Mgr inż. Natalia Gancarczyk

Rozprawa doktorska
realizowana w ramach programu
„Doktorat wdrożeniowy”

Wpływ warunków procesów napawania łukowego i laserowego na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne powłok ochronnych łopatek turbiny wytworzonych z nadstopu niklu DS200+Hf

Praca wykonana pod kierunkiem dr. hab. inż. Marka Górala, prof. PRz
Promotor pomocniczy: dr inż. Andrzej Gradzik

Rzeszów 2026

Pragnę wyrazić szczególną wdzięczność mojemu Promotorowi, Panu dr. hab. Markowi Góralowi, prof. PRz, za opiekę naukową oraz nieocenione wsparcie na każdym etapie realizacji rozprawy doktorskiej. Dziękuję za dzielenie się wiedzą i cenne wskazówki. Możliwość współpracy była dla mnie niezwykle cennym doświadczeniem i ważnym elementem mojego rozwoju naukowego.

Serdeczne podziękowania kieruję również do mojego Promotora Pomocniczego, Pana dr. Andrzeja Gradzika, za ogromną wiedzę techniczną, doświadczenie oraz gotowość do dzielenia się nimi podczas realizacji niniejszej pracy. Dziękuję za nieocenioną pomoc w prowadzeniu badań, liczne konsultacje oraz praktyczne spojrzenie na podejmowane problemy badawcze.

Dziękuję również Pracownikom Safran Aircraft Engines Poland za okazaną pomoc, życzliwość i wsparcie podczas powstawania niniejszej rozprawy.

Spis treści

WPROWADZENIE 4
2. STUDIUM LITERATURY 7
2.1 Ogólna charakterystyka części gorącej silnika lotniczego 7
2.1.1 Warunki pracy łopatek turbiny niskiego ciśnienia 9
2.1.2 Mechanizmy degradacji łopatek niskiego ciśnienia 12
2.2 Rozwój nadstopów niklu stosowanych do wytwarzania łopatek turbiny niskiego ciśnienia 16
2.3 Warstwy ochronne wytwarzane na półkach styku łopatek 19
2.4 Technologie procesów napawania 20
2.4.1. Charakterystyka procesu napawania metodą TIG 24
2.4.2 Charakterystyka procesu napawania laserowego 26
2.6 Charakterystyka procesu krystalizacji napoiny na podłożu nadstopu niklu 31
2.4.3 Wpływ warunków procesu napawania na mikrostrukturę 34
2.4.4 Wady warstw ochronnych napawanych na podłożu nadstopu niklu 37
3. PODSUMOWANIE STANU ZAGADNIENIA - TEZA I CEL PRACY 41
4. BADANIA WŁASNE 45
4.1 Cel i program badań 45
4.2 Materiał do badań 47
4.2.1 Materiał podłoża - nadstop niklu DS200+Hf 47
4.2.2 Materiał dodatkowy - Stellite 694 i Tribaloy T-800 48
4.2.3 Procesy napawania metodą TIG i wiązką lasera 55
4.3 Metodyka badań 57
5. WYNIKI BADAŃ WŁASNYCH 62
5.1 Badania wstępne geometrii pojedynczej ścieżki napoiny jako podstawa doboru parametrów napawania laserowego 62
5.2 Analiza składu fazowego 71
5.3 Badania mikroskopowe oraz analiza składu chemicznego 85
5.3.1 Materiał podłoża - DS200+Hf 85
5.3.2 Materiał dodatkowy - Stellite 694 86
5.3.3 Materiał dodatkowy - Tribaloy T800 100
5.3.4 Strefa wpływu ciepła podłoża DS200+Hf po napawaniu laserowym 112
5.4 Twardość napoin 113
5.5 Odporność na zużycie w warunkach frettingu 120
6. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ WŁASNYCH 144
6.1 Oddziaływanie warunków procesu napawania laserowego na geometrię pojedynczej ścieżki napoiny Stellite 694 i Tribaloy T-800 na podłożu nadstopu DS200+Hf 144
6.2 Skład fazowy i mikrostruktura warstw ochronnych Stellite 694 i Tribaloy T-800 napawanych metodą TIG i wiązką lasera 146
6.3 Właściwości użytkowe warstw ochronnych Stellite 694 i Tribaloy T-800 wytworzonych na podłożu nadstopu DS200+Hf 148
7. WNIOSKI 153
7.1 Kierunki dalszego rozwoju i wdrożenia technologii napawania laserowego 155
8. LITERATURA 157

WPROWADZENIE

Silniki lotnicze stosowane w najnowszych konstrukcjach samolotów pasażerskich - w porównaniu do jednostek poprzednich generacji - charakteryzują się większą sprawnością oraz znacznie mniejszym zużyciem paliwa. Przykładem są silniki LEAP wytwarzane we współpracy firm General Electric oraz SAFRAN. Zaprojektowanie i wyprodukowanie zaawansowanych jednostek napędowych stanowi wyzwanie zarówno w aspekcie konstrukcyjnym jak i materiałowym. Szczególne trudności stwarza opracowanie i dobór nowoczesnych materiałów o wysokiej trwałości, odporności na ekstremalne warunki pracy, w tym wysoką temperaturę, duże obciążenia mechaniczne oraz oddziaływanie agresywnego środowiska. W kontekście dalszego podwyższania osiągów silnika uwagę przywiązuje się do udoskonalania konstrukcji maszyn i urządzeń, a jednym z głównych obszarów rozwoju są łopatki turbiny [1-4].

Wzrost temperatury pracy turbiny w silnikach LEAP - w porównaniu z wcześniejszymi konstrukcjami np. CFM 56 wymagał zastosowania nowych materiałów o większej żaroodporności. Łopatki turbiny, stanowiące jej podstawowy element konstrukcji, są narażone na skrajne warunki termomechaniczne, dlatego dobór odpowiedniego materiału oraz procesów obróbki powierzchni staje się kluczowy dla osiągnięcia zadowalającej wydajności i trwałości tych komponentów [1-4]. Łopatki turbiny niskiego ciśnienia dla silników rodziny LEAP produkuje się z zastosowaniem kierunkowo krystalizowanego nadstopu niklu DS200+Hf. Cechuje się on bardzo dobrą odpornością na korozję, wytrzymałością mechaniczną oraz stabilnością cieplną, co czyni go materiałem pierwszego wyboru dla komponentów pracujących w warunkach wysokiej temperatury [5-8].

Łopatki wykonane z nadstopu DS200+Hf są również narażone na zużycie ścierne podczas eksploatacji. Obserwuje się także zjawisko frettingu w obszarze styku półek uszczelnienia pierścienia zewnętrznego. Ten element łopatki ma równie krytyczne znaczenie jak jej pióro. Pęknięcie w tym obszarze może doprowadzić do zniszczenia silnika, natomiast

zużycie warstwy wierzchniej do strat ciśnienia w turbinie [6-8]. Poprawę właściwości tribologicznych materiału łopatki osiągnięto przez wprowadzenie procesu napawania obszarów styku stopami Co-Cr-W-C o wysokiej odporności na zużycie. Najszersze zastosowanie w tych procesach znajduje wysokowolframowy stop kobaltu Stellite 694. Jednocześnie prowadzone są prace mające na celu opracowanie procesów napawania z zastosowaniem alternatywnych materiałów.

Obecnie często stosowany jest proces napawania łukowego TIG (ang. *Tungsten Inert Gas*), który znajduje również zastosowanie w procesie technologicznym realizowanym w przedsiębiorstwie Safran Aircraft Engines Poland. Proces napawania nadstopów niklu metodą TIG, chociaż jest szeroko stosowany i skuteczny, to jednak wiąże się z pewnymi ograniczeniami. Jest to znana technologia, w której napawanie wykonywane jest ręcznie, co istotnie wpływa na jego powtarzalność oraz jakość napoiny. Napawanie powierzchni styku łopatek jest szczególnie trudne dla spawaczy ze względu na jej małe rozmiary < 1 cm^2, utrudniające odprowadzanie ciepła wytwarzanego podczas procesu. Dodatkowo zanieczyszczenia atmosferyczne, odziaływanie naprężeń własnych oraz różnice właściwości fizycznych materiałów podłoża i dodatkowego powodują skłonność do tworzenia mikropęknięć w materiale rodzimym i w wytworzonej napoinie [9,10].

W przedsiębiorstwie Safran Aircraft Engines Poland planowane jest wprowadzenie procesu napawania laserowego jako alternatywy dla stosowanego obecnie napawania metodą TIG. Napawanie laserowe umożliwia uzyskanie wysokiej jakości napoiny oraz dużej powtarzalności procesu, wynikającej między innymi z możliwości jego częściowej lub pełnej automatyzacji. Proces ten polega na precyzyjnym nanoszeniu materiału poprzez miejscowe przetopienie proszku lub drutu w obszarze oddziaływania wiązki laserowej. Dzięki jego zastosowaniu uzyskuje się poprawę jakości napoiny oraz zmniejsza porowatość i skłonność do inicjacji mikropęknięć, co jest niezwykle istotne, zwłaszcza w przypadku części pracujących w silniku lotniczym lub stacjonarnej turbinie gazowej [11,12].

Niniejsza rozprawa doktorska poświęcona jest analizie wpływu warunków procesu napawania łukowego (TIG) i laserowego na mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne i użytkowe powłok ochronnych przeznaczonych dla łopatek turbiny niskiego ciśnienia wytworzonych z nadstopu niklu DS200+Hf. Wprowadzenie do pracy obejmuje analizę aktualnego stanu wiedzy z zakresu inżynierii materiałowej, ze szczególnym uwzględnieniem badań dotyczących nadstopów niklu oraz procesu napawania. Przedstawiono również najważniejsze wyzwania związane z eksploatacją łopatek turbiny w warunkach wysokiej temperatury i obciążeń, co stanowi kontekst dla badań prowadzonych w ramach tej pracy.

Część badawcza niniejszej pracy przedstawia ocenę wpływu zastosowanej metody napawania na mikrostrukturę oraz właściwości użytkowe warstw ochronnych wytwarzanych na podłożu nadstopu niklu DS200+Hf. Opracowano warunki procesu napawania metodą TIG i laserowego z zastosowaniem dwóch materiałów dodatkowych Co-28Cr-19W-5Ni-0,85V-0,85C (Stellite 694) oraz Co-17,5Cr-28Mo-3,4Si-0,08C (Tribaloy T-800) w postaci drutu i proszku. Przeprowadzono analizę składu fazowego i morfologii składników fazowych mikrostruktury warstw ochronnych uzyskanych w obu procesach napawania. Jednocześnie, ocena właściwości mechanicznych, takich jak twardość i odporność na ścieranie, pozwoliła na dogłębną analizę efektywności metod napawania łukowego i laserowego z punktu widzenia trwałości i wydajności łopatek turbin.

Przeprowadzone badania stanowiły podstawę do opracowania założeń wdrożeniowych dla technologii napawania laserowego w przedsiębiorstwie Safran Aircraft Engines Poland. Uzyskane wyniki pozwoliły określić parametry procesu, kryteria jakościowe oraz wymagania technologiczne niezbędne do implementacji tej technologii w warunkach przemysłowych, w szczególności w odniesieniu do łopatek turbiny niskiego ciśnienia (LPT, ang. *Low Pressure Turbine*). W końcowej części pracy przedstawiono dalsze kierunki badań oraz plan działań prowadzących do pełnego wdrożenia procesu napawania laserowego w środowisku produkcyjnym.

2. STUDIUM LITERATURY

2.1 Ogólna charakterystyka części gorącej silnika lotniczego

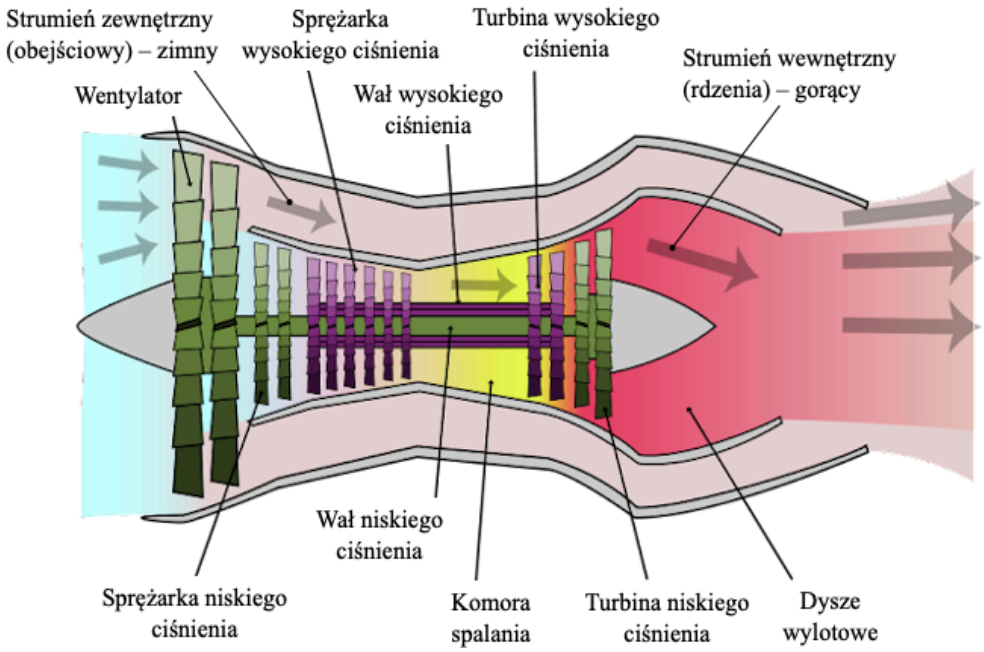
Współczesne lotnictwo stosuje silniki odrzutowe jako podstawowy rodzaj napędu. Ich rozwój przeszedł drogę od pierwszych silników tłokowych brytyjskich i niemieckich z okresu II wojny światowej po współczesne innowacyjne silniki turbowentylatorowe, charakteryzujące się niskim zużyciem paliwa. Rozwój kolejnych generacji silników turbinowych ma na celu dalszą poprawę ich sprawności i niezawodności, a także redukcję kosztów eksploatacji i serwisowania [1,3,5].

Podstawowa zasada działania silnika odrzutowego opiera się na pobieraniu powietrza, a następnie sprężaniu i mieszaniu z paliwem. W kolejnym etapie następuje spalanie mieszanki paliwowo-powietrznej w komorze spalania. Powstałe spaliny przepływają przez turbinę, przekazując jej energię niezbędną do napędu sprężarki, a następnie przez dyszę, gdzie ich rozprężanie generuje ciąg napędzający samolot. Silnik lotniczy umożliwia wytworzenie siły ciągu, która stwarza warunki do powstania siły nośnej na skrzydłach samolotu. Siłę ciągu wytwarza strumień gazu przepływającego z prędkością, zależącą od różnicy ciśnień i powoduje oddziaływanie zgodnie z II oraz III zasadą dynamiki Newtona. Ciąg jest najistotniejszym parametrem silnika, określającym jego przydatność do napędu płatowca [5,13-15]. Najprostszą konstrukcję stanowią, opracowane jako pierwsze, silniki jednoprzepływowe. Ze względu na duże zużycie paliwa kolejnym etapem ich rozwoju były silniki dwuprzepływowe [5,13-15]. Stanowią one obecnie najczęściej stosowane zespoły napędowe w lotnictwie cywilnym i wojskowym. W ich konstrukcji strumień powietrza jest dzielony na dwa kanały: wewnętrzny i zewnętrzny (rys. 1) [15,16]. Podstawową zaletą tego rozwiązania poza wyższą sprawnością jest niższy generowany hałas oraz emisja zanieczyszczeń w porównaniu do silników jednoprzepływowych [15,17].

Wraz z postępem technologicznym prace rozwojowe zostały ukierunkowane na zwiększanie wydajności i oszczędności paliwa. Jednym z głównych osiągnięć było opracowanie silników turbowentylatorowych o dużym stopniu dwuprzepływowości. Ten rodzaj silników charakteryzuje się wysoką sprawnością, dzięki lepszemu wykorzystaniu przepływu powietrza poprzez główny wirnik i przepływ wtórny [5,15-17].

Z biegiem czasu pojawiła się innowacyjna koncepcja - silniki z przekładnią wentylatora GTF (ang. *Geared Turbofan*). Takie rozwiązanie umożliwia niezależne kształtowanie prędkości obrotowej wentylatora oraz zespołu sprężarki i turbiny, co pozwala na optymalne

dostosowanie parametrów pracy silnika do warunków lotu i wymaganego ciągu. W efekcie zwiększa się sprawność układu napędowego oraz zmniejsza zużycie paliwa. W odpowiedzi na rosnące zapotrzebowanie na bardziej wydajne i ekologiczne silniki do samolotów pasażerskich, CFM International opracowało rodzinę silników LEAP. W produkcję tych jednostek zaangażowane jest przedsiębiorstwo Safran Aircraft Engines Poland, które wytwarza łopatki turbiny niskiego ciśnienia. Te zaawansowane technologicznie silniki wykorzystują wiele innowacyjnych rozwiązań, np. konstrukcję z przekładnią wentylatora, aby zapewnić jeszcze lepszą wydajność i oszczędność paliwa. Wprowadzenie tych silników przyczyniło się do zwiększenia osiągów, redukcji emisji i kosztów eksploatacji, co sprawiło, że stały się one standardem w nowoczesnych samolotach pasażerskich [5,15-17]



Rys. 1. Schemat silnika dwuprzepływowego oraz jego podstawowe podzespoły [16]

Wysoka wydajność i trwałość nowoczesnych silników turbinowych zależy od niezawodności ich części. Łopatki turbiny wysokiego i niskiego ciśnienia są pod tym względem jednymi z najważniejszych ruchomych części silnika. W ich projektowaniu należy uwzględniać zarówno oddziaływanie wysokiej temperatury spalin jak i występujący złożony stan naprężeń tworzony m.in. z udziałem siły odśrodkowej, generowanej przez wirnik z łopatkami [14,18].

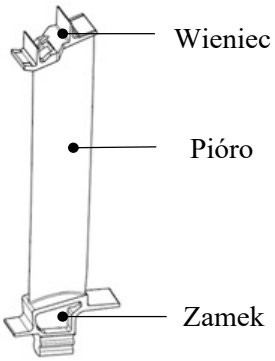
Współcześnie do wytwarzania łopatek turbiny niskiego ciśnienia stosowane są przede wszystkim żarowytrzymałe nadstopy niklu, a w wybranych konstrukcjach również stopy tytanu na osnowie faz międzymetalicznych TiAl [19,20]. Nadstopy niklu są materiałem pierwszego wyboru dla zastosowania w łopatkach turbiny wysokiego i niskiego ciśnienia. Są stopami wieloskładnikowymi, zawierającymi do 15 pierwiastków. Rozwój tych materiałów

ukierunkowany był na poprawę długotrwałej stabilności mikrostruktury w wysokiej temperaturze, a przez to m.in. uzyskanie najlepszych właściwości w warunkach pełzania. Ich znaczna gęstość, zazwyczaj wynosząca od 8,0 do 8,7 g/cm^3, jest natomiast wadą w kontekście zastosowania w statkach powietrznych. Zmniejszenie masy wirujących elementów turbiny przyczynia się do obniżenia zużycia paliwa przez silnik, a przez to redukcji emisji gazów cieplarnianych. Poszukuje się zatem materiałów o mniejszej gęstości, zwłaszcza do wytwarzania elementów turbiny niskiego ciśnienia (LPT, ang. *Low Pressure Turbine*). Jednym z takich materiałów są stopy γ-TiAl [20].

Stopy TiAl stanowią alternatywę doboru materiału łopatki. Charakteryzują się znacznie niższą gęstością wynoszącą 3,7÷3,9 g/cm^3, w porównaniu do nadstopów niklu. Ponadto, stopy Ti-Al cechują się mniejszą różnicą wartości współczynnika cieplnej rozszerzalności liniowej (ok. $10{,}8 \cdot 10^{-6}K^{-1}$) względem tworzącej się na nich zgorzeliny Al_2O_3 wynoszącej $10{,}3 \cdot 10^{-6}K^{-1}$ [21], co przekłada się na wyższą stabilność wymiarową wykonanych z nich elementów [19]. Jednakże, istnieją pewne ograniczenia związane z wykorzystaniem tych stopów, takie jak niska wytrzymałość i plastyczność w temperaturze pokojowej, niska obrabialność w podwyższonej temperaturze oraz niedostateczna odporność na korozję wysokotemperaturową powyżej 700°C [22-26].

2.1.1 Warunki pracy łopatek turbiny niskiego ciśnienia

Zadaniem łopatek turbiny jest przekształcanie energii strumienia gazów spalinowych na pracę mechaniczną. Łopatki turbiny zalicza się do najważniejszych elementów silnika, ponieważ bezpieczeństwo pracy całego układu zależy m.in. od ich wytrzymałości i trwałości. Wieloletnie doświadczenia wskazują, że zniszczenie łopatek, podczas pracy, bywa nie tylko przyczyną uszkodzenia samego silnika, lecz również samolotu. W konstrukcji łopatki wyróżnia się część roboczą (pióro łopatki), część łączącą łopatkę z tarczą turbiny (zamek łopatki) oraz wieniec łopatki (rys. 2) [1,3,5,15].



Rys. 2. Łopatka turbiny niskiego ciśnienia [27]

Połączenie pióra z zamkiem łopatki powinno być pozbawione zmian przekroju mogących stanowić obszary koncentracji naprężeń. Nawet niewielkie, ostre podcięcia mogą prowadzić do dodatkowych, lokalnych naprężeń, co istotnie zmniejsza wytrzymałość zmęczeniową i trwałość łopatki. Kształt i profil pióra łopatki są zależne od parametrów przepływu gazów spalinowych przez wieniec łopatkowy, natomiast kształt zamka głównie uzależniony jest od typu maszyny i wielkości obciążeń. W nowoczesnych turbinach spalinowych prawie wyłącznie stosuje się tzw. zamki jodełkowe [1,3,5,28].

Łopatki turbiny podczas pracy silnika poddawane są działaniu obciążeń odśrodkowych o wartościach od 13 do 90 kN/kg. Obciążenia te prowadzą do powstawania naprężeń odśrodkowych, których wartości wynoszą odpowiednio około 69 MPa dla łopatek pierwszego stopnia oraz około 275 MPa dla łopatek ostatnich stopni turbiny niskiego ciśnienia. Łopatki obracają się z tarczą turbiny i są poddawane wzajemnym oddziaływaniom aerodynamicznym elementów silnika oraz zawirowaniom gazów powodowanych ich niestacjonarnym przepływem. Skutkiem tych zjawisk są zmienne siły, oddziałujące na łopatki i powodujące tym samym zmęczenie wysokocyklowe [1,5].

Łopatki turbiny są również narażone na oddziaływanie korozyjne gazów spalinowych o wysokiej temperaturze. Łopatki o konstrukcji konwencjonalnej cechują się dopuszczalną temperaturą pracy wynoszącą 650÷1100°C [1,5,15].

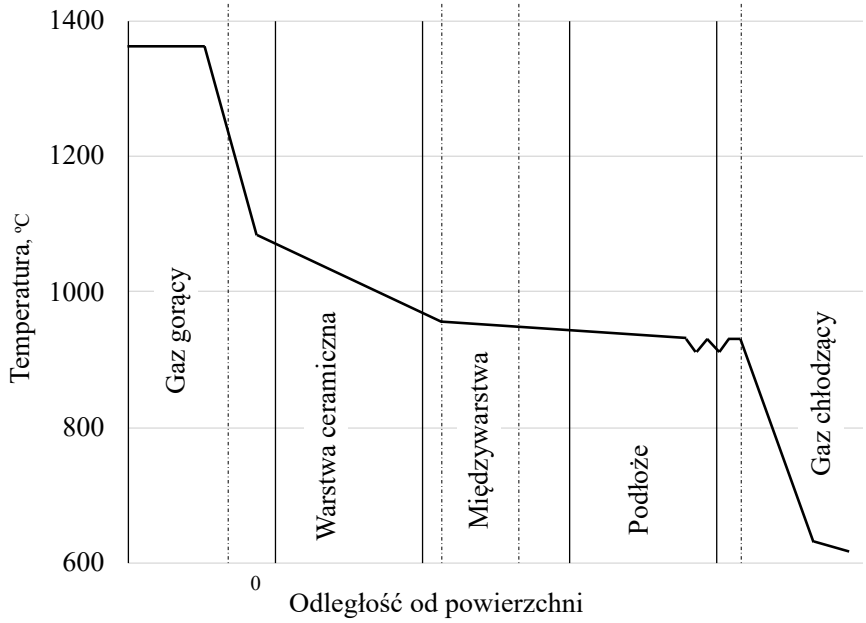
Łopatki turbiny są elementami poddawanymi zmiennym naprężeniom cieplnym wynikającym z charakterystyki pracy silnika związanej z przebiegiem lotu. Stąd też ich trwałość może być określana liczbą cykli startów i lądowań, a nie jedynie liczbą godzin lotu. W trakcie każdego lotu zespoły turbiny są co najmniej dwukrotnie narażone na pracę w wysokiej temperaturze spalin czy strumienia palącej się mieszanki paliwowo-powietrznej [25-27]. Paliwo lotnicze, zawierające znaczne ilości żywic i węglowodorów aromatycznych (do około 28%), podczas spalania ulega przemianom prowadzącym do powstawania produktów niecałkowitego spalania, takich jak sadza, koks, żywice oraz popiół. Wzrost zawartości siarki powoduje zwiększenie twardości produktów spalania. Nawet niewielkie fragmenty, unoszone przez strumienie spalin, mogą prowadzić do erozji elementów turbiny [25-27].

Paliwo lotnicze oraz powietrze pobierane przez sprężarkę zawierają zanieczyszczenia takie jak sód, potas, wanad oraz ołów i siarka. Te substancje oddziałujące wraz ze strumieniem spalin na powierzchnię łopatek turbiny powodują ich korozję [25-27].

Łopatki turbin ulegają degradacji wskutek wysokotemperaturowego utleniania w gorących gazach. W wysokiej temperaturze w trakcie pracy zachodzi dyfuzja tlenu

i aluminium, prowadząca do powstania warstwy Al_2O_3. Początkowo tworzą się metastabilne odmiany polimorficzne tlenku aluminium Al_2O_3 (γ i θ), które następnie przekształcają się w stabilną α-Al_2O_3, spowalniając wzrost warstwy. Obecność siarki obniża jej przyczepność [29]. Dla ochrony przed korozją stosuje się żaroodporne powłoki [30]:

- **Warstwy aluminidkowe** - powstają poprzez reakcję halogenków aluminium (np. $AlCl_3$, NH_4Cl) z nadstopem niklu w procesach kontaktowo-gazowych (ang. *pack cementation*), gazowych bezkontaktowych (VPA, ang. *Vapor Phase Aluminizing*) oraz chemicznego osadzania z fazy gazowej (CVD, ang. *Chemical Vapour Deposition*). Są one złożone z faz międzymetalicznych δ-Ni_2Al_3 i β-NiAl [30].
- **Powłokowe bariery cieplne (TBC)** - złożone najczęściej z tlenku cyrkonu stabilizowanego tlenkiem itru (YSZ, ang. *Yttria stabilized Zirconia*), cechują się niskim przewodnictwem cieplnym, co pozwala obniżyć temperaturę powierzchni łopatek (rys. 3). Stosuje się cienkie (do 300 μm) i grube (1÷10 mm) powłoki [31,32].



Rys. 3. Gradient temperatury na powierzchni elementu turbiny części gorącej silnika lotniczego po zastosowaniu powłokowej bariery cieplnej TBC [33]

Łopatki są także narażone na **korozję siarkowo-tlenową** (ang. *hot corrosion*), związaną z obecnością Na_2SO_4:

- **Typ I** (850-950°C) - proces rozpoczyna się od kondensacji soli alkalicznych i prowadzi do zubożenia w chrom, co zwiększa porowatość warstwy tlenkowej.
- **Typ II** (650-800°C) - występuje w obecności SO_3, gdzie mieszaniny Na_2SO_4 i $CoSO_4$ powodują lokalne uszkodzenia, głównie w turbinach przemysłowych, morskich i gazowych.

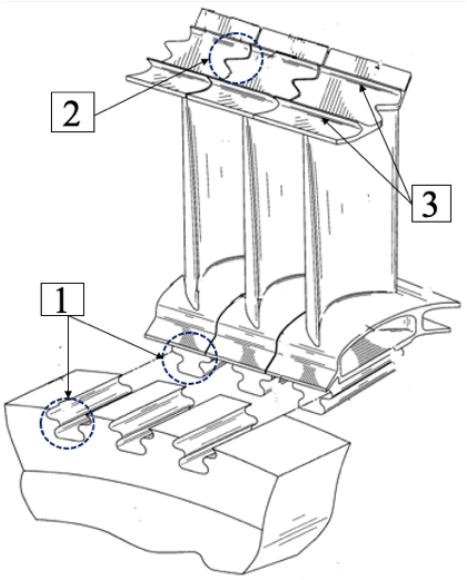
Ochronę przed tą formą korozji zapewniają: stosowanie niskosiarkowego paliwa, dodatki do paliwa oraz odpowiednie materiały (np. nadstopy niklu z dodatkiem chromu) i powłoki ochronne (chromowe i krzemowo-aluminidkowe) [1,15,34].

2.1.2 Mechanizmy degradacji łopatek niskiego ciśnienia

Łopatki turbiny mają krytyczne znaczenie dla pracy silnika lotniczego. Ich jakość i właściwości mechaniczne, stanowią o parametrach pracy silnika, jak również odgrywają istotną rolę w zapewnieniu bezpieczeństwa lotu. Elementy te ulegają zużyciu w wyniku eksploatacji. Podstawowymi procesami intensyfikującymi zużycie łopatek jest korozja i erozja. Dodatkowym ważnym mechanizmem uszkadzania łopatek jest zużycie tribologiczne w wyniku tarcia współpracujących powierzchni lub frettingu [35,36-40]. Na właściwości tribologiczne łopatki wpływają m.in. twardość, chropowatość powierzchni oraz obecność zanieczyszczeń. Analiza i identyfikacja przyczyny zniszczenia jest utrudniona ze względu na złożoność procesów degradacji zachodzących w warstwie wierzchniej [37-42].

Fretting obejmuje zbiór procesów mechanicznych, cieplnych, chemicznych i elektrochemicznych zachodzących w obszarach kontaktu między ciałami, gdy są one minimalnie przemieszczane względem siebie podczas ruchu obrotowego lub postępowo zwrotnego, występującego na skutek drgań [42-44].

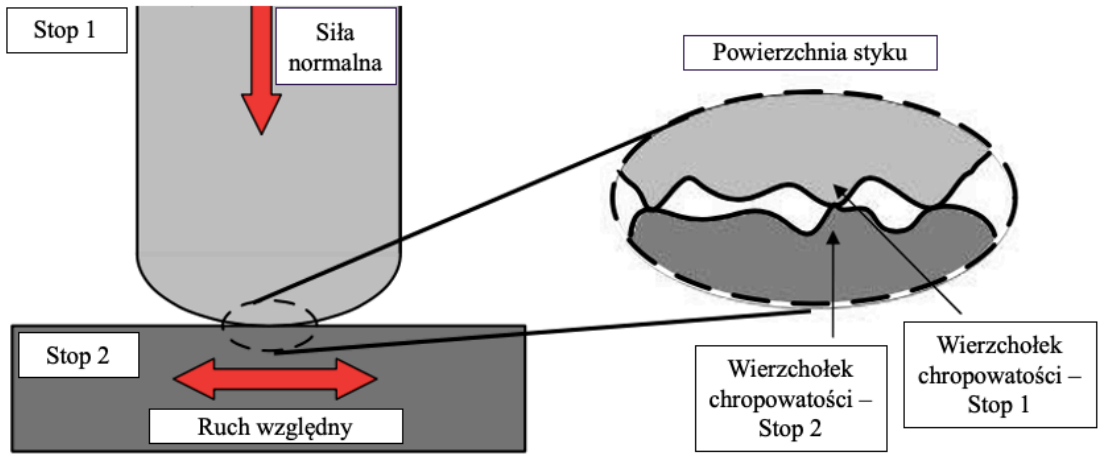
Fretting jest szczególnym procesem zużycia w obszarze styku łopatek turbiny niskiego ciśnienia. Występuje przy przemieszczeniach stykających się powierzchni wynoszących < 1 mm. Zużycie łopatki w wyniku frettingu prowadzi do zmniejszenia wydajności pracy silnika poprzez generowanie strat ciśnienia w turbinie. Obszarami szczególnie narażonymi na fretting są zarówno współpracujące ze sobą powierzchnie wieńca łopatek, jak również obszary styku zamka łopatki z tarczą (rys. 4) [42-44].



Rys. 4. Strefa połączenia zamka łopatki z tarczą (1), obszary kontaktu elementów tworzących uszczelnienie pierścienia zewnętrznego (2), komponenty uszczelnienia podatne na degradację ze względu na działanie siły tarcia (3) [44]

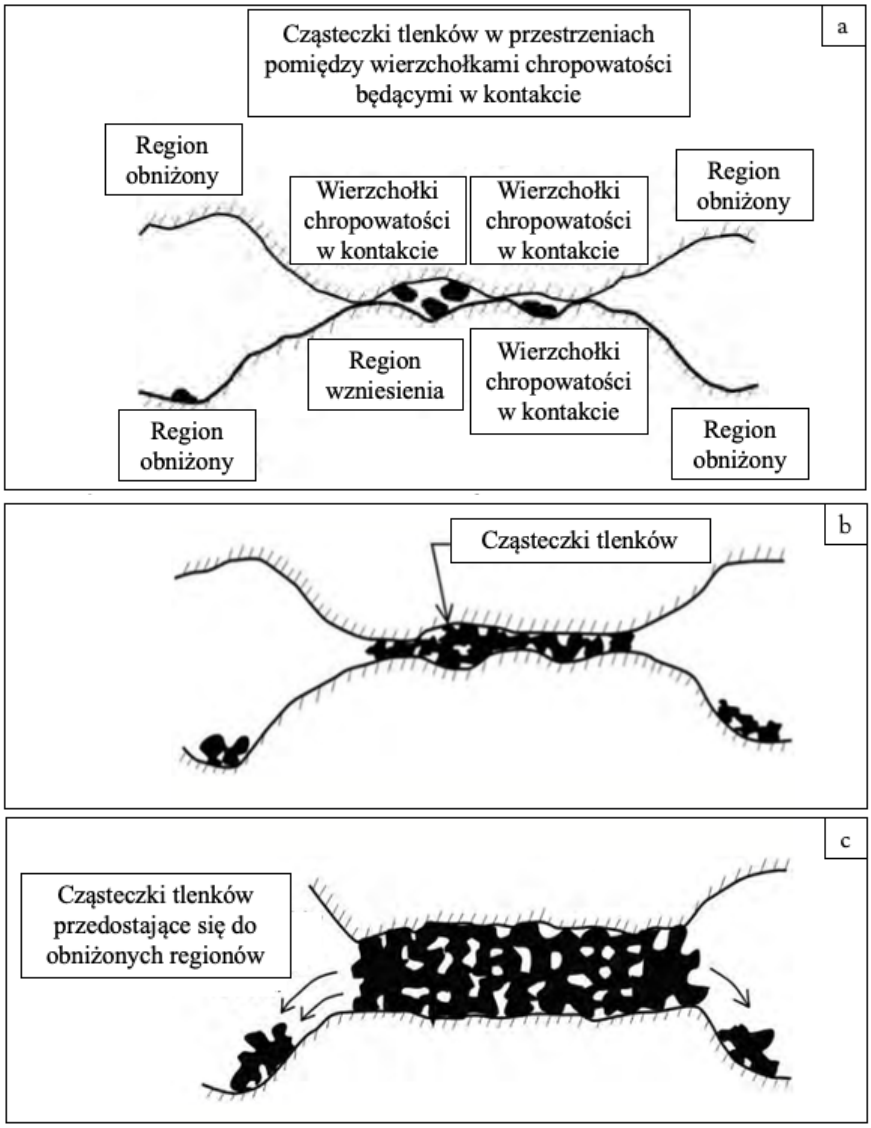
Fretting jest wieloetapowym procesem zużycia warstwy wierzchniej współpracujących elementów. Występuje wzrost sił adhezji co w konsekwencji, prowadzi do uszkodzeń i zużycia adhezyjnego, oraz inicjacji mikropęknięć zmęczeniowych. Równocześnie występujący proces utleniania, powoduje tworzenie warstwy tlenkowej o niedostatecznej przyczepności do podłoża. Ich wykruszanie zwiększa chropowatość i intensywność zużycia ściernego [37-43].

Mikronierówności powierzchni tworzą obszary styku pary trącej. Względne przemieszczenia pomiędzy nimi, wynikające z ruchu względnego, są nazywane poślizgiem (rys. 5). Proces uszkodzenia związany z frettingiem jest synergicznym oddziaływaniem między zużyciem ściernym, korozją i zjawiskami zmęczeniowymi. W związku z tym podczas frettingu wyróżnia się trzy główne mechanizmy zużycia: zużycie ścierne, zmęczenie cierne oraz korozję cierną [37,42,45].



Rys. 5. Schemat wzajemnego oddziaływania powierzchni trących podczas frettingu [37]

Zużycie ścierne - proces występujący, gdy dwie lub więcej powierzchni materiałów są dociskane do siebie i przemieszczane. W trakcie tego procesu następuje degradacja warstwy wierzchniej, a powstające cząstki, są usuwane ze strefy tarcia. Zużycie ścierne prowadzi do stopniowej zmiany wymiarów elementów pary trącej. Istotną rolę w rozwoju tego rodzaju zużycia odgrywają produkty zużycia powstające w obszarze kontaktu współpracujących powierzchni (rys. 6). W przypadku metalicznych par trących są to najczęściej tlenki metali tworzące się pomiędzy wierzchołkami nierówności powierzchni. Charakteryzują się one zazwyczaj wysoką twardością, przez co mogą pełnić rolę ścierniwa i przyspieszać dalszy proces zużycia [42,46].

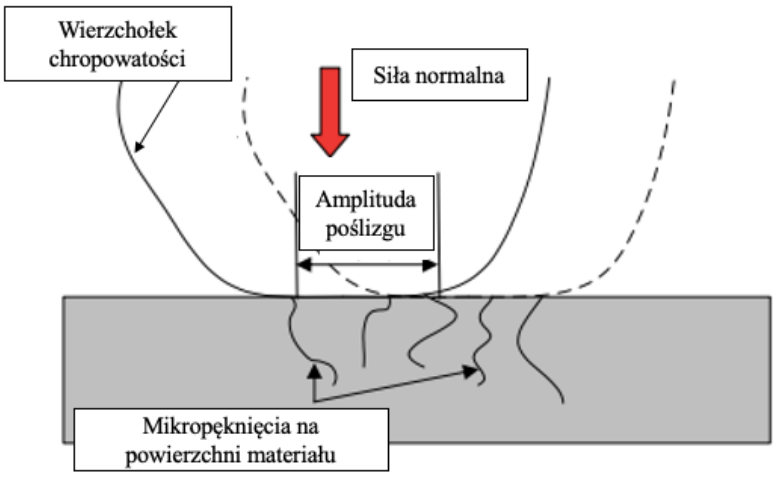


Rys. 6. Schemat procesu tworzenia się produktów zużycia ściernego: a) kumulacja cząsteczek tlenków w przestrzeniach między wierzchołkami chropowatości, b) powstanie jednego, złożonego obszaru po wypełnieniu przestrzeni między wierzchołkami chropowatości i produktami zużycia, c) przemieszczanie się cząsteczek tlenków do przyległych obniżonych regionów materiału [42]

Proces zużycia ściernego jest silnie zależny od warunków środowiskowych, w szczególności od obecności tlenu atmosferycznego i wody, które sprzyjają występowaniu tego zjawiska. Wykazano, że zużycie ścierne zmniejsza się wraz ze wzrostem temperatury [47]. Dzieje się tak dlatego, że wzrost temperatury powoduje zwiększenie tempa utleniania się powierzchni kontaktowych, co prowadzi do powstania grubej, stabilnej i mechanicznie wytrzymałej warstwy tlenkowej między powierzchniami kontaktowymi. Ciągła i dobrze przylegająca warstwa tlenkowa działa jak stały środek smarny na powierzchni kontaktowej, zapobiegając bezpośredniemu kontaktowi powierzchni metalicznych i zmniejszając współczynnik tarcia, co ostatecznie prowadzi do ograniczenia uszkodzeń powierzchni [47].

Uszkodzeniom powstałym na skutek zużycia ściernego można zapobiec za pomocą ciekłych i stałych środków smarnych [48,49]. Funkcją smarów jest redukcja zużycia adhezyjnego i korozyjnego na powierzchni styku. Zastosowanie smarów może sprzyjać dominacji mechanizmu zmęczeniowego, który w niektórych warunkach jest mniej intensywny niż zużycie ścierne lub adhezyjne [48]. Badania wykazały, że chropowatość powierzchni może istotnie wpływać na przebieg procesu frettingu oraz dominujące mechanizmy zużycia. Charakter tego wpływu zależy jednak od warunków kontaktu, właściwości materiałów oraz parametrów eksploatacyjnych [50].

Zmęczenie cierne, jest to mechanizm niszczenia zmęczeniowego, występujący na stykających się powierzchniach elementów, jeżeli przynajmniej jedna z nich jest poddawana obciążeniom lub odkształceniom zmiennym z małą amplitudą. Mimo że w warunkach zmęczenia ciernego w warstwie wierzchniej występują zmienne naprężenia będące skutkiem oddziaływania obciążeń i odkształceń, kluczowym aspektem tego zjawiska jest inicjacja mikropęknięć na powierzchni materiału, związana z kontaktem wierzchołków chropowatości współpracujących powierzchni (rys. 7) [47].



Rys. 7. Mechanizm powstawania mikropęknięć wywołanych zmęczeniem ciernym [47]

Zmęczenie cierne nie tylko przyspiesza inicjację pęknięć zmęczeniowych, ale także przyspiesza ich rozwój. Jedną z głównych różnic między zmęczeniem ciernym a zużyciem ściernym jest występowanie pierwszego przy znacznie mniejszej amplitudzie przemieszczenia w porównaniu do występującej w procesie zużycia ściernego [47].

Korozja cierna obejmuje utlenianie występujące na powierzchni pary trącej, przyspieszone przez cykliczne ścieranie tlenków. W istocie korozja cierna jest formą zużycia ściernego zachodzącego w środowisku sprzyjającym procesom korozyjnym, w którym istotną rolę odgrywa utlenianie powierzchni [51].

Podczas eksploatacji turbin lotniczych, łopatki są narażone na zmienne siły, przede wszystkim masowe i gazodynamiczne, a także zmiany temperatury. Siły masowe wynikają głównie z prędkości obrotowej wirnika, przyspieszeń statku powietrznego, przyspieszeń Coriolisa oraz oddziaływania drgań, które wywierają wpływ na inne łopatki i części wirnika. Siły gazodynamiczne z kolei są efektem przepływu gazów przez silnik, zwłaszcza przez przestrzenie między łopatkami. Drgania łopatek powodują cykliczną zmianę naprężeń w obszarze ich styku, ścieranie warstwy tlenkowej obecnej na powierzchni oraz w dalszym etapie, inicjację mikropęknięć [42,43].

2.2 Rozwój nadstopów niklu stosowanych do wytwarzania łopatek turbiny niskiego ciśnienia

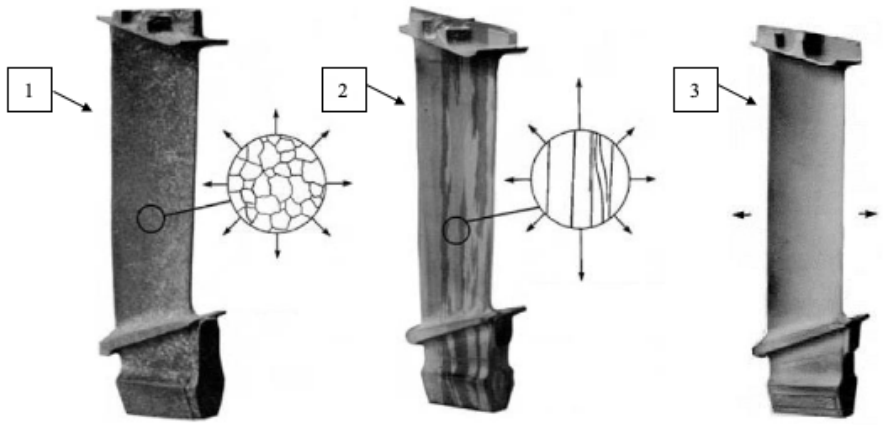
Jednym z podstawowych kierunków rozwoju współczesnych lotniczych silników turbinowych jest zwiększanie ich sprawności oraz ograniczanie jednostkowego zużycia paliwa. Cel ten osiąga się między innymi poprzez podnoszenie parametrów termodynamicznych obiegu, w szczególności temperatury i ciśnienia gazów roboczych w komorze spalania oraz turbinie. Wzrost temperatury spalin prowadzi do zwiększenia sprawności silnika, jednocześnie powodując zwiększenie oddziaływań cieplnych na elementy gorącej części silnika [2,4].

