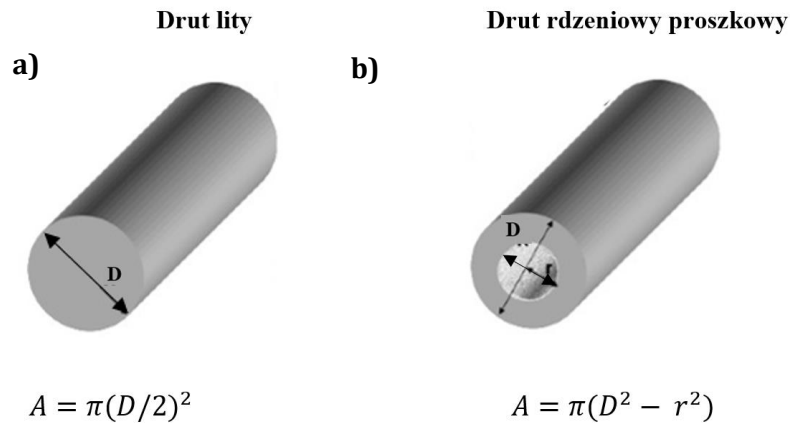
FCAW stanowi półautomatyczny lub automatyczny proces napawania łukowego, w którym ciągła elektroda podawana jest z automatycznego podajnika rolkowego drutu wewnątrz przewodu spawalniczego i uchwyty do łuku spawalniczego [55].

W środowisku przemysłowym napawanie drutem rdzeniowym proszkowym w osłonie gazowej stanowi jeden z wiodących procesów spawalniczych biorąc pod uwagę wysoką wydajność, jakość napoin oraz niskie koszty inwestycyjne i eksploatacyjne.

W wyniku zajarzenia łuku elektrycznego, napięcie przyłożone pomiędzy drut a materiał napawany powoduje uwolnienie elektronów z materiału napawanego - katody (-) i ich transfer w kierunku elektrody, drutu - anody (+). Uwolnione elektrony, poruszając się ruchem przyśpieszonym, zderzają się z obojętnymi elektrycznie atomami gazów osłonowych powodując ich jonizację [6]. W wyniku tego atomy gazu rozpadają się na dodatnio naładowane jony i ujemnie naładowane elektrony. Powietrze posiada właściwości dielektryczne, stanowiąc naturalny izolator prądu elektrycznego. W wyniku jonizacji powietrze traci właściwości dielektryczne i staje się przewodnikiem prądu elektrycznego, tym samym zjawisko wyładowań elektrycznych w zjonizowanym powietrzu traktowane jest jako zjawisko przepływu prądu elektrycznego w gazach. Wysoka jonizacja gazu w przestrzeni łukowej gwarantuje odpowiednią stabilność łuku [6] [54] [56].

W przypadku źródeł spawalniczych FCAW prąd spawania jest liniowo zależny od prędkości podawania drutu. Wielkość natężenia prądu spawania wpływa na prędkość topienia drutu spawalniczego i sposób przenoszenia przez łuk stopionego metalu do jeziora spawalniczego. Obecnie stosowane źródła spawalnicze FCAW wyposażone są w układy sterowania gwarantujące samoregulację długości łuku oraz monitorowanie wartości napięcia łuku i natężenia prądu w czasie rzeczywistym. Ponadto parametry korygowane są do wymaganych wartości zapewniających stabilne warunki napawania, czyniąc tę metodę łatwiejszą do realizacji w porównaniu do metod SMAW lub GTAW [54]. Oprócz kontroli napięcia łuku spawalniczego, ważna jest również szybkość, z jaką źródło prądu reaguje na zwarcia, znane jako charakterystyka dynamiczna źródła prądu. Ma to kluczowe znaczenie w procesie FCAW, w którym stosowane jest źródło prądu o płaskiej charakterystyce statycznej. Podczas zwarcia lub zanurzenia wartość natężenia prądu może osiągać bardzo wysokie wartości. Zatem do obwodu elektrycznego źródła zasilania wprowadzana jest cewka indukcyjna, która przeciwdziała zmianom prądu spawania, a tym samym spowalnia tempo wzrostu prądu podczas zwarcia. Indukcyjność w obwodzie spawania powoduje również mniejszą liczbę zwarć na sekundę i dłuższy czas zajarzenia łuku, w wyniku czego otrzymuje się gładki ścieg spawalniczy o wymaganej geometrii. Indukcyjność podczas transferu natryskowego zapewnia mniej gwałtowny rozruch łuku [54].

Technika FCAW wykorzystuje elektrodę w postaci drutu (Rys. 2.25), przy czym materiał dodatkowy ma formę rurki wypełnionej proszkiem.



Rys. 2.25. Schematyczne porównanie pola przekroju poprzecznego (a) drutu litego, (b) rdzeniowego proszkowego [4]

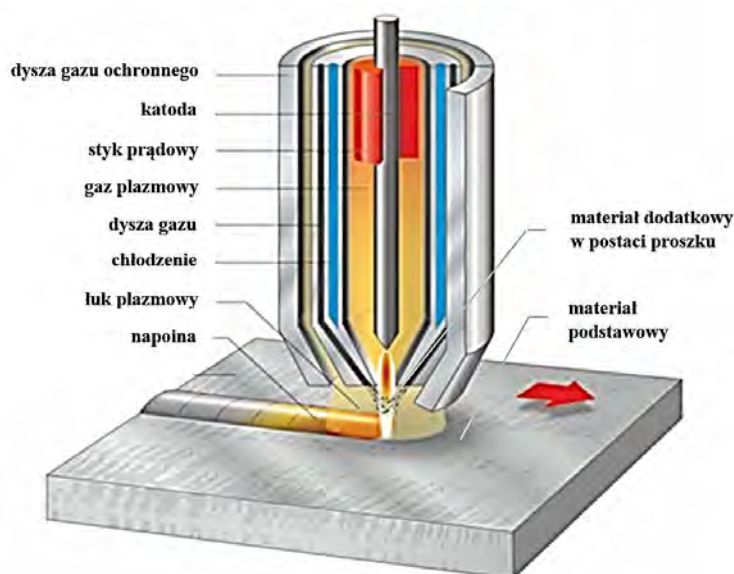
Topnik wypełniający rdzeń drutu (rurki) wytwarza gazy ochronne, analogicznie jak w przypadku elektrod otulonych, pełniąc funkcję odtleniającą i żużlotwórczą jeziora ciekłego metalu, dzięki czemu proces ten może być realizowany z użyciem lub bez użycia zewnętrznego źródła gazu osłonowego. Znajdujące się w rdzeniu drutu pierwiastki (denitryfikatory i odtleniacze), łączą się chemicznie z azotem i tlenem, które są przyswajane przez żużel, przeciwdziałając absorpcji tych pierwiastków do metalu napoiny [6]. W literaturze można spotkać się z określeniem „proces podwójnej osłony”, co sprawia, że może być on z powodzeniem stosowany na zewnątrz, w wietrznych warunkach bez konieczności stosowania dodatkowego zabezpieczenia [54]. W przypadku drutu rdzeniowego prąd elektryczny płynie tylko przez przekrój rurki, w wyniku czego otrzymuje się wyższą gęstość prądową (A/mm^2), co z kolei wpływa na wzrost wydajności stapiania i napawania.

Do napawania metodą FCAW, w zależności od obrabianego materiału, stosuje się czysty argon, mieszaniny argonu z tlenem lub dwutlenek węgla. Proces realizowany jest prądem stałym o dodatnim potencjale elektrody DC (+). Na anodzie generowana jest większa ilość ciepła, dzięki czemu następuje szybsze topienie drutu spawalniczego, większe wtopienie i prędkość napawania.

FCAW, przy zastosowaniu analogicznych parametrów procesowych jak dla GMAW, gwarantuje wyższą jakość napoin charakteryzujących się lepszymi właściwościami mechanicznymi, mniejszą ilością niezgodności spawalniczych, możliwością napawania w pozycjach przymusowych przy niższych umiejętnościach spawaczy. Ponadto proces FCAW charakteryzuje się mniejszą podatnością na zanieczyszczenia pozostałe po wstępnym przygotowaniu powierzchni do napawania, większą wydajnością i lepszą stabilnością łuku. Udział metalu W podłoża w napoinie wynosi od 30 do 35% [6].

2.2.2 Napawanie plazmowe

Spawanie plazmowe (151) wg normy PN-EN 4063 zalicza się do metod spawania łukowego, które w porównaniu z innymi metodami łukowymi, charakteryzuje się wysoką wydajnością topienia, wysoką stabilnością strumienia energii oraz wysoką jakością połączenia metalurgicznego osadzonej warstwy z obrabianym materiałem. Schemat procesu napawania plazmowego proszkowego przedstawiono na Rys. 2.26 [57] [58].



Rys. 2.26. Schemat napawania proszkowego metodą PTA [57]

Technologie plazmowe w latach 50. XX zapoczątkowało odkrycie zjawiska zwanego efektem zwężenia łuku w dyszy plazmowej i powstającego strumienia plazmy pomiędzy elektrodą wolframową (katodą) a obrabianym przedmiotem (anodą). Pojęciem plazmy określa się zjonizowaną materię w wyładowaniach gazowych [6].

Napawanie plazmowe gwarantuje uzyskanie wysokiej jakości napoin o bardzo dobrych właściwościach użytkowych. Podobnie jak napawanie wiązką elektronów i wiązką promieniowania laserowego, należy do grupy procesów wysokiej gęstości energii stosowanych do obróbki powierzchni [59] [60] [61].

Zalety procesu PTA związane są z możliwością zastosowania dużej ilości materiałów dodatkowych do napawania, szczególnie w przypadku proszków, wyższą wydajnością, lepszymi właściwościami mechanicznymi i tribologicznymi osadzanych warstw w porównaniu do klasycznych metod łukowych jak SMAW, GTAW, GMAW [62] [63] [64].

Uzyskanie bardzo dobrych własności napoin w istotny sposób zależy od parametrów procesowych, w tym natężenia prądu elektrycznego oraz natężenia przepływu gazu plazmowego [57]. Źródło prądu jest zasilane prądem stałym. Celem ograniczenia ciepła oddziałującego na elektrodę (ok. 1/3 ciepła wytwarzanego przez łuk jest wytwarzana na katodzie, a 2/3 na anodzie), proces plazmowy zwykle prowadzony jest z ujemną polaryzacją elektrody DC (-) [6] [65]. Zastosowanie prądu impulsowego prowadzi do skrócenia czasu krzepnięcia jeziorka ciekłego metalu, dzięki czemu możliwe jest uzyskanie drobnoziarnistej mikrostruktury napoin, lepszych właściwości mechanicznych szczególnie uduwności, niższego stopnia wymieszania i poziomu odkształceń elementu napawanego w wyniku redukcji ilości wprowadzonego ciepła [65].

W konwencjonalnym układzie palnika plazmowego, elektroda wolframowa jest umieszczona za miedzianą dyszą chłodzoną wodą. Moc łuku plazmowego jest skorelowana ze stopniem zawężenia dyszy. Wysokie wartości natężenia prądu oraz średnica otworu dyszy gazu plazmowego mają wpływ na jakość (zwartość) łuku [65]. Natężenie przepływu gazu plazmowego skorelowana jest z głębokością penetracji łuku plazmowego i trwałością dyszy. Zbyt niskie natężenie przepływu gazu może spowodować niekontrolowane (dodatkowe) wyładowanie łukowe w palniku, prowadząc do zniszczenia (stopienia) dyszy [65].

Dodatek toru w elektrodzie wolframowej poprawia proces zajarzenia łuku, przy czym istotny parametr stanowi kąt zaostrenia elektrody, którego wartość rośnie wraz ze wzrostem natężenia prądu [65] [66] [67].

Podczas realizacji procesu, łuk elektryczny jarzący się pomiędzy elektrodą nietopliwą a obrabianym elementem ulega mechanicznemu zawężeniu, powodując wzrost stopnia jonizacji gazu przewodzącego prąd w łuku i gęstości prądu. Wraz ze wzrostem natężenia pola elektromagnetycznego wokół łuku plazmowego, rośnie siła elektromagnetyczna Lorentza, tym samym następuje dalsze zawężanie łuku tworząc bardzo sztywny cylindryczny łuk plazmowy o stałej średnicy i długości oraz wysokiej mocy jednostkowej wynoszącej ok. 10^5 W/mm². Takie zachowanie się łuku plazmowego stanowi jedną z podstawowych różnic w odniesieniu do metod łukowych SMAW, GMAW i GTAW, w których łuk elektryczny odchylany jest przez zewnętrzne pola elektryczne i magnetyczne oraz obróbka cieplna po napawaniu [6].

Zjawiskiem niepożądanym podczas procesu PTA jest przegrzewanie cząstek proszku, twardych faz (np. węglików) w łuku plazmowym, które ulegają rozpuszczaniu, obniżając odporność na zużycie ściernie.

Ograniczeniem procesu napawania PTA jest umiarkowana zdolność do wytwarzania warstw o skomplikowanych kształtach, wysoki poziom naprężeń szczątkowych oraz konieczność zapewnienia wysokiej kompatybilności metalurgicznej pomiędzy podłożem a osadzaną warstwą [68]. Bezpośrednio przed napawaniem powierzchnię należy oczyścić mechanicznie poprzez szlifowanie i poddać trawieniu.

Charakterystyczną cechą tej technologii jest wysoka skłonność do pęknięcia osadzonych różnoimiennych warstw, wynikająca z różnicy współczynników rozszerzalności cieplnej podłoża i materiału dodatkowego. Tym samym zalecane jest stosowanie zabiegów technologicznych w postaci podgrzewania wstępnego oraz tzw. warstw buforowych pomiędzy materiałem rodzimym a dodatkowym [6].

W przypadku PTA proces napawania może być realizowany przy zastosowaniu materiału dodatkowego w postaci proszku oraz drutów proszkowych, jak w przypadku metody FCAW. W przypadku napawania plazmowego drutem proszkowym, proces może być realizowany „drutem zimnym” i „drutem gorącym” [69].

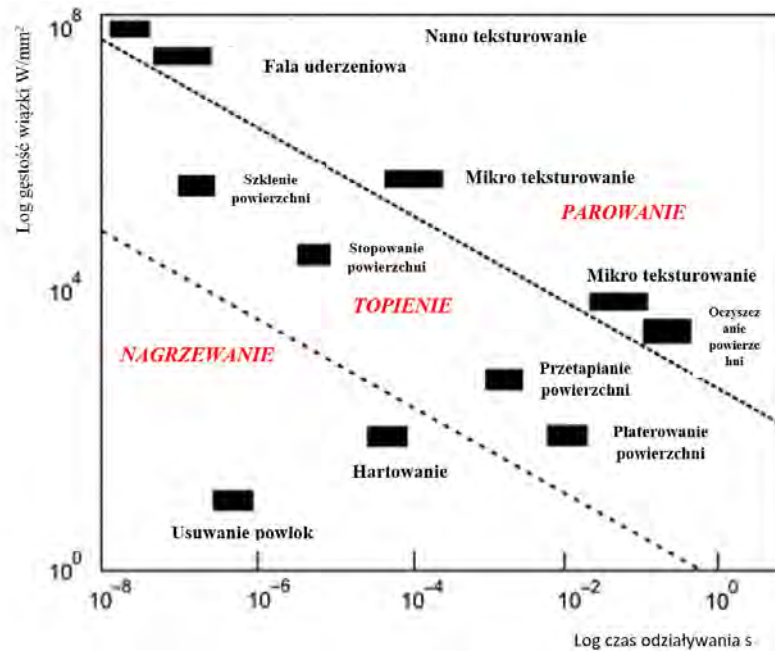
Jakość i właściwości napoin wykonanych techniką PTA determinowane są parametrami technologicznymi, w tym formą materiału dodatkowego (proszek, drut proszkowy), natężeniem prądu łuku pilotującego i plazmowego, natężeniem przepływu gazu plazmowego, prędkością podawania materiału dodatkowego, miejscem podawania drutu (przed/za łukiem plazmowym), prędkością napawania. Udział metalu W podłoża w napoinie wynosi od 5 do 15% [57].

2.2.3 Napawanie laserowe

Spawanie laserem wg normy PN-EN 4063 zalicza się do metod napawania wiązką promieniowania laserowego.

Laser to urządzenie emitujące energię podczas promieniowania elektromagnetycznego stanowiące unikalne źródło energii optycznej i cieplnej, w której wszystkie wytwarzane fale świetlne mają tę samą częstotliwość i fazę. Dzięki temu można uzyskać bardzo wysoką precyzję obróbki powierzchni charakteryzującą się kontrolowanym procesem nagrzewania, niską energią liniową, niewielkimi odkształceniami, krótkim czasem cyklu, etc. nieosiągalną dla żadnego innego źródła światła wskutek skupienia całej energii (10^7 W/cm²) na bardzo małej powierzchni plamki świetlnej [70].

Wykorzystanie laserów w inżynierii powierzchniowej stanowi przedmiot ciągłego rozwoju. Na Rys. 2.27 pokazano zjawiska zachodzące w metalach i stopach w zależności od mocy promieniowania laserowego i czasu oddziaływania wiązki laserowej na materiał [71].

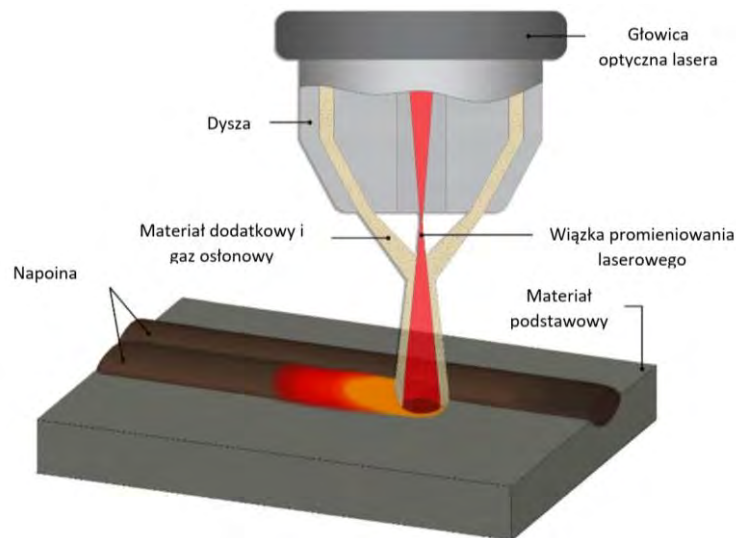


Rys. 2.27. Ogólna klasyfikacja laserowej obróbki inżynierii powierzchni [72]

Efektywność obróbki laserowej, podobnie jak każdego innego procesu technologicznego, zależy od zastosowanych narzędzi oraz właściwości obrabianego materiału. Oddziaływanie wiązki laserowej jest charakteryzowane poprzez [70]:

- długość fali promieniowania,
- gęstość mocy dostarczonej na powierzchnię materiału,
- charakter (rodzaj) promieniowania.

Schemat napawania wiązką laserową przedstawiono na Rys. 2.28. Źródła laserowe charakteryzowane są poprzez medium laserowe, które może mieć postać stałą, ciekłą lub gazową, proces pompowania inicjujący uwalnianie fotonów oraz system sprzężenia zwrotnego (lub rezonator) służący do regeneracji i utrzymania strumienia wiązki świetlnej.



Rys. 2.28. Schemat napawania proszkowego wiązką laserową [73]

Podczas napawania laserowego najważniejszą kwestią jest zagwarantowanie dokładnego pozycjonowania miejsca koncentracji energii w obrabianym obszarze (plamce lasera) [70] [74] [75]. Gęstość energii wiązki lasera jest zależna od mocy lasera P , obszaru ogniskowego A , długości Rayleigha i odległości rozogniskowania [76] [77] [78]. Stała gęstość mocy w obszarze plamki laserowej występuje bardzo sporadycznie w określonych rodzajach laserów (diodowych i włóknowych) [76] [79] [80].

W procesach napawania rozkład gęstości mocy emitowanej przez laser ma charakter gaussowski, przy czym gęstość mocy promieniowania laserowego może być regulowana poprzez: [81] [82] [83]

- ogniskowanie wiązki laserowej przy stałej mocy promieniowania,
- zwiększanie mocy promieniowania przy zachowaniu stałej wielkości plamki laserowej.

Rozkład mocy wiązki lasera w odniesieniu do mocy wejściowej lasera różni się odniesieniu do rodzaju źródła wiązki. Wartości absorpcji wynoszą odpowiednio ok. 3% dla CO_2 , ok. 12% dla Nd: YAG i ok. 35% dla włóknowych, diodowych. Stały rozwój technik laserowych powoduje wypieranie laserów gazowych przez lasery oparte na światłowodowym przesyle wiązki promieniowania [84] [85] [86].

Źródła laserowe klasyfikuje się ogólnie w oparciu o stan skupienia materii ich czynnego ośrodka (lasery na ciele stałym, półprzewodnikowe, gazowe i ciekłe lasery barwnikowe) oraz ich tryby czasowe (tryb ciągłej fali i tryb impulsowy). W trybie ciągłej fali wiązka jest

napromieniowana w sposób ciągły bez przerwy, natomiast w trybie impulsowym wiązka jest napromieniowana okresowo [87]. Do procesów spawalniczych wykorzystuje się najczęściej lasery włóknowe i lasery impulsowe Nd: YAG i lasery z falą ciągłą Nd: YAG w trybie przewodzenia (kondukcyjnym) [88]. Lasery impulsowe Nd: YAG generują dyskretne impulsy o kontrolowanej energii, gwarantujące uzyskanie wysokiej jakości napoin [88] [89]. W trybie przewodzenia dostarczane ciepło charakteryzuje się niską penetracją termiczną, stąd też jest najczęściej stosowany w napawaniu wielowarstwowym [75].

Proces napawania charakteryzowany jest: rodzajem źródła lasera (ciągły lub impulsowy), długością fali lasera, średnią mocą lasera, częstotliwością i czasem impulsu wiązki, jakością wiązki, optyką systemu ogniskowania wiązki, prędkością napawania, rodzajem i intensywnością osłony gazowej, etc. z punktu widzenia realizacji LMWD istotnym aspektem jest osiągnięcie równowagi pomiędzy penetracją impulsu, prędkością napawania i częstotliwością impulsu [87] [88].

Napawanie wiązką laserową znajduje coraz szersze zastosowanie w różnych gałęziach przemysłu poprzez nieosiągalne technikami konwencjonalnymi parametry procesu. Mniejsza ilość wprowadzonego ciepła, wysoka prędkość napawania, możliwość stosowania dużej ilości materiałów dodatkowych, niskie wartości odkształcenia obrabianych elementów dają przewagę nad innymi technikami. Dodatkowo techniki laserowe dają możliwość sterowania głębokością penetracji i szerokością napawania poprzez kontrolę gęstości mocy lasera, zmianę położenia ogniska wiązki, prędkości napawania, trybu przekazywania energii (tryb pulsacyjny, ciągły), kształtu (geometrii) wiązki oraz parametrów gazu osłonowego [88] [89] [90].

Technologia napawania laserowego umożliwia wytworzenie powłok funkcjonalnych o wymaganych parametrach i właściwościach odpornych na zużycie ścierne i korozyjne [82] [91] [92]. Już pierwsza warstwa napoiny charakteryzuje się wymaganymi własnościami eksploatacyjnymi oraz niewielkim naddatkiem na obróbkę, od 0,1 do 0,4 mm. W zależności od stosowanej technologii i kształtu obrabianego elementu, możliwe jest wykonanie w jednym przejściu napoin o wymiarach od 0,1 do 4 mm wysokości oraz od 5 do 18 mm szerokości [83] [93] [94]. Z racji tego, że LMWD stanowi metodę wysokiej gęstości energii, proces nie wymaga przewodnictwa cieplnego w celu uzyskania penetracji, w porównaniu do konwencjonalnych metod napawania łukowego i gazowego, w przypadku których penetracja następuje w wyniku zwiększenia ilości wprowadzanego ciepła [87] [88]. Ponadto, że względu na fakt, iż proces topienia i krzepnięcia zachodzi w ciągu kilku mikrosekund, między stopionym materiałem a otaczającą go atmosferą nie zachodzą praktycznie żadne reakcje, stąd też, jak to wynika

z literatury, proces może być realizowany bez gazu osłonowego [75]. Tym samym, bardzo istotnym zagadnieniem jest właściwy dobór parametrów wpływających na bilans cieplny i zapewnienie powtarzalności procesu oraz kontroli tych parametrów [88] [89].

Podczas napawania materiałów różnoimiennych, ze względu na ich różne właściwości fizyczne i chemiczne, mogą wystąpić zakłócenia podczas osadzania warstw [75] [80] [88].

Zastosowanie niskiego natężenia promieniowania lasera w pobliżu dolnej granicy stabilnego topnienia skutkuje uzyskaniem struktur o rozdrobnionej mikrostrukturze gwarantującej wzrost granicy plastyczności i mikrotwardości obrabianych powierzchni [78].

W procesie napawania LMWD wiązka promieniowania laserowego nagrzewa powierzchnię obrabianego materiału do osiągnięcia założonej temperatury. Wiązka w sposób ciągły przesuwana się po założonej trajektorii, dokonując zmiany uporządkowanej struktury atomowej w sieci przestrzennej krystalicznej. Prędkość chłodzenia jest zależna od przewodnictwa cieplnego materiału obrabianego i dodatkowego, zawartości węgla oraz intensywności mocy lasera, tworząc bardzo twardą strukturę (martenzyt).

Wadą napawania laserowego jest wysoki koszt procesu technologicznego, na co wpływ mają koszty urządzeń i oprzyrządowania oraz wysoko wykwalifikowany personel. Jednak mając na uwadze opisane powyżej korzyści wynikające z wdrożenia tego rodzaju technik spawalniczych, czynią tę metodę jedną z najlepszych dostępnych obecnie metod spawalniczych. Udział metalu podłoża w napoinie wynosi od 3 do 10% [75] [89] [95].

2.3 Podsumowanie

Inżynieria powierzchni stanowi ciągle otwarty obszar wymagający systematycznych badań w kierunku odporności za zużycie ściernie i korozyjne w odniesieniu do specyfiki przemysłowej. Procesy regeneracji technikami napawania o wysokiej gęstości energii charakteryzują się wysokim potencjałem badawczym. Dostępne zasoby literaturowe w niewielkim stopniu odnoszą się do zagadnienia wielofunkcyjnych warstw napawanych w zastosowaniach przemysłowych pracujących w złożonych warunkach, w których jednocześnie występuje proces zużycia ściernego i zużycia korozyjnego

Doświadczenia autora rozprawy w pełni potwierdzają zasadność stosowania w gospodarce remontowej procesów spawalniczych jako skutecznego narzędzia wykorzystywanego do przywracania i/lub nadania nowych własności użytkowych elementom maszyn. Warstwa napawana gwarantuje odpowiednią odporność na różnego rodzaju procesy zużycia tribologicznego

i nietribologicznego. Wg danych literaturowych, szacowane koszty zużycia maszyn mogą stanowić od 1 do 4% PKB kraju uprzemysłowionego [9].

Z badań własnych prowadzonych w przedsiębiorstwie wynika jednoznacznie, iż elementy regenerowane metodami spawalniczymi podczas ich eksploatacji spełniają swoje funkcje użytkowe, niejednokrotnie przewyższając trwałość nowych elementów. Koszty regeneracji stanowią zwykle od 30 do 60% kosztów wytwarzania części nowych, dzięki czemu istotnie zmniejszeniu ulega zapotrzebowanie na produkcję nowych elementów [2] [96] [97].

Ciągłe podnoszenie wymagań dla maszyn w kontekście ich wydajności, jakości pracy, wpływa na wzrost obciążeń statycznych i zmiennych poszczególnych podzespołów. W związku z tym stosowanie dotychczasowych standardowych, klasycznych metod regeneracji, w wielu przypadkach może być niewystarczające. Nowe materiały, ze względu ich na strukturę i charakter stosowanej obróbki (mechanicznej, chemicznej, termicznej) wymagają specjalistycznych metod przywracania własności użytkowych lub modyfikacji warstwy wierzchniej, co wymusza potrzebę ciągłego rozwoju tego obszaru.

Wybór technologii z punktu widzenia racjonalizacji procesu technologicznego jest zeterminowany stanem warstwy wierzchniej, kształtem części, ciężarem oraz liczbą elementów przeznaczonych do regeneracji [8]. W przypadku Huty Miedzi Legnica zastosowanie znajdują techniki napawania ręcznego ze względu na jednostkowy, różnorodny charakter zużywanych elementów.

Wdrożenie nowych technik spawalniczych w oparciu o techniki wysokiej gęstości energii (PTA, LMWD) wymaga spełnienia określonych wymagań w zakresie wyposażenia technicznego, kadry technicznej, ochrony środowiska, stąd często ten obszar działalności przekazywany jest dla wyspecjalizowanych podmiotów gwarantujących odpowiedni poziom techniczny, technologiczny i jakościowy świadczonych usług i realizowany jest na podstawie umów [8].

Ze względu na konieczność przestrzegania rygorystycznych norm dotyczących ochrony środowiska naturalnego oraz wymagań i zasad w zakresie recyklingu surowcowo-materiałowego złomowanych obiektów technicznych pokazują, że kontekst ekonomiczny nie może stanowić jedyne kryterium w procesie decyzyjnym. Bardzo istotną kwestią jest społeczna odpowiedzialność biznesu w kontekście działań, inicjatyw, strategii uwzględniających realizację wspólnych celów społecznych i ochronę środowiska mających na celu ograniczanie nakładów energetycznych, materiałowych, zasobów naturalnych (rud metali, nośników energii, etc.), procesów przetwórstwa, produkcji gotowych dóbr i wyrobów użytkowych [97].

3. Teza, cele oraz zakres pracy

Techniki napawania należą do rozwiązań technologicznych o wysokim potencjale znajdującym zastosowanie w obszarze regeneracji części maszyn i urządzeń jako skuteczne narzędzie w gospodarce remontowej i kosztowej przedsiębiorstwa.

Na podstawie przeprowadzonych badań literaturowych, doświadczeń zawodowych oraz badań własnych, sformułowano następująca tezę:

Napawanie metodami o wysokiej gęstości energii umożliwia wytworzenie napoin o zwiększonej odporności na ścieranie i korozję w porównaniu do warstw wykonanych metodami konwencjonalnymi.

Celem naukowym rozprawy jest określenie wpływu parametrów procesu oraz warunków technologicznych napawania łukowego, plazmowego i laserowego na strukturę powstałych napoin oraz własności użytkowe.

Celem użytkowym rozprawy jest dobór warunków napawania plazmowego oraz laserowego warstw o podwyższonej odporności na zużycie ścierne i korozję w odniesieniu do napoin wykonanych metodami konwencjonalnymi.

4. Badania własne

Rozprawa w części empirycznej obejmuje badania warstw napawanych pod kątem własności użytkowych w kontekście odporności za zużycie ściernie i korozyjne. Próbkki badawcze wykonano trzema metodami spawalniczymi: FCAW, PTA, LMWD przy zastosowaniu dwóch rodzajów materiałów dodatkowych – metalicznego o strukturze martenzytycznej oraz kompozytowego (cermetalowego) wzmocnianego cząstkami węgla wolframu w odnowie niklu z dyspersyjnymi cząstkami boru.

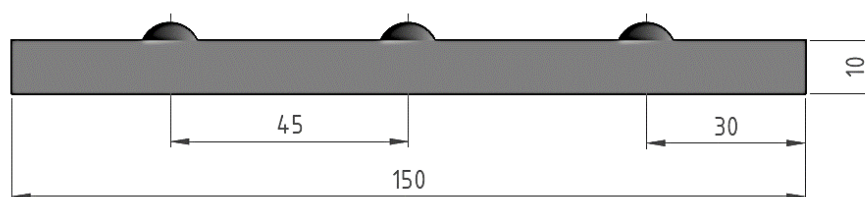
Głównym celem pracy badawczej było określenie struktur metalograficznych napoin dla wybranych parametrów oraz wybranych właściwości funkcjonalnych, ustalenie zależności pomiędzy strukturą a właściwościami funkcjonalnymi oraz określenie wytycznych dla rozwiązań w konkretnym środowisku pracy i aplikacjach przemysłowych.

Realizację procesu badawczego w ramach rozprawy doktorskiej rozpoczęto od zdefiniowania najważniejszych zagadnień wynikających z istoty problemu badawczego. Przed rozpoczęciem badań, w oparciu o analizę literaturową oraz doświadczenia przemysłowe, określono i zdefiniowano cel i zakres badań w oparciu o dominujący w przedsiębiorstwie rodzaj zużycia ściernego w agresywnym środowisku pracy.

Uzyskane wyniki pozwoliły na uporządkowanie zebranego materiału, analizę danych ilościowych i jakościowych. Parametry procesowe ustalono w oparciu o badania eksperymentalne.

Na podstawie opracowanych kart technologicznych, wykonano serie próbek badawczych z zastosowaniem konwencjonalnych metod spawalniczych i technik wysokiej gęstości energii.

Podstawę opracowania planu eksperymentu stanowił zakres zmienności parametrów wejściowych (natężenie prądu, moc wiązki i prędkość napawania) oraz technika nanoszenia warstw. Pojedyncze ściegi wykonano na stalowych płytach o wymiarach 10 x 100 x 150 mm gatunku S235JR wg PN-EN 10025 (Rys. 4.1).



Rys. 4.1. Schemat - układ ściegów na płytach testowych

Badania eksperymentalne podzielono na etapy pokazane na Rys. 4.2 oraz serie C, D, I, J, K i L. Seria próbek C i D dotyczyła klasycznej łukowej metody spawalniczej (FCAW), seria próbek I oraz J odnosiła się do napawania plazmowego (PTA), seria próbek K i L obejmowały proces napawania laserowego (LMWD).



Rys. 4.2. Etapy procesu badawczego realizowanego w ramach dysertacji

4.1 Materiały dodatkowe

Proces napawania technikami klasycznymi i wysokiej gęstości energii przeprowadzono z zastosowaniem drutów o składzie chemicznym i komercyjnych oznaczeniach określonych w Tab. 1 oraz gazach i mieszaninie gazów pokazanych w Tab. 2.

Tab. 1. Typowy skład chemiczny materiałów dodatkowych do napawania wg EN 10204

Bohler SK 600 - G φ 1,2 mm, 59 HRC							Bohler SK 900 Ni RTC - G φ 1,6 mm, 48 HRC						
Pierwiastki, wag. %							Pierwiastki, wag. %						
C	Mn	Si	Cr	Mo	Ti	Fe	C	Mn	Si	Ni	W	B	Fe
0,52	1,50	1,20	5,90	0,80	0,05	reszta	2,80	0,10	0,10	reszta	42,00	0,70	1,10

Materiały dodatkowe miały formę drutów proszkowych z rdzeniem metalicznym o średnicy 1,2 mm (SK600 - G wg PN-EN 14700:2014 - 06) i 1,6 mm (SK900 Ni RTC - G wg PN-EN 14700:2014 - 06) produkcji UTP Maintenance, Voestalpine Böhler Welding GmbH. Zastosowanie powyższych rodzajów materiałów nie było przypadkowe i wynikało ze stosowania tych produktów w HML do napawania metodą FCAW. Ponadto zainteresowanie wykorzystaniem materiału dodatkowego w formie drutu proszkowego wynikało z tego, że w przypadku tej formy, zużycie materiału w porównaniu do proszku jest bliskie 100%. Materiał w postaci

drutu jest również bezpieczniejszy w porównaniu z luźnymi proszkami mikrometrycznymi, które mogą być wysoce wybuchowe i łatwopalne [98].

Drut SK 600 - G charakteryzuje się jednofazową strukturą martenzytyczną, dobrą odpornością na ścieranie, uderzenia, ściskanie.

Drut SK 900 Ni RTC – G to materiał z rdzeniem kompozytowym (cermetalowym), tj. stop na osnowie NiB (niklu z dyspersyjnymi cząstkami boru) z wysoką zawartością ok. 45% wag. cząstek węgla wolframu. Struktura osadzonej napoiny charakteryzuje się dobrą wytrzymałością mechaniczną, wysoką odpornością na ścieranie (również w warunkach korozyjnych), dobrą stabilnością termiczną węglików oraz zwilżalnością węglików w osnowie niklu.

W dalszej części pracy drut SK 600 – G jest opisany jako SK 600. W przypadku drutu SK 900 Ni RTC w dalszej części pracy opisywany jest jako SK 900.

Z punktu widzenia naukowego, badania warstw napawanych przy zastosowaniu technik wysokiej koncentracji energii (PTA, LMWD) i materiałów dodatkowych w postaci drutu rdzeniowego o średnicy 1,2 i 1,6 mm stanowi problem badawczy o wysokiej użyteczności oraz wyzwanie poznawcze i praktyczne, ponieważ standardowo do napawania powyższymi metodami materiał dodatkowy ma najczęściej postać proszku. Ponadto większość badań opisanych w literaturze realizowanych było przy zastosowaniu drutów o średnicy 0,6 i 0,8 mm [99] [100] [101].

Właściwy dobór składu chemicznego napoiny odgrywa bardzo istotną rolę z punktu widzenia własności eksploatacyjnych, metalurgicznych i technologicznych. W zależności od składu chemicznego materiału podstawowego i dodatkowego, otrzymuje się różne struktury warstw napawanych charakteryzujące się indywidualnymi cechami (odpornością na zużycie tribologiczne i/lub nietribologiczne). Powyższe kwestie implikują ograniczenia technologiczne związane z ilością nakładanych warstw. W przypadku materiałów kompozytowych zawierających węgliki chromu i wolframu, podczas osadzania kolejnych warstw powstające naprężenia w materiale inicjują pęknięcia, tym samym ilość warstw powinna zostać ograniczona do $2 \div 3$ [6].

Gazy osłonowe (Tab. 2), oprócz właściwości ochronnych jeziora ciekłego metalu oddziałuje również na parametry energetyczne łuku, głębokość wtopienia, kształt napoiny oraz wydajność procesu. Podstawową właściwość gazów osłonowych stanowi łatwość ich jonizowania, co gwarantuje utrzymanie stabilnego łuku przy relatywnie niskim napięciu. Brak odpowiedniej osłony ciekłego jeziora metalu prowadzi do powstawania porowatości, obniżenia własności mechanicznych warstw napawanych. W metodzie FCAW, odpowiedni dobór gazów

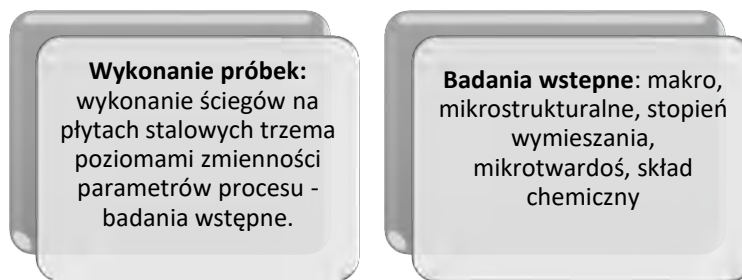
osłonowych ponadto zapewnia warunki transferu kropli materiału drutu do ciekłego jeziora (zwarciowe, natryskowe, natryskowe pulsacyjne i kropłowe).

Tab. 2. Gazy i mieszaniny gazów zastosowanych podczas napawania wg PN-EN ISO 14175

LP.	METODA NAPAWANIA	GAZ OSŁONOWY	GAZ PLAZMOWY
1	FCAW	98% Ar + 2% O ₂	-
2	PTA	100% Ar	100% Ar
3	LMWD	100% Ar	-

4.2 Napawanie pojedynczych ściegów

W ramach badań doświadczalnych warstw napawanych I etapu procesu badawczego (Rys. 4.3) realizowanych w kierunku walidacji parametrów procesu napawania łukowego FCAW oraz opracowania technologii dla metod wysokiej gęstości energii PTA, LMWD, wykonano próbki dla pojedynczych ściegów.



Rys. 4.3. Etapy procesu badawczego dla pojedynczych ściegów

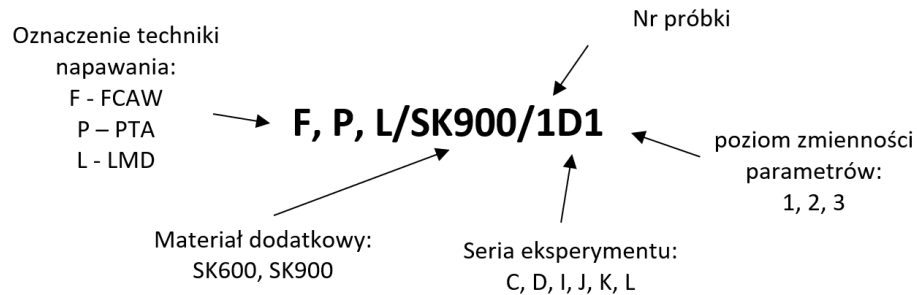
Podczas gromadzenia materiału empirycznego, niezależnie od rodzaju zastosowanej techniki napawania i materiału dodatkowego, wszystkie próbki poddawano obserwacji cech charakterystycznych w obszarze linii wtopienia, SWC, udziału materiału rodzimego w napoiu, niezgodności spawalniczych, twardości, składu chemicznego.

Podczas napawania dążono do uzyskania najlepszych jakościowo warstw napawanych oraz właściwej geometrii ściegów celem realizacji badań metalograficznych.

Urządzenia spawalnicze oraz urządzenia pomiarowe wykorzystane do procesu badawczego w ramach rozprawy, posiadały dokumenty z badań i kontroli okresowej wg PN-EN 60974-4 oraz walidacji wg PN-EN IEC 60974-14.

4.2.1 System oznaczenia próbek

Na potrzeby realizacji badań dla wszystkich próbek, celem ich jednoznacznej identyfikacji, zastosowano system kodowania, wg poniższego schematu:



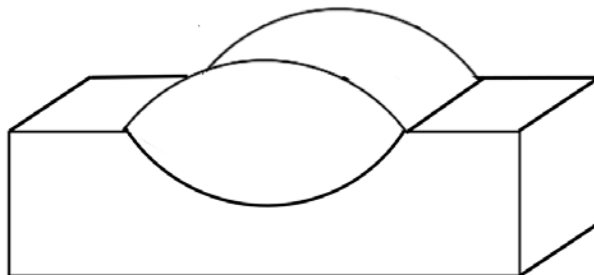
4.2.2 Fazy procesu badawczego

Poszczególne fazy procesu badawczego dotyczyły zdefiniowania hipotezy, ustalenia zmiennych oraz analizy zebranego materiału empirycznego, wyboru narzędzi badawczych.

Realizację pracy doktorskiej w aspekcie empirycznym oparto na wieloetapowych badaniach eksperymentalnych polegających na gromadzeniu materiału badawczego poprzez wprowadzenie konkretnego czynnika w postaci zmiennych procesowych: materiału dodatkowego, technik spawalniczych, a następnie obserwacji i jego zachowania się w określonych warunkach. Próbki wykonane na potrzeby badań odzwierciedlały rzeczywiste zjawiska zachodzące w realnych warunkach pracy w środowisku przemysłowym.

4.2.3 Przygotowanie próbek do badań

Z każdej płyty napawanej, ze środka płyty, gdzie proces napawania osiągał najbardziej stabilne parametry, pobierano po jednej próbce dla każdego zestawu parametrów (Rys. 4.4).



Rys. 4.4. Schemat próbki o wymiarach 30 x 10 x 10 mm pobranej z płyty napawanej

Próbki do badań metalograficznych wycinano z płyt napawanych przy zastosowaniu wstępnego cięcia elektroerozyjnego WEDM i docelowego cięcia z wykorzystaniem automatycznej, tarczowej przecinarki metalograficznej. Podczas procesu wycinania próbek, wzięto pod uwagę fakt, że zasięg zmian w mikrostrukturze zależy od zastosowanej technologii cięcia.

Wycięte próbki poddano preparatyce metalograficznej, tj. przygotowaniu zglądów do analizy ich struktury poprzez szlifowanie i polerowanie na papierach ściernych z ziarnem węgla krzemu (SiC) oraz przy zastosowaniu zawiesiny diamentowej (pasty polerskiej). W celu ujawnienia składników struktury badanego obszaru, powierzchnie zglądów odtłuszczono i trawiono odczynnikami Adlera/wodą królewską.

4.2.4 Napawanie elektrodą topliwą w osłonie gazowej

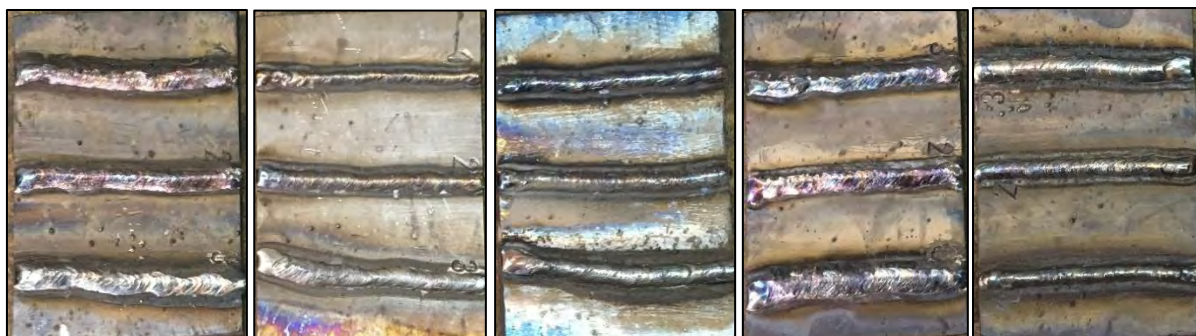
Napawanie techniką FCAW realizowano przy wykorzystaniu standardowego inwertorowego źródła prądu stałego Lincoln Electric POWERTEC 505S (Lincoln Electric Bester Sp. z o.o., Polska) – (Rys. 4.5).



Rys. 4.5. Stanowisko napawania FCAW Lincoln Electric POWERTEC 505S

Bezpośrednio przed napawaniem powierzchnie płyt szlifowano na szlifierce magnetycznej do płaszczyzn i odtłuszczono.

Przygotowane próbki (Rys. 4.6) symulowały rzeczywiste warunki przemysłowe w oparciu o zmienne parametry procesowe: prądowo-napięciowe, prędkość napawania, podgrzewanie wstępne, obróbkę cieplną po napawaniu. Do napawania wykorzystano dwa rodzaje drutów proszkowych rdzeniowych: Bohler SK 600 o średnicy drutu ϕ 1,2 mm (seria C) oraz drutu Bohler SK 900 o średnicy drutu ϕ 1,6 mm (seria D).



Rys. 4.6. Przykładowe napoiny wykonane w procesie napawania łukowego FCAW - pojedyncze ściegi

Proces realizowano przy długości wolnego wlotu drutu od 10 do 12 mm, zwarciovym (kroplowym) sposobie przenoszenia metalu w łuku. Dobrane parametry procesowe gwarantowały uzyskanie najbardziej korzystnego kształtu napoiny, odpowiednią głębokość wtopienia oraz mały rozprysk metalu.

Napawanie realizowano w osłonie gazu aktywnego 98% Ar + 2% O₂ o natężeniu przepływu gazu ok. 15 l/min. Wstępne wartości zmiennych procesowych przyjęto na podstawie doświadczeń przemysłowych. Proces napawania realizowano prądem stałym o biegunowości dodatniej DC (+). Temperatura wstępnego podgrzewania wynosiła 150°C. Obróbkę cieplną po napawaniu realizowano w temperaturze ok. 210°C.