Strumień gazów wytwarzanych w komorze spalania silnika lotniczego jest kierowany do turbiny. Temperatura spalin przepływających przez wieniec łopatek pierwszego stopnia turbiny wysokiego ciśnienia, jest zbliżona do 1700°C [52]. Dodatkowo łopatki poruszające się wraz z tarczą są poddane naprężeniu rozciągającemu o wartości > 69 MPa, wynikającemu z działania na nie siły odśrodkowej. Temperatura i ciśnienie zmniejszają się wraz z przepływem strumienia gazów przez kolejne stopnie turbiny, osiągając w dyszy wylotowej silnika ok. 650°C. Jednocześnie naprężenia rozciągające oddziałujące na łopatki ostatnich stopni turbiny niskiego zwiększają się do ponad 275 MPa [2,4].

Łopatki turbiny wysokiego i niskiego ciśnienia wytwarza się obecnie najczęściej z żarowytrzymałych nadstopów niklu [52]. Właściwości wytrzymałościowe, szczególnie odporność na pełzanie w temperaturze powyżej 1100°C nadstopów niklu przewyższają wartości uzyskiwane przez gatunki stali żaroodpornej i żarowytrzymałej oraz stopów tytanu. Cechują się jednocześnie wystarczająco dobrymi właściwościami technologicznymi dla zastosowania ich w produkcji seryjnej [3,52].

Monokrystaliczne odlewy z nadstopów niklu (SX, ang. *single crystal*), stanowią najczęściej stosowany materiał do produkcji łopatek pierwszego stopnia turbiny. Łopatki turbiny niskiego ciśnienia, pracujące w niższej temperaturze są natomiast produkowane z użyciem nadstopów niklu krystalizowanych kierunkowo, o ziarnach kolumnowych. Przemawiają za tym względy ekonomiczne oraz dostatecznie dobre właściwości mechaniczne i technologiczne [53].

Łopatki wirujące i kierujące spaliny w turbinie silnika lotniczego wytwarzane są w procesie odlewania precyzyjnego. W praktyce stosowane są procesy odlewnicze oparte na metodzie Bridgmana-Stockbargera. W pierwszej kolejności wytwarzany jest model woskowy, na który nakłada się warstwy ceramiczne, tworząc formę odlewniczą. Wosk jest następnie usuwany z formy ceramicznej w autoklawie, a forma utwardzana przez wyżarzanie wysokotemperaturowe. Forma z ciekłym metalem jest wyciągana z pieca na chłodzonej, ruchomej płycie przemieszczającej się z określoną prędkością. Odlew po usunięciu z formy przechodzi dodatkowo przez procesy obróbki cieplnej i wykończeniowej [54]. Warunki krystalizacji nadstopu niklu determinują morfologię ziarn w odlewie - równoosiowe lub kolumnowe. Specjalnie dobrane warunki procesu prowadzą do uzyskania odlewów łopatek monokrystalicznych (rys. 8) [2,53].



Rys. 8. Odlewy łopatek z nadstopów niklu o mikrostrukturze ziarn: równoosiowych (1), kolumnowych (2) oraz monokrystalicznej (3) [55]

Nadstopy niklu cechuje złożony skład chemiczny i fazowy. Pierwiastki stopowe kształtują skład fazowy nadstopu, stąd również właściwości wytrzymałościowe. Konwencjonalna klasyfikacja pierwiastków stopowych w nadstopach niklu dzieli je na [55,56]:

- tworzące i umacniające roztwór stały γ: Co, Cr, Fe, Mo, V, W, Re;
- tworzące wydzielenia cząstek fazy umacniającej γ': Al, Ti, Nb, Ta;
- tworzące węgliki i borki: Cr, Ti, Nb, W, Mo, Ta;
- umacniające granice ziarn: B, C, Zr, Hf;
- zwiększające odporność na korozję w wysokiej temperaturze: Cr, Al;
- spowalniające wzrost wydzieleń fazy γ': Re.

Głównymi składnikami fazowymi mikrostruktury nadstopów są: roztwór stały składników stopowych w niklu (γ), o strukturze regularnej i sieci ściennie centrowanej cF4, oraz faza międzymetaliczna γ' (Ni_3(Al, Ti)), o uporządkowanej regularnej strukturze i sieci ściennie centrowanej $L1_2$. W procesie krystalizacji oraz podczas obróbki cieplnej w nadstopach niklu mogą również tworzyć się węgliki, borki, azotki, fazy Laves'a, faza γ'' (Ni_3(Nb, Ta)) oraz faza δ w stopach, o zwiększonej zawartości Nb i Ta [55,57,58].

Właściwości mechaniczne nadstopów są determinowane przez trzy główne czynniki: objętość względną i morfologię wydzieleń fazy γ′, wielkość ziaren oraz rozmieszczenie węglików. Wysoka wytrzymałość nadstopów niklu wynika głównie z obecności fazy γ′. Lepsze właściwości wytrzymałościowe wynikają z ograniczenia ruchu dyslokacji poprzez wydzielenia fazy γ′ i są bezpośrednio związane z objętością względną oraz ich rozmiarem. Większa objętość względna γ′, przy rozmiarze cząsteczek wynoszącym około 0,1 μm średnicy, prowadzą do zwiększenia właściwości wytrzymałościowych [5].

Odlewy wytwarzane z nadstopów niklu, są poddawane obróbce cieplnej, której celem jest poprawa właściwości mechanicznych poprzez ujednorodnienie składu chemicznego i fazowego oraz kształtowanie morfologii składników fazowych mikrostruktury. Obróbka cieplna odlewów obejmuje trzy etapy: wyżarzanie ujednorodniające, przesycanie i starzenie.

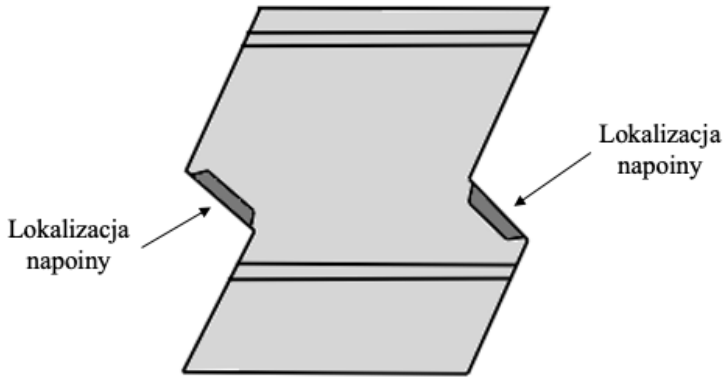
Wyżarzanie ujednorodniające wykonuje się w celu zmniejszenia segregacji pierwiastków stopowych [55,59-61]. Przesycanie nadstopów niklu prowadzi się w zakresie temperatury 1277÷1365°C i w czasie od 3 do 43 h [56]. Stosuje się nagrzewanie stopniowe z niską prędkością nagrzewania. Prawidłowy przebieg procesu obróbki cieplnej, wymaga zastosowania pieca zapewniającego stabilizację temperatury w zakresie do ± 3°C oraz atmosferę gazu obojętnego lub próżnię [62]. Przesycanie odlewów z nadstopów niklu prowadzi się w atmosferze gazu obojętnego - argonu. Następujący po nim proces starzenia umożliwia

wydzielanie oraz kształtowanie morfologii fazy γ′ (Ni_3Al), stanowiącej główną fazę umacniającą większości współczesnych nadstopów niklu. Starzenie jest procesem, który umożliwia dalszą stabilizację mikrostruktury fazowej nadstopu poprzez kontrolowany rozwój i uporządkowanie składu fazowego [54,63,64].

2.3 Warstwy ochronne wytwarzane na półkach styku łopatek

Analiza wyników badań turbin silników lotniczych [37-39] wykazała, że zużycie łopatek występuje zarówno na powierzchni pióra, jak i w miejscach styku ich półek, które tworzą uszczelnienie pierścienia zewnętrznego. Obszary styku półek łopatek tworzących uszczelnienie pierścienia zewnętrznego wieńca są szczególnie narażone na zużycie ścierne i fretting. Przemieszczanie współpracujących powierzchni następuje w wyniku działania siły odśrodkowej, zginania oraz drgania łopatek. Zużycie tych obszarów przyczynia się do strat ciśnienia w turbinie i obniżenia sprawności silnika [9,55,58,65].

Powierzchnia styku łopatek pracujących w turbinie niskiego ciśnienia jest dodatkowo zabezpieczona warstwą ochronną ze stopu kobaltu wytwarzaną w procesie napawania. Krawędzie styku łopatek posiadających półki tworzące pierścień zewnętrzny mają charakterystyczny kształt odwzorowujący literę „Z” (rys. 9). Występują zatem dwa obszary styku z przyległymi łopatkami. Napawanie jest prowadzone na dwóch powierzchniach po dwóch stronach półki (rys. 10). [58,66].



Rys. 9. Napoina w obszarze półki uszczelnienia łopatki turbiny niskiego ciśnienia [66]

Obecnie największe zastosowanie przemysłowe w procesach napawania powierzchni współpracujących półek łopatek turbiny niskiego ciśnienia mają stopy kobaltu z chromem. Twardość napoiny zależy od składu chemicznego stopu (tab. 1). Wytworzona warstwa cechuje się znaczną objętością względną węglików poprawiających jej właściwości tribologiczne [11,12,58]. W napoinach wykonanych z użyciem stopów Co-Cr-C, tworzą się najczęściej

węgliki typu $M_{23}C_6$, i M_7C_3. Obecność dodatku stopowego wolframu lub molibdenu w materiale do napawania umożliwia tworzenie się również węglików typu M_6C, M_2C, o znacznej zawartości jednego z tych pierwiastków. Druga grupa stopów kobaltu przeznaczonych do napawania oraz natryskiwania cieplnego warstw ochronnych cechuje się ograniczoną zawartością węgla do 0,1 % mas. Gatunki tych stopów mają skłonność do tworzenia w procesie krystalizacji twardych faz Laves'a o wzorze A_2B [11,12,58].

Tabela 1. Skład chemiczny nadstopów kobaltu stosowanych w procesach napawania oraz twardość wytworzonej napoiny [9,11,12,58]

Stop	**Zawartość pierwiastków, % mas.**							**Twardość, HRC**
	C	**Cr**	**W**	**Mo**	**Ni**	**Inne**	**Co**	
Stellite 6	0,9÷1,4	27÷32	4,0÷6,0	-	-	-	Reszta	36÷45
Stellite 12	1,6÷2,0	28÷30	8,0÷9,0	-	-	-	Reszta	46÷51
Stellite 694	0,7÷1,0	27÷29	18,5÷20	-	4,5÷5,5	V: 0,85	Reszta	46÷52
Tribaloy T-400	<0,1	8,0÷9,0	-	27,5÷29,5	-	Si: 2,0÷3,0	Reszta	48÷58
Tribaloy T-800	<0,1	17÷18	-	28÷29	-	Si: 3,0÷4,0	Reszta	54÷62

Właściwości mechaniczne warstw ochronnych uzyskanych przez napawanie zależą również od czynników technologicznych i warunków krystalizacji napoiny. Stosowane obecnie procesy napawania wykorzystują energię łuku elektrycznego, strumienia plazmy i wiązki promieniowania laserowego do topienia materiału podłoża i dodatkowego. Prędkość napawania jest dodatkowym parametrem procesu związanym z zastosowanym źródłem ciepła. Ponadto w procesach napawania łopatek turbiny niskiego ciśnienia konieczne jest stosowanie atmosfery ochronnej gazu obojętnego - argonu lub mieszaniny argonu i helu, m.in. w celu zapobiegania nadmiernemu utlenianiu powierzchni oraz stabilizacji łuku elektrycznego. Pozostałe warunki wpływające na prawidłowe przeprowadzenie procesu dotyczą przygotowania powierzchni do napawania poprzez usunięcie warstwy tlenków i zanieczyszczeń organicznych. Kontrola warunków krystalizacji warstwy napawanej jest możliwa również przez nagrzewanie wstępne powierzchni podłoża oraz kontrolowane chłodzenie po procesie napawania. Celem tych zabiegów jest zmniejszenie gradientu temperatury i naprężeń cieplnych, skutkujące obniżeniem skłonności do tworzenia pęknięć napoiny [11,12,58].

2.4 Technologie procesów napawania

Napawanie jest procesem, w którym materiał dodatkowy - metal lub stop, jest nanoszony i topiony wraz z podłożem z użyciem techniki spawalniczej. Materiał dodatkowy

może mieć skład chemiczny materiału podłoża lub różnić się od niego. Wytworzona warstwa - napoina, po krystalizacji stopionego metalu charakteryzuje się wówczas składem chemicznym pośrednim pomiędzy materiałem podłoża i dodatkowym [67-69].

Warstwy napawane stosuje się w celu regeneracji części lub kształtowania właściwości warstwy wierzchniej, takich jak twardość, odporność na zużycie, erozję i korozję [10,12,68]. Podstawowe metody napawania stosowane przemysłowo to [12]:

- elektrodą otuloną,
- drutem proszkowym samoosłonowym,
- łukiem krytym - drutem elektrodowym lub taśmą elektrodową,
- łukowe elektrodą topliwą w osłonie gazu obojętnego (MIG, ang. *Metal Inert Gas*) lub aktywnego (MAG, ang. *Metal Active Gas*),
- łukowe elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego (TIG, ang. *Tungsten Inert Gas*),
- plazmowe,
- elektrożużlowe,
- gazowe acetylenowo-tlenowe,
- wiązką elektronów (EB, ang. *Electron Beam*),
- laserowe.

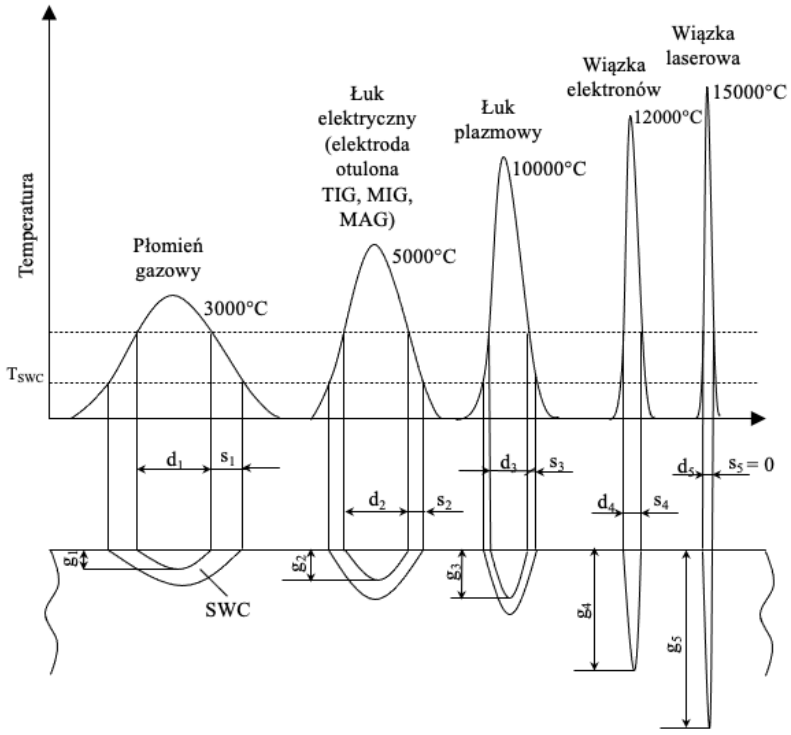
Każda z wymienionych metod może przyjąć różne warianty, które zależą od takich czynników jak liczba używanych elektrod, rodzaj prądu, wpływ czynników zewnętrznych na proces napawania oraz stopień zautomatyzowania lub mechanicznej kontroli procesu. Każda z tych metod może być dostosowana do konkretnych potrzeb i wymagań produkcyjnych w zależności od specyfiki zastosowania oraz wymaganych właściwości materiału napawanego (tab. 2) [10,68].

Tabela 2. Porównanie wybranych cech procesów napawania [70]

	Napawanie laserowe	**Napawanie elektrodami otulonymi**	**Napawanie metodą MIG**	**Napawanie łukiem krytym**	**Napawanie metodą TIG**	**Napawanie plazmowe**
Grubość warstwy napawanej, mm	0,2-2,0	1,6-10,0	1,0-6,0	2,0-10,0	0,5-3,0	0,1-0,2
Współczynnik osadzania, kg/h^{-1}	0,2-7,0	0,5-2,5	2,3-11,0	5,0-25,0	0,5-3,5	0,5-7,0
Precyzja	Wysoka	Niska	Niska	Niska	Średnia	Średnia
Objętość względna materiału podłoża w napoinie, %	1-5	15-25	15-20	10-50	10-20	5-30

Proces napawania wykorzystuje źródło ciepła, które powoduje lokalny wzrost temperatury materiału podłoża oraz materiału dodatkowego aż do ich stopienia w miejscu napawania. W procesach produkcyjnych dąży się do zoptymalizowania parametrów procesu, tak aby zminimalizować negatywne skutki oddziaływania ciepła takie jak zmiany mikrostruktury, pogorszenie właściwości mechanicznych, nadmierne odkształcenia oraz powstawanie naprężeń cieplnych.

Kontrola parametrów technologicznych procesu, takich jak temperatura źródła ciepła, głębokość wtopienia, szerokość strefy stopienia oraz strefy wpływu ciepła, jest niezbędna dla zapewnienia optymalnych warunków napawania, które przekładają się na wydajność procesu, i jakość napoiny. Zwiększenie gęstości energii jest kluczowym czynnikiem prowadzącym do maksymalizacji efektywności napawania. Umożliwia przyspieszenie procesu oraz ograniczenie szerokości strefy wpływu ciepła (rys. 10) [11,66,68,71].



Rys. 10. Porównanie wybranych źródeł ciepła o różnej gęstości mocy pod względem temperatury źródła, *d* - szerokość stopionego materiału, *g* - głębokość wtopienia oraz SWC - strefę wpływu ciepła [71]

Określa się najczęściej tzw. gęstość mocy wyznaczoną w oparciu o moc źródła ciepła w odniesieniu do jednostki powierzchni, na którą oddziałuje. Gęstość mocy źródła ciepła bezpośrednio wpływa na prędkość napawania i zasięg oddziaływania ciepła. Zależy od wielu czynników m.in. procesu, elektrody (jeśli jest stosowana), natężenia prądu (tab. 3). Różne

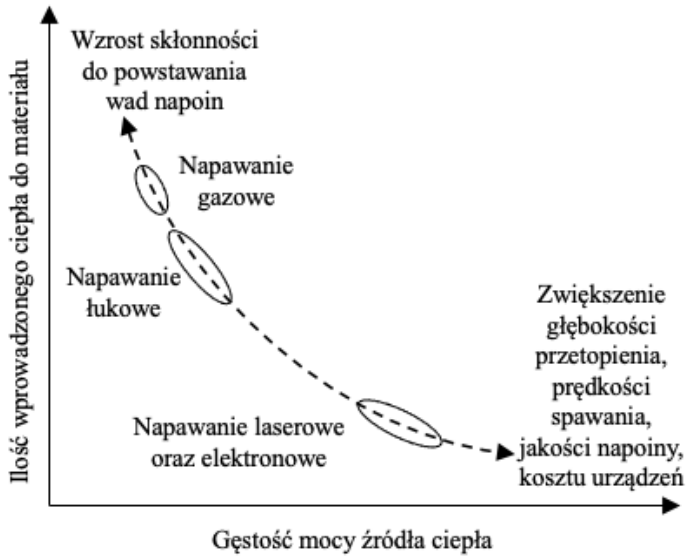
metody napawania charakteryzują się odmiennymi gęstościami mocy źródła ciepła, wpływając na efektywność procesu i jakość otrzymywanych napoin [71].

Tabela 3. Gęstość mocy podstawowych spawalniczych źródeł ciepła [71]

Rodzaj źródła ciepła		**Gęstość mocy q_s, W/m^2**
Łuk elektrody wolframowej przy spawaniu TIG w osłonie argonu		100÷500
Łuk elektrod otulonych		100÷200
Płomień acetylenowo – tlenowy		10÷15
Wiązka elektronów	Ciągła	10^3÷10^8
	Impulsowa	10^5÷10^6
Wiązka laserowa	Ciągła	10^2÷10^7
	Impulsowa	10^4÷10^{11}

Wiązka laserowa i elektronowa charakteryzują się najwyższą gęstością mocy, co umożliwia bardzo precyzyjne i efektywne prowadzenie procesu, z minimalnymi rozmiarami strefy wpływu ciepła i ograniczonymi zmianami w mikrostrukturze oraz właściwościach mechanicznych materiału (rys. 11). Napawanie płomieniowe, ze względu na niższą gęstość mocy, wymaga dłuższego czasu w celu uzyskania przetopienia, co zwiększa energię cieplną uwalnianą w procesie i zasięg zmian mikrostruktury [69,72].

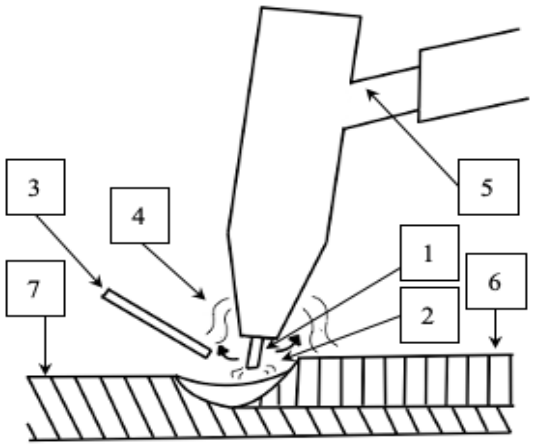
Analiza danych literaturowych [11,66,73] wskazuje, że proces napawania elektrycznego elektrodą nietopliwą (TIG) ma obecnie najszersze zastosowanie przemysłowe jako etap produkcji łopatek turbiny niskiego ciśnienia. Jest jednak stopniowo zastępowane bardziej nowoczesną metodą - napawaniem laserowym.



Rys. 11. Wpływ intensywności mocy źródła ciepła na ilość ciepła dostarczanego do materiału w trakcie napawania z wykorzystaniem różnych metod [69]

2.4.1. Charakterystyka procesu napawania metodą TIG

Napawanie łukowe elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego, znane także jako napawanie TIG (ang. *Tungsten Inert Gas*) lub GTAW (ang. *Gas Tungsten Arc Welding*), jest zaawansowaną techniką łączenia i napawania większości stosowanych w przemyśle metali i stopów. Rozwój tej metody nabrał tempa w czasie II wojny światowej, głównie dzięki jej użyciu w technice lotniczej [10,68]. Obecnie stosowane jest powszechnie w procesach napawania. Urządzenie do napawania metodą TIG jest wyposażone w źródło energii elektrycznej, system dostarczania gazu ochronnego (argonu lub mieszanina argonu z innymi gazami) uchwyt elektrody wolframowej wraz z elektrodą i dyszą gazu osłonowego (rys. 12). Podczas napawania gaz osłonowy przepływa przez dyszę nad obszarem jeziorka spawalniczego chroniąc przed utlenianiem na skutek kontaktu z tlenem z powietrza. Ze względu na wysoką temperaturę topnienia wolframu, elektroda nie bierze bezpośredniego udziału w tworzeniu napoiny. Materiał dodatkowy stosuje się w postaci drutu wprowadzanego w obszar łuku elektrycznego jarzącego się pomiędzy elektrodą a podłożem [10,68,74].



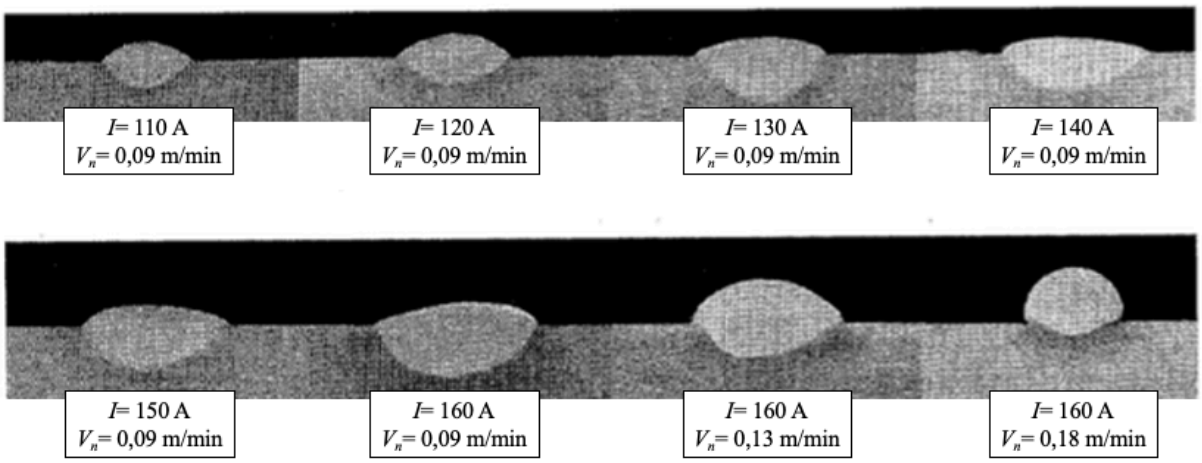
Rys. 12. Schemat procesu napawania elektrodą nietopliwą (TIG): elektroda wolframowa (1), łuk elektryczny (2), materiał dodatkowy (3), osłona gazu obojętnego (4), uchwyt spawalniczy (5), napoina (6), materiał spawany lub napawany (7) [68]

Źródła energii elektrycznej wykorzystywane w metodzie TIG wytwarzają prąd stały (DC, ang. *Direct Current*) i przemienny (AC, ang. *Alternating Current*) [10]. Prąd stały (DC) jest powszechnie stosowany do napawania i spawania stali, stopów niklu, kobaltu, i tytanu. Prąd przemienny (AC) stosuje się w procesach spawania stopów aluminium i magnezu. Prąd przemienny oraz zmienna polaryzacja łuku powodują efekt czyszczenia katodowego, zapewniając usuwanie warstwy wysokotopliwych tlenków z powierzchni napawanego materiału, co jest niezbędne do prawidłowego przebiegu procesu [10,68,74].

Spawanie i napawanie metodą TIG może być wykonywane w pozycji: podolnej nabocznej, naściennej, poziomej i innych, zarówno ręcznie, jak i półautomatycznie oraz automatycznie [10,68,74].

Na budowę i właściwości napoiny wykonanej metodą TIG wpływa wiele czynników technologicznych m.in., wartość natężenia prądu, prędkość napawania, średnica drutu, skład gazu osłonowego i natężenie przepływu. [10,68,74].

Dane literaturowe [12,75-77] wskazują, że wzrost natężenia prądu zwiększa głębokość przetopienia podłoża. Wzrasta objętość względna materiału podłoża w napoinie oraz jej szerokość. Zastosowanie znacznej wartości natężenia prądu umożliwia zwiększenie prędkości napawania. Wówczas większa część energii łuku elektrycznego jest zużywana na stopienie materiału dodatkowego. Stąd wzrasta wysokość ścieżki napoiny (rys.13) [12].



Rys. 13. Wpływ natężenia prądu *I,* i prędkości napawania V_n na kształt pojedynczej ścieżki przy napawaniu metodą TIG drutem ze stali wysokostopowej austenityczno-ferrytycznej [12].

W pracach [78-80] wykazano, że rodzaj gazu osłonowego lub skład mieszaniny gazów, wpływa pośrednio na napięcie łuku elektrycznego i w konsekwencji zmianę jego mocy. Zastosowanie mieszaniny 50% argonu z 50% helem, skutkuje wzrostem energii łuku, nie wpływając znacznie na jego rozmiary. W efekcie prowadzi to do zwiększenia energii wprowadzanej do jeziorka ciekłego metalu w procesie napawania [81]. Zastosowanie helu skutkuje znacznym wzrostem głębokości jeziorka spawalniczego [79,80].

W procesie napawania łukowego - TIG, napięcie łuku można w pewnym zakresie zmieniać poprzez dobór kształtu końcówki elektrody wolframowej. Zastosowanie elektrody o końcówce stożkowej z małym kątem rozwarcia skutkuje obniżeniem napięcia łuku, co przekłada się na zmniejszenie uzyskiwanej mocy [82,83]. Zwiększenie wartości kąta rozwarcia stożka na końcówce elektrody, przy stałej długości łuku elektrycznego prowadzi do

zmniejszenia maksymalnej gęstości strumienia ciepła oraz zwiększenia rozmiarów łuku. Ustalono, że maksymalna gęstość strumienia ciepła występuje dla kąta rozwarcia stożka wynoszącego 60° i długości łuku około 2 mm [82-84].

2.4.2 Charakterystyka procesu napawania laserowego

Napawanie laserowe stanowi zaawansowaną technikę spawalniczą, która znajduje zastosowanie w procesach regeneracji uszkodzonych części oraz wytwarzaniu warstw ochronnych cechujących się szerokim spektrum właściwości użytkowych. Charakterystyczne dla tej metody jest lokalne działanie wiązki laserowej, co pozwala na precyzyjne, napawanie warstw o szerokości pojedynczej ścieżki od około 0,3 mm. Efektywne wykorzystanie energii wiązki laserowej do stopienia ograniczonej objętości materiału - zarówno samego podłoża, jak i materiału dodatkowego, pozwala precyzyjnie wytwarzać warstwy również na powierzchniach poniżej 1 cm^2. Proces krystalizacji jeziorka ciekłego metalu prowadzi do utworzenia napoiny. Jej skład chemiczny, jest zależny od zastosowanego materiału podłoża i dodatkowego oraz stopnia ich wymieszania. Prawidłowy dobór składu chemicznego materiału dodatkowego jest zatem niezbędny dla uzyskania prognozowanych właściwości mechanicznych i użytkowych napoiny [9,11,66].

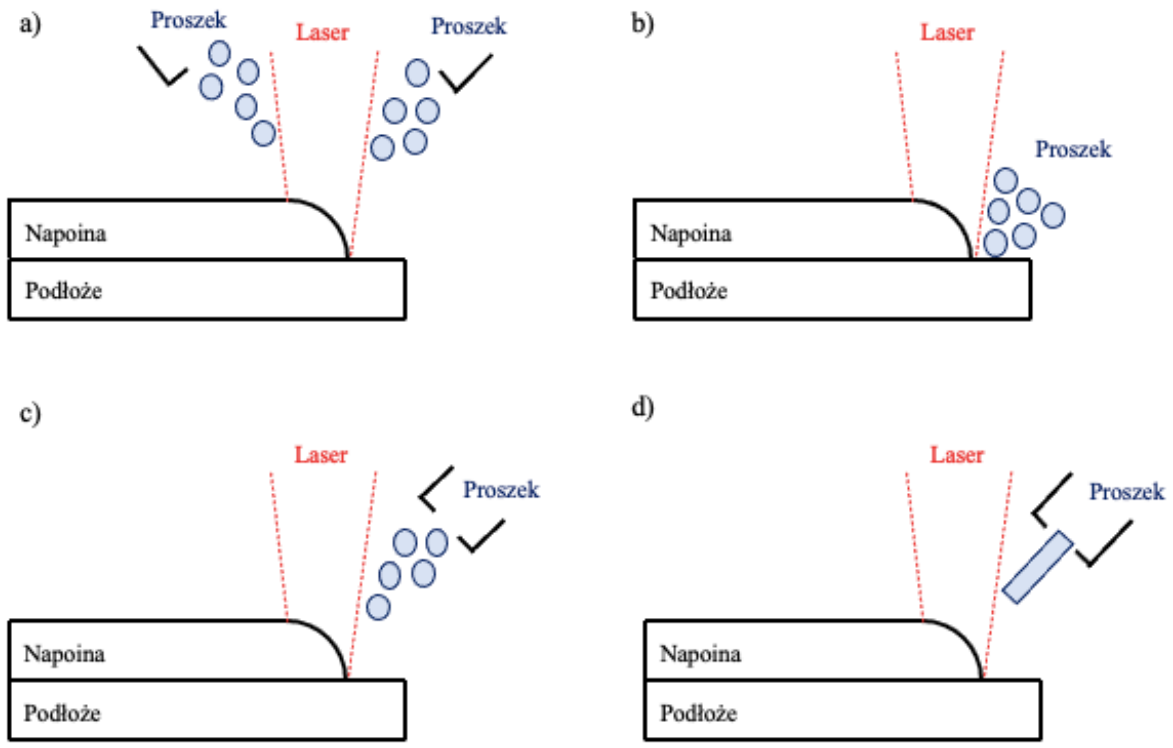
Moc wiązki lasera w konwencjonalnych procesach napawania laserowego przyjmuje wartość do ok. 4 kW. Jednocześnie do specjalnych zastosowań dostępne i wykorzystywane są również lasery o mocy przekraczającej 16 kW. Warto jednak zaznaczyć, że wraz z ogólnym trendem zwiększania mocy źródeł laserowych rozwijane są także procesy napawania realizowane z bardzo dużą prędkością. Znajdują one zastosowanie m.in. w napawaniu tarcz hamulcowych oraz wybranych wałków, gdzie stosowane są lasery o mocy co najmniej 12 kW. Najczęściej w procesach napawania stosuje się średnicę wiązki <5 mm, uzyskując napoinę o szerokości ścieżki do ok. 8 mm. Absorpcja energii wiązki przez materiał podłoża i dodatkowy prowadzi do ich stopienia w czasie od 10^{-2} do 1 s. Ograniczona objętość ciekłego metalu i intensywne odprowadzanie ciepła przez materiał podłoża prowadzi do uzyskania prędkości chłodzenia do ok. 10^{11} K/s [11,85,86].

W procesie napawania laserowego materiał w formie drutu, proszku, taśmy lub pasty jest wprowadzany do strefy oddziaływania wiązki laserowej. Proces ten jest realizowany za pomocą układu podającego materiał. Dozownik materiału dodatkowego może być zintegrowany z głowicą laserową, poprzez dysze podające proszek oraz rolki prowadzące drut bądź taśmę. Wprowadzanie materiału dodatkowego pod kątem, w zakresie od ok. 20 do 60^o względem osi wiązki laserowej jest uznawane za optymalne dla procesu napawania [11,68],

Wartość kąta wprowadzenia materiału dodatkowego do strefy oddziaływania wiązki lasera może pozwolić w pewnym stopniu na kontrolę procesu topienia [11,68,87].

W procesie napawania laserowego materiał może być podawany zarówno w postaci drutu jak i proszku. Proszek może być podawany współosiowo lub niewspółosiowo w obszar oddziałującej wiązki lasera. Możliwe jest też zastosowanie wstępnie naniesionej warstwy proszku (rys. 14). Drut jest wprowadzany niewspółosiowo z wiązką lasera, prostopadle do powierzchni podłoża lub pod kątem ok. 20-60° [88-91].

Metoda wstępnego nanoszenia warstwy proszku polega na umieszczeniu połączonego lepiszczem materiału dodatkowego na powierzchni podłoża. Proszek i warstwa materiału podłoża są następnie przetapiane w drugim etapie zaabsorbowaną energią promieniowania laserowego. Czynnikiem decydującym o występowaniu wad napoiny jest m.in. grubość warstwy materiału dodatkowego oraz właściwości lepiszcza. Warstwa proszku z lepiszczem o niedostatecznej adhezji do podłoża cechuje się skłonnością do rozpadu pod wpływem oddziaływania strumienia gazu osłonowego w procesie napawania [88-91].



Rys. 14. Metody dostarczania proszku i drutu podczas napawania laserowego, w obszar oddziaływania wiązki: a) współosiowe podawanie proszku, b) metoda wstępnego podawania proszku, c) synchroniczne boczne podawanie proszku d) synchroniczne boczne podawanie drutu [91]

Metoda podawania bocznego, polega na dostarczaniu materiału dodatkowego do jeziorka ciekłego metalu z zastosowaniem pojedynczej dyszy proszkowej lub rolek dozownika

drutu. Dodatkowym parametrem jest długość rurki stanowiącej dyszę oraz odległość wylotu dyszy od jeziorka ciekłego metalu. Jest to mniej precyzyjna metoda w porównaniu do współosiowego podawania proszku, ale pozwala na bardziej elastyczne kształtowanie strefy napawania oraz uzyskanie większej powierzchni napoiny. [88-91].

Obecnie najczęściej stosowane są głowice dozujące proszek współosiowo z wiązką lasera. Proszek przepływa w strumieniu gazu nośnego z dozownika. Jedna lub kilka dysz wprowadza strumień gazu nośnego z proszkiem w obszar oddziaływania wiązki lasera. Pierwszy rodzaj głowic posiada dyszę złożoną z dwóch współosiowych stożków ściętych, tworzącą strumień proszku o przekroju pierścieniowym. W tej konstrukcji, wewnętrzny stożek kieruje strumień gazu i proszku w kierunku strefy napawania, podczas gdy zewnętrzny stożek otacza wewnętrzny, co zapewnia stabilizację strumienia i jego równomierne rozłożenie. Dysza ta pozwala na precyzyjne skupienie strumienia proszku na obrabianym materiale, co minimalizuje straty energii i zwiększa efektywność procesu [88-91].

Głowice drugiego rodzaju posiadają zwykle od 3 do 5 mniejszych otworów dyszowych, tworzących strumienie proszku skierowane do jeziorka ciekłego metalu w procesie napawania. Gaz osłonowy przepływa przez dyszę umieszczoną w środku głowicy. Jego przepływ zapewnia dodatkowo zmniejszenie liczby zanieczyszczeń płytki szklanej chroniącej soczewkę skupiającą wiązkę lasera [88-91].

Stwierdzić można, że na przebieg procesu napawania oraz właściwości uzyskanej napoiny wpływają warunki procesu oraz zjawiska fizyczne zachodzące podczas procesu [14] (tab. 4). Analiza danych literaturowych [9,11,12,70,86,88,92,101] wskazuje, że parametry wytworzonej napoiny są determinowane przez specyfikę zastosowanego typu lasera, urządzenia realizującego przemieszczanie głowicy, systemu dozowania proszku, zastosowanego materiału dodatkowego do napawania oraz zachodzących zjawisk fizycznych. Jakość wytworzonej napoiny determinują takie parametry jak: rozmiar warstwy, mikrostruktura, obecność pęknięć, porowatość, chropowatość powierzchni, naprężenia własne oraz stopień wymieszania materiału podłoża z materiałem dodatkowym.

Proces napawania laserowego charakteryzuje się wysokim stopniem złożoności. Wynika on zarówno ze specyfiki technicznej urządzeń dostępnych na rynku w wielu wariantach, jak również zjawisk fizycznych zachodzących podczas procesu (tab. 4). Częściowa automatyzacja procesu poprzez zastosowanie maszyn sterowanych numerycznie, stanowisk zrobotyzowanych oraz zaawansowanej elektroniki sterującej pracą laserów, a także pozostałego osprzętu, pozwala na ograniczenie zmienności procesu [86,88].

Podstawowymi parametrami procesu napawania laserowego są; moc, rozmiary wiązki lasera, prędkość przemieszczenia wiązki (prędkość napawania v_n) oraz natężenie przepływu lub szybkość podawania drutu, proszku bądź taśmy. Ponadto, stan powierzchni materiału podłoża wpływa w pewnym stopniu na przebieg procesu napawania [11,70,86,92].

Tabela 4. Warunki procesu i zjawiska charakteryzujące proces napawania laserowego [86]

Warunki procesu	Zjawiska fizyczne podczas procesu	Parametry wytworzonej napoiny
Wiązka promieniowania laserowego • długość fali λ • moc P • średnica d_W • prędkość napawania v_n **Materiał podłoża** • skład chemiczny • właściwości fizyczne • mikrostruktura • temperatura podłoża • rozmiary podłoża **Materiał dodatkowy** • skład chemiczny • właściwości fizyczne • mikrostruktura • postać (proszek, drut, taśma) • kształt i rozmiary cząstek • kąt padania • gaz osłonowy i nośny **Parametry maszyny spawalniczej** • prędkość przemieszczania • przyspieszenie względne • dokładność przemieszczania **Pozostałe warunki procesu** • nagrzewanie wstępne • natężenie przepływu gazu osłonowego • gaz osłonowy	• absorpcja promieniowania • przewodność cieplna • dyfuzja w stanie ciekłym • konwekcja w ciekłym metalu • krystalizacja warstwy • utlenianie powierzchni • topienie podłoża z materiałem dodatkowym • reakcje chemiczne między gazem osłonowym i ciekłym metalem	• rozmiary warstwy • mikrostruktura • twardość • pęknięcia • porowatość • naprężenia własne • chropowatość powierzchni • stopień wymieszania materiału dodatkowego z materiałem podłoża

Moc i rozmiary wiązki lasera określają gęstość mocy, która w procesach konwencjonalnych wynosi od 10^3 do 10^5 W/cm^2. Gęstość mocy jest ilorazem mocy i pola przekroju wiązki lasera padającej na powierzchnię podłoża:

$$q_s = P/A \quad (1)$$

gdzie:

P - moc wiązki lasera, W,

A - pole przekroju poprzecznego wiązki, cm^2.

Wiązka lasera stosowana w procesach napawania laserowego cechuje się najczęściej przekrojem kołowym o Gaussowskim rozkładzie energii i modzie poprzecznym TEM_{00} (TEM, ang. *Transverse Electromagnetic Mode*). Stosuje się również wiązki o przekroju kołowym lub prostokątnym i rozkładzie energii wielomodowym [66,68,93].

Gęstość mocy wiązki lasera oraz czas jej oddziaływania na podłoże określają rodzaj efektu występującego w procesie - nagrzewanie, topienie, odparowanie, ablacja. W procesie napawania dochodzi do nagrzewania i topienia materiału podłoża oraz odparowania jego bardzo małej objętości. Parametr gęstości mocy wiązki lasera odgrywa istotną rolę w określaniu głębokości przetopienia warstwy materiału oraz procesie topienia dostarczanego proszku. [11,93,94]. Wprowadzanie i topienie nadmiernej objętości materiału dodatkowego może doprowadzić do wystąpienia m.in. braku przetopienia podłoża [11,68,87]. Zwiększenie gęstości mocy wiązki prowadzi do wzrostu stopnia przetopienia materiału podłoża, czego efektem jest zwiększenie jego udziału w napoinie oraz zmniejszenie wysokości ścieżki napoiny [9,95,66,68,93].

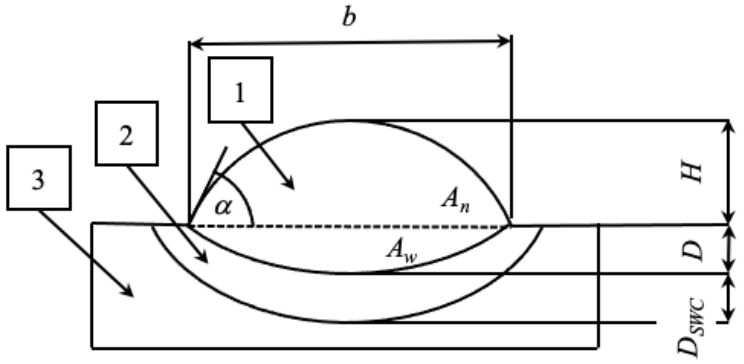
Prędkość napawania określa czas oddziaływania wiązki lasera na jednostkę długości napoiny, stąd również ilość energii cieplnej wprowadzanej do materiału. Prędkość napawania zwykle przyjmuje wartość 100÷1500 mm/min. Zmniejszanie prędkości napawania prowadzi do zwiększenia objętości przetopionego materiału dodatkowego. Zwiększają się wówczas wymiary pojedynczej ścieżki napoiny [9,11,88,96].

Natężenie przepływu proszku oraz szybkość podawania drutu są częściowo powiązane z gęstością mocy i prędkością napawania. Podczas procesu napawania proszkowego, część energii wiązki lasera jest absorbowana przez materiał dodatkowy. Wzrost natężenia przepływu proszku, prowadzi do intensyfikacji tego zjawiska. Skutkuje to zmniejszeniem energii zużytej na stopienie materiału podłoża i obniżeniem jego objętości względnej w napoinie. Nieprawidłowy dobór natężenia przepływu proszku dla danej gęstości mocy wiązki lasera i prędkości napawania, skutkuje występowaniem wady w postaci braku przetopienia materiału podłoża. Strumień proszku wprowadzany przez dysze współosiowo z wiązką lasera, tworzy określoną średnicę na powierzchni podłoża. Średnica strumienia proszku zbliżona do szerokości jeziorka ciekłego metalu zapewnia najmniejsze straty materiału dodatkowego [9,11,88,95,96].

Proszek dostarczany jest z gazem nośnym (Ar lub He) przy natężeniu przepływu 4-8 dm^3/min dla głowic tworzących strumień proszku o średnicy mniejszej niż 2,5 mm. Zbyt duże natężenie przepływu gazu może skutkować rozproszeniem proszku poza obszar oddziaływania wiązki [9,11,86,95,96].

2.6 Charakterystyka procesu krystalizacji napoiny na podłożu nadstopu niklu

Warstwa napawana powstaje w wyniku procesu przetopienia materiału podłoża oraz dodatkowego. Napoina składa się z częściowo nakładających się ścieżek. Pojedyncza ścieżka cechuje się określoną: szerokością b, wysokością H, głębokością przetopienia podłoża D, polem powierzchni przekroju poprzecznego A_n, polem powierzchni przekroju poprzecznego przetopionej warstwy materiału podłoża A_w, głębokością strefy wpływu ciepła D_{swc}, oraz wartością kąta pomiędzy powierzchnią podłoża a styczną do powierzchni napoiny α (rys. 15). Dla warstwy napawanej złożonej z wielu ścieżek charakterystyczny jest stopień ich wzajemnego nakładania się. W procesie napawania laserowego jest regulowany odległością przemieszczenia wiązki pomiędzy kolejnymi ścieżkami [9,11,74].



Rys. 15. Schemat przekroju poprzecznego pojedynczej ścieżki napoiny: 1 - wytworzona ścieżka warstwy, 2 - strefa wpływu ciepła, 3 - podłoże [70,86]

Wykazano, że w procesach napawania z zastosowaniem materiału dodatkowego różniącego się składem chemicznym od podłoża, istotną rolę w kształtowaniu właściwości warstwy pełni stopień wymieszania materiału dodatkowego z materiałem podłoża. Jest określany ilorazem pola przekroju poprzecznego przetopionego materiału podłoża i całkowitego pola przekroju poprzecznego napoiny. Jest wyznaczany metodą planimetryczną w badaniach mikroskopowych jako parametr stereologiczny - objętość względna, określona zależnością [9,11,74]:

$$V_v = A_w / (A_n + A_w) \quad (2)$$

gdzie:

V_v - objętość względna materiału podłoża,

A_n - pole powierzchni przekroju poprzecznego ścieżki, mm²,

A_w - pole powierzchni przekroju poprzecznego przetopionej warstwy materiału podłoża, mm².

Analiza danych literaturowych [97,98] wskazuje, że objętość względna materiału podłoża w napoinie wzrasta wraz ze zwiększeniem mocy lasera i prędkości napawania.

Do oceny geometrii pojedynczej ścieżki napoiny stosuje się iloraz jej szerokości do wysokości (*b/H*), określany jako wskaźnik geometryczny ścieżki. Parametr ten umożliwia porównanie wpływu parametrów procesu na kształt napoiny oraz ocenę stabilności procesu napawania. Wyższe wartości *b/H* odpowiadają ścieżkom o większej szerokości w stosunku do ich wysokości, natomiast niższe wartości wskazują na bardziej wypukły profil napoiny.

Wymiary nałożonej warstwy wierzchniej są ściśle powiązane z parametrami procesu, szczególnie z mocą źródła ciepła i jego prędkością. Można oszacować czas, w którym jeziorko metalu pozostaje w stanie ciekłym, uwzględniając zależność [68]:

$$t = a / v_n \tag{3}$$

gdzie:

t - czas pozostawania jeziorka w stanie ciekłym,

a - długość jeziorka, mm,

v_n - prędkość napawania, mm/s.

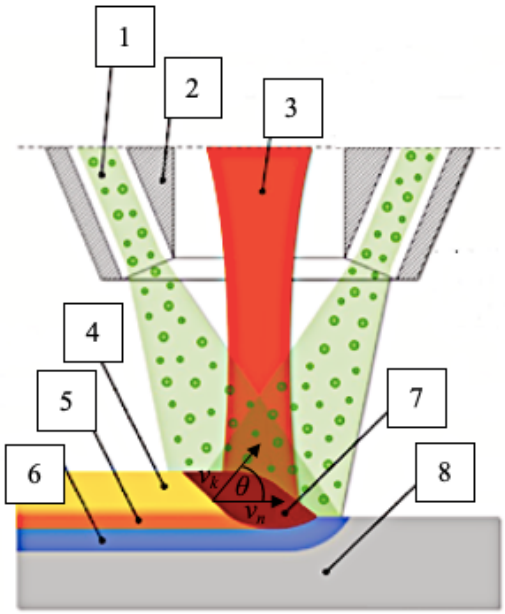
Kształt jeziorka ciekłego metalu, zależy w największym stopniu od prędkości napawania. Zwiększanie prędkości napawania powoduje zmianę kształtu jeziorka z eliptycznego na zakończony ostrym szczytem wzdłuż środka ścieżki napoiny [68].

Prędkość chłodzenia w procesie napawania zależy zarówno od właściwości fizycznych materiałów, jak i od techniki przeprowadzenia procesu. Skład chemiczny i struktura warstwy napawanej są określone przez warunki krystalizacji. Te warunki obejmują gradient temperatury w ciekłym metalu (G), prędkość krystalizacji (v_k) oraz prędkość chłodzenia (v_{ch}). Stwierdzono, że struktura warstwy krystalizującej w procesie napawania laserowego zależy głównie od szybkości zarodkowania i wzrostu kryształów oraz od prędkości chłodzenia. Kształt frontu krystalizacji, który tworzy się w ciekłym metalu, zależy przede wszystkim od ilorazu gradientu temperatury do prędkości krystalizacji (G/v_k) [9,11].

Kryształy wzrastają w ciekłym metalu, w kierunku przepływu ciepła. Szybkość ich wzrostu zależy m.in. od prędkości przemieszczania się źródła ciepła. Zaobserwowano, że front krystalizacji staje się płaski, gdy iloraz gradientu temperatury do prędkości krystalizacji (G/v_k) przekracza 10^4. Płaski front krystalizacji występuje tylko w cienkiej warstwie krystalizującej

napoiny w pobliżu granicy wtopienia. Stąd, do jego uzyskania, potrzebny jest duży gradient temperatury i niska prędkość krystalizacji. Stwierdzono również, że kąt θ (kąt pomiędzy wektorami prędkości v_k i v_n) przy granicy wtopienia wynosi 90° i zmniejsza się do 0° na powierzchni napoiny, dlatego, prędkość krystalizacji zmienia się od 0 w obszarze granicy wtopienia do maksymalnej wartości v_n na powierzchni warstwy (rys.16) [68,69,85,92,99,100].

Krystalizacja dendrytyczna jest również charakterystyczna dla napoin stopów niklu oraz kobaltu. Występuje mikrosegregacja składu chemicznego w dendrytach i przestrzeni pomiędzy nimi. Zjawisko to prowadzi do wydzielenia różnorodnych faz wtórnych w przestrzeniach międzydendrytycznych [87]. W nadstopach niklu, pierwiastki takie jak niob (Nb), molibden (Mo), krzem (Si) i węgiel (C) wykazują szczególną tendencję do segregacji [99,102]. Wyższe stężenie tych pierwiastków na końcowym etapie krystalizacji w przestrzeniach międzydendrytycznych może skutkować powstawaniem węglików niobu (NbC) oraz faz topologicznie zwartych TCP (ang. *topologically close-packed*). W nadstopach niklu zaobserwowano obecność faz TCP, w tym fazy Laves'a, μ, P, σ [103,104].



Rys. 16. Schemat procesu napawania laserowego: v_k - wektor prędkości krystalizacji, v_n - wektor prędkości przemieszczania się wiązki promieniowania laserowego, 1 - strumień proszku, 2 - głowica laserowa, 3 - wiązka promieniowania laserowego, 4 - przetopiona warstwa proszku, 5 - przetopiona warstwa podłoża, 6 - strefa wpływu ciepła, 7 - jeziorko ciekłego metalu, 8 - podłoże [101]

Analiza literatury w zakresie krystalizacji odlewniczych nadstopów niklu [1,10,14] wskazuje, że skłonność atomów pierwiastków do segregacji w obszarze dendrytów jest ściśle związana z wartością równowagowego współczynnika rozdziału *k*, który jest charakterystyczny

dla każdego pierwiastka. Parametr k, definiuje proporcję rozdziału pierwiastka między fazą stałą, a ciekłą na granicy międzyfazowej. Współczynnik k określa się zależnością [99,105]:

$$k = C_S / C_0 \quad (4)$$

gdzie:

C_S - stężenie pierwiastka w rdzeniu dendrytu, %,

C_0 - średnie stężenie w analizowanym obszarze, %.

Współczynnik k jest wskaźnikiem decydującym o rozkładzie zawartości pierwiastka między objętością dendrytu a przestrzenią międzydendrytyczną. Pierwiastki z wartością $k < 1$, takie jak molibden (Mo) i niob (Nb), wykazują wyraźną skłonność do segregacji do przestrzeni międzydendrytycznych, co jest wynikiem ich mniejszej rozpuszczalności w fazie stałej w porównaniu do fazy ciekłej. Z drugiej strony, cechujące się wartością $k > 1$ mają tendencję do akumulacji w rdzeniu dendrytu. Pierwiastki o średnicy atomowej zbliżonej do atomu niklu, takie jak chrom (Cr) i żelazo (Fe), mają współczynnik k bliski wartości 1. Oznacza to, że ich rozdział między fazą stałą i ciekłą jest relatywnie zrównoważony, co skutkuje mniejszą segregacją. W przypadku Mo i Nb, ich wartości współczynnika k wynoszą odpowiednio około 0,80÷0,85 oraz 0,50 [109]. Zwiększona zawartość żelaza w stopie może prowadzić do obniżenia wartości współczynnika k dla Nb i Mo co powoduje, że te pierwiastki będą w większym stopniu segregować do przestrzeni międzydendrytycznych [99].

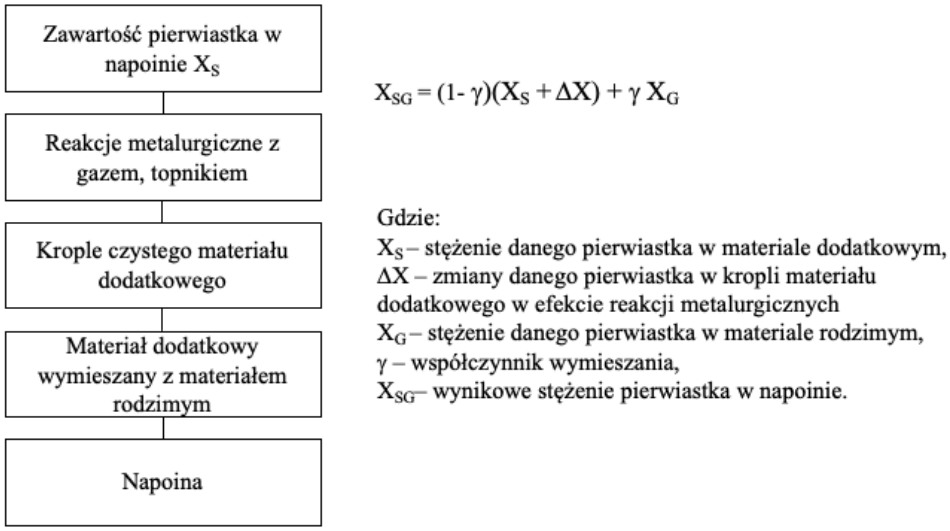
Krzem, będący pierwiastkiem o skłonności do segregacji, może znacząco wpływać na właściwości nadstopów niklu. Jego wysoka tendencja do segregacji w obszarach międzydendrytycznych może prowadzić do pogorszenia jego właściwości mechanicznych. Ograniczenie zawartości krzemu jest niezbędne dla zapewnienia optymalnej równowagi między właściwościami mechanicznymi a odpornością na korozję stopu [99].

2.4.3 Wpływ warunków procesu napawania na mikrostrukturę

W obszarze poddanym procesowi napawania można wyróżnić trzy charakterystyczne strefy: napoinę, strefę wpływu ciepła (SWC) oraz materiał podłoża, którym w analizowanym przypadku jest nadstop niklu. Każdy z tych elementów ma inną mikrostrukturę, co prowadzi do odmiennych właściwości mechanicznych. Właściwości te zależą od rodzaju napawanego materiału, zastosowanego materiału dodatkowego oraz przebiegu cyklu cieplnego podczas napawania. Strefa wpływu ciepła charakteryzuje się szczególnie zróżnicowaną mikrostrukturą [71].

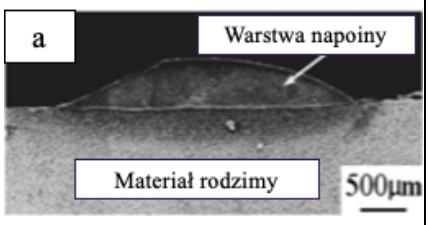
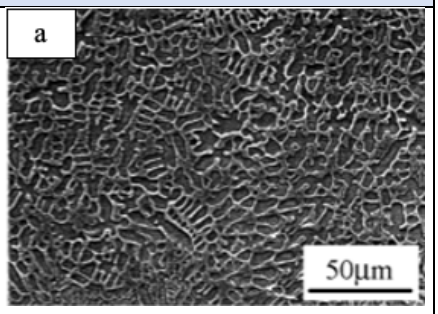
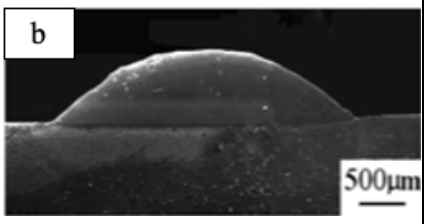
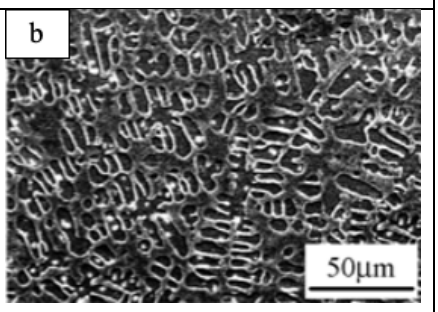
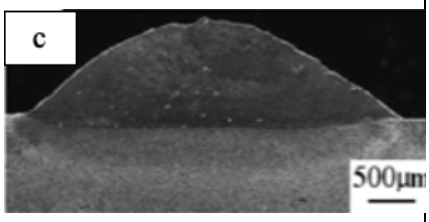
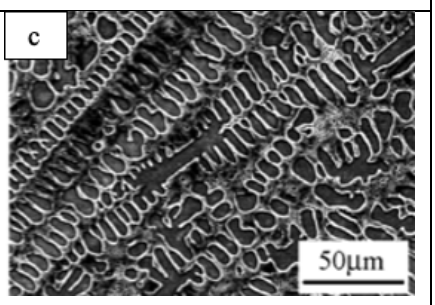
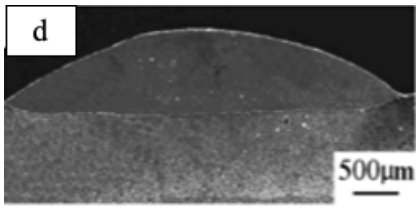
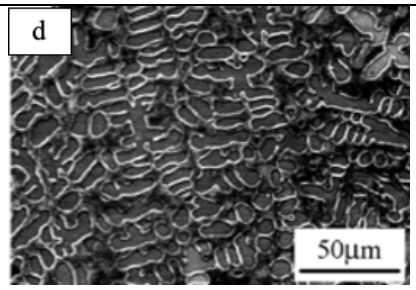
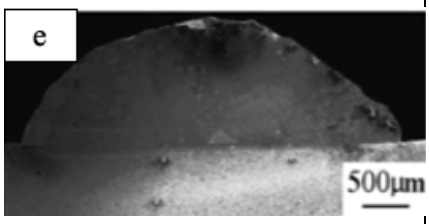
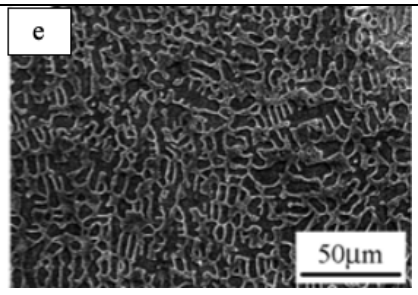
Zmiany mikrostruktury i właściwości w strefie wpływu ciepła są wynikiem przemian fazowych oraz zdefektowania struktury krystalicznej. Te procesy mogą zachodzić pojedynczo lub jednocześnie, w zależności od fizykochemicznych właściwości metalu [71].

Materiał dodatkowy wskutek wymieszania z materiałem podłoża oraz reakcji metalurgicznych zachodzących podczas procesu napawania uzyskuje skład chemiczny różniący się od składu wyjściowego. Stopień wymieszania materiałów wpływa na skład chemiczny warstwy napawanej (rys. 17), a tym samym na jej mikrostrukturę i właściwości użytkowe [10].



Rys.17. Schemat zmian stężenia wprowadzanych pierwiastków stopowych w procesie napawania [10]

Z analizy danych literaturowych [106] wynika, że zastosowane warunki procesu mają wpływ na mikrostrukturę wytworzonej warstwy napawanej. Zwiększenie natężenia przepływu proszku, wpływa na rozmiary ziarn napoiny, które również ulegają rozdrobnieniu (rys. 18c-18e). Jest to wynikiem zmniejszenia energii właściwej na jednostkę masy proszku oraz zwiększenia szybkości chłodzenia warstwy napoiny [106]. Ustalono, że występuje korelacja pomiędzy szybkością chłodzenia a kształtowaniem się morfologii składników fazowych mikrostruktury materiału. Stwierdzono, że wzrost szybkości chłodzenia prowadzi do zmniejszenia odległości między ramionami dendrytów, co skutkuje rozdrobnieniem mikrostruktury. Z kolei zmniejszenie prędkości napawania oraz zwiększenie mocy wiązki laserowej sprzyja powstawaniu mikrostruktury gruboziarnistej, charakteryzującej się większymi odległościami między ramionami dendrytów (rys. 18a, 18b, 18c,) [68,69,106-108].

V_s (mm/min)	V_f (g/min)	Makrostruktura	Mikrostruktura
200	6,5		
150	6,5		
100	6,5		
	6,0		
	7,0		

Rys 18. Makro- i mikrostruktura napoiny wytworzonej z zastosowaniem różnej prędkości napawania V_s i natężenia przepływu proszku V_f odnoszą się odpowiednio do prędkości napawania laserowego i natężenia przepływu proszku. Moc lasera P = 2 kW, materiał podłoża: Co-0,45Ni-0,25Cr-0,25Si-0,2Mn-0,2. Materiał dodatkowy: Ni-35Fe-10Cr-10Si-2,5B-1,5C-0,4 [106]

Wraz ze wzrostem prędkości napawania i natężenia przepływu proszku wzrasta twardość napoiny, co wiązane jest z powstawaniem drobnoziarnistej mikrostruktury [106]. Z kolei zwiększenie mocy lasera prowadzi do wzrostu objętości względnej materiału podłoża oraz obniżenia twardości napoiny, co wynika zarówno z większego stopnia wymieszania, jak i wydłużenia czasu krystalizacji sprzyjającego rozrostowi dendrytów [108,109].

Gęstość mocy wiązki ma istotny wpływ na stopień przetopienia materiału podłoża. Jej wzrost powoduje zwiększenie objętości względnej materiału podłoża oraz intensyfikację mieszania materiałów. Jednocześnie większa ilość energii wprowadzanej do materiału prowadzi do powiększenia strefy przetopienia oraz wydłużenia czasu krzepnięcia, co sprzyja tworzeniu się struktury gruboziarnistej. W konsekwencji obserwuje się spadek twardości napoiny. Przekroczenie granicznej wartości gęstości mocy może dodatkowo prowadzić do powstawania pęknięć [110,111].

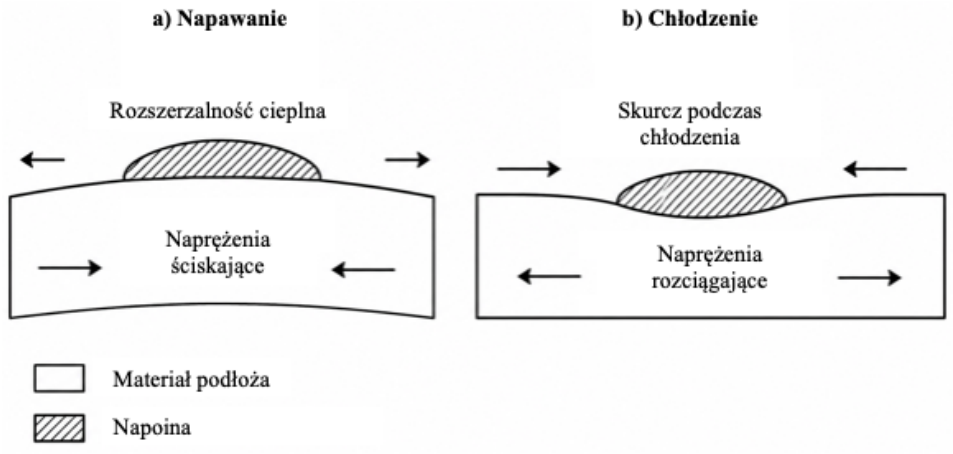
2.4.4 Wady warstw ochronnych napawanych na podłożu nadstopu niklu

Wieloskładnikowe nadstopy niklu stosowane w odlewnictwie charakteryzują się złożoną mikrostrukturą, która wynika z różnorodności faz oraz znaczących różnic w ich właściwościach fizycznych. Właśnie z tego względu stopy te są szczególnie podatne na pękanie podczas procesów spawania i napawania [67,69].

Stan powierzchni ma istotne znaczenie dla jakości warstw napawanych nadstopów niklu. Przed przystąpieniem do napawania, niezbędne jest dokładne przygotowanie powierzchni - w tym proces: szlifowania, oczyszczania oraz usuwania zanieczyszczeń przy użyciu odpowiedniego rozpuszczalnika (np. acetonu lub alkalicznych środków odtłuszczających). Istnieje również alternatywny sposób przygotowania powierzchni polegający na laserowym odparowaniu (lub topieniu, odparowaniu i częściowej ablacji) warstwy wierzchniej i zanieczyszczeń. Proces ten prowadzi do eliminacji zanieczyszczeń przy zastosowaniu dwóch odmiennych mechanizmów. Pierwszy, poprzez bezpośredni wyrzut cząstek, osiągany przez proces parowania lub rozpryskiwania hydrodynamicznego. Drugi, przez termoplastyczne rozszerzanie się materiału podłoża. Stwierdzono, że proces ten znacząco wpływa na poprawę jakości wytwarzanych spoin, redukując poziom porowatości [112-114].

Pęknięcia w procesie napawania mogą tworzyć się w różnych obszarach napoiny, w zależności od składu chemicznego i właściwości fizycznych materiałów, jak również od naprężeń cieplnych w napoinie i materiale podłoża.

W trakcie procesu napawania lokalne oddziaływanie źródła ciepła prowadzi do powstawania znacznych gradientów temperatury, które skutkują nierównomiernymi odkształceniami cieplnymi materiału (rys. 19). Podczas nagrzewania materiał ulega rozszerzalności cieplnej, natomiast w trakcie chłodzenia i krzepnięcia napoiny zachodzi jej skurcz. Ograniczenie swobodnego odkształcania przez otaczający materiał podłoża prowadzi do powstawania naprężeń rozciągających w napoinie, strefie wpływu ciepła oraz materiale podłoża, zwiększając ryzyko inicjacji pęknięć [115,116].



Rys. 19. Schemat powstawania naprężeń własnych w obszarze napoiny podczas: nagrzewania (a) i chłodzenia (b) [117]

Najczęściej obserwowanymi rodzajami pęknięć są pęknięcia gorące oraz związane z utratą plastyczności materiału w wysokiej temperaturze [115,116]. Pęknięcia gorące powstają podczas krystalizacji napoiny, w temperaturze zbliżonej do solidus. Ich występowanie zależy od szeregu czynników metalurgicznych i fizycznych, do których zalicza się przede wszystkim [68,74]:

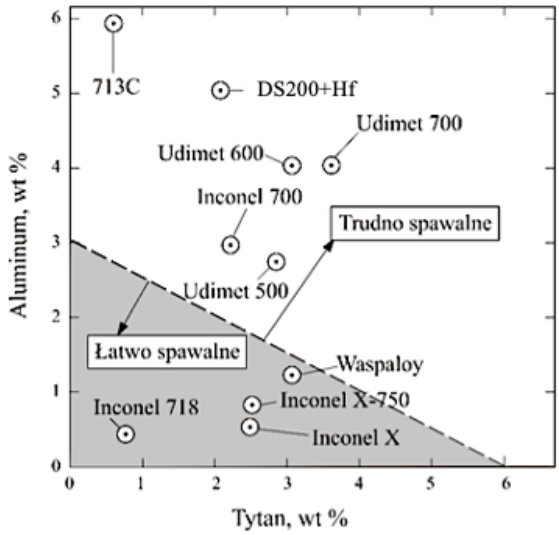
- skurcz metalu podczas krzepnięcia,
- właściwości wytrzymałościowe składników fazowych mikrostruktury w wysokiej temperaturze,
- wartość współczynnika liniowej rozszerzalności cieplnej,
- obecność niskotopliwych faz i zanieczyszczeń.

Współczynnik skurczu metalu przy krzepnięciu odzwierciedla tendencję materiału do zmniejszania swojej objętości w trakcie krystalizacji. Im wyższa jest jego wartość, tym większe pozostają naprężenia własne w materiale. Oddziaływanie wymienionych czynników sprzyja tworzeniu się pęknięć gorących. Kontrola parametrów procesu krystalizacji, jest zatem niezbędna do ograniczenia ryzyka ich powstawania [68,74].

Polikrystaliczne odlewnicze nadstopy niklu charakteryzują się obecnością wydzieleń eutektyki (γ+γ') w ich mikrostrukturze. W trakcie procesu napawania w obszarze granicy wtopienia, osiągana jest temperatura umożliwiająca topienie eutektyki. Ciekły metal zwilża granice ziarn bądź powierzchnie dendrytów, tworząc cienką warstwę. Jednocześnie występujące naprężenia rozciągające w procesie krystalizacji prowadzą do powstawania mikropęknięć wzdłuż powierzchni granic ziarn. Badania wykazują, że skłonność do powstawania tego typu pęknięć może być ograniczona poprzez zmniejszenie objętości względnej eutektyki w nadstopie niklu. Uzyskać to można np. poprzez wyżarzanie ujednorodniające odlewów przed przystąpieniem do procesu napawania. Zastosowanie obróbki cieplnej ma na celu redukcję ewentualnych mikropęknięć poprzez kontrolowanie mikrostruktury i minimalizowanie naprężeń w obszarze granic ziarn [69,92,94,118].

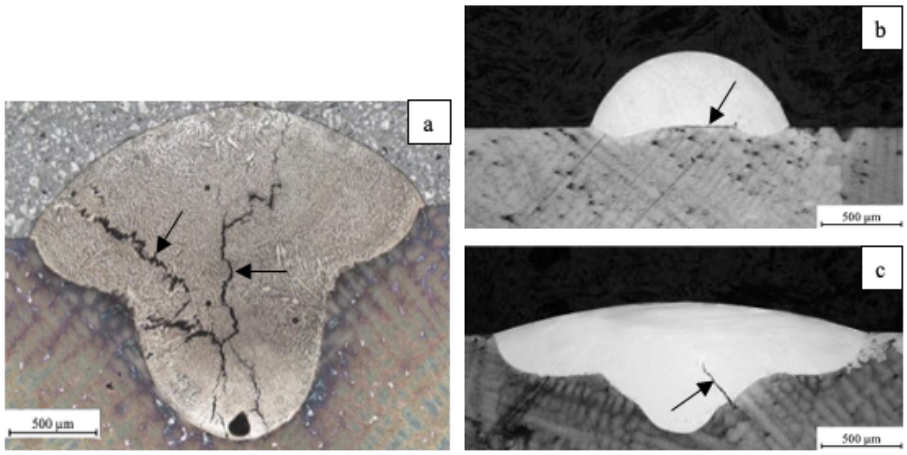
Wysoka podatność na pękanie gorące jest szczególnie wyraźny w przypadku nadstopów niklu. Badania wykazały, że skłonność do pękania na gorąco w spoinach nadstopów niklu zależy od rodzaju oraz zawartości kruchych faz międzymetalicznych (takich jak NbC, faza Laves'a, Ni_2Nb, faza σ), które wydzielają się w przestrzeniach międzydendrytycznych w trakcie krzepnięcia [68,74,92].

W nadstopach niklu mogą wystąpić również pęknięcia odkształceniowo-starzeniowe (ang. *strain-age cracking*). Pęknięcia te mogą pojawić się np. w napoinach podczas obróbki cieplnej, a ich przyczyną jest wydzielanie faz umacniających podczas starzenia. To z kolei prowadzi do wzrostu naprężeń, co skutkuje powstawaniem pęknięć w spoinie lub w strefie wpływu ciepła. Problem ten jest szczególnie istotny w przypadku stopów umacnianych fazą γ', które charakteryzują się wysoką zawartością aluminium i tytanu [69]. Stop DS200+Hf, stanowiący przedmiot badań niniejszej pracy, jest bardziej podatny na tego rodzaju pęknięcia, ponieważ głównym pierwiastkiem umacniającym jest aluminium (rys. 20) [69].



Rys. 20. Wpływ Al i Ti na pęknięcia odkształceniowo starzeniowe w wybranych nadstopach niklu [69]

W procesach napawania laserowego poza pęknięciami, najczęściej występującymi niezgodnościami są porowatość oraz brak przetopienia materiału podłoża (rys. 21) [96,119].



Rys. 21. Defekty powstające podczas procesu napawania a) mikropęknięcia i porowatość, b) brak przetopienia materiału podłoża, c) mikropęknięcie [120,121]

Porowatość i pęcherze gazowe często powstają pomiędzy kolejno nakładanymi ścieżkami i warstwami napoiny, a ich tworzenie zwiększa się m.in. wraz ze wzrostem objętości wody zaadsorbowanej na powierzchni proszku. Proszki obecnie przechowuje się w suszarniach komorowych w temperaturze 30÷50°C. Ponadto dozowniki proszków są najczęściej wyposażone w urządzenia nagrzewające proszek do temperatury 40÷50 °C w celu utrzymania małej wilgotności [96,119].

Przetopienie materiału podłoża może być niedostateczne z powodu małej gęstości mocy wiązki laserowej lub zbyt krótkiego czasu jej oddziaływania, co często jest związane z nadmiernym stopniem nakładania się kolejnych ścieżek napoiny [96,119].

3. PODSUMOWANIE STANU ZAGADNIENIA - TEZA I CEL PRACY

Przeprowadzona analiza danych literaturowych wskazuje na ciągły rozwój zaawansowanych technologii napawania. Obszary zastosowania procesów napawania w przemyśle lotniczym, cechują wysokie wymagania jakościowe, przy znacznej wydajności procesu. Rozwój technologii napawania wiąże się m.in. z możliwością automatyzacji i robotyzacji w celu przyśpieszenia procesu i eliminacji czynnika ludzkiego wpływającego na jakość produktu. Dlatego spośród wielu metod prowadzenia procesu napawania, te najbardziej precyzyjne znajdują zastosowanie w przemyśle lotniczym [1-8].

Łopatki turbiny biorą udział w przemianie energii gazów spalinowych w energię mechaniczną. Ich wytrzymałość ma decydujące znaczenie dla bezpieczeństwa pracy układu, ponieważ uszkodzenie może prowadzić do poważnej awarii silnika, a także samolotu. Oddziaływanie sił odśrodkowych i wysokiej temperatury na łopatki, indukuje postęp procesów zmęczenia oraz korozji. Z tego powodu, stosuje się warstwy mające na celu poprawę odporności na korozję m.in. powłoki żaroodporne, a także bariery cieplne, które zwiększają ich trwałość w wysokiej temperaturze [5,13-17,30-34].

Łopatki turbiny silnika lotniczego ulegają niszczeniu w wyniku procesów takich jak korozja, erozja lub zużycie tribologiczne, w tym fretting, który łączy mechaniczne i chemiczne uszkodzenia. Fretting powoduje powstawanie mikropęknięć oraz degradację warstwy tlenkowej, co przyspiesza zużycie ścierne i zmęczeniowe. Szczególnie narażone są obszary styku zamka łopatki z tarczą oraz uszczelnienia. Ich zużycie prowadzi do zmniejszenia efektywności pracy turbiny i trwałości silnika [35-45].

Temperatura gazów w pierwszym stopniu turbiny wysokiego ciśnienia silników lotniczych sięga ok. 1700°C, natomiast działające naprężenia rozciągające przekraczają 69 MPa. Stąd, najczęściej wytwarza się łopatki z nadstopów niklu, które charakteryzują się wysoką wytrzymałością na pełzanie i odpornością na działanie wysokiej temperatury. Przyjęto stosowanie odlewów monokrystalicznych na pierwszy stopnień turbiny, natomiast polikrystalicznych w niższych jej stopniach. Ich wytwarzanie obejmuje procesy odlewania precyzyjnego oraz obróbkę cieplną, co pozwala na kształtowanie ich właściwości mechanicznych. Właściwości nadstopów niklu wynikają z obecności fazy γ i umacniających wydzieleń γ', które ograniczają ruch dyslokacji, zwiększając wytrzymałość na pełzanie [2,4,5,52-61].

Analiza łopatek turbin silników lotniczych po eksploatacji wykazała, że największe zużycie występuje na powierzchni pióra i w obszarach styku półek łopatek tworzących

uszczelnienie pierścienia zewnętrznego, co prowadzi do strat ciśnienia i spadku sprawności silnika. W celu ograniczenia zużycia, powierzchnie te zabezpiecza się warstwą ochronną z nadstopu kobaltu, wytwarzaną w procesie napawania. Nadstopy kobaltu, zawierające także pierwiastki tworzące węgliki cechują się dobrymi właściwości tribologicznymi. W procesie napawania wykorzystywane są różne źródła ciepła, jak energia łuku elektrycznego, strumień plazmy czy wiązka lasera. Stosowanie atmosfery ochronnej i odpowiedniego przygotowania powierzchni wymagane jest do zminimalizowania ryzyka pęknięcia i poprawy trwałości napoiny [10,12,67-72].

Metoda TIG umożliwia nanoszenie materiału dodatkowego na elementy o małej powierzchni, a otrzymane napoiny charakteryzują się najwyższą jakością spośród metod łukowych. Oprócz stosowanej od kilkudziesięciu lat metody TIG, coraz większą rolę odgrywają procesy napawania laserowego. Możliwość użycia wiązki lasera do napawania stanowi interesujące zagadnienie badawcze, zarówno ze względów poznawczych jak i utylitarnych [11,58,66,85]. Stosowane dotychczas procesy napawania laserowego są rozwijane ze względu na możliwość kształtowania w szerokim zakresie składu chemicznego i właściwości użytkowych wytworzonych warstw oraz ich rozmiarów, także regeneracji uszkodzeń w elementach wykonanych z materiałów trudnospawalnych [11,70,86,94]. Cechą technologii laserowych stosowanych w spawalnictwie i w procesach obróbki powierzchniowej jest duża dokładność w zakresie kontroli warunków procesu i przede wszystkim energii cieplnej wprowadzanej do materiału. Pozwala na tworzenie warstw o unikatowych właściwościach fizycznych i chemicznych, charakteryzujących się wysoką odpornością na zużycie oraz umożliwia produkcję elementów o skomplikowanych kształtach [11,58,66,85].

Analiza danych literaturowych [9,11,12,58,84,95] wskazuje, szereg prac dotyczących charakterystyki warstw o wysokiej odporności na zużycie, wytwarzanych na podłożu ze stali konstrukcyjnej lub odpornej na korozję. Jako warstwy ochronne stosowano między innymi stopy Stellite 6 (Co-30Cr-5W-1,2C), Stellite 694 (Co-26Cr-19W-5Ni-0,85V-0,85C), Stellite 12 (Co-30Cr-8W-1,5C), Stellite 21 (Co-28Cr-5Mo-3Ni-0,3C), jak również Tribaloy T-400 (Co-28Mo-8,5Cr-2,5Si) i Tribaloy T-800 (Co-28Mo-18Cr-3,4Si), a także Ni-Cr-B-Si. Poddano analizie wpływ kluczowych parametrów technologicznych procesu napawania laserowego, takich jak gęstość mocy wiązki laserowej, prędkość jej przemieszczania oraz rodzaj i objętość przetopionego materiału dodatkowego na skład chemiczny i fazowy, morfologię składników fazowych mikrostruktury, twardość oraz odporność na zużycie wytworzonych napoin.

Odlewy z nadstopów niklu są materiałami trudnospawalnymi, co oznacza, że mają tendencję do pękania podczas procesów spawania i napawania. W tworzeniu mikropęknięć istotną rolę odgrywa nadtapianie eutektyki (γ+γ') w obszarze granicy wtopienia oraz w strefie wpływu ciepła, co wynika z wysokiej temperatury jeziorka ciekłego metalu. Naprężenia rozciągające, które powstają podczas krystalizacji napoiny oraz chłodzenia nowo utworzonej warstwy, również mają istotny wpływ na inicjację mikropęknięć [1, 55, 94].

Powstawanie pęknięć w procesie napawania łopatek turbiny niskiego ciśnienia jest głównym problemem natury jakościowej występującym w przedsiębiorstwie Safran Aircraft Engines Poland. Aktualnie stosowaną w przedsiębiorstwie techniką napawania jest ręczna metoda napawania warstw ochronnych TIG, cechująca się powtarzalnością zależną od umiejętności oraz doświadczenia spawacza. Celem przedsiębiorstwa jest poprawa wyników jakościowych i wzrost wydajności dzięki automatyzacji procesu poprzez wprowadzenie metody napawania laserowego, która zapewni stabilność i większą kontrolę nad procesem. Stąd istotne jest poszerzenie wiedzy i bazy danych eksperymentalnych dotyczących procesów napawania łopatek stopami kobaltu o nowe wyniki uzupełniające dane literaturowe dostępne w publikacjach naukowych i raportach technicznych.

Analiza danych literaturowych potwierdza, że w procesie napawania laserowego istnieje możliwość wytwarzania warstw o wysokiej twardości i dobrej odporności na zużycie na powierzchni nadstopów niklu. Ustalono, że istotne znaczenie dla kształtu, rozmiarów i właściwości tych warstw mają warunki procesu napawania, takie jak moc i średnica wiązki laserowej, prędkość jej przemieszczania, natężenie przepływu proszku materiału dodatkowego, gazu nośnego i osłonowego, a także ich rodzaj [9, 95].

Na podstawie analizy literatury stwierdzono również, że dotychczasowe prace dotyczące wytwarzania warstw ochronnych na podłożu z nadstopu DS200+Hf, używanego do produkcji łopatek turbin silników lotniczych z zastosowaniem stopów kobaltu Stellite 694 oraz Tribaloy-T800, były ograniczone. Większość badań skupiała się na warstwach wytwarzanych metodą napawania elektrycznego za pomocą elektrody wolframowej w osłonie argonu (TIG). W ograniczonym zakresie prowadzono także badania nad wpływem warunków procesu napawania laserowego na skład fazowy i morfologię składników fazowych mikrostruktury, a także na właściwości fizyczne i mechaniczne warstw ze stopów Co-26Cr-19W-5Ni-0,85V-0,85C (Stellite 694) oraz Co-28Mo-18Cr-3,4Si (Tribaloy-T800) [58, 66, 39].

Na podstawie analizy danych literaturowych oraz dotychczasowych badań własnych sformułowano tezę rozprawy:

Zastąpienie metody łukowej (TIG), metodą laserową w procesie wytwarzania warstwy ochronnej na podłożu nadstopu DS200+Hf, umożliwi zwiększenie jej twardości i odporności na zużycie w warunkach tarcia. Kontrola energii cieplnej podczas procesu napawania, poprzez odpowiedni dobór parametrów takich jak moc lasera, średnica wiązki, prędkość napawania i natężenie przepływu proszku, pozwala na kształtowanie rozmiarów napoiny, składu fazowego, mikrostruktury oraz właściwości wytworzonej warstwy ochronnej. Zakłada się, że materiał Co-28Mo-18Cr-3,4Si (Tribaloy-T800) może stanowić alternatywę dla Co-26Cr-19W-5Ni-0,85V-0,85C (Stellite 694), umożliwiającą uzyskanie zbliżonych właściwości użytkowych.

Analiza uzyskanych wyników badań będzie stanowić podstawę do weryfikacji przyjętej tezy oraz osiągnięcia głównego celu pracy, którym jest opracowanie optymalnych warunków procesu wytwarzania warstw ochronnych za pomocą wiązki promieniowania laserowego. Uzyskane wyniki będą stanowiły podstawę do opracowania i wdrożenia technologii napawania laserowego rozwijanej obecnie w zakładzie Safran Aircraft Engines Poland. Uzyskanie powłok o lepszych właściwościach tribologicznych będzie wymagało kontroli energii cieplnej podczas procesu napawania, poprzez odpowiedni dobór parametrów takich jak moc lasera, średnica wiązki, prędkość napawania i natężenie przepływu proszku i pozwoli na kształtowanie rozmiarów napoiny, składu fazowego, mikrostruktury oraz właściwości ochronnej wytworzonej warstwy ze stopów Stellite 694 oraz Tribaloy-T800 nakładanych na podłoże z nadstopu niklu DS200+Hf.

4. BADANIA WŁASNE

4.1 Cel i program badań

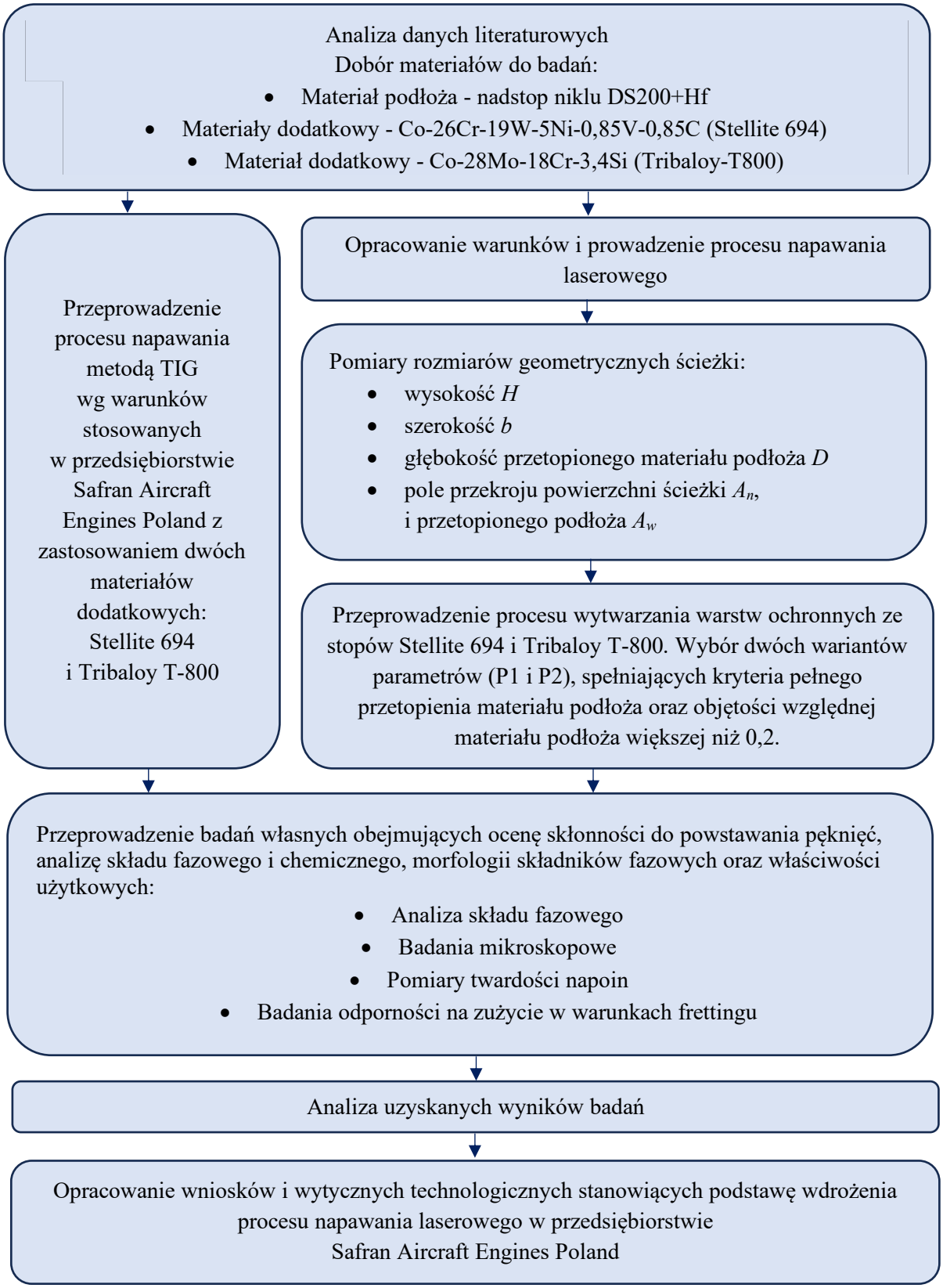
W celu potwierdzenia przyjętej tezy rozprawy opracowany został plan badań mający na celu ocenę możliwości kształtowania właściwości użytkowych ochronnych warstw Co-26Cr-19W-5Ni-0,85V-0,85C (Stellite 694) oraz Co-28Mo-18Cr-3,4Si (Tribaloy-T800) wytworzonych następującymi metodami: stosowanej obecnie w Safran Aircraft Engines Poland napawania TIG oraz wdrażanego laserowego napawania na podłożu z nadstopu niklu DS200+Hf (rys. 22).