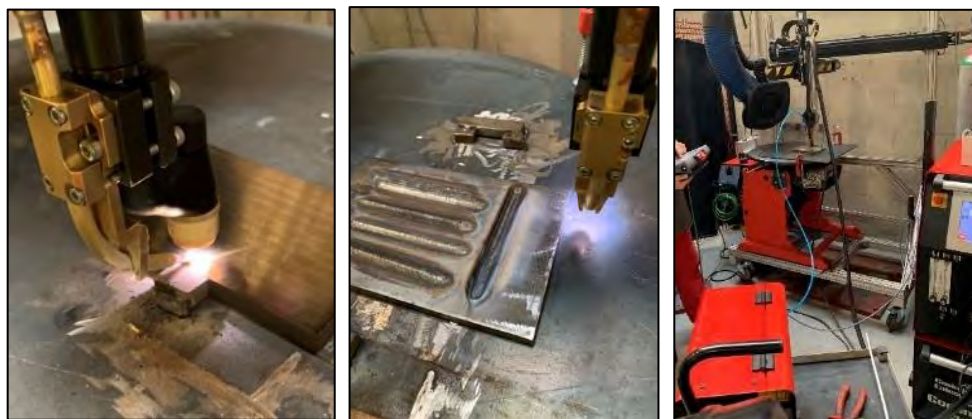
Wstępne wartości zmiennych procesowych napawania łukowego FCAW przyjęto na podstawie parametrów teoretycznych. Wyboru parametrów napawania dokonano na podstawie wstępnych selektywnych badań eksperymentalnych (Tab. 3).

Tab. 3. Parametry procesowego napawania łukowego FCAW (seria C, D)

LP.	OZNACZENIE PRÓBKI	NATEŻENIE PRĄDU I, [A]	NAPIĘCIE U, [V]	PRĘDKOŚĆ NAPAWANIA [mm/s]	ENERGIA LINIOWA Q, [kJ/mm]
1	F/SK600/1C1	136	20	10	0,22
2	F/SK600/1C2	170	20	10	0,27
3	F/SK600/1C3	204	20	10	0,33
4	F/SK600/2C1	170	20	8	0,34
5	F/SK600/2C2	170	20	10	0,27
6	F/SK600/2C3	170	20	12	0,23
7	F/SK900/1D1	136	20	10	0,22
8	F/SK900/1D2	170	20	10	0,27
9	F/SK900/1D3	204	20	10	0,33
10	F/SK900/2D1	170	20	8	0,34
11	F/SK900/2D2	170	20	8	0,34
12	F/SK900//2D3	170	20	12	0,23

4.2.5 Napawanie plazmowe

Napawanie PTA realizowano na stanowisku do zmechanizowanego napawania plazmowego przy wykorzystaniu standardowego inwertorowego źródła prądu stałego Castolin EuTronic® GAP 3511 DC Synergic o mocy falownika od 10 do 350 A wyposażonego w palnik z automatycznym podawaniem drutu zimnego do przestrzeni łuku plazmowego (Rys. 4.7). Podczas realizacji procesu palnik plazmowy wykonywał ruch roboczy względem stołu urządzenia. Powierzchnie płyt bezpośrednio przed napawaniem szlifowano na szlifierce magnetycznej do płaszczyzn i odłuszczone. Ma to szczególne znaczenie w przypadku napawania PTA ze względu na wymagania dotyczące wysokiej czystości metalurgicznej z uwagi na niskie głębokości przetopienia metalu podłoża i związane z tym ryzyko powstawania niezgodności/wad spawalniczych w postaci przyklejeń, braku przetopu.



Rys. 4.7. Stanowisko do napawania plazmowego EuTronic GAP 3511 DC

Materiał dodatkowy w postaci drutu proszkowego o wysokiej czystości powierzchni był dostarczany automatycznie do obszaru łuku plazmowego poniżej dyszy plazmowej. Niska energia liniowa procesu oraz niski udział metalu podłoża w napoinie gwarantował uzyskanie wymaganego składu chemicznego i własności eksploatacyjnych już w pierwszej warstwie.

Próbki symulowały rzeczywiste warunki przemysłowe w oparciu o zmienne parametry procesowe: prądowo-napięciowe, prędkość napawania, podgrzewanie wstępne, obróbkę cieplną po napawaniu. Napoiny wykonano przy zastosowaniu dwóch rodzajów drutów proszkowych: Bohler SK 600 o twardości 59 HRC oraz średnicy drutu ϕ 1,2 mm (seria I) oraz drutu Bohler SK 900 o twardości 48 HRC oraz średnicy drutu ϕ 1,6 mm (seria J). Napawanie realizowano w osłonie gazu obojętnego 100% Ar i oraz gazu plazmotwórczego 100% Ar. Temperatura wstępnego podgrzewania wynosiła 150°C. Obróbkę cieplną po napawaniu realizowano w temperaturze ok. 210°C w czasie 2,5 ÷ 3h.

Wstępne wartości zmiennych procesowych napawania plazmowego przyjęto na podstawie parametrów teoretycznych. Wyboru parametrów napawania dokonano na podstawie wstępnych selektywnych badań eksperymentalnych (Tab. 4).

Tab. 4. Parametry procesowe napawania łukowego PTA

LP.	NR PRÓBKII	NATEŻENIE PRĄDU I, [A]	NAPIĘCIE U, [V]	PRĘDKOŚĆ NAPAWANIA [mm/s]	PRĘDKOŚĆ PODAWANIA DRUTU [m/min]	ENERGIA LINIOWA Q, [kJ/mm]
1	P/SK600/1I1	110	23	2,00	0,81	0,76
2	P/SK600/2I1	95	23	1,80	0,72	0,73
3	P/SK600/3I1	125	25	1,80	0,90	1,04
4	P/SK600/4I1	95	23	2,20	0,72	0,60
5	P/SK600/5I1	125	25	2,20	0,90	0,85
6	P/SK900/1J1	110	22	2,00	1,10	0,92
7	P/SK900/2J1	95	22	1,80	0,99	0,70
8	P/SK900/3J1	125	24	1,80	1,21	1,00
9	P/SK900/4J1	95	22	2,20	0,99	0,57
10	P/SK900/5J1	125	24	2,20	1,21	0,82

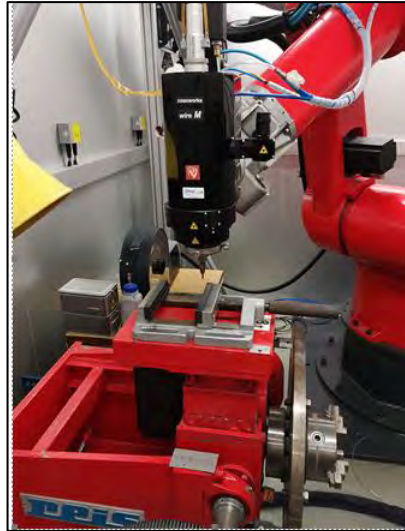
Podczas prób dążono do uzyskania najlepszych jakościowo warstw napawanych, w tym uzyskania właściwej geometrii ściegów pod kątem badań metalograficznych (Rys. 4.8).



Rys. 4.8. Wybrane przykładowe napoiny PTA pojedynczych ściegów

4.2.6 Napawanie laserowe

Proces napawania laserowego przeprowadzono na w pełni zrobotyzowanym stanowisku (Rys. 4.9) wyposażonym w 6 - osiowego robota Reis RV60-40 oraz laser diodowy firmy LaserLine (HPDL) LDF 4000-30 o mocy maksymalnej 4,0 kW. Wiązkę laserową przesyłano z generatora laserowego HPDL do głowicy skupiającej Coaxworx Wire M za pomocą rdzenia światłowodowego o średnicy 1 mm. System podawania drutu firmy DINSE GmbH składał się z jednostki głównej DIX FDE-PN 100L oraz jednostki napędowej drutu końcowego DIX FD 101 LS. Odpowiednie natężenie przepływu gazu osłonowego (argonu) zapewniał sterownik przepływu Vögtlin GSC-C9SA. Głowicę lasera utrzymywano na wysokości 200 mm względem powierzchni próbki. Długość wolnego wylotu drutu wynosiła od 12 do 14 mm.

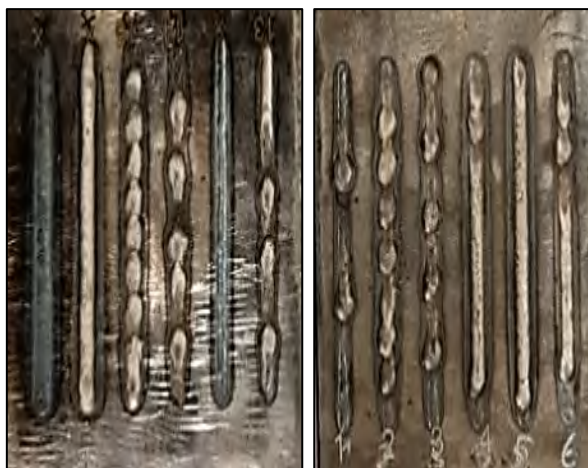


Rys. 4.9. Stanowisko do napawania laserowego diodowy wysokiej mocy (HPDL) LDF 4000-30 firmy LaserLine o mocy maksymalnej 4,0 kW

Trajektorię wiązki lasera określono za pomocą specjalistycznego oprogramowania współpracującego z systemami CAD/CAM. Wiązka laserowa z rozkładem gęstości w postaci pierścienia i współosiowym doprowadzeniem materiału w postaci drutu zapewniły równomierne roztopianie drutu niezależnie od kierunku padania wiązki oraz jego odpowiednie osadzenie na powierzchni materiału. Długość fali emitowanej przez laser diodowy, w porównaniu z innymi źródłami promieniowania laserowego, była krótsza, co znacznie zwiększało absorpcję energii przez materiał.

Powierzchnie płyt bezpośrednio przed napawaniem szlifowano na szlifierce magnetycznej do płaszczyzn i odtłuszczono. Podobnie jak w przypadku napawania PTA w LMWD, w strefie oddziaływania wiązki promieniowania laserowego wymagana była bardzo wysoka czystość metalurgiczna decydująca o jakości połączenia metalurgicznego oraz absorpcyjności i odbiciu wiązki lasera od obrabianej powierzchni. Podczas napawania powierzchni niepolerowanej składowa odbicia była mniejsza od adsorpcji oraz skorelowana z kątem padania wiązki (powyżej 60° , składowa absorpcji spadła do zera).

Charakterystykę osadzonych warstw napawanych próbek przeprowadzono na podstawie badań eksperymentalnych pobranych ze środka płyt napawanych (Rys. 4.10) analogicznie jak w przypadku dwóch poprzednich technik FCAW i PTA.



Rys. 4.10. Przykładowe napoiny laserowe wykonane w ramach preselekcji parametrów procesowych

Wstępne wartości zmiennych procesowych napawania laserowego przyjęto na podstawie parametrów teoretycznych. Wybór parametrów napawania dokonano na podstawie wstępnych selektywnych badań eksperymentalnych (Tab. 5).

Tab. 5. Parametry procesowe napawania laserowego - seria K i L

LP.	OZNACZENIE PRÓBEK	WARTOŚĆ MOCY ŹRÓDŁA P, [W]	PRĘDKOŚĆ NAPAWANIA [mm/s]	PRĘDKOŚĆ PODAWANIA DRUTU [m/min]	WAROŚĆ ENERGI LINIOWEJ [kJ/mm]
1	L/SK600/1K1	2000	5,0	1,20	0,40
2	L/SK600/1K2	2000	7,5	1,20	0,27
3	L/SK600/1K3	2000	10,0	1,20	0,20
4	L/SK600/1K4	2000	5,0	1,50	0,40
5	L/SK600/1K5	2000	7,5	1,50	0,27
6	L/SK600/1K6	2000	10,0	1,50	0,20
7	L/SK600/1K7	2000	5,0	1,80	0,40
8	L/SK600/1K8	2000	7,5	1,80	0,27
9	L/SK600/1K9	2000	10,0	1,80	0,20
10	L/SK600/1K10	3000	5,0	2,25	0,60
11	L/SK900/1L1	2200	7,5	0,85	0,29
12	L/SK900/1L2	2200	10,0	1,50	0,22
13	L/SK900/1L3	2200	7,5	1,50	0,29
14	L/SK900/1L4	2200	10,0	1,25	0,22
15	L/SK900/1L5	2200	7,5	1,25	0,29
16	L/SK900/1L6	2200	5,0	1,25	0,44
17	L/SK900/1L7	1760	5,0	1,00	0,35
18	L/SK900/1L8	2640	5,0	1,50	0,53

Napoiny napawane laserowo podzielono na dwie serie K i L, różniące się materiałem dodatkowym SK 900, ϕ 1,6 mm (seria K) i UTP DUR 600, ϕ 1,2 mm (seria L) oraz parametrami procesu napawania w ramach każdej serii (

Tab. 5). Zmienne procesowe stanowiły: moc promieniowania wiązki laserowej [kW], energia impulsu wiązki [kJ], czas trwania impulsu [ms], prędkość napawania [m/min], długość ogniska wiązki [mm], średnica wiązki [mm], odległość ogniskowej wiązki od obrabianej powierzchni [mm], rodzaj i natężenie przepływu gazu ochronnego [l/min]. Napawanie realizowano w osłonie 100% argonu i przepływie gazu ok. 4 l/min bez wstępnego podgrzewania. Próbkę po napawaniu poddano procesowi odpuszczania niskiego w temperaturze ok. 210°C w czasie 2,5 ÷ 3h.

Podczas realizacji procesu głowica optyczna układu laserowego sprzężona z manipulatorem wykonywała ruch roboczy względem stołu maszyny CNC. Zmianę natężenia promieniowania laserowego uzyskano przez dodatnie rozogniskowanie układu optycznego lasera.

Podczas napawania LMD, materiał dodatkowy w postaci drutu proszkowego podawany był w sposób ciągły z określoną prędkością (

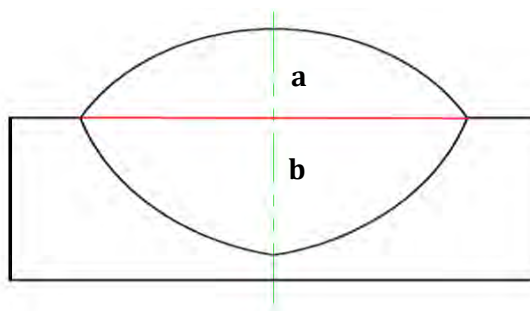
Tab. 5). Wysoka gęstość wiązki laserowej powodowała szybkie stopienie materiału dodatkowego i rodzimego, tworząc warstwę ciekłego metalu o minimalnej głębokości wtopienia. Wysoka szybkość nagrzewania i chłodzenia napoiny w osłonie gazu obojętnego gwarantowała: drobnoziarnistą strukturę napoiny, wyższą twardość napoin, niższe oddziaływanie cieplne, mniejsze wartości naprężeń i odkształceń spawalniczych w porównaniu do FCAW, PTA, przy zastosowaniu tego samego materiału dodatkowego.

4.3 Metodyka badań pojedynczych ściągów

4.3.1 Badania makrostruktury i wyznaczenie współczynnika wymieszania

Trawione zgłady metalograficzne makro, mikroskopowe poddawano obserwacji przy zastosowaniu mikroskopii świetlnej - cyfrowego mikroskopu optycznego Keyence Corporation. Obserwacje makrostruktury realizowano przy powiększeniu 30x (lub 50x) zgodnie z normą PN-EN ISO 17639:2013-2.

Podczas badań planimetrycznych przeprowadzonych na próbkach makroskopowych (Rys. 4.11) oszacowano udział materiału podłoża w warstwie kompozytowej zgodnie z równaniem (4).



Rys. 4.11. Schemat budowy warstwy napawanej (a) pole powierzchni napoiny, (b) pole powierzchni strefy wymieszania

Współczynnik udziału metalu podłoża w napoinie obliczono wg wzoru:

$$W = \frac{b}{a+b} \times 100\% \quad (4)$$

gdzie:

a - pole powierzchni napoiny [mm²]

b - pole powierzchni stery wymieszania [mm²]

Powierzchnie a i b mierzono za pomocą oprogramowania mikroskopu, wybierając kontur każdego obszaru. W przypadku wysokich wartości wymieszania, pierwiastki z podłoża w dużej ilości mieszają się ze stopionym materiałem napoiny, zmieniając jej właściwości użytkowe.

Wyniki badań makroskopowych dostarczyły istotną część danych niezbędnych do całościowej oceny jakości zarówno samego materiału, jak i poprawności zastosowanej technologii oraz realizowane były pod kątem wpływu parametrów procesu nanoszenia warstw na przebieg napawania, geometrii linii wtopienia, identyfikacji struktury, defektów w postaci wad powierzchniowych i wewnętrznych, kształtu i geometrii napoin.

4.3.2 Badania mikrostruktury i określenie składu chemicznego

Badania metalograficzne mikroskopowe przy wykorzystaniu mikroskopii świetlnej realizowano pod kątem oceny mikrostruktury materiału, określenia poprawności połączenia metalurgicznego w obszarze wtopienia, kształtu kryształów (kolumnowe, dendrytyczne), pasmowości struktury, wielkości ziaren, stopnia zanieczyszczenia wtrąceniami niemetalicznymi,

niejednorodności składu chemicznego (segregacji dendrytycznej), rozmieszczenia, rodzaju i wielkości poszczególnych faz oraz innych składników struktury, wielkości obszarów zahartowanych, obszarów dyfuzyjnych.

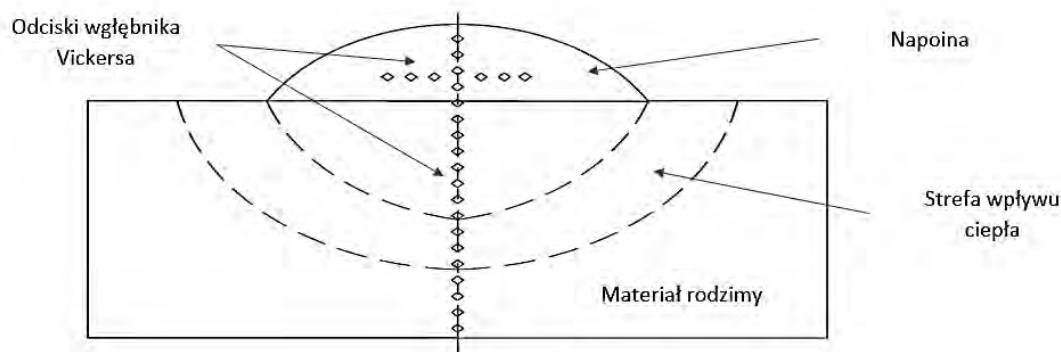
Zdjęcia mikrostruktury wykonano w dwóch powiększeniach: w pobliżu linii wtopienia 200x, natomiast w napoinie 500x zgodnie z normą PN-EN ISO 17639:2013-2.

Do oznaczenia składu chemicznego próbek wykorzystano detektor, mikroanalizator Bucker XFlash do spektroskopii rentgenowskiej z dyspersją energii EDS pozwalający na identyfikację pierwiastków chemicznych zainstalowany na elektronowym mikroskopie skaningowym (TESCAN ORSAY HOLDING, a.s., Czech Republic).

Ze względu na złożony i zróżnicowany skład chemiczny materiałów, badania miały charakter jakościowy (określenie występowania danego pierwiastka na przekroju badanego obiektu), a nie ilościowy (określenie dokładnej zawartości %) - tym samym charakter badań był porównawczy względem występowania poszczególnych pierwiastków w danych punktach, bez określania ich ilości. Takie podejście metodyczne wynikało z braku certyfikowanych płytek wzorcowych dla materiałów dodatkowych, którymi wykonano próbki na potrzeby dysertacji.

4.3.3 Pomiary twardości

W kolejnym etapie procesu badawczego, na przekrojach poprzecznych próbek przeprowadzono pomiary mikrotwardości w obszarze napoiny, strefy wpływu ciepła i materiału rodzimego. Dla każdej próbki wykonano odciski na powierzchni badanego materiału przy użyciu twardościomierza SINOWON HV-1000 (Sinowon Innovation Metrology Manufacture Limited China) i węgelnika diamentowego piramidowego Vickersa pod zadaniem statycznym obciążeniem maksymalnym wynoszącym 1 kG (9,807 N) wg PN-EN ISO 9015-2:2016-04. W celu zapewnienia wiarygodności statystycznej, profil twardości badano w linii pionowej na powierzchni napoiny, SWC oraz materiale rodzimym oraz linii poziomej dla napoiny (Rys. 4.12). Odległość pomiędzy kolejnymi odciskami wynosiła 0,5 mm.



Rys. 4.12. Schemat rozkładu pomiarów mikrotwardości próbki

4.4 Wyniki badań dla pojedynczych ściegów

4.4.1 Napawanie łukowe elektrodą topliwą w osłonie gazowej

Na Rys. 4.13 przedstawiono strukturę zglądu metalograficznego próbki reprezentatywnej F/SK600/1C2 serii C.



Rys. 4.13. Próbka F/SK600/1C2: (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 30x), (b) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny (pow. 200x), (c) mikrostruktura obszaru napoiny (SEM, pow. 500x)

Podczas obserwacji makrostruktury przy powiększeniu 30x określono stopień wymieszania materiału rodzimego w strukturze napoiny oraz szerokość SWC (Tab. 6). Przy stałych wartościach prądowo-napięciowych, wraz ze wzrostem prędkości napawania obserwowano wzrost wartości współczynnika udziału podłoża w napoinie (W) oraz obniżenie mikrotwardości w SWC. Współczynnik wymieszania stanowił kluczowy czynnik wpływający na skład chemiczny napoin, a także ich mikrostrukturę i właściwości. Podobne stanowisko prezentował Yao i in. [102].

Tab. 6. Wartości współczynnika udziału materiału w napoinie i szerokości SWC, średnia mikrotwardość w napoinie – seria C, D

LP.	OZNACZENIE PRÓBK	WSPÓŁCZYNNIK UDZIAŁU MATERIAŁU w NAPOINIE γ , [%]	SZEROKOŚĆ SWC [mm]	ŚREDNIA MIKROTWARDOŚĆ NAPOINY [HV1]
1	F/SK600/1C1	19,40	1,0	422 ± 63
2	F/SK600/1C2	12,77	0,9	423 ± 57
3	F/SK600/1C3	17,05	0,9	390 ± 55
4	F/SK600/2C1	25,25	1,4	513 ± 61
5	F/SK600/2C2	26,59	0,8	521 ± 59
6	F/SK600/2C3	23,51	1,0	495 ± 58
7	F/SK900/1D1	24,58	0,9	440 ± 47
8	F/SK900/1D2	26,03	0,9	375 ± 51
9	F/SK900/1D3	34,25	1,0	360 ± 49
10	F/SK900/2D1	20,18	1,0	427 ± 58
11	F/SK900/2D2	26,72	0,8	450 ± 56
12	F/SK900/2D3	17,18	0,7	390 ± 49

Uzyskane wartości współczynnika udziału podłoża w napoinie osiągały wartości niższe niż uzyskane przez Czupryńskiego [103]. Wartość współczynnika wymieszania była porównywalna z uzyskanymi wynikami przez Passos i in. [33] oraz Quintino i in. [104] dla podłoża o grubości 12,5 mm.

Obserwacje makroskopowe nie ujawniły niezgodności spawalniczych w postaci pęknięć, wtrąceń niemetalicznych i podtopień, natomiast obserwowano niezgodności w postaci przyklejeń, których wielkość mieściła się w przedziale od 30 do 50% szerokości napoiny. Obserwowano symetryczność linii wtopienia, przy jednoczesnym nierównomiernym wtopieniu w materiał podłoża, występującym w osi symetrii napoiny i równomierności lica z jednoczesną tendencją do wypukłości.

Na podstawie przeprowadzonej analizy szerokości, głębokości wtopienia, pól powierzchni poprzecznych ściegów, zauważono zależność paramentów procesowych od intensywności konwekcji i geometrii ściegów. Zastosowany do trawienia odczynnik nie ujawniał w pełni granic ziaren powstałych struktur austenitu i ferrytu. W przypadku próbek serii C i D (Rys. 4.14) nie zaobserwowano charakterystycznych dendrytów, co może być wynikiem zabiegów ciepłych.



Rys. 4.14. Próbką F/SK900/1D2 (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 30x), (b) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny pow. 200x (1 – warstwa nawęglona, 2 – warstwa odwęglona), (c) mikrostruktura obszaru napoiny (SEM, pow. 500 x)

Podczas obserwacji metalograficznych mikrostruktury obszaru napoiny (pow. 500x) oraz mikrostruktury obszaru przy linii wtopienia napoiny (pow. 200x) przy zastosowaniu mikroskopii świetlnej, w badanych próbkach laboratoryjnych serii C i D stwierdzono obecność pęcherzy gazowych, globularnych wtrąceń niemetalicznych typowych dla nieciągłości spawalniczych oraz brak połączenia metalurgicznego pomiędzy materiałem podstawowym a napoiną. Obserwowany brak połączenia metalurgicznego mógł powstać w wyniku zbyt niskich wartości energii liniowej łuku, niewłaściwego kąta pochylenia uchwytu spawalniczego, obecności trudnotopliwych związków na powierzchni napawanej, ugięcia łuku elektrycznego wywołane wpływem pola elektromagnetycznego. Każdorazowo w przekroju poprzecznym na granicy napoina – materiał podstawowy stwierdzano ostre przejście, nieciągłość materiałową wywołującą zjawisko karbu strukturalnego jako koncentratora naprężeń, wynikającą z zastosowania różnomiernych materiałów, co może mieć negatywne oddziaływanie na własności mechaniczne napoiny. Uzyskane obrazy metalograficzne w obszarach napoiny, linii wtopienia i materiału rodzimego dla napoiny SK 600 mają podobny charakter jak prezentowane przez Tippayasama i in. [105]

W strefie SWC obserwowano obecność regularnych, częściowo zrekrytalizowanych ziaren ferrytu. Obserwacje mikrostruktury w obszarze napoin, w wyniku zastosowanej obróbki cieplnej, ujawniły strukturę dendrytyczną równoosiową podobną jak przy linii wtopienia powstałą w wyniku podobnej intensywności odprowadzenia, tym samym zbliżonymi warunkami krystalizacji, przy czym ich wielkość oraz ilość była skorelowana z zabiegami cieplnymi.

Zwiększona zawartość chromu w próbkach serii C sprzyjała powstawaniu struktury martenzytycznej. Obserwowano również pojedyncze mikropęknięcia wywołane prawdopodobnie obecnością krzemu. Mikrostrukturę tworzyły frakcje pierwotnych i eutektycznych węglików chromu podobnie jak w przypadku [103]

Mikrostruktura próbek serii D składała się z dużej frakcji (ponad 50% obj.) twardych węglików wolframu WC, borków niklu, a także innych związków metali rozmieszczonych w osnowie.

Na granicy wtopienia stwierdzono większy udział obrabianego materiału w porównaniu do napoiny. Szerokość strefy przyległej do linii wtopienia była skorelowana z parametrami procesowymi.

Podczas chłodzenia, ciekły metal w wyniku reakcji chemicznej (kinetyki procesu) uległ krystalizacji, tworząc niekorzystną strukturę pierwotną o niejednorodnej budowie i składzie chemicznym o maksymalnej mikrosegregacji dendrytu oraz zarodkowania wewnątrz fazy ciekłej, które rozrastając się powodowały stopniowe przechodzenie w fazę stałą.

W wyniku przeprowadzonej obróbki cieplnej (odpuszczania) charakterystyczna dendrytyczno-komórkowa struktura podobna do zidentyfikowanej przez Saewe i in. [106] zanikła (seria C), tworząc struktury zbliżone do stanu równowagi. Odległość drugorzędowych ramion dendrytów zależała od szybkości chłodzenia podczas krzepnięcia. Przemiany zachodzące podczas procesu odpuszczania określone były zawartością węgla w martenzycie i austenicie szczątkowym oraz zawartością pierwiastków stopowych (ograniczanie szybkości dyfuzji węgla w żelazie w wyniku dodatków pierwiastków węglilotwórczych) opóźniających rozpad martenzytu. Martenzyt o twardej drobnoziarnistej strukturze o objętości właściwej wyższej od objętości właściwej austenitu, powodował w nieprzemienionym austenicie silne naprężenia ściskające. W połączeniach niejednorodnych struktur ferrytyczno-austenitycznych współczynnik rozszerzalności cieplnej austenitu w porównaniu z ferrytem jest wyższy, w wyniku czego w czasie pracy w cyklicznie zmiennych warunkach termicznych, w obszarze SWC powstają znaczne naprężenia wewnętrzne wywołujące odkształcenia.

Obróbka cieplna zmniejsza wartość naprężeń, przeciwdziałając ryzyku utraty spójności materiału (pęknięcia) wzdłuż granicy linii wtopienia w wyniku zjawiska zmęczenia termicznego. Znaczne różnice współczynników rozszerzalności cieplnej podłoża (ferryt) i napoiny (austenit) prowadzą do odkształceń na granicy wtopienia.

Przemiany strukturalne zachodzące w warstwach napawanych w roztopionym metalu charakteryzowały się brakiem jednorodności w całym obszarze napoiny w wyniku oddziaływania pola konwekcji. Obszary te charakteryzowały się niższą wartością składników stopowych w odniesieniu do materiału dodatkowego, niezależnie od rodzaju zastosowanego materiału dodatkowego, metody i parametrów napawania.

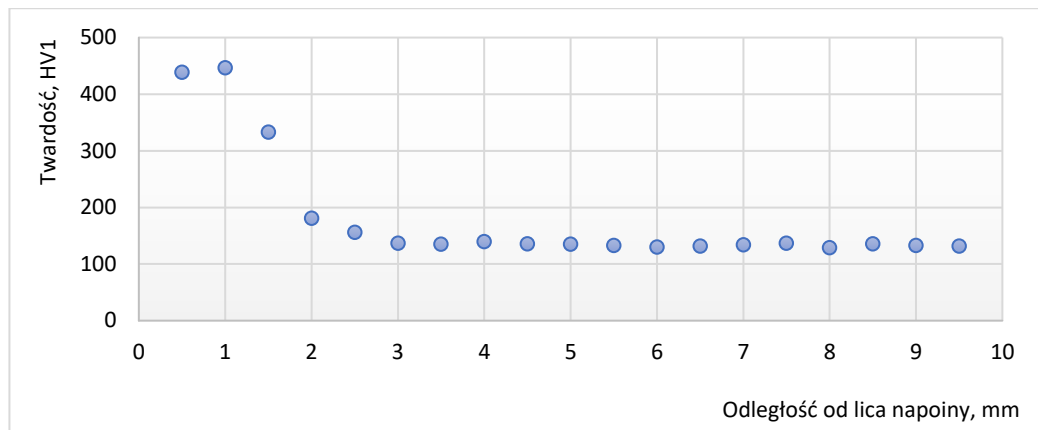
Obserwowane zjawisko makro niejednorodności powstawało w wyniku dyfuzji pierwiastków stopowych w ciekłej warstwie metalu przyległego do linii wtopienia z obszarów o wyższej zawartości składników, wtrąceń z napoiny do podłoża zgodnie z konwekcją ciekłego metalu w ciekłym jeziorku. W wyniku procesu zarodkowania, materiał warstwy napawanej w stanie ciekłym ulegał krystalizacji, tworząc cienką drobnoziarnistą strefę ziaren. Ograniczenie szybkości odprowadzania ciepła w wyniku podgrzewania wstępnego spowodowało utworzenie ziaren o kształcie słupkowym i orientacji zgodnej z kierunkiem odprowadzania ciepła oraz określonej orientacji krystalograficznej. Proces krystalizacji strefy środkowej warstwy napawanej, ze względu na najniższą intensywność chłodzenia, nie wykazywał wyraźnej kierunkowości odprowadzania ciepła. Brak regularności orientacji zarodków podlegał dalszemu procesowi fazy krystalizacji dendrytycznej, tworząc gruboziarnistą strefę ziaren o czym szeroko pisał Gruszczyk i in. [17].

Wzdłuż linii wtopienia w strefie przejściowej skład chemiczny napoiny przyjmował wartości pośrednie między składem chemicznym materiału rodzimego oraz materiału dodatkowego. Niejednorodny skład chemiczny w miejscu połączenia metalurgicznego, w obszarze linii wtopienia powodował niejednorodność strukturalną związaną z warunkami procesu krzepnięcia, powstaniem zjawiska mikrosegregacji dendrytycznej.

W strukturze napoin serii D rozpoznano głównie ostro krawędziowe ziarna węgla wolframu o wielkościach od 10 do 50 μm w osnowie NiB. Pomiar przeprowadzone na przekroju poprzecznym warstwy wierzchniej wykazały zależność temperatury podgrzewania wstępnego od średniej mikrotwardości obszarów pomiędzy obszarami dendrytycznymi stopu na osnowie stopu NiB. Wraz ze wzrostem temperatury wstępnego podgrzewania materiału podstawowego zaobserwowano niewielki spadek średniej twardości osnowy kompozytowej. Przyczyną tego mogło być częściowe rozpuszczenie wolframu i węgla w osnowie metalicznej. Zagadnienie to potwierdzają badania prowadzone przez Zanzarin i in [107]. Ponadto stwierdzono niewielki wzrost wartości mikrotwardości w miarę oddalania się punktu pomiarowego od linii wtopienia w kierunku powierzchni powłoki w wyniku wymieszania materiału napoiny i węgla pochodzącego z podłoża do napoiny. Wyższa twardość mogła wynikać również z dużej liczby cząstek fazy twardej na powierzchni napoiny, co szerzej opisuje Czupryński i in. [108]

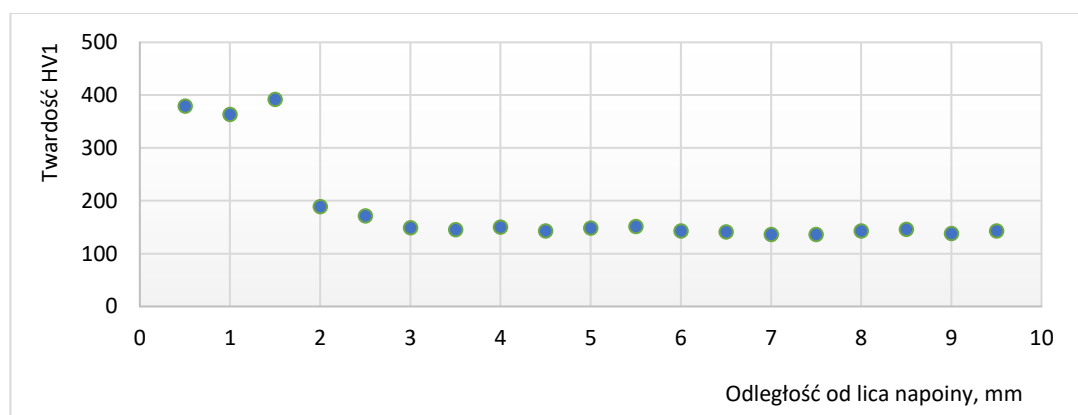
Rozkład twardości na przekroju poprzecznym w obszarze napoiny w serii C utrzymywał się na stałym poziomie i mieścił się przedziale od 390 do 521 HV1. Analogicznie wartości twardości w SWC wynosiły od 160 do 200 HV1. W materiale podłoża (S235JR) twardość utrzymywała się na stałym poziomie ok. 140 HV1. Obserwowany wzrost i różnice w rozkładzie

twardości w obszarze napoiny i SWC wynikały z zastosowania drutu do napawania o strukturze martenzytycznej. Maksymalną twardość odnotowano w obszarze napoiny, co może wynikać z umocnienia roztworowego, drobnoziarnistej struktury oraz udziału składników stopowych. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki reprezentatywnej serii badań C przedstawiono na Rys 4.15.



Rys 4.15. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki F/SK600/1C2

Rozkład twardości na przekroju poprzecznym w obszarze napoiny w serii D utrzymywał się również na stałym poziomie i mieścił się przedziale od 360 do 450 HV1. Analogicznie wartości twardości w SWC wynosiły od 180 do 263 HV1. W materiale podłoża (S235JR) twardość utrzymywała się na stałym poziomie ok. 140 HV1. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki reprezentatywnej serii badań D przedstawiono na Rys. 4.16.

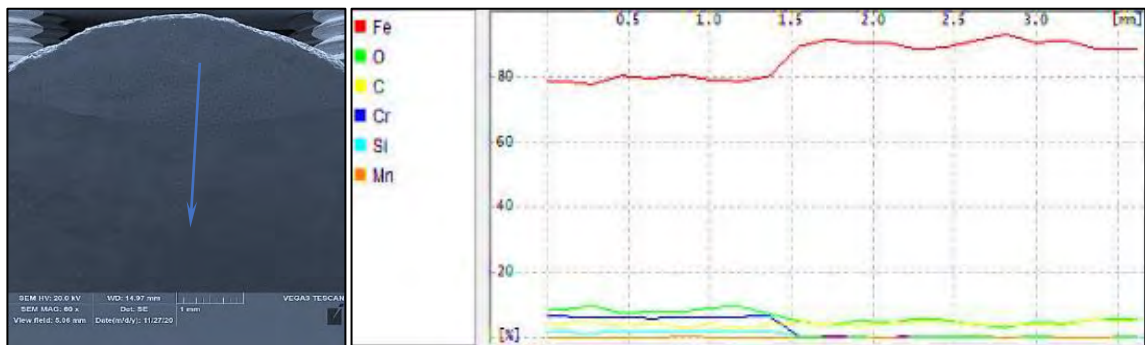


Rys. 4.16. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki F/SK900/1D2

Pomiary twardości mieściły się w przedziale ok. 400 HV1 do 500 HV1, co jest w większości zgodne danymi opublikowanymi w artykułach naukowych [103] [109]. Obserwowane różnice w twardości w stosunku do deklarowanych przez producenta, mogą wynikać ze stopnia wymieszania napoiny oraz wysokiej plastyczności osnowy metalicznej. Nie zaobserwowano

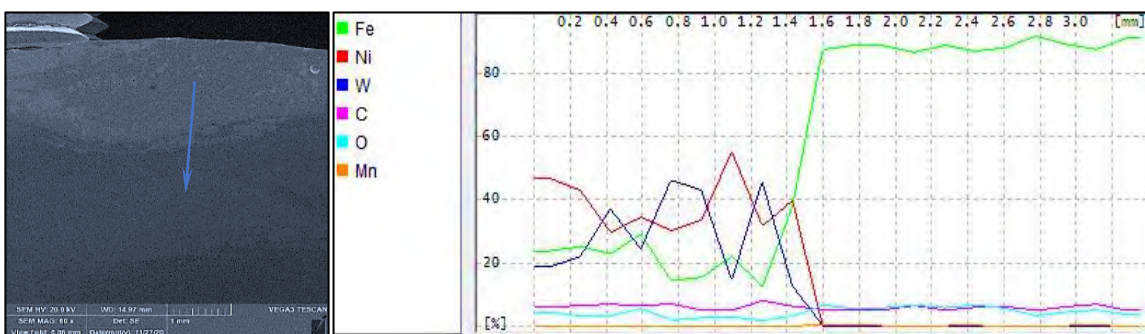
większego rozproszenia wyników twardości. Wyższą twardość stwierdzoną w powłoce SK 600 można wytłumaczyć ilością martenzytu w strukturze powłoki.

Analiza wykonana za pomocą spektroskopii dyspersji energii EDS pozwoliła na określenie punktowego składu chemicznego. Rozłożenie pierwiastków na przekroju napoiny próbki reprezentatywnej serii badań C przedstawiono na Rys 4.17. Analiza składu chemicznego w zaznaczonym obszarze wykazała zmianę składu chemicznego warstwy napawanej w kierunku materiału podstawowego o wyraźnie zwiększonej zawartości pierwiastków ferrytotwórczych (chromu i krzemu) w napoinie oraz śladowych ilości manganu - pierwiastka silnie austenitotwórczego. W strefie wtopienia oraz w strefie częściowego wymieszania stwierdzono wyraźne obniżenie zawartości składników stopowych w kierunku materiału rodzimego, z jednoczesnym wzrostem zawartości żelaza w strukturze materiału. ESD nie pozwala na wiarygodną analizę ilościową pierwiastków lekkich.



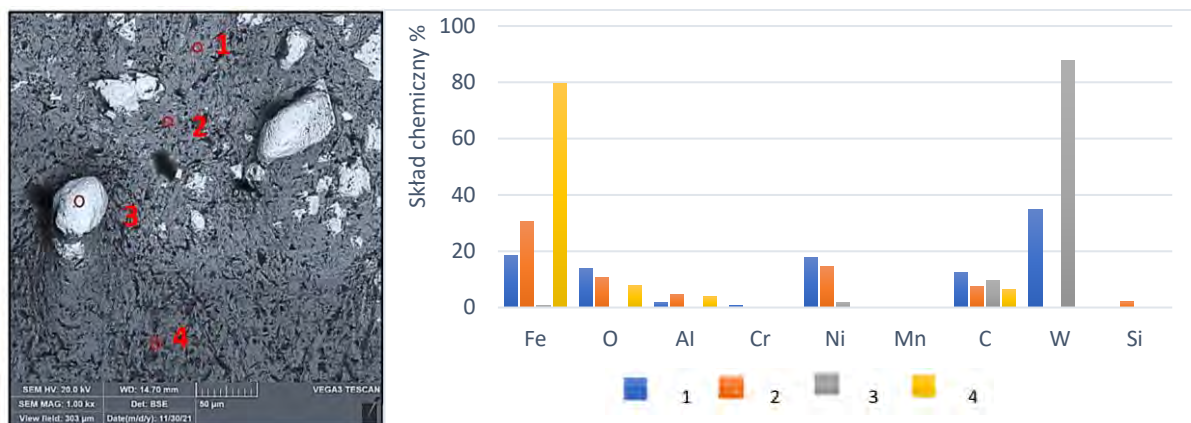
Rys 4.17. Zmiana składu chemicznego na przekroju poprzecznym próbki F/SK600/1C2 (SEM/EDS)

Analiza składu chemicznego reprezentatywnej próbki serii badań D (Rys. 4.18) w zaznaczonym obszarze wykazała, istotną zmianę składu chemicznego od napoiny (wyraźnie zwiększona zawartość Ni i W), poprzez strefę wtopienia i częściowego wymieszania aż do materiału rodzimego (wzrost zawartości Fe, znaczne obniżenie Ni i W). Różnice we wskazaniach Ni i W w napoinie spowodowane są losowym rozmieszczeniem ziaren węgla wolframu.



Rys. 4.18. Zmiana składu chemicznego na przekroju poprzecznym próbki F/SK900/1D2 (SEM/EDS)

Na Rys. 4.19 pokazano dodatkowo powierzchnię napoiny próbki F/SK900/1D2 przy powiększeniu 1000x z naniesionymi punktami, w których przeprowadzono analizę składu chemicznego. Wyniki analizy punktowej składu chemicznego potwierdziły obecność tlenu w składzie chemicznym materiału.



Rys. 4.19. Mikroanaliza składu chemicznego [%] próbki F/SK900/1D2 w 4 wybranych punktach

Obecność tlenu prawdopodobnie wynika z utlenienia powierzchni podczas procesu ścierania abrazyjnego. Wytwarza się wówczas wyższa temperatura na powierzchni, co prowadzi do jej miejscowego utlenienia. Z kolei obecność aluminium stanowią pozostałości po cząstkach ścierniwa białego w powierzchnię. Spójność strukturalną analizowano po kątem równomierności rozłożenia węglików wolframu w osnowie napoiny. Oznaczone punkty 1 i 2 (Rys. 4.19) znajdują się w osnowie napoiny, punkt 3 w cząstce węglika wolframu napoiny, natomiast punkt 4 umiejscowiony jest w materiale rodzimym.

4.4.2 Napawanie plazmowe

Podczas obserwacji metalograficznych makrostruktury napoiny próbki reprezentatywnej P/SK600/1I1 dla serii badań I, przy zastosowaniu mikroskopii świetlnej i przy powiększeniu 30x (Rys. 4.20 a), określono stopień wymieszania materiału rodzimego w strukturze napoiny.

Przy stałych wartościach prądowo–napięciowych, wraz ze wzrostem prędkości napawania, obserwowano wzrost wartości współczynnika udziału podłoża w napoinie (W) oraz obniżenie twardości w SWC.



Rys. 4.20. Próbką P/SK600/1I1: (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 30x) (b) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny (pow. 200x), (c) mikrostruktura obszaru napoiny (SEM (a) pow. 500x

Obserwacje makroskopowe nie ujawniły pęknięć. Napoina charakteryzowała się równomiernie wybudowanym licem, symetrycznym i stosunkowo głębokim wtopieniem oraz brakiem niezgodności spawalniczych. W przypadku próbek serii I oraz J współczynnik udziału materiału w napoinie oraz szerokość SWC osiągały różne wartości (Tab. 7). W obszarze linii wtopienia również nie stwierdzono niezgodności. Na granicy faz obserwowano ciekłą strefę wymieszania, podobną jak w przypadku opisanym w [110].

Tab. 7. Wartości współczynnika udziału materiału w napoinie, szerokości SWC, średniej mikrotwardości w napoinie – seria I, J

LP.	OZNACZENIE PRÓBKİ LABORATORYJNEJ	WSPÓŁCZYNNIK UDZIAŁU MATERIAŁU W NAPOINIE γ , %	SZEROKOŚĆ SWC [mm]	ŚREDNIA MIKROTWARDOŚĆ NAPOINY [HV1]
1	P/SK600/1I1	15,00	1,2	810 ±49
2	P/SK600/2I1	9,00	1,1	883 ±72
3	P/SK600/3I1	18,00	1,2	824 ±46
4	P/SK600/4I1	11,00	1,0	840 ±63
5	P/SK600/5I1	14,00	1,0	780 ±56
6	P/SK900/1J1	22,00	1,2	463 ±45
7	P/SK900/2J1	17,00	1,6	502 ±68
8	P/SK900/3J1	19,00	1,4	470 ±53
9	P/SK900/4J1	22,00	1,3	447 ±51
10	P/SK900/5J1	25,00	1,1	482 ±48

Na podstawie badań stwierdzono, że głównym parametrem wpływającym na stopień wymieszania jest natężenie prądu. Podczas obserwacji zmiany napięcia i odległości palnika od materiału obrabianego nie stwierdzono ich wpływu na zmiany wartości udziału materiału podłoża w napoinie. Do analogicznych wniosków doszła Bazychowska i in. [111], którzy na

podstawie przeprowadzonej analizy wariancji wskazali, że wszystkie przyjęte parametry procesu napawania plazmowego mają statystycznie istotny wpływ na wartość zmiennej zależnej, o czym świadczą wartości poziomu istotności $p = 0,05$.

Z kolei wyniki znormalizowanych współczynników regresji wielowymiarowej opisanych w [111] wykazały, że napięcie oraz odległość palnika od powierzchni napawanej mają najmniejszy wpływ na udział materiału podstawowego w warstwie napawanej, tym samym przyjęto przypuszczenie, że ich wpływ jest statystycznie nieistotny.

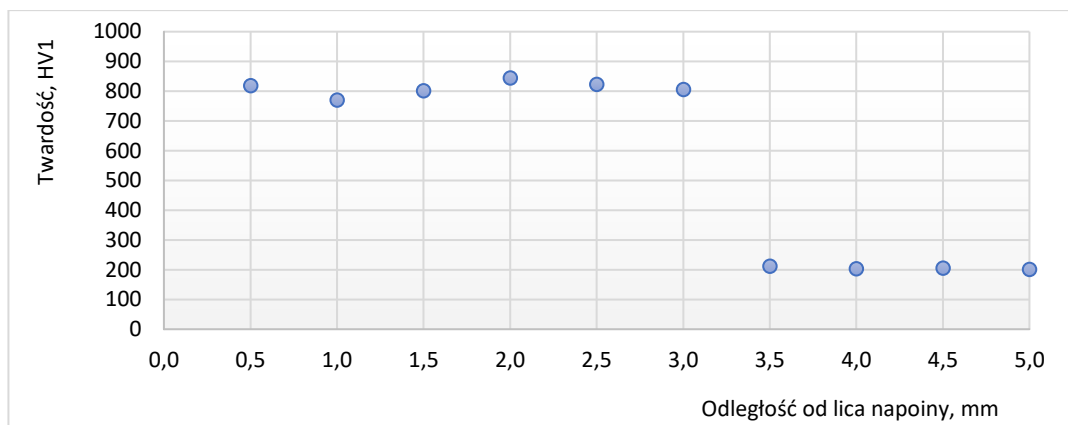
Na podstawie przeprowadzonej analizy szerokości i głębokości wtopienia, tym samym pół powierzchni poprzecznych ściegów, stwierdzono zależność paramentów procesowych od intensywności konwekcji, a tym samym uzyskanej geometrii. Zastosowany do trawienia odczynnik ujawniał granice ziaren powstałych struktur. W przypadku próbek serii I zaobserwowano charakterystyczne dendryty.

Obserwacje mikrostruktury obszaru przy linii wtopienia (Rys. 4.20) potwierdziły poprawność połączenia metalurgicznego pomiędzy napawaną warstwą a materiałem podłoża. W mikrostrukturze napoiny zidentyfikowano drobnoziarnistą, jednolitą, ciągłą strukturę oraz cienką warstwę kryształów kolumnowych (ok. $10 \mu\text{m}$), których wzrost był prostopadły do linii wtopienia (kierunek najbardziej intensywnego odprowadzenia ciepła podczas krystalizacji jeziorka ciekłego metalu).

Mikrostruktura w obszarze napoiny widoczna na Rys. 4.20 była zbliżona do struktury przy linii wtopienia, co jest prawdopodobnie wynikiem wydłużenia czasu stygnięcia $t_{8/5}$. W strukturze obserwowano listwy martenzytu, opisane przez Jovičević-Kluga i in. [112].

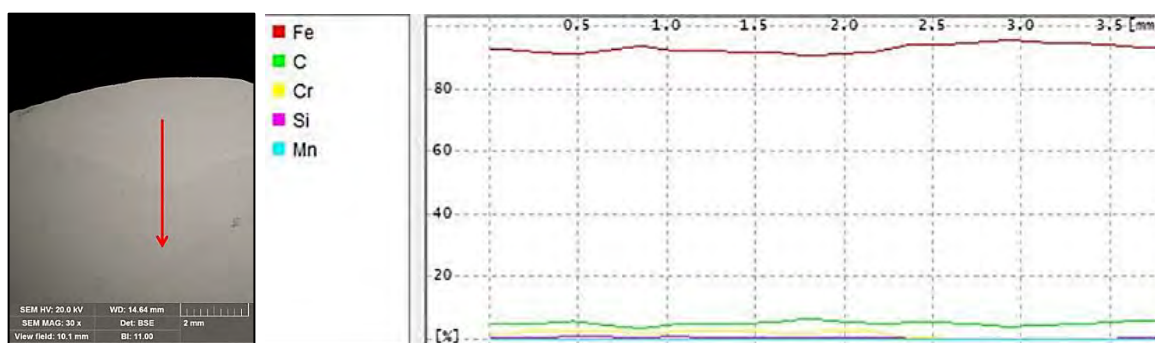
Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki reprezentatywnej P/SK600/III dla serii I (Rys. 4.21) w napoinie utrzymywał się w przedziale od 770 do 850 HV1 (średnia 810 HV1). W materiale podłoża (S235JR) mikrotwardość osiągała w przybliżeniu stały poziom ok. 200 HV1. Obserwowany spadek twardości w SWC był wynikiem zastosowanych zabiegów cieplnych przed i po napawaniu (podgrzewanie wstępne i odpuszczanie niskie).

Analiza składu chemicznego w zaznaczonym obszarze na przekroju napoiny P/SK600/III (Rys. 4.22) wykazała brak nagłej zmiany składu chemicznego w obszarze napoiny, począwszy od napoiny, przez strefę wtopienia częściowego wymieszania, aż do materiału podstawowego.



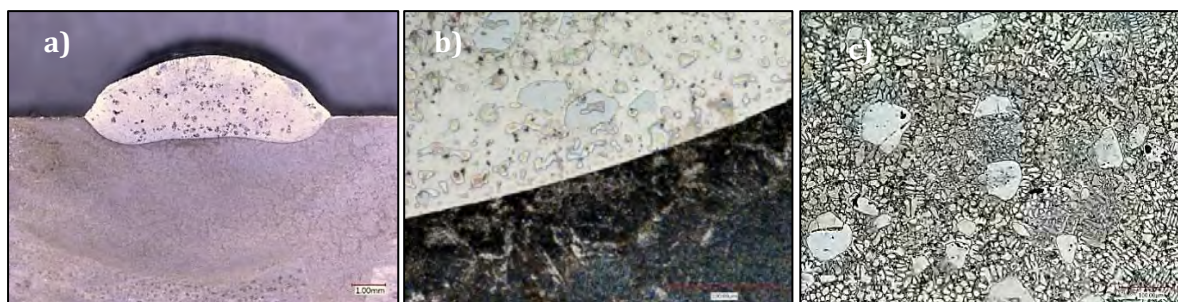
Rys. 4.21. Profil twardości HV1 na przekroju próbki P/SK600/1I1

Analiza składu chemicznego w zaznaczonym obszarze na przekroju napoiny P/SK600/1I1 (Rys. 4.22) wykazała brak nagłej zmiany składu chemicznego w obszarze napoiny, począwszy od napoiny, przez strefę wtopienia częściowego wymieszania, aż do materiału podstawowego.



Rys. 4.22. Zmiana składu chemicznego na przekroju poprzecznym próbki P/SK600/1I1 (SEM/EDS)

Na podstawie zdjęcia makrostruktury napoiny 1J1 (Rys. 4.23) określono współczynnik udziału metalu podłoża w napoinie (22%). Obserwacje makroskopowe nie ujawniły pęknięć, przyklejeń i podtopień. Napoina w kształcie grzybkowym charakteryzowała się symetrycznym i głębokim wtopieniem, o równomiernej i wysokiej budowie i gładkości lica. Szerokość SWC wynosi ok. 1,2 mm.



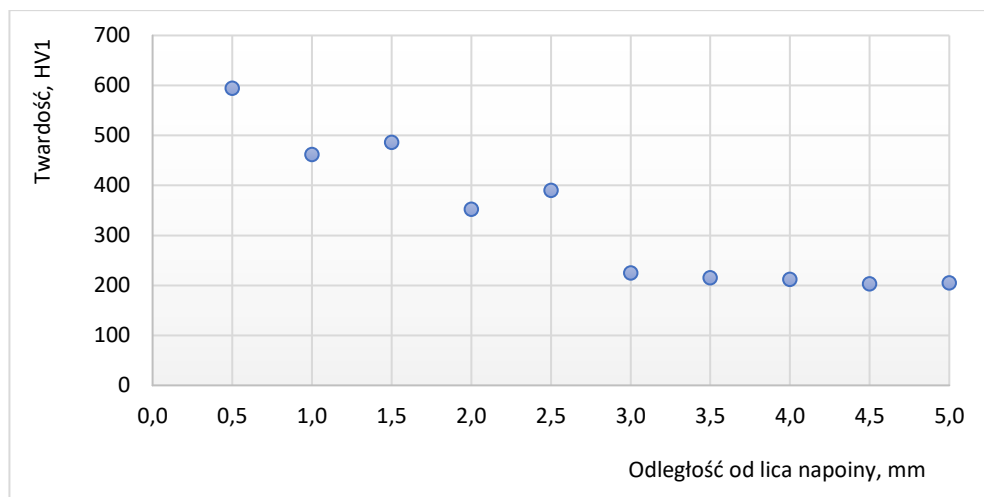
Rys. 4.23. Próbką P/SK900/1J1: (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 30x) (b) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny (SEM pow. 1000x), (c) mikrostruktura obszaru napoiny (SEM (a) pow. 500x

Obserwacje mikrostruktury obszaru przy linii wtopienia (Rys. 4.23) potwierdziły poprawność połączenia metalurgicznego pomiędzy napawaną warstwą a materiałem podłoża w obszarze wtopienia. Wzdłuż linii wtopienia obserwowano drobnoziarnistą budowę, kryształy kolumnowe i dendrytyczne, których wzrost był prostopadły do linii wtopienia (kierunek odprowadzenia ciepła podczas krystalizacji jeziora ciekłego metalu). Obserwowano również pojedyncze ziarna węgla wolframu o zróżnicowanej wielkości, ziaren fazy wzmacniającej (od 15 do 150 μm), zwilżonych przez materiał osnowy.

W serii badań J, na podłożu ze niskowęglowej osadzono twardą napoinę o dużej skłonności do pęknięcia ze względu na zawartość węgla wolframu o nieregularnej budowie, stanowiącego koncentraty naprężeń. Ponadto istotną kwestią stanowiła różnica rozszerzalności cieplej materiału podłoża i napoiny. W strefie SWC na granicy z materiałem rodzimym obserwowano obecność częściowo zrekrystalizowanych ziaren ferrytu.

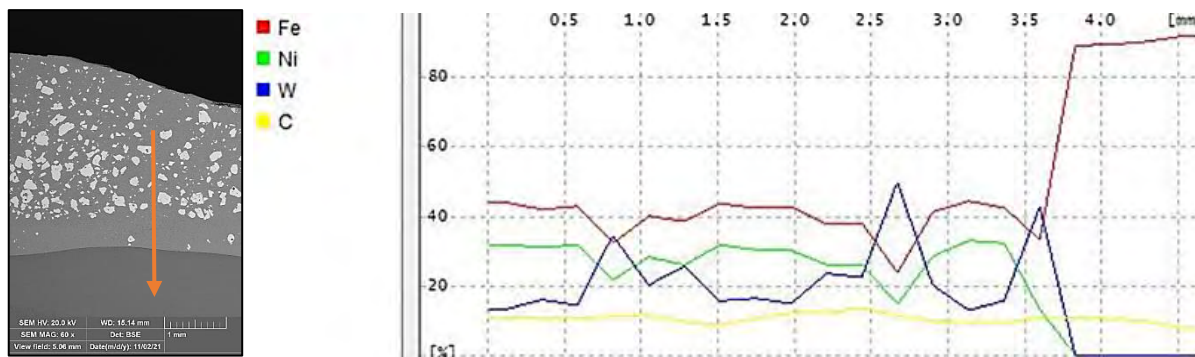
W wyniku przeprowadzonej obróbki cieplnej (odpuszczenia), charakterystyczne dendryty nie znikły. Przemiany strukturalne zachodzące w warstwach napawanych w roztopionym metalu charakteryzują się brakiem jednorodności w całym obszarze napoiny.

Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbek serii badań J (Rys. 4.24) w napoinie utrzymywał się w przedziale od 400 do 600 HV1. Wartości twardości w SWC mieściły się w zakresie od 200 do 400 HV1. W materiale podłoża (S235JR) twardość utrzymywała się na stałym poziomie ok. 200 HV1. Różnica w rozkładzie twardości w obszarze napoiny i SWC wynika ze zwiększanej wartości energii liniowej oraz równomiernego oddziaływania ciepła, tym samym w SWC obserwowany jest spadek twardości oraz zastosowanych zabiegów cieplnych (podgrzewanie wstępne i odpuszczenie) przed i po napawaniu.



Rys. 4.24. Profil twardości HV1 na przekroju próbki 1J1 dla pojedynczego ściegu

Rys. 4.25 przedstawia zmianę rozłożenia pierwiastków na przekroju napoiny, równe rozmieszczenie węglików w całej objętości przekroju poprzecznego napoiny. Analiza składu chemicznego w zaznaczonym obszarze wykazała, że występuje nagła zmiana składu chemicznego od składu napoiny (wyraźnie zwiększona zawartość Cr i Ni), poprzez strefę wtopienia i częściowego wymieszania, aż do materiału rodzimego (wzrost zawartości Fe, znaczne obniżenie Cr oraz Si).



Rys. 4.25. Zmiana składu chemicznego na przekroju poprzecznym próbki P/SK900/1J1 (SEM/EDS)

4.4.3 Napawanie laserowe

Obserwacje makroskopowe napoin dla serii K i L jednościegowych wykazały niski udział metalu podłoża w napoinie (Tab. 8), charakterystyczny dla napawania laserowego, gwarantujący uzyskanie wymaganych własności eksploatacyjnych już przy pierwszej warstwie, przy niewielkim naddatku na obróbkę. Pod względem jakości wykonania, powłoki charakteryzowały się dużą regularnością płaszczyzny zewnętrznej i symetrią.

Tab. 8. Uzyskane parametry napoin podczas napawania laserowego - seria K i L

LP.	PRÓBKA BADAWCZA	WSPÓLCZYNNIK UDZIAŁU MATERIAŁU W NAPOINIE γ , [%]	SZEROKOŚĆ SWC, [mm]	ŚREDNIA TWARDOŚĆ NAPOINY, [HV1]
1	L/SK600/1K1	30,30	0,4	965 ± 93
2	L/SK600/1K2	24,10	0,4	885 ± 79
3	L/SK600/1K3	24,30	0,4	793 ± 59
4	L/SK600/1K4	17,50	0,5	769 ± 53
5	L/SK600/1K5	17,90	0,6	643 ± 48
6	L/SK600/1K6	7,20	0,8	861 ± 71
7	L/SK600/1K7	19,90	0,6	797 ± 58
8	L/SK600/1K8	13,20	0,8	823 ± 83
9	L/SK600/1K9	4,40	0,4	620 ± 52
10	L/SK600/1K10	8,20	0,4	681 ± 47
11	L/SK900/1L1	16,50	0,4	723 ± 59
12	L/SK900/1L2	9,70	0,5	681 ± 48
13	L/SK900/1L3	16,47	0,4	630 ± 50
14	L/SK900/1L4	9,65	0,5	688 ± 62
15	L/SK900/1L5	9,30	0,5	731 ± 73
16	L/SK900/1L6	9,07	0,7	570 ± 61
17	L/SK900/1L7	17,58	0,5	667 ± 63
18	L/SK900/1L8	12,65	0,6	566 ± 43

Wymagany kształt i głębokość wtopienia, jako parametry jakościowe napoiny, determinowane były położeniem ogniska wiązki względem górnej powierzchni obrabianego elementu. Przy stałej mocy wiązki, wzrost prędkości napawania powodował mniejsze wtopienie, z kolei podczas obniżania prędkości napawania zwiększeniu ulegała szerokość napoiny i SWC oraz udział metalu podłoża w napoinie, przy jednoczesnym wzroście ryzyka wystąpienia niezgodności w postaci: porowatości napoiny wywołanej szybkim parowaniem stopionego metalu napoiny, braku symetryczności lica, przyklejeń i podtopień. Zmiany parametrów procesowych oraz zastosowanie różnych materiałów dodatkowych wpływały na zmianę geometrii ściegów (głębokość wtopienia, pola powierzchni przekrojów poprzecznych ściegów) oraz ilość powstających niezgodności.

Wysoka gęstość mocy wiązki laserowej zapewniała niską energią liniową, wąską SWC i strefę stopienia (

Tab. 5, Tab. 8) oraz stosunkowo dużą penetrację w głąb obrabianego materiału. Parametry procesowe zapewniały odpowiednie odprowadzanie par metalu dzięki czemu nie obserwowano w napoinie pęcherzy gazowych, porowatości, nierówności lica czy też pęknięć w napoinie. Ponadto zauważono, że wraz ze zmianą kąta odchylenia wiązki od obrabianej

powierzchni, zmianie ulegał kształt plamki świetlnej z okrągłej na eliptyczny. Wzrost prędkości napawania, przy stałej mocy wiązki, powodował zmniejszenie głębokości przetopienia, zawężenie napoiny i zmianę zarysu linii wtopienia z owalnego na grzybkowy.

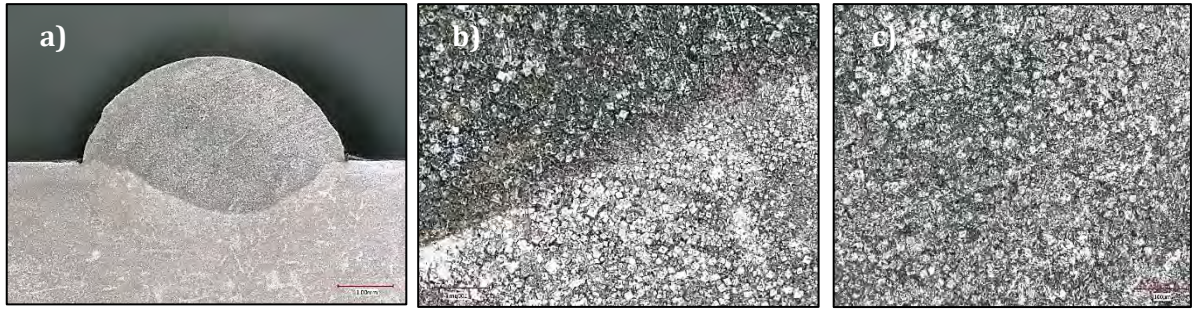
Argon jako gaz osłonowego jeziora ciekłego metalu dzięki wyższej gęstości gwarantował lepszą osłonę jeziora ciekłego metalu w porównaniu do innego gazu obojętnego - helu. Argon wykazując podatność na jonizację, może być źródłem zakłóceń procesu w wyniku zasłonięcia wiązki światła, obniżając moc wiązki i stopień penetracji. Gaz osłonowy pełnił również funkcję ochrony soczewki skupiającej przed zanieczyszczeniem parami metalu i kroplami ciekłego metalu.

Napawanie LMWD realizowano przy zastosowaniu obiektywu o ogniskowej od 63 do 254 mm. Długość ogniskowej skorelowana była z głębią ostrości, której wartość zwiększała się wraz z długością ogniskowej. Krótka ogniskowa zwiększała gęstość mocy przy niewielkiej ostrości, co wymuszało konieczność dokładnego utrzymywania obiektywu i odstępów od obrabianego przedmiotu. Zmiana względnego położenia punktu ogniskowania i powierzchni obrabianego przedmiotu wpływała bezpośrednio na szerokość i głębokość penetracji.

Podczas prób napawania kolejnych warstw (jedna na drugą), obserwowano wysokie pochłanianie wiązki lasera, powodujące przegrzanie materiału i tworzenie się porów.

Podczas obserwacji metalograficznych makrostruktury próbki reprezentatywnej L/SK600/1K10 dla serii badań K z zastosowaniem mikroskopii świetlnej przy powiększeniu 30x (Rys. 4.23 a), określono stopień wymieszania materiału rodzimego w strukturze napoiny (Tab. 8).

Obserwacje makroskopowe (Rys.4.26 a) nie ujawniły niezgodności spawalniczych w postaci pęknięć, wtrąceń niemetalicznych i podtopień, natomiast obserwowano niezgodności w postaci przyklejeń, których wielkość mieściła się w przedziale do 5% szerokości napoiny. Zaobserwowano w przybliżeniu symetryczną linię wtopienia, przy czym wtopienie w materiał podłoża nie było równomierne i występowało w osi napoiny. Lico napoin było równe z tendencją do wypukłości. Na podstawie przeprowadzonej analizy szerokości, głębokości wtopienia, tym samym pół powierzchni poprzecznych ściegów, stwierdzono zależność paramentów procesowych od intensywności konwekcji, tym samym uzyskanej geometrii. Zastosowany do trawienia odczynnik ujawniał granice ziaren powstałych struktur.



Rys.4.26. Próbką L/SK600/1K10: (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 50x), (b) mikrostruktura obszaru napoiny, (SEM, pow. 500x), (c) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny, (SEM, pow. 500x)

Podczas obserwacji metalograficznych mikrostruktury obszaru napoiny (Rys.4.26b) oraz mikrostruktury obszaru przy linii wtopienia napoiny (Rys.4.26 c), w badanych próbkach laboratoryjnych serii K nie stwierdzono obecności pęcherzy gazowych oraz globularnych wtrąceń niemetalicznych typowych dla nieciągłości spawalniczych. Stwierdzono natomiast brak połączenia metalurgicznego pomiędzy materiałem napawanym a napoiną w całym obszarze warstwy napawanej, spowodowany prawdopodobnie nierównomiernym rozkładem mocy wiązki lasera. Wraz ze wzrostem mocy wiązki promieniowania laserowego, przy stałej prędkości napawania oraz zmiennej prędkości podawania drutu, zaobserwowano wzrost szerokości ściegu oraz bardziej stabilną geometrię lica napoiny.

W strefie SWC na granicy z materiałem rodzimym obserwowano obecność regularnych, częściowo zrekrystalizowanych ziaren ferrytu. Zwiększona zawartość chromu sprzyjała powstawaniu struktury martenzytycznej.

Udział materiału podstawowego w napoinie osiągał najwyższe wartości. Szerokość strefy przy linii wtopienia, był skorelowany z parametrami procesowymi.

W wyniku intensywnego odprowadzenia ciepła do podłoża, występowały warunki sprzyjające tworzeniu się kolumnowo-dendrytycznych ziaren. Ponadto wzrost równoramiennych ziaren dendrytycznych w pobliżu górnej krawędzi warstwy, podobnie jak w przypadku obserwacji ujętych w [113] [114] [115]. Wysokie temperatury procesu i niskie szybkości chłodzenia wspierały jednorodny proces krzepnięcia, w wyniku którego tworzyły się duże ziarna, jak można zauważyć również w opracowaniu [116]. Wyraża się to zwykle epitaksjalnym wzrostem ziaren, przeciwnie do głównego kierunku wymiany ciepła, tj. w kierunku budowy struktur opisanych w literaturze [113] [115].

Podczas badań obserwowano lokalnie zjawisko rozpuszczania WC w osnowie, było skorelowane z ilością dostarczanego ciepła. Nadmierne nagrzewanie podczas napawania laserowego powodowało dekompozycję cząstek WC. Problem ten opisał Hulk i in [117]. Zjawisko

to zwiększa podatność na pękanie z jednoczesnym pogorszeniem odporności na zużycie ściernie warstw napawanych. Podobną retorykę w swoich dziełach prezentował Zanzarin i in. [107].

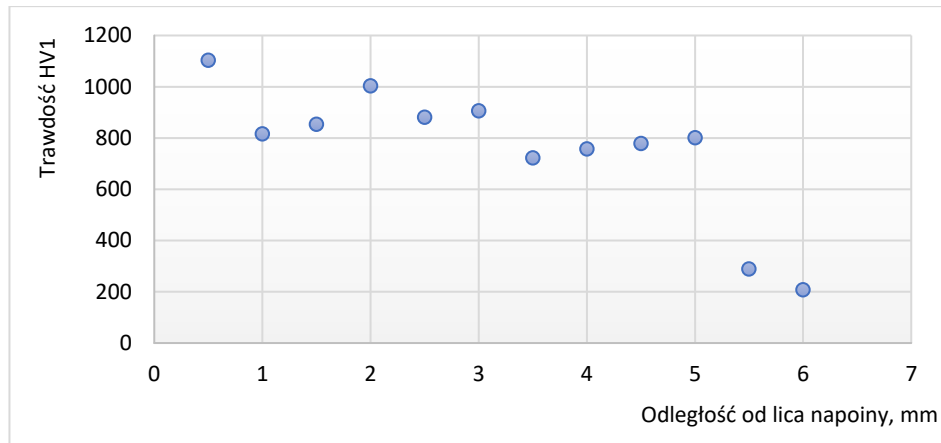
Obserwowane zjawisko makro niejednorodności wynikało z dyfuzji pierwiastków stopowych w ciekłej warstwie metalu przyległego do linii wtopienia z obszarów o wyższej zawartości składników, wtrąceń napawanego do podłoża zgodnie z konwekcją ciekłego metalu w ciekłym jeziorce. Proces krystalizacji strefy środkowej warstwy napawanej nie wykazywał wyraźnej kierunkowości odprowadzania ciepła.

Pomimo braku podgrzewania wstępnego podłoża przed napawaniem, nie wykryto pęknięć, których występowanie podczas napawania laserowego bez podgrzewania wstępnego jest zjawiskiem często wstępującym wg. Czupryńskiego i in. [108].

Wzdłuż linii wtopienia obserwowano twarde warstwy martenzytu (strefy przejściowe), w przypadku których skład chemiczny przyjmował wartości pośrednie między składem chemicznym materiału rodzimego oraz materiału dodatkowego, co stanowi cechę charakterystyczną podczas napawania stali niskowęglowych i niskostopowych materiałami o strukturze austenitycznej i stopami na osnowie niklu. Niejednorodny skład chemiczny w miejscu połączenia metalurgicznego, w obszarze linii wtopienia, spowodował powstanie niejednorodności strukturalnych wywołanych warunkami procesu krzepnięcia i objawił się w postaci mikrosegregacji dendrytycznej.

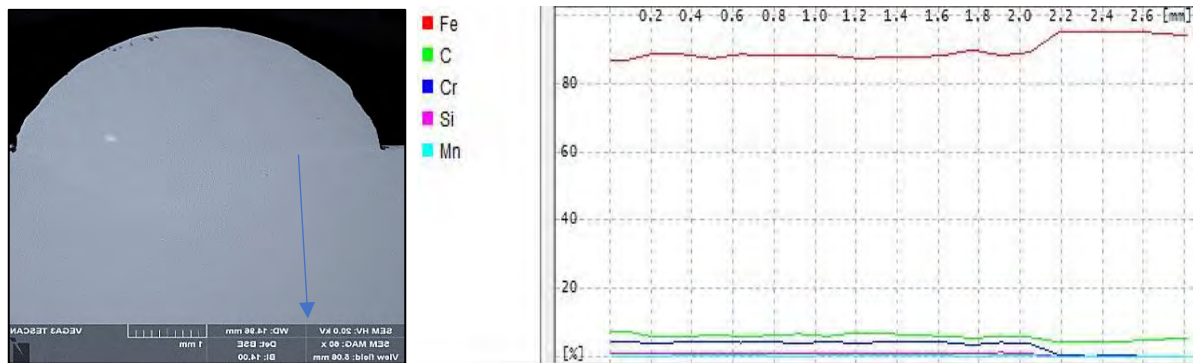
Warstwa napawana charakteryzowała się mikrostrukturą złożoną z drobnych dendrytów i strukturą eutektyczną, która jest charakterystyczna dla warstwy napawanej laserem bogatej w Ni, zidentyfikowanej również przez Zhoua i in. [118]. Dyfuzja węgla w napoinach sprzyjała powstawaniu gruboziarnistych struktur dendrytycznych oraz wpływała na ich wielkość i kształt.

Rozkład twardości na przekroju poprzecznym w obszarze napoiny dla próbek serii L (Rys.4.27) utrzymywał się na podobnym poziomie (Tab. 8). Różnica w rozkładzie twardości w obszarze napoiny i SWC wynikała z różnicy wartości energii liniowej oraz sposobu oddziaływania ciepła, tym samym w SWC obserwowany był spadek twardości po zastosowanej obróbce cieplnej po napawaniu.



Rys.4.27. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki reprezentatywnej L/SK600/1K10

Rozłożenie pierwiastków na przekroju napoiny próbki reprezentatywnej serii badań L przedstawiono na Rys.4.28.



Rys.4.28. Rozłożenie pierwiastków na przekroju napoiny próbki reprezentatywnej L/SK600/1K10

Analiza składu chemicznego w zaznaczonym obszarze wykazała zmianę składu chemicznego warstwy napawanej w kierunku materiału podstawowego o wyraźnie zwiększonej zawartości pierwiastków ferrytotwórczych (chromu i krzemu) w napoinie oraz śladowych ilości manganu - pierwiastka silnie austenitotwórczego. W strefie wtopienia oraz w strefie częściowego wymieszania stwierdzono wyraźne obniżenie zawartości składników stopowych w kierunku materiału rodzimego, z jednoczesnym wzrostem zawartości żelaza w strukturze materiału.

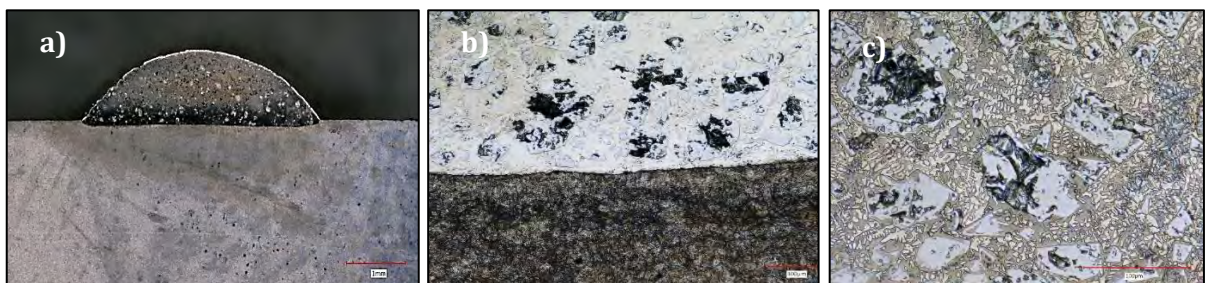
Podczas realizacji procesu napawania laserowego, w wyniku nadtopienia powierzchni materiału dodatkowego, w obszarze linii wtopienia rozpuszczone zostały wydzielения grafitu, w wyniku czego węgiel uległ dyfuzji do ciekłego metalu. Podczas chłodzenia i krystalizacji w obszarze warstwy napawanej, grafit nie wydzielił się ponownie. Taki stan rzeczy spowodował wzrost dendrytów austenitu pierwotnego od linii wtopienia w kierunku zgodnym

z kierunkiem odprowadzania ciepła i wydzielania się w przestrzeniach międzydendrytycznych eutektycznej mieszaniny cementytu i austenitu o zmniejszonej ilości węgla. Duże prędkości chłodzenia spowodowały częściową przemianę martenzytyczną. Zwiększone stężenie węgla w austenicie powoduje zmniejszenie wartości temperatury początkowej i końcowej przemiany martenzytycznej, w wyniku czego udział austenitu szczątkowego w strukturze zwiększa się podczas zwiększania szybkości chłodzenia. Morfologia kryształów ma charakter kolumnowy.

Obecność tlenu w strukturze spowodowała utworzenie się na granicach ziaren tlenku niklu (NiO) o niskiej topliwości. Podczas gwałtownego nagrzewania węglików, w bezpośrednim sąsiedztwie węglików, osnowy i granic ziaren nastąpiło lokalne stopienie i utworzenie się faz międzywęzłowych o prostej strukturze, charakteryzujących się dobrymi właściwościami metalicznymi, wysoką temperaturą topnienia, wysoką twardością, kruchością oraz odpornością chemiczną. W strefie linii wtopienia, znajdujące się na granicach ziaren węgliki charakteryzują się dobrą zwilżalnością. Ryzyko wystąpienia pęknięć na gorąco w napoinach ze stopów niklu jest zależne od charakteru i ilości faz międzymetalicznych powstałych podczas krzepnięcia w przestrzeniach międzydendrytycznych.

Pierwiastki silnie węglidotwórcze w strukturze materiału (Ti, Mo, W) powodowały, że znajdujące się w nich węgliki nie rozpuszczały się całkowicie nawet w bardzo wysokich temperaturach, powodując zahamowanie rozrostu ziaren oraz ujednorodnianie austenitu. Rodzaj mikrostruktury widocznej w SWC powstałej w wyniku przemiany austenitu jest zależny od warunków austenitacji oraz szybkości chłodzenia w zakresie temperatur $t_{8/5}$.

Na podstawie geometrii oraz makrostruktury napoiny L/SK900/1L4 (Rys.4.29 a), określono współczynnik udziału metalu podłoża w napoinie (Tab. 8). Obserwacje makroskopowe nie ujawniły pęknięć. Stwierdzono symetryczną linię wtopienia i równomierną szerokość SWC.



Rys.4.29. Próbka L/SK900/1L4: (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 50x), (b) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny (pow. 200x), (c) mikrostruktura obszaru napoiny, (SEM, pow. 500)

Za warstwy strukturalnie jednorodne uznano napoiny, w przypadku których nie obserwowano lokalnego nagromadzenia (gniazd wydzielań WC) w skrukurze badanego obszaru.

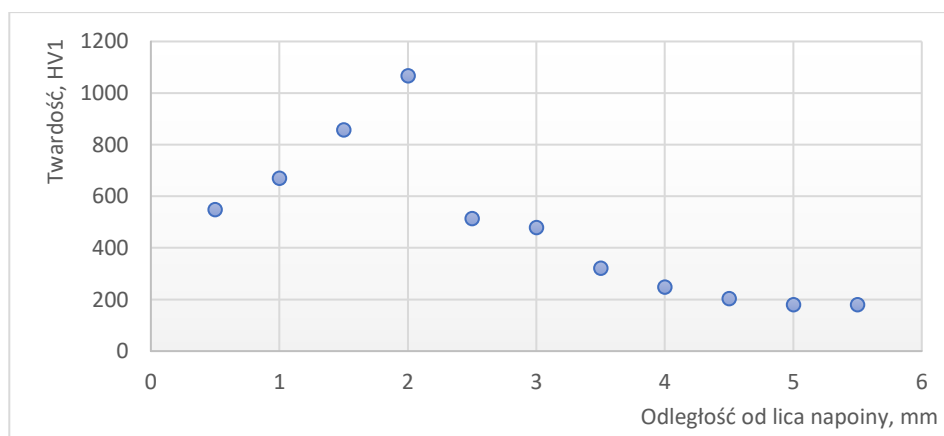
Wraz ze wzrostem mocy wiązki promieniowania laserowego, przy stałej prędkości napawania 0,2 m/min oraz zmiennej prędkości podawania drutu, zaobserwowano wzrost szerokości ściegu oraz bardziej stabilną geometrię lica napoiny (Rys.4.29 a).

Obserwacje mikrostruktury przy linii wtopienia (Rys.4.29 b) potwierdziły poprawność połączenia metalurgicznego (w obszarze wtopienia) pomiędzy napawaną warstwą a materiałem podłoża. Wzdłuż linii wtopienia zaobserwowano równomiernie rozłożone węgliki wolframu (WC) o rozmiarach ziaren ok. od 10 do 30 μm .

Podczas obserwacji mikrostruktury w obszarze napoiny (Rys.4.29 c) zauważono nieco odmienną strukturę niż przy linii wtopienia. Spowodowane to jest innym sposobem odprowadzania ciepła, a przez to innymi warunkami krystalizacji tego obszaru napoiny. Dominuje drobnoziarnista struktura z zauważalnymi większymi ziarnami węglików o ok. 50 μm . Podczas obróbki wiązką lasera otrzymano drobniejszą budowę krystaliczną w porównaniu do pozostałych technik napawania opisanych w rozprawie. Nie zaobserwowano pęknięć.

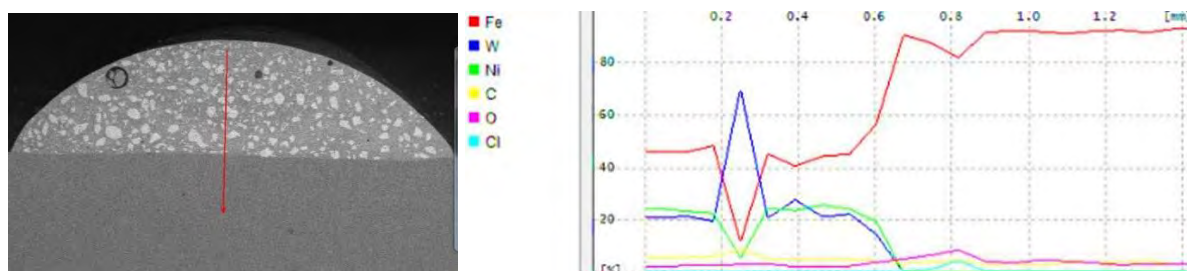
Rozkład twardości na przekroju poprzecznym w obszarze napoiny w serii L utrzymywał się na podobnym poziomie (Tab. 8). Różnica w rozkładzie twardości w obszarze napoiny i SWC wynikała ze zwiększanej wartości energii liniowej oraz równomiernego oddziaływania ciepła, tym samym w SWC obserwowany jest spadek twardości w wyniku odpuszczania po napawaniu.

Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki reprezentatywnej serii badań L przedstawiono na Rys 4.30.



Rys 4.30. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki L/SK900/1L4

Rozłożenie pierwiastków na przekroju napoiny próbki reprezentatywnej serii badań L przedstawiono na Rys.4.31.



Rys.4.31. Zmiana składu chemicznego na przekroju poprzecznym próbki L/SK900/1L4 (SEM/EDS)

Widoczne na Rys.4.31. pęcherze gazowe i porowatości, pomimo wąskiej strefy wtopienia, są prawdopodobnie wynikiem utrudnionego wydostawania się par metalu z kanału parowego w wyniku braku wstępnego podgrzewania materiału podstawowego przed napawaniem. Zmniejszona szybkość krystalizacji ciekłego metalu w jeziorku spawalniczym jest zjawiskiem sprzyjającym desorpcji nagromadzonych gazów. Zjawisko to opisano w [119] [120].

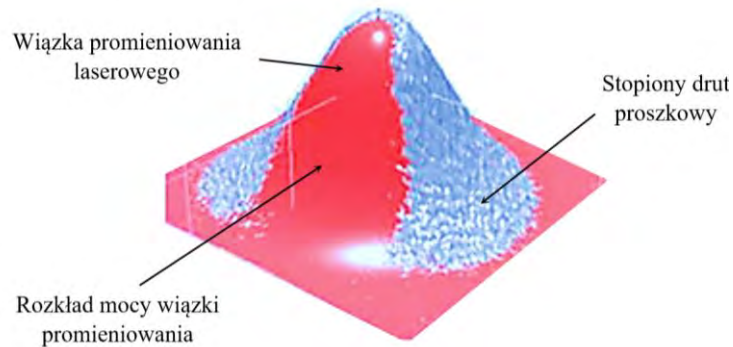
Wyniki badań współczynnika udziału metalu podłoża w napoinie przeprowadzonych w ramach I etapu zestawiono na Rys.4.33. W Tab. 9 porównano średnie wartości współczynników udziału metalu podłoża w napoinach otrzymanych w ramach przeprowadzonych badań z danymi literaturowymi [6]. W przypadku technik FCAW i PTA wartości udziału metalu podłoża w napoinie mieściły się w przedziałach zgodnie z danymi literaturowymi [6] [55] [73]. W przypadku LMWD współczynnik wymieszania był ok. 2 krotnie wyższy od przyjętej średniej dla tej metody, głównie dla napoin wykonanych materiałem SK 600.

Tab. 9. Porównanie współczynników udziału metalu podłoża w napoinie otrzymanych w ramach przeprowadzonych badań z danymi literaturowymi [6] [57] [75] [89]

LP.	TECHNIKA NAPWANIA	WSPÓŁCZYNNIK UDZIAŁU MATERIAŁU W NAPOINIE γ , % - DANE LITERATUROWE	WSPÓŁCZYNNIK UDZIAŁU MATERIAŁU W NAPOINIE γ , % - WYNIKI BADAŃ
1	FCAW	30 ÷ 35	13 ÷ 34
2	PTA	5 ÷ 15	9 ÷ 25
3	LMWD	3 ÷ 10	4 ÷ 30

Zauważono zależność pomiędzy udziałem metalu podłoża a średnicą i rodzajem drutu proszkowego. Dla średnicy 1,2 mm obserwowano wzrost współczynnika wymieszania w porównaniu do drutu o średnicy 1,6 mm. Różnice te mogły wynikać ze struktury materiału dodatkowego, tj. udziału ceramicznych faz wzmacniających w postaci węglików wolframu, różnych

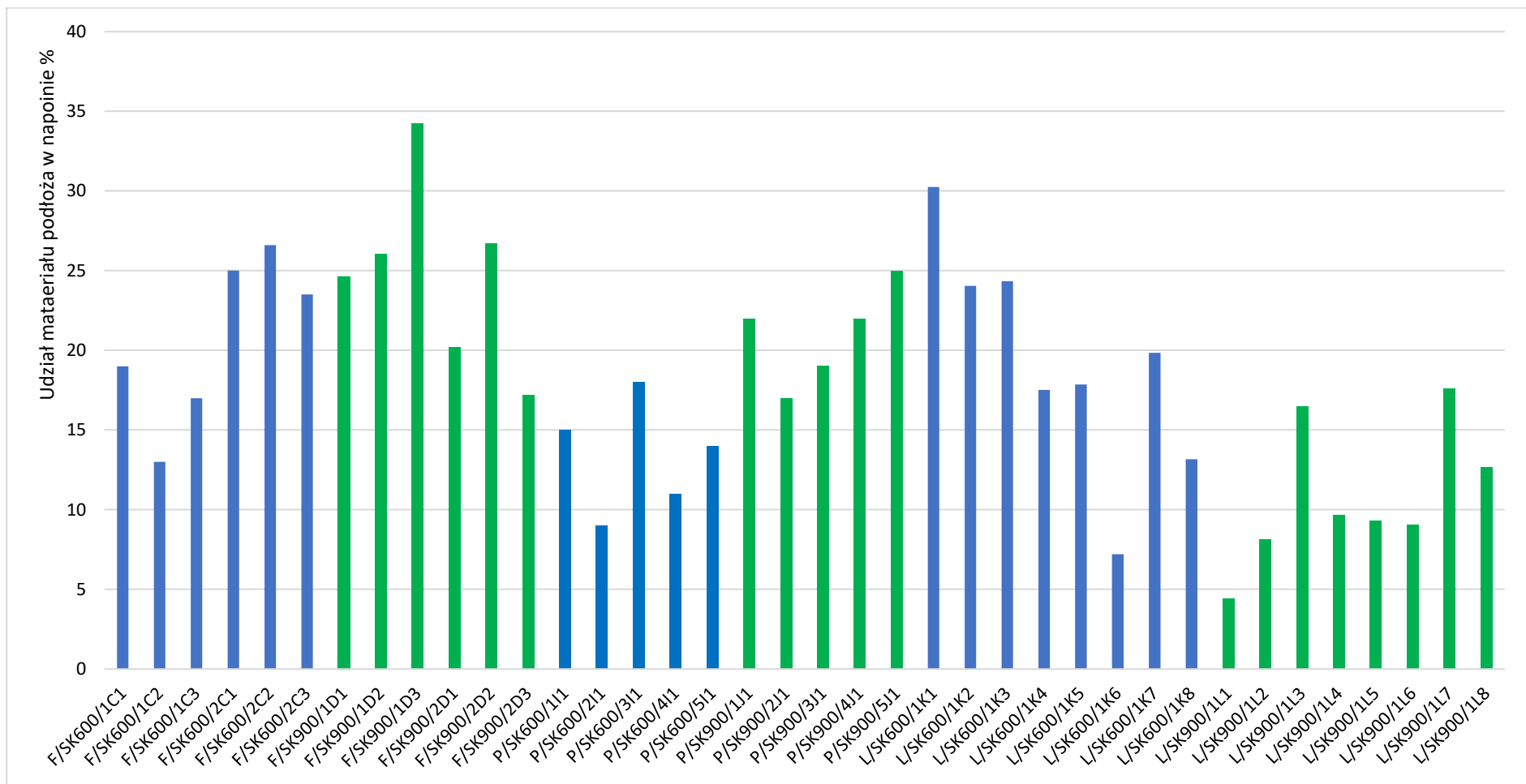
wartości absorpcji cząstek promieniowania laserowego opisanych w [121], nieosiowego podawania drutu względem wiązki promieniowania oraz Gaussowskiego rozkładu gęstości mocy wiązki laserowej (Rys.4.32), jako głównego czynnika wpływającego na kształt warstwy napawanej i głębokości wtopienia [122].



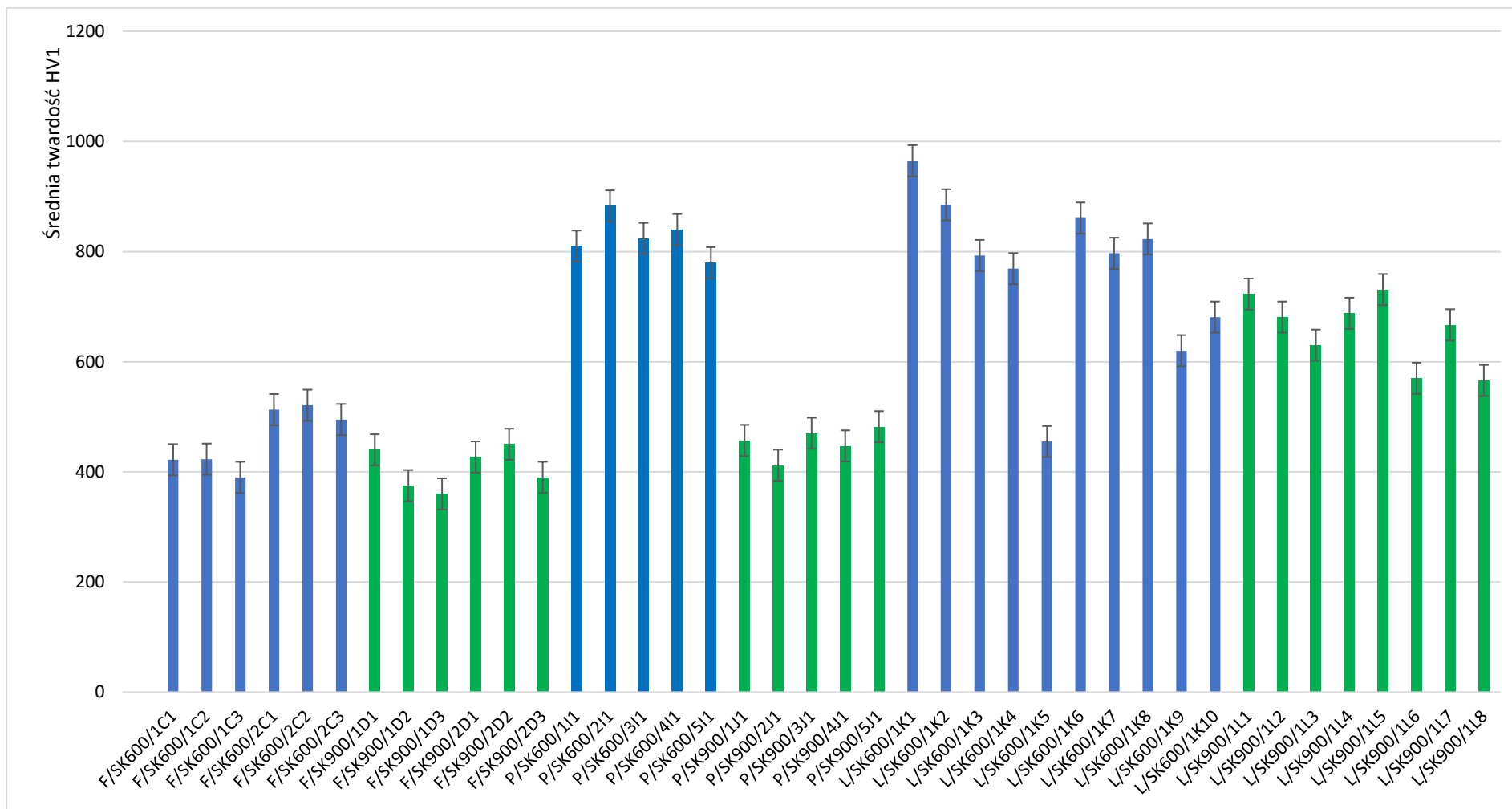
Rys.4.32. Schemat rozkładu mocy wiązki promieniowania laserowego [103]

Wyniki badań średnich wartości twardości napoin w zależności od zastosowanych technik spawalniczych FCAW, PTA, LMWD przeprowadzonych w ramach I etapu zestawiono na Rys.4.34. Różnice w wynikach twardości pomiędzy poszczególnymi próbkami można uzasadnić innymi parametrami napawania, różnicą składu chemicznego i średnicy materiału dodatkowego. W przypadku materiału SK 600 nie obserwowano dużych rozbieżności w wynikach twardości, co może wynikać ze średnicy drutu i bardziej stabilnego procesu.

Dla napoin wykonanych drutem martenzytycznym uzyskano wyższe wartości mikro-twardości, mieszczące się w przedziale od ok. 600 do 900 HV1 w odniesieniu do materiału kompozytowego z fazami wzmacniającymi (WC). Analizowany rozkład mikro-twardości w strefie wtopienia ulega gwałtownemu spadkowi, co świadczy o niewielkim stopniu wymieszania napoiny z podłożem o mikro-twardości ok. 140 HV1. Uzyskane wyniki są na zbieżne z wynikami [35] [123].