Przeprowadzona analiza danych literaturowych oraz procesów technologicznych stosowanych w firmie Safran były podstawą doboru dwóch materiałów dodatkowych do zastosowania w procesach napawania: obecnie używanego Stellite 694 oraz nowego Tribaloy T-800. Wybór stopu Tribaloy T-800 wynikał z potrzeby redukcji kosztów procesu napawania przy zachowaniu wymaganych właściwości użytkowych. Istotnym czynnikiem była również odmienna baza pierwiastków stopowych, co zwiększa niezależność materiałową i stanowi alternatywę w przypadku ograniczeń dostępności krytycznych składników. Wybrane materiały zostały poddane analizie składu chemicznego, fazowego oraz mikrostruktury. Wykonano prace eksperymentalne, w tym próby technologiczne oraz dokonano analizy porównawczej metody napawania laserowego oraz TIG, jak również materiałów dodatkowych Stellite 694 i Tribaloy-T800. W przypadku metody TIG stosowanej w produkcji łopatek przyjęto równoważne warunki procesu napawania dla obu materiałów. Ze względu na małą liczbę danych literaturowych oraz wymagania związane z potencjalnym zatwierdzeniem w przedsiębiorstwie proponowanego procesu napawania laserowego niezbędne było opracowanie warunków procesu. Przeprowadzono wstępne próby, mające na celu ustalenie wpływu mocy lasera, średnicy wiązki, prędkości napawania i natężenia przepływu proszku na rozmiary wytworzonych ścieżek i przetopioną objętość materiału podłoża.

Pierwszym etapem badań było wykonanie procesu napawania metodą TIG zgodnie z parametrami stosowanymi w firmie Safran Aircraft Engines Poland. Następnie opracowano warunki i przeprowadzono proces napawania laserowego. Opracowano metodykę pomiarów rozmiarów geometrycznych pojedynczych ścieżek napoin, takich jak wysokość (H), szerokość (B), głębokość przetopionego materiału podłoża (D), a także wyznaczenie pola powierzchni ścieżki (A_s) i strefy przetopienia (A_m). Na podstawie uzyskanych danych możliwe było określenie współczynnika kształtu oraz objętości względnej materiału podłoża. Dobrano

warunki wytwarzania warstw ochronnych z obu materiałów dodatkowych, a następnie przeprowadzono analizę składu fazowego, mikrostruktury i właściwości.

Rys. 22. Schemat programu badań własnych



4.2 Materiał do badań

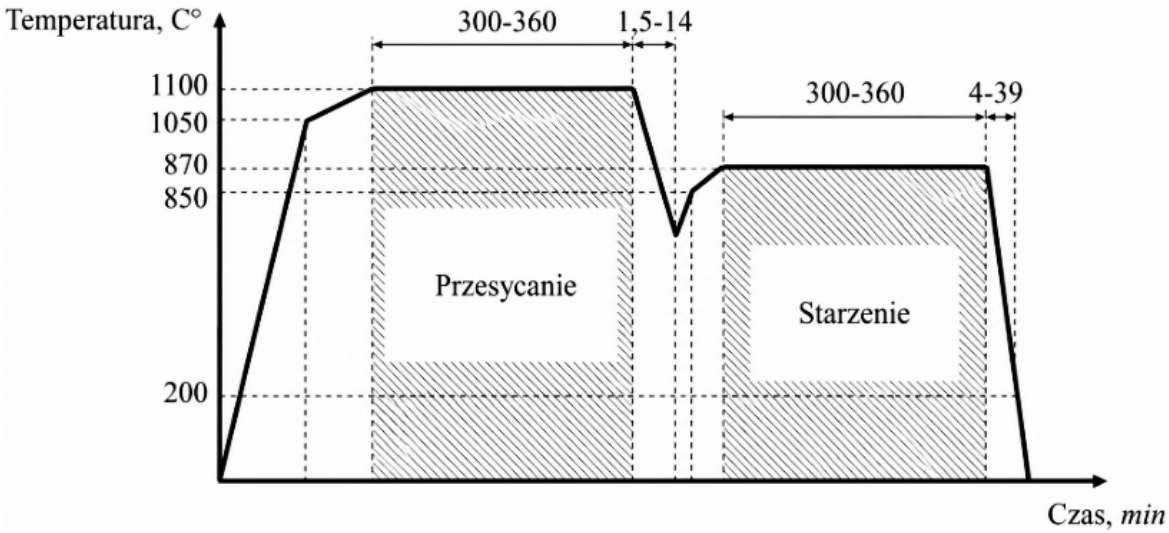
4.2.1 Materiał podłoża - nadstop niklu DS200+Hf

Badania przeprowadzono dla warstw ochronnych wytworzonych w procesie napawania laserowego na podłożu nadstopu niklu DS200+Hf, o składzie chemicznym: Cr - 8,6; W-11,8; Co - 9,5; Al - 4,9; Ti - 1,87; Nb - 0,85; Hf - 1,58; C - 0,13; B - 0,015; Zr - 0,01% mas., Ni - reszta. DS200+Hf należy do grupy żarowytrzymałych nadstopów niklu stosowanych do wytwarzana łopatek w silnikach lotniczych i przemysłowych turbinach gazowych. Materiał ten stosowany jest aktualnie w produkcji w firmie Safran Aircraft Engines Poland. Technologia otrzymywania stopu DS200+Hf (występującego również pod nazwą handlową MAR-200+Hf) została opracowana ponad 50 lat temu i jest nadal używana do projektowania i wytwarzania nowoczesnych komponentów silników lotniczych takich jak łopatki turbiny niskiego ciśnienia (LPT, ang. *Low Pressure Turbine*). Jednym z głównych powodów kontynuowania produkcji elementów z nadstopu DS200+Hf jest bardzo dobra lejność, umożliwiająca projektowanie skomplikowanych kształtów profili łopatek i cienkich krawędzi spływu. Mikrostruktura nadstopu DS200+Hf składa się z ziaren kolumnowych zorientowanych wzdłuż kierunku krystalizacji <001> [55,59,122].

DS200+Hf stanowi zmodyfikowaną wersję nadstopu DS200 (znanego również jako MAR-200) – do którego wprowadzono dodatek hafnu, co przyczyniło się do poprawy odporności na pełzanie, zwiększenia odporności na pękanie i zużycie oraz większą odporność na utlenianie [123].

Nadstop niklu DS200+Hf jest poddawany obróbce cieplnej złożonej z przesycania i starzenia, prowadzonej w atmosferze ochronnej argonu lub próżni (rys. 23) [58]. Do badań użyto próbek w stanie lanym jak i po standardowej obróbce cieplnej obejmującej przesycanie i starzenie.

Nadstop DS200+Hf zalicza się do materiałów trudnospawalnych. Obszarami tworzenia się mikropęknięć są granica wtopienia oraz strefa wpływu ciepła napawania. Główną przyczyną powstawania mikropęknięć w strefie wpływu ciepła jest nadtapianie wydzieleń eutektyki ($\gamma+\gamma'$) i rozpuszczanie wydzieleń węglików, zlokalizowanych wzdłuż granic ziarn. Dodatkowo, do powstawania mikropęknięć przyczyniają się naprężenia własne [66-69,94,99].



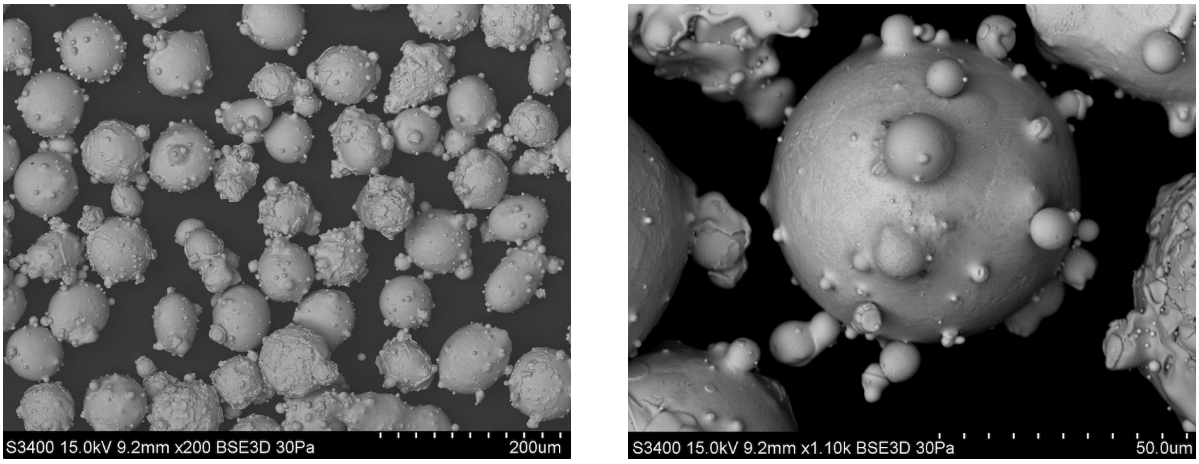
Rys. 23. Schemat procesu obróbki cieplnej nadstopu DS200+Hf: przesycanie i starzenie

4.2.2 Materiał dodatkowy - Stellite 694 i Tribaloy T-800

Warstwy napawane z użyciem wiązki promieniowania laserowego wytworzono z zastosowaniem materiału dodatkowego w postaci proszku, natomiast w procesie prowadzonym metodą TIG stosowano materiał dodatkowy w postaci drutu. Stosowano proszki oraz druty komercyjnych nadstopów kobaltu Tribaloy T-800 (Co-Mo-Cr-Si) oraz Stellite 694 (Co-Cr-W-Ni-C). Proszek Stellite 694, o składzie chemicznym Cr - 28; W - 19; Ni - 5; V - 0,85, C - 0,85 % mas., Co - reszta (nazwa handlowa Co-114-2, dostawca *Praxair Surface Technologies*) oraz Tribaloy T-800 o składzie Mo - 28; Cr - 18; Si - 3,4 % mas, Co - reszta (nazwa handlowa Metco 68F-NS-1, dostawca *Oerlikon Metco*). Cząstki proszków Stellite 694 i Tribaloy T-800, wytwarzane w procesie rozpylania ciekłego stopu za pomocą strumienia argonu, cechowały się kształtem kulistym (rys. 24, rys. 25).

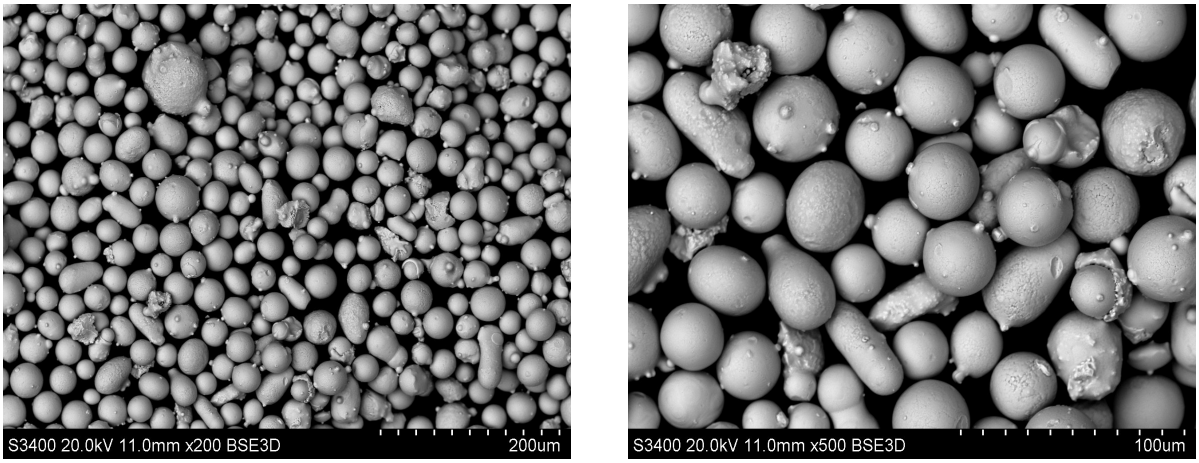
W procesach napawania metodą TIG użyto drutu spawalniczego Stellite 694 o średnicy 1,2 mm oraz Tribaloy T-800 o średnicy 1,2 mm (dostawca *Polymet Corporation*).

a) b)



Rys. 24. Morfologia cząstek proszku Stellite 694 (a) i (b)

a) b)



Rys. 25. Morfologia cząstek proszku Tribaloy T-800 (a) i (b)

Obydwa materiały znalazły zastosowanie w wytwarzaniu warstw ochronnych o dużej odporności na zużycie, także na powierzchni styku półek w wieńcu łopatek turbin silników lotniczych i stacjonarnych turbin gazowych. Cechują się podobnymi właściwościami fizycznymi (temperatura likwidus oraz gęstość) do materiału podłoża - nadstopu DS200+Hf (tab. 5) [58].

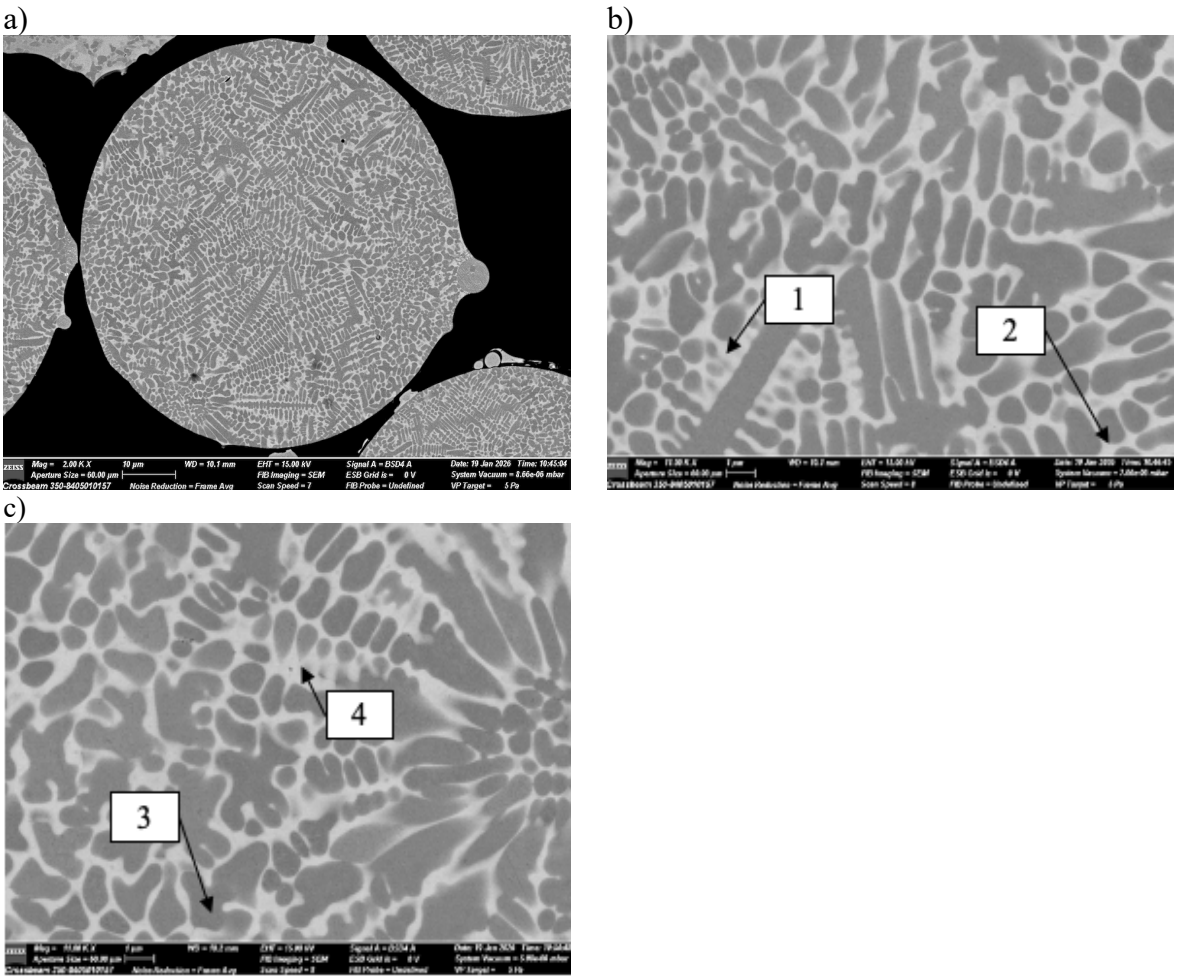
Tabela 5. Właściwości fizyczne i mechaniczne nadstopu DS200+Hf, Stellite 694 oraz Tribaloy T-800 [55,59,124,125]

Materiał	**Właściwości fizyczne i mechaniczne**			
	Likwidus, °C	**Gęstość, g/cm^3**	**Moduł Younga, GPa**	**Współczynnik cieplnej rozszerzalności liniowej α, 10^{-6} K^{-1}**
DS200+Hf	1335	8,2	200	13,5
Stellite 694	1296	9,0	206	12,6
Tribaloy T-800	1290	8,6	352	12,2

Cząstki proszku Stellite 694 cechuje struktura dendrytyczna charakterystyczna dla proszków otrzymywanych metodą rozpylania ciekłego metalu (rys. 26a). W obrębie cząstki obserwuje się wyraźne zróżnicowanie kontrastu, pomiędzy ramionami dendrytów a przestrzeniami międzydendrytycznymi, co wskazuje na możliwość lokalnego zróżnicowania składu chemicznego. Na podstawie przeprowadzonej analizy składu chemicznego metodą EDS (rys. 26), stwierdzono występowanie segregacji pierwiastków w obrębie cząstki proszku. Przestrzenie międzydendrytyczne (rys. 26, pkt 1-4) charakteryzują się podwyższoną zawartością wolframu (23,9-27,0% mas.) oraz chromu (31,2-34,0% mas.), przy jednocześnie niższym stężeniu kobaltu (34,6-39,8% mas.) i niklu (3,1-4,5% mas.) (tab. 6).

Zawartość wanadu we wszystkich analizowanych mikroobszarach mieści się w zakresie 1,0-1,3% mas. i nie wykazuje istotnych wahań.

Uzyskane wyniki potwierdzają, że proszek Stellite 694 charakteryzuje się mikrostrukturą, w której współistnieją obszary osnowy roztworu stałego oraz obszary wzbogacone w pierwiastki stopowe, głównie Cr i W.



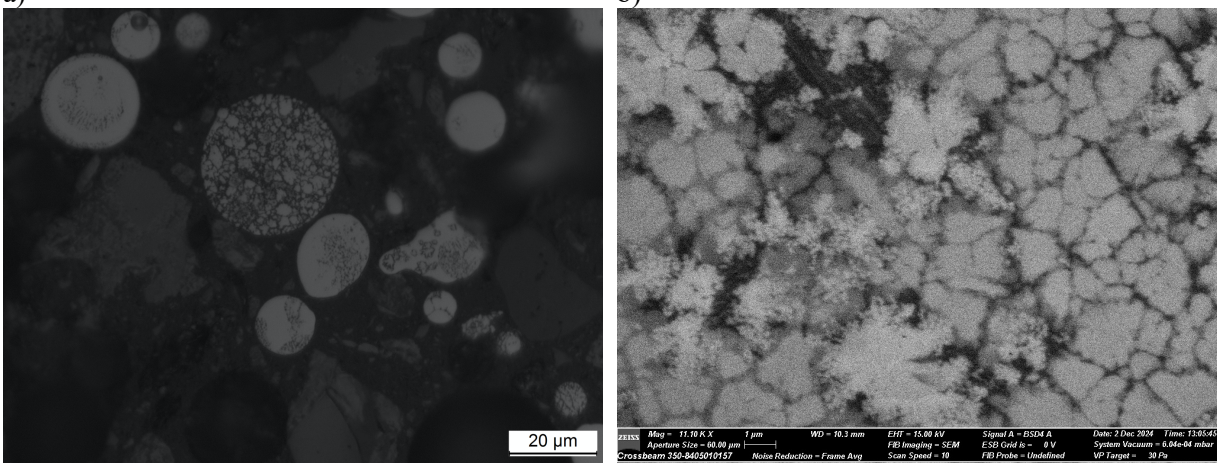
Rys. 26. Mikrostruktura proszku Stellite 694 - przekrój cząstki (a) wraz ze wskazaniem punktów pomiarowych 1-4 do analizy EDS (b,c)

Tabela 6. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-4 (rys. 26 b-c)

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.				
	V	Cr	Co	Ni	W
1	1,0	31,2	39,8	3,8	24,2
2	1,1	31,9	38,6	4,5	23,9
3	1,3	34,0	34,6	3,1	27,0
4	1,2	32,2	37,4	3,5	25,7

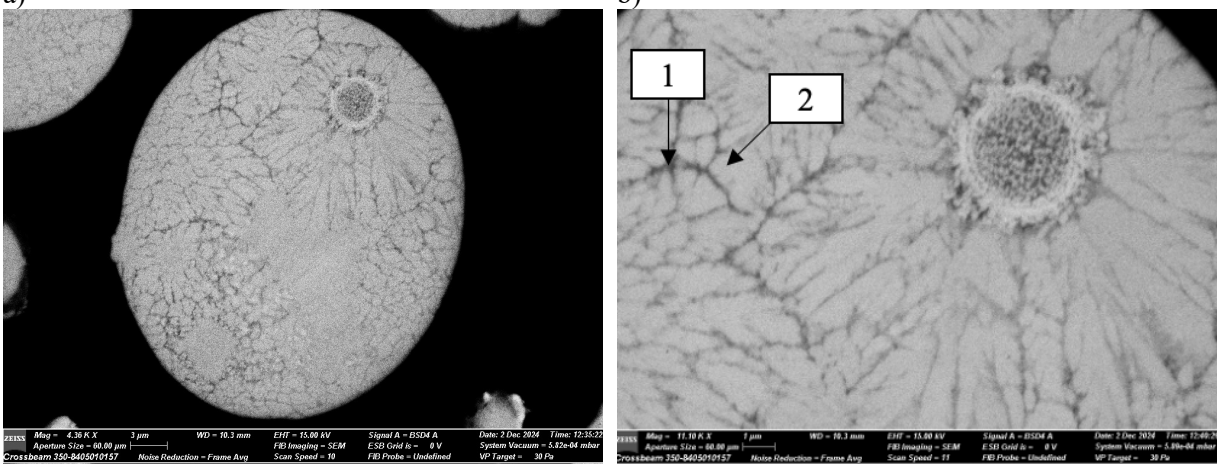
Analiza przekroju cząstek proszku Tribaloy T-800 (rys. 27, 28a) ujawniła mikrostrukturę dendrytyczną, charakterystyczną dla procesu krzepnięcia podczas rozpylania ciekłego metalu. W przestrzeniach międzydendrytycznych stwierdzono zwiększoną zawartość molibdenu w porównaniu do obszaru rdzeni dendrytów, co potwierdzają wyniki analizy składu chemicznego w mikroobszarach 1 i 2 (rys. 28b).

a) b)



Rys. 27. Proszek Tribaloy T-800 - przekrój cząstek (a,b)

a) b)



Rys. 28. Mikrostruktura proszku Tribaloy T-800- przekrój cząstki wraz ze wskazaniem punktów pomiarowych 1 i 2 do analizy EDS (a,b)

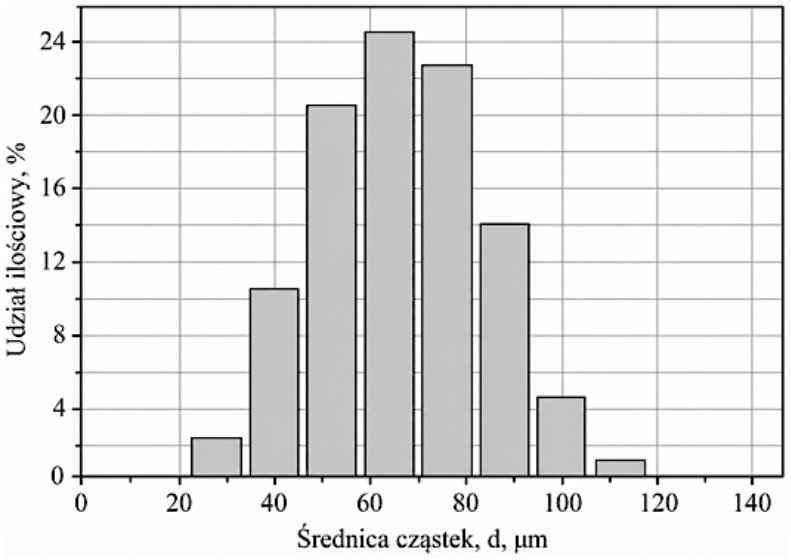
W mikroobszarze 1 (dendryty) (tab. 7) zawartość molibdenu wynosi 27,0% mas., kobaltu 51,1% mas., natomiast w mikroobszarze 2 (przestrzenie międzydendrytyczne) udział

molibdenu wzrasta do 32,5% mas. przy jednoczesnym spadku zawartości kobaltu do 45,9% mas.

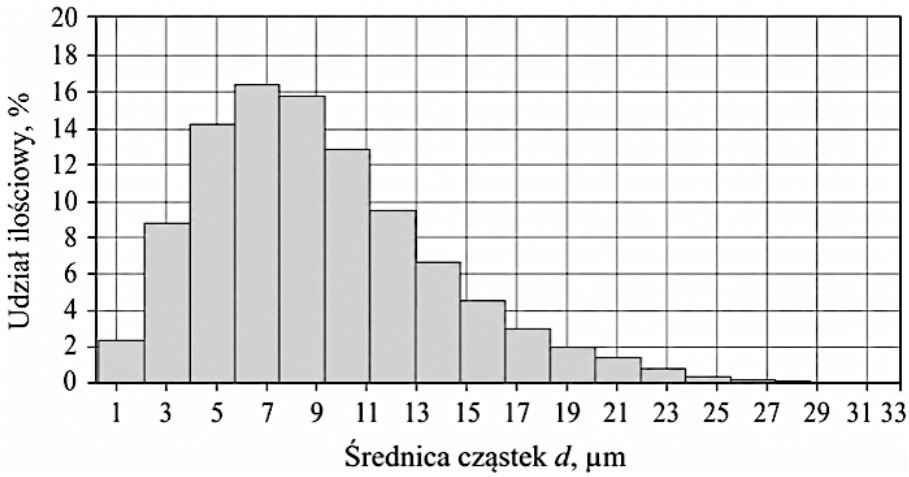
Tabela 7. Skład chemiczny w mikroobszarach 1 i 2 (rys. 28b)

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.					
	Al	Si	Cr	Fe	Co	Mo
1	0,2	3,2	18,0	0,5	51,1	27,0
2	0,2	3,7	17,1	0,6	45,9	32,5

Rozkład wielkości cząstek obu proszków określono za pomocą metody rozpraszania światła podczerwonego z wykorzystaniem urządzenia Kamika IPS-U. Średnica cząstek proszku Stellite 694 (rys. 29) przyjmuje zakres od 25 do 110 μm, co wskazuje na stosunkowo duże różnice w wielkości poszczególnych cząstek. Proszek Tribaloy T-800 (rys. 30) charakteryzuje się wyraźnie mniejszymi cząstkami, o średnicach od 1 do 29 μm.



Rys. 29. Rozkład średnicy cząstek proszku Stellite 694

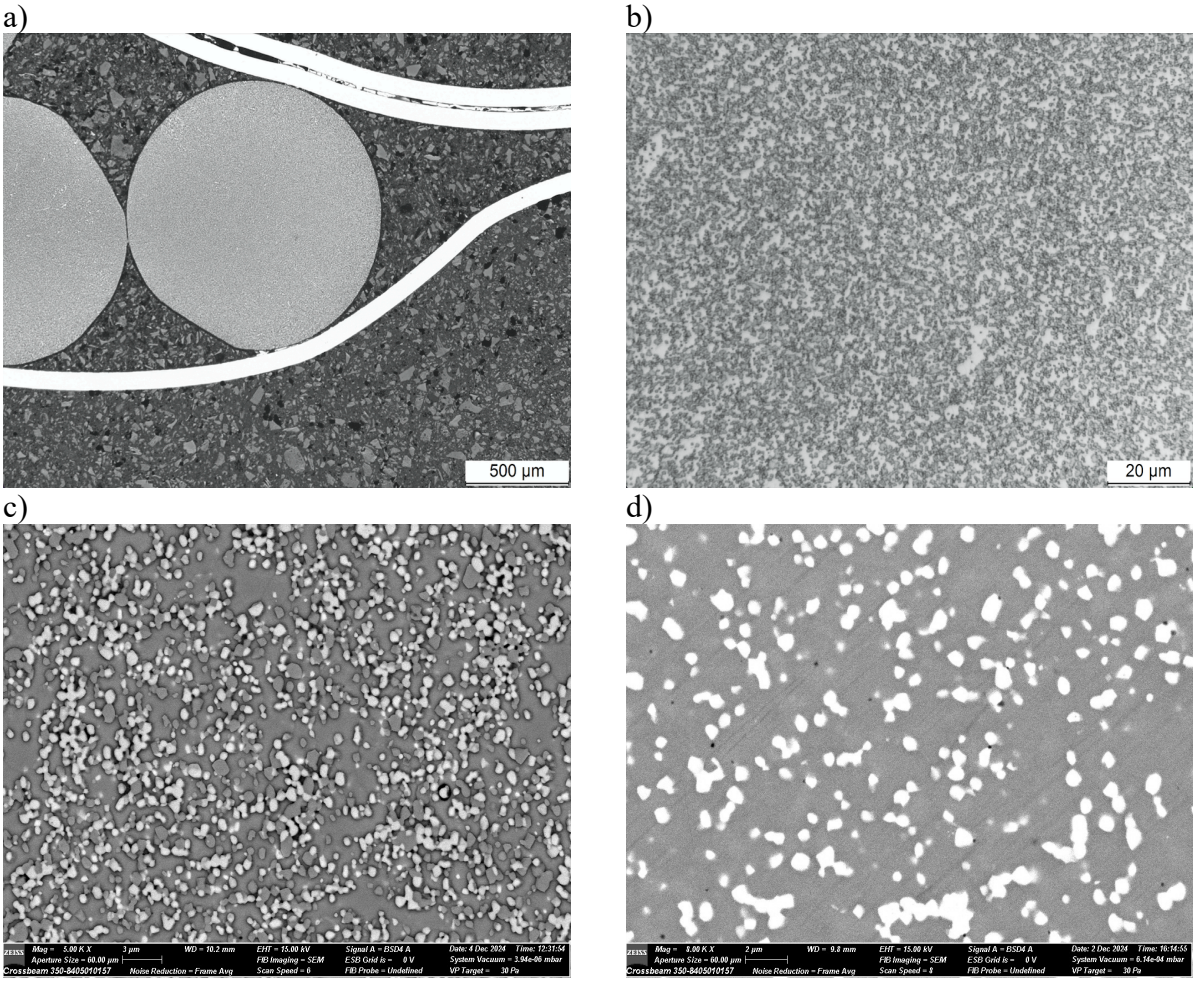


Rys. 30. Rozkład średnicy cząstek proszku Tribaloy T-800

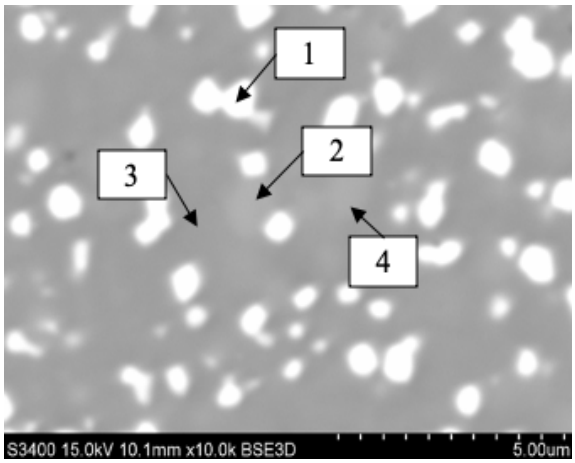
Druty spawalnicze Stellite 694 i Tribaloy T-800, stosowane w procesie napawania metodą TIG cechowały się średnicą 1,2 mm.

Mikrostruktura drutu ze stopu Stellite 694 cechuje się znaczną objętością względną wydzieleń faz wtórnych (rys. 31). Analiza składu chemicznego (tab. 8) wskazuje na ich wyraźne zróżnicowanie chemiczne. Wysoka zawartość węgla, chromu i wolframu sprzyja powstawaniu węglików typu MC, M_2C, M_6C, M_7C_3 oraz $M_{23}C_6$ [9,95].

Wydzielenia te charakteryzują się podwyższoną zawartością wolframu (do ok. 50% mas.) lub chromu (do ok. 55% mas.), co wskazuje na obecność różnych typów faz bogatych w te pierwiastki (rys. 32, tab. 8).



Rys. 31. Mikrostruktura drutu spawalniczego Stellite 694 (a-d)



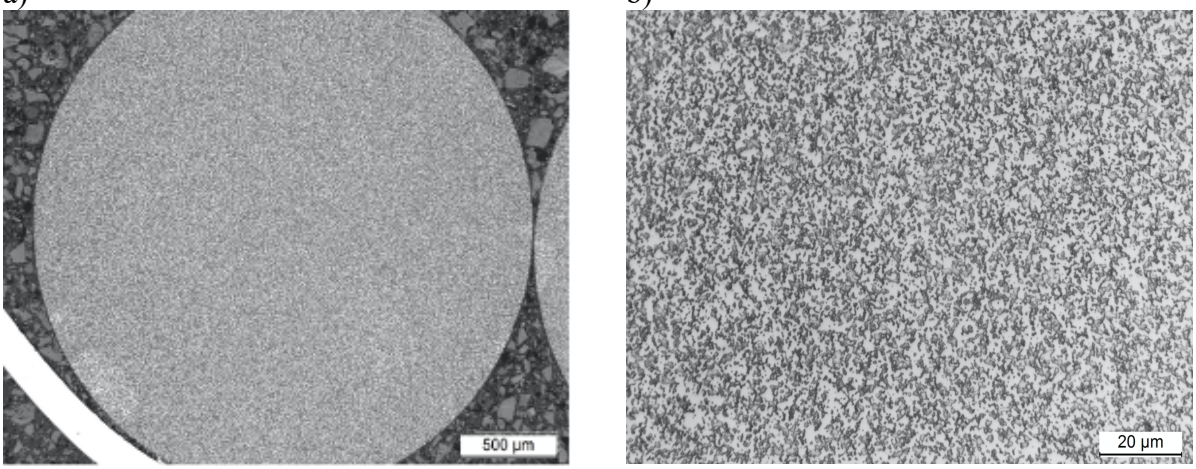
Rys. 32. Mikrostruktura drutu spawalniczego Stellite 694 wraz ze wskazaniem punktów pomiarowych 1-4 do analizy EDS

Tabela 8. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-4 (rys. 32)

Mikroobszar	**Zawartość pierwiastków, % mas.**					
	V	**Cr**	**Fe**	**Co**	**Ni**	**W**
1	1,4	17,9	1,4	25,8	3,2	50,3
2	1,3	55,0	1,2	19,4	1,9	21,3
3	1,0	28,4	2,8	45,7	6,1	16,1
4	1,0	39,6	2,4	35,0	4,3	17,7

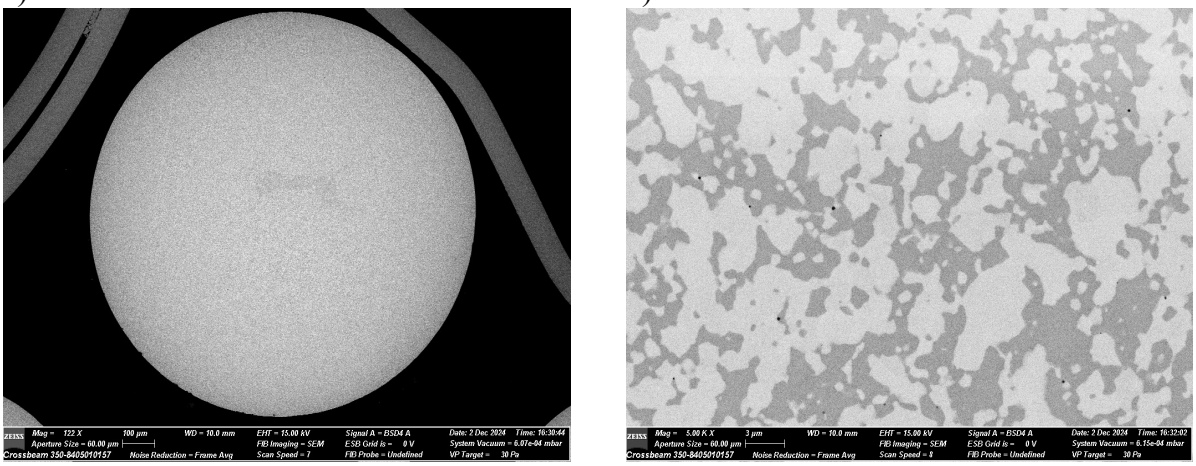
Mikrostruktura drutu Tribaloy T-800 (rys. 33,34) również cechuje się znaczną objętością względną wydzieleń umacniających, faz międzymetalicznych Laves'a typu Co-Mo-Si [126,127]. Analiza składu chemicznego metodą EDS (rys. 35) wykazała istnienie dwóch charakterystycznych mikroobszarów (tab. 9). Obszar 1 zawiera zwiększoną zawartość molibdenu (40,6% mas.), co wskazuje na obecność twardych faz międzymetalicznych. Obszar 2, bogaty w kobalt (62,3%) i chrom (23,3%) odpowiada osnowie roztworu stałego.

a) b)

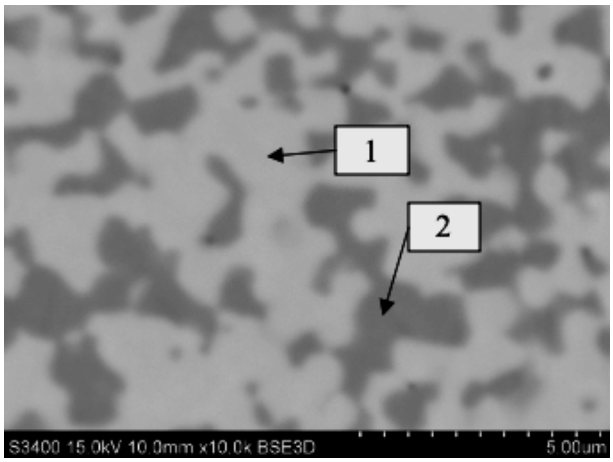


Rys. 33. Mikrostruktura drutu spawalniczego Tribaloy T-800 (a-b)

a) b)



Rys. 34. Mikrostruktura drutu spawalniczego Tribaloy T-800 (a-b)



Rys. 35. Mikrostruktura drutu spawalniczego Tribaloy T-800 wraz ze wskazaniem punktów pomiarowych 1 i 2 do analizy EDS

Tabela 9. Skład chemiczny w mikroobszarach 1 i 2 (rys. 35)

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.					
	Si	Cr	Fe	Co	Ni	Mo
1	4,6	12,1	1,1	40,6	1,0	40,6
2	1,5	23,3	2,3	62,3	1,8	8,7

4.2.3 Procesy napawania metodą TIG i wiązką lasera

Warstwy ochronne wytwarzano w procesach napawania metodą TIG oraz laserową. Warstwy napawane metodą TIG wytwarzano z zastosowaniem parametrów chronionych, będących tajemnicą przedsiębiorstwa Safran Aircraft Engines Poland.

Procesy napawania laserowego przeprowadzano przy użyciu urządzenia TruLaser Cell 3008 firmy TRUMPF. Wykorzystano wiązkę lasera dyskowego Yb:YAG, TruDisk 1000, o maksymalnej mocy 1 kW, długości fali 1030 nm oraz głowicy laserowej wyposażonej w soczewkę skupiającą o ogniskowej 220 mm. Materiał dodatkowy był podawany przez trzy dysze w głowicy laserowej, które formowały strumień proszku o średnicy

2,5 mm. Jako gaz nośny dla proszku zastosowano hel, którego natężenie przepływu wynosiło 5 dm^3/min. Ochronę jeziorka ciekłego metalu zapewniał strumień argonu o przepływie 15 dm^3/min. Wszystkie użyte gazy techniczne (argon, hel) charakteryzowały się czystością wynoszącą co najmniej 99,999%.

W programie realizowanych badań, parametry zmienne procesu napawania laserowego stanowiły: moc, średnica wiązki promieniowania laserowego i prędkość napawania. Wartość gęstości mocy kształtowała się w zakresie od 13,6 do 67,5 kW/cm^2.

Zakres analizowanych parametrów procesu został dobrany na podstawie doświadczeń własnych oraz wyników prób technologicznych przeprowadzonych wcześniej na Politechnice Rzeszowskiej. Przyjęte wartości obejmowały zakres parametrów umożliwiający ocenę wpływu warunków procesu na geometrię napoin oraz występowanie niezgodności technologicznych.

Na podstawie przyjętych warunków procesu (tab. 10) określono stopień ich wpływu na wymiary geometryczne pojedynczej ścieżki.

Tabela 10. Warunki procesu napawania laserowego pojedynczej ścieżki napoiny.

Numer próby	Materiał dodatkowy	Moc wiązki, W	Prędkość napawania, mm/s	Średnica wiazki, mm
1-4	Stellite 694	240; 370; 400; 530	5,00	1,0
5-8				1,2
9-12				1,3
13-16				1,5
17-20	Stellite 694	240; 370; 400; 530	8,33	1,0
21-24				1,2
25-28				1,3
29-32				1,5
33-36	Tribaloy T-800	240; 370; 400; 530	5,00	1,0
37-40				1,2
41-44				1,3
45-48				1,5
49-52	Tribaloy T-800	240; 370; 400; 530	8,33	1,0
53-56				1,2
57-60				1,3
61-64				1,5

Warstwy napawane wytwarzano na próbkach z nadstopu niklu DS200+Hf po obróbce cieplnej, o strukturze ziarn kolumnowych. Materiał podłoża stanowiły próbki o średnicy 25 mm i grubości 5 mm.

4.3 Metodyka badań

Badania mikroskopowe prowadzono na próbkach przygotowanych zgodnie z normą ASTM E3-11, stosując procedurę obejmującą szlifowanie, polerowanie oraz polerowanie wibracyjne. Powierzchnie zgładów metalograficznych poddano następnie trawieniu elektrolitycznemu (tab. 11) w celu uwidocznienia morfologii składników fazowych mikrostruktury.

Tabela 11. Skład chemiczny odczynników do trawienia

Skład chemiczny	Metoda trawienia
12 cm3 H_3PO_4 + 40 cm^3 HNO_3 + 48 cm^3 H_2SO_4	Elektrolityczna, U = 2,5 V, t - 2÷4 s.

Badania mikroskopowe prowadzono z użyciem mikroskopu świetlnego DMI3000M firmy Leica oraz skaningowych mikroskopów elektronowych: S3400N firmy Hitachi z przystawką EDS ULTIM MAX Oxford Instruments i oprogramowania AZtec 5.1 Oxford Instruments NanoAnalysis oraz Zeiss Crossbeam 350. Obserwacje prowadzono w charakterystycznych obszarach warstw napawanych obejmujących środek napoiny, granicę wtopienia oraz strefę wpływu ciepła.