Rys.4.33. Porównanie współczynników udziału metalu podłoża w napoinie w zależności od zastosowanych technik spawalniczych FCAW, PTA, LMWD. Kolorem niebieskim oznaczono napoiny wykonane materiałem SK 600, kolorem zielonym napoiny wykonane materiałem SK 900



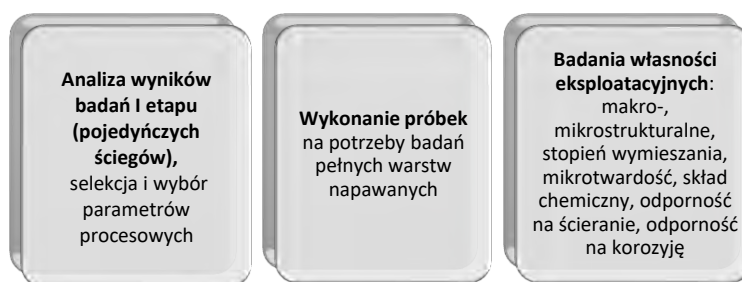
Rys.4.34. Zestawienie średnich wartości twardości napoin w zależności od zastosowanych technik spawalniczych FCAW, PTA, LMWD. Kolorem niebieskim oznaczono napoiny wykonane materiałem SK 600, kolorem zielonym napoiny wykonane materiałem SK 900

4.5 Napawanie pełnych warstw

Na podstawie analizy wyników I etapu badań dla pojedynczych ściegów, dokonano selekcji parametrów procesowych. Wyboru ostatecznych parametrów procesu napawania dokonano na podstawie wstępnych selektywnych badań eksperymentalnych, którymi wykonano pełne warstwy napawane celem przeprowadzenia II etapu badań pod kątem własności eksploatacyjnych (odporności na zużycie ścierne i korozyjne) symulujących rzeczywiste warunki przemysłowe.

Wskaźniki referencyjne stanowił materiał - stal S235JR oraz technika napawania FCAW ze względu na standardowe ich zastosowanie w Hucie Miedzi Legnica.

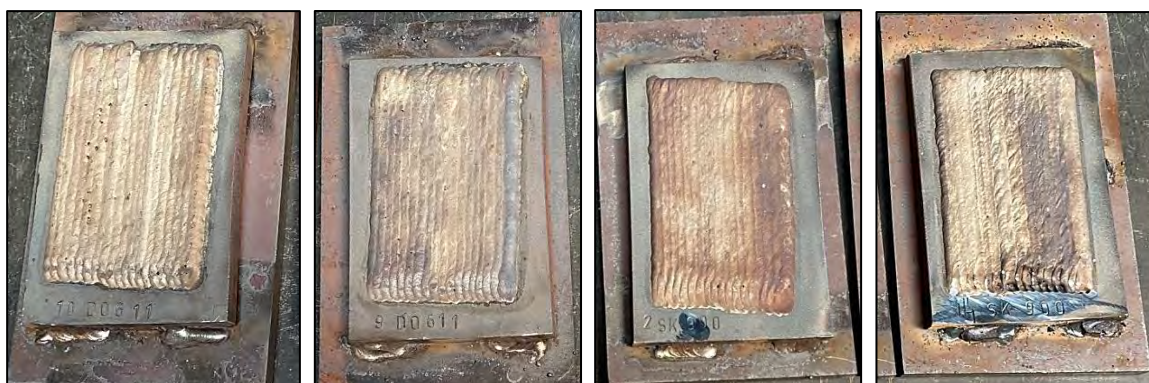
Etapy wyboru ostatecznych parametrów procesów napawania dla wszystkich serii pomiarowych badań eksperymentalnych realizowanych w ramach rozprawy pokazano na Rys. 4.35.



Rys. 4.35. Etapy wyboru ostatecznych parametrów procesów napawania dla pełnych warstw

Celem takiego podejścia było określenie wytycznych do projektowania, kształtowania nowych struktur warstw powierzchniowych części maszyn i urządzeń, walidacja stosowanych dotychczas rozwiązań oraz predykcja procesów zużycia w HML.

Ostateczny wybór parametrów spawalniczych, którymi wykonano warstwy pod kątem badań eksploatacyjnych, nastąpił na podstawie badań VT, badań metalograficznych, mikrotwardości, badań SEM/EDS (Rys. 4.36).



Rys. 4.36. Przykładowe próbki pełnych warstw napawanych serii J wykonanych w ramach II etapu badań

4.5.1 Kryterium wyboru parametrów dla pełnych warstw

Badania w ramach II etapu prowadzono na populacji (próbkach) wytypowanych na podstawie wstępnych badań, w przypadku których kryterium kwalifikacji stanowiły:

- wielkości empiryczne - zmienne procesowe: natężenie prądu, napięcie, prędkość napawania, prędkość podawania drutu, wartość mocy wiązki promieniowania lasera,
- ilość i wielkość nieciągłości powierzchniowych wewnętrznych i zewnętrznych,
- stopień udziału metalu podłoża w napoinie, kształt i geometria napoiny, profil twardości, wielkość odkształceń, niejednorodność składu chemicznego, w tym segregacja dendrytyczna, rozkład i rodzaj wtrąceń niemetalicznych,
- rodzaj, rozmieszczenie i wielkość poszczególnych faz oraz innych składników struktur wielkość obszarów zahartowanych, obszarów dyfuzyjnych.

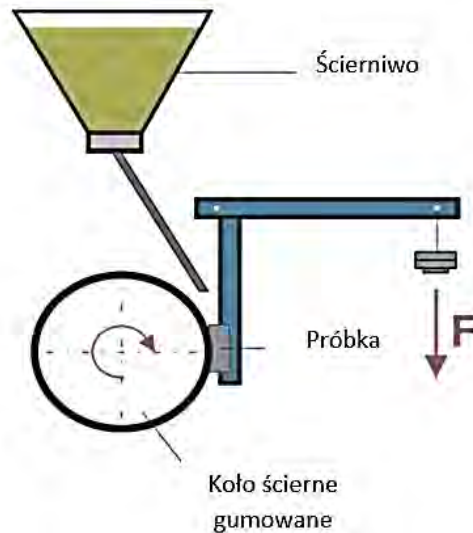
Na podstawie powyższych kryteriów opisanych w punkcie dokonano wyboru parametrów, z którymi wykonano pełne warstwy dla próbek F/SK600/1C2, F/SK600/1C3, F/SK900/1D2, F/SK900/1D3, P/SK600/1I1, P/SK600/2I1, P/SK900/1J1, P/SK900/2J1, L/SK600/1K2, L/SK600/1K8, L/SK900/1L3, L/SK900/1L5.

4.5.2 Badania odporności na zużycie ścierne

Odporność na zużycie ścierne (metal – minerał) napoin określono w oparciu o test „rubber wheel” (Rys. 4.37) zgodnie z normą ASTM G65.

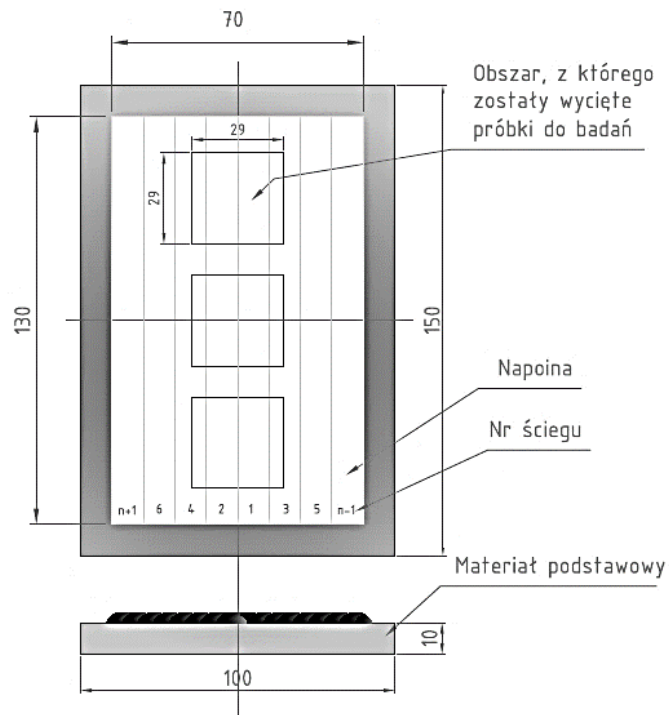
Odporność na ściernie abrazyjne przeprowadzono na urządzeniu T – 07 wyposażonym w gumowe koło o średnicy 49 mm i szerokości 15 mm), dociskane do powierzchni próbki stałą siłą 44 N oraz stałą prędkością obrotową koła gumowego 62 obr/min w czasie 10 minut (Rys. 4.37). Ścierniwo stanowił granat glinokrzemianowy $Fe_3Al_2(SiO_4)_3$ o nieregularnym kształcie i ostrych krawędziach, co gwarantowało ich wysoką zdolność ścierania. Zawartość zanieczyszczeń w masie ścierniej nie przekraczała 2%. Wielkość cząstek ścierniwa zawierała się w zasadniczo przedziale od 0,1 do 0,2 mm (co odpowiada wielkości F80 wg standardu FEPA). Dla każdej próbki wykonano 3 powtórzenia z jednego zestawu parametrów.

Średni ubytek wagowy badanej próbki mierzono na wadze analitycznej serii X2 (Radwag, Warszawa) z dokładnością do 0,01 mg i odnoszono do średnich wartości ubytku wagowego zużycia względnego w odniesieniu do materiału referencyjnego (stali S235JR).



Rys. 4.37. Schemat testu ścieralności typu „rubber wheel” [124]

Próbki do badań charakteryzowały się odpowiednimi wymiarami geometrycznymi, określoną płaskością i stanem powierzchni. Na płytach stalowych (S235JR) o wymiarze 100 x 150 x 10 mm wykonano warstwy o minimalnej powierzchni 70 x 130 mm (Rys. 4.38). Następnie, w procesie sterowanego numerycznie cięcia elektroerozyjnego, z obszaru warstwy wycięto próbki o wymiarach 29 x 100 mm i poddano procesowi szlifowania (od strony warstwy napawanej) do momentu uzyskania jednolitej i płaskiej powierzchni, a następnie pobrano 3 próbki o wymiarach 29 x 29 mm (Rys. 4.38).



Rys. 4.38. Wymiary oraz schemat próbek przeznaczonych do badań na zużycie ściernie

Po wykonaniu testów ścieralności przeprowadzono badania makroskopowe śladów wytarcia dla wybranych próbek oraz obserwacje z użyciem skaningowej mikroskopii elektronowej i mikroanalizy składu chemicznego (SEM/EDS).

Kolejny etap badań stanowiło wykonanie profili zużytej powierzchni. Wykonano pomiary chropowatości śladów wytarcia z użyciem profilometru stykowego MarSurf PS 10, zgodnie z normą EN ISO 21920-3. Z grupy parametrów 2D przeanalizowano parametry R_a (średnią arytmetyczną rzędnych profilu chropowatości) oraz R_z (maksymalną wysokość profilu chropowatości), natomiast z grupy parametrów 3D – S_a (średnią arytmetyczną odchylenia powierzchni od powierzchni odniesienia). Parametry chropowatości powierzchni określono wg PN-EN ISO 21920-2.

Dla każdej z próbek wyznaczono stopień zużycia liniowego, ubytek masowy oraz powierzchnię śladów zużycia przy założeniu, że struktura geometryczna powierzchni wpływa na charakterystyki tribologiczne [125] [126]. Ubytek materiału w warstwie wierzchniej podczas zużycia ściernego sklasyfikowano jako żłobienie związane z odkształceniem plastycznym powierzchni styku.

Po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbki poddano ogólnym obserwacjom powierzchni makro- i mikroskopowym przy pomocy mikroskopii świetlnej (mikroskopu Keyence VHX6000). Zdjęcia powierzchni po badaniach zużycia ściernego wykonano przy powiększeniu 20x i 200x. Podczas obserwacji analizowano stan powierzchni oraz mechanizmy abrazyjnego zużywania napoin.

4.5.3 Badania odporności na zużycie korozyjne

Badania odporności korozyjnej napoin wykonano w komorze solnej Cofomegra Corrosionbox 400e - typ C200 w neutralnej mgłę solnej (NSST), w oparciu o normę PN-EN ISO 9227:2017-06.

Roztwór solanki o stężeniu $50 \text{ g/l} \pm 5 \text{ g/l}$ przygotowano przez rozpuszczenie chlorku sodu (NaCl) w wodzie dejonizowanej o konduktywności nie większej niż $20 \mu\text{S/cm}$, wytworzonej w demineralizatorze laboratoryjnym BASIC 5 – Hydrolab. Parametry procesowe podano w Tab. 10.

Tab. 10. Parametry testu odporności korozyjnej wg PN-EN ISO 9227:2017-06

LP.	PARAMETR	WARTOŚĆ
1	pH roztworu	6,5 ÷ 7,2
2	Roztwór	5% roztwór NaCl
3	Temperatura testu	35 ± 2°C
4	Czas trwania testu	do 480 h

W celu sprawdzenia powtarzalności i odtwarzalności wyników badań w komorze solnej, badaniom poddano 4 próbki odniesienia o wymiarach 150 x 70 x 10 mm ze stali CR4 wg ASTM A653. Po 48 h próbki wyciągnięto i oczyszczono z produktów korozji, a następnie przy zastosowaniu wagi laboratoryjnej serii R2 (Radwag, Warszawa) o dokładności pomiarowej 0,01mg oznaczono ubytek masy i przeliczono na m² powierzchni. Zmierzony ubytek masy wynosił 72 g/m², co oznaczało zgodność z normą, która określa ubytek masy na poziomie (70±20) g/m².

Po przeprowadzonej walidacji komory solnej, przed rozpoczęciem testu odporności korozyjnej, próbki (po 3 dla każdej serii) o wymiarach 20 x 20 mm zważono i umieszczono w komorze solnej. Wszystkie powierzchnie próbki od strony podłoża zostały zabezpieczone bezbarwnym lakierem przed narażeniem na ekspozycje mgły solnej. Dodatkowo w celach porównawczych, badaniom poddano 3 próbki referencyjne wykonane z materiału podłoża (S235JR).

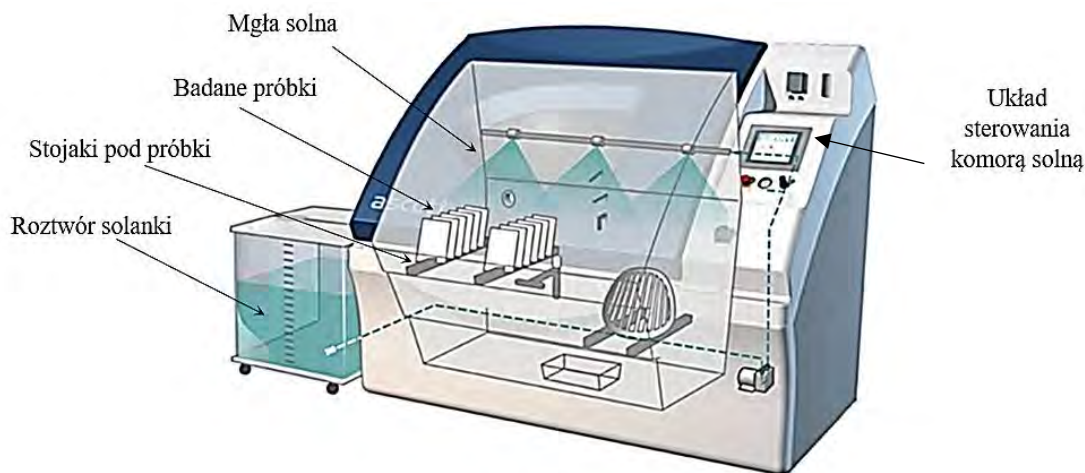
W interwałach czasowych 96h, 168h i 480 h określonych w normie wyciągano z komory po jednej próbce z każdej serii, oczyszczano z produktów korozji, płukano w etanolu, przedmuchiwano sprężonym powietrzem. Próbki poddawano analizie wizualnej celem określenia ilości i rozmieszczenia defektów korozyjnych oraz czasu pojawienia się zmian na powierzchni w wyniku reakcji chemicznych i procesów elektrochemicznych. Następnie oznaczano ubytek masy.

Celem uzyskania identycznych, obiektywnych parametrów ekspozycji środowiska korozyjnego, badania realizowano jednocześnie dla wszystkich próbek wytypowanych do badań odporności korozyjnej. W ostatnim etapie wybrane próbki poddano badaniom SEM/EDS w celu oceny zmian zachodzących w napoinach w obecności NaCl.

Komorę solną stosowaną do badań (Rys. 4.39) spełniała warunki pod względem jednorodności i równomiernego rozprowadzania rozpylanej cieczy, bez możliwości ściekania kropli rozpylonego roztworu na próbki. Stojaki na próbki wykonano techniką druku 3D z materiałów odpornych na korozję. Badania realizowano w ustalonych warunkach termicznych, ciśnienia

oraz wilgotności. Sprężone powietrze pod stałym ciśnieniem rozpylania ($98 \text{ kPa} \pm 10 \text{ kPa}$) było wolne od zanieczyszczeń w postaci olejów i substancji stałych.

Próbki umieszczono na stojakach, powierzchnią napawaną zwróconą ku górze pod kątem ok. 20° , bez możliwości styku ze sobą oraz ściankami komory.



Rys. 4.39. Schemat badań w komorze solnej w rozpylonej kwaśnej mgłę solnej [127]

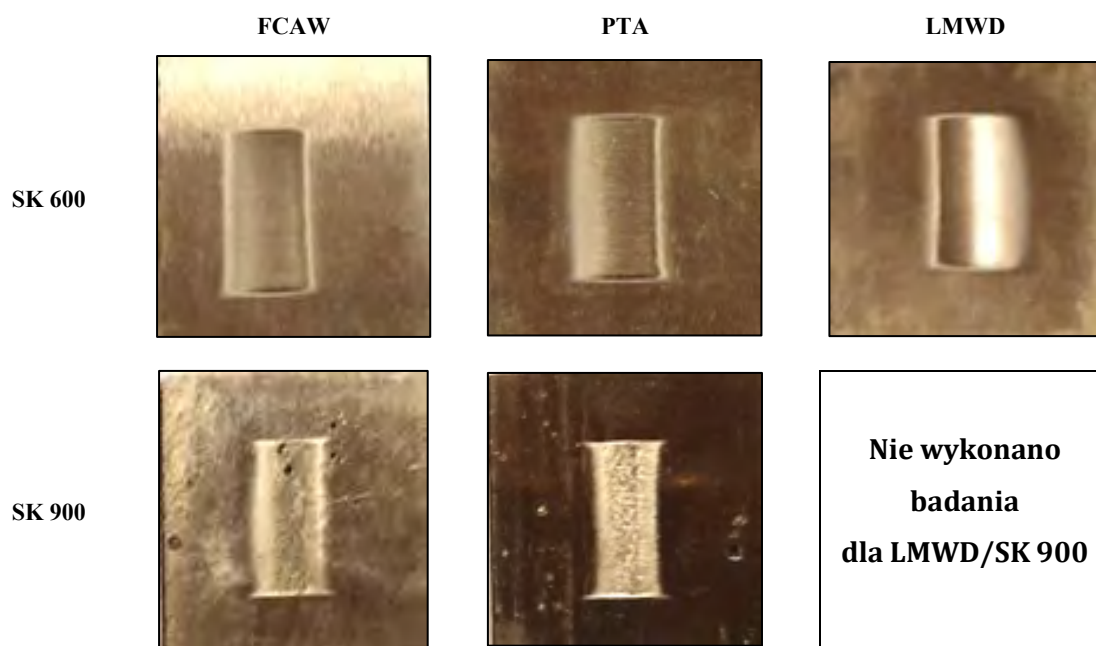
Analizę wyników badań korozyjnych realizowano w oparciu o ocenę ilości i rozkładu uszkodzeń korozyjnych powierzchni oraz zmianę (ubytek) masy. Symulacja i badanie pod kątem rodzaju i szybkości powstawania zużycia korozyjnego elementów oraz określenia charakterystyk zachowania się materiałów podczas ekspozycji, pozwoliły na pozyskanie przyspieszonej odpowiedzi w tym zakresie.

Po badaniach odporności na zużycie korozyjne, próbki poddano ogólnym obserwacjom powierzchni makro- i mikroskopowym przy pomocy cyfrowego mikroskopu optycznego Keyence VHX6000. Próbki obserwowano przy powiększeniach 50x i 100x. Wybrane próbki poddano szczegółowym badaniom strukturalnym w zakresie oceny składu chemicznego (materiału napoiny, zmian korozyjnych) z wykorzystaniem skaningowej mikroskopii elektronowej i mikroanalizy składu chemicznego SEM/EDS (Tescan VEGA 3). Ze względu na złożony i zróżnicowany skład chemiczny materiałów, badania miały charakter jakościowy (określenie występowania danego pierwiastka), a nie ilościowy (określenie dokładnej zawartości %).

W warstwach napawanych, zjawiska korozyjne miały charakter korozji wżerowej.

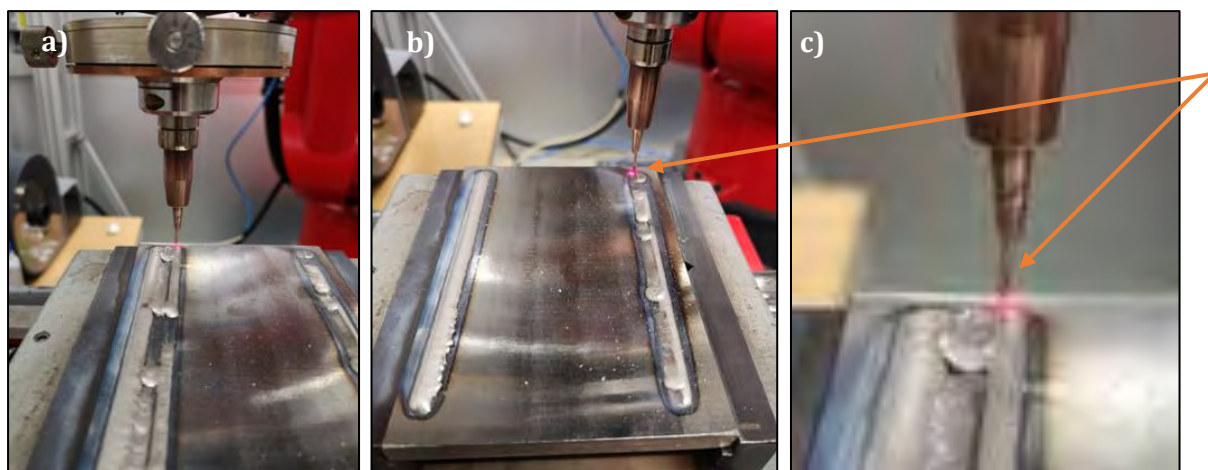
4.6 Wyniki badań odporności na zużycie ścierne typu metal – mineral

Na Rys. 4.40 pokazano przykłady powierzchni napoin po teście odporności na zużycie ścierne, wykonanych metodami FCAW, PTA i LMWD w zależności od zastosowanego rodzaju drutu. Obszary śladów wytarcia poddano badaniom makrograficznym, pomiarom chropowatości oraz badaniom SEM/EDS.



Rys. 4.40. Przykłady śladów wytarcia po teście odporności ściernej dla FCAW, PTA i LMWD i materiałów SK 600, SK 900

Podczas prób eksperymentalnych napawania laserowego drutem ϕ 1,6 mm SK 900, natrafiono na problemy technologiczne, uniemożliwiające wykonanie pełnych warstw napawanych pod kątem badań użytkowych (Rys. 4.41). Głównym problem okazało się zjawisko odchylenia trajektorii drutu od osi względem głowicy lasera, a tym samym plamki świetlnej (Rys. 4.41 c). Próby obrotu głowicy o 90 stopni nie przyniosły zamierzonego celu. W jednym położeniu głowicy drut miał tendencję do odchylenia lewostronnego, w drugim - prawostronnego. Ponadto podczas realizacji procesu napawania, obserwowany brak współosiowości drutu mógł powstać w efekcie odkształceń rurki drutu w podajniku rolkowym, co mogło stanowić dodatkowe źródło zakłóceń.



Rys. 4.41. Napawanie laserowe (a), (b) drutem ϕ 1,6 mm SK 900, (c) widok trajektorii drutu (lewostronne odchylenie od osi względem głowicy)

Zastosowanie drutu proszkowego do napawania laserowego wiąże się z ryzykiem występowania defektów ze względu na kontakt drutu z powierzchnią obrabianego elementu, na co w swoim opracowaniu zwrócił uwagę Motta i in. [128]. W warunkach, gdy prędkość podawania drutu była zbyt niska dla stałej kombinacji prędkości przesuwu i mocy lasera, obserwowano przerywane kapanie drutu tzw. zjawisko "drippingu" natomiast niska energia wiązki lasera powodowała zjawisko znane jako "stubbing" (kucie) szerzej opisane w [129]. W przeciwieństwie do konwencjonalnej optyki laserowej, kształtowanie wiązki we współosiowej głowicy LMWD stanowi różnicę w zbieżności wiązki. Za optyką skupiającą wiązka występuje w postaci stożka w kierunku punktu centralnego (plamki lasera), gdzie oś drutu powinna znajdować się w osi plamki laserowej. Zjawiska te szerzej opisano w [128] [130]. Zagwarantowanie współosiowości podawania drutu jest bardzo trudne ze względu na fakt, że podawanie drutu i obsługa wiązki lasera realizowane są przez ten sam element osprzętu, tym samym niedoskonałości ułożenia mogą skutkować niepowodzeniem procesu, jak w przypadku prób napawania drutem SK 900. W związku z tym, punkt oddziaływania wiązki laserowej na drut odgrywa kluczową rolę w prawidłowym przebiegu procesu.

Wyniki badań odporności na zużycie ściernie badanych warstw napawanych dla poszczególnych zmiennych przedstawiono kolejno na Rys 4.42. Wyniki badań pokazują, że napoiny wykonane z materiału SK 900 charakteryzują się niemal dwukrotnie wyższą odpornością na zużycie ściernie niż warstwy wykonane materiałem SK 600. Niewielkie różnice w odporności na zużycie ściernie pomiędzy poszczególnymi warstwami w serii rzutują na niewielkie rozproszenie wyników, co świadczy o jednorodności wykonanych warstw w całej objętości. Dodatek boru w osnowie SK 900, obok wzrostu twardości faz pierwotnych, zwiększa płynność

oraz zwilżalność metalu oraz obniża temperaturę topnienia, co potwierdził w swoich badaniach Hejowski [131].

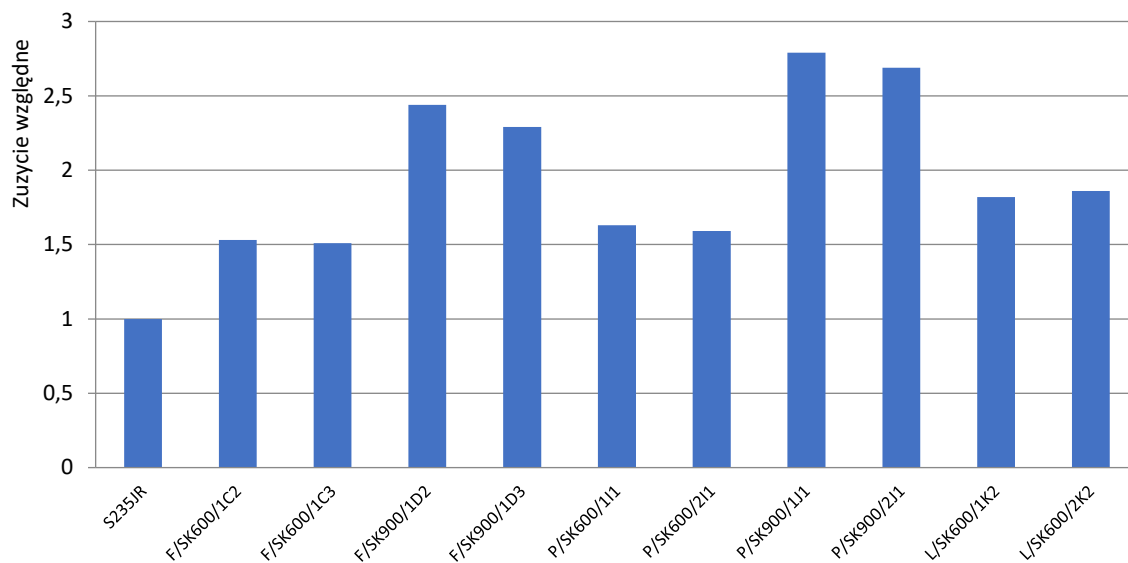
Na podstawie analizy danych stwierdzono, że pomimo niskiego współczynnika wymieszania podłoża i napoiny, wpływ rozcieńczenia na odporność na zużycie ściernie jest niejednoznaczny, ponieważ wg wyników badań ubytek masy dla napoin podczas testu przy zastosowaniu gumowego koła dla udziału materiału podłoża w napoinie pomiędzy 5 a 10% osiągał podobną wartość. Brak efektu wynika prawdopodobnie z tego, że wymieszanie zachodzi w obszarze linii wtopienia między materiałami. Podobne wnioski prezentuje Keränen [132].

W przypadku techniki napawania laserowego, ze względu na napotkane problemy technologiczne pokazane na Rys. 4.41, nie wykonano próbek napoin pełnych warstw do badań odporności na ścieranie i odporność korozyjną dla materiału SK 900. Na podstawie wyników badań próbek oraz zjawisk zachodzących podczas napawania technikami FCAW i PTA, przyjęto hipotezę, że napoina wykonana techniką LMWD również będzie osiągała wyższą odporność na zużycie ściernie w porównaniu do materiału martenzytycznego SK 600 - G. Podobny problem związany z charakterystyką zużycia ściernego napoin napawania łukowego drutem proszkowym poruszono w opracowaniu [133].

Odporność na zużycie ściernie wynikała przede wszystkim z dużej objętości i rozkładu twardej frakcji węglików w osnowie metalu napoiny. Najwyższą odporność na zużycie stwierdzono w przypadku wydłużonych, cylindrycznych węglików usytuowanych prostopadle do powierzchni warstwy napawanej. Najniższą odporność na zużycie ściernie obserwowano, gdy węgliki były zorientowane równolegle do powierzchni warstwy, ze względu na zwiększone prawdopodobieństwo wrywania ich z osnowy metalowej. Podobne wnioski można zauważyć w artykule [103]. Kształt i orientacja węglików są skorelowane ze składem chemicznym materiału i parametrami napawania.

Mikrostruktura napoiny SK 900 składała się z austenitu oraz borków eutektycznych (Fe_2B). Udział objętościowy borków jest skorelowany z zawartością B. Ilość B w strukturze (ok. 0,70% wag.) może mieć pozytywny wpływ na odporność na ścieranie osnowy austenitu ciągliwości, przez co nie obserwowano pęknięć i łuszczenia się twardej fazy podczas zużycia, zmniejszając w ten sposób odporność na zużycie, co wpisuje się w badania Zong i in. [134]

Celem porównania odporności na zużycie ściernie badanych warstw napawanych, wyniki badań dla poszczególnych metod i materiałów dodatkowych wyrażono jako średnie wartości ubytku wagowego zużycia względnego dla materiału referencyjnego - stali S235JR (Rys 4.42).



Rys 4.42. Średnie wartości ubytku wagowego zużycia względnego napoin wykonanych metodami FCAW, PTA, LMWD w odniesieniu do materiału referencyjnego (stali S235JR)

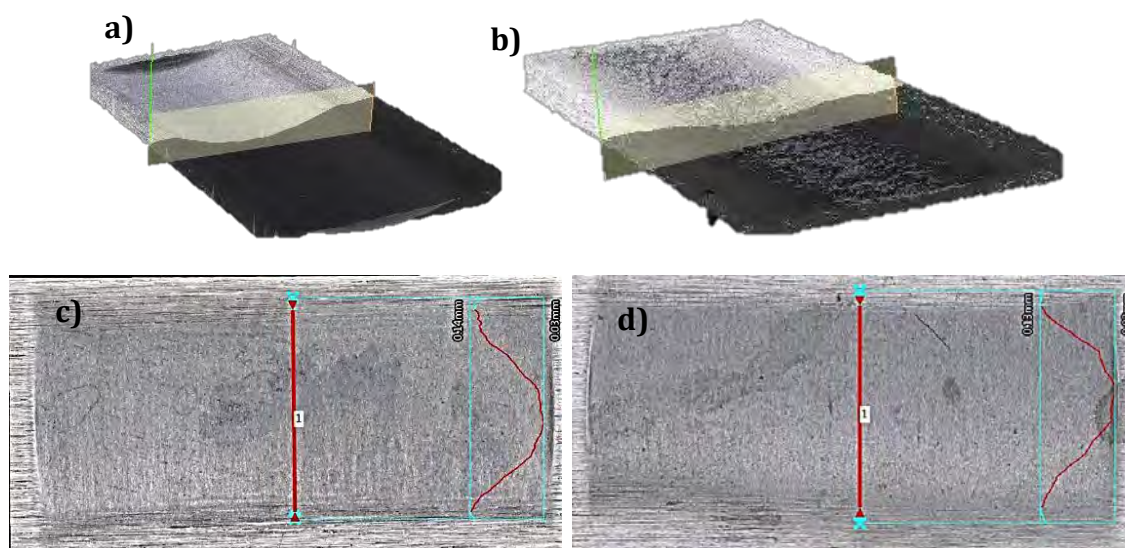
Wybrana metoda badania odporności na zużycie abrazyjne w oparciu o test „rubber wheel” w wysokim stopniu odzwierciedla warunki pracy elementów maszyn w środowisku przemysłowym z udziałem materiałów sypkich. Struktury badanych napoin, w zależności od zastosowanego materiału, wykazywały odmienny charakter zużycia, co miało odzwierciedlenie w ilościowej analizie ubytku masowego. W przypadku napoin o strukturze martenzytycznej główny mechanizm zużycia stanowiło zjawisko rysowania, objawiające się obecnością drobnych rowków na zużytej powierzchni napoiny. W przypadku próbek o strukturze kompozytovej zbudowanej z ziaren węglika wolframu o ostrych krawędziach osadzonych w osnowie niklowej, zaobserwowano zjawisko mikroskrawania plastycznej osnowy, równomiernie na całej powierzchni próbki oraz elementy zjawiska brzdowania podczas przemieszczania się cząstek węglików wolframu, wyrwanych z osnowy przez strumień ścierniwa. Skutkowało to znacznym wzrostem chropowatości powierzchni napoin po badaniu odporności na zużycie abrazyjne. Wyniki badań powierzchni potwierdziły zależność profilu chropowatości od rodzaju zastosowanego materiału. Niższe wartości chropowatości powierzchni osiągały warstwy wykonane drutem SK 600. Ponadto wyniki badań ujawniły zależność parametrów chropowatości od techniki napawania Tab. 11. Na tej podstawie można wnioskować, że podczas napawania PTA rozmieszczenie twardych faz węglika w objętości napoiny było bardziej równomierne niż dla FCAW.

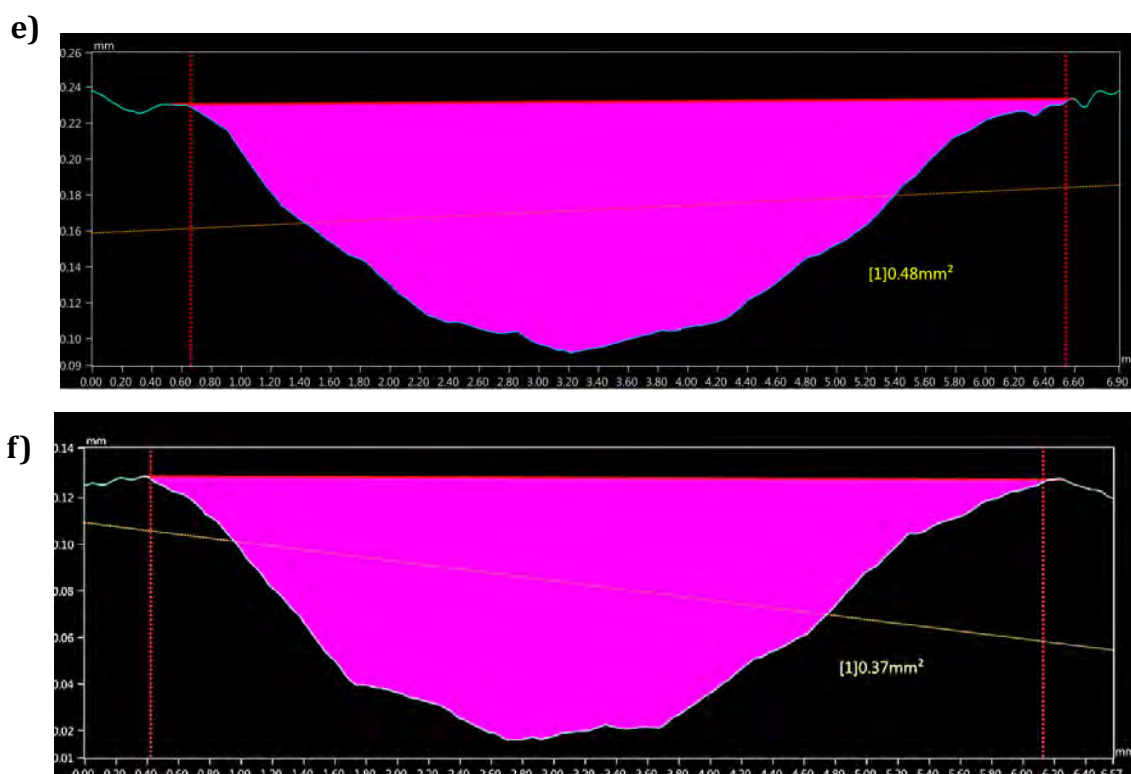
Profil chropowatości powierzchni po teście odporności na zużycie ściernie realizowano metodą stykową na długości odcinka odwzorowania 4 mm i niepewności rozszerzonej z określonym poziomem ufności dla R_a i R_z wynoszącym 5%.

Tab. 11. Parametry stanu powierzchni dla wybranych próbek serii C, D, I, J

LP.	PRÓBKA	PARAMETRY CHROPOWATOŚCI		
		R_a [μm]	R_z [μm]	R_t [μm]
1	F/SK600/1C2	0,40	2,52	3,17
2	F/SK600/1C3	0,44	2,48	2,94
3	F/SK900/1D2	7,78	43,50	51,60
4	F/SK900/1D3	5,10	29,10	44,30
5	P/SK600/1I1	0,43	3,29	3,91
6	P/SK600/2I1	0,51	3,85	2,40
7	P/SK900/1J1	11,39	51,71	70,32
8	P/SK900/2J1	12,18	64,40	79,88
9	L/SK600/1K2	0,84	7,26	3,79
10	L/SK600/1K8	0,46	3,46	2,30

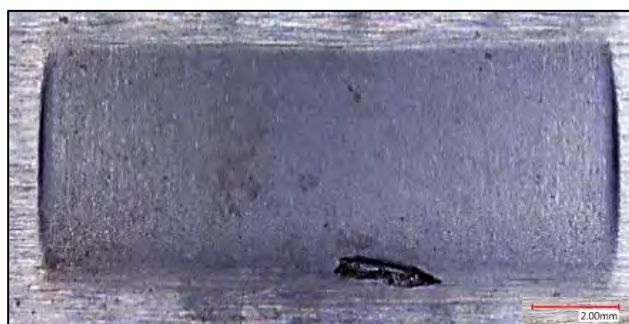
Na Rys. 4.43 pokazano profile 3D śladów wytarcia szerokości śladów wytarcia oraz powierzchni przekrojów poprzecznych dla próbek, F/SK600/1C2 i F/SK900/1D. Na podstawie badań struktury geometrycznej profili chropowatości 3D stwierdzono, że parametr chropowatości R_a dla warstw napawanych materiałem bez dodatku twardych faz węgla był zbliżony z 9 klasą chropowatości wg PN-EN ISO 21920-2:2022-06, odpowiadającej szlifowaniu wykańczającemu. W przypadku warstw wykonanych materiałem z węglikiem wolframu, wartości R_a odpowiadały 4-5 klasie chropowatości odpowiadającej obróbce skrawaniem wykończeniowej oraz dokładnej.





Rys. 4.43. Przykłady profili 3D śladów wytarcia próbek (a) F/SK600/1C2 i (b) F/SK900/1D3, (c, d) szerokość śladów wytarcia, (e, f) powierzchnia przekroju poprzecznego

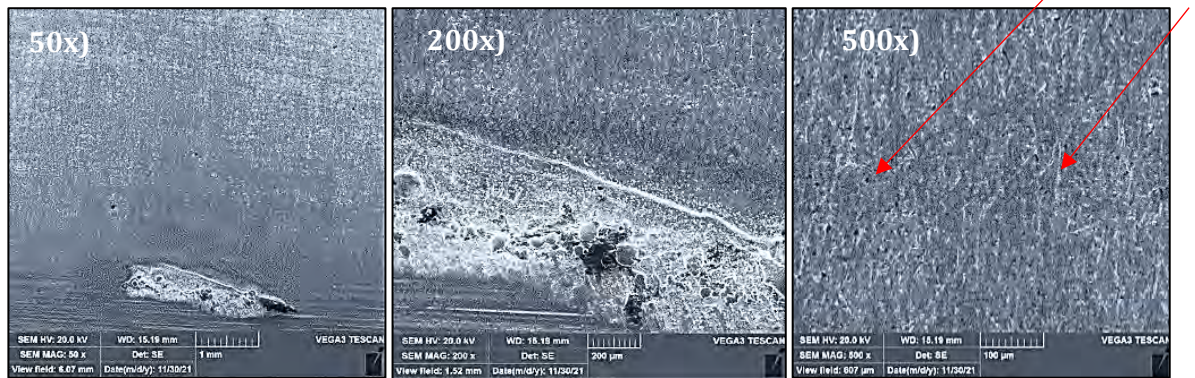
Na podstawie próbki reprezentatywnej F/SK600/1C2 (Rys. 4.44), obserwowano identyczny charakter śladu zużycia na całej powierzchni. Widoczne lokalnie zaczernienie powierzchni jest związane z ujawnieniem nieciągłości wewnątrz napoiny powstałej podczas procesu napawania w wyniku powstania poru, pęcherza gazowego lub jamy skurczowej.



Rys. 4.44. Makrofotografia próbki F/SK600/1C2

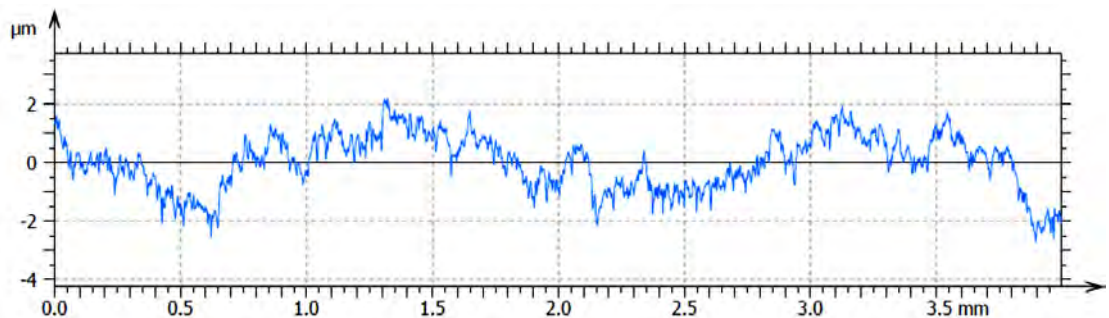
Stwierdzono jednorodność warstwy wierzchniej w obszarze napoiny, bez widocznych zmian strukturalnych materiału wywołanych potencjalnym oddziaływaniem obciążeń zewnętrznych (fizycznych, chemicznych), w wyniku działania na przedmiot masy ścierniej oraz różnic jakościowych i ilościowych w badanym obszarze.

Należy wziąć pod uwagę, że struktura martenzytyczna wpływa nie tylko na twardość, ale również na kruchość, co w warunkach obciążeń dynamicznych może negatywnie wpływać na odporność materiałów na zużycie ścierne. Widoczne na Rys. 4.45 powierzchnie próbek po ścieraniu w różnych powiększeniach ujawniły ślady rysowania z niewielką ilością ziaren ścierniwa wbitego w powierzchnię po teście ścieralności.



Rys. 4.45. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ścierne, próbka F/SK600/1C2

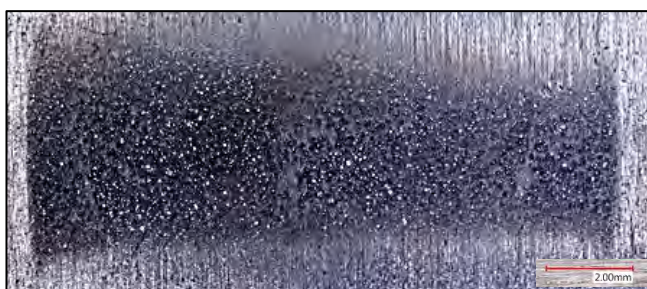
Profil chropowatości powierzchni po teście odporności na zużycie ścierne pokazano na Rys. 4.46 i określono trzema parametrami: $R_a = 0,40 \mu\text{m}$, $R_z = 2,52 \mu\text{m}$ oraz $R_t = 3,17 \mu\text{m}$.



Rys. 4.46. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego próbek z serii F/SK600/1C2

Wyniki badań wykazały, że materiał SK 600 charakteryzuje się niskimi wartościami parametrów geometrycznych rowków, co przekłada się na mniejszy ubytek masy. Mikrostruktura drobnoziarnistego martenzytu ma istotny wpływ na zmniejszenie wysokości rowków co potwierdza wysoką oporność na zużycie ścierne znajdujące odzwierciedlenie w wysokiej twardości.

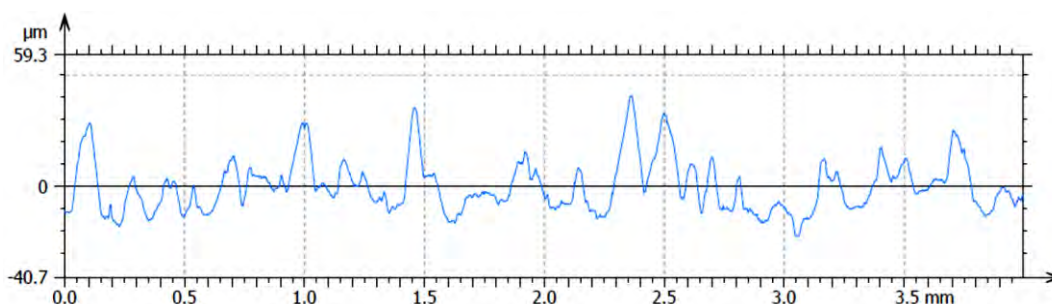
Na podstawie zdjęcia próbki reprezentatywnej F/SK900/1D2 (Rys. 4.47) po badaniach odporności na zużycie ścierne stwierdzono, że ślady zużycia dla wszystkich próbek tej serii wykazywały podobny charakter zużycia.



Rys. 4.47. Makrofotografia próbki z serii F/SK900/1D2

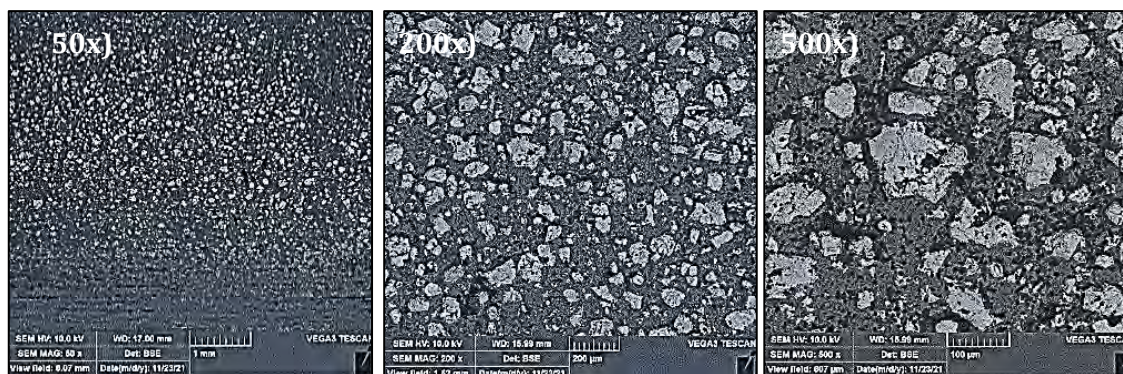
Obserwowane zarysowania i mikro ubytki na powierzchni napoiny wskazują na występowanie różnych rodzajów mechanizmów zużycia obejmujących odpowiednio mikroskrwanie plastycznej osnowy w postaci ciągłych rys równoległych do osi spoiny oraz w znacznie mniejszym stopniu, brzdowanie powierzchni oraz odpryski węglików wolframu. Podobne wnioski opisano w artykule [35]. Przebieg rys lokalnie odbiegał od kierunku prostoliniowego, co wskazywało na skuteczność umocnienia materiału podstawowego i potwierdzało obecność faz twardych w strukturze. Podobny charakter zużycia opisano w publikacjach [102] [108] [135].

Profil chropowatości powierzchni próbki F/SK900/1D2 po wytarciu widoczny na Rys. 4.48 opisano trzema parametrami: $R_a = 7,78 \mu\text{m}$, $R_z = 43,5 \mu\text{m}$ oraz $R_t = 51,6 \mu\text{m}$.



Rys. 4.48. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego próbek z serii F/SK900/1D2

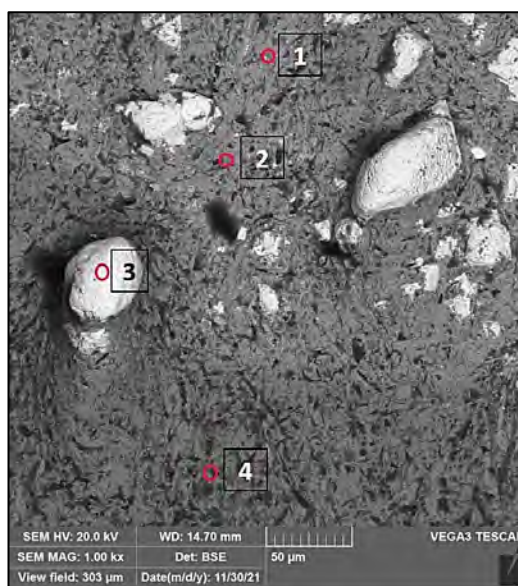
Wartości chropowatości w przypadku materiału kompozytowego z fazami wzmacniającymi (ceramicznymi) osiągały znacznie wyższy poziom w porównaniu do materiału o strukturze martenzytycznej jednofazowej, w wyniku wyrywania przez luźne cząstki ścierniwa ziaren obluźowanego węglika wolframu w osnowie NiB intensyfikując mechanizm zużycia ściernego. Podobne wnioski przedstawił Bai i in. [136]. Zaobserwowano równomierne zużycie materiału osnowy (Rys. 4.49) charakteryzujące się mniejszą twardością od cząstek ścierniwa i widocznym obszarem odsłoniętych cząstek ceramicznych.

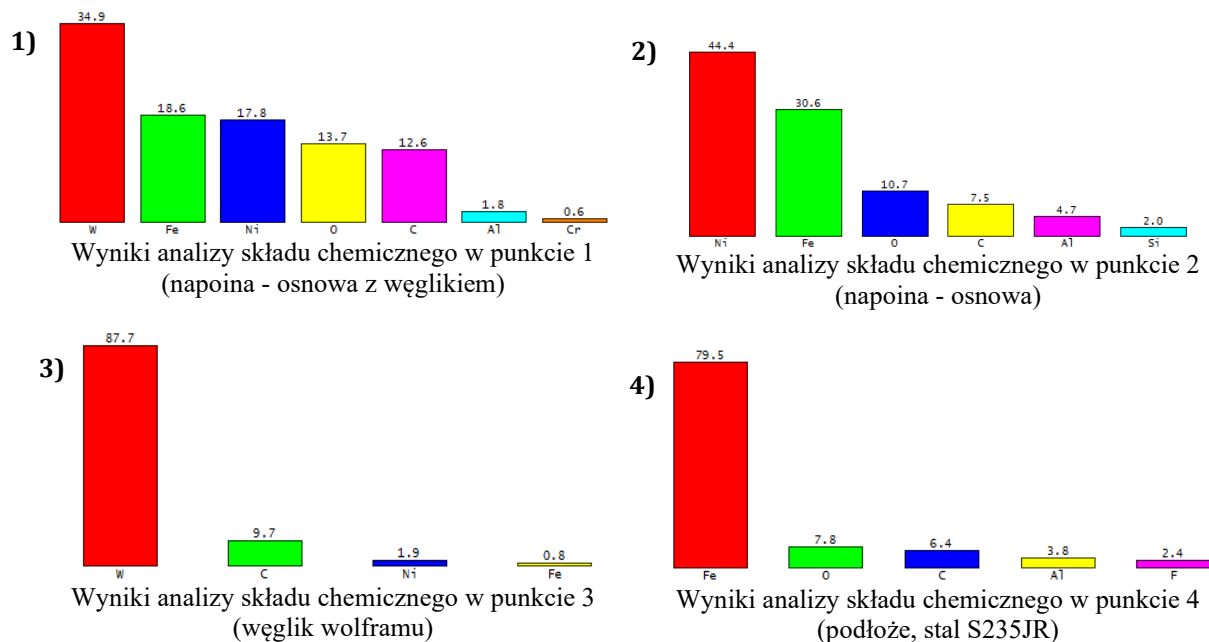


Rys. 4.49. Widok powierzchni próbki F/SK900/1D2 po badaniach odporności na zużycie ścierne, powiększenia kolejno: 50x, 200x, 500x

Ponadto dla próbki F/SK900/1D2 stwierdzono niski poziom niezgodności spawalniczych, wyższą chropowatością, niższą twardość, mniejszą powierzchnię śladów zużycia i mniejszy ubytkiem masy, co oznacza wyższą odporność na ścieranie. Przedmiotowe badania pokazują, że parametr twardości nie zawsze jest skorelowany z odpornością na ścieranie.

W celu dokonania szczegółowej analizy pod względem jednorodności strukturalnej i chemicznej warstw napawanych, przeprowadzono obserwacje SEM oraz powierzchniową analizę składu chemicznego EDS (Rys. 4.50) śladu wytarcia.

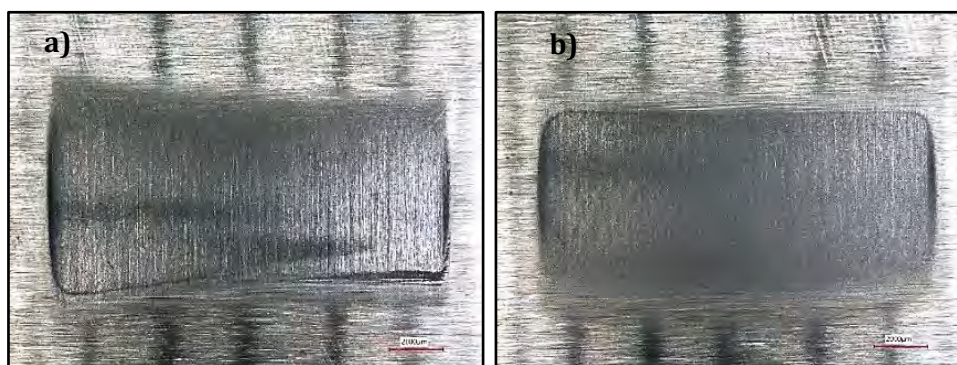




Rys. 4.50. Zdjęcie SEM powierzchni próbki F/SK900/1D2 (napoiny) po teście zużycia wraz z punktową analizą składu chemicznego EDS % (wag.)

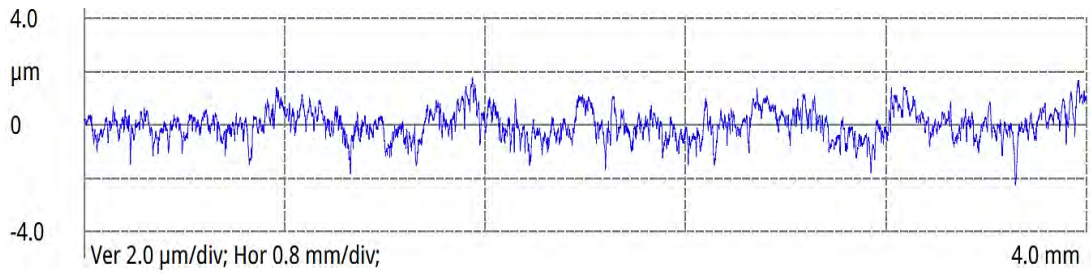
Jednorodność chemiczną oceniono na podstawie wyników średniego stężenia pierwiastków uzyskanych z analizy powierzchniowej EDS. Wyniki przeprowadzonej analizy składu chemicznego wykazały zawartość W i Ni jako głównych pierwiastków materiału napoiny. Obecność Al jest wynikiem pozostałości ścierniwa wbitego w materiał napoiny. Z kolei obecność tlenu wynika z podatności na utlenianie drobnych cząstek zanieczyszczeń oraz osnowy.

Zdjęcia śladów wytarcia dwóch wybranych próbek reprezentatywnych P/SK600/1I1 i P/SK600/2I1 pokazane na Rys. 4.51 a i b obrazują jednorodny stopień zużycia.



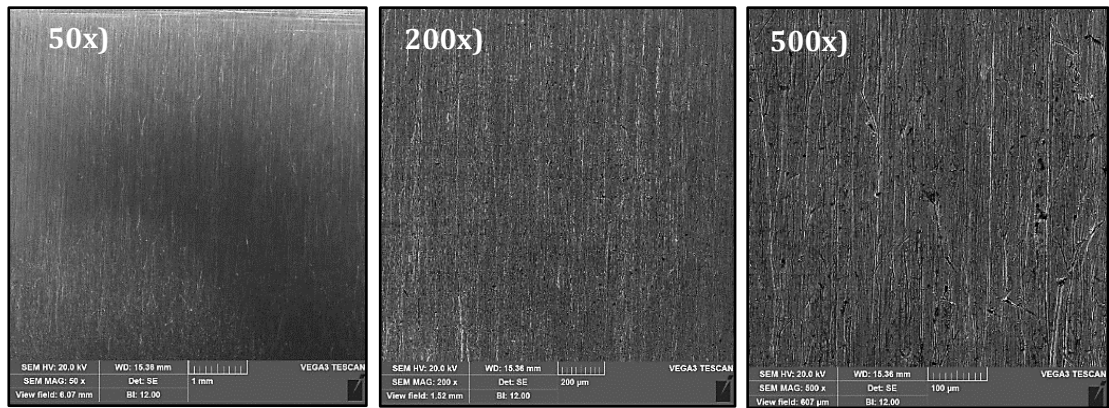
Rys. 4.51. Makrofotografie próbek a) P/SK600/1I1, b) P/SK600/2I1

Profil chropowatości powierzchni wytarcia po teście zużycia ściernego dla próbki P/SK600/1I1 (Rys. 4.52) opisano trzema parametrami: $R_a = 0,43 \mu\text{m}$, $R_z = 3,29 \mu\text{m}$ oraz $R_t = 3,91 \mu\text{m}$.



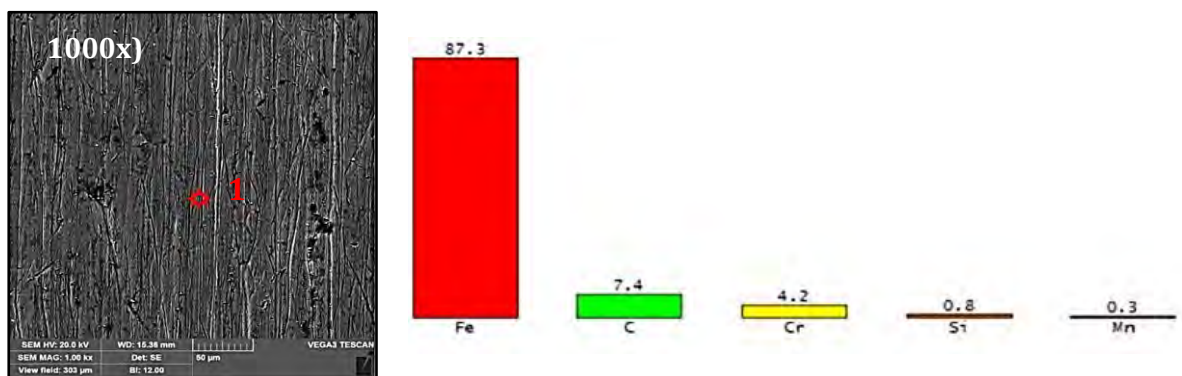
Rys. 4.52. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego próbek z serii P/SK600/111

Widoczna na Rys. 4.53 morfologia wytartej powierzchni próbki P/SK600/111 po ścierniu przy różnych powiększeniach ujawniła charakter zużycia analogiczny jak dla FCAW z widocznym mechanizmem rysowania struktury martenzytycznej. Na powierzchni obserwowano również pojedyncze drobne cząstki ścierniwa, wbite w podłoże podczas badania.



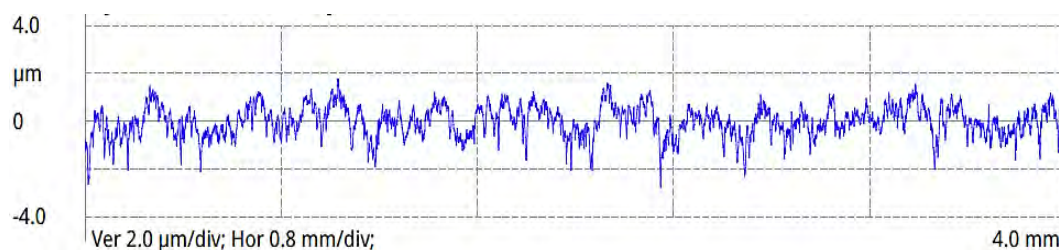
Rys. 4.53. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka P/SK600/111, powiększenia kolejno: 50x (SEM 200x, 500x)

Dla próbek reprezentatywnych przeprowadzono jakościową mikroanalizę składu chemicznego EDS powierzchni celem ujawnienia ewentualnego transferu ścierniwa do podłoża oraz charakterystyki składu chemicznego. Mikroanaliza EDS (Rys. 4.54) wykazała obecność pierwiastków charakterystycznych dla materiału dodatkowego głównie Fe i C.



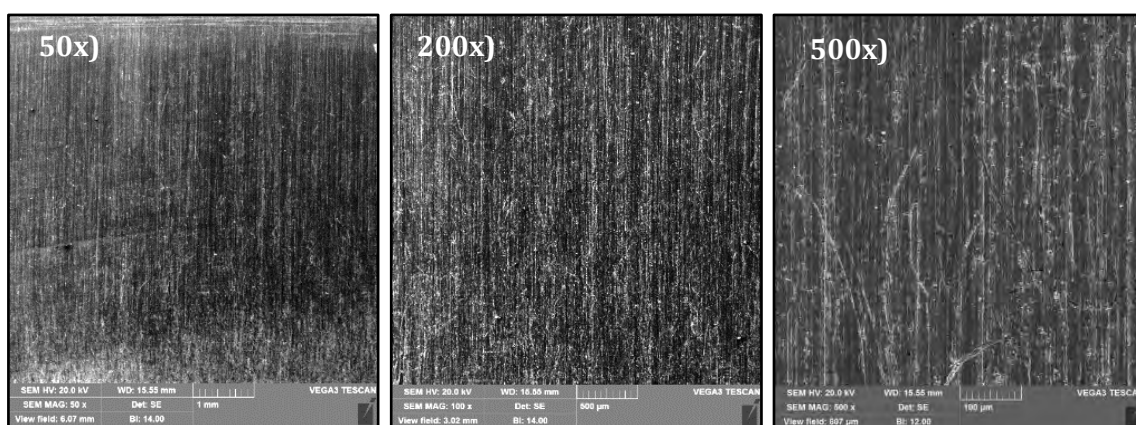
Rys. 4.54. Mikroanaliza składu chemicznego powierzchni wytarcia, próbka P/SK600/111 w pkt. 1

Profil chropowatości wybranej powierzchni po wytarciu dla próbki P/SK600/2I1 (Rys. 4.55) opisano standardowo trzema parametrami: $R_a = 0,51 \mu\text{m}$, $R_z = 3,85 \mu\text{m}$ oraz $R_t = 4,4 \mu\text{m}$.



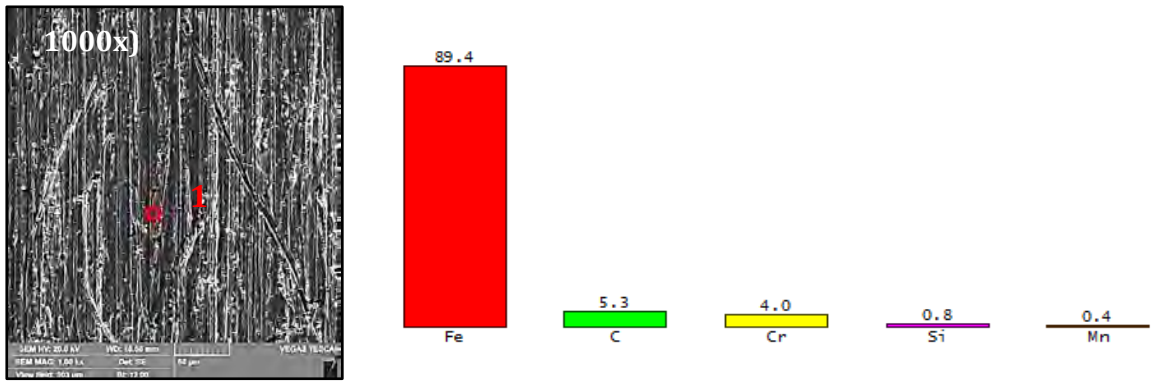
Rys. 4.55. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego dla próbki P/SK600/2I1

Powierzchnie wytarcia w próbki P/SK600/2I1 wykazywały nieznacznie wyższe wartości chropowatości niż w przypadku P/SK600/1I1, pomimo analogicznych mechanizmów zużycia. Na Rys. 4.56 przedstawiono powierzchnię próbki P/SK600/2I1 po ścieraniu. Podobnie jak w przypadku próbki P/SK600/1I1, zauważono jednorodne ślady ścierania w postaci rysowania z pojedynczymi drobnymi cząstkami ścierniwa po teście rubber wheel.



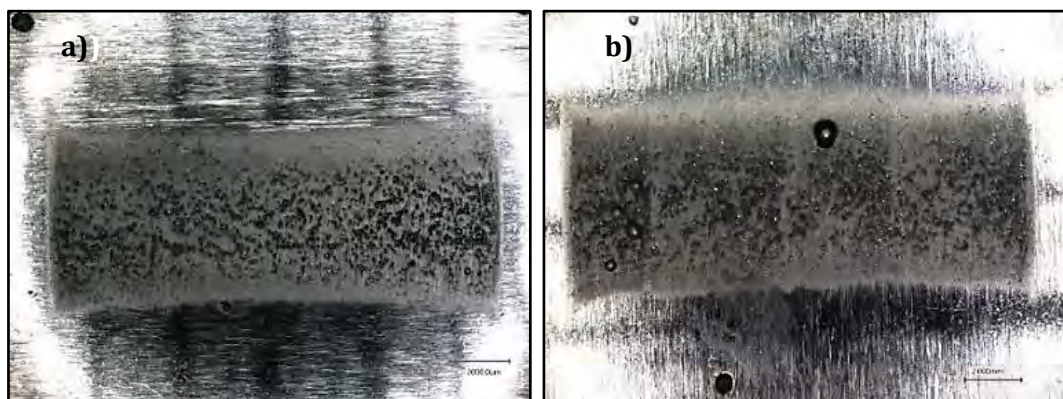
Rys. 4.56. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka P/SK600/2I1, powiększenia kolejno: 50x, 200x, 500x

Analogicznie do poprzednich badań, dla próbki P/SK600/2I1 przeprowadzono jakościową mikroanalizę składu chemicznego EDS na powierzchni (Rys. 4.57). Wyniki są bardzo zbliżone jak w przypadku próbki P/SK600/1I1.



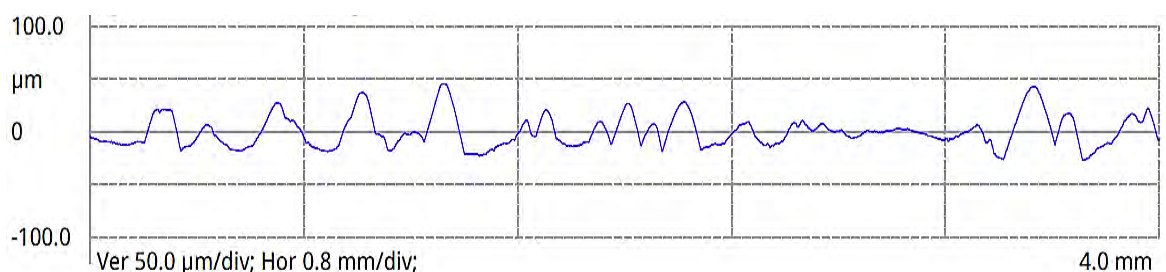
Rys. 4.57. Mikroanaliza składu powierzchni wytarcia, próbka P/SK600/2I1 w pkt. 1

Obserwacje próbki reprezentatywnej P/SK900/1J1 po teście rubber wheel (Rys. 4.58 a) ujawniły, mieszany charakter wytarcia wynikający z nierównomiernego rozłożenia faz wzmacniających w całej objętości napoiny. Większe skupisko faz wzmacniających obserwowano w pobliżu linii wtopienia. Ponadto w strukturze napoiny, ujawnione zostały nieciągłości w postaci pojedynczych porów.



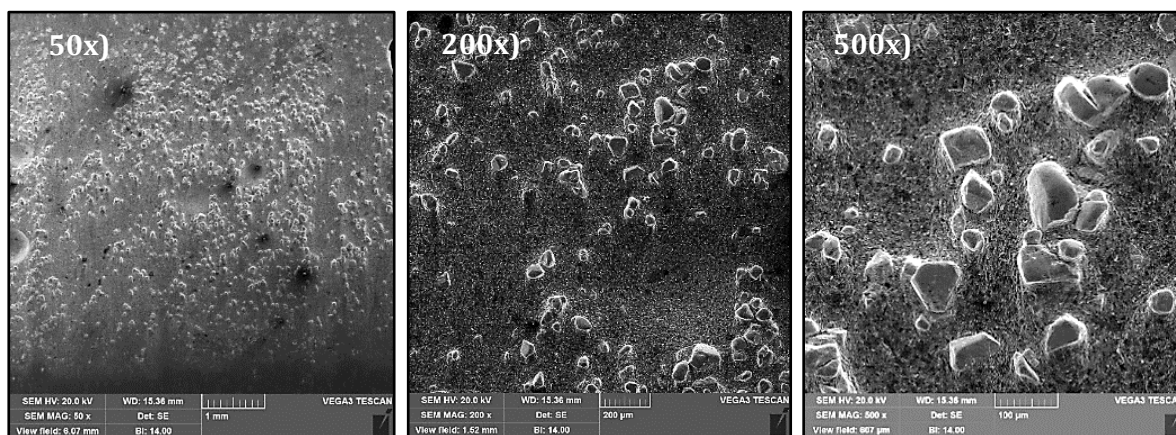
Rys. 4.58. Makrofotografia próbki (a) P/SK900/1J1, (b) P/SK900/2J1

Profil chropowatości powierzchni po wytarciu dla próbki P/SK900/1J1 widoczny na Rys. 4.59 opisano trzema parametrami: $R_a = 11,39 \mu\text{m}$, $R_z = 51,71 \mu\text{m}$ oraz $R_t = 70,32 \mu\text{m}$.



Rys. 4.59. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego dla próbki P/SK900/1J1

Wartości chropowatości w przypadku materiału kompozytowego z fazami wzmacniającymi (ceramicznymi) osiągały znacznie wyższy poziom w porównaniu do materiału o strukturze martenzytycznej jednofazowej, w wyniku wyrywania przez cząstki ścierniwa ziaren obluźwanego węgliku wolframu w osnowie NiB. Zaobserwowano równomierne zużycie materiału osnowy (Rys. 4.60) charakteryzujące się mniejszą twardością od cząstek ścierniwa i widocznym obszarem odsłoniętych cząstek ceramicznych.

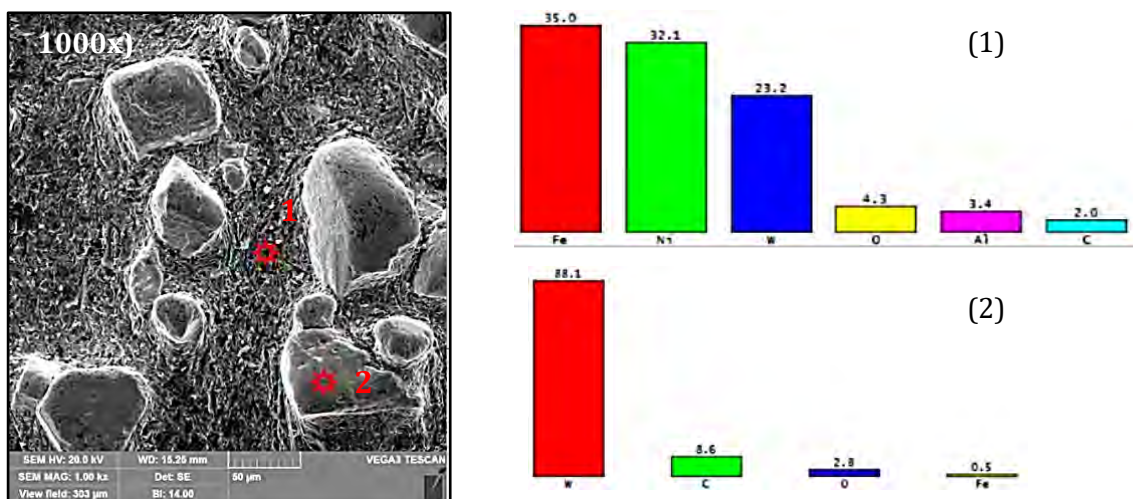


Rys. 4.60. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka P/SK900/1J1, powiększenia kolejno: 50x, 200x, 500x

Na Rys. 4.60 przedstawiona powierzchnia próbki po badaniu odporności na ścieranie przy różnych powiększeniach potwierdza niejednorodny charakter wytarcia (mikroskrwanie, bruzdowanie) w wyniku systematycznego usuwania miękkiej osnowy i odsłaniania cząstek fazy wzmacniającej prowadząc w konsekwencji do jej usuwania w wyniku niewystarczającej adhezji na styku ziarno-osnowa. Luźno związane z powierzchnią proszki WC obserwowano są przy powiększeniu 50x w postaci ciemnych wtrąceń na powierzchni.

Badania morfologii powierzchni wytartej ujawniły z jednej strony wpływ cząstek ceramicznych poprawiających ścieralność, z drugiej strony problemy metalurgiczne związane z niejednorodną dystrybucją faz wzmacniających, pęknięciami i porowatością napoin wynikających z różnicy gęstości ceramiki i osnowy, szybkiego topnienia i krzepnięcia w procesie napawania. Problematyka ta została poruszona w [137].

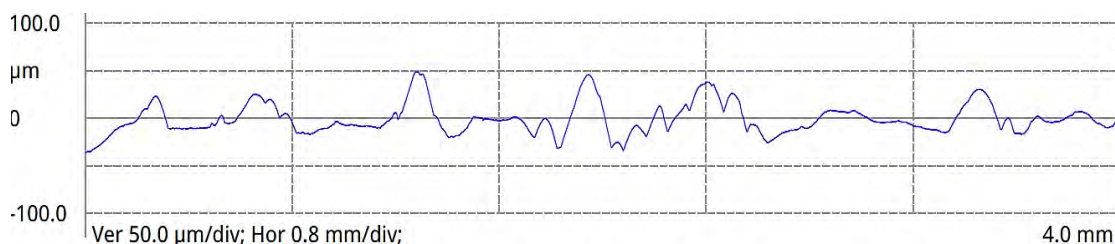
Przeprowadzona jakościowa punktowa mikroanaliza składu chemicznego na powierzchni osnowy i cząstki węgliku wolframu (Rys. 4.61) prócz charakterystycznych pierwiastków dla obu obszarów, w osnowie zarejestrowano sygnał od mikrowtrąceń ścierniwa Al jako pochodną granatu aluminowo-krzemianowego.



Rys. 4.61. Mikroanaliza składu wybranej powierzchni wytarcia próbki P/SK900/1J1 w pkt. 1 i 2

Powierzchnia próbki P/SK900/2J1 po badaniu odporności na zużycie ściernie widoczna na Rys. 4.58 charakteryzuje się jednorodnym stopniem zużycia.

Profil chropowatości wybranej powierzchni po wytarciu dla próbki P/SK900/2J1 widoczny na Rys. 4.62 opisano jak wcześniej trzema parametrami: $R_a = 12,18 \mu\text{m}$, $R_z = 64,40 \mu\text{m}$ oraz $R_t = 79,88 \mu\text{m}$

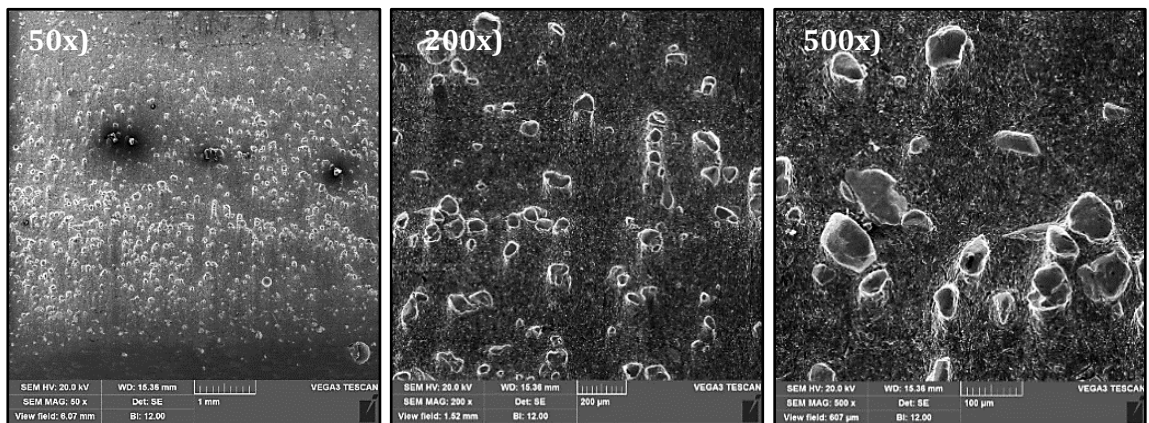


Rys. 4.62. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego dla próbki P/SK900/2J1

Powierzchnie wytarcia próbki P/SK900/2J1 wykazywały nieznacznie wyższe wartości chropowatości niż w przypadku próbki P/SK900/1J1 przy tym samym charakterze zużycia. Profil chropowatości odwzorowuje nierówności odpowiadające nierównomiernej geometrii cząstek fazy wzmacniającej strukturę.

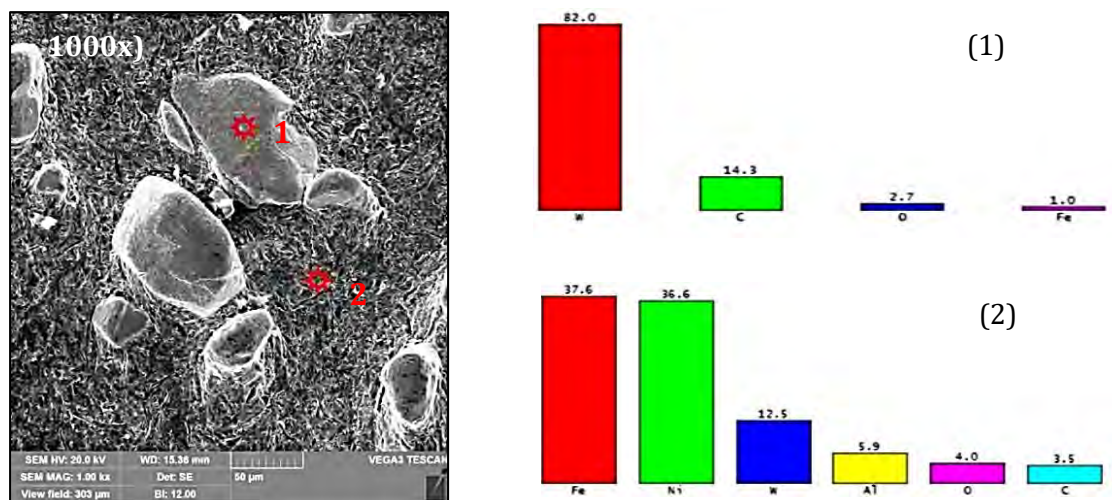
Na Rys. 4.63 przedstawiono powierzchnię przy różnych powiększeniach. Podobnie jak w przypadku próbki P/SK900/1J1, można zauważyć, że ślady wytarcia nie są jednorodne. Charakter zużycia warstwy napawanej podczas badania odporności na zużywanie abrazyjne jest podobny jak w przypadku próbki P/SK900/2J1. Przy powiększeniu 50x zauważono pojedyncze ziarna WC, usunięte z osnowy. Ponadto morfologia powierzchni śladu wytarcia napoiu ujawniła występowanie odkształcenia plastycznego osnowy w wyniku mikroskrawania

i bruzdowania. Na powierzchni zidentyfikowano pojedyncze drobne cząstki ścierniwa wbite w podłoże podczas badania podobnie jak w [35].



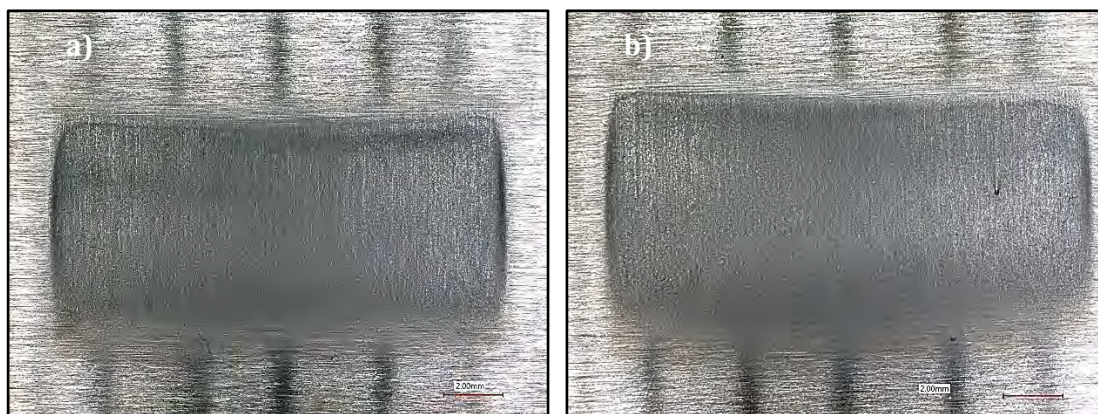
Rys. 4.63. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka P/SK900/2J1 z serii P/SK900/2J, powiększenia kolejno: 50x, 200x, 500x

Badania jakościowej punktowej mikroanalizy składu chemicznego EDS na powierzchni próbki P/SK900/2J1 widoczne na Rys. 4.64. analogicznie jak w przypadku próbki P/SK900/1J1, przeprowadzono w dwóch obszarach. W osnowie zarejestrowano sygnał od mikrowtrąceń ścierniwa.



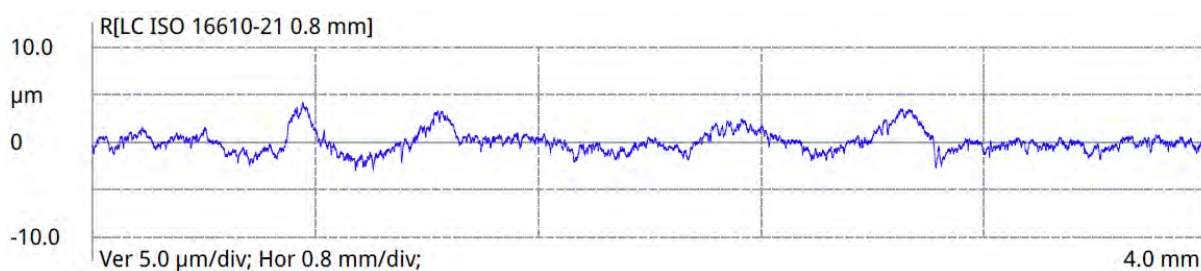
Rys. 4.64. Mikroanaliza składu powierzchni wytarcia, próbka P/SK900/2J1 w pkt. 1 i 2

Widoczna na Rys. 4.65 morfologia wytartych powierzchni próbek reprezentatywnych L/SK600/1K2 i L/SK600/1K8 z serii K ujawniała charakterystyczny dla struktury martenzytowej charakter usuwania materiału napoiny w wyniku rysowania.



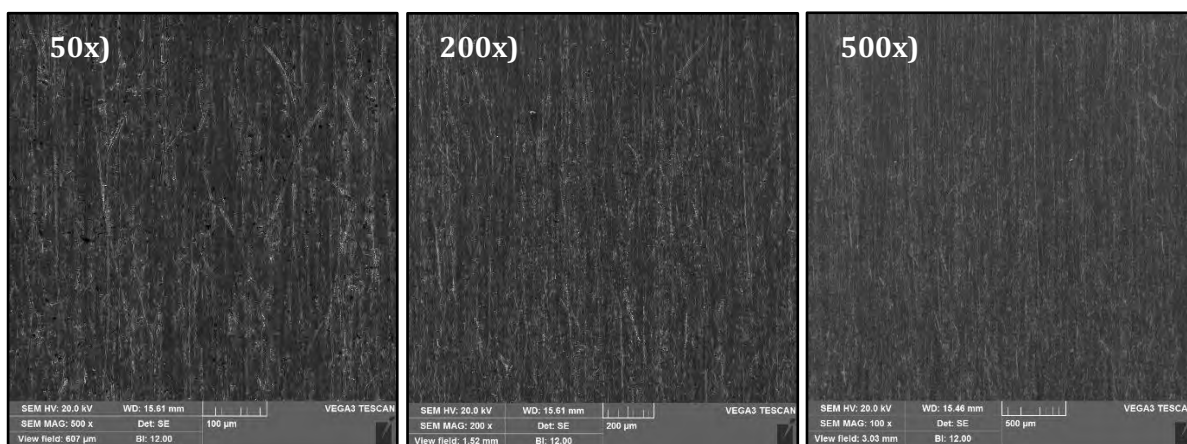
Rys. 4.65. Makrofotografia próbki L/SK600/1K2 i L/SK600/1K8

Profil chropowatości powierzchni wytarcia po teście zużycia ściernego dla próbki L/SK600/1K2 widoczny na (Rys. 4.66) opisano trzema parametrami: $R_a = 0,84 \mu\text{m}$, $R_z = 7,63 \mu\text{m}$ oraz $R_t = 3,79 \mu\text{m}$.



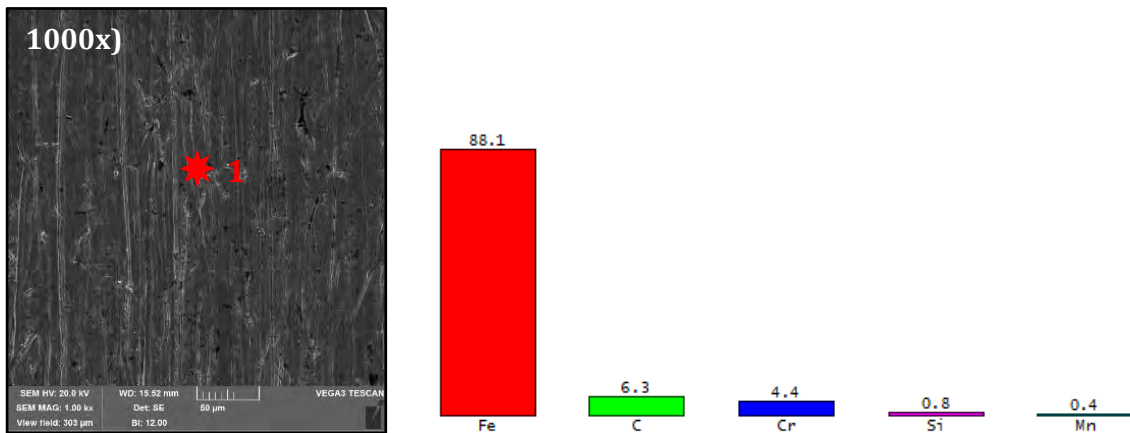
Rys. 4.66. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego próbki L/SK600/1K2

Na Rys. 4.67 przedstawiono powierzchnię próbki po ścieraniu przy różnych powiększeniach. Analiza wykazała jednorodne ślady ścierania w postaci mikroskrawania. Na powierzchni można zauważyć pojedyncze drobne cząstki ścierniwa, wbite w podłoże podczas badania.



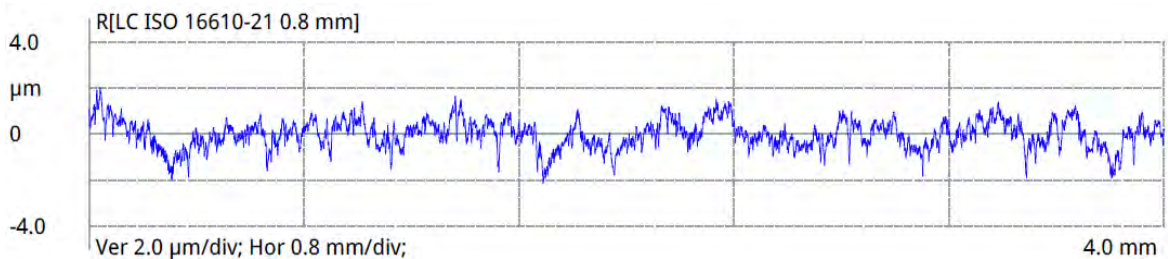
Rys. 4.67. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ścierne, próbka L/SK600/1K2, powiększenia kolejno: 50x (SEM 200x, 500x)

Standardowo dla próbki L/SK600/1K2 przeprowadzono jakościową mikroanalizę składu chemicznego powierzchni. Mikroanaliza EDS (Rys. 4.68) wykazała obecność pierwiastków charakterystycznych dla materiału dodatkowego głównie Fe i C.



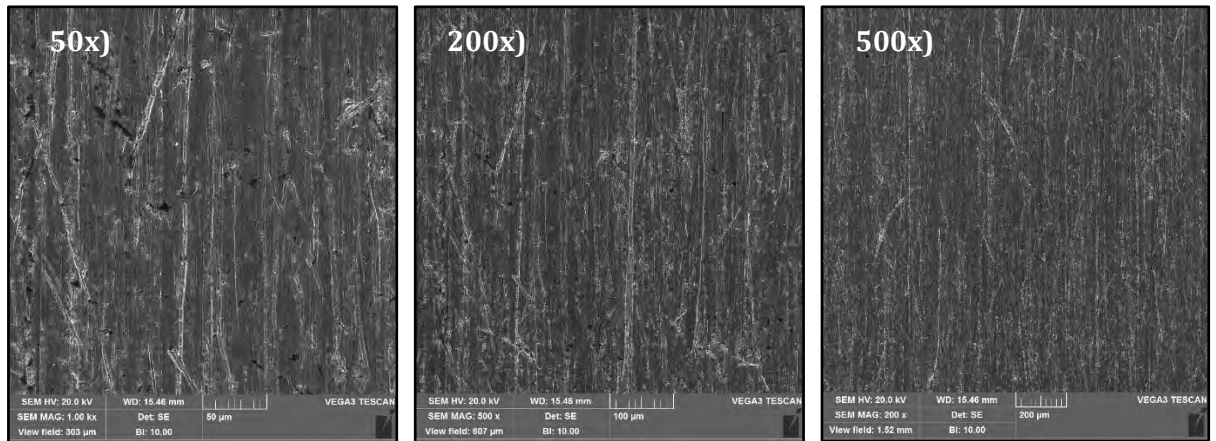
Rys. 4.68. Mikroanaliza składu powierzchni wytarcia, próbka L/SK600/1K2 w pkt. 1

Profil chropowatości powierzchni po wytarciu dla próbki L/SK600/1K8 zobrazowano (Rys. 4.55) i opisano trzema parametrami: $R_a = 0,46 \mu\text{m}$, $R_z = 3,64 \mu\text{m}$ oraz $R_t = 2,3 \mu\text{m}$.



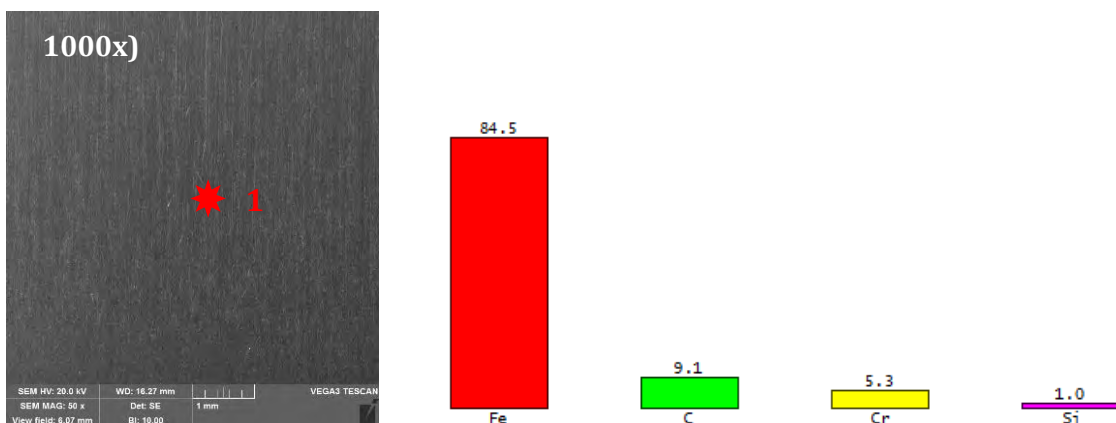
Rys. 4.69. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego dla próbki L/SK600/1K8

Powierzchnie wytarcia w próbki reprezentatywnej L/SK600/1K8 wykazywały nieznacznie wyższe wartości chropowatości niż w przypadku L/SK600/1K2, pomimo analogicznych mechanizmów zużycia. Na Rys. 4.56 przedstawiono powierzchnię próbki po ścieraniu przy różnych powiększeniach. Podobnie jak w przypadku próbki L/SK600/1K2, można zauważyć jednorodne ślady zużycia w postaci mikroskrawania, przy czym pojedyncze zagłębienia są bardziej widoczne, co znajduje potwierdzenie w wyższych parametrach chropowatości. Na powierzchni zauważono pojedyncze drobne cząstki ścierniwa, wbite w podłoże podczas badania.



Rys. 4.70. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ścierne, próbka L/SK600/1K8, powiększenia kolejno: 50x, 200x, 500x

Jakościowa mikroanaliza składu chemicznego EDS na powierzchni (Rys. 4.57), potwierdziła obecność pierwiastków charakterystycznych dla materiału dodatkowego analogicznie jak dla próbki L/SK600/1K8 głównie Fe i C.