Skład chemiczny badanych mikroobszarów analizowano metodą spektrometrii dyspersji energii promieniowania rentgenowskiego (EDS), stosując napięcie przyspieszające wynoszące 15 kV. Próbki do badań przygotowano zgodnie z normą ASTM E3-11, stosując procedurę obejmującą szlifowanie, polerowanie oraz polerowanie wibracyjne. Przeprowadzono analizę składu chemicznego w mikroobszarzach zarówno materiału podłoża, jak i napoiny.

Skład fazowy materiału dodatkowego oraz wykonanych warstw ochronnych określono metodą dyfrakcji rentgenowskiej przy użyciu dyfraktometru Rigaku Miniflex II. Stosowano lampę rentgenowską z anodą miedzianą (λ = 0,154 nm), o zakresie wartości kąta 2θ od 20 do 100°, z krokiem pomiarowym 0,02° oraz czasem zliczania impulsów wynoszącym - 1 s. Skład fazowy określono na podstawie analizy wzorców identyfikacyjnych bazy danych ICDD (International Centre for Diffraction Data) z użyciem oprogramowania PDF 4+. Dodatkowo, przeprowadzono analizę składu fazowego w mikroobszarach materiału podłoża oraz wytworzonych warstw ochronnych za pomocą metody dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych EBSD (ang. *Electron Backscattered Diffraction*). Badania wykonano przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego Hitachi S-3400N wyposażonego w detektor EBSD INCA HKL oraz system analityczny Nordlys II (Channel 5). Do badań przyjęto napięcie

przyspieszające 20 kV oraz pochył próbki 70°. Próbki do badań przygotowano zgodnie z procedurą opisaną w tabeli 12.

Tabela 12. Metodyka przygotowania próbek do analizy składu fazowego metodą EBSD

Zabieg	Materiały	Czas
Cięcie	Przecinarka Stuers Discotom-6, tarcza 60A25	5 min.
Inkludowanie	Żywica Struers Polyfast, praska do inkludowania Struers CitoPress-5	6 min.
Szlifowanie	Tarcza szlifierska z nasypem polikrystalicznego diamentu *MD-Piano*, odpowiadającym uziarnieniu papierów ściernych nr: 80, 120, 220, 500, 1200, 2000	2-3 min.
Polerowanie	Zawiesina diamentowa - rozmiary cząstek 3 i 1 µm	2 min.
Polerowanie wibracyjne	Zawiesina tlenkowa Al_2O_3 - rozmiary cząstek 0,25 µm	5 h
Mycie	Woda, alkohol izopropylowy	1 min.

Wymiary geometryczne pojedynczej ścieżki napoiny, uzyskanej w procesie napawania laserowego, określono na podstawie analizy jej przekroju poprzecznego. Zmierzono wysokość ścieżki H, szerokość b, głębokość przetopionej warstwy podłoża D, a także pola powierzchni przekroju poprzecznego przetopionego materiału podłoża (A_w) oraz wytworzonej ścieżki (A_n) (rys. 15). Uzyskane dane posłużyły do obliczenia współczynnika kształtu b/H (ilorazu szerokości ścieżki do jej wysokości), względnej objętości materiału podłoża w napoinie, zgodnie ze wzorem (2) oraz doboru parametrów napawania.

Pomiary twardości wykonano metodą Vickersa, używając mikrotwardościomierza Innovatest Nexus 4303 z obciążeniem 4,9 N. Badania obejmowały pomiar twardości materiału podłoża (nadstop DS200+Hf) oraz warstw napawanych, wykonanych z proszków oraz drutów Stellite 694 i Tribaloy T-800. Pomiary przeprowadzono wzdłuż linii prostopadłej do powierzchni napoiny, obejmującej obszar od napoiny do materiału podłoża. Część próbek poddano nagrzewaniu wstępnemu do temperatury 500°C w celu oceny wpływu tego zabiegu na twardość uzyskanych napoin.

Próba odporności na zużycie w warunkach frettingu była prowadzona z użyciem testera tribologicznego Optimol SRV5 (rys. 36). Urządzenie pozwala na badanie par ciernych w kontakcie punktowym, liniowym lub powierzchniowym w zależności od użytych uchwytów. Parametry urządzenia przedstawiono w tabeli 13.

Układ badawczy testera tribologicznego składał się z napędu oscylacyjnego, bloku wejściowego oraz komory testowej, w której zlokalizowana była strefa tarcia. Ruch

oscylacyjny generowany był przez napęd i przenoszony poprzez blok wejściowy na dolną próbkę, zapewniając względne przemieszczenie elementów w trakcie badania.

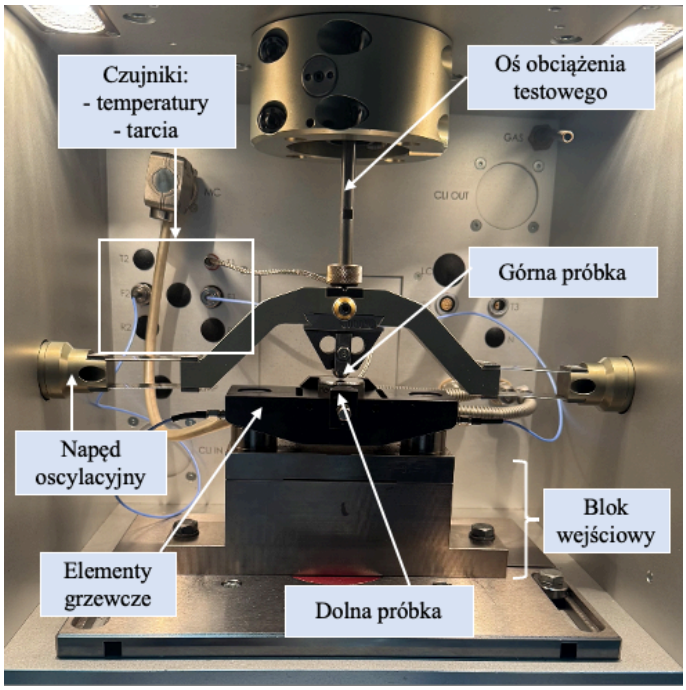
Dolna próbka (tarcza) zamocowana była w uchwycie połączonym z układem napędowym, natomiast górna próbka (trzpień zakończony kulką) była zamocowana w uchwycie współosiowym z osią obciążenia testowego. Obciążenie normalne realizowane było za pomocą układu sprężynowego i przekazywane osiowo na górną próbkę.

Strefa tarcia obejmowała kontakt trzpienia z powierzchnią krążka (układ trzpień-krążek). Układ pomiarowy obejmował czujniki siły tarcia oraz temperatury, zlokalizowane w bezpośrednim sąsiedztwie strefy kontaktu. Kontrolę temperatury realizowano za pomocą elementów grzewczych umieszczonych pod dolną próbką.

Cały układ napędowy i pomiarowy znajdował się wewnątrz zamkniętej komory testowej, co umożliwiało stabilizację warunków środowiskowych podczas badań.

Tabela 13. Parametry testera tribologicznego Optimol SRV5

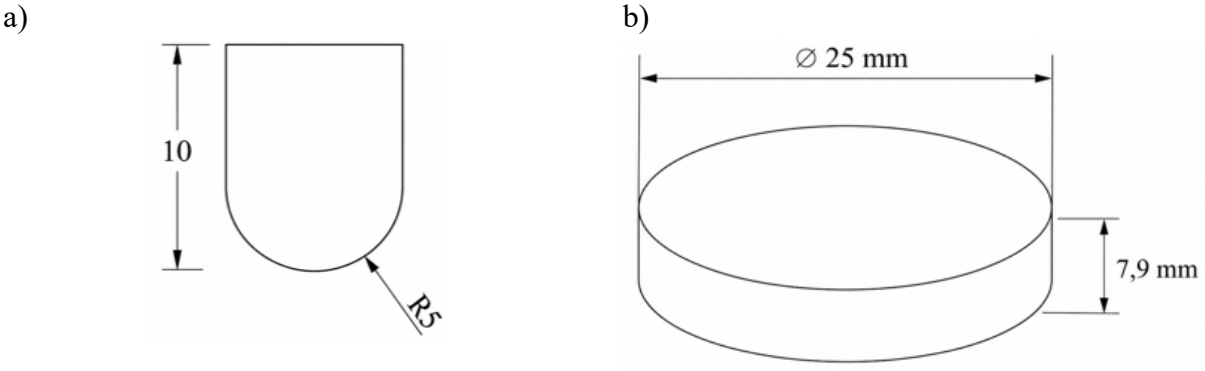
Rodzaj parametrów	**Wartość**
Obciążenie, N	1÷2000
Częstotliwość, Hz	1÷500
Amplituda przemieszczenia, mm	0,1÷5
Temperatura, °C	-64÷1000
Czas trwania testu, h	do 72



Rys. 36. Schemat komory testowej z blokiem oscylacyjnym testera tribologicznego Optimol SRV5

Próbki przeznaczone do badań odporności na zużycie w warunkach frettingu wytworzono z nadstopu niklu DS200+Hf. W pierwszym etapie wykonano, metodą krystalizacji kierunkowej odlewy w postaci prętów o średnicach nominalnych 11 mm oraz 26 mm. Pręty po krystalizacji poddano obróbce cieplnej - przesycaniu i starzeniu (rys. 23), a następnie obróbce skrawaniem - toczeniu. Średnice wytworzonych prętów wynosiły 25 mm i 10 mm.

Z przygotowanych prętów, po procesach napawania, wykonano następnie dwa rodzaje próbek stosowanych w próbach frettingowych: trzpienie (rys. 37a) i krążki (rys. 37b). Geometria obu typów próbek odpowiadała konfiguracji kontaktu punktowego stosowanego w badaniach zużycia frettingowego i wynikała z konstrukcji urządzenia.



Rys. 37. Próbki przygotowane do próby frettingowej: (a) Ø10 mm - trzpień; (b) Ø25 mm - krążek

Procesy napawania laserowego próbek do badań odporności na zużycie prowadzono z zastosowaniem stałego zestawu parametrów technologicznych (tab. 14), oraz nagrzewaniem wstępnym do 500°C. Nagrzewanie wstępne zastosowano w celu ograniczenia skłonności do powstawania pęknięć w warstwach napawanych, co wykazały badania mikrostruktury przedstawione w rozdziale 5.3. Zabieg ten był również uzasadniony dużą powierzchnią napawania próbek przeznaczonych do badań tribologicznych (krążki o średnicy 25 mm), sprzyjającą powstawaniu naprężeń cieplnych i pęknięć. Warstwy napawane metodą TIG wytwarzano z zastosowaniem parametrów chronionych, będących tajemnicą przedsiębiorstwa Safran Aircraft Engines Poland.

Tabela 14. Warunki procesu napawania laserowego dla przeprowadzonej próby frettingowej

Warunki napawania laserowego	**Proces P1**
Moc lasera, W	370
Średnica wiązki, mm	1,3
Prędkość napawania, mm/s	8,33

Po procesach napawania wszystkie próbki zostały poddane obróbce wykończeniowej. Obejmowała ona szlifowanie, z ostatnim etapem obejmującym użycie papieru ściernego SiC

o numerze FEPA 1200. Przygotowane próbki użyto następnie do przeprowadzenia prób odporności na zużycie w warunkach frettingu. Badania realizowano w układzie trzpień-krążek, w parach trących (tab. 15).

Tabela 15. Zestawienie analizowanych materiałów i technologii napawania dla przeprowadzonej próby frettingowej

Materiał	Metoda napawania
DS200+Hf	-
Stellite 694	TIG, laser
Tribaloy T-800	TIG, laser

Dobór parametrów (tab. 16) w próbie odporności na zużycie był podyktowany odwzorowaniem warunków pracy łopatek turbiny niskiego ciśnienia w silniku lotniczym. W badaniach uwzględniono zarówno materiał rodzimy DS200+Hf, stanowiący punkt odniesienia, jak i warstwy ochronne wykonane ze stopów Stellite 694 oraz Tribaloy T-800, napawane metodą TIG oraz laserową, co pozwoliło na ocenę wpływu zastosowanego materiału dodatkowego oraz technologii napawania na odporność na zużycie w warunkach podwyższonej temperatury.

Tabela 16. Parametry próby odporności na zużycie

Parametr	Wartość
Siła normalna, N	100
Temperatura, C°	800
Częstotliwość drgań, Hz	160
Liczba cykli	150 000
Amplituda przemieszczenia, µm	40

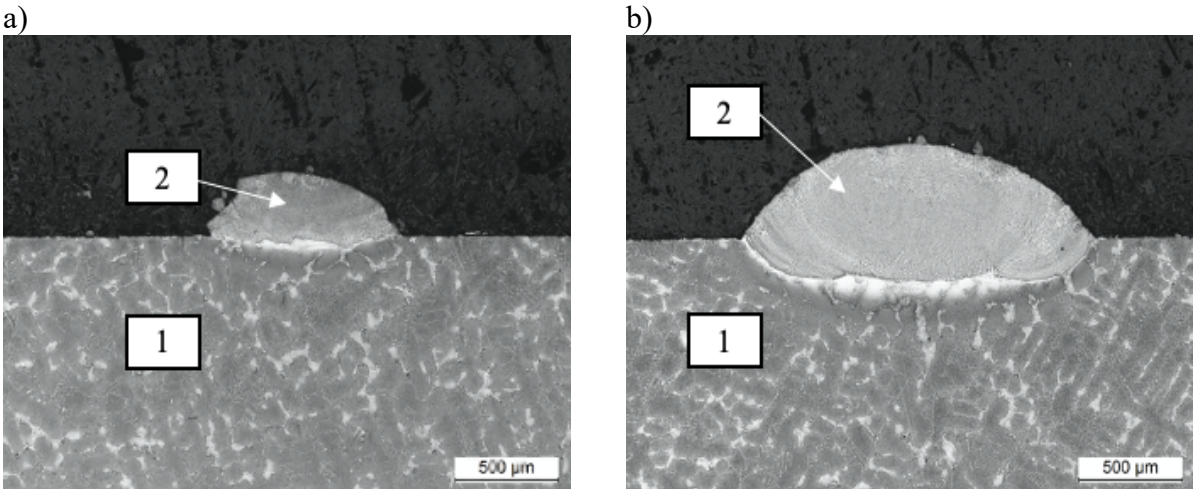
W badaniach mikrostruktury oraz twardości analizowano warstwy wytworzone z zastosowaniem dwóch zestawów parametrów procesu napawania laserowego (parametry procesu: P1 i P2, tab. 18). Do badań składu fazowego oraz właściwości tribologicznych wybrano jeden z analizowanych wariantów procesu - parametry procesu P1.

5. WYNIKI BADAŃ WŁASNYCH

5.1 Badania wstępne geometrii pojedynczej ścieżki napoiny jako podstawa doboru parametrów napawania laserowego

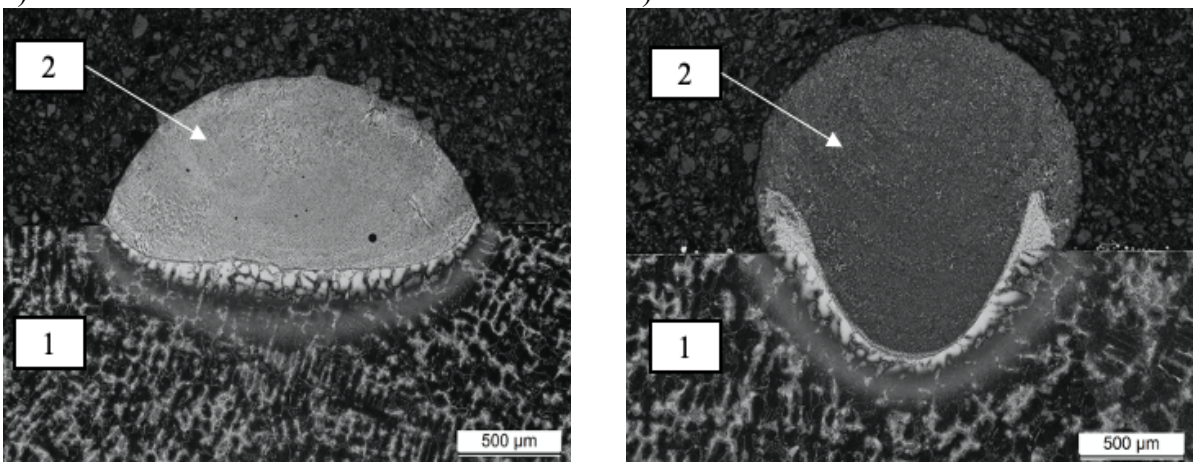
Pierwszy etap badań własnych obejmował analizę geometrii pojedynczej ścieżki napoiny wytworzonej metodą napawania laserowego. Celem badań było określenie wpływu parametrów procesu oraz rodzaju materiału dodatkowego na geometrię ścieżki, a następnie wybór warunków napawania umożliwiających wytworzenie wielościegowych warstw ochronnych przeznaczonych do dalszych badań mikrostruktury, składu fazowego, pomiaru twardości oraz właściwości tribologicznych.

Uzyskane wyniki pomiarów rozmiarów pojedynczej ścieżki napoiny wytworzonej w procesie napawania laserowego wykazały zmienność jej geometrii w zależności od składu chemicznego materiału dodatkowego oraz parametrów procesu (rys. 38-42). Stwierdzono, że wraz ze wzrostem gęstości mocy wiązki lasera, zwiększają się: wysokość *H*, szerokość ścieżki *b* oraz głębokość przetopienia podłoża *D* (rys. 38). W przypadku napoiny wykonanej z proszku Tribaloy T-800 (rys. 39b) obserwuje się większą wysokość H oraz głębokość przetopienia *D* w porównaniu do napoiny wytworzonej z użyciem stopu Stellite 694 (rys. 39a).



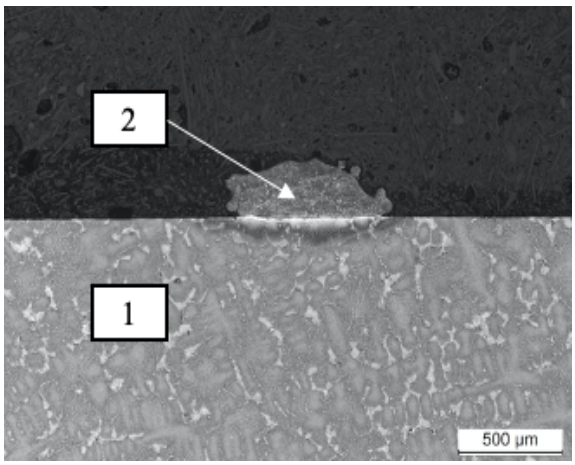
Rys. 38. Mikrostruktura pojedynczej ścieżki napoiny i wpływ gęstości mocy na jej rozmiary. Warunki procesu napawania laserowego: gęstość mocy: a) 21,2 kW/cm^2, b) 67,5 kW/cm^2 oraz prędkość napawania - 8,33 mm/s, natężenie przepływu proszku - 5,48 g/min, średnica wiązki - 1,2mm. 1 - podłoże nadstop DS200+Hf, 2 - napoina Stellite 694

a) b)



Rys. 39. Mikrostruktura pojedynczej ścieżki napoiny i wpływ składu chemicznego na jej rozmiary. Warunki procesu napawania laserowego: gęstość mocy: 67,5 kW/cm^2, prędkość napawania - 5,00 mm/s, natężenie przepływu proszku - 5,48 g/min, średnica wiązki - 1mm. 1 - podłoże nadstop DS200+Hf, 2 - napoina Stellite 694 (a) oraz Tribaloy T-800 (b)

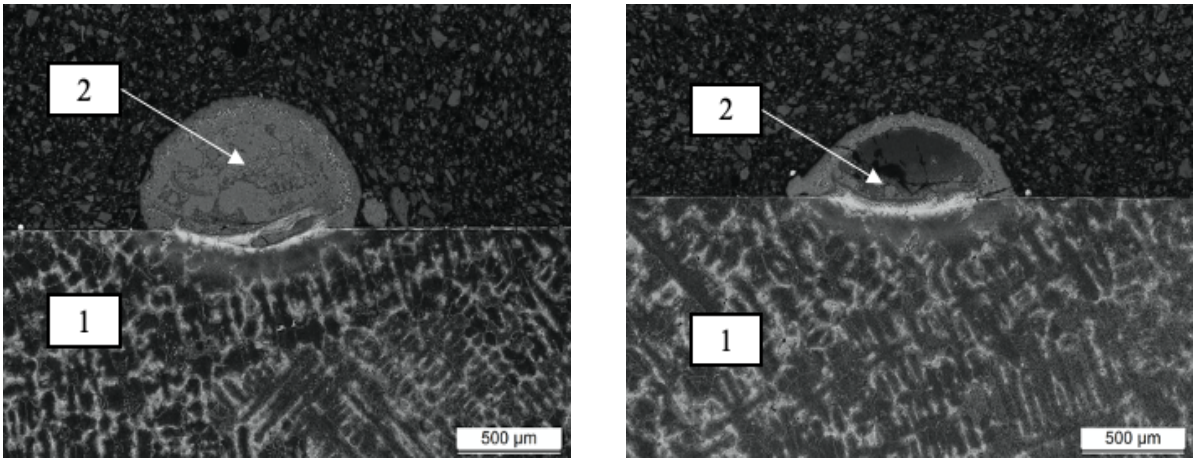
Nieprawidłowy dobór parametrów procesu: zbyt niska gęstość mocy wiązki laserowej lub nadmierna prędkość napawania, prowadzi do braku przetopienia materiału podłoża. Główną przyczyną tego zjawiska jest znaczna absorpcja energii wiązki przez cząstki proszku, co ogranicza nagrzewanie podłoża i uniemożliwia jego prawidłowe topienie (rys. 40).



Rys. 40. Mikrostruktura pojedynczej ścieżki napoiny i brak przetopienia materiału podłoża. Warunki procesu napawania laserowego: gęstość mocy - 13,6 kW/cm^2, średnica wiązki - 1,5 mm, prędkość napawania - 8,33 mm/s, natężenie przepływu proszku - 5,48 g/min. 1 - podłoże DS200+Hf, 2 - napoina Stellite 694

Czas oddziaływania wiązki lasera na powierzchnię podłoża i cząstki proszku zmniejsza się wraz ze wzrostem prędkości napawania, co prowadzi do przetapiania mniejszej objętości proszku. Ustalono, że prędkość napawania ma istotny wpływ na wysokość wytworzonej ścieżki. Wraz ze wzrostem prędkości, wartość kąta α (rys. 15) maleje, natomiast przekrój poprzeczny ścieżki przyjmuje kształt zbliżony do półeliptycznego (rys. 41).

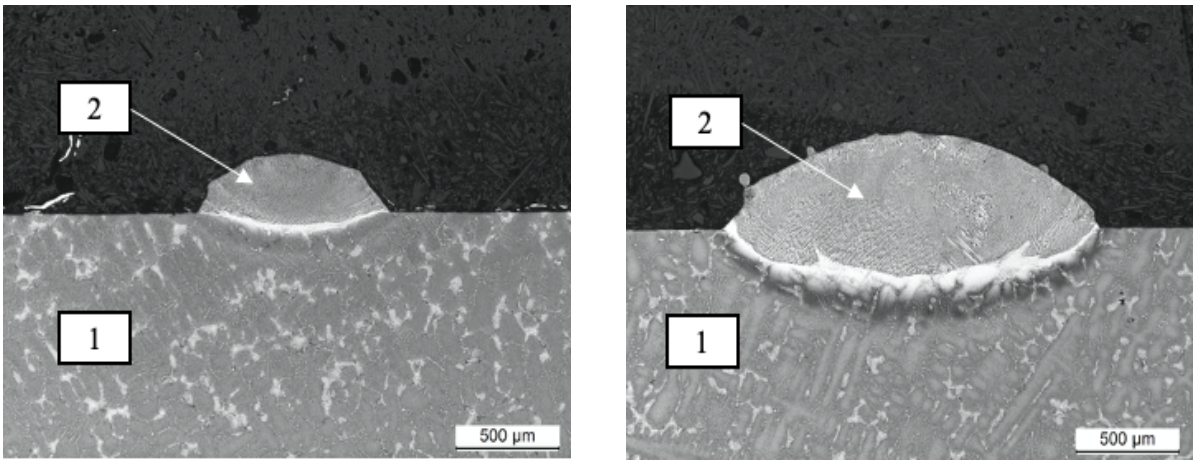
a) b)



Rys. 41. Mikrostruktura pojedynczej ścieżki napoiny i wpływ prędkości napawania na jej rozmiary. Warunki procesu napawania laserowego: prędkość napawania - 5,00 mm/s (a) i 8,33 mm/s (b) oraz średnica wiązki - 1 mm, natężenie przepływu proszku - 5,48 g/min, gęstość mocy - 30,6 kW/cm^2. 1 - podłoże nadstop DS200+Hf, 2 - napoina Tribaloy T-800

Średnica wiązki promieniowania laserowego ma znaczny wpływ na wszystkie parametry określające rozmiary ścieżki. Wraz ze wzrostem średnicy wiązki obserwuje się zwiększenie wysokości *H*, szerokości *b* oraz głębokości przetopienia podłoża *D* (rys. 42). Przekrój poprzeczny ścieżki przyjmuje kształt eliptyczny.

a) b)

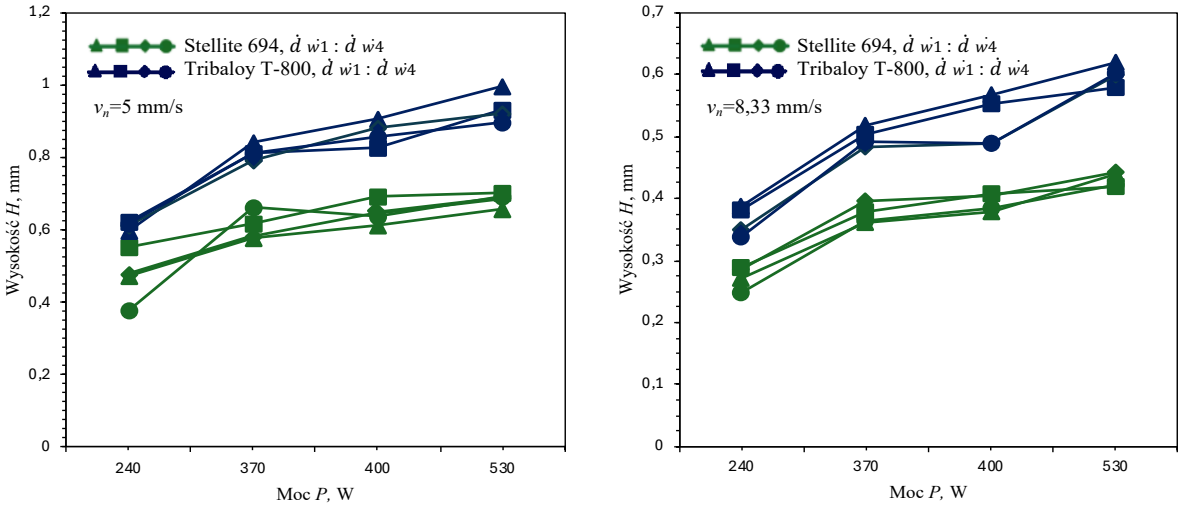


Rys. 42. Mikrostruktura pojedynczej ścieżki napoiny i wpływ średnicy wiązki na jej rozmiary. Warunki procesu napawania laserowego: średnica wiązki - 1 mm (a) i 1,5 mm (b) oraz gęstość mocy - 30,6 kW/cm2 (a) i 30 kW/cm^2 (b), prędkość napawania - 8,33 mm/s, natężenie przepływu proszku - 5,48 g/min. 1 - podłoże nadstop DS200+Hf, 2 - napoina Stellite 694

Analiza wyników pomiarów rozmiarów pojedynczej ścieżki wytworzonej w procesie napawania laserowego pozwoliła na określenie ich zależności od warunków procesu. Stwierdzono, że skład chemiczny materiału dodatkowego ma wpływ na rozmiary wytworzonej ścieżki. Kluczowym parametrem procesu okazała się moc wiązki promieniowania laserowego,

która decyduje o przebiegu napawania. Wzrost mocy wiązki (rys. 43) powoduje zwiększenie wszystkich wymiarów ścieżki napawanej, takich jak wysokość, szerokość i głębokość przetopienia. Przy stałych wartościach prędkości napawania, natężenia przepływu proszku oraz średnicy wiązki zwiększenie mocy lasera oznaczało wzrost energii dostarczanej do obszaru oddziaływania wiązki.

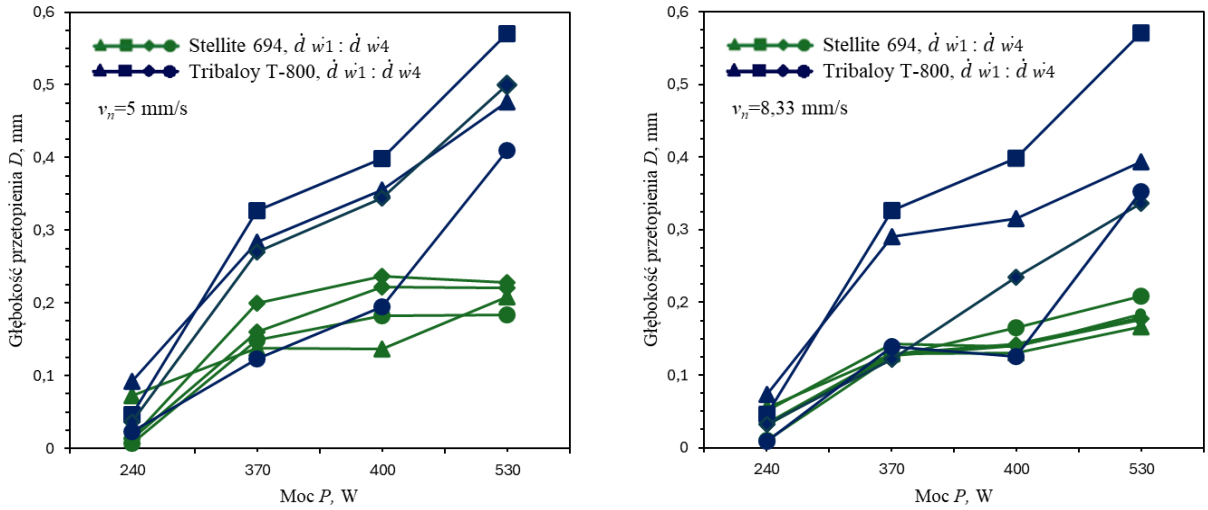
a) b)



Rys. 43. Zależność wysokości pojedynczej ścieżki napoiny od materiału dodatkowego i mocy wiązki promieniowania laserowego dla prędkości napawania: a) 5,00 mm/s, b) 8,33 mm/s. Materiały dodatkowe: Stellite 694 oraz Tribaloy T-800

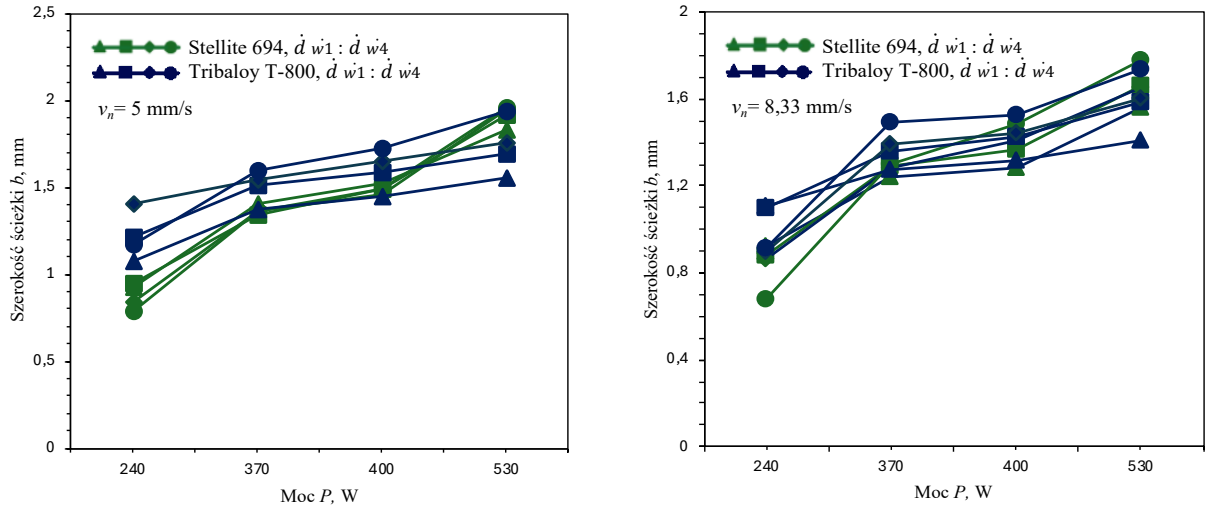
Głębokość przetopienia podłoża z nadstopu DS200+Hf zwiększa się wraz ze wzrostem mocy wiązki laserowej (rys. 44). Przyjmuje wartości w zakresie od 0,01 do 0,57 mm i zwiększa się wraz ze wzrostem mocy wiązki. Prędkość napawania w przyjętym zakresie, ma natomiast niewielki wpływ na głębokość przetopienia. Szerokość i wysokość ścieżki uzyskują znacznie większe wartości niż głębokość przetopienia podłoża (rys. 45). Szerokość ścieżki wzrasta od 0,79 do około 1,96 mm przy najmniejszej prędkości napawania v_n=5,00 mm/s, natomiast dla największej prędkości v_n=8,33 mm/s zmienia się w zakresie od 0,68 do około 1,78 mm.

a) b)



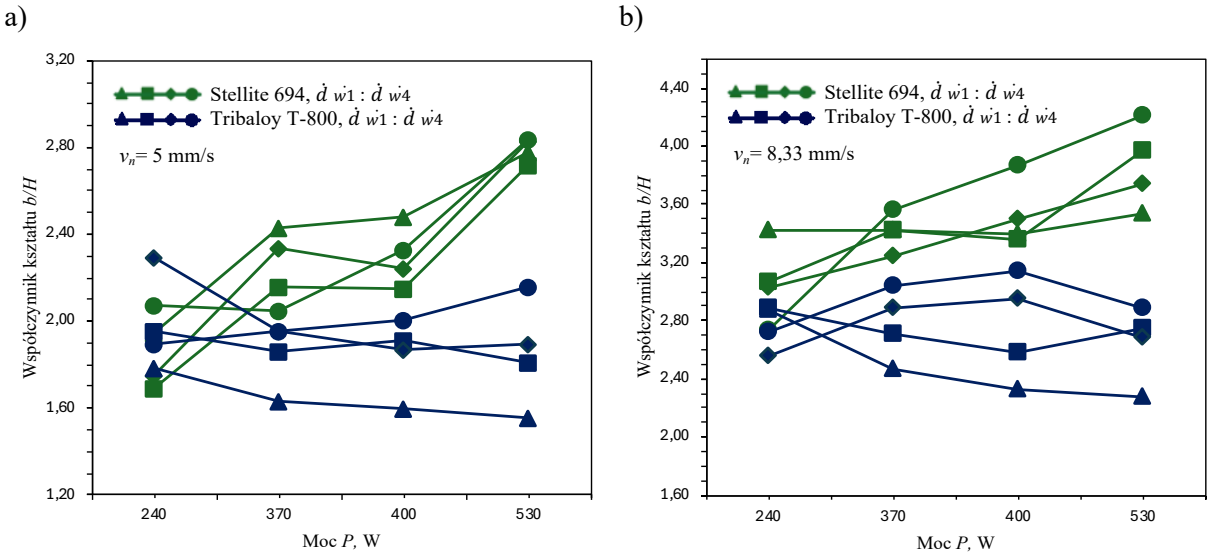
Rys. 44. Zależność głębokości przetopienia materiału podłoża od materiału dodatkowego i mocy wiązki promieniowania laserowego dla prędkości napawania: a) 5,00 mm/s, b) 8,33 mm/s. Materiały dodatkowe: Stellite 694 oraz Tribaloy T-800

a) b)



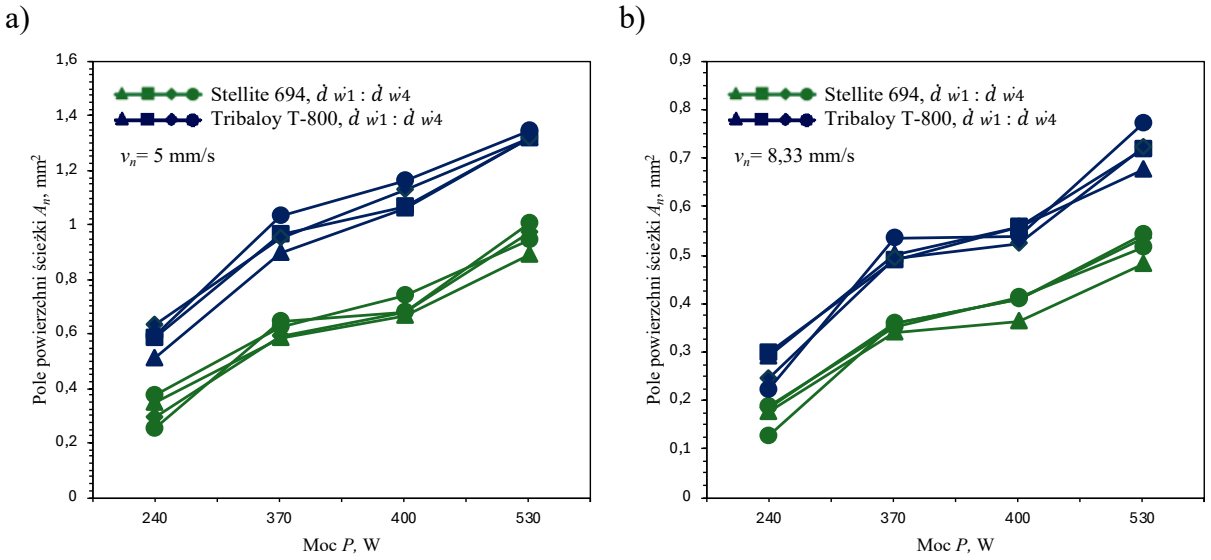
Rys. 45. Zależność szerokości pojedynczej ścieżki napoiny od materiału dodatkowego i mocy wiązki promieniowania laserowego dla prędkości napawania: a) 5,00 mm/s, b) 8,33 mm/s. Materiały dodatkowe: Stellite 694 oraz Tribaloy T-800

W analizie wyników zastosowano współczynnik kształtu *b/H*, określający stosunek szerokości do wysokości pojedynczej ścieżki napoiny. Stwierdzono, że jego wartość zależy od mocy wiązki laserowej, prędkości napawania oraz zastosowanego materiału dodatkowego (rys. 46). W przypadku stopu Stellite 694 obserwowano tendencję do wzrostu wartości współczynnika *b/H* wraz ze zwiększaniem mocy wiązki laserowej, szczególnie przy mocy 530 W. Dla stopu Tribaloy T-800 wpływ mocy był mniej jednoznaczny, a wartości współczynnika *b/H* wykazywały mniejsze zmiany lub tendencję spadkową.



Rys. 46. Zależność współczynnika kształtu pojedynczej ścieżki napoiny od materiału dodatkowego i mocy wiązki promieniowania laserowego dla prędkości napawania: a) 5,00 mm/s, b) 8,33 mm/s. Materiały dodatkowe: Stellite 694 oraz Tribaloy T-800

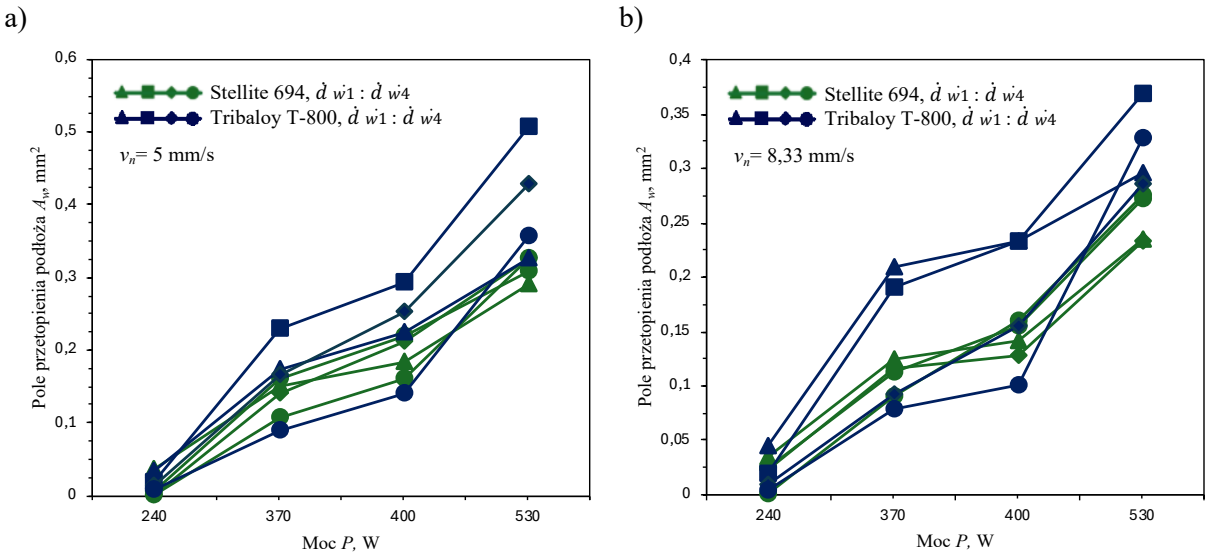
Pole powierzchni przekroju poprzecznego ścieżki (A_n) zwiększa się wraz ze wzrostem mocy wiązki laserowej (rys. 47). Najwyższe wartości osiągnięto przy prędkości napawania v_n=5,00 mm/s, wynoszące odpowiednio około 1,35 mm² dla stopu Tribaloy T-800 i 1,00 mm² dla Stellite 694. Przy najmniejszej gęstości mocy wynoszącej 13,6 kW/cm² zaobserwowano niedostatecznie przetopienie podłoża.



Rys. 47. Zależność pola powierzchni przekroju pojedynczej ścieżki napoiny od materiału dodatkowego i mocy wiązki promieniowania laserowego dla prędkości napawania: a) 5,00 mm/s, b) 8,33 mm/s. Materiały dodatkowe: Stellite 694 oraz Tribaloy T-800

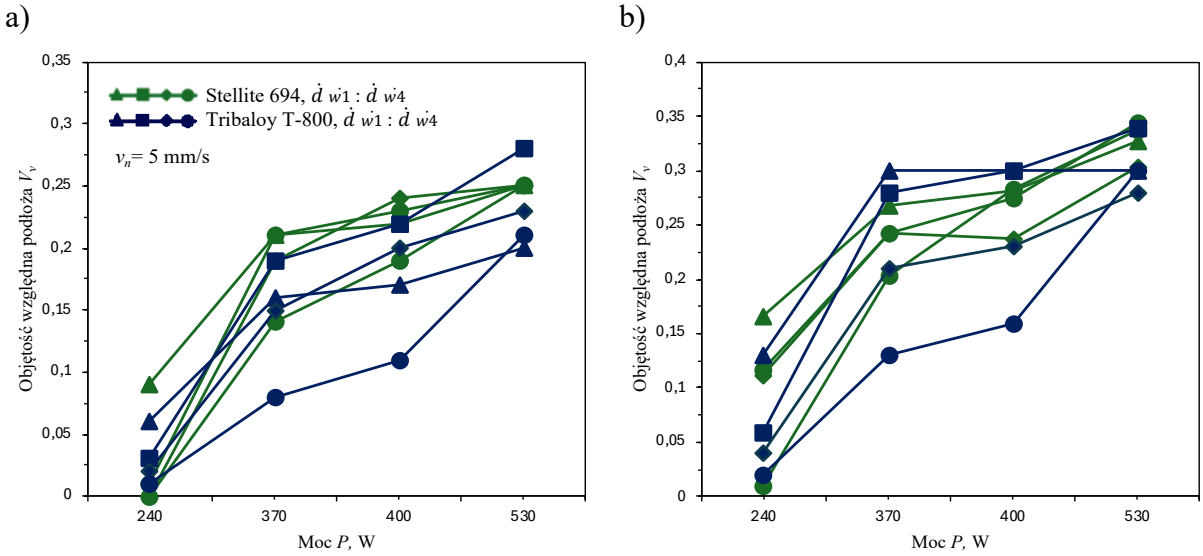
Pole przekroju poprzecznego przetopionego podłoża (A_w) zwiększa się wraz ze wzrostem mocy wiązki laserowej, osiągając wartości od 0,001 do około 0,51 mm² (rys. 48).

Skład chemiczny przyjętych do badań proszków materiału dodatkowego (Stellite 694 oraz Tribaloy T-800) nie wykazuje istotnego wpływu na głębokość przetopienia podłoża.



Rys. 48. Zależność pola powierzchni przekroju przetopionego materiału podłoża od materiału dodatkowego i mocy wiązki promieniowania laserowego dla prędkości napawania: a) 5,00 mm/s, b) 8,33 mm/s. Materiały dodatkowe: Stellite 694 oraz Tribaloy T-800

Objętość względna materiału podłoża w pojedynczej ścieżce napoiny również wzrasta proporcjonalnie do mocy wiązki laserowej (rys. 49). Jednocześnie większa masa przetapianego proszku, wynikająca z mniejszej prędkości napawania, powoduje zmniejszenie objętości względnej materiału podłoża w wytworzonej ścieżce.



Rys. 49. Zależność objętości względnej materiału podłoża w pojedynczej ścieżce napoiny od materiału dodatkowego i mocy wiązki promieniowania laserowego dla prędkości napawania: a) 5,00 mm/s, b) 8,33 mm/s. Materiały dodatkowe: Stellite 694 oraz Tribaloy T-800

Uzyskane wyniki badań wskazują, że rozmiary pojedynczej ścieżki wytworzonej w procesie napawania laserowego zależą w dużym stopniu od gęstości mocy lasera i prędkości napawania, a także składu chemicznego materiału dodatkowego (tab. 17). Ścieżki napoiny wytworzone z zastosowaniem proszku Tribaloy T-800 charakteryzują się większą wysokością i głębokością w porównaniu ze ścieżkami wytworzonymi z nadstopu kobaltu Stellite 694. W przypadku szerokości ścieżki nie zaobserwowano natomiast jednoznacznej zależności od rodzaju materiału dodatkowego, a w niektórych warunkach procesowych wartości uzyskane dla Tribaloy T-800 były mniejsze niż dla Stellite 694. Analiza wyników doświadczalnych procesu napawania pozwoliła określić wpływ prędkości napawania v_n na poszczególne wymiary geometryczne ścieżki. Wysokość (H) pojedynczej ścieżki napoiny i jej pole przekroju zmniejszają się wraz ze wzrostem prędkości napawania. Ustalono, że szerokość ścieżki (b), zmniejsza się w małym stopniu, natomiast wartość współczynnika kształtu b/H, i objętość względna materiału podłoża V_v, wzrasta proporcjonalnie do prędkości napawania v_n. Natomiast nie stwierdzono istotnej zależności głębokości i pola przekroju strefy przetopionej od prędkości napawania.

Tab. 17. Dane pomiarowe dla 16 prób napawania laserowego z użyciem dwóch różnych materiałów dodatkowych (Stellite 694 i Tribaloy T-800) oraz dwóch wartości prędkości napawania (5 mm/s i 8,33 mm/s). Uwzględniono najważniejsze parametry geometryczne napoiny oraz strefy przetopienia materiału podłoża.

Numer próby	**Materiał dodatkowy**	**Moc wiązki, *W***	**Prędkość napawania, *mm/s***	**Średnica wiazki, *mm***	**Gęstość mocy, *kW/cm²***	**Wysokość, *mm***	**Głębokość, *mm***	**Szerokość, *mm***	**Pole napoiny, *mm²***	**Pole wtopienia, *mm²***	**Objętość względna materiału podłoża, V_V**	**Współczynnik kształtu b/H**
1	Stellite 694	240	5,00	1	30,6	0,47	0,07	0,92	0,35	0,04	0,09	1,95
2		370	5,00	1	47,1	0,58	0,14	1,41	0,59	0,15	0,21	2,43
3		400	5,00	1	50,9	0,61	0,14	1,53	0,67	0,18	0,22	2,48
4		530	5,00	1	67,5	0,66	0,21	1,83	0,89	0,29	0,25	2,77
5		240	8,33	1	30,6	0,27	0,06	0,93	0,18	0,04	0,17	3,42
6		370	8,33	1	47,1	0,36	0,13	1,24	0,34	0,13	0,27	3,42
7		400	8,33	1	50,9	0,38	0,13	1,28	0,36	0,14	0,28	3,40
8		530	8,33	1	67,5	0,44	0,17	1,56	0,48	0,24	0,33	3,54
9	Tribaloy T-800	240	5,00	1	30,6	0,60	0,09	1,07	0,51	0,03	0,06	1,79
10		370	5,00	1	47,1	0,84	0,28	1,37	0,90	0,17	0,16	1,63
11		400	5,00	1	50,9	0,91	0,36	1,45	1,06	0,22	0,17	1,59
12		530	5,00	1	67,5	1,00	0,48	1,56	1,32	0,33	0,20	1,56
13		240	8,33	1	30,6	0,39	0,07	1,11	0,29	0,04	0,13	2,88
14		370	8,33	1	47,1	0,52	0,29	1,28	0,50	0,21	0,30	2,46
15		400	8,33	1	50,9	0,57	0,32	1,31	0,56	0,23	0,30	2,32
16		530	8,33	1	67,5	0,62	0,39	1,41	0,68	0,30	0,30	2,28

Analiza wyników badań wstępnych prowadzonych dla pojedynczej ścieżki wytworzonej napoiny, była podstawą doboru warunków procesu wytwarzania warstw ochronnych Tribaloy T-800 oraz Stellite 694 na podłożu nadstopu DS200+Hf, z użyciem wiązki lasera. Wybrano takie konfiguracje parametrów napawania laserowego po zastosowaniu których nie stwierdzono braku przetopienia, a objętość względna materiału podłoża wynosiła > 0,2.

Na podstawie wyników badań wstępnych wytypowano zestaw parametrów procesu napawania laserowego (tab. 18), który następnie wykorzystano do realizacji pełnego programu badań. Dla warstw wytworzonych w tych warunkach przeprowadzono analizę składu fazowego, ocenę morfologii składników fazowych mikrostruktury oraz ocenę właściwości użytkowych, a także pomiary twardości.

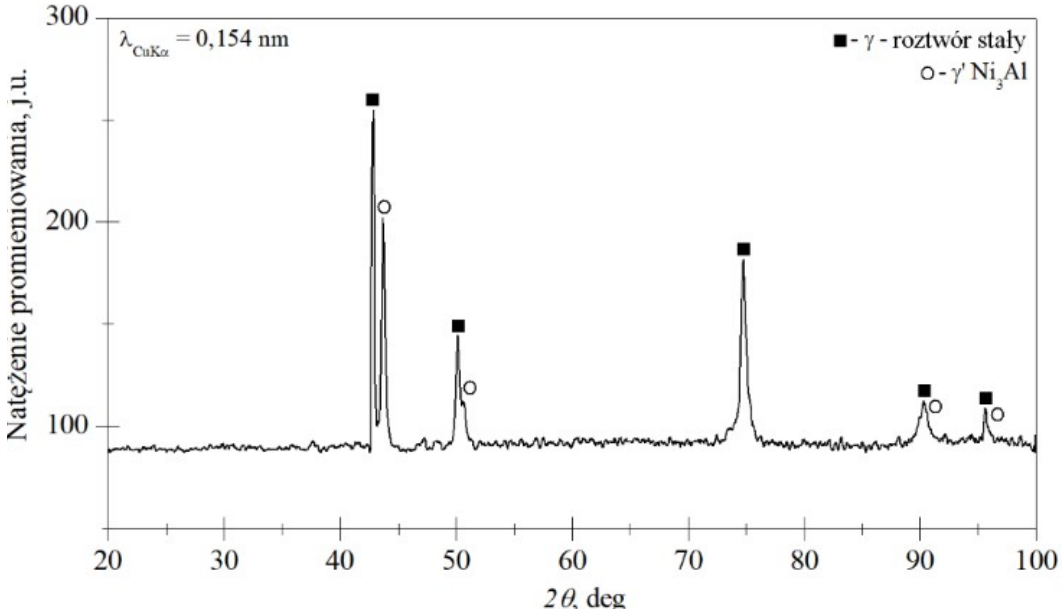
Tabela 18. Opracowane warunki procesu napawania laserowego warstw ochronnych Stellite 694 i Tribaloy T-800 oraz wymiary pojedynczej ścieżki napoiny

Warunki napawania laserowego	**Proces 1 (P1)**		**Proces 2 (P2)**	
Moc lasera, W	370		530	
Średnica wiązki, mm	1,30		1,20	
Prędkość napawania, mm/s	8,33		5,00	
Rozmiary pojedynczej ścieżki napoiny				
Materiał dodatkowy	Stellite 694	Tribaloy T-800	Stellite 694	Tribaloy T-800
Wysokość ścieżki, mm	0,40	0,48	0,70	0,94
Szerokość ścieżki, mm	1,28	1,40	1,90	1,69
Głębokość przetopienia podłoża, mm	0,13	0,12	0,23	0,57
Objętość względna materiału podłoża	0,24	0,21	0,25	0,28

5.2 Analiza składu fazowego

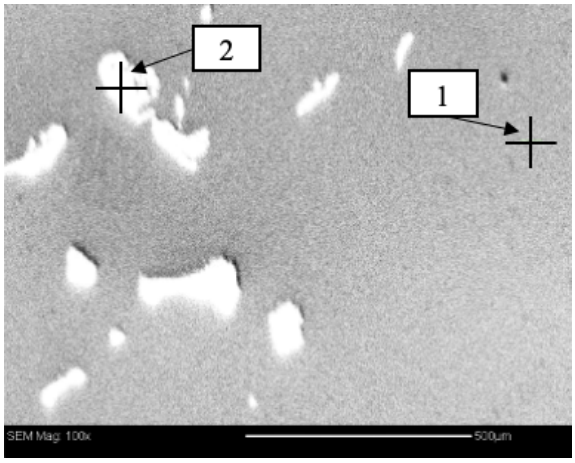
Na podstawie przeprowadzonej analizy składu fazowego metodą dyfrakcji rentgenowskiej (XRD) określono składniki fazowe materiału podłoża, materiałów dodatkowych oraz wytworzonych warstw napawanych. W przypadku warstw napawanych laserowo badania wykonano na próbkach wytworzonych z zastosowaniem parametrów procesu P1 (tab. 18). Badania te uzupełniono analizą składu fazowego w mikroobszarach z wykorzystaniem dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych (EBSD), co umożliwiło identyfikację składników fazowych w mikroobszarach badanych materiałów.

Ustalono, że głównym składnikiem fazowym materiału podłoża jest roztwór stały na osnowie niklu - γ, oraz faza umacniająca - γ’ (Ni_3Al) (rys. 50).



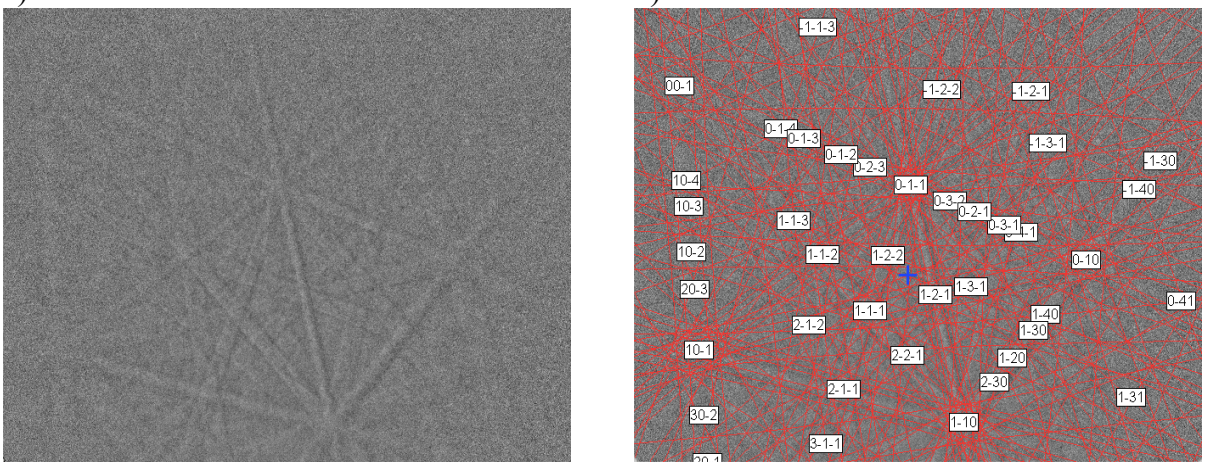
Rys. 50. Dyfraktogram materiału podłoża - nadstopu DS200+Hf

Wyniki analizy EBSD (rys. 51) potwierdziły obecność fazy γ w obszarze dendrytów osnowy (rys. 52), a także dodatkowo umożliwiły identyfikację wydzieleń węglików HfC w przestrzeniach międzydendrytycznych (rys. 53). Obecność tych faz jest charakterystyczna dla zastosowanego nadstopu niklu umacnianego wydzieleniami fazy γ'[55,56].



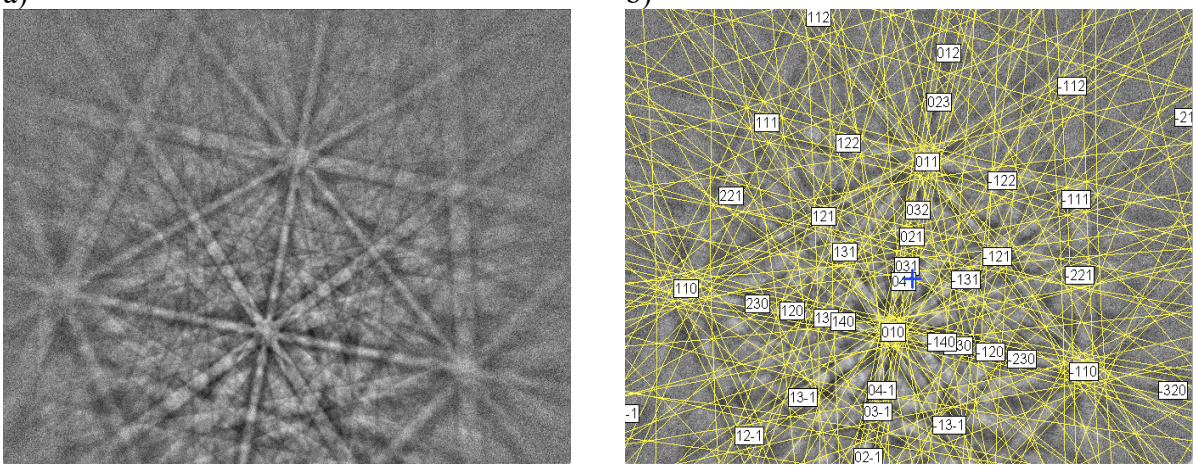
Rys. 51. Mikrostruktura materiału podłoża DS200+Hf. 1 i 2 - mikroobszary analizy składu fazowego metodą EBSD

a) b)



Rys. 52. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Materiał podłoża DS200+Hf, mikroobszar 1 (rys. 51) - roztwór stały γ (Ni)

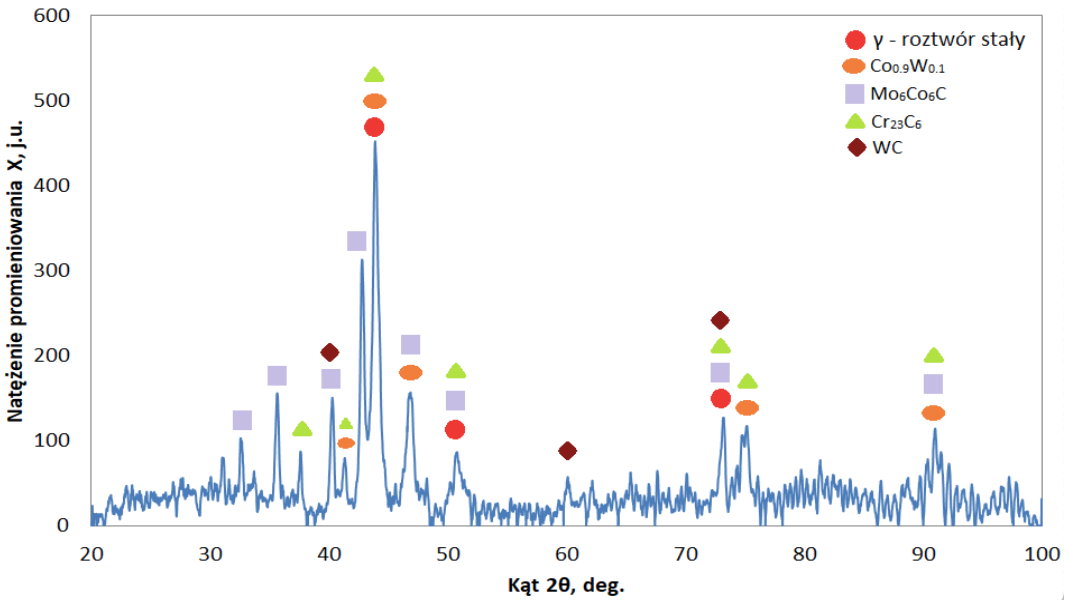
a) b)



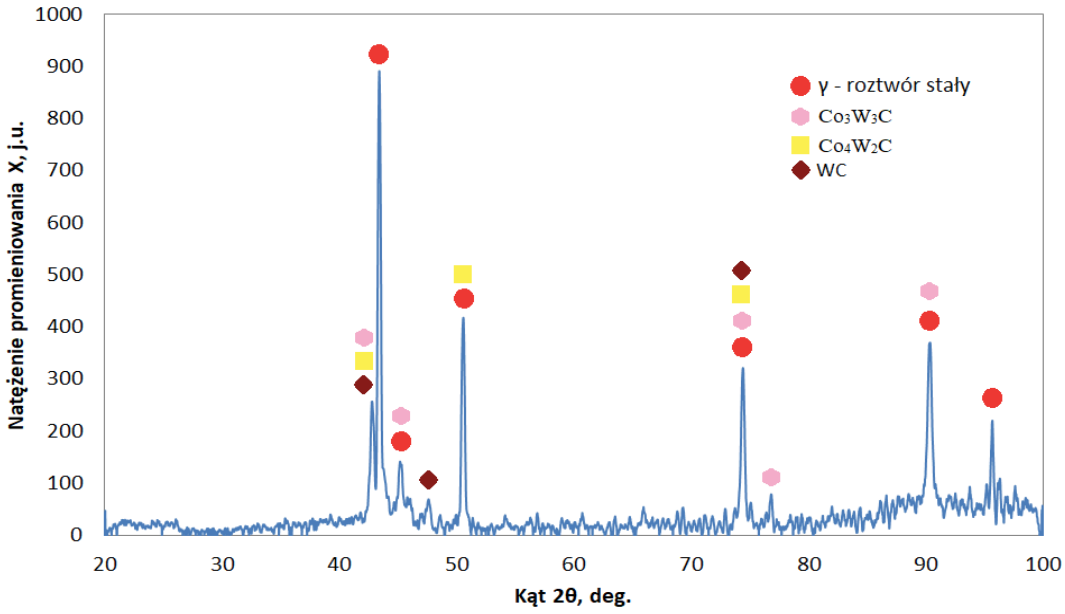
Rys. 53. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Materiał podłoża DS200+Hf, mikroobszar 2 (rys. 51) - (HfC) - węglik hafnu

Analiza składu fazowego materiałów dodatkowych wykazała, że zarówno drut, jak i proszek Stellite 694 składają się głównie z roztworu stałego na osnowie kobaltu (rys. 54 i 55).

Dla drutu Stellite 694 (rys. 54), stwierdzono, że oprócz dominujących refleksów dyfrakcyjnych roztworu stałego zidentyfikowano również węgliki typu MC, M_6C, $M_{23}C_6$. Dla proszku Stellite 694 (rys. 55) wykazano obecność roztworu stałego oraz węgliki typu MC, M_2C M_7C_3.

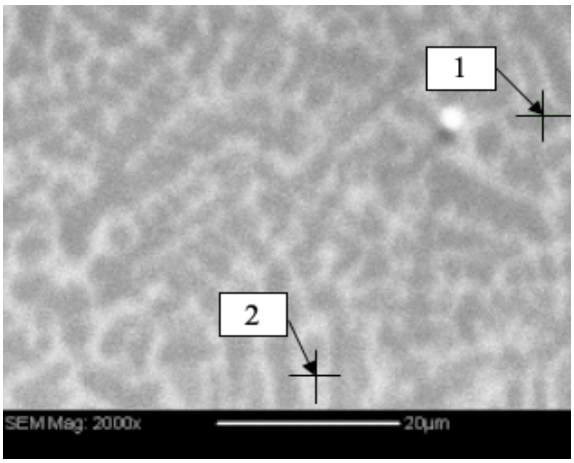


Rys. 54. Dyfraktogram drutu Stellite 694



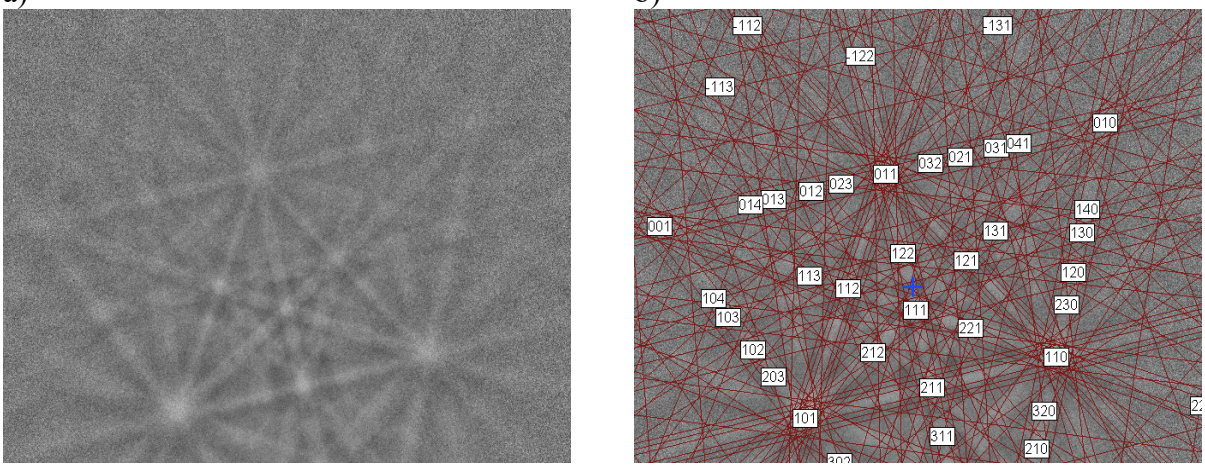
Rys. 55. Dyfraktogram proszku Stellite 694

Wyniki analizy EBSD (rys. 56) przeprowadzonej na proszku Stellite 694 potwierdziły obecność odpowiednio roztworu stałego γ (Co) (rys. 57) oraz węglików typu M_6C (rys. 58).



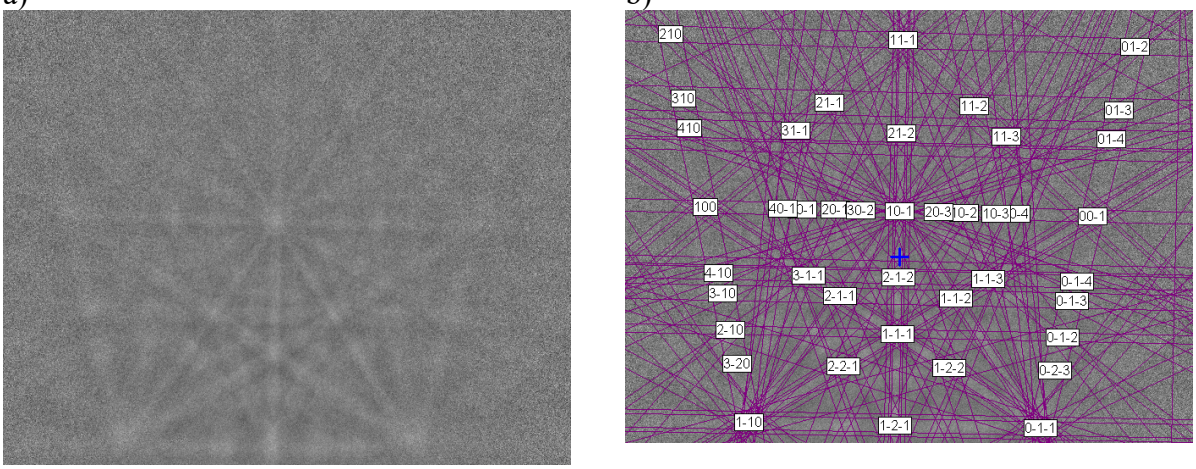
Rys. 56. Mikrostruktura proszku Stellite 694. 1 i 2 - mikroobszary analizy składu fazowego metodą EBSD

a) b)



Rys. 57. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Proszek Stellite 694, mikroobszar 1 (rys. 56) - roztwór stały

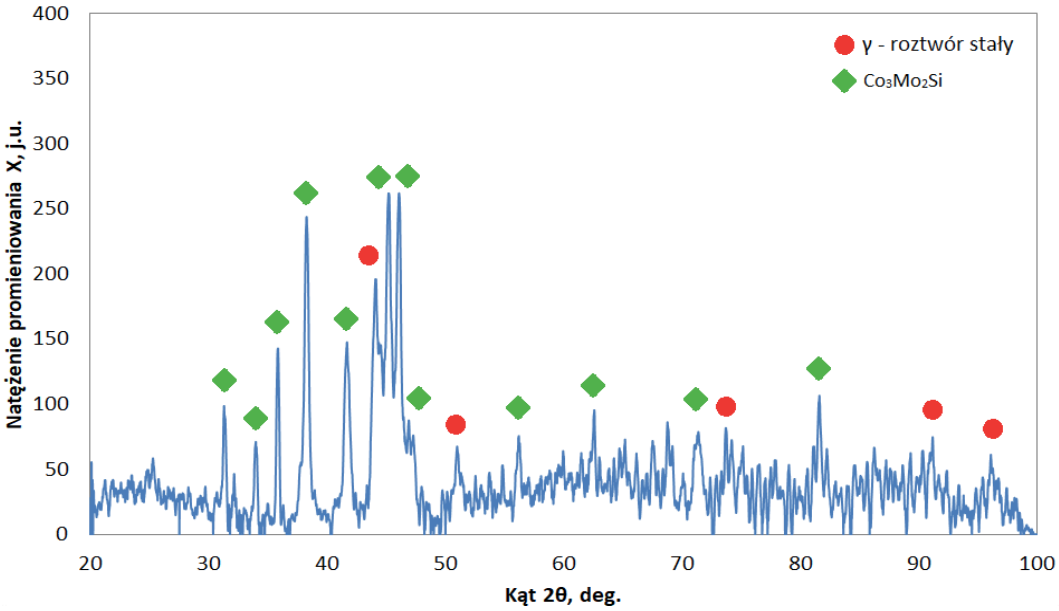
a) b)



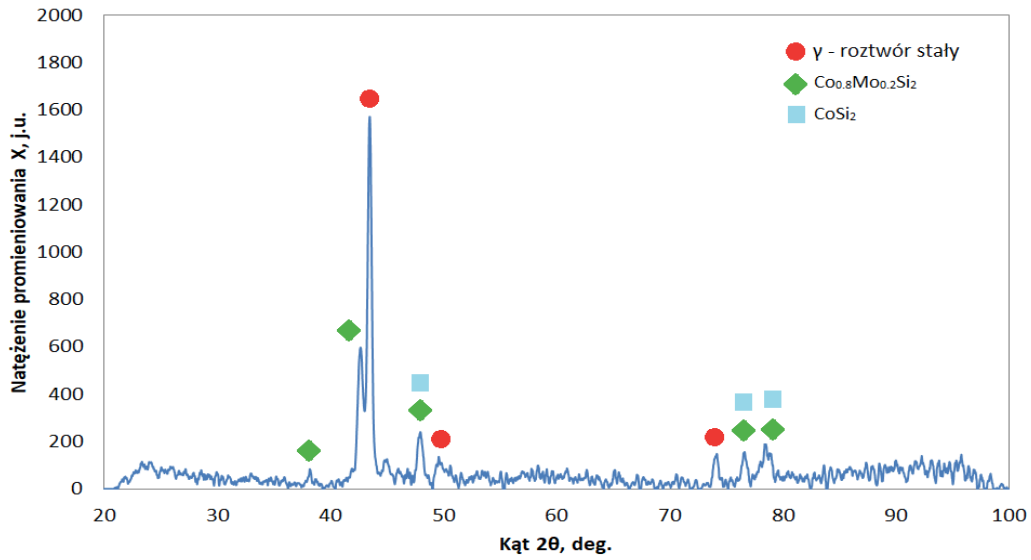
Rys. 58. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Proszek Stellite 694, mikroobszar 2 (rys. 56) - (Co_3W_3C) - węglik typu M_6C

W przypadku materiału dodatkowego Tribaloy T-800 analiza XRD wykazała, że zarówno drut, jak i proszek składają się głównie z roztworu stałego oraz fazy międzymetalicznej typu Laves'a: Co_3Mo_2Si, charakterystycznej dla stopów z grupy Tribaloy (rys. 59 i 60).

W przypadku proszku (rys. 60) dodatkowo zidentyfikowano obecność fazy $CoSi_2$, której refleksy nie występują w dyfraktogramie drutu.

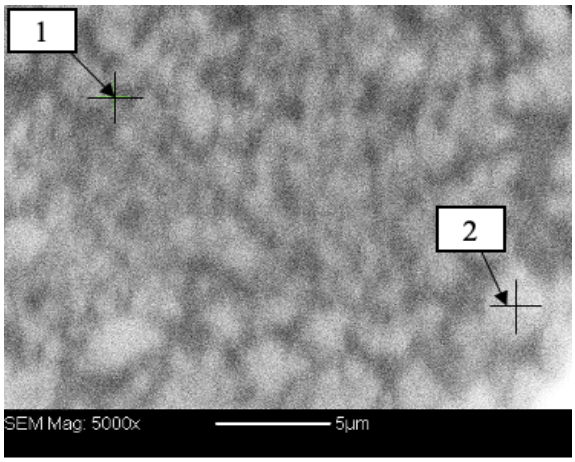


Rys. 59. Dyfraktogram drutu Tribaloy T-800



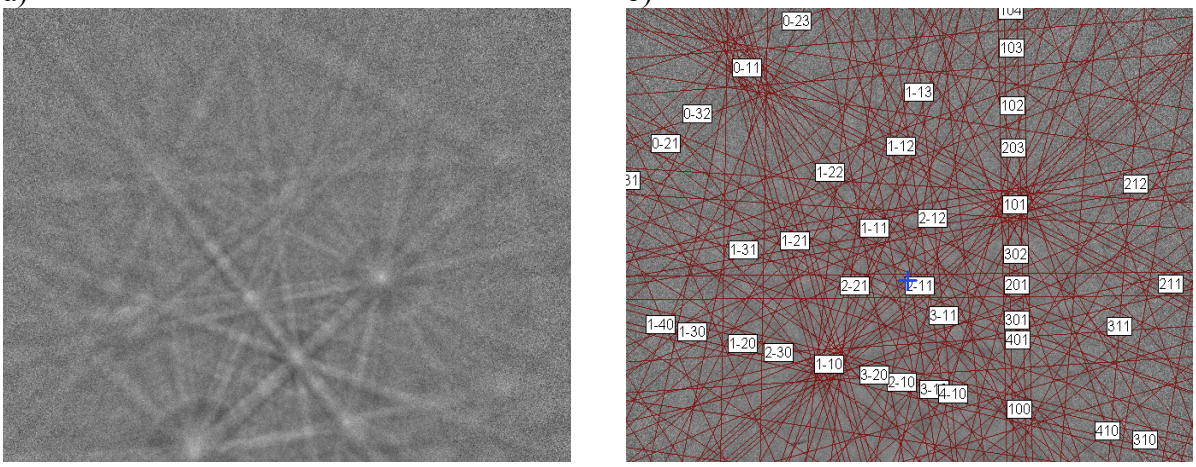
Rys. 60. Dyfraktogram proszku Tribaloy T-800

Wyniki analizy EBSD (rys. 61) przeprowadzonej dla proszku Tribaloy T-800 potwierdziły obecność roztworu stałego (rys. 62), oraz fazy Co_3Mo_2Si (rys. 63).



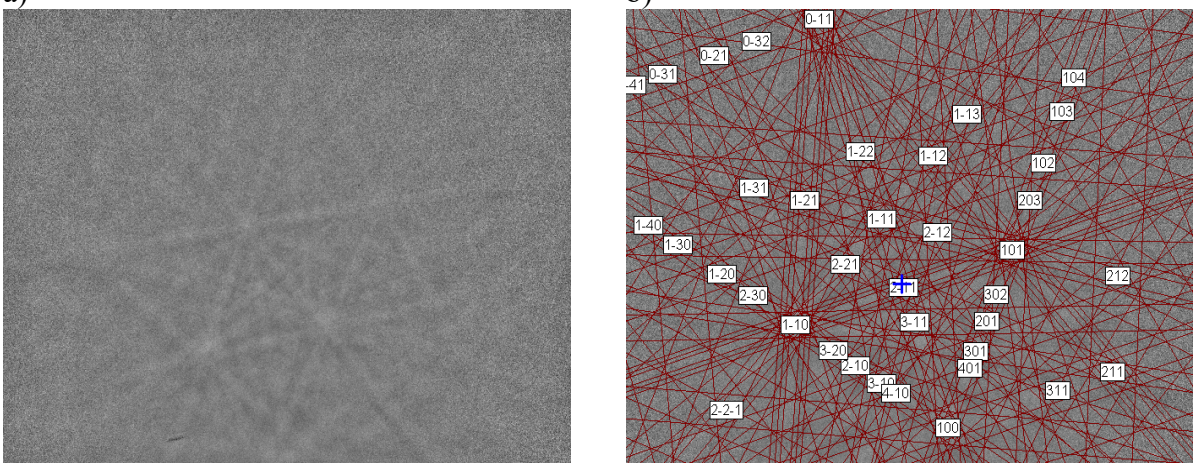
Rys. 61. Mikrostruktura proszku Tribaloy T-800. 1 i 2 - mikroobszary analizy składu fazowego metodą EBSD

a) b)



Rys. 62. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Proszek Tribaloy T-800, mikroobszar 1 (rys. 61) - roztwór stały

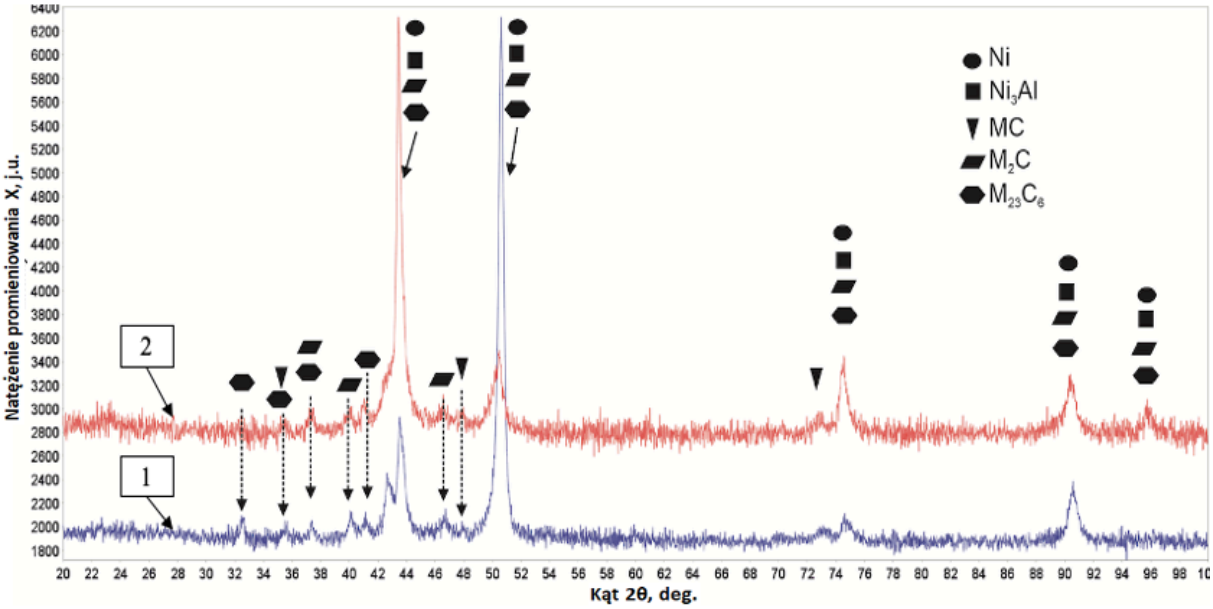
a) b)



Rys. 63. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Proszek Tribaloy T-800, mikroobszar 2 (rys. 61) - faza międzymetaliczna (Co_3Mo_2Si)

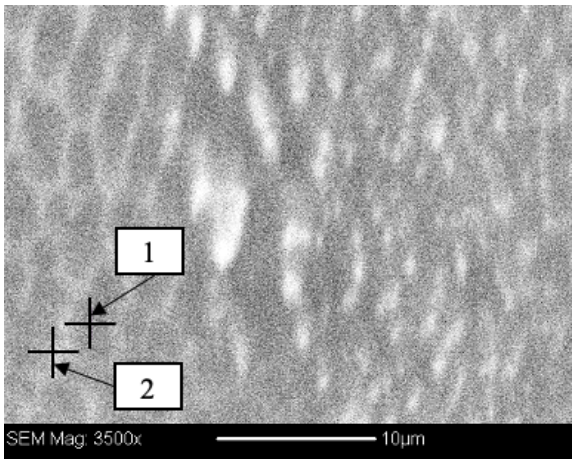
Analiza dyfraktogramów rentgenowskich napoin ze stopu Stellite 694 wytworzonych metodą TIG oraz wiązką lasera (rys. 64) wykazała, że osnowę stanowi roztwór stały typu γ (Co, Ni), którego refleksy dominują w całym zakresie kątowym.

Oprócz roztworu stałego zidentyfikowano obecność fazy międzymetalicznej Ni_3Al (γ'), pochodzącej z materiału podłoża, co potwierdza lokalne wymieszanie materiałowe w strefie napoiny. W mikrostrukturze warstw występują również węgliki typu M_6C, MC oraz $M_{23}C_6$, których obecność związana jest z wysoką zawartością W, Cr i C w stopie Stellite 694.



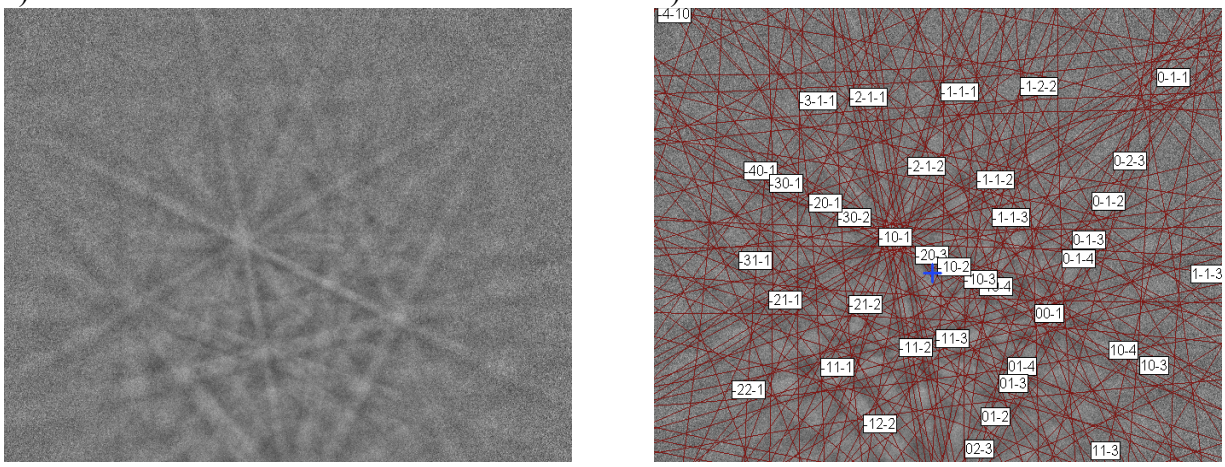
Rys. 64. Dyfraktogram rentgenowski napoiny Stellite 694 wykonanej metodą TIG (1) i wiązką lasera zgodnie z parametrami P1 (2)

Badania EBSD (rys. 65 i 68) umożliwiły jednoznaczną identyfikację roztworu stałego γ (Co) (rys. 66 i 69) w obszarze dendrytów osnowy oraz węglików typu M_6C w przestrzeniach międzydendrytycznych (rys. 67 i 71). Dodatkowo w warstwach napawanych laserowo zidentyfikowano lokalną obecność węglików hafnu HfC (rys. 70), których powstanie jest wynikiem dyfuzji Hf z materiału podłoża DS200+Hf do ciekłego metalu napoiny w trakcie procesu napawania.