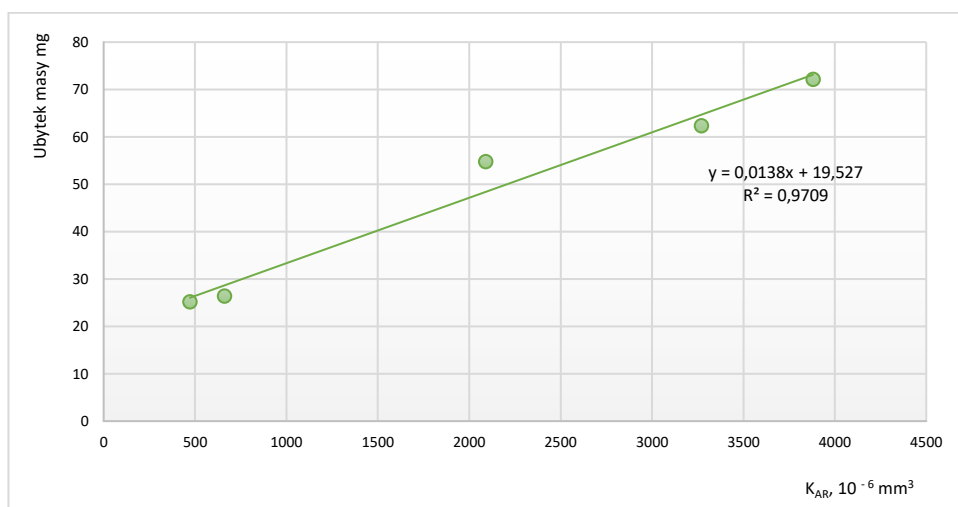
Rys. 4.71. Mikroanaliza składu powierzchni wytarcia, próbka L/SK600/1K8 w pkt. 1

Mając na uwadze powyższe wnioski dotyczące odporności na ścieranie, w ramach dysertacji podjęto próbę poszukiwania zależności pomiędzy parametrami.

Uzyskane wyniki badań odporności na zużycie ścierne posłużyły do sformułowania matematycznego modelu regresji liniowej (współczynnika ścieralności K_{AR}) pomiędzy chropowatością S_a powierzchni, powierzchnią śladu zużycia A i ubytkiem masy (Rys. 4.72). Zastosowano liniową funkcję predykcyjną o równaniu:

$$K_{AR} = A \cdot S_a \quad (5)$$

Zaproponowany matematyczny model regresji liniowej opisuje nierównomierność zmiennej zależnej (współczynnik ścieralności K_{AR}) i zmiennej niezależnej (ubytku masy) w przybliżeniu w 80%.



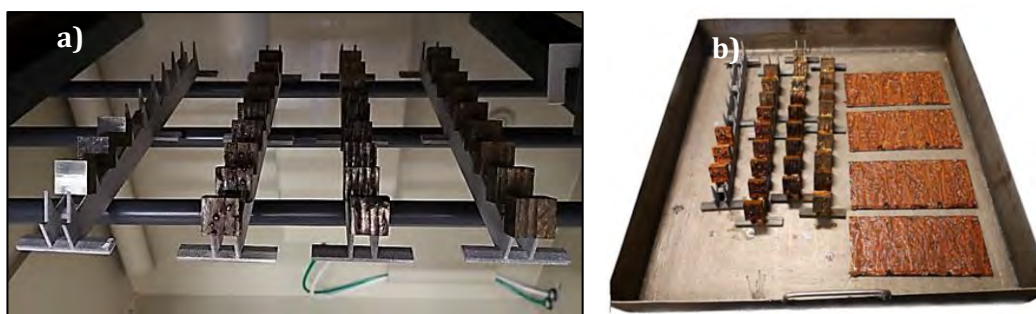
Rys. 4.72. Analiza regresji i korelacji pomiędzy współczynnikiem ścieralności K_{AR} i ubytku masy

Dla zaproponowanego modelu obliczono współczynnik korelacji Pearsona równy 0,8932, co potwierdza wysoką dokładność modelu liniowego pomiędzy współczynnikiem ścieralności K_{AR} i ubytku masy. Wartość współczynnika określoności $R^2 = 0,9709$ bliska jedności świadczy o wiarygodności predykcyjnej modelu.

Dynamika procesu ścierania zależy od wielu czynników, w tym tarcia występującego między ścierniwem a powierzchnią roboczą, obciążenia, względnej twardości ścierniwa oraz wielkości cząstek. Wraz ze wzrostem obciążenia rośnie siła działająca na cząstkę, a tym samym na materiał podłoża. Na rodzaj mechanizmu zużycia wpływ ma twardość próbki i mikrostruktura, co potwierdzono w opracowaniu naukowym [33].

4.7 Wyniki badań odporności na zużycie korozyjne

Celem badań było wyjaśnienie zachowania i mechanizmów degradacji korozyjnej warstw napawanych różnymi metodami spawalniczymi podczas ekspozycji na środowisko NaCl. Badania odporności korozyjnej warstw napawanych rozpoczęto od walidacji komory solnej z zastosowaniem próbek odniesienia - stal CR4, wg ISO 3574 (Rys. 4.73 b).



Rys. 4.73. Powierzchnia blach kontrolnych po 48 godzinach ekspozycji (a) rozmieszczenie próbek w komorze solnej, (b) widok próbek po wyciągnięciu z komory solnej

Na podstawie oznaczonego ubytku masy dla próbek odniesienia, potwierdzono poprawność działania instalacji. Ubytek masy dla badania NSS powinien zawierać się w przedziale (70 ± 20) g/m². Ubytek masy dla blach kontrolnych wyniósł 72 g/m².

Badania odporności korozyjnej przeprowadzono dla próbek serii C, D, I, J, K oraz materiału referencyjnego (stali S235JR). Po 96 h ekspozycji, próbki wyciągnięto z komory i poddano inspekcji wizualnej (Rys. 4.74). Dla próbek F/SK600/1C3 i P/SK600/1I oraz P/SK600/2I, obserwowano wyraźne niejednolite warstwy produktów utleniania żelaza i jego stopów. Dla próbek serii I miały one charakter lokalny, natomiast w przypadku serii F/SK600/1C w całości były pokryte warstwą tlenków. W przypadku próbek P/SK900/1J1 i P/SK900/2J1 dodatkowo zaobserwowano biały osad NaCl na powierzchni próbek. Stan powierzchni (napoiny) odgrywał istotną rolę z punktu widzenia badań własności użytkowych. Porowatość, mikroszczeliny występujące w napoinach stanowią przerwy ciągłości struktury tworząc koncentratory naprężeń (działanie mikro karbów), nasilając tym samym zjawiska zmęczeniowe. Ponadto wżery stanowią obszary inicjacji i propagacji pęknięć w materiale w wyniku ekspozycji na medium korozyjne co dokładnie opisał Kamachi i in. [138]. Posiadają również własności kapilarne wpływające na absorbcję fazy ciekłej na powierzchnię metalu, tworząc reakcje elektrodowe - proces elektrolizy (roztwór wodny chlorku sodu NaCl). Stan badanych powierzchni symulował rzeczywiste warunki przemysłowe.

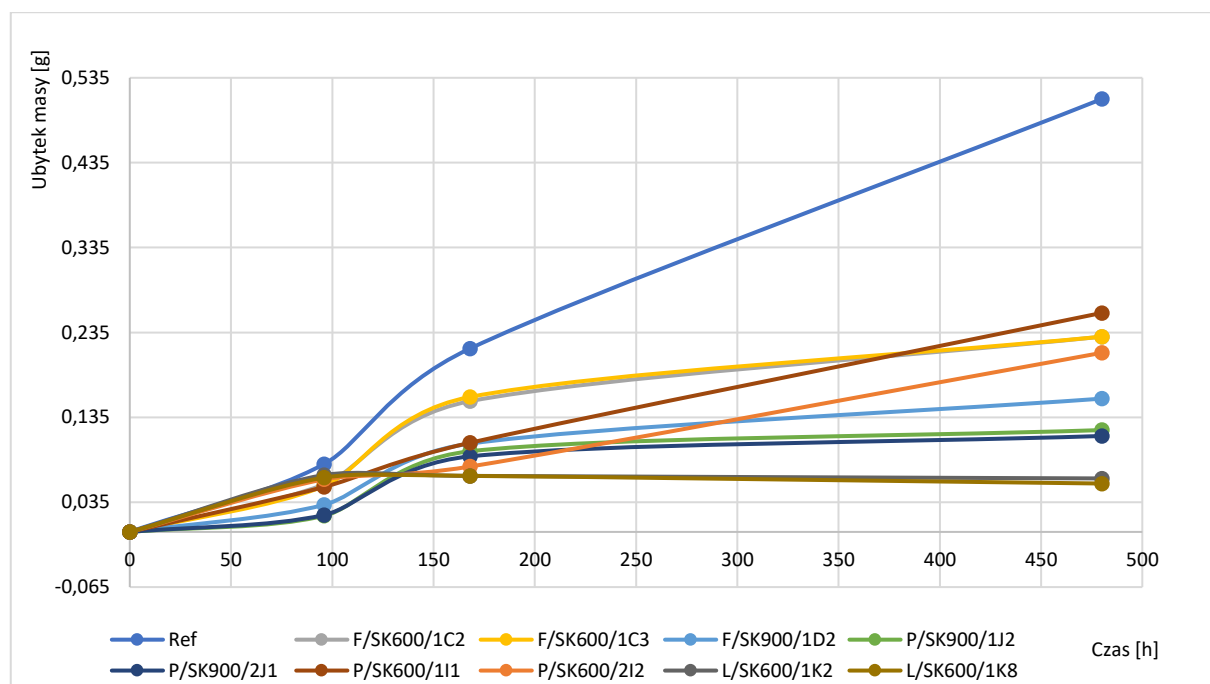


Rys. 4.74. Zdjęcia powierzchni próbek po 96 h testu odporności korozyjnej w komorze solnej

Ubytek masy próbek po badaniu w komorze solnej zestawiono w sposób graficzny w funkcji długości czasu trwania testu (Rys. 4.75).

Wszystkie badane warstwy napawane charakteryzowały się mniejszym ubytkiem masy w porównaniu do materiału podłoża. Najmniejszy ubytek masy stwierdzono dla próbki

P/SK900/2J1, największy dla próbki P/SK600/1I1. Dla próbki referencyjnej (S235JR) oraz próbek P/SK600/1I1 i P/SK600/2I2 stwierdzono w przybliżeniu liniową zależność ubytku masy od czasu trwania testu. Dla pozostałych próbek obserwowano zmniejszenie ubytku masy po 168 h testu wynikające prawdopodobnie z wytworzenia warstwy produktów korozji, która w znaczny sposób ogranicza proces utleniania materiału.



Rys. 4.75. Wykres ubytku masy w funkcji czasu testu odporności korozyjnej w komorze solnej

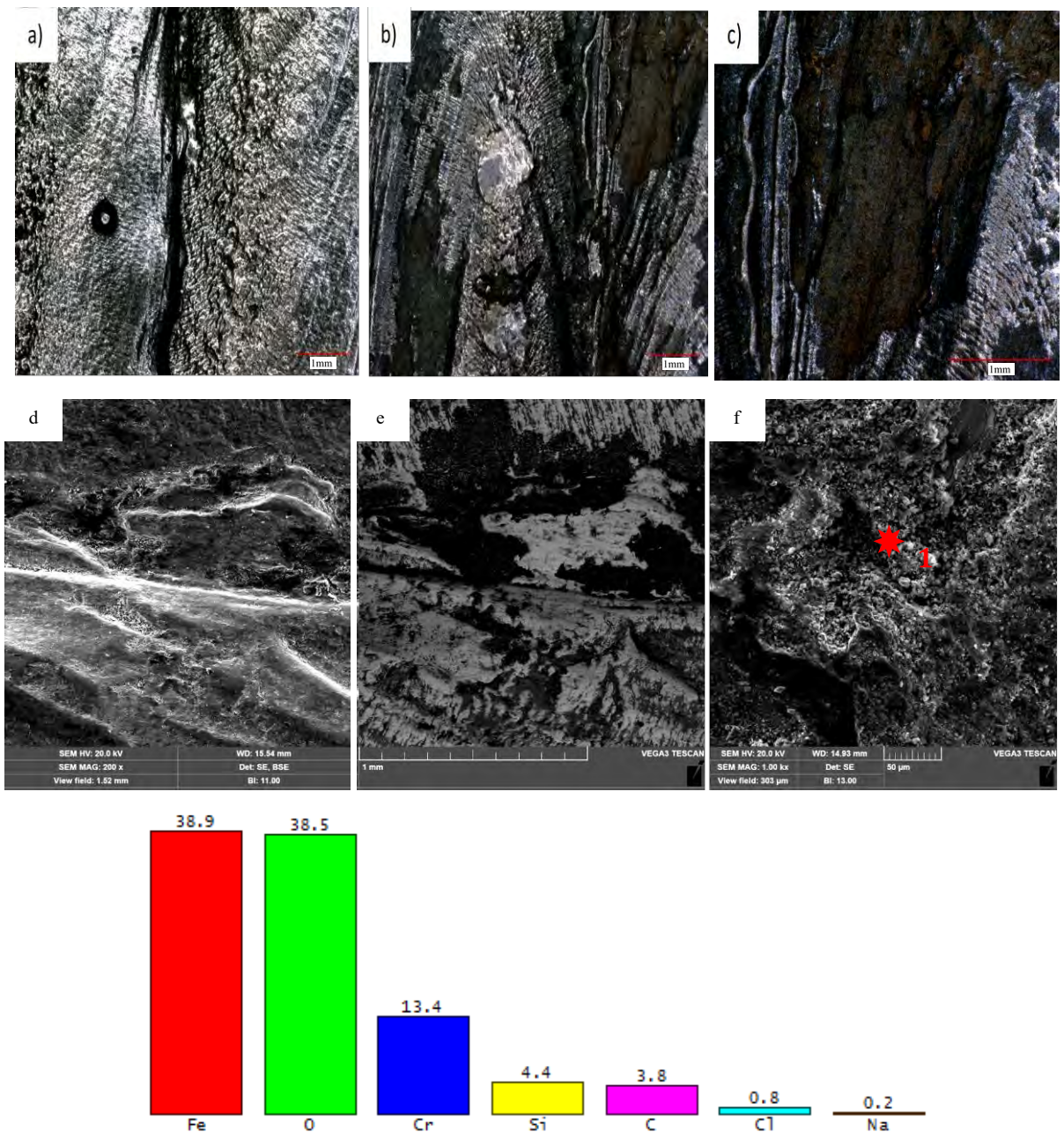
Powierzchnie wybranych próbek bezpośrednio po napawaniu oraz po 480 h testu w komorze solnej poddano obserwacjom makroskopowym powierzchni oraz mikroanalizie składu chemicznego EDS.

Stan powierzchni odgrywał istotną rolę z punktu widzenia własności użytkowych. Mikroszczeliny (przerwy ciągłości) warstwy napawanej z jednej strony stanowią koncentratory naprężeń intensyfikujące zjawiska zmęczeniowe z drugiej strony posiadają własności kapilarne absorbujące ciekłe roztwory z powierzchni, tworząc proces elektrolityczny. W kontekście odporności korozyjnej napoin należy brać pod uwagę również zmiany metalurgiczne, fizyczne i chemiczne wynikające z procesów spawalniczych co potwierdzono w [139].

Na powierzchni warstw napawanych stwierdzono obecność warstwy tlenków metalu utworzonych w wyniku reakcji chemicznej tlenu z metalem oraz dyfuzji tlenu przez warstwę ochronną (Beilbylego). Zagadnienie opisano w [140]. Powstała strefa tlenków metalu wytworzyła barierę ochronną przed korozją przy jednoczesnym obniżeniu granicy plastyczności i powstaniu efektu Rebintera, polegającego na niszczeniu warstwy wierzchniej przez cząstki

substancji powierzchniowo-aktywnej w wyniku wzrostu ciśnienia działającego na ścianki mikroszczelin, inicjując tworzenie nieciągłości w postaci szczelin wywołanych pęknięciami opisane w [140].

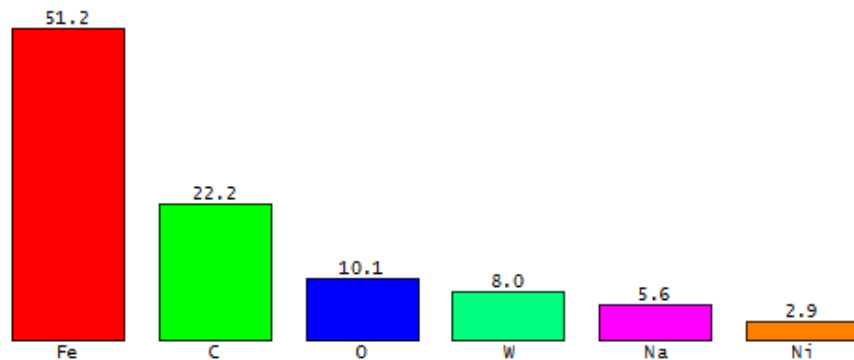
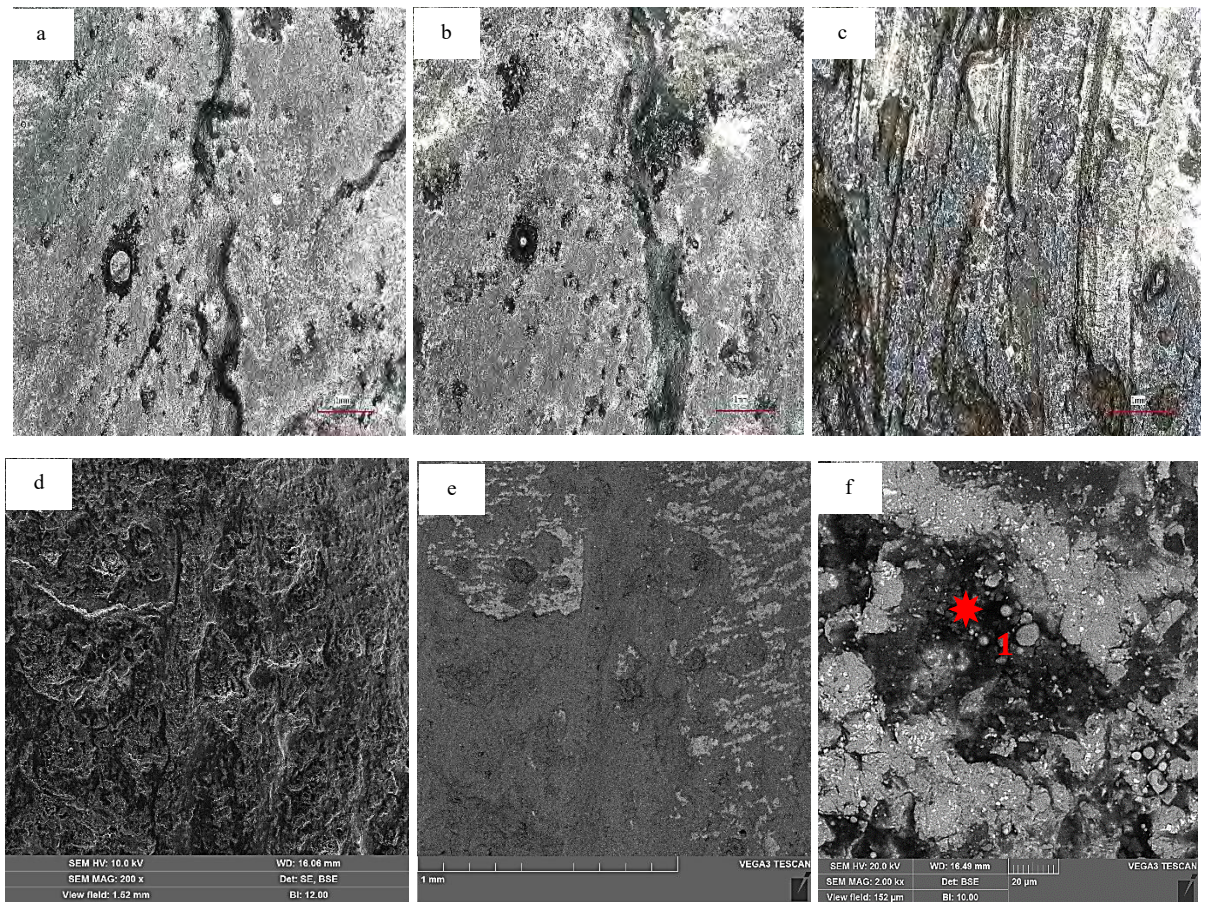
W przypadku powierzchni próbki nr F/SK600/1C3 (Rys. 4.76) stwierdzono obecność licznych produktów korozji oraz wżerów korozyjnych na znacznym obszarze próbki potwierdzonych ubytkiem masy. Martenzytyczna struktura napoin charakteryzuje się niską odpornością korozyjną w atmosferze chlorków, która wraz ze wzrostem temperatury ulega intensyfikacji. Widoczne ogniska korozji charakteryzują się nierównomiernym rozłożeniem na powierzchni, pojawianiem się mikroszczelin w obszarach zajmowanych przez produkty korozji wżerowej jako najczęstszego mechanizmu zużycia stali nierdzewnych. (Rys. 4.76). Problem ten był badany przez Dalmau i in. [141].



Rys. 4.76. Powierzchnia próbki nr F/SK600/1C3: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1

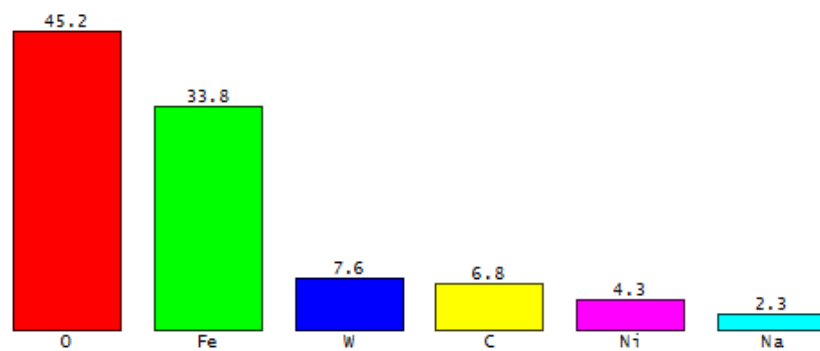
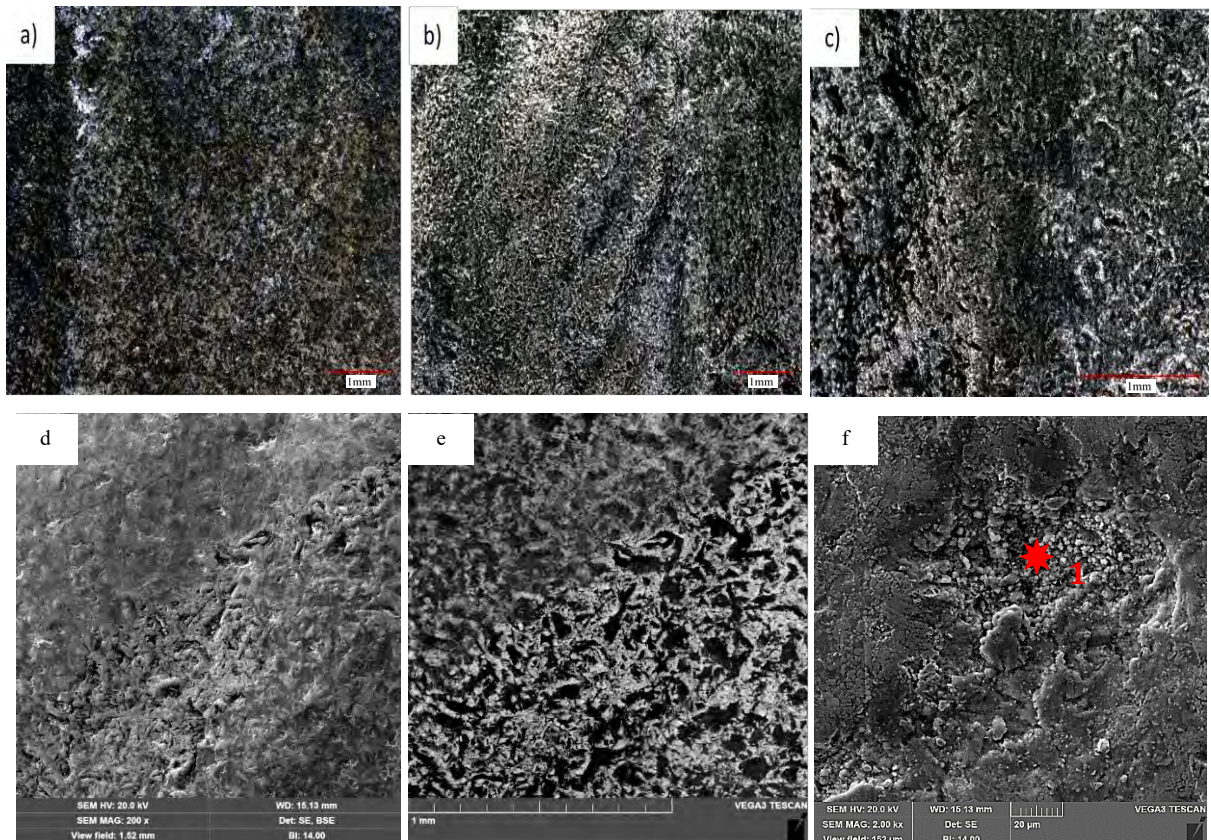
Podczas obserwacji obrazów makrografii zidentyfikowano warstwę tlenków chromu na powierzchni napoin. Proces pasywacji przebiegał w sposób złożony i charakterystyczny dla środowiska korozyjnego i warunków powstawania. Pomimo dobrych właściwości ściernych stali martenzytycznych, odporność na korozję stanowi większy problem, co zostało odzwierciedlone w wynikach ubytku masy testu w komorze solnej, do czego szerzej odniósł się szerzej Dalmau i in. [141].

W powierzchni napoin wykonanych materiałem kompozytowym z węglnikami wolframu w osnowie NiB, na powierzchni reprezentatywnej próbki nr F/SK900/1D2 (Rys. 4.77) po 480 h w neutralnej mgłę solnej, stwierdzono obecność mikro wżerów (Rys. 4.77 a, b). Zmiany miały charakter lokalny, obserwowany przy obrazowaniu SEM (Rys. 4.77 d, e). Na powierzchni próbek rozpoznano wydzielenia węgliska wolframu, nieliczne produkty korozji, wżery korozyjne, obecność tlenków (głównie żelaza) oraz pozostałości roztworu NaCl (Rys. 4.77 e).



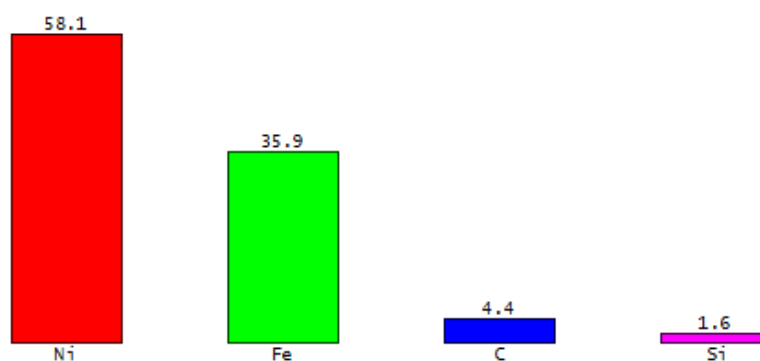
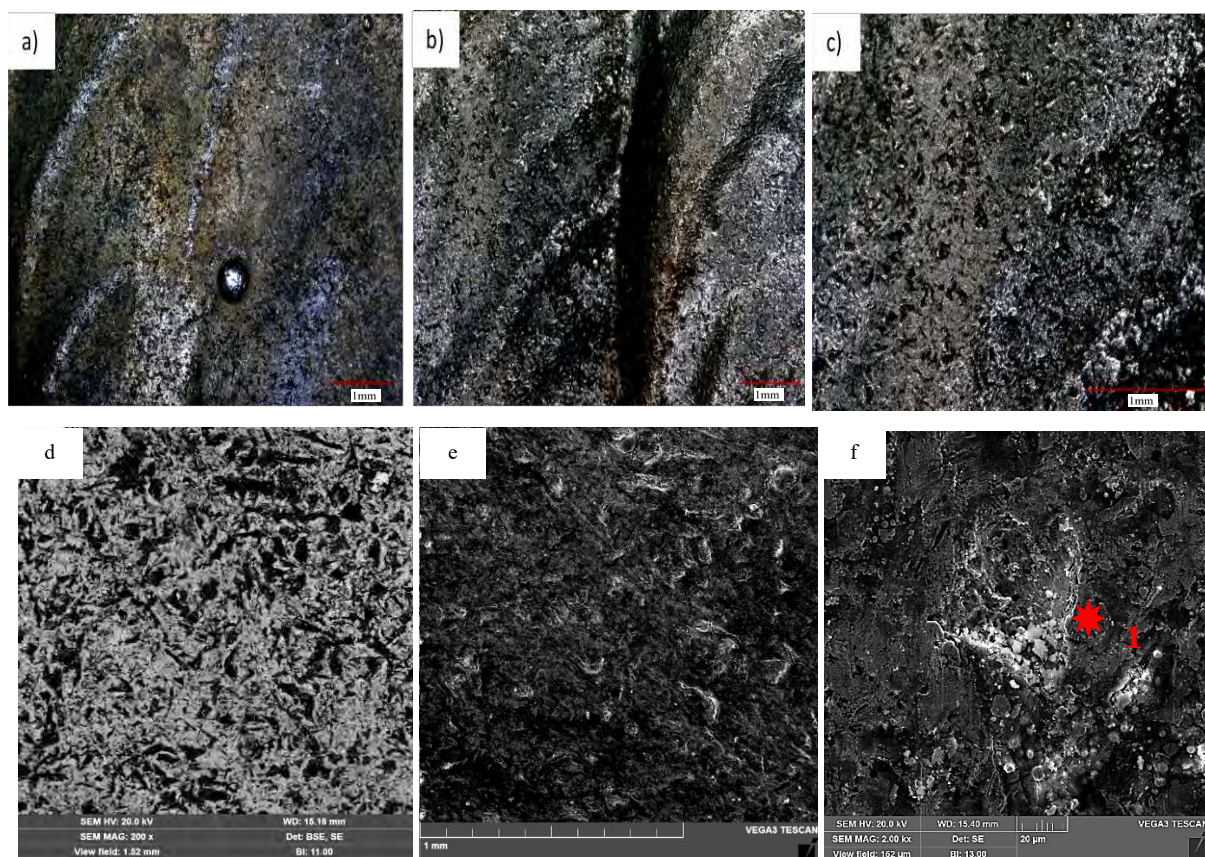
Rys. 4.77. Powierzchnia próbki nr F/SK900/1D2: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS z punktu po 480 h testu

W napoinach wykonanych materiałem kompozytowym z węglkami wolframu w osnowie NiB, na powierzchni reprezentatywnej próbki nr P/SK900/1J2 (Rys. 4.78) po 480 h w neutralnej mgłę solnej, stwierdzono obecność mikro wżerów (Rys. 4.78 a, b). Zmiany miały charakter lokalny, obserwowany przy obrazowaniu SEM (Rys. 4.78 d, e). Na powierzchni próbek rozpoznano wydzielenia węgla wolframu, nieliczne produkty korozji, wżery korozyjne, obecność tlenków (głównie żelaza) oraz pozostałości roztworu NaCl (Rys. 4.78 e).



Rys. 4.78. Powierzchnia próbki nr P/SK900/1J2: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1

Zdjęcia makroskopowe powierzchni próbki P/SK900/2J1 (Rys. 4.79 a, b, c), podobnie jak dla próbki P/SK900/1J2, ujawniły na powierzchni próbki nieliczne produkty korozji oraz mikro wżery korozyjne. W obszarze wżerów (Rys. 4.79 d, e, f), na podstawie analizy widma EDS, zaobserwowano obecność tlenków (głównie tlenki żelaza) oraz pozostałości roztworu NaCl.

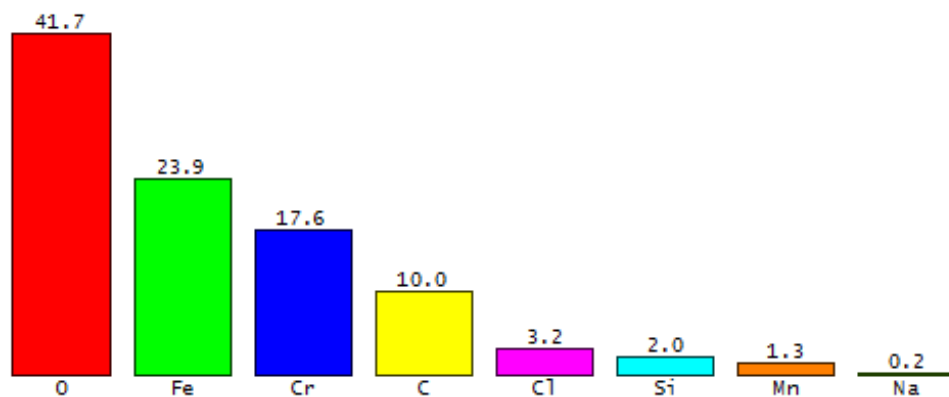
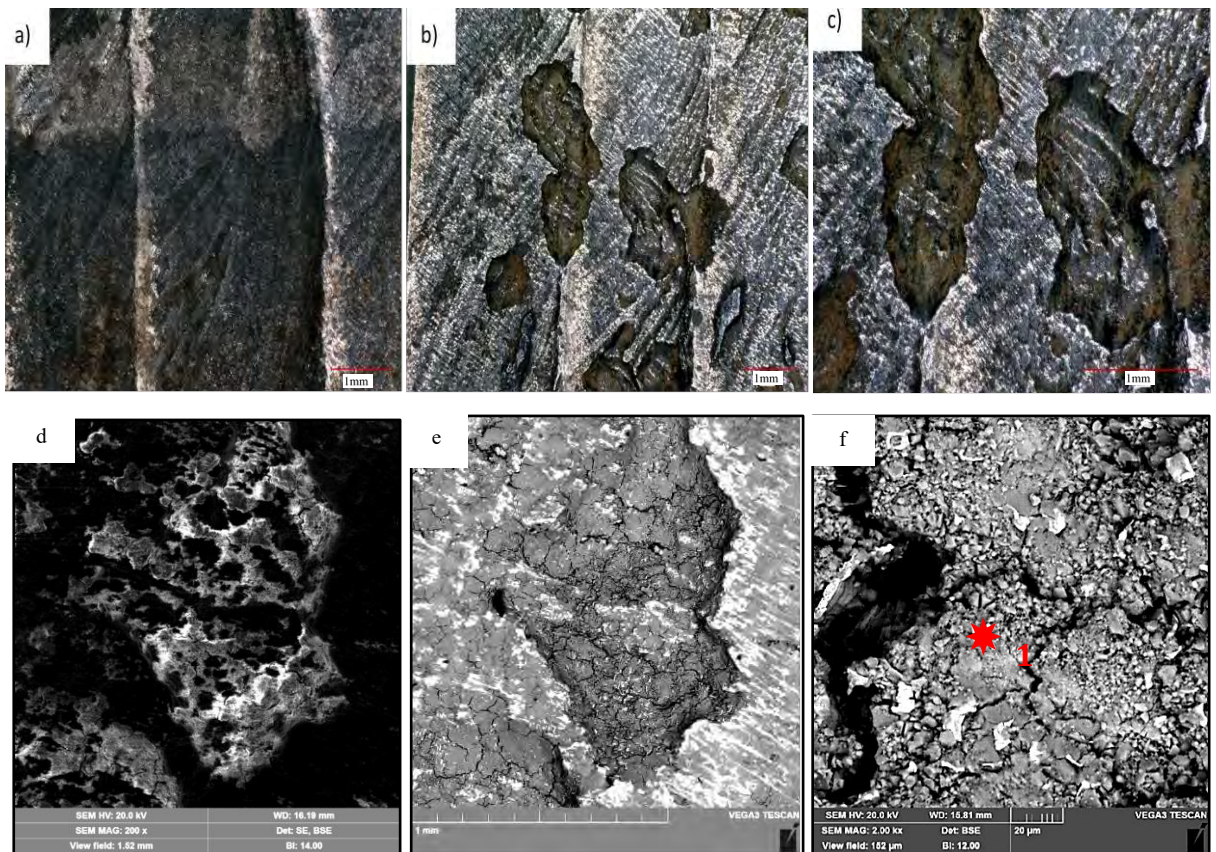


Rys. 4.79. Powierzchnia próbki nr P/SK900/2J: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiwy po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1

Zdjęcia makroskopowe powierzchni próbki P/SK600/III1 (Rys. 4.80) wskazały na nierównomierny charakter korozji. Na powierzchni próbki stwierdzono jednoczesne

występowanie produktów korozji oraz wżerów korozyjnych zainicjowanych przez jony podczas reakcji anodowej i czynników utleniających w wyniku reakcji katodowej. Przy większych powiększeniach (Rys. 4.80 d, e), w dnach wżerów korozyjnych rozpoznano liczne mikropęknięcia oraz rozrtwarzanie metalu w wyniku redukcji tlenu.

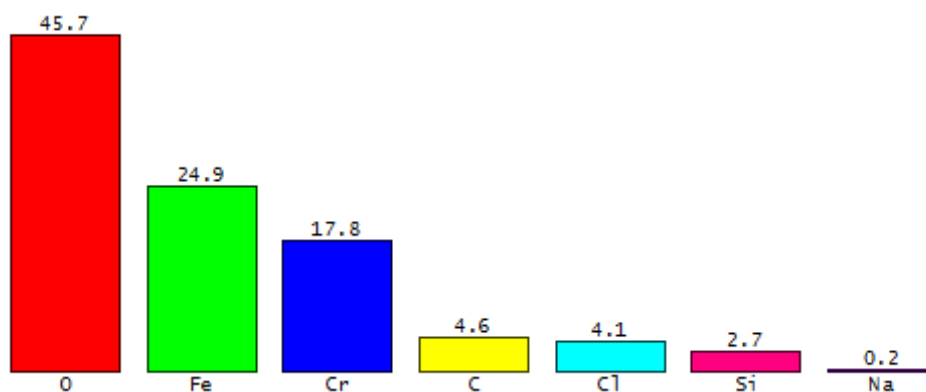
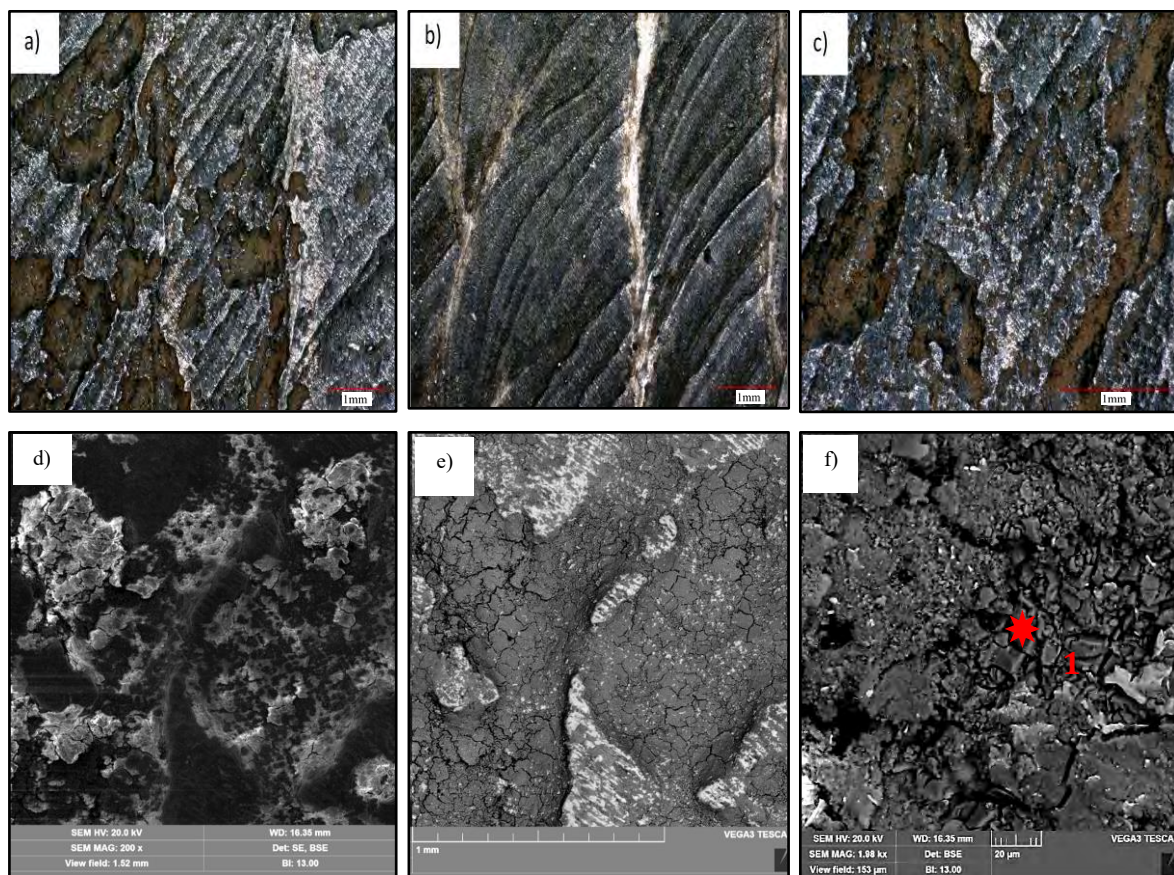
W warstwie tlenków widoczne pęknięcia spowodowane były zjawiskiem dehydratacji



Rys. 4.80. Powierzchnia próbki nr P/SK600/111: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiyny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1

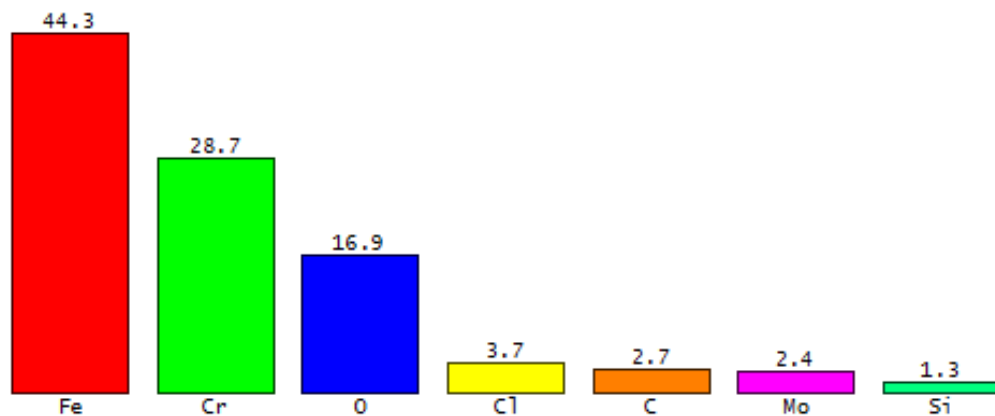
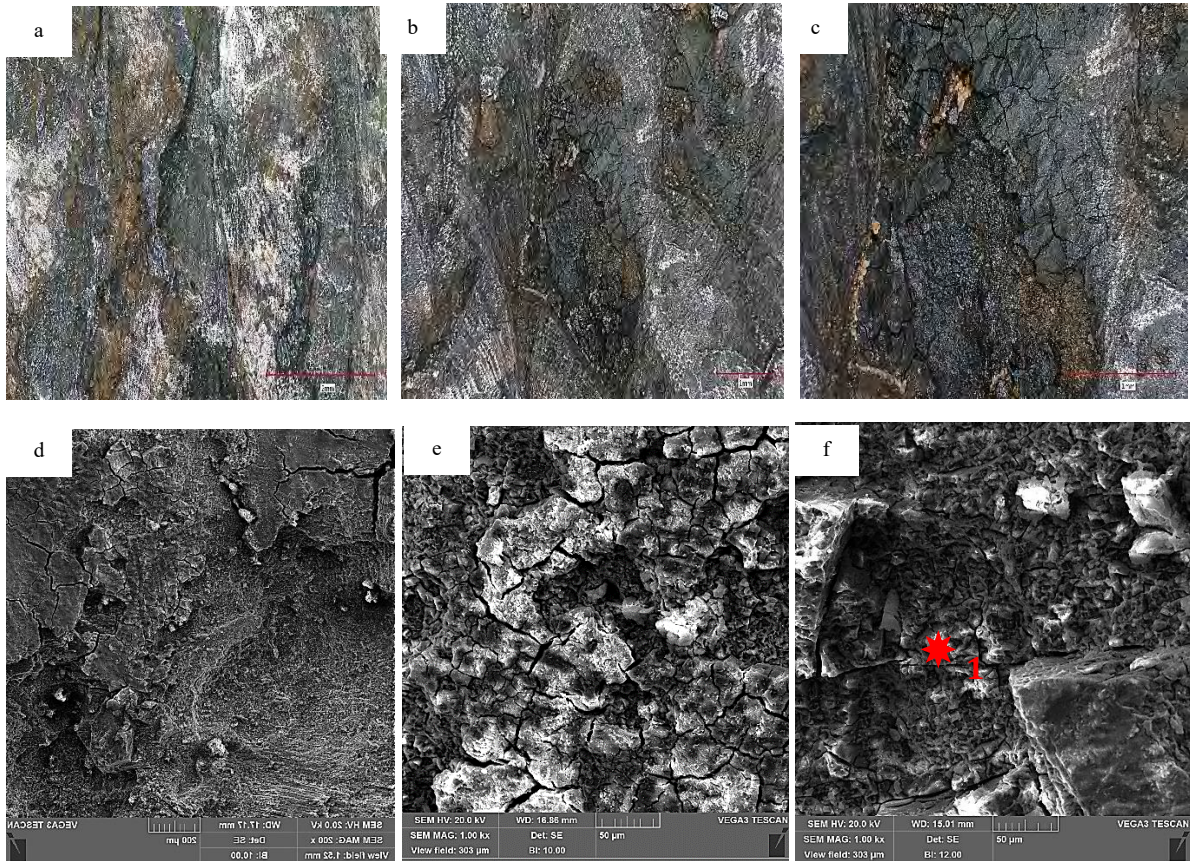
Zdjęcia makroskopowe powierzchni próbki P/SK600/2I2 (Rys. 4.81 a, b, c) wykazały podobieństwo do próbki P/SK600/1I1. Na powierzchni zidentyfikowano obszar z dużą ilością produktów korozji i zmian korozyjnych o wielkości od kilku do kilkunastu mikrometrów.

Wżery korozyjne rozmieszczone były nierównomiernie, co potwierdza nierównomierny charakter korozji na powierzchni. Na powierzchni wżerów zidentyfikowano widoczne mikro-pęknięcia. W warstwie tlenków widoczne pęknięcia spowodowane były zjawiskiem dehydratacji (Rys. 4.81 d, e, f).