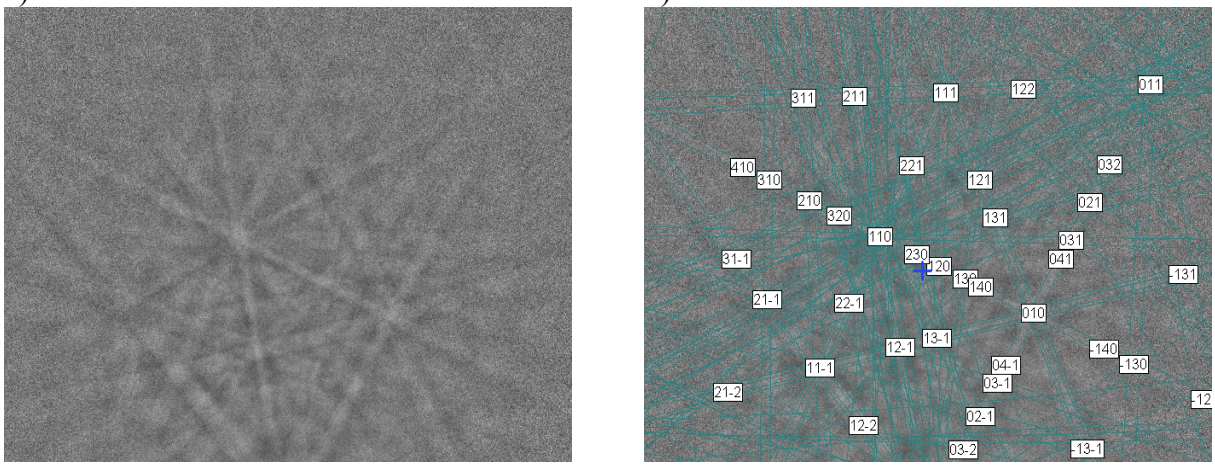
Rys. 65. Mikrostruktura warstwy Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1. 1 i 2 - mikroobszary analizy składu fazowego metodą EBSD

a) b)

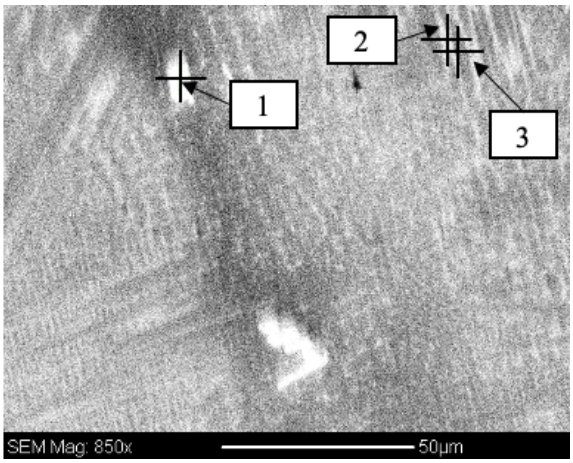


Rys. 66. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Warstwa Stellite 694 wytworzona w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1, mikroobszar 1 (rys. 65) - roztwór stały

a) b)

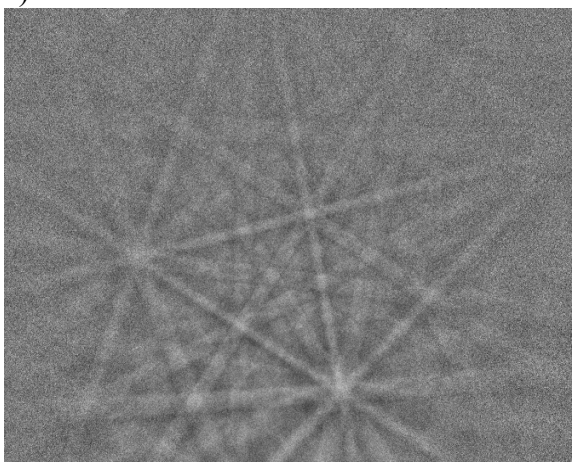


Rys. 67. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Warstwa Stellite 694 wytworzona w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1, mikroobszar 2 (rys. 65) - (W_2Co_4C) - węglik typu M_6C

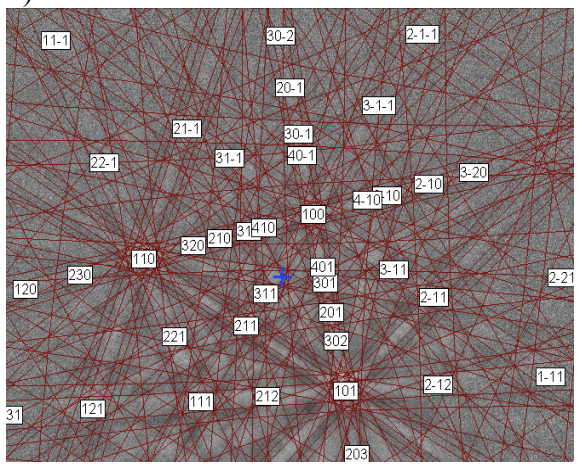


Rys. 68. Mikrostruktura warstwy Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1. 1 i 2 - mikroobszary analizy składu fazowego metodą EBSD

a)

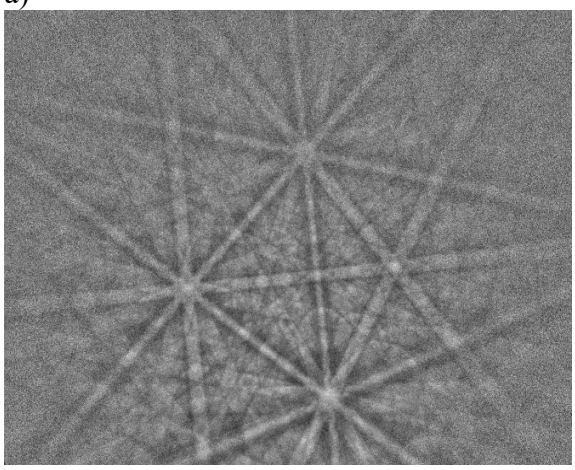


b)

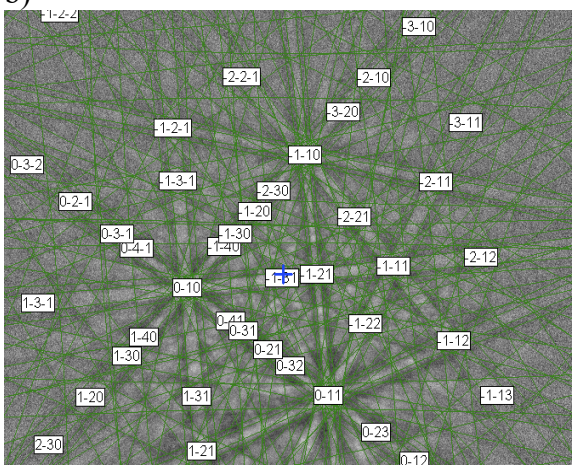


Rys. 69. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Warstwa Stellite 694 wytworzona w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1, mikroobszar 2 (rys. 68) - roztwór stały

a)

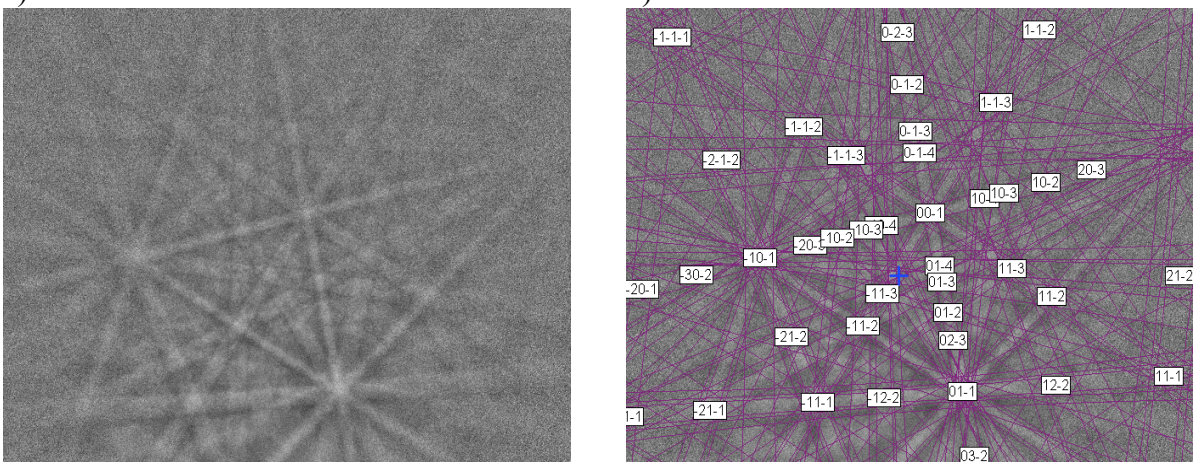


b)



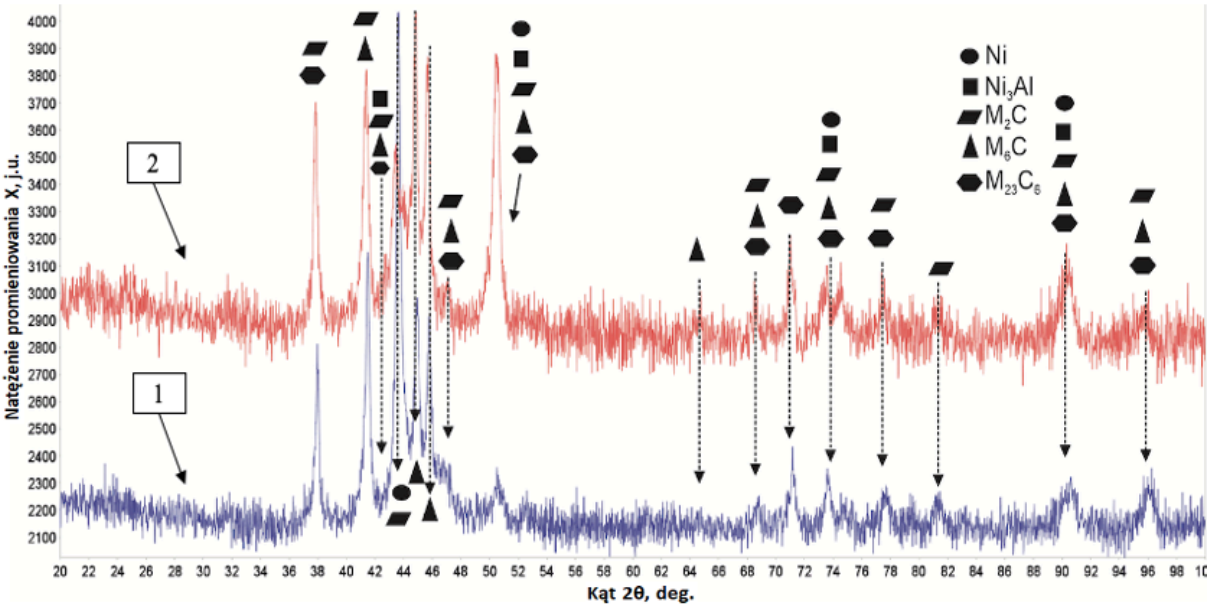
Rys. 70. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Warstwa Stellite 694 wytworzona w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1, mikroobszar 1 (rys. 68) - (HfC) - węglik hafnu

a) b)



Rys. 71. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Warstwa Stellite 694 wytworzona w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1, mikroobszar 2 (rys. 68) - (Co_3W_3C) - węglik typu M_6C

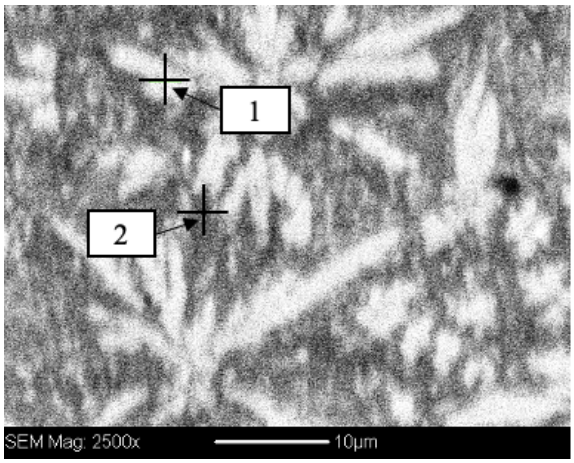
Analiza fazowa napoin ze stopu Tribaloy T-800 wytworzonych metodą TIG oraz napawania laserowego (rys. 72) wykazała, że osnowę stanowi roztwór stały typu γ (Co,Ni). Dodatkowo zidentyfikowano obecność fazy międzymetalicznej typu Laves'a (Co_3Mo_2Si), a także dodatkowych składników, w tym fazy międzymetalicznej Ni_3Al (γ') pochodzącej z materiału podłoża oraz węglików typu MC, M_6C i $M_{23}C_6$.



Rys. 72. Dyfraktogram rentgenowski napoiny Tribaloy T-800 wykonanej metodą TIG (1) i wiązką lasera zgodnie z parametrami P1 (2)

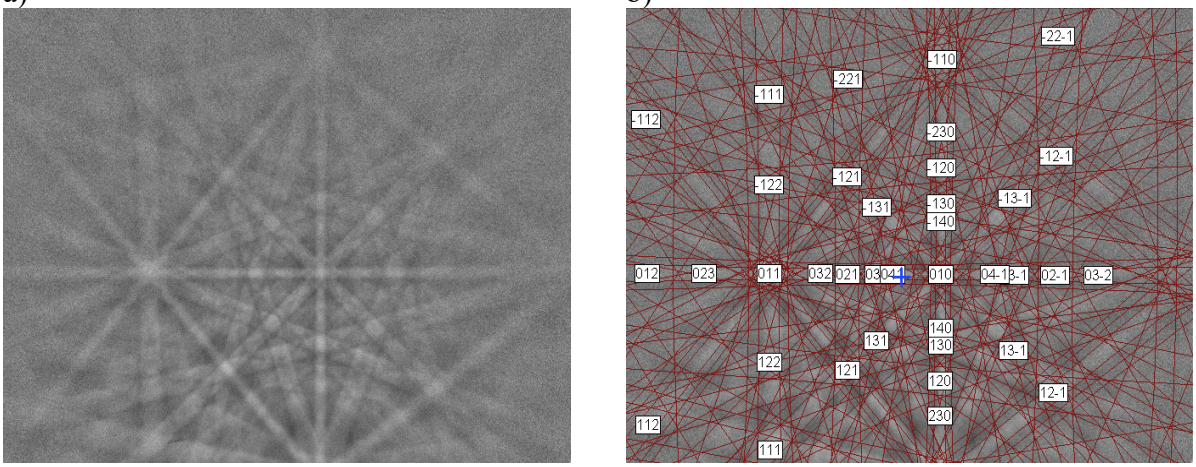
Badania metodą EBSD (rys. 73, 76, 78 i 80) umożliwiły identyfikację fazy międzymetalicznej typu Laves'a Co_3Mo_2Si w przestrzeniach międzydendrytycznych warstw napawanych (rys. 75), a także roztworu stałego na osnowie Co występującego w obszarach

dendrytycznych (rys. 74). W strefach o zwiększonej segregacji składników zidentyfikowano węgliki chromu $Cr_{23}C_6$ (rys. 77) oraz lokalnie fazę Laves'a Co_2Mo (rys. 79). W obszarze granicy wtopienia stwierdzono lokalne wydzielenia węglików hafnu HfC (rys. 81), których powstanie jest związane z dyfuzją hafnu z materiału podłoża DS200+Hf do ciekłego metalu napoiny w trakcie procesu napawania.



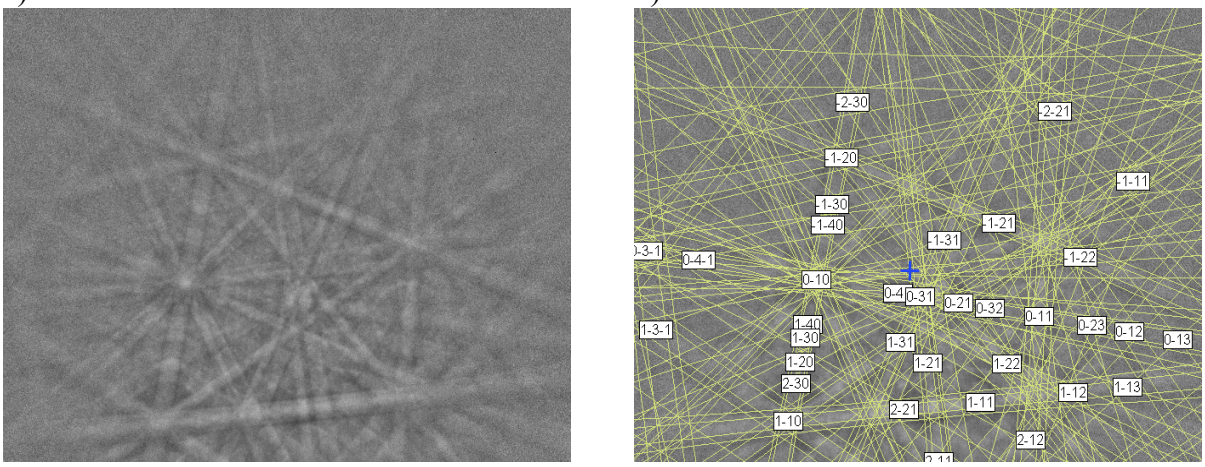
Rys. 73. Mikrostruktura warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1. 1 i 2 - mikroobszary analizy składu fazowego metodą EBSD

a) b)

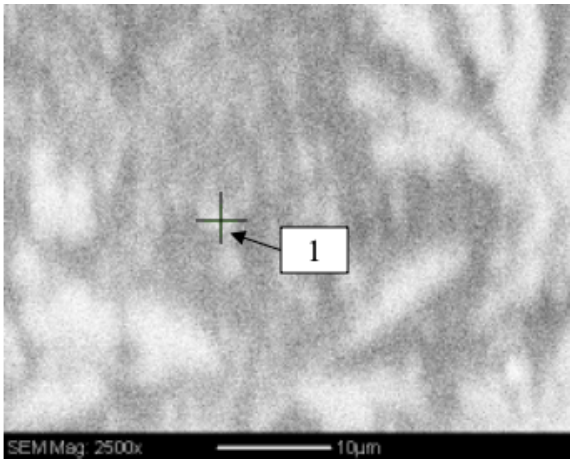


Rys. 74. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Warstwa Tribaloy T-800 wytworzona w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1, mikroobszar 2 (rys. 73) - (Co) - roztwór stały γ

a) b)

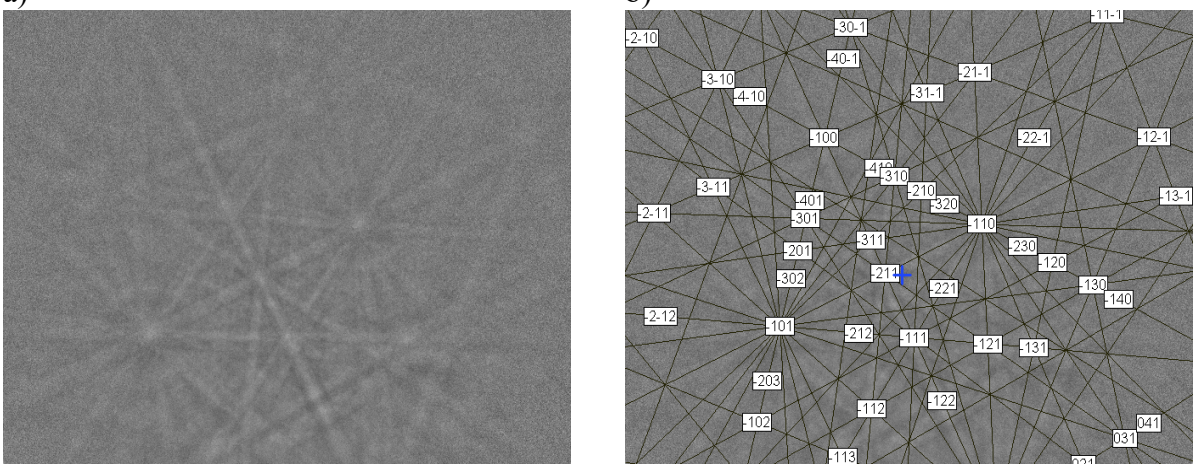


Rys. 75. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Warstwa Tribaloy T-800 wytworzona w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1, mikroobszar 1 (rys. 73) - (Co_3Mo_2Si) - faza Laves'a

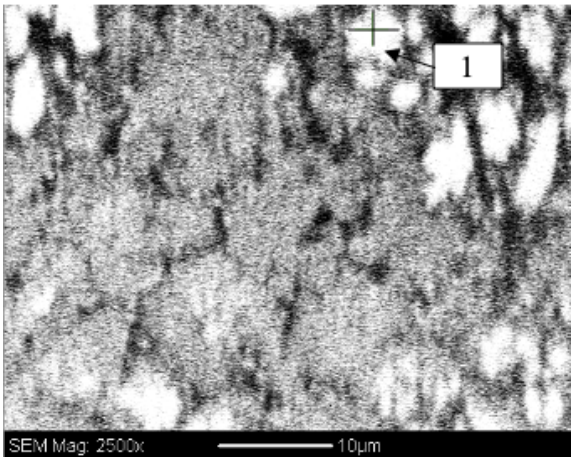


Rys. 76. Mikrostruktura warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1. 1 - mikroobszar analizy składu fazowego metodą EBSD

a) b)

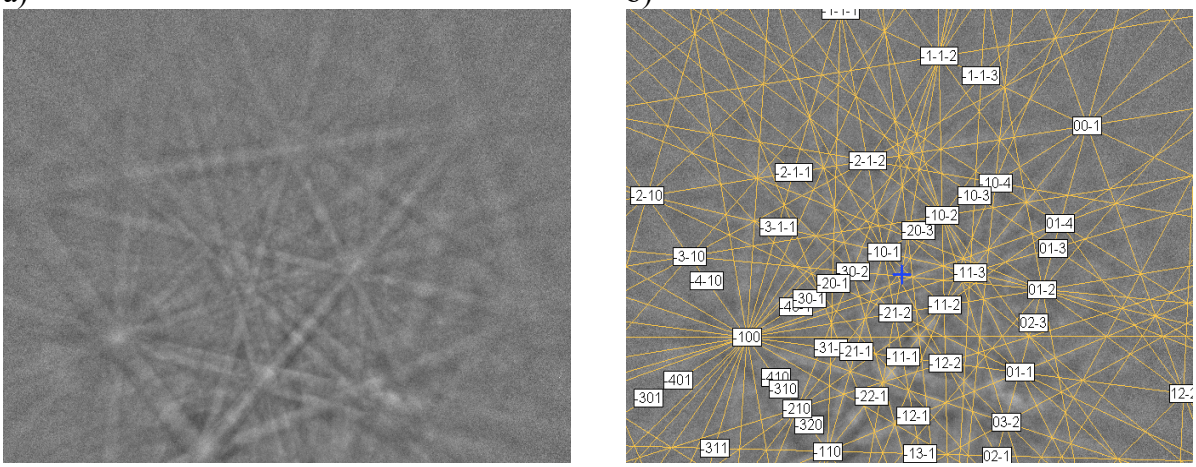


Rys. 77. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Warstwa Tribaloy T-800 wytworzona w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1, mikroobszar 1 (rys. 76) - ($Cr_{23}C_6$) - węglik chromu

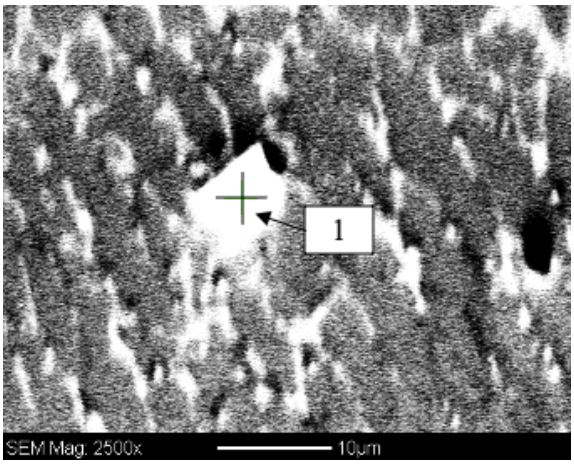


Rys. 78. Mikrostruktura warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1. 1 - mikroobszar analizy składu fazowego metodą EBSD

a) b)

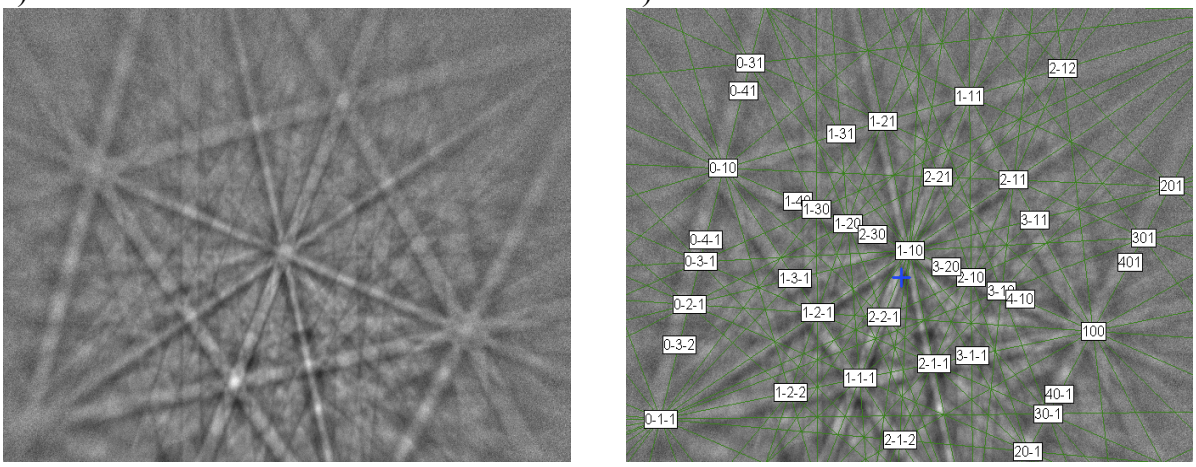


Rys. 79. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Warstwa Tribaloy T-800 wytworzona w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1, mikroobszar 1 (rys. 78), Co_2Mo - faza Laves'a



Rys. 80. Mikrostruktura warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1. 1 - mikroobszar analizy składu fazowego metodą EBSD

a) b)



Rys. 81. Obraz dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych - pasma Kikuchiego (a) i zindeksowany wzór Kikuchiego z zaznaczonymi wskaźnikami płaszczyzn krystalograficznych (b). Warstwa Tribaloy T-800 wytworzona w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P1, mikroobszar 1 (rys. 80) - węglik hafnu (HfC)

W warstwach Tribaloy T-800 napawanych laserowo stwierdzono obecność faz międzymetalicznych typu Laves'a, co pozostaje w zgodzie z obserwowaną mikrostrukturą oraz wynikami badań przedstawionymi w rozdziale 5.3.

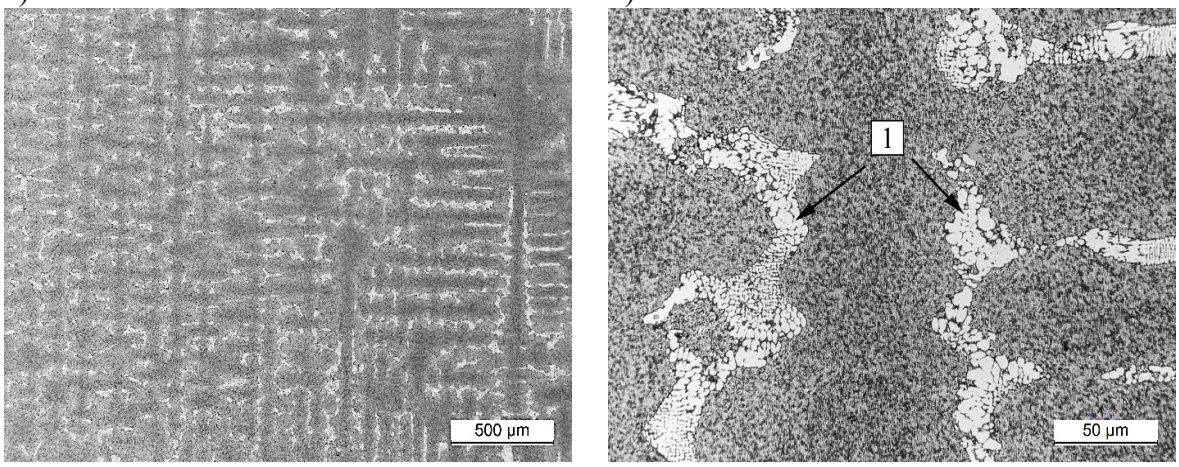
5.3 Badania mikroskopowe oraz analiza składu chemicznego

Przeprowadzono badania mikroskopowe materiału podłoża - nadstopu DS200+Hf i wytworzonych warstw ochronnych Stellite 694 i Tribaloy T-800 dla określenia morfologii składników fazowych ich mikrostruktury i rozmiarów charakteryzujących wytworzoną warstwę.

5.3.1 Materiał podłoża - DS200+Hf

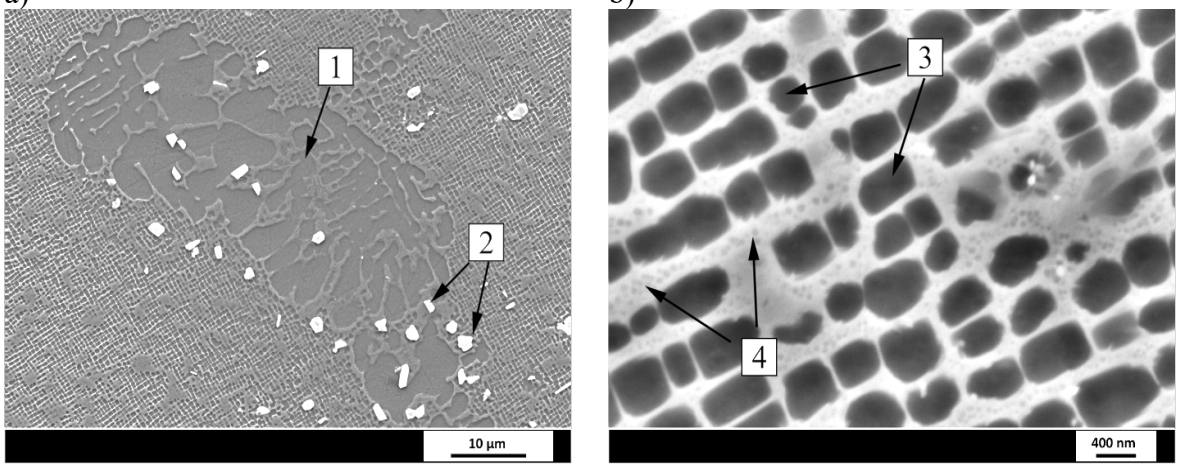
Odlewniczy nadstop DS200+Hf (tab. 19), cechuje się mikrostrukturą dendrytyczną (rys. 82a). W przestrzeniach międzydendrytycznych stwierdzono obecność wydzieleń eutektyki (γ+γ') oraz węglików (rys. 83). Wykazano również występowanie wydzieleń trzeciorzędowych fazy γ' (Ni_3Al). Określono także, że wydzielenia fazy γ' cechują się kształtem sześciennym (rys. 82b).

a) b)



Rys. 82. Mikrostruktura dendrytyczna materiału podłoża - nadstop DS200+Hf (a) widoczne wydzielenia eutektyki w przestrzeniach międzydendrytycznych - 1 (b)

a) b)



Rys. 83. Mikrostruktura materiału podłoża nadstopu DS200+Hf, widoczne: a) wydzielenia eutektyki w przestrzeni międzydendrytycznej (1) oraz węgliki (2), b) wydzielenia wtórne (3) i trzeciorzędowe fazy γ' (4)

Tabela 19. Skład chemiczny materiału podłoża DS200+Hf, SEM-EDS

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków stopowych, % mas.							
	Ni	Co	Cr	W	Al	Ti	Nb	Hf
Podłoże DS200+Hf	61,4	9,6	8,4	11,3	4,7	2,0	0,7	1,9

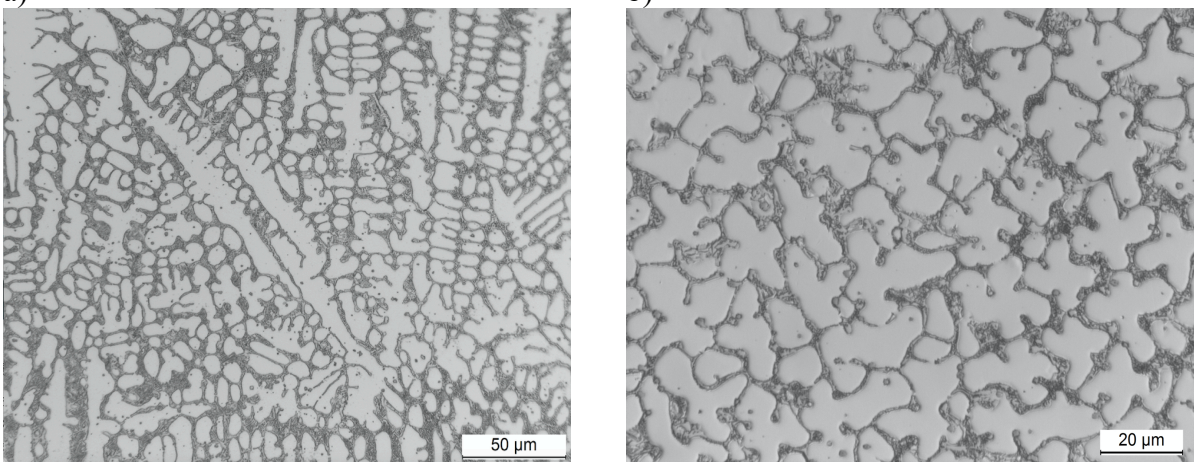
5.3.2 Materiał dodatkowy - Stellite 694

Warstwa Stellite 694 napawana metodą TIG ma budowę dendrytyczną (rys. 84), charakterystyczną dla procesów krystalizacji w warunkach wysokiego gradientu temperatury, cechujących procesy spawalnicze.

Dendryty wzrastają kierunkowo, a ich orientacja jest determinowana kierunkiem odprowadzania ciepła. W mikrostrukturze dendrytycznej napoiny osnowę stanowi roztwór stały, natomiast w przestrzeniach międzydendrytycznych mogą występować wydzielenia

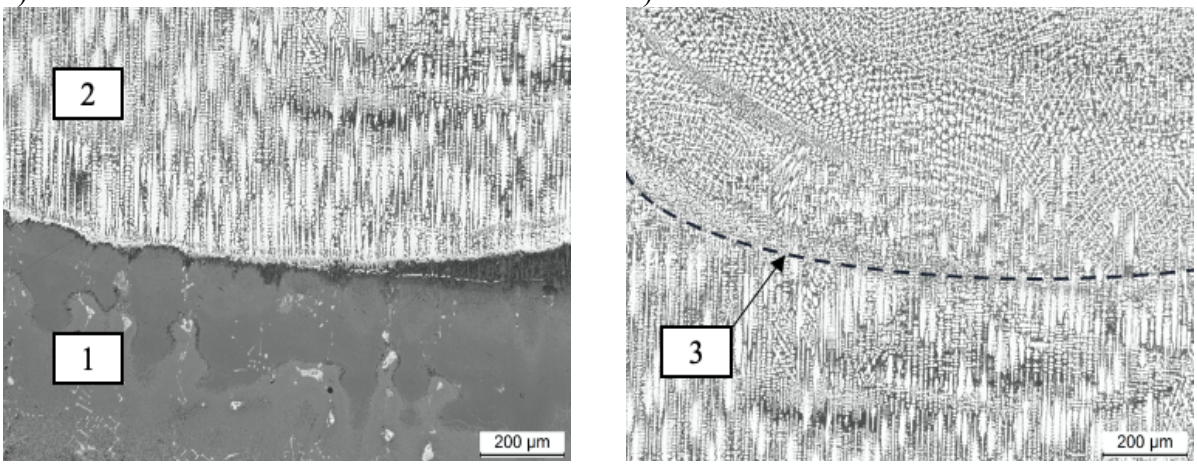
węglików. Na granicy pomiędzy kolejnymi ścieżkami napawania obserwuje się lokalne zwiększenie udziału wydzieleń w przestrzeniach międzydendrytycznych. W tych obszarach mikrostruktura ma bardziej niejednorodny charakter, a dendryty są drobniejsze i mniej uporządkowane (rys. 85). Badania mikrostruktury w przestrzeniach międzydendrytycznych oraz na granicach ziarn wykazały również obecność węglików hafnu (rys. 86).

a) b)

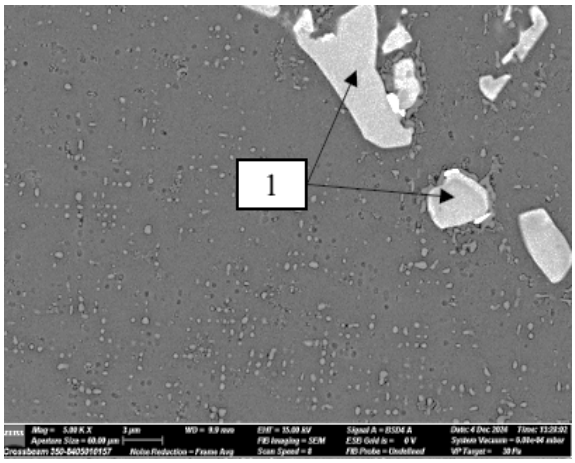


Rys. 84. Mikrostruktura warstwy Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania TIG (a,b) - widoczna budowa dendrytyczna

a) b)

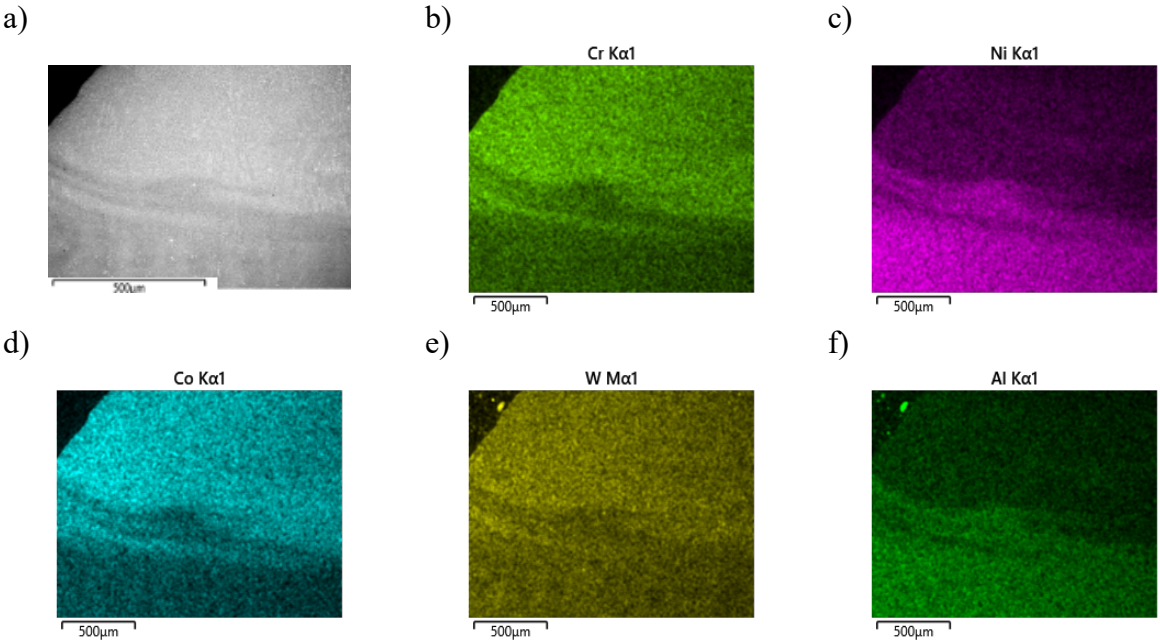


Rys. 85. Mikrostruktura warstwy Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania TIG (a). 1 - podłoże, nadstop DS200+Hf, 2 - warstwa ochronna, 3 - granica wtopienia pomiędzy ścieżkami warstwy (b)



Rys. 86. Mikrostruktura napoiny Stellite 694 w strefie wpływu ciepła, widoczne węgliki hafnu w przestrzeniach międzydendrytycznych materiału podłoża (1)

Warstwę Stellite 694 wytworzoną w procesie napawania metodą TIG (rys. 87) cechuje zwiększona zawartość Co, Cr, W i V oraz mniejsza Ni, Al i Ti, w porównaniu do materiału podłoża (tab. 19). Konwekcyjne przemieszczanie się ciekłego metalu w jeziorku podczas napawania, prowadzi do ujednorodnienia składu chemicznego wytworzonej warstwy ochronnej. W strefie wtopienia oraz w obszarze wpływu ciepła widoczne są zmiany składu chemicznego wynikające z udziału materiału podłoża w objętości napoiny (rys. 87).



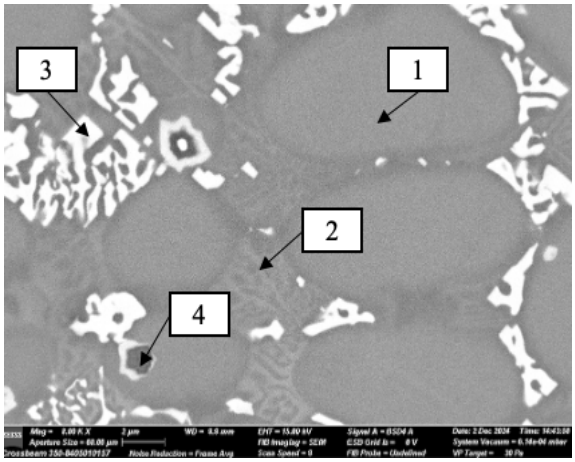
Rys. 87. Mikrostruktura warstwy ochronnej Stellite 694 na podłożu nadstopu DS200+Hf (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: Co, Cr, W, Ni, Al w strefie granicy wtopienia warstwy (b-f)

Analiza składu chemicznego metodą EDS potwierdziła dyfuzję pierwiastków takich jak Ni, Al i Hf z podłoża do warstwy ochronnej (tab. 20). Lokalnie może to prowadzić do

pojawienia się obszarów o mikrostrukturze zbliżonej do stopu podłoża (γ + γ'), jednak nie jest to faza typowa dla samej napoiny Stellite 694 (rys. 88).

Pierwiastki Cr, W i V w stopie Stellite 694 (tab. 20) sprzyjają tworzeniu się stabilnych węglików typu M_6C, które lokalizują się głównie w obszarach międzydendrytycznych (rys. 88). Obecność tych wydzieleń jest widoczna w większości mikroobszarów (1-3), w których zawartość W sięga nawet 32,4% mas., a Cr przekracza 30% mas (tab. 20).

Analiza składu chemicznego EDS wykazała również obecność hafnu w ilości 11,2% mas. (tab. 20), co może wskazywać na występowanie w analizowanym obszarze węglików tego pierwiastka.



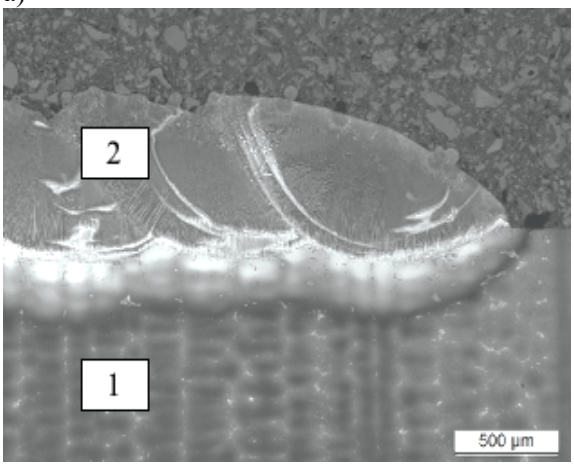
Rys. 88. Mikrostruktura warstwy ochronnej Stellite 694 wytworzonej metodą TIG (a) oraz spektrogramy mikroobszarów 1-4 analizy składu chemicznego

Tabela 20. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-4 (rys. 88)

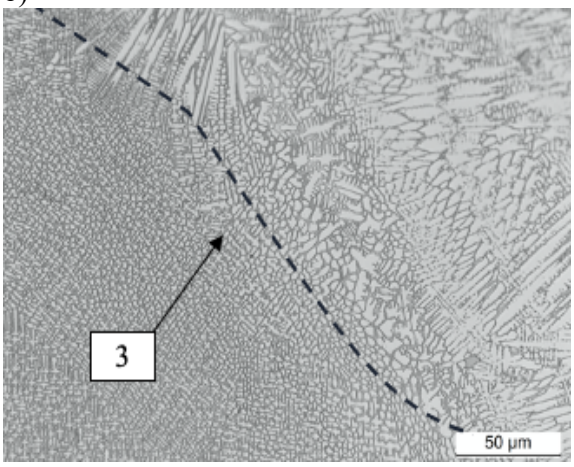
Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.								
	Al	Ti	V	Cr	Fe	Co	Ni	Hf	W
1	1,5	0,4	0,5	21,2	1,8	37,0	21,8	-	15,6
2	1,1	0,3	0,9	32,2	1,6	29,4	17,1	-	17,5
3	0,8	0,7	0,8	20,9	1,4	26,1	16,5	-	32,4
4	0,8	26,9	2,6	13,3	0,7	13,7	10,2	11,2	17,8

Mikrostruktura warstw Stellite 694 wytworzonych metodą napawania laserowego z użyciem parametrów P1 (tab. 18) ma charakter dendrytyczny. W I warstwie dendryty wzrastają na przetopionym materiale podłoża DS200+Hf, zgodnie z kierunkiem odprowadzania ciepła, a w obszarze granicy wtopienia obserwuje się ciągłe przejście mikrostrukturalne pomiędzy podłożem a napoiną, bez widocznych nieciągłości metalurgicznych (rys. 89). W sąsiedztwie granicy wtopienia dochodzi do częściowego przetopienia i wtórnej krystalizacji materiału podłoża, czemu towarzyszy lokalna zmiana morfologii dendrytów fazy γ. W przestrzeniach międzydendrytycznych warstwy I widoczne są wydzielenia wtórne (rys. 89c).

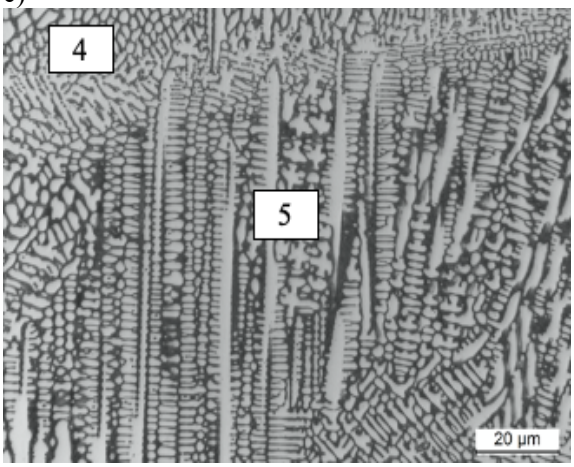
a)



b)



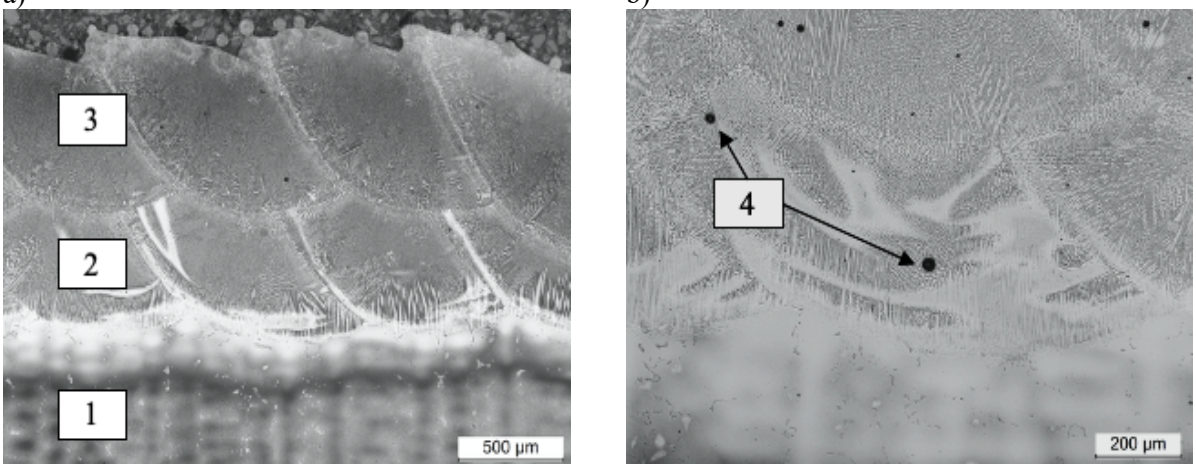
c)



Rys. 89. Mikrostruktura warstwy I Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P1. 1 - podłoże, nadstop DS200+Hf, 2 - warstwa ochronna (a), 3 - granica wtopienia pomiędzy materiałem podłoża, a wytworzoną warstwą I (b), 4 - dendryty 1 – rzędu w materiale podłoża, 5 - dendryty 2 - rzędu w materiale podłoża

II warstwa, osadzana na uprzednio wytworzonej warstwie I, również wykazuje budowę dendrytyczną. Pomiędzy obiema warstwami tworzy się strefa przejściowa związana z częściowym przetopieniem materiału warstwy I i jego wtórną krystalizacją, a lokalnie obserwuje się także mikroporowatość (rys. 90).