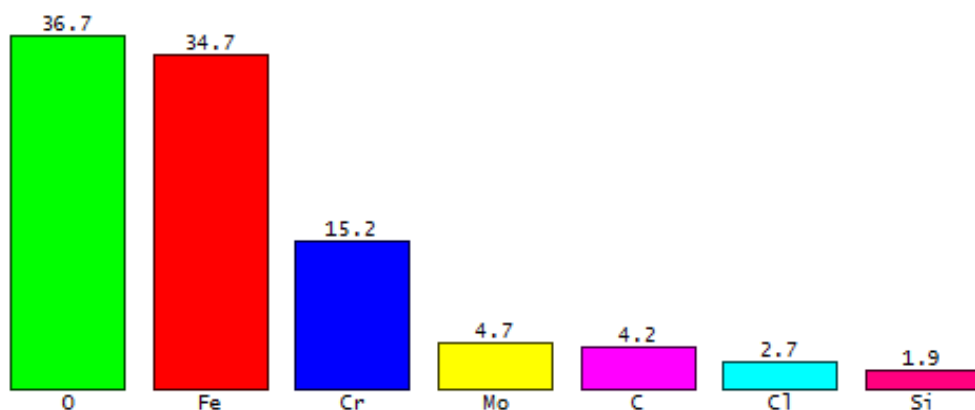
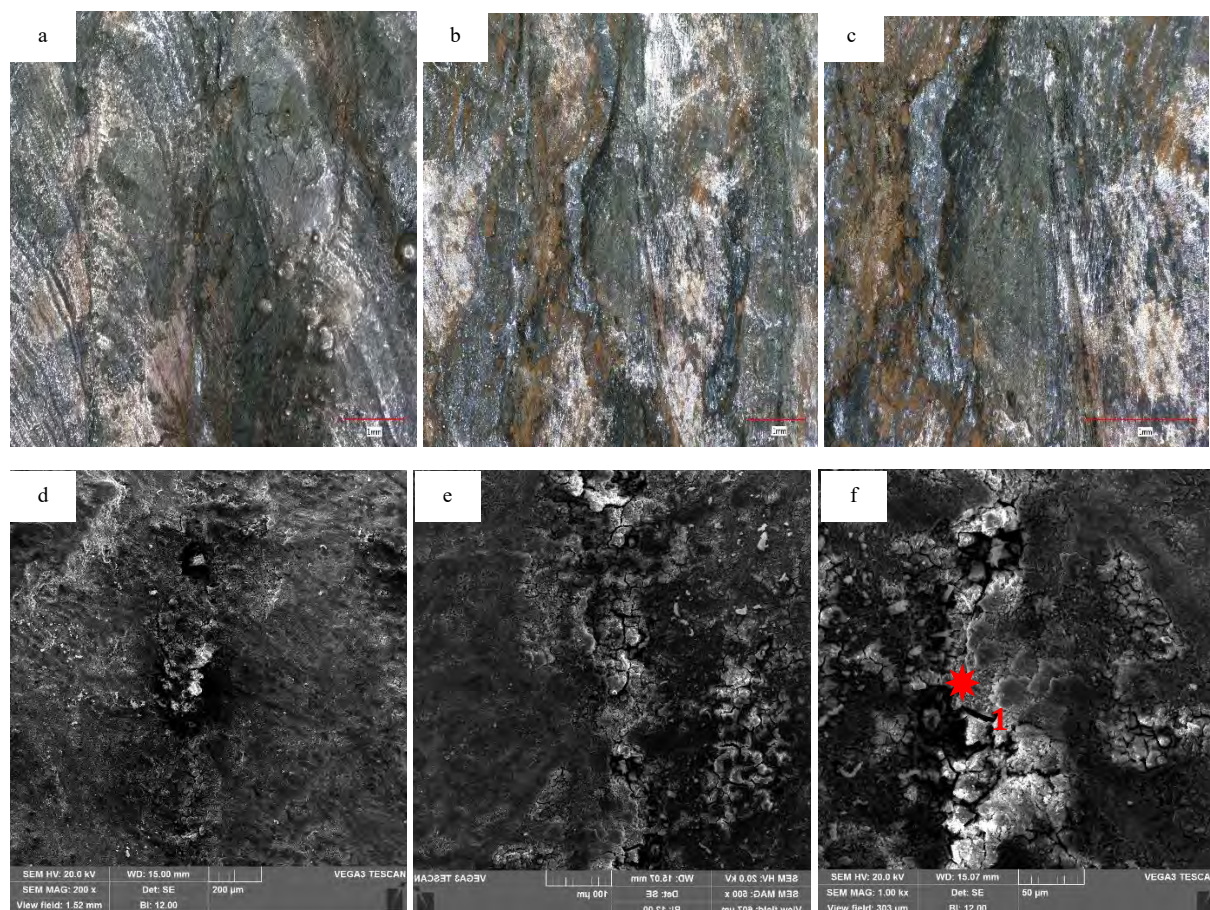
Rys. 4.81. Powierzchnia próbki nr P/SK600/2I2: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia naprawy po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1

Zdjęcia makroskopowe powierzchni próbki L/SK600/1K2 (Rys. 4.82 a, b, c) wskazały na nierównomierny charakter korozji. Na powierzchni próbki stwierdzono jednocześnie występowanie produktów korozji oraz wżerów korozyjnych. Przy większych powiększeniach (Rys. 4.82 d, e, f), w dnach wżerów korozyjnych rozpoznano liczne mikropęknięcia. W warstwie tlenków widoczne pęknięcia spowodowane były zjawiskiem dehydratacji.



Rys. 4.82. Powierzchnia próbki nr L/SK600/1K2: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia naprawy po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1

Zdjęcia makroskopowe powierzchni próbki L/SK600/1K8 (Rys. 4.83 a, b, c) ujawniły obszar z dużą ilością produktów korozji i zmian korozyjnych o wielkości od kilku do kilkunastu mikrometrów. Wżery korozyjne rozmieszczone były nierównomiernie, co potwierdza nierównomierny charakter korozji na powierzchni. Na powierzchni wżerów (Rys. 4.83 d, e, f) zidentyfikowano widoczne mikropęknięcia. W warstwie tlenków widoczne pęknięcia spowodowane były zjawiskiem dehydratacji.



Rys. 4.83. Powierzchnia próbki nr L/SK600/1K8: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1

Ekspozycja metali na środowisko solne prowadzi do poważnych problemów zużycia w wyniku obecności jonów Cl⁻ z soli NaCl. Badania wykazały, że w środowisku chlorkowym materiał ulega przyspieszonej degradacji. W przypadku materiału kompozytowego, dobre właściwości odporności korozyjnej napoiny należy przypisać obecności niklu stanowiącym główny składnik osnowy kompozytu SK 900. Zastosowanie technik wysokiej koncentracji energii nie eliminuje podatności materiałów na korozję ze względu na zmiany składu, spiętrzenia naprężeń szczątkowych oraz modyfikacji mikrostruktury w strefie napoiny. Do podobnych wniosków doszedł Chen i in. [142]. Uwrażliwienie napoiny na korozję może wynikać z jakości wykończenia warstwy po napawaniu pod kątem możliwości odbudowy warstwy pasywnej struktury metalicznej. Brak stabilnej mikrostruktury napoiny wpływa na intensyfikację korozji wżerowej ze względu na łatwość migracji jonów chlorkowych. Jony chlorkowe, po absorpcji na powierzchni warstwy napawanej, wnikają w głąb materiału głównie przez obecność defektów powierzchniowych. Wielkość wżerów skorelowana jest z wagowym stężeniem chlorków. Jony chlorkowe wykazują wyższą rozpuszczalność w stosunku do kationów metalicznych co utrudnia pasywację powierzchni napoin. Tlen rozpuszczony w środowisku chlorkowym wspiera intensyfikację korozji wżerowej jako katodowy reagent wywołujący lokalny wzrost potencjału co zostało potwierdzone w [143].

Opisywane w pracy doktorskiej wżery powstały w wyniku przzerwania warstwy pasywnej (chemicznie) oraz obecności wtrąceń niemetalicznych. Proces pasywacji w obecności jonów chlorkowych nie był możliwy. Intensywność korozji wżerowej określana jest dyfuzją kationów metalicznych wżeru. Mechanizm powstawania korozji wżerowej można podzielić na 3 etapy tj. penetrację anionów przez warstwę pasywną, absorpcję chlorków i tlenu do wżeru i rozpuszczanie materiału co zostało potwierdzone przez Lotto [144] oraz Akpanyung i in. [143].

Podczas badań natrafiono na problemy podczas prób określanie wielkości geometrycznych wżerów, ponieważ ich wielkość i rozmieszczenie była bardzo zróżnicowana. Ponadto w przypadku warstwy napawanej materiałem SK 600 zauważono korelacje twardości z intensywnością korozji, stąd też w przypadku procesów spawalniczych obróbka cieplna po spawaniu jest korzystna, ponieważ wpływa na zmniejszenie twardości oraz wielkość i rozmieszczenia wtrąceń międzykrystalicznych, a co za tym idzie odporności korozyjnej. Podobne wnioski przedstawiono w [145].

Produkty korozji stanowią warstwę ochronną powierzchni stali, co ogranicza efekt uwrażliwienia na korozję, o czym również pisał Wang i in. [146].

5. Wnioski

Badania warstw napawanych, przy zastosowaniu różnych metod napawania i parametrów procesowych, miały na celu określenie struktur wykonywanych napoin, w kontekście uzyskania właściwości funkcjonalnych umożliwiających ich aplikację w konkretnym środowisku pracy. Wyniki badań prezentowane w rozprawie wyznaczają kierunki rozwoju wytwarzania warstw napawanych na potrzeby regeneracji części maszyn i urządzeń, umożliwiając walidację stosowanych dotychczas rozwiązań technologicznych oraz predykcję rodzajów i zakresu procesów zużycia maszyn i urządzeń w Hucie Miedzi Legnica. Ponadto wskazują korzyści wynikające z wytwarzania wielofunkcyjnych warstw napawanych przy zastosowaniu różnych technik spawalniczych i wykorzystaniu tych samych rodzajów materiałów dodatkowych w postaci drutów proszkowych w kierunku wytworzenia warstw funkcjonalnych eksploatowanych w środowisku ściernym i aktywnym korozyjnie.

Przeprowadzona w ramach dysertacji analiza wykazała bardzo zróżnicowane mechanizmy procesów zużycia ściernego powstającego w wyniku oddzielania cząstek warstwy powierzchni roboczej w wyniku bruzdowania (rysowania), mikroskrawania, żłobienia powierzchni danego elementu etc. Proces ten ma miejsce, gdy w obszarze tarcia występują luźne lub utwierdzone cząsteczki ścierniwa nierówności powierzchni znacznie twardszego materiału.

Istotę badań realizowanych w ramach doktoratu stanowiła metodologia oparta na filozofii, koncepcji ciągłego doskonalenia procesów odpowiedzialnego za postęp poziomu technologicznego, technicznego, konkurencyjności przedsiębiorstwa, w tym optymalizacji strat materiałowych, energetycznych, wzrostu jakości i kultury pracy maszyn eksploatowanych w KGHM z jednoczesnym poszanowaniem środowiska naturalnego i społecznego.

Wyniki przeprowadzonych badań własności użytkowych warstw napawanych technikami wysokiej gęstości energii z zastosowaniem drutów rdzeniowych proszkowych o strukturze martenzytycznej i kompozytowej złożonej z cząstek spiekanego węgla wolframu o nieregularnym kształcie w osnowie NiB (niklu z dyspersyjnymi cząstkami boru) potwierdziły przyjętą tezę pracy, dając równocześnie podstawę do opracowania wytycznych technologicznych napawania warstw o wysokiej odporności na zużywanie ściernie typu metal - minerał w środowisku korozyjnym.

Zaprojektowany w ramach pracy plan badawczy oraz zebrany materiał empiryczny potwierdził wysoki potencjał metod wysokiej gęstości energii (PTA, LMWD) poprzez uzyskanie

lepszych właściwości użytkowych osadzanych warstw w porównaniu do metod łukowych FCAW.

5.1 Wnioski o charakterze poznawczym

1. Bez względu na zastosowaną technikę napawania pomiędzy stopami martenzytycznymi, kompozytami a podłożem ze stali niskowęglowej występuje ostre przejście pomiędzy napoiną a materiałem podłoża.
2. Wyższa odporność na ścieranie napoin kompozytowych wynika z obecności jednolitych, twardych faz w matrycy osadzonych w plastycznej osnowie metalowej.
3. Właściwości mechaniczne kompozytu determinowane są przez: właściwości osnowy, rodzaju, wielkości, geometrii fazy wzmacniającej (wielkość cząstek, orientacja), rozproszenia faz wzmacniających w matrycy, jakości połączenia osnowy i cząstek ceramiki.
4. Najwyższą odporność na zużycie ścierne i korozyjne mierzone ubytkiem masy wykazują napoiny wykonane materiałem kompozytowym (węgiel wolframu na osnowie NiB) w porównaniu do napoin czysto metalicznych o strukturze martenzytycznej wykonane w kolejności technikami FCAW, PTA, LMWD.
5. Podawanie drutu proszkowego przed lub za łukiem plazmowym znacznie ogranicza rozpuszczanie twardych faz ceramicznych.
6. Napoiny wykonane laserowo, charakteryzuje najwyższa jakość, rozdrobniona mikrostruktura, najniższy udział materiału podłoża w napoinie, najniższe wartości naprężeń i odkształceń spawalniczych w odniesieniu metod PTA i FCAW z wykorzystaniem tych samych drutów.
7. Jakość i stabilność procesu, przy zastosowaniu drutów rdzeniowych podczas napawania LMWD, jest determinowana osiowym podawaniem drutu do plamki świetlnej wiązki lasera.
8. Emisja promieniowania o nierównomiernym rozkładzie gęstości mocy w plamce laserowej decyduje o wartości temperatury w obszarze plamki.
9. Stopień korozji wżerowej jest skorelowany ze stopniem chropowatości powierzchni warstwy pasywnej warstwy pasywnej na powierzchni napoiny. W przypadku chropowatości $R_a > 0,5 \mu\text{m}$ następuje intensyfikacja procesów korozyjnych.

5.2 Wnioski o charakterze użytkowym

1. Technologie napawania PTA i LMWD przy zastosowaniu drutów proszkowych, gwarantują wyższe parametry eksploatacyjne napoin w porównaniu do wykonanych techniką napawania łukowego FCAW (Tab. 12 i Tab. 13)

Tab. 12. Wybór najkorzystniejszych parametrów pod względem własności użytkowych

Parametr	FCAW				PTA				LMWD			
	SK600	Próbka	SK900	Próbka	SK600	Próbka	SK900	Próbka	SK600	Próbka	SK900	Próbka
Współczynnik wymieszania	12,70	1C2	26,00	1D2	9,00	2I1	17,00	2J1	13,70	1K8	9,30	1L5
Twardość napoin	423		384		838		412		970		846	
Względna odporność na ścieranie	1,53		2,44		1,59		2,79		2,79		x	
Ubytek masy - komora solna	0,23		0,16		0,21		0,11		0,15		x	

Tab. 13. Analiza parametrów użytkowych w odniesieniu do poszczególnych metod napawania

Parametr	LMWD vs FCAW		LMWD vs PTA		PTA vs FCAW	
	L/SK600/1K8 vs F/SK600/1C2	F/SK900/1L5 vs F/SK900/1D2	L/SK600/1K8 vs P/SK600/2I1	F/SK900/1L5 vs P/SK900/2J1	P/SK600/2I1 vs F/SK600/1C2	P/SK900/2J1 vs F/SK900/1D2
Współczynnik wymieszania	8%	-64%	52%	-45%	-29%	-35%
Twardość napoin	129%	120%	16%	1%	98%	118%
Względna odporność na ścieranie	82%	b.d.	75%	b.d.	4%	14%
Odporność na korozję wżerową	-35%	b.d.	-29%	b.d.	-9%	b.d.

wartości niekorzystne

wartości korzystne

2. Techniki PTA i LMWD, przy zastosowaniu materiału dodatkowego w postaci drutu proszkowego, w porównaniu do metody napawania łukowego elektrodą topliwą (FCAW), pozwalają na uzyskanie:

- wymaganego składu chemicznego i własności eksploatacyjnych już przy pierwszej warstwie, z jednocześnie niewielkim naddatkiem na obróbkę skrawaniem,
- wyższych wydajności, stabilności strumienia gęstości energii oraz lepszego połączenia metalurgicznego warstwy napawanej i podłoża,
- wyższej jakości warstw napawanych poprzez uzyskanie korzystniejszej mikrostruktury, orientacji i wielkość ziaren, kształtu i rodzaju wzajemnego położenia

- ziaren faz, udziału objętościowego ziaren, a także zmniejszenie ilości zanieczyszczeń i nieciągłości (pęknięć, porów, wtrąceń niemetalicznych),
- korzystniejszej jednorodnej wielkości ziarna i równomiernej segregacji faz bez ścisłej korelacji pomiędzy wybranymi zmiennymi procesu (parametrami napawania) a stopniem dyspersji węglików,
 - redukcji do ok. 95% ilości niegodności spawalniczych powierzchniowych i wewnętrznych,
 - drobnoziarnistej mikrostruktury napoin, wyższych właściwości mechanicznych przy niższym stopniu wymieszania oraz niższego poziomu odkształceń napawanych elementów, wyższą odporność na ścieranie i korozję,
 - ograniczenia ekspozycji negatywnych czynników na personel spawalniczy i środowisko naturalne,
 - zmniejszenia udziału materiału podłoża w napoinie o ok. 30% przy zastosowaniu drutu proszkowego o strukturze martenzytycznej i odpowiednio o ok. 35% przy zastosowaniu drutu proszkowego kompozytowego z węglnikami wolframu i techniki napawania PTA, w porównaniu do napoin wykonanych techniką FCAW tym samym drutem proszkowym,
 - zwiększenia udziału materiału podłoża w napoinie o ok. 8% przy zastosowaniu drutu proszkowego o strukturze martenzytycznej i zmniejszenie o ok. 65% przy zastosowaniu drutu proszkowego kompozytowego z węglnikami wolframu i techniki napawania LMWD, w porównaniu do napoin wykonanych techniką FCAW tym samym drutem proszkowym,
 - wyższej twardości, w zależności od użytego materiału dodatkowego, w granicach od ok. 120 do ok. 129% dla metody LMWD oraz od ok. 98 do ok. 118% dla metody PTA,
 - wyższej odporności względnej na ścieranie typu metal-minerał, w zależności od użytego materiału dodatkowego, o ok. 82% dla metody LMWD oraz w granicach od ok. 4 do 14% dla metody PTA,
 - wyższej odporności na korozję wżerową, średnio o ok. 35% dla metody LMWD oraz ok. 9% dla metody PTA,

5.3 Kierunki przyszłych badań

Na podstawie analizy przeprowadzonych badań oraz uzyskanych wyników stwierdzono za zasadne prowadzenie dalszych badań w zakresie:

1. Wykorzystania technik wysokiej gęstości energii i drutów proszkowych przy wyższych stężeniach NaCl.
2. Odporności napawanych warstw pod kątem ich udarności.
3. Oceny zachowania korozyjnego materiału na podstawie krzywych polaryzacji celem określenia jakim reakcjom korozyjnym ulega materiał napoiny w badanym roztworze w różnych zakresach potencjału oraz porównanie materiałów między sobą pod kątem ich odporności korozyjnej w określonym elektrolicie NaCl.
4. Własności użytkowych napoin przy wykorzystaniu LMWD i drutu SK 900 o średnicy 1,6 mm.
5. Zużycia abrazyjnego i korozyjnego obejmującego wykorzystanie różnych materiałów podłoża o wyższej zawartości węgla i pierwiastków stopowych, w celu predykcji zużycia abrazyjnego w szerokim zakresie temperatur w środowisku korozyjnym.
6. Doskonalenia metod regeneracyjnych przy zastosowaniu systemu ekspertowego w postaci modelu, algorytmu procesu na podstawie zgromadzonych danych, ich eksploracji przy wykorzystaniu technik obliczeniowych - sieci neuronowych, opartych na procesie uczenia się na podstawie dostępnych danych.

Prace badawcze i aplikacyjne związane z rozwojem prezentowanych rozwiązań będą kontynuowane przez autora dysertacji podczas realizacji badań własnych oraz projektów badawczych związanych w problematyką zużycia abrazyjnego i korozyjnego stopów metali i warstw funkcjonalnych w obszarze przemysłowym.

6. Odniesienie do celów naukowych i użytecznych

Celem naukowym rozprawy było określenie wpływu parametrów procesu oraz warunków technologicznych napawania łukowego, plazmowego i laserowego na strukturę powstałych napoin, jak również właściwości użytkowe, co w wyniku zebranego materiału empirycznego zostało potwierdzone.

Celem użytecznym rozprawy było opracowanie wytycznych technologii napawania plazmowego oraz laserowego warstw o podwyższonej odporności na zużycie ściernie i korozję w odniesieniu do napoin wykonanych metodami konwencjonalnymi.

Cel został osiągnięty i potwierdzony wynikami badań realizowanych w ramach przyjętego procesu badawczego.

7. Weryfikacja słuszności postawionej hipotezy

Słuszność postawionej hipotezy: *napawanie metodami o wysokiej gęstości energii umożliwia wytworzenie napoin o zwiększonej odporności na ścieranie i korozję w porównaniu do warstw wykonanych metodami konwencjonalnymi*, wykazano poprzez:

- opracowanie metodyki badań zużycia abrazyjnego i korozyjnego stopów metali i warstw funkcjonalnych,
- parametryzację procesów napawania plazmowego i laserowego.
- zastosowanie opracowanej technologii do realizacji badań porównawczych zużycia abrazyjnego i korozyjnego warstw funkcjonalnych.

Podczas badań zużycia ściernego w środowisku korozyjnym zidentyfikowano zjawiska fizykalne zachodzące podczas procesu obróbki materiałów przy zastosowaniu procesów spawalniczych w szerokim zakresie parametrów w odniesieniu do materiałów funkcjonalnych.

8. Podsumowanie

Jednym z podstawowych celów rozprawy doktorskiej było wskazanie naukowych podstaw do rekomendacji wdrożenia nowych technik spawalniczych poprzez pozyskanie zaawansowanej wiedzy z dziedziny inżynierijno-technicznej w dyscyplinie naukowej - inżynieria mechaniczna. Badania prowadzone w ramach pracy doktorskiej pod kątem analizy własności użytkowych elementów maszyn w kierunku zapewnienia ciągłości eksploatacji, są działaniem jednoznacznie wpisującym się w potrzeby i strategię KGHM.

Wyniki badań prezentowane w rozprawie wyznaczają kierunki kształtowania nowych struktur warstw napawanych na potrzeby regeneracji części maszyn i urządzeń, umożliwiając walidację stosowanych dotychczas rozwiązań technologicznych oraz predykcję rodzajów i zakresu procesów zużycia maszyn i urządzeń w Hucie Miedzi Legnica. Efekty badań uzyskane w oparciu o przyjętą metodologię oraz proces badawczy stanowią argumentację do przeprowadzenia zmian w procesie regeneracji maszyn i urządzeń w HML. Pozyskana w ten sposób wiedza pozwoliła na aktualizację stanu wiedzy teoretycznej i empirycznej, w odniesieniu do warunków przemysłowych w HML.

Oprócz wniosków poznawczych i użytkowych, intencją było zwrócenie uwagi na interdyscyplinarność procesów dotyczących inżynierii mechanicznej oraz pokazanie potencjału i korzyści wynikających z zastosowania innych niż w HML technik spawalniczych jako skutecznego narzędzia w gospodarce remontowej i kosztowej przedsiębiorstwa.

W dysertacji poruszono również kwestię efektywności regeneracji części maszyn z jednoczesnym pokazaniem celowości prowadzenia tego typu działalności w kontekście wymiernych korzyści ekonomicznych oraz korzystnego oddziaływania na środowisko naturalne, ekologię i społeczeństwo. Przedmiotowa argumentacja powinna sprzyjać rozwojowi usług regeneracyjnych z uwzględnieniem potrzeby ciągłego doskonalenia poszczególnych faz procesu.

Przeprowadzone badania własne pokazują, iż metody regeneracji z zastosowaniem technik spawalniczych wysokiej gęstości energii (PTA i LMWD), przy zastosowaniu tego samego materiału dodatkowego w postaci drutu, są korzystniejsze niż w przypadku stosowanych w HML klasycznych łukowych metod spawalniczych FCAW. Wdrożenie nowych technik spawalniczych wiąże się z potrzebą poniesienia wyższych nakładów inwestycyjnych w porównaniu do klasycznych metod, jednak produkty otrzymywane tymi technikami charakteryzują się lepszymi parametrami wytrzymałościowymi i użytkowymi.

Podstawę zainteresowania tą tematyką stanowiła praktyka zawodowa oraz przekonanie o możliwości podnoszenia celów jakościowych, ekonomicznych, społecznych. Podstawę wytypowania technologii stanowiła wieloletnia analiza stanu zagadnienia, obejmująca wnikliwą ocenę, analizę technik napawania oraz przegląd literaturowy.

Wg raportu Najwyższej Izby Kontroli, realizacja badań naukowych w latach 2011-2020 przyczyniła się do rozwoju kadr naukowych, wzrostu liczby personelu badawczego, publikacji, cytowań, stopni naukowych bez sukcesu w obszarze wdrożeń nowych technologii rzeczywistości przemysłowej. Problem ma charakter złożony i może wynikać z wielu czynników, w tym niskiego poziomu współpracy pomiędzy środowiskami naukowymi i przemysłowymi, polityki edukacyjnej państwa, rozwoju kompetencji kadry inżyniersko-technicznej i menedżerskiej, wysokiej biurokracji, ograniczonej ilości specjalistycznych laboratoriów i placówek badawczo-rozwojowych, niedostatecznego dążenia do integracji z wykorzystaniem wiedzy z wielu dziedzin nauki i technologii oraz ciągłego doskonalenia poprzez zapewnienie wyższej jakości technologii i wdrożeń.

Zdefiniowanie wiodących technologii i kierunków w zakresie technik regeneracji stanowi warunek opracowania własnych strategii rozwojowych przedsiębiorstwa i poprawy konkurencyjności w skali krajowej i globalnej, poprzez stały rozwój zaawansowanych technologii kształtowania struktury i własności powierzchni, jako istotnego obszaru eksploatacji maszyn.

Utylitarne znaczenie badań wiąże się z potrzebą ciągłego rozwoju poprzez wdrażanie nowych rozwiązań techniczno-technologicznych do rzeczywistości gospodarczej. Służy to rozpowszechnieniu otrzymanych wyników badań w przemyśle i wpisuje się w strategię rozwoju przedsiębiorstwa, wzmocnienia gospodarki opartej na wiedzy i innowacji oraz wzmocnienie jakości stosowanych w przemyśle technologii. Ponadto zgromadzona wiedza w zakresie technologii inżynierii powierzchni materiałów przy wykorzystaniu procesów napawania, dzięki współpracy przedsiębiorstwa i ośrodka badawczego, daje możliwość upowszechnienia wyników pracy wśród środowisk akademickich oraz realizacji innych obszarów zarządzania wiedzą i informacją, w tym właściwą argumentację dla decydentów w procesie strategicznego planowania rozwoju przedsiębiorstwa i gospodarki w kontekście określonych nakładów inwestycyjnych związanych z zakupem odpowiednich urządzeń i dostosowania niezbędnej infrastruktury przemysłowej. Identyfikacja priorytetowych, innowacyjnych technologii wraz ze wskazaniem kierunków ich zastosowania w technologii kształtowania struktury i własności warstw powierzchniowych materiałów inżynierskich, odgrywa kluczowe znaczenie dla strategicznego rozwoju firmy i jej konkurencyjności.

Wyniki badań empirycznych, przy zastosowaniu określonej metodologii, umożliwiły pozytywną weryfikację poprawności zastosowania nowych rozwiązań technologicznych nadających się do zastosowania w obszarze inżynierii powierzchni materiałów w środowisku przemysłowym. Proponowane rozwiązania technologiczne stanowią priorytetowe technologie o najlepszych perspektywach rozwojowych.

Podczas analizy przyczyn, źródeł mających wpływ na stan techniczny maszyn i urządzeń w HML w trakcie ich eksploatacji stwierdzono również, że obok kwestii technicznych, istotną rolę odrywa czynnik ludzki, jego kompetencje, stosunek do wykonywania powierzonych obowiązków, jakość wykonywanej pracy.

Rozprawa doktorska nie stanowi uniwersalnego opracowania prezentującego jak krok po kroku osiągnąć dany cel. Ma jednak pokazać, że odpowiedni dobór technologii regeneracji nie jest sprawą trywialną, a wręcz odwrotnie - bardzo skomplikowaną ze względu specjalny charakter procesu, wyróżniający się dużą ilością zmiennych procesowych. Wskazuje na fakt, iż nie ma uniwersalnej technologii naprawy, ponieważ jest ona często determinowana czynnikami zewnętrznymi, takimi jak zaplecze techniczne czy ekonomiczne. Z punktu widzenia technologicznego, na podstawie dotychczas przeprowadzonych w ramach dysertacji badań, wyniki cząstkowe pokazują, iż metody regeneracji z zastosowaniem technik spawalniczych przy zastosowaniu metod o wysokiej gęstości energii, tj. napawania strumieniem plazmy i napawania wiązką lasera, przy zastosowaniu tego samego materiału dodatkowego, jest zdecydowanie korzystniejsza niż w przypadku stosowanych w HML klasycznych łukowych metod spawalniczych (GMAW, FCAW).

Obok kwestii technologicznych czy też ekonomicznych, należy również podkreślić, że rozwój technologiczny przedsiębiorstwa, automatyzacja procesów, wdrażanie nowych rozwiązań z punktu widzenia regeneracji, poprawy trwałości urządzeń, gwarantuje wzrost poziomu bezpieczeństwa i warunków pracy personelu spawalniczego. Stosowanie materiałów dodatkowych wysokostopowych w procesach spawalniczych wg Międzynarodowej Agencji Badań nad Rakim ma oddziaływanie kancerogenne. Ekspozycja pracowników na nikiel i jego związki oraz chrom sześciowartościowy (Cr VI) zwiększają ryzyko wywołania nowotworów płuc i nosa. Komisja Health, Safety and Environment, Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa, do procesów spawalniczych charakteryzujących się najwyższymi stężeniami w pyłe chromu (VI) zaliczyła obróbkę przy wykorzystaniu materiałów nierdzewnych elektrodami otulonymi, drutami proszkowymi oraz drutami litymi w osłonie gazów (GMAW, GTAW).

9. Spis rysunków

Rys. 1.1. Przykłady regeneracji części maszyn i urządzeń w Hucie Miedzi Legnica narażonych na zużycie ściernie i korozyjne, (a) rynny zsypanowe, zsypy, sita, (b) czopy wałów, gniazd, rolek prowadzących, (c) rolki biegowe, (d) koła zębate	9
Rys. 2.1. Schemat warstwy napawanej (napoiny).....	11
Rys. 2.2. Schemat zmian mikrostrukturalnych podczas napawania [15].....	12
Rys. 2.3. Schemat – strefy w napoinie powstające w materiałach różnoimiennych [17]	12
Rys. 2.4. Schemat tworzenia się granic podczas narastania kryształów (a) typu I, (b) typu II [19]	13
Rys. 2.5 Wpływ zawartości (a) węgla, (b) pierwiastków stopowych na wartość temperatury Ms [29] 16	
Rys. 2.6. (a) Wielkość ubytku masy w zależności od struktury materiału (b) ubytek masy w zależności od udziału objętościowego węglików (%) [31].....	17
Rys. 2.7. Czynniki wpływające na napawalność (wypadkowa wektorów) rozpatrywane w trzech kategoriach (metalurgicznej, technologicznej i konstrukcyjnej).....	18
Rys. 2.8. Kryterium wyróżniające rodzaje zużywania [1].....	19
Rys. 2.9. Schematy: (a) rodzajów zużycia elementów na skutek ścierania (b) mechanizmów zużycia elementów na skutek ścierania, (c) ścierania spowodowanego przez strumień cząstek ściernych [31].....	20
Rys. 2.10. Schematy procesów zużywania ściernego (a) ścinanie nierówności, (b) ścinanie nierówności ścierniwem, (c) odkształcenie plastyczne materiału w wyniku nierówności [1].....	21
Rys. 2.11. Schemat proces zużycia ściernego przez (a) rysowanie, bruzdowanie przy małym obciążeniu [4], (b) przykład zużycia narzędzi mieszających koncentrat miedziowy w HML.....	21
Rys. 2.12. (a, b) schemat procesu zużycia ściernego przez żłobienie przy dużym obciążeniu [4] (c) przykład mechanizmu narażenia na zużycie ściernie w wyniku żłobienia	22
Rys. 2.13. Schematy zużycia erozyjnego (a) cząstka materiału przed zderzeniem, (b) moment zderzenia, (c) cząstka po odbiciu od podłoża [4], (d) wirnik pompy stosowany w Fabryce Kwasu Siarkowego HML.....	23
Rys. 2.14. Zużycie kawitacyjne (a) schemat procesu[6], (b) przykład zużycia kawitacyjnego łopatkii wirnika wentylatora końcowego oczyszczalni gazów konwertorowych	24
Rys. 2.15. Zużycie zmęczeniowe: (a) schemat [4], (b) przykład - zużycie czopu zestawu kołowego, zjawisko pittingu	24
Rys. 2.16 Schemat mechanizmu korozji elektrochemicznej (galwanicznej) [49].....	26
Rys. 2.17. Zależność intensywności korozji metali od zawartości chlorku sodu w roztworze. Niebieskie pola pokazują zawartość NaCl w wodzie obiegujowej i ściekach w HML - PSZ/OG (dane: 2021 r.).....	27
Rys. 2.18. Mechanizm powstawania korozji wżerowej [51]	28
Rys. 2.19. (a) schemat powstawania korozji szczelinowej (b) I – warstwa pasywna, II – obszar utrudnionego dostępu tlenu, brak możliwości odbudowy warstwy pasywnej [48].....	28
Rys. 2.20. Mechanizm powstawania korozji międzykrystalicznej - przebieg zawartości chromu w strukturze austenitycznej stali C - Ni z wydzieleniami $Cr_{23}C_6$ na granicach ziaren [38]	29
Rys. 2.21. Korozja naprężeniowa: (a) transkrystaliczna, (b) międzykrystaliczna [43].....	30
Rys. 2.22. Schemat zużycia mechaniczno-korozyjnego [53].....	31
Rys. 2.23. Schemat zużycia ściernego pod wpływem wysokich temperatur i działania dużej siły[6]...31	
Rys. 2.24. Schemat procesu FCAW [47]	32
Rys. 2.25. Schematyczne porównanie pola przekroju poprzecznego (a) drutu litego, (b) rdzeniowego proszkowego [4].....	34
Rys. 2.26. Schemat napawania proszkowego metodą PTA[57].....	35
Rys. 2.27. Ogólna klasyfikacja laserowej obróbki inżynierii powierzchni [72]	38
Rys. 2.28. Schemat napawania proszkowego wiązką laserową[73]	39
Rys. 4.1. Schemat - układ ściegów na płytach testowych.....	44

Rys. 4.2. Etapy procesu badawczego realizowanego w ramach dysertacji.....	45
Rys. 4.3. Etapy procesu badawczego dla pojedynczych ściegów.....	47
Rys. 4.4. Schemat próbki o wymiarach 30 x 10 x 10 mm pobranej z płyty napawanej	48
Rys. 4.5. Stanowisko napawania FCAW Lincoln Electric POWERTEC 505S.....	49
Rys. 4.6. Przykładowe napoiny wykonane w procesie napawania łukowego FCAW - pojedyncze ściegi	50
Rys. 4.7. Stanowisko do napawania plazmowego EuTronic GAP 3511 DC.....	52
Rys. 4.8. Wybrane przykładowe napoiny PTA pojedynczych ściegów.....	53
Rys. 4.9. Stanowisko do napawania laserowego diodowy wysokiej mocy (HPDL) LDF 4000-30 firmy LaserLine o mocy maksymalnej 4,0 kW.....	54
Rys. 4.10. Przykładowe napoiny laserowe wykonane w ramach preselekcji parametrów procesowych	55
Rys. 4.11. Schemat budowy warstwy napawanej (a) pole powierzchni napoiny, (b) pole powierzchni strefy wymieszania.....	57
Rys. 4.12. Schemat rozkładu pomiarów mikrotwardości próbki	59
Rys. 4.13. Próbka F/SK600/1C2: (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 30x), (b) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny (pow. 200x), (c) mikrostruktura obszaru napoiny (SEM, pow. 500x)	59
Rys. 4.14. Próbka F/SK900/1D2 (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 30x), (b) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny pow. 200x (1 – warstwa nawęglona, 2 – warstwa odwęglona), (c) mikrostruktura obszaru napoiny (SEM, pow. 500 x).....	61
Rys. 4.15. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki F/SK600/1C2.....	64
Rys. 4.16. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki F/SK900/1D2	64
Rys. 4.17. Zmiana składu chemicznego na przekroju poprzecznym próbki F/SK600/1C2 (SEM/EDS)	65
Rys. 4.18. Zmiana składu chemicznego na przekroju poprzecznym próbki F/SK900/1D2 (SEM/EDS)	65
Rys. 4.19. Mikroanaliza składu chemicznego [%] próbki F/SK900/1D2 w 4 wybranych punktach.....	66
Rys. 4.20. Próbka P/SK600/1I1: (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 30x) (b) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny (pow. 200x), (c) mikrostruktura obszaru napoiny (SEM (a) pow. 500x	67
Rys. 4.21. Profil twardości HV1 na przekroju próbki P/SK600/1I1	69
Rys. 4.22. Zmiana składu chemicznego na przekroju poprzecznym próbki P/SK600/1I1 (SEM/EDS)	69
Rys. 4.23. Próbka P/SK900/1J1: (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 30x) (b) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny (SEM pow. 1000x), (c) mikrostruktura obszaru napoiny (SEM (a) pow. 500x.....	70
Rys. 4.24. Profil twardości HV1 na przekroju próbki 1J1 dla pojedynczego ściegu	71
Rys. 4.25. Zmiana składu chemicznego na przekroju poprzecznym próbki P/SK900/1J1 (SEM/EDS)	71
Rys. 4.26. Próbka L/SK600/1K10: (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 50x), (b) mikrostruktura obszaru napoiny, (SEM, pow. 500x), (c) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny, (SEM, pow. 500x)	74
Rys. 4.27. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki reprezentatywnej L/SK600/1K10.....	76
Rys. 4.28. Rozłożenie pierwiastków na przekroju napoiny próbki reprezentatywnej L/SK600/1K10...76	76
Rys. 4.29. Próbka L/SK900/1L4: (a) makrostruktura napoiny (traw. Adler, pow. 50x), (b) mikrostruktura obszaru przy linii wtopienia napoiny (pow. 200x), (c) mikrostruktura obszaru napoiny, (SEM, pow. 500)	77
Rys. 4.30. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym próbki L/SK900/1L4.....	78
Rys. 4.31. Zmiana składu chemicznego na przekroju poprzecznym próbki L/SK900/1L4 (SEM/EDS)	79
Rys. 4.32. Schemat rozkładu mocy wiązki promieniowania laserowego [103].....	80
Rys. 4.33. Porównanie współczynników udziału metalu podłoża w napoinie w zależności od zastosowanych technik spawalniczych FCAW, PTA, LMWD. Kolorem niebieskim oznaczono napoiny wykonane materiałem SK 600, kolorem zielonym napoiny wykonane materiałem SK 900.....	81

Rys.4.34. Zestawienie średnich wartości twardości napoin w zależności od zastosowanych technik spawalniczych FCAW, PTA, LMWD. Kolorem niebieskim oznaczono napoiny wykonane materiałem SK 600, kolorem zielonym napoiny wykonane materiałem SK 900	82
Rys. 4.35. Etapy wyboru ostatecznych parametrów procesów napawania dla pełnych warstw	83
Rys. 4.36. Przykładowe próbki pełnych warstw napawanych serii J wykonanych w ramach II etapu badań	83
Rys. 4.37. Schemat testu ścieralności typu „rubber wheel” [124]	85
Rys. 4.38. Wymiary oraz schemat próbek przeznaczonych do badań na zużycie ściernie	85
Rys. 4.39. Schemat badań w komorze solnej w rozpylonej kwaśnej mgłę solnej [127].....	88
Rys. 4.40. Przykłady śladów wytarcia po teście odporności ścierniej dla FCAW, PTA i LMWD i materiałów SK 600, SK 900.....	89
Rys. 4.41. Napawanie laserowe (a), (b) drutem ϕ 1,6 mm SK 900, (c) widok trajektorii drutu (lewostronne odchylenie od osi względem głowicy	90
Rys 4.42. Średnie wartości ubytku wagowego zużycia względnego napoin wykonanych metodami FCAW, PTA, LMWD w odniesieniu do materiału referencyjnego (stali S235JR)	92
Rys. 4.43. Przykłady profili 3D śladów wytarcia próbek (a) F/SK600/1C2 i (b) F/SK900/1D3, (c, d) szerokość śladów wytarcia, (e, f) powierzchnia przekroju poprzecznego	94
Rys. 4.44. Makrofotografia próbki F/SK600/1C2.....	94
Rys. 4.45. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka F/SK600/1C2....	95
Rys. 4.46. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego próbek z serii F/SK600/1C2	95
Rys. 4.47. Makrofotografia próbki z serii F/SK900/1D2.....	96
Rys. 4.48. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego próbek z serii F/SK900/1D2	96
Rys. 4.49. Widok powierzchni próbki F/SK900/1D2 po badaniach odporności na zużycie ściernie, powiększenia kolejno: 50x, 200x, 500x	97
Rys. 4.50. Zdjęcie SEM powierzchni próbki F/SK900/1D2 (napoiny) po teście zużycia wraz z punktową analizą składu chemicznego EDS % (wag.)	98
Rys. 4.51. Makrofotografie próbek a) P/SK600/1I1, b) P/SK600/2I1	98
Rys. 4.52. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego próbek z serii P/SK600/1I1	99
Rys. 4.53. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka P/SK600/1I1, powiększenia kolejno: 50x (SEM 200x, 500x)	99
Rys. 4.54. Mikroanaliza składu chemicznego powierzchni wytarcia, próbka P/SK600/1I1 w pkt. 1....	99
Rys. 4.55. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego dla próbki P/SK600/2I1..	100
Rys. 4.56. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka P/SK600/2I1, powiększenia kolejno: 50x, 200x, 500x.....	100
Rys. 4.57. Mikroanaliza składu powierzchni wytarcia, próbka P/SK600/2I1 w pkt. 1.....	101
Rys. 4.58. Makrofotografia próbki (a) P/SK900/1J1, (b) P/SK900/2J1.....	101
Rys. 4.59. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego dla próbki P/SK900/1J1..	101
Rys. 4.60. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka P/SK900/1J1, powiększenia kolejno: 50x, 200x, 500x	102
Rys. 4.61. Mikroanaliza składu wybranej powierzchni wytarcia próbki P/SK900/1J1 w pkt. 1 i 2	103
Rys. 4.62. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego dla próbki P/SK900/2J1..	103
Rys. 4.63. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka P/SK900/2J1 z serii P/SK900/2J, powiększenia kolejno: 50x, 200x, 500x	104
Rys. 4.64. Mikroanaliza składu powierzchni wytarcia, próbka P/SK900/2J1 w pkt. 1 i 2	104
Rys. 4.65. Makrofotografia próbki L/SK600/1K2 i L/SK600/1K8	105
Rys. 4.66. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego próbki L/SK600/1K2.....	105
Rys. 4.67. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka L/SK600/1K2, powiększenia kolejno: 50x (SEM 200x, 500x)	105
Rys. 4.68. Mikroanaliza składu powierzchni wytarcia, próbka L/SK600/1K2 w pkt. 1.....	106

Rys. 4.69. Profil chropowatości powierzchni po próbie zużycia ściernego dla próbki L/SK600/1K8	106
Rys. 4.70. Widok powierzchni po badaniach odporności na zużycie ściernie, próbka L/SK600/1K8, powiększenia kolejno: 50x, 200x, 500x.....	107
Rys. 4.71. Mikroanaliza składu powierzchni wytarcia, próbka L/SK600/1K8 w pkt. 1.....	107
Rys. 4.72. Analiza regresji i korelacji pomiędzy współczynnikiem ścieralności K_{AR} i ubytku masy .	108
Rys. 4.73. Powierzchnia blach kontrolnych po 48 godzinach ekspozycji (a) rozmieszczenie próbek w komorze solnej, (b) widok próbek po wyciągnięciu z komory solnej.....	109
Rys. 4.74. Zdjęcia powierzchni próbek po 96 h testu odporności korozyjnej w komorze solnej	110
Rys. 4.75. Wykres ubytku masy w funkcji czasu testu odporności korozyjnej w komorze solnej	111
Rys. 4.76. Powierzchnia próbki nr F/SK600/1C3: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1	113
Rys. 4.77. Powierzchnia próbki nr F/SK900/1D2: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS z punktu po 480 h testu	114
Rys. 4.78. Powierzchnia próbki nr P/SK900/1J2: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1	115
Rys. 4.79. Powierzchnia próbki nr P/SK900/2J: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1	116
Rys. 4.80. Powierzchnia próbki nr P/SK600/1I1: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1	117
Rys. 4.81. Powierzchnia próbki nr P/SK600/2I2: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1	118
Rys. 4.82. Powierzchnia próbki nr L/SK600/1K2: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1	119
Rys. 4.83. Powierzchnia próbki nr L/SK600/1K8: (a) bezpośrednio po napawaniu, (b) po 480 h testu, (c) powiększony obszar z widocznymi produktami korozji po 480 h testu, (d, e) powierzchnia napoiny po 480 h testu, (f) analiza EDS po 480 h testu w pkt. 1	120

10. Spis tabel

Tab. 1. Typowy skład chemiczny materiałów dodatkowych do napawania wg EN 10204.....	45
Tab. 2. Gazy i mieszaniny gazów zastosowanych podczas napawania wg PN-EN ISO 14175	47
Tab. 3. Parametry procesowego napawania łukowego FCAW (seria C, D).....	51
Tab. 4. Parametry procesowe napawania łukowego PTA.....	53
Tab. 5. Parametry procesowe napawania laserowego - seria K i L.....	55
Tab. 6. Wartości współczynnika udziału materiału w napoinie i szerokości SWC, średnia mikrotwardość w napoinie – seria C, D.....	60
Tab. 7. Wartości współczynnika udziału materiału w napoinie, szerokości SWC, średniej mikrotwardości w napoinie – seria I, J.....	67
Tab. 8. Uzyskane parametry napoin podczas napawania laserowego - seria K i L	72
Tab. 9. Porównanie współczynników udziału metalu podłoża w napoinie otrzymanych w ramach przeprowadzonych badań z danymi literaturowymi [6] [57] [75] [89].....	79
Tab. 10. Parametry testu odporności korozyjnej wg PN-EN ISO 9227:2017-06	87
Tab. 11. Parametry stanu powierzchni dla wybranych próbek serii C, D, I, J	93
Tab. 12. Wybór najkorzystniejszych parametrów pod względem własności użytkowych	124
Tab. 13. Analiza parametrów użytkowych w odniesieniu do poszczególnych metod napawania.....	124
Tab. 14 Analiza rodzajów zużycia występujących w HML.....	150

11. Bibliografia

- [1] L. A. Dobrzański, Kształtowanie struktury i własności powierzchni materiałów inżynierskich i biomedycznych, Gliwice: IMiB Politechnika Śląska, 2009.
- [2] W. Michalski, R. Klaus i O. Tilipałow, Procesy naprawy maszyn - teoria praktyka, Olsztyn-Kaliningrad, 2002.
- [3] T. Kałdoński, Podstawowe problemy analizowania procesów tribologicznych, Warszawa: Wydawnictwo Wojskowej Akademii Technicznej, 2015.
- [4] S. Nosal, Tribologia: wprowadzenie do zagadnień tarcia, zużywania i smarowania, Poznań: Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 2012.
- [5] P. Sadowski, „Model elementarnego procesu zużywania ściernego,” *Tribologia Vol. 4*, pp. 179-188, 2009.
- [6] A. Klimpel, Napawanie i natryskiwanie cieplne. Technologie, Warszawa: WNT, 2009.
- [7] J. Wrotkowski i E. Madej, Regeneracja części spawaniem i napawaniem, Warszawa: WNT, 1973.
- [8] J. Wojdak, P. Sędlak, P. Wanke i T. Stawicki, „Analiza rozwoju metod regeneracji części maszyn w aspekcie przemian gospodarczych,” *Inżynieria Rolnicza Vol 1, 110*, pp. 347-353, 2009.
- [9] W. Tomczyk, „Aspekty ekonomiczne ekologicznych procesów odnowy i eksploatacji maszyn i urządzeń,” *Inżynieria Rolnicza Vol. 12, nr 9(107)*, pp. 305-310, 2008.
- [10] A. Kułasza, M. Chalimoniuk, M. Wieczorowski i D. Brzozowski, „The assessment of defects and discontinuities in weldings by means of computed tomography,” *Przegląd Spawalnictwa, Vol. 87, nr 12*, pp. 31-34, 2015.
- [11] J. Jakubowski, P. Wysocki i J. Senkara, „Selektywne regeneracyjne napawanie plazmowe warstw Ni-WC na tytanowe łopatkę sprężarki silnika lotniczego,” *Przegląd Spawalnictwa, Vol. 83, nr 9*, pp. 38-42., 2011.
- [12] M. Pashechko, M. Dziedzic i K. Barszcz, „Study of coatings obtained from alloy Fe-Mn-C-B-Si-Ni-Cr,” *Advances in Science and Technology Research Journal. Vol. 10, nr 31*, pp. 194-198, 2016.
- [13] M. Niemczewska-Wójcik, , Dualny system charakteryzowania powierzchni technologicznej i eksploatacyjnej warstwy wierzchniej elementów trących, Radom: Wydawnictwo Naukowe Instytutu Technologii Eksploatacji, 2018.
- [14] P. Adamiec i J. Dziubiński, Regeneracja i wytwarzanie warstw wierzchnich elementów maszyn transportowych, Gliwice: Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 1999.
- [15] H. P. Kim i D. J. Kim, „Intergranular Corrosion of Stainless Steel,” *Corrosion Science and Technology Vol.17, No.4*, pp. 183-192, 2018.
- [16] E. Tasak, Metalurgia spawania, Kraków: JAK, 2008.
- [17] A. Gruszczak i J. Górka, „Niejednorodność składu chemicznego i struktury spoin i napoin,” *Przegląd spawalnictwa 2, Vol. 82*, pp. 3-7, 2010.
- [18] K. Sindo, *Welding Metallurgy*, 2nd ed., New Jersey: Wiley Interscience, 2003.
- [19] M. Blicharski, „Zmiany mikrostruktury w połączeniach spawanych różniamiennych materiałów stosowanych w energetyce,” *Przegląd Spawalnictwa 3, Vol. 85*, pp. 2-13, 2013.
- [20] M. Głowacka, J. Łabanowski i M. Landowski, Współczesne materiały inżynierskie. Wybrane grupy materiałów, wyd. 1, Grańsk: Politechnika Gdańska, 2022.
- [21] K. Wieczerek, *Charakterystyka wybranych stopów z układu Fe-Cr-Ni-Mo-C.*, Kraków: Rozprawa doktorska, Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie, 2018.

- [22] W. Wołczyński, „Krystalizacja dendrytyczna stanu ciekłego (cz. I),” *LAB*, Vol. 5, pp. 6-13, 2019.
- [23] J. Krawiarz, „Badania makroskopowe tworzyw metalicznych,” w *Metaloznawstwo : wybrane zagadnienia / pod red. J. Pacyny*, Kraków, Wydawnictwa Naukowe / Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie, 2005.
- [24] W. F. Savage, E. F. Nippes i E. S. Szekers, „A study of Fusion boundary phenomena in a low alloy steel,” *Welding Journal*, Vol. 9, pp. 260-268, 1976.
- [25] D. S. Duvall i W. A. Owczarski, „Fusion line composition gradient in arc welded alloy,” *Welding Journal* Vol. 47, pp. 115-120, 1968.
- [26] S. Ścieżka i M. Żołnierz, *Eksploatacja maszyn. Cz. 1, Trwałość eksploatacyjna i regeneracja elementów maszyn*, Gliwice: Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 2012.
- [27] K. Przybyłowicz, *Metaloznawstwo*, Warszawa: WNT, 1999.
- [28] Z. Kędzierski, *Przemiany fazowe w metalach i stopach*, Kraków: AGH, 2001.
- [29] R. Dziurka, *Przemiany fazowe podczas niskiego i średniego odpuszczania oraz ich wpływ na własności stali*, Kraków: Rozprawa doktorska, Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie, 2017, p. 8.
- [30] M. Blicharski, *Inżynieria materiałowa. Stal*, Wyd. 2, Warszawa: PWN, 2017.
- [31] DURMAT, „Hard-facing – DURUM VERSCHLEISS-SCHUTZ,” [Online]. Available: <https://durmat.com/en/service/hard-facing/>. [Data uzyskania dostępu: 16 03 2022].
- [32] D. Kopycińska i S. Pisany, „Influence of Tungsten and Titanium,” *Archives of foundry engineering* Vol. 12, Iss. 1, pp. 57-60, 2012.
- [33] T. A. Passos, H. Costa, F. K. C. Luz i G. Pintaude, „The Effect of the Dilution Level on Microstructure and Wear Resistance of Fe-Cr-CV Hardfacing Coatings Deposited by PTA-P,” *Coatings* Vol. 12 Iss. 12, pp. 1-14, 2022.
- [34] K. Holmberg, P. Kivikytö-Reponen, P. Härkisaari, K. Valtonen i A. Erdemir, „Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry,” *Tribology International* Vol. 115, p. 116–139, 2017.
- [35] J. Słota, A. Kubit, I. Gajdoš, T. Trzepieciński i L. Kaščák, „A Comparative Study of Hardfacing Deposits Using a Modified Tribological Testing Strategy,” *Lubricants* Vol. 10 Iss. 8, pp. 1-18, 2022.
- [36] A. Sundstrom, J. Rendón i M. Olsson, „Wear behaviour of some low alloyed steels under combined impact/abrasion contact conditions,” *Wear* Vol. 250, p. 744–754, 2001.
- [37] A. Misra i I. A. Finnie, „Review of the abrasive wear of metals,” *Journal of Engineering Materials and Technology* Vol. 104, p. 94–101, 1982.
- [38] A. Gierek, *Zużycie trybologiczne*, Gliwice: Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 2005.
- [39] J. P. Davim, *Tribology for Engineers A Practical Guide*, Aveiro: WP Woodhead Publishing, 2011.
- [40] H. Dong, „Surface engineering of Light alloys,” Elsevier, 2010.
- [41] M. Kurtz, *Handbook of environmental degradation of materials*, 3th ed., Oxford: Elsevier, 2018.
- [42] V. Ratia-Hanby, K. Valtonen i V. T. Kuokkala, „Impact-abrasion wear of wear-resistant steels at perpendicular and tilted angles,” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology* Vol. 208, pp. 868-877, 2013.
- [43] M. Paszczko, M. Kindrachuk, V. Labunets, K. Dziedzic, O. Radko i O. Korbut, *Tribologia*, Lublin: Politechnika Lubelska, 2017.
- [44] D. E. Zakrzewska i A. K. Krella, „Cavitation erosion resistance influence of material properties,” *Advances in Materials Science*, Vol. 19, No. 4 (62), pp. 18-34, 2019.
- [45] M. Szala, „Cavitation Erosion, Abrasive and Sliding Wear Behavior of Metal-Based Structures,” *Metals* Vol. 12 (3), 373, pp. 1-2, 2022.
- [46] C. E. Brennen, *Cavitation and Bubble Dynamics*, Cambridge: Cambridge University Press, 2015.

- [47] M. G. Fontana, Corrosion engineering, 3th. ed., New York: McGraw-Hill, 1986.
- [48] J. Czuchryj i S. Sikora, Badania wizualne złączy spawanych, wyd. 5, Gliwice: Instytut Spawalnictwa, 2019.
- [49] N. Perez, Electrochemistry and Corrosion Science, Boston: Kluwer Academic Publishers, 2004.
- [50] B. Surowska, Wybrane zagadnienia z korozji i ochrony przed korozją,, Lublin: Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej,, 2009.
- [51] F. B. Mansfeld, Corrosion Mechanisms, SRC Press Taylor & Francis Ltd., 2019.
- [52] R. A. Perren, T. A. Suter, P. J. Uggowitz, L. Weber, R. Magdowski, H. Bohni i M. O. Speidel, „Corrosion resistance o super duplex steels in chloride ion containing environments: investigation by means of a new microelectrochemical method: II. Influence of precipitates,” *Science Direct*, pp. 727-745, 2001.
- [53] A. Dalmau, C. Richard i A. I. Munoz , „Degradation mechanisms in martensitic stainless steels: wear, corrosion and tribocorrosion appraisal | Semantic Scholar,” *Elsevier*, pp. 1-29, 2018.
- [54] TWI, „What is Flux-Cored Arc Welding (FCAW aka Dual Shield Welding)? - TWI (twi-global.com),” [Online]. Available: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/flux-cored-arc-welding-fcaw>. [Data uzyskania dostępu: 3 2023].
- [55] P. Sathiya, S. Aravinda, P. M. Ajith, B. Arivazhagan i H. A. Noorul, „Microstructural Characteristics on Bead on Plate Welding of AISI 904 L Super Austenitic Stainless Steel Using Gas Metal Arc Welding Process,” *Engineering, Science and Technology*, Vol.2, No.6,, pp. 189-199, 2010.
- [56] F. Kolahan i M. Heidari, „New Approach for Predicting and Optimizing Weld Bead Geometry in GMA.,” *International Journal of Mechanical Systems Science and Engineering Vol 2*, pp. 138-142, 2010.
- [57] L. Łatka i P. Biskup, „Development in PTA Surface Modifications – A Review,” *Advances in Materials Science Vol. 20, No. 2(64)*, 2020.
- [58] B. Skowrońska, W. Sokołowski i R. Rostamian, „Structural investigation of the Plasma Transferred Arc hardfaced glass mold after operation,” *Welding Technology Review*, Vol. 92(3), pp. 55-65, 2020.
- [59] E. A. Albertli, B. M. P. Bueno i A. S. C. M. D’Oliveira, „Additive manufacturing using plasma transferred arc,” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 83, pp. 1861-1871, 2016.
- [60] J. G. M. Rojas, T. Wolfe, B. A. Fleck i A. J. Quershi, „Plasma transferred arc additive manufacturing of nickel metal matrix composites,” *Manufacturing Letters*, Vol. 18, pp. 31-34, 2018.
- [61] E. M. Perez-Soriano, E. Ariza, C. Arevalo, I. Montealegre-Melendez, M. Kitzmantel i E. Neubauer, „Montealegre-Melendez I. Kitzmantel M. Neubauer E. Processing by additive manufacturing based on plasma transferred arc of hastelloy in air and argon atmosphere,” *Metals Vol. 10(2)*, p. 200, 2020.
- [62] U. Reisingen, B. Balashov, L. Stein i C. Geffers, „Nanophase hardfacing new possibilities for functional surfaces,” *Materials Science Forum*, pp. 870-875, 2010.
- [63] H. Hinners, Konyashin, I. B. Ries, M. Petrzhhik, E. A. Levashov, D. Park, T. Weirich, J. Mayer i A. A. Mazilkin, „Novel hardmetals with nano-grain reinforced binder for hard-facings,” *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 67, pp. 98-104, 2017.
- [64] M. Alvarez-Vera, J. C. Torres-Mendez, H. Hdz-Garcia, M. Hernandez-Rodriguez, J. L. Acevedo-Davila, A. I. Mtz-Enriquez i R. Munoz-Arroyo, „Wear resistance of TiN or AlTiN nanostructured Ni-based hardfacing by PTA under pin on disc test,” *Materials Science, Wear*, 426-427, pp. 1584- 1593, 30 4 2019.
- [65] TWI, „Equipment for Plasma Welding - TWI (twi-global.com),” [Online]. Available: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/equipment-for-plasma-welding-018>. [Data uzyskania dostępu: 3 2023].

- [66] J. Górka, A. Czupryński, T. Kik i M. Melcer, „Przemysłowe aplikacje napawania plazmowego proszkowego,” *Przegląd Spawalnictwa* 9/2011, pp. 87-94.
- [67] A. Klimpel, T. Kik, J. Górka, A. Czupryński i P. Hajduk, „Robotized PTA surfacing of nanomaterial layers,” *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 37/2, pp. 644-651, 12 2009.
- [68] M. Boulos, P. Fauchais i E. Pfender, „Plasma torches for cutting, welding and PTA coatings,” *Materials Science*, 2017.
- [69] P. F. Mendez, K. Bell, N. Barnes, S. D. Borle, S. S. Gajapathi, H. Guest, S. D. Izadi, A. K. Gol i G. Wood, „Welding processes for wear resistant overlays,” *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 16, pp. 4-25, 2014.
- [70] T. Burakowski i T. Wierzchoń, *Inżynieria powierzchni metali*, Warszawa: WNT, 1995.
- [71] J. Radziejewska, *Laserowa modyfikacja właściwości warstwy wierzchniej wspomagana nagiataniem*, Warszawa: Druk Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, 2011.
- [72] R. Xudong, „Laser Shocking Nano-Crystalization and High-Temperature Modification Technology, ISBN 978-3-662-46443-4,” *Springer-Verlag Berlin Heidelberg*, 2015.
- [73] P. Kołodziejczak, D. Golański, T. Chmielewski i M. Chmielewski, „Microstructure of Rhenium Doped Ni-Cr Deposits Produced by Laser Cladding,” *Materials* Vol 14, 2745, pp. 1-24, 2021.
- [74] T. Burakowski, *Rola pochłaniania promieniowania w procesie nagrzewania laserowego. Zeszyt 245/2010.*, Warszawa: Prace Instytutu Elektrotechniki, pp. 209-222, 2010.
- [75] M. Tayebi, H. M. Soltani i A. Rajaei, „Laser Welding,” w *Welding Principles and Application*, IntechOpen, 2022.
- [76] E. Beyer, *Schweißen mit Laser – Grundlagen* (first ed.), Springer, 1995.
- [77] K. H. Leong i H. K. Geyer, „Laser beam welding of any metal,” pp. 3-12, 1998.
- [78] K. H. Leong, H. K. Geyer, K. R. Sabo i P. G. Sanders, *Predicting Threshold laser beam irradiances for melting and welding*, Illinois, 1997, pp. 227-231.
- [79] J. Enz, C. Carrarin, S. Riekehr, V. Ventzke i N. Kashaev, „Hot cracking behaviour of an autogenously laser welded Al-Cu-Li alloy,” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 95 (1), pp. 299-310, 2017.
- [80] M. Froend, V. Ventzke, J. Enz, B. Klusemann i N. Kashaev, „Thermal analysis of wire-based direct energy deposition of Al-Mg using different laser irradiances,” nr 29, 2019.
- [81] T. Burakowski, W. Napadłek, A. Woźniak i I. Kalman, „Doświadczalne określenie wpływu gęstości mocy promieniowania laserowego $\lambda = 1064$ nm. na efektywność jednoimpulsowego teksturowania stali 41Cr4,” *Prace Instytutu Elektroniki zeszyt 256*, pp. 7-21, 2012.
- [82] E. Toyserkani, A. Khajepour i S. F. Corbin, *Laser Cladding*, CRC Press, 2004.
- [83] T. Baraniecki, E. Chlebus, M. Dziatkiewicz, M. Kędzia, J. Reiner i M. Wiercioch, „System for laser micro surfacing of metal powder,” *Welding International* Vol. 30, Iss. 2, pp. 98-102, 2016.
- [84] M. Caturvedi i S. A. Vendan, „Laser Beam Welding and Design,” w *Advanced Welding Techniques*, Singapore, Springer, 2021.
- [85] P. Jurewicz, W. Rafajłowicz, J. Reiner i E. Rafajłowicz, *Sterowanie procesem napawania laserowego bazujące na przetwarzaniu obrazów*, Warszawa: EXIT, 2021.
- [86] C. T. Kwok, *Laser Surface Modification of Alloys for Corrosion and Erosion Resistance*, Woodhead Publishing Series in Materials and Surface Engineering, 2012.
- [87] P. W. Milonni i J. H. Eberly, *Laser Physics*, New Jersey: Hoboken, John Wiley & Sons, Inc, 2010.
- [88] S. Katayama, *Fundamentals and Details of Laser Welding*, Springer, 2020.
- [89] L. Xinju, *Laser Technology*, CRC Press, 2010.
- [90] M. G. Birger, V. N. Moskivitin, A. E. Polyakov i V. E. Arkhipov, „Industrial laser cladding: Current state and future,” *Welding International*, Vol. 25 (3), pp. 234-243, 2011.

- [91] J. Kusiński, *Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej*, Kraków: Akapit, 2000.
- [92] R. Singh, D. Kumar, S. K. Mishra i S. K. Tieari, „Laser cladding for Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance,” *Surface Coatings Technology*, Vol. 251, pp. 87-97, 2014.
- [93] J. A. Pinkerton, „Advances in the modeling of laser direct metal deposition,” *Journal of Laser Applications Vol. 27*, p. 150, 2015.
- [94] W. Napadłek, W. Chrzanowski i A. Woźniak, „Przyrostowe technologie 3d w odbudowie kształtu zużytych eksploatacyjnie łopat turbin parowych,” *Autobusy: technika, eksploatacja, systemy transportowe nr 12*, pp. 1147-1151, 2017.
- [95] M. Froend, S. Riekehr, N. Kashaev, B. Klusemann i J. Enz, „Process development for wire-based laser metal deposition of 5087 aluminium alloy by using fibre laser,” *Journal of Manufacturing Processes*, nr 34, pp. 721 - 732, 2018.
- [96] W. Tomczyk, „Obsługi techniczne w procesie odnowy i utrzymania maszyn i urządzeń rolniczych,” *Inżynieria Rolnicza Vol. 13 nr 6/6*, pp. 301-307, 2009.
- [97] W. Tomczyk, „Efektywność regeneracji części maszyn w aspekcie ochrony środowiska,” *Journal of Research and Applications in Agricultural Engineering*, Vol. 52, pp. 57 - 60, 2007.
- [98] F. Silze, M. Schnick, I. Sizova i M. Bambach, „Laser Metal Deposition of Ti-6Al-4V with a Direct Diode Laser Set-up and Coaxial Material Feed,” *Procedia Manufacturing Vol. 47*, pp. 1154-1158, 2020.
- [99] F. Liu, S. S. Ji, T. Shi, L. Wan, S. H. Shi i G. Y. Fu, „Parametric study of the three-beam laser inside coaxial wire feeding additive manufacturing,” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology Vol. 123*, p. 313–330, 2022.
- [100] M. Kotar , M. Fujishima, G. N. Levy i E. Govekar, „Advances in the understanding of the annular laser beam wire cladding process,” *Journal of Materials Processing Tech. Vol. 294*, pp. 1-12, 2021.
- [101] A. Barroi, A. G. Goncalves, J. Hermsdorf, S. Kaierle i L. Overmeyer, „Influence of laser power on the shape of single tracks in scanner based laser wire cladding,” *Physics Procedia Vol. 83*, p. 667 – 673, 2016.
- [102] H. Yao, J. Gong, S. Cheng, C. Liu i H. Huang, „Effects of Travel Speed on the Microstructure and Abrasion Resistance of Hardfacing Alloys Deposited with Composite Powder Particles and Solid Wire,” *Metals Vol. 10 Iss. 6*, pp. 1-22, 2020.
- [103] A. Czupryński, „Comparison of Properties of Hardfaced Layers Made by a Metal-Core-Covered Tubular Electrode with a Special Chemical Composition,” *Materials Vol 13, Iss 23*, 2020.
- [104] L. Quintino, O. Liskevich, L. Vilarinho i A. Scotti, „Heat input in full penetration welds in gas metal arc welding (GMAW),” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology Vol. 68*, p. 2833–2840, 2013.
- [105] C. Tippayasam , C. Taengwa , J. Palomas , T. Siripongsakul, T. Thaweechai i A. Kaewvilai, „Effects of flux-cored arc welding technology on microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloy,” *Materials Today Communications Vol 35*, 2023.
- [106] J. Saewe, M. B. Wilms, J. Lucas i J. H. Schleifenbaum, „Influence of Preheating Temperature on Hardness and Microstructure of High-Speed Steel hs6-5-3-8 Manufactured by Laser Powder Bed Fusion,” *Metal Additive Manufacturing Conference (MAMC): Örebro, Sweden*, 2019.
- [107] S. Zanzarin, S. Bengtsson i A. Molinari, „Study of carbide dissolution into the matrix during laser cladding of carbon steel plate with tungsten carbides-stellite powders,” *Journal of Laser Applications Vol. 27*, pp. 292-299, 2009.
- [108] A. Czupryński i M. Pawlyta, „Influence of Preheating Temperature on Structural and Mechanical Properties of a Laser-Welded MMC Cobalt Based Coating Reinforced by TiC and PCD Particles,” *Materials Vol. 15 Iss. 4*, pp. 1-19, 2022.

- [109] A. Klimpel, J. Górka i A. Czupryński, „Comparison of chromium cast iron deposits of wear plates,” *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering Vol. 18*, p. 387–390, 2006.
- [110] J. Brezinová, J. Viňáš, A. Guzanová, J. Živčák, J. Brezina, H. Sailer, M. Vojtko, M. Džupon, A. Volkov, L. Kolařík, P. Rohan i V. Puchý, „Selected Properties of Hardfacing Layers Created by PTA Technology,” *Metals Vol. 11 Iss. 1*, pp. 1-21, 2021.
- [111] S. Bazychowska, R. Starosta i K. Dud, „Quantitative assessment of the influence of plasma hardfacing parameters on the metallurgical melting of an austenitic steel coating with a substrate material made of c45 steel,” *Journal of KONBiN Vol. 52, Iss. 3*, pp. 27-51, 2022.
- [112] P. Jovičević-Klug i B. Podgornik, „Comparative study of conventional and deep cryogenic treatment of AISI M3:2 (EN 1.3395) high-speed steel,” *Journal of Materials Research and Technology Vol. 9*, p. 13118–13127, 2020.
- [113] H. Helmer, A. Bauereiß, R. F. Singer i C. Körner, „Grain structure evolution in Inconel 718 during selective electron beam melting Mater,” *Materials Science and Engineering Vol. 668*, pp. 180-187, 2016.
- [114] X. Li i W. Tan, „Numerical investigation of effects of nucleation mechanisms on grain structure in metal additive manufacturing,” *Computational Materials Science Vol. 153*, nr 153, pp. 159-169, 2018.
- [115] F. Yan, W. Xiong i E. J. Faierson, „Grain structure control of additively manufactured metallic material,” *Materials Vol. 10, Iss. 11*, nr 10, pp. 1-11, 2017.
- [116] H. L. Wei, J. Mzumder i T. Debroy, „Evolution of solidification texture during additive manufacturing,” *Scientific Reports Vol. 5 (2015), No. 16446*, pp. 1-7, 2015.
- [117] I. Hulka, L. D. Utu, D. Avram, M. L. Dan, A. Pascu, E. M. Stanciu i L. C. Roată, „Influence of the Laser Cladding Parameters on the Morphology, Wear and Corrosion Resistance of WC-Co/NiCrBSi Composite Coatings,” *Materials Vol. 14 Iss. 19*, pp. 1-16, 2021.
- [118] S. Zhou i X. Dai, „Laser induction hybrid rapid cladding of WC particles reinforced NiCrBSi composite coatings,” *Applied Surface Science Vol 256*, p. 4708–4714, 2010.
- [119] C. P. Paul, E. Alemohammad, E. Toyserkani, A. Khajepour i S. Corbin, „Cladding of WC-12 Co on low carbon steel using a pulsed Nd:YAG laser,” *Mater. Sci. Eng. A 464*, p. 170–176, 2017.
- [120] T. Poloczek i A. Kotarska, „Effect of laser cladding parameters on structure properties of cobalt-based coatings,” *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. Vol. 916*, 2020.
- [121] C. Zhong, N. Pirch, A. Gasser, R. Poprawe i J. H. Schleifenbaum, „The Influence of the Powder Stream on High-Deposition-Rate Laser Metal Deposition with Inconel 718,” *Metals Vol. 7(10), 443*, pp. 1-10, 2017.
- [122] A. E. Pilehrood, A. Mashhuriazar, A. H. Baghdadi, Z. Sajuri i H. Omidvar, „Effect of Laser Metal Deposition Parameters on the Characteristics of Stellite 6 Deposited Layers on Precipitation-Hardened Stainless Steel,” *Materials (Basel). 2021 VOL. 14(19): 5662*, pp. 1-20, 2021.
- [123] W. Napadłek i A. Laber, „Badania wybranych właściwości wysokodispersyjnych napoin wytworzonych techniką laserową przeznaczonych na elementy maszyn o podwyższonej odporności na zużycie w warunkach tarcia,” *Tribologia Vol 5*, pp. 21-36, 2010.
- [124] H. Ashrafzadeh, A. McDonald i P. Mertiny, „Erosive and Abrasive Wear Resistance of Polyurethane Liners,” w *World's largest Science, Technology & Medicine Open Access book publisher*, Intech, 2017, pp. 131-154.
- [125] R. Nyc, „Ocena zużycia współpracujących powierzchni elementów maszyn na podstawie krzywych nośności,” *Tribologia nr 3/2001*, pp. 349-355, 2001.
- [126] M. Wieczorowski, A. Cellary i J. Chajda, *Przewodnik po pomiarach nierówności powierzchni, czyli o chropowatości i nie tylko*, Poznań: M-druk, 2003.

- [127] X. Qian, J. Jin, S. Lu i L. Longjin, „Research on salt spray test of power facilities based on standardized laboratory construction,” *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*, Vol782(3), pp. 1-9, 2020.
- [128] M. Motta, A. G. Demir i B. Previtali, „High-speed imaging and process characterization of coaxial laser metal wire deposition,” *Additive Manufacturing Vol. 22*, pp. 497-507, 2018.
- [129] T. E. Abioye, J. Folkes i A. T. Clare, „A parametric study of Inconel 625 wire laser deposition,” *Journal of Materials Processing Technology Vol. 213, Iss. 12*, pp. 2145-2151, 2013.
- [130] A. Zapata , C. Bernauer, C. Stadter, C. G. Kolb i M. F. Zaeh, „Investigation on the Cause-Effect Relationships between the Process Parameters and the Resulting Geometric Properties for Wire-Based Coaxial Laser Metal Deposition,” *Metals Vol. 12*, pp. 1-20, 2022.
- [131] T. Hejwowski, „Erosive and abrasive wear resistance of overlay coatings, Vol 83,” 2029, p. 166–170.
- [132] M. Keränen, *Effect of welding parameters of plasma transferred arc welding method on abrasive wear resistance of 12V tool steel deposit. Ph.D. Thesis*, Aalto University School of Science and Technology, Espoo, Finland, 2010.
- [133] M. Bembenek, P. Prysyazhnyuk, T. Shihab, R. Machnik i O. Ivan, „Microstructure and Wear Characterization of the Fe-Mo-B-C—Based Hardfacing Alloys Deposited by Flux-Cored Flux-Cored Arc Welding,” *Materials Vol. 15*, pp. 1-22, 2022.
- [134] L. Zong, N. Guo, R. Li i H. Yu, „Effect of B Content on Microstructure and Wear Resistance of Fe-3Ti-4C Hardfacing Alloys Produced by Plasma-Transferred Arc Welding,” *Coatings Vol. 9 Iss. 4*, pp. 1-20, 2019.
- [135] S. Ren i J. Zhu, „Wear mechanisms and hardness thresholds under repeated impact contact loading,” *Science China Technological Sciences Vol. 61*, p. 124–128, 2017.
- [136] Q. Bai, C. Ouyang, C. Zhao, B. Han i Y. Lui, „Microstructure and Wear Resistance of Laser Cladding of Fe-Based Alloy Coatings in Different Areas of Cladding Layer,” *Materials Vol. 14*, pp. 1-22, 2021.
- [137] S. Y. Xie, R. D. Li, T. C. Yuan, K. C. Zhou, B. Song i Y. S. Shi, „Laser cladding assisted by friction stir processing for preparation of deformed crack-free Ni-Cr-Fe coating with nanostructure,” *Optics & Laser Technology Vol. 99*, p. 374–381, 2018.
- [138] U. Kamachi i M. G. Pujar , „3 - Pitting Corrosion of Austenitic Stainless Steels and Their Weldments,” w *Steels, Corrosion of Austenitic Stainless*, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2002, pp. 74-105.
- [139] A. C. Murariu i N. Pleşu, „Investigations on corrosion behaviour of welded joint in ASTM A355P5 alloy steel pipe,” *International Journal of Electrochemical Science, vol. 10, Iss. 12*, p. 10832–10846, 2015.
- [140] K. Zaleski, J. Matuszak i R. Zaleski, *Metrologia warstwy wierzchniej*, Lublin: Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej, 2018.
- [141] A. Dalmau, C. Richard i A. Igual – Muñoz, „Degradation mechanisms in martensitic stainless steels: Wear, corrosion and tribocorrosion appraisal,” *Tribology International Vol. 121*, pp. 167-179, 2018.
- [142] X. Chen, A. Singh, S. Konovalov, J. R. Hirsch i K. Wang, „Corrosion of Materials after Advanced Surface Processing, Joining, and Welding,” *International Journal of Corrosion Vol. 18*, pp. 1-23, 2018.
- [143] K. V. Akpanyung i R. T. Loto, „Pitting corrosion evaluation: a review,” *Journal of Physics: Conference Series, Vol 1378, Iss. 2*, pp. 1-15, 2019.
- [144] R. T. Loto, „ting corrosion evaluationof austenitic stainless steel type 304 in acid chloride medi,” *Journal of Materials and Environmental Science Vol. 4, Iss. 4*, pp. 448-459.
- [145] A. C. Murariu i N. Plesu, „Investigations on Corrosion Behaviour of Welded Joint in ASTM A355P5 Alloy Steel Pipe,” *International Journal of Electrochemical Science Vol. 10* , pp. 10832 - 10846, 2015.

- [146] L. Wang, J. Zhang, Y. Gao, Q. Xue, L. Hu i T. Xu, „Grain size effect in corrosion behavior of electrodeposited nanocrystalline Ni coatings in alkaline solution,” *Scripta Materialia Vol. 55, Iss. 7*, pp. 657-660, 2006.
- [147] S. Nasser, *Manufacturing Processes - Metal Inert Gas Welding (MIG)*, Southern Polytechnic State University, 2013.
- [148] J. Apanowicz, *Metodologia ogólna*, Gdynia, 2002, s. 62-77.
- [149] J. Jóźwik, J. A. Pytka, P. T. Tarkowski i T. Budzyński, „Method for testing and evaluating grassy runway surface,” *Journal of Aircraft. nr 1, Vol. 54*, pp. 229-234, 2017.
- [150] J. Jóźwik, K. Dziedzic, I. Usydus, P. Raos i G. M. Królczyk, „HS 6-5-2 steel surface layer development in carbonitriding with zero-flow method,” *Tehnicki Vjesnik - Technical Gazette 23, Vol. 5*, pp. 1405-1409, 2016.
- [151] K. Czapczyk, *Badania właściwości mechanicznych i tribologicznych nanokompozytowej powłoki Ni-P/Si₃N₄ osadzonej metodą redukcji chemicznej na stopie aluminium AW-7075 stosowanym na części maszyn*, Poznań: Rozprawa doktorska, 2019, pp. 1-3.
- [152] W. Wang, S. Qian i X. Zhou, „Microstructure and properties of TiN/Ni composite coating prepared by plasma transferred arc scanning process,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 19, Iss. 5*, pp. 1180-1184, 2009.
- [153] M. Bober i J. Senkara, „Comparative tests of plasma-surfaced nickel layers with chromium and titanium carbides,” *Welding International, Vol. 30(2)*, pp. 1-5, 5 2015.
- [154] C. M. D'Oliveira, R. S. Paredes i R. L. Santos, „Pulsed current plasma transferred arc hardfacing,” *Journal of Materials Processing Technology Vol. 171*, pp. 167-174, 2006.
- [155] S. Kou, *Welding Metallurgy*, 2ed. ed., Wiley, 2003.
- [156] E. R. Bohnart, *Welding: Principles & Practices 4th ed.*, The McGraw-Hill Companies, 2011.
- [157] A. Scotti, V. Ponomarev i W. Lucasc, „Interchangeable metal transfer phenomenon in GMA welding: Features, mechanisms, classification,” *Journal of Materials Processing Technology, Vol. 214, Iss. 11*, pp. 2488-2496, 2014.
- [158] J. Baszkiewicz i M. Kamiński, *Korozja Materiałów*, Warszawa: Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, 2006.
- [159] M. M. Lachowicz, *Elektrochemiczne i mikrostrukturalne aspekty rozwoju niszczenia korozyjnego części maszyn i urządzeń*, Radom: Łukasiewicz – Instytut Technologii Eksploatacji, 2020.
- [160] F. Armao, L. Byall, D. Kotecki i D. Miller, *Gas Metal Arc Welding Product and Procedure Selection*.

12. Wykaz zastosowanych norm

1. ASTM G73-10 - Standard Test Method for Liquid Impingement Erosion Using Rotating Apparatus, ASTM International, 2021.
2. ASTM G119-09 - Standard Guide for Determining Synergism Between Wear and Corrosion, ASTM International, 2021.
3. ASTM G65-16:2021 - Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus, ASTM, 2021.
4. PN-EN ISO 17637:2017-02 - Badania nieniszczące złączy spawanych - Badania wizualne złączy spawanych., PKN, 2017.
5. PN-EN ISO 17639:2013-12 - Badania niszczące spawanych złączy metali - Badania makroskopowe i mikroskopowe złączy spawanych., PKN, 2013.

6. PN-EN ISO 9015-2:2016-04 - Badania niszczące złączy spawanych metali - Badanie twardości - Część 2: Badanie mikrotwardości złączy spawanych łukowo., PKN, 2016.
7. PN-EN ISO 6507-1:2018-05 - Metale - Pomiar twardości sposobem Vickersa - Część 1: Metoda badań., PKN, 2018.
8. PN-EN ISO 9227:2017-06 - Badania korozyjne w sztucznych atmosferach - Badania w rozpylonej solance., PKN, 2017.
9. PN-EN ISO 14343:2017-06 - Materiały dodatkowe do spawania - Druty elektrodowe, taśmy elektrodowe, druty i pręty do spawania łukowego stali nierdzewnych i żaroodpornych - Klasyfikacja, PKN, 2017.
10. PN-EN 14700:2014-06 - Materiały dodatkowe do spawania - Materiały dodatkowe do napawania utwardzającego, PKN, 2014.
11. PN-EN ISO 14175:2019 - Materiały dodatkowe do spawania - Gazy i mieszaniny gazów do spawania i procesów pokrewnych, PKN, 2019.
12. PN-EN ISO 4063: 2011 - Spawanie i procesy pokrewne - Nazwy i numery procesów, PKN, 2011.
13. PN-EN 10204 - Wyroby metalowe - Rodzaje dokumentów kontroli, PKN, 2006.
14. PN-EN ISO 21920-2:2022-06 - Specyfikacje geometrii wyrobów (GPS) - Struktura geometryczna powierzchni: Profil -Część 2: Terminy, definicje i parametry struktury geometrycznej powierzchni, PKN, 2022.
15. PN-EN ISO 13565-2 - Struktura geometryczna powierzchni: metoda profilowa; powierzchnie o warstwowych właściwościach funkcjonalnych. Opis wysokości za pomocą linearyzacji krzywej udziału materiałowego, PKN.
16. PN-EN 60974-4:2017-01 - Sprzęt do spawania łukowego - Część 4: Kontrola okresowa i badanie, PKN, 2017.
17. PN-EN IEC 60974-14:2019-02 Sprzęt do spawania łukowego - Część 14: Wzorcowanie, walidacja i badania powtarzalności, PKN, 2019.
18. PN-EN ISO 3581:2016-10 Materiały dodatkowe do spawania - Elektrody otulone do ręcznego spawania łukowego elektrodą metalową stali nierdzewnych i żaroodpornych - Klasyfikacja, PKN, 2016.
19. PN-EN ISO 4288; Specyfikacje geometrii wyrobów (GPS) - Struktura geometryczna powierzchni: Metoda profilowa - Zasady i procedury oceny struktury geometrycznej powierzchni, PKN.
20. PN-EN ISO 6520-1: 2007 Spawanie i procesy pokrewne — Klasyfikacja niedoskonałości geometrycznych materiałów metalowych - Część 1: Spawanie, PKN, 2007.
21. PN-EN ISO 6947:2020-03 - Spawanie i procesy pokrewne - Pozycje spawania, PKN, 2020.
22. PN-EN10025:2019-11. Wyroby walcowane na gorąco ze stali konstrukcyjnych - Część 2: Warunki techniczne dostawy stal konstrukcyjnych niestopowych., PKN, 2019.

13. Od Autora

Niniejsza rozprawa stanowi zwieńczenie wieloletniej edukacji akademickiej, dorobku naukowego, kursów i szkoleń, doświadczeń wynikających z pracy zawodowej w przemyśle ciężkim, w firmie produkcyjnej KGHM Polska Miedź SA. w Dziale Utrzymania Ruchu Mechanicznego, w tym audytów jakościowych, obserwacji zjawisk procesów zużycia, analiz uszkodzeń maszyn, prac badawczych, wielu przeczytanych opracowań naukowych, ekspertyz technicznych oraz opracowanych technologii naprawy na potrzeby regeneracji części maszyn.

Intencją pracy doktorskiej, oprócz wniosków poznawczych i użytkowych, jest zwrócenie uwagi na interdyscyplinarność procesów dotyczących inżynierii mechanicznej z uwzględnieniem kwestii technicznych, środowiskowych, ekonomicznych, społecznych, etc.

Dysertacja została poświęcona procesom regeneracji elementów części maszyn narażonych na zużycie abrazyjne w środowisku korozyjnym (sole kwasu solnego, fluorowodorowego) przy zastosowaniu technik napawania metodami łukowymi oraz metodami napawania łukiem plazmowym i wiązką laserową, zaliczanych do metod wysokiej gęstości energii.

Poszukiwanie zaawansowanych rozwiązań technologicznych w obszarze regeneracji części maszyn i urządzeń, które mogłyby spełnić oczekiwania przedsiębiorstwa, stały się dużym wyzwaniem i główną inspiracją do podjęcia badań tego obszaru działalności przedsiębiorstwa. Ponadto motywacją napisania rozprawy doktorskiej było pokazanie potencjału wynikającego z procesów regeneracji przy zastosowaniu innych niż stosowane w Hucie Miedzi Legnica metod spawalniczych, jako skutecznego narzędzia w gospodarce remontowej i kosztowej przedsiębiorstwa oraz wskazanie korzyści wynikających z wytwarzania wielofunkcyjnych warstw napawanych przy zastosowaniu różnych technik spawalniczych i przy wykorzystaniu tych samych rodzajów materiałów dodatkowych w postaci drutów rdzeniowych, w kierunku wytworzenia zaawansowanych warstw funkcjonalnych eksploatowanych w środowisku ściernym i aktywnym korozyjnie. Wyniki badań prezentowane w rozprawie stanowią kierunki kształtowania nowych struktur warstw napawanych na potrzeby regeneracji części maszyn i urządzeń, umożliwiając walidację stosowanych dotychczas rozwiązań technologicznych oraz predykcję rodzajów i zakresu procesów zużycia maszyn i urządzeń w Hucie Miedzi Legnica.

Niejednokrotnie niskie zainteresowanie procesami regeneracji jest efektem braku odpowiednich kompetencji kadry na poszczególnych szczeblach organizacji, stąd wielokrotnie można doświadczyć różnych praktyk i retoryki w tym zakresie. Bardzo ważne jest zatem zrozumienie istoty problemu, pokazanie potencjału i możliwości w tym obszarze, stanowiących

wartość dodaną dla przedsiębiorstwa. Poszerzenie kompetencji pracowników na wszystkich szczeblach organizacji w zakresie inżynierii mechanicznej, materiałowej, środowiskowej, energetycznej, chemicznej, etc. powinno stanowić jeden z głównych filarów zarządzania zespołem technicznym w celu osiągnięcia lepszych wyników i konkurencyjności przedsiębiorstwa.

Racjonalizacja technologii regeneracyjnych spawalniczych, parametrów wytwarzania warstw/powłok wymaga zastosowania odpowiedniej metodologii badań oraz procesu badawczego realizowanego w kierunku aktualizacji stanu wiedzy teoretycznej i empirycznej oraz optymalizacji tego obszaru w odniesieniu do warunków przemysłowych Huty Miedzi Legnica. Dysertacja stanowi koncepcję ukierunkowaną na wskazanie naukowych podstaw do przeprowadzenia zmian w całym procesie regeneracji maszyn i urządzeń w Hucie Miedzi Legnica oraz całej Organizacji (KGHM Polska Miedź S.A.)

Rozprawa doktorska zawiera również elementy uznania i wyrazy wdzięczności za życzliwość ze strony osób ze środowiska naukowego i zawodowego oraz mojej rodziny, na których wsparcie mogłem zawsze liczyć.

14. Streszczenie

W prezentowanej rozprawie doktorskiej podjęto zagadnienia badawcze z zakresu wytwarzania warstw napawanych uzyskiwanych metodami o zwiększonej gęstości energii: (i) napawanie plazmowe (PTAW) oraz (ii) napawanie laserowe (LMDW). Motywacją do badań nad tymi metodami były możliwe do uzyskania warstwy o lepszych własnościach użytkowych niż w przypadku konwencjonalnych i stosowanych powszechnie w przemyśle metod łukowych, głównie FCAW.

W pracy zbadano zarówno wpływ technologii napawania, jak i doboru parametrów procesów. Istotnym założeniem badań było zastosowanie takich samych materiałów dodatkowych (druły proszkowe), które wcześniej były używane w zakładzie pracy dla metody FCAW. W związku z odmienną technologią dla każdej z metod konieczne było opracowanie indywidualnego planu badawczego do wykonania pojedynczych ściegów. Następnie, w dalszej części pracy, opisano metodykę badań.

W kolejnej części przedstawiono i omówiono wyniki badań. Próbki badawcze obejmowały pojedyncze ściegi, które scharakteryzowano pod kątem ich makro- i mikrostruktury, stopnia wymieszania, jakości napoin oraz mikrotwardości. Następnie na podstawie odpowiednich kryteriów wytypowano parametry do wykonania pełnych warstw. Jednym z najbardziej istotnych elementów pracy było określenie własności funkcjonalnych pełnych warstw, czyli odporności na zużycie ściernie typu metal-minerał oraz wyznaczenie odporności korozyjnej w komorze solnej.

Wyniki badań wykazały, że mikrostruktura, stopień wymieszania oraz mikrotwardość zarówno pojedynczych ściegów, jak i całych warstw są wyraźnie związane z technologią napawania oraz wytypowanymi parametrami. Zaobserwowano również zależności pomiędzy odpornością na ścieranie oraz korozyjną, a rodzajem materiału dodatkowego oraz procesem napawania. Pracę zakończono omówieniem kierunków dalszych badań i podsumowaniem.

Praca doktorska powstała w ramach Programu „Doktorat Wdrożeniowy” zainicjowanego przez Ministerstwo Nauki i Szkolnictwa Wyższego przy udziale KGHM Polska Miedź S.A., Oddział Huta Miedzi Legnica.

Prace sfinansowano w ramach środków finansowych PBRE KGHM Polska Miedź S.A., Oddział Huta Miedzi Legnica.

15. Abstract

In the presented dissertation, research issues were addressed in the field of fabrication of hardfaced layers obtained by methods with increased energy density: (i) plasma hardfacing (PTAW) and (ii) laser hardfacing (LMDW). The motivation for the study of these methods was the possible achievement of layers with better wear properties than the conventional and commonly used industrial arc methods, mainly FCAW.

The study examined both the influence of surfacing technology and the selection of process parameters. An important assumption of the study was the use of the same supplementary materials (powder wires) that were previously used at the plant for the FCAW method. Due to different technologies applied to each method, it was necessary to develop an individual test plan for making individual stitches. Then, in the next part of the paper, the research methodology is described.

The next section presents and discusses the test results. The test samples included single stitches, which were characterized in terms of their macro- and microstructure, degree of mixing, quality of surfacing and microhardness. Then, based on the relevant criteria, parameters were selected for forming full layers. One of the most important elements of the work was the determination of the functional properties of the full layers, i.e., resistance to metal-mineral abrasive wear and the determination of corrosion resistance in a salt chamber.

The results of the study showed that the microstructure, degree of mixing and microhardness of both individual stitches and full layers are clearly related to the surfacing technology and the selected parameters. Correlations were also observed between abrasion and corrosion resistance and the type of additive material and the surfacing process. The work was concluded with a discussion of directions for further research and a summary.

This doctoral dissertation was created as part of the "Implementation PhD" Program initiated by the Ministry of Science and Higher Education with the participation of KGHM Polska Miedź S.A., branch of Copper Smelter Legnica.

The work was financed with funds from the PBRE of KGHM Polska Miedź S.A., branch of Copper Smelter Legnica.

Tab. 14 Analiza rodzajów zużycia występujących w HML

LP.	TYP URZĄDZENIA, MASZYNY/ AGREGATU	WYKAZ POSZCZEGÓLNYCH RODZAJÓW ZUŻYCIA W MASZYNACH, URZĄDZENIACH, AGREGATACH											
		ZUŻYCIE TRIBOLOGICZNE									ZUŻYCIE NIETRIBOLOGICZNE		
		ZUŻYCIE ŚCIERNE			ZUŻYCIE ZMĘCZENIOWE			ZUŻYCIE ADHEZYJNE I RODZAJU	ZUŻYCIE ADHEZYJNE II RODZAJU	MECHANICZNE	TERMICZNE	KOROZJA CHEMICZNA	EROZJA
		Zużycie przez rysowanie lub brzdowanie materiałem ściernym działającym przy małym obciążeniu.	Zużycie przez mikroskrabanie (szlifowanie) materiałem ściernym działającym przy dużej sile docisku.	Zużycie przez żłobienie dużymi cząsteczkami działającymi przy bardzo dużym obciążeniu.	Spalling (łuszczenie) - wzrost naprężeń w warstwie wierzchniej par trących bez ośrodka smarowego.	Fretting - zużycie ściernokorozyjne.	Pitting – zużycie wykruszające, występuje na smarowanym styku.	Zużycie przez szczepienie pierwszego rodzaju - występuje przy wzajemnym tarciu powierzchni metalowych bez obecności substancji smarnych.	Zużycie cieplne adhezyjne szczepienie drugiego rodzaju – występuje w sytuacji znacznego przekroczenia parametrów pracy, tj. wysokiej temperatury i dużych nacisków jednostkowych.	Zużycie pod wpływem obciążeń udarowych.	Zużycie pod wpływem wysokich temperatur, zużycie cieplne, korozja wysokotemperaturowa.	Zużycie korozyjne - proces reakcji chemicznych, elektrochemicznych, mikrobiologicznych.	Zużycie erozyjne - cykliczne oddziaływanie na powierzchnię strugi cieczy lub gazu pod dużym ciśnieniem.
1	Rynny zsypane materiałów sypkich, dysze pomp szlamowych, sita.												
2	Przenośniki ślimakowe, taśmowe mieszadła wałowe, walce, zęby kół zębatych, mieszadła.												
3	Czerpaki, kruszarki szczękowe.												
4	Zestawy kół, wózków jezdnych wozów żuźlowych.												
5	Nity, sworznie, wpusty, sprzęgła palcowe, łożyska, przekładnie.												
6	Koła zębate, łożyska toczne, walce, rolki, czopy.												

7	Elementy maszyn bez smarowanych powierzchni nośnych.												
8	Walce hutnicze, młyny udarowe, młoty kuźnicze, matryce do kucia na gorąco, rozjazdy szyn.												
10	Instalacje chemiczne i energetyczne.												
13	Staliwne elementy maszyn, kadzie odlewnicze, tygle												
14	Części maszyn ulepszanych cieplnie												
15	Części maszyn do pracy w silnie korozyjnym środowisku												
16	Korpusy zaworów, odlewów, pomp												
17	Elementy przeznaczone do regeneracji zanieczyszczonych olejem, kwasem części												
18	Elementy żeliwne												
20	Wirniki pomp i turbin												
21	Koła suwnic												
22	Powierzchnie części dławicowej wałów, pomp, przewodnic tulei												
24	Zamknięcia dzwonowe pieców szybowych												
25	Elementy kanałów spalin, zsypy												