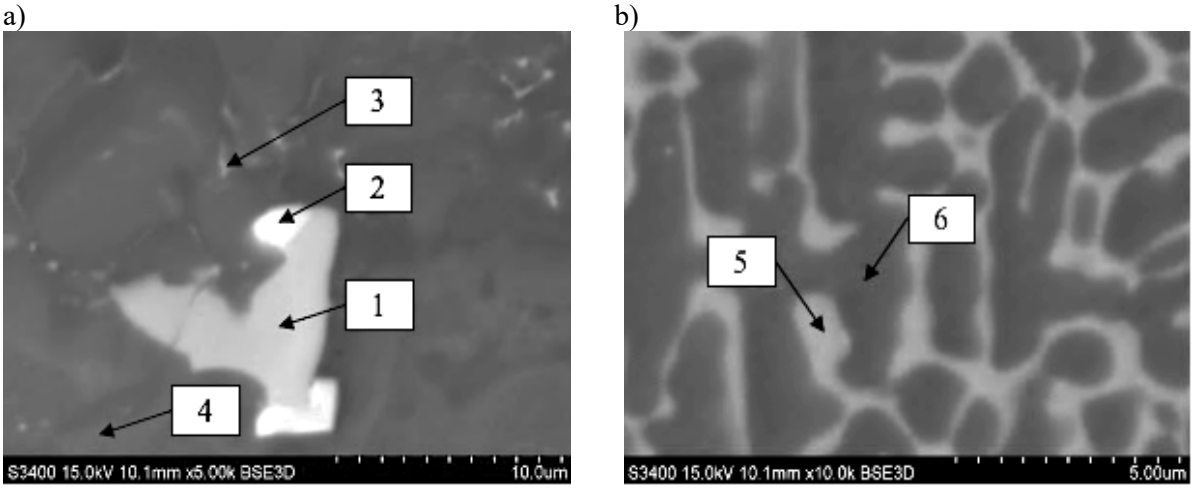
a) b)



Rys. 90. Mikrostruktura warstwy II Stellite 694 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P1. 1 - podłoże, nadstop DS200+Hf, 2 - I warstwa ochronna, 3 - II warstwa ochronna (a), 4 - mikroporowatość w wytworzonych warstwach (b)

Wyniki analizy EDS warstw Stellite 694 wytworzonych metodą napawania laserowego z użyciem parametrów P1 wskazują na zróżnicowanie składu chemicznego mikroobszarów, związane z lokalnym zwiększonym udziałem materiału podłoża oraz obecnością wydzieleń międzydendrytycznych (rys. 91). W warstwie I mikroobszary 1 i 2 charakteryzują się zwiększoną zawartością Ti, Nb i Hf, co wskazuje na udział materiału podłoża DS200+Hf lub obecność strefy silnie nie ujednorodnionej. Mikroobszary 3 i 4 wykazują skład przejściowy, świadczący o lokalnym wymieszaniu materiału dodatkowego z materiałem podłoża. Natomiast mikroobszary 5 i 6, zlokalizowane w przestrzeniach międzydendrytycznych, cechują się wysoką zawartością W, Co i Cr oraz obniżoną zawartością Ni, co odpowiada obecności węglików typu M_6C (tab. 21).

a) b)



Rys. 91. Mikrostruktura warstwy I Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P1. Obszar granicy wtopienia pomiędzy I warstwą napawaną, a materiałem rodzimym ze wskazaniem mikroobszarów 1-4 dla analiz składu chemicznego (a), obszar I warstwy ochronnej ze wskazaniem mikroobszarów 5 i 6 dla analiz składu chemicznego (b).

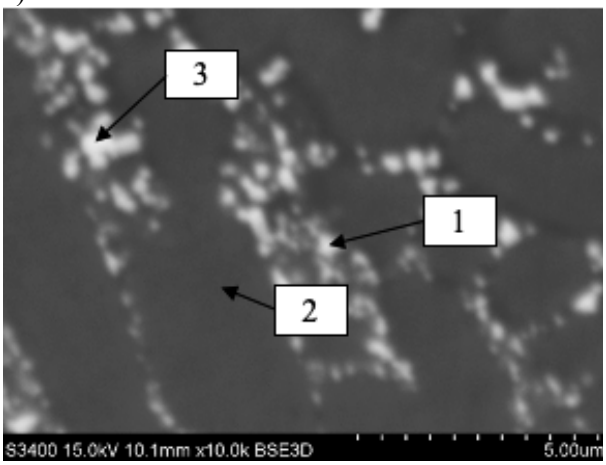
Tabela 21. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-6 (rys. 91)

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.								
	Al	V	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Hf	W
1	-	-	15,9	0,5	-	2,8	27,1	28,8	24,9
2	-	-	8,0	0,9	1,6	6,1	27,6	55,9	-
3	3,2	-	1,7	7,8	8,5	55,6	1,4	14,2	7,6
4	4,6	-	1,4	8,3	10,2	62,0	-	-	13,5
5	-	1,4	-	33,1	31,7	4,4	-	-	29,4
6	0,3	0,9	-	26,3	46,5	8,5	-	-	17,5

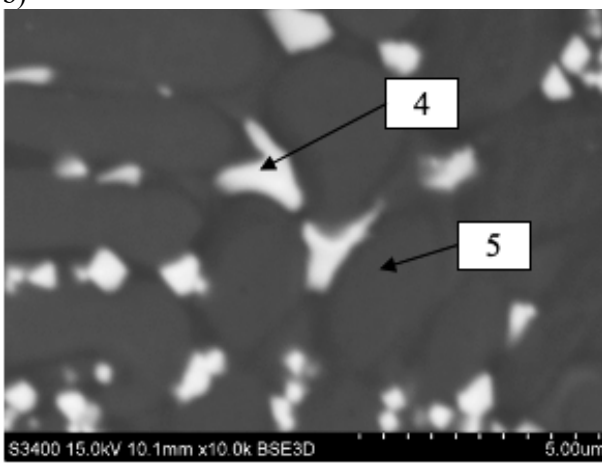
Podobny charakter zależności obserwuje się w II warstwie, gdzie mikroobszary 7 i 8, zlokalizowane w przestrzeniach międzydendrytycznych (rys. 92c), charakteryzują się zwiększoną zawartością wolframu (26,4-28,3% mas.) oraz chromu (31,9-32,7% mas.), przy jednocześnie obniżonej zawartości kobaltu (34,0-36,6% mas.) (tab. 22). Skład chemiczny tych mikroobszarów jest zgodny z obecnością wydzieleń węglików typu M_6C, zidentyfikowanych metodą dyfrakcji rentgenowskiej (rys. 64). Natomiast mikroobszar 6, odpowiadający obszarowi osnowy, wykazuje podwyższoną zawartość kobaltu (49,0% mas.) oraz niklu (6,4% mas.), co wskazuje na obecność roztworu stałego na osnowie kobaltu i częściowe wymieszanie materiału dodatkowego z materiałem podłoża (rys. 92c, tab. 22).

W obszarze granicy wtopienia widoczna jest segregacja W i Cr w przestrzeniach międzydendrytycznych, odpowiadająca lokalizacji węglików M_6C, a także obecność Hf w pobliżu granicy wtopienia, co wskazuje na obecność nieprzetopionych wydzieleń węglików hafnu HfC (rys. 93).

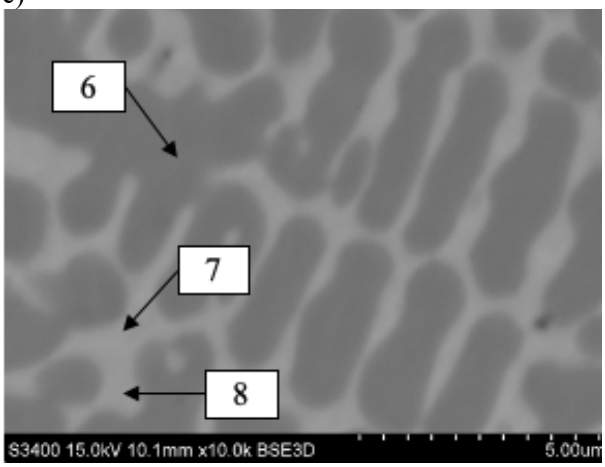
a)



b)



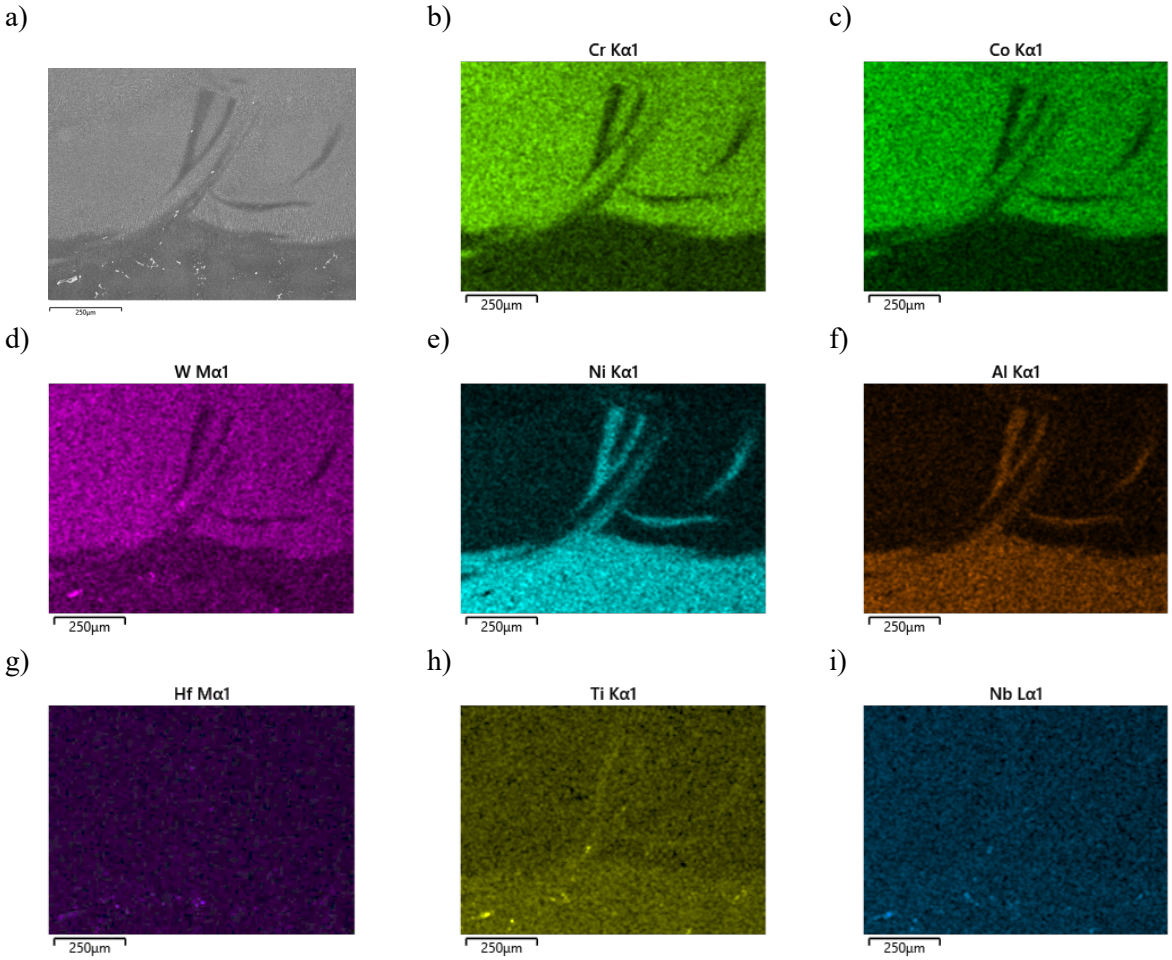
c)



Rys. 92. Mikrostruktura warstwy II Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P1. Mikrostruktura obszaru pomiędzy I, a II warstwą napoiny wraz ze wskazaniem mikroobszarów 1-3 dla analiz składu chemicznego (a), mikrostruktura w obszarze granicy wtopienia pomiędzy warstwami II wraz ze wskazaniem mikroobszarów 4 i 5 dla analiz składu chemicznego (b), mikrostruktura w obszarze II warstwy ochronnej wraz ze wskazaniem mikroobszarów 6-8 dla analiz składu chemicznego (c)

Tabela 22. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-8 (rys. 92)

Mikroobszar	**Zawartość pierwiastków, % mas.**							
	Al	**Ti**	**V**	**Cr**	**Fe**	**Co**	**Ni**	**W**
1	-	0,2	1,4	23,2	-	20,2	2,7	52,2
2	-	0,2	1,4	27,8	-	23,1	3,7	43,8
3	0,4	-	0,8	25,3	0,5	47,1	9,3	16,6
4	-	0,5	1,2	20,3	-	20,7	3,4	53,9
5	0,5	-	0,7	25,3	-	47,0	10,0	16,5
6	-	-	0,8	26,6	-	49,0	6,4	17,2
7	-	-	1,3	32,7	-	34,0	3,8	28,3
8	-	-	1,2	31,9	-	36,6	3,9	26,4

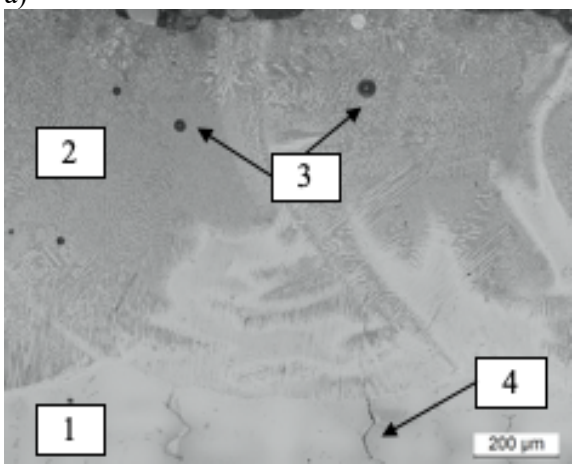


Rys. 93. Mikrostruktura warstwy ochronnej Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego na podłożu nadstopu DS200+Hf z użyciem parametrów P1 (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: Cr, Co, W, Ni, Al, Hf, Ti, Nb, na granicy wtopienia (b-i)

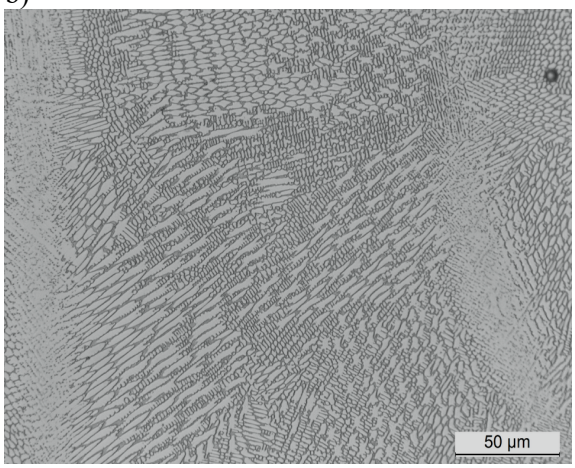
Rozkład zawartości kobaltu w osnowie jest względnie jednorodny, co potwierdza, że dendryty zbudowane są z roztworu stałego o osnowie Co. Zgodnie z wynikami analizy fazowej XRD i EBSD, głównymi składnikami fazowymi obu warstw są roztwór stały oraz węgliki typu M_6C, przy lokalnej obecności wydzieleń węglika HfC w strefach o zwiększonym udziale materiału podłoża.

Mikrostruktura warstw Stellite 694 wytworzonych w procesie napawania laserowego z wykorzystaniem parametrów P2 (tab. 18) ma charakter dendrytyczny, przy czym w porównaniu do warstw otrzymanych przy parametrach P1 wykazuje większe zróżnicowanie morfologii składników fazowych (rys. 94, 97). W warstwie I obserwuje się kierunkowy wzrost dendrytów osnowy od granicy wtopienia z materiałem podłoża DS200+Hf. Granica wtopienia pomiędzy materiałem podłoża a I warstwą ochronną jest wyraźnie zaznaczona, a w jej obrębie obserwuje się lokalne mikropęknięcia oraz mikroporowatość (rys. 94a, 94b).

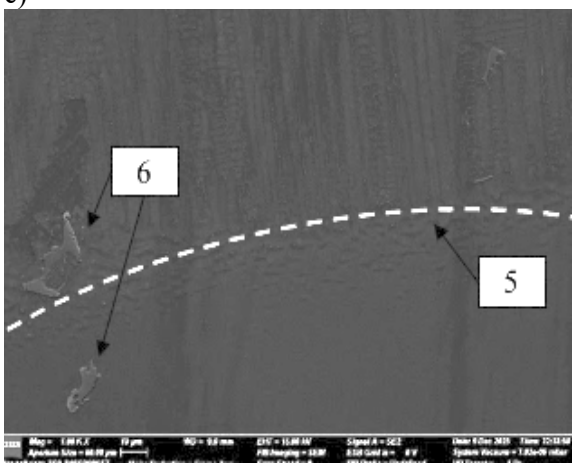
a)



b)



c)

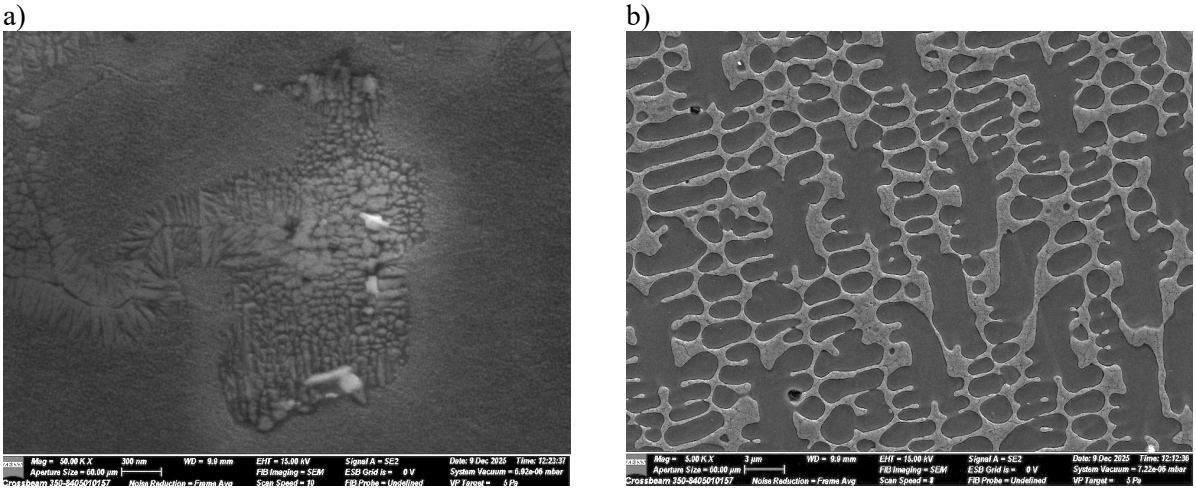


Rys. 94. Mikrostruktura warstwy I Stellite 694 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. 1 - podłoże, nadstop DS200+Hf, 2 - I warstwa ochronna, 3 - mikroporowatość w wytworzonej warstwie, 4- mikropęknięcia powstałe na granicy wytworzonej warstwy i materiału podłoża (a), mikrostruktura wytworoznej warstwy I (b), 5 - granica wtopienia pomiędzy materiałem podłoża, a wytworzoną warstwą I, 6- widoczne wydzielenia eutektyki (c).

Powstawanie mikropęknięć w tym obszarze może być związane zarówno z naprężeniami własnymi generowanymi podczas szybkiego nagrzewania i krzepnięcia materiału, jak również z lokalnymi zjawiskami metalurgicznymi zachodzącymi na granicach ziarn, takimi jak nadtapianie eutektyki na granicach ziarn, likwacja węglików oraz lokalne osłabienie granic ziarn w strefie oddziaływania cieplnego [99,106-108].

W obszarach międzydendrytycznych warstwy I widoczne są wydzielenia wtórne o morfologii eutektycznej (rys. 94c, 95a), które zgodnie z wynikami analizy fazowej odpowiadają węglikom typu M_6C, typowym dla stopu Stellite 694 [9,95]. Obszar granicy wtopienia oraz widoczne wydzielenia wskazują na obecność składników o zróżnicowanym składzie chemicznym (rys. 95b, 96b).

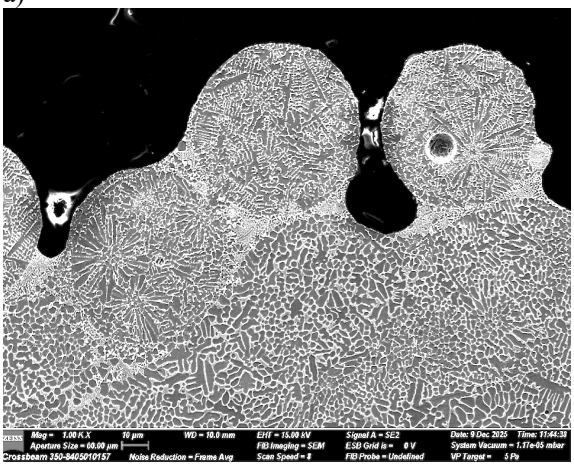
a) b)



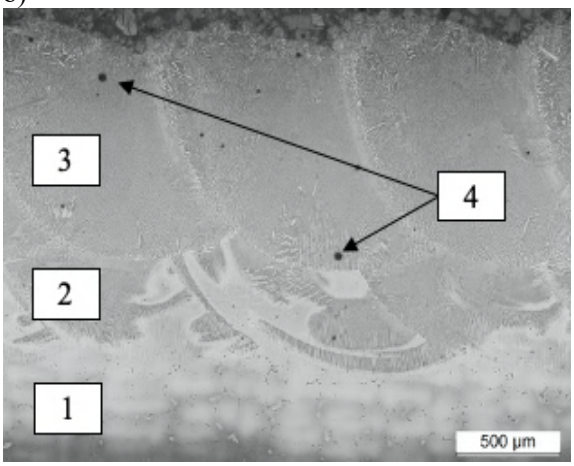
Rys. 95. Mikrostruktura warstwy I Stellite 694 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. Widoczne wydzielenia eutektyki (a), mikrostruktura obszarze granicy wtopienia napoiny (b)

II warstwa Stellite 694, wytworzona przy parametrach P2, również wykazuje budowę dendrytyczną (rys. 96). Krystalizuje ona na uprzednio wytworzonej warstwie I, co prowadzi do powstania strefy przejściowej związanej z częściowym przetopieniem materiału warstwy I i jego wtórną krystalizacją (rys. 96). W porównaniu z warstwą I niejednorodność składu chemicznego II warstwy jest mniej wyraźna, jednak nadal obserwuje się lokalne mikroobszary o podwyższonej zawartości Ni, co można wiązać z przemieszczaniem stopionego materiału podłoża w głąb napoiny oraz niepełnym ujednorodnieniem składu chemicznego jeziorka ciekłego metalu (rys. 97b). W obrębie II warstwy stwierdzono także mikropęknięcia oraz większy stopień porowatości niż w warstwie I (rys. 96b, 97a). Pęknięcia te są często inicjowane w przestrzeniach międzydendrytycznych oraz w pobliżu granic warstw, gdzie występują kruche wydzielenia węglików (rys. 96c).

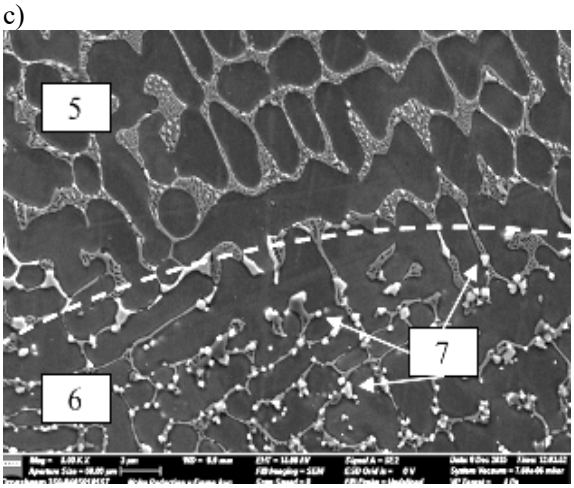
a)



b)

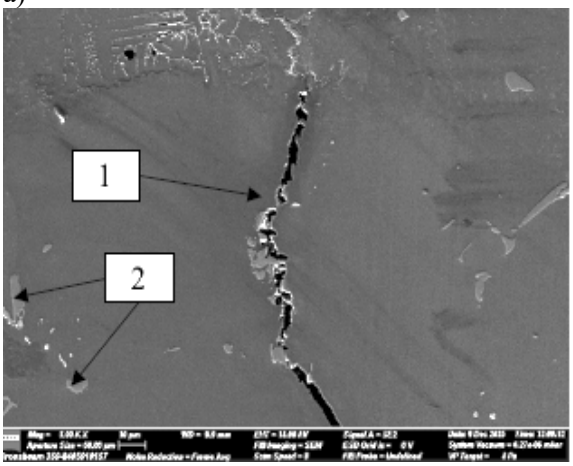


c)

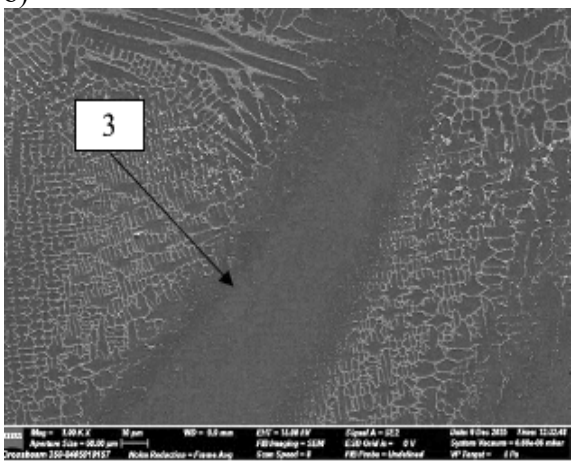


Rys. 96. Mikrostruktura warstwy II Stellite 694 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. Mikrostruktura kulki proszku na powierzchni wytworzonej warstwy (a), 1 - podłoże, nadstop DS200+Hf, 2 - I warstwa ochronna, 3 - II warstwa ochronna, 4 - mikroporowatość w wytworzonej warstwie (b), 6 - mikrostruktura I warstwy ochronnej, 7 - mikrostruktura II warstwy ochronnej, 8 - widoczne węgliki w przestrzeniach międzydendrytycznych (c).

a)

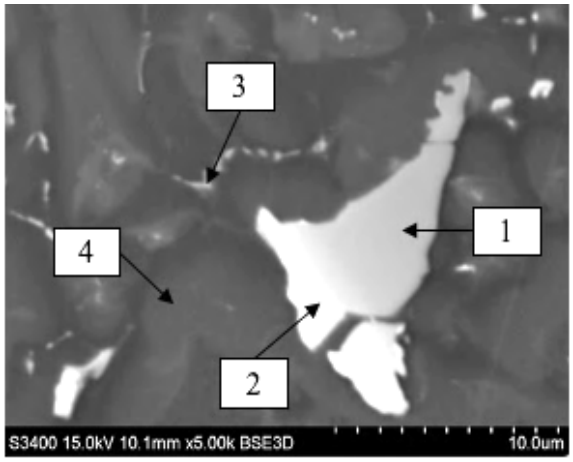


b)



Rys. 97. Mikrostruktura warstwy II Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. 1 - widoczne pęknięcie, 2 - wydzielenia eutektyki (a), 3 - strefa niejednorodności składu chemicznego

Wyniki analizy składu chemicznego (tab. 23) wskazują występowanie mikroobszarów charakteryzujących się wysoką zawartością Ti, Nb oraz Hf, w strefie przy granicy wtopienia (rys. 98, pkt. 1,2). Jednocześnie mikroobszary 3 i 4, zlokalizowane w obrębie warstwy, wykazują zwiększoną zawartość Co i W przy podwyższonej zawartości Ni, co świadczy o lokalnym wymieszaniu z podłożem, przy zachowaniu udziału składników charakterystycznych dla stopu Stellite 694.



Rys. 98. Mikrostruktura warstwy I Stellite 694 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. Mikrostruktura obszaru na granicy materiału podłoża i warstwy I wraz ze wskazaniem mikroobszarów 1-4 dla analizy składu chemicznego.

Tabela 23. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-4 (rys. 98)

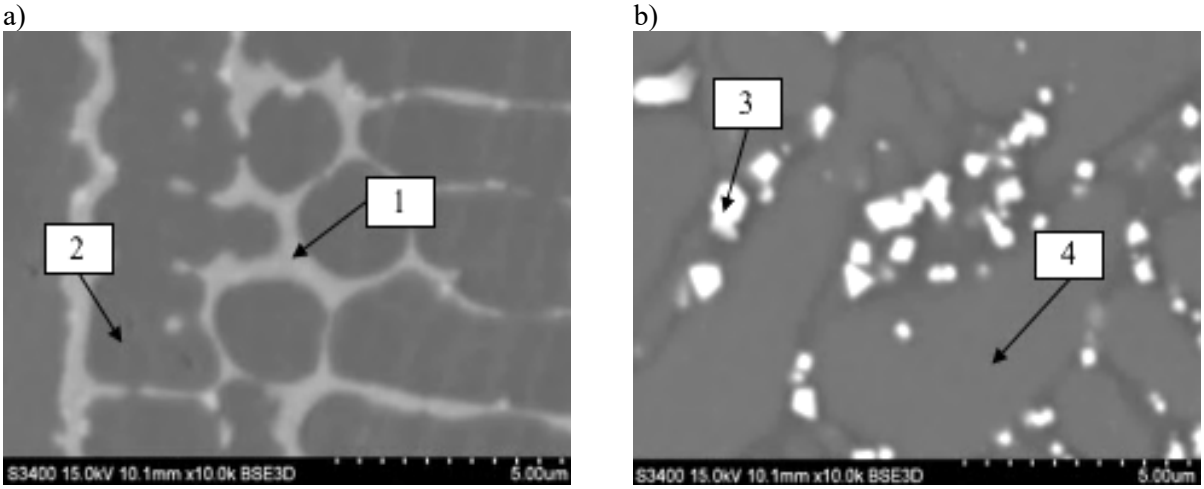
Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.							
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Hf	W
1	-	18,5	0,4	-	2,6	29,2	21,5	27,8
2	-	5,3	0,6	-	3,0	18,4	60,0	12,7
3	3,9	3,9	8,2	7,8	49,4	4,1	6,9	15,9
4	4,5	1,4	8,1	9,9	62,4	-	-	13,7

Analiza EDS mikroobszarów warstw Stellite 694 wytworzonych metodą napawania laserowego z użyciem parametrów P2 wykazała zróżnicowanie składu chemicznego, związane z obecnością obszarów osnowy i stref przejściowych. W warstwie I mikroobszary 1 i 3 charakteryzują się wysoką zawartością W oraz Cr, przy jednocześnie niskiej zawartości Ni, co odpowiada węglikom typu M_6C (rys. 99, tab. 24). Szczególnie mikroobszar 3 wykazuje bardzo wysoką zawartość W, co potwierdza obecność faz węglikowych. Z kolei mikroobszary 2 i 4 zawierają większe ilości Co i Ni, co jest typowe dla obszarów osnowy lub stref przejściowych o większym udziale materiału podłoża (rys. 99, tab. 24).

Podobny charakter zmian obserwuje się w II warstwie. Mikroobszary 1 i 2 cechują się wysoką zawartością W oraz niską zawartością Ni, co również wskazuje na obecność wydzieleń węglikowych w obszarach międzydendrytycznych (rys. 100, tab. 25). Natomiast mikroobszar

3 zawiera większą ilość Co i Ni, co odpowiada obszarom osnowy oraz strefom o większym udziale materiału podłoża.

a) b)

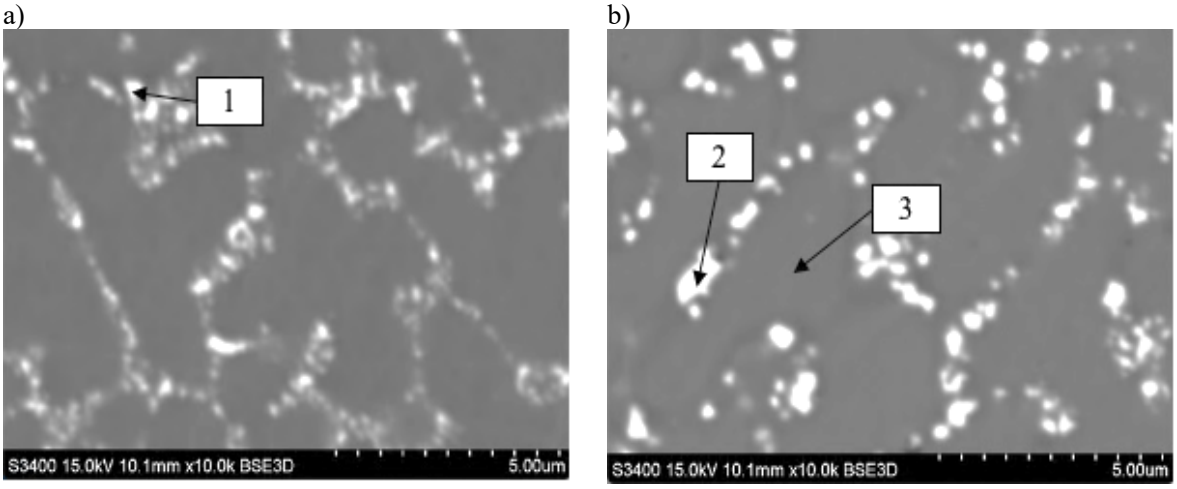


Rys. 99. Mikrostruktura warstwy I Stellite 694 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. Mikrostruktura w obszarze warstwy I wraz ze wskazaniem mikroobszarów 1 i 2 dla analizy składu chemicznego (a), mikrostruktura w obszarze granicy wtopienia warstw I napoiny wraz ze wskazaniem mikroobszarów 3-4 dla analiz składu chemicznego (b)

Tabela 24. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-4 (rys. 99)

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.						
	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	W
1	0,2	0,3	1,3	33,8	26,1	7,9	30,3
2	1,2	0,3	0,7	22,8	40,4	18,5	16,1
3	-	0,2	1,3	19,7	19,9	2,6	56,2
4	0,5	-	0,9	25,0	47,4	9,6	16,6

a) b)

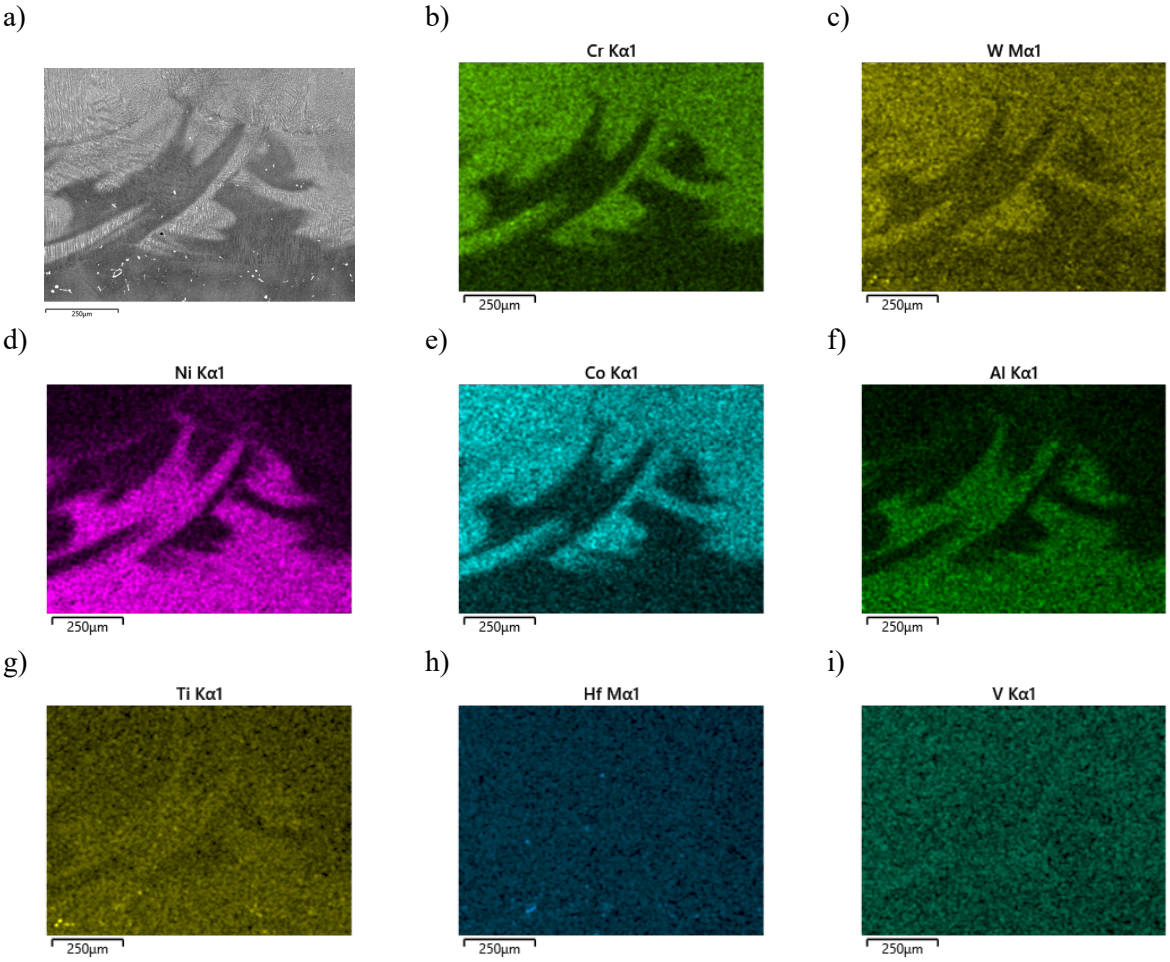


Rys. 100. Mikrostruktura warstwy II Stellite 694 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. Mikrostruktura obszaru pomiędzy I, a II warstwą ochronną wraz ze wskazaniem mikroobszaru 1 dla analizy składu chemicznego (a), mikrostruktura w obszarze granicy wtopienia pomiędzy warstwami II wraz ze wskazaniem mikroobszarów 2 i 3 dla analiz składu chemicznego (b).

Tabela 25. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-3 (rys. 100)

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.							
	Al	Ti	V	Cr	Fe	Co	Ni	W
1	-	0,5	1,3	25,7	-	24,9	4,5	43,1
2	-	0,3	1,2	19,1	-	20,9	3,0	55,4
3	0,2	-	1,0	25,9	0,8	48,3	7,1	16,7

W przestrzeniach międzydendrytycznych, obserwowano segregację W, Cr i Co odpowiadającą lokalizacji węglików typu M_6C w warstwie ochronnej Stellite 694 wytworzonej metodą napawania laserowego z użyciem parametrów P2 (rys. 101).

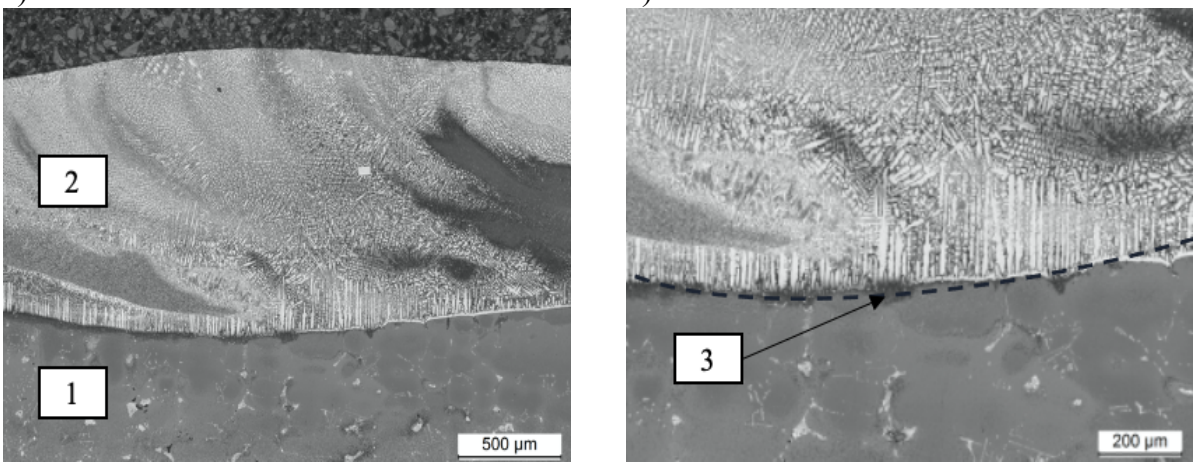


Rys. 101. Mikrostruktura warstwy ochronnej Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego na podłożu nadstopu DS200+Hf z użyciem parametrów P2 (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: Cr, W, Ni, Co, Al, Ti, Hf, V na granicy wtopienia (b-i)

5.3.3 Materiał dodatkowy - Tribaloy T800

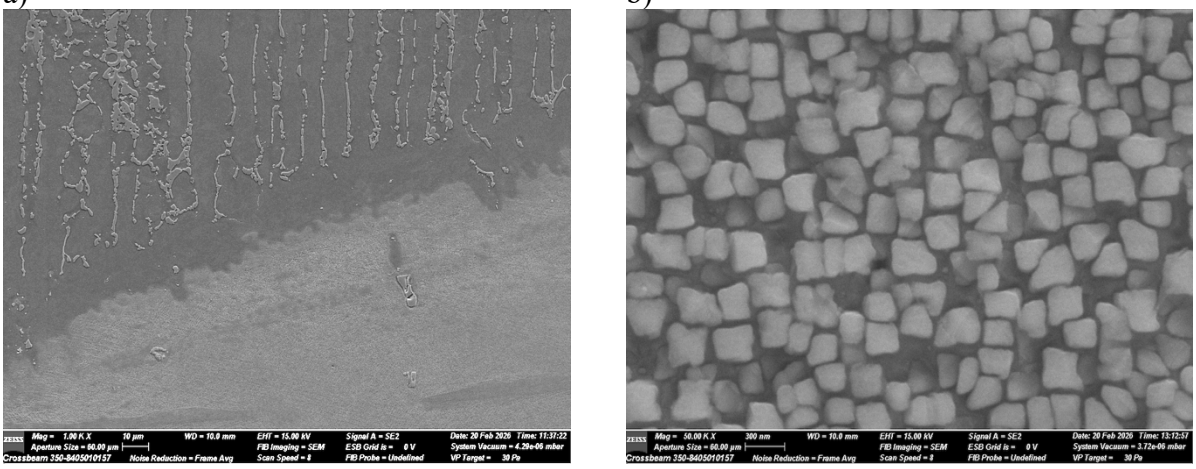
Warstwa ochronna Tribaloy T-800 napawana metodą TIG cechuje się budową dendrytyczną. Dendryty wzrastają na podłożu przetopionego nadstopu DS200+Hf oraz na granicy wtopienia pomiędzy kolejnymi ścieżkami warstwy (rys. 102, 103).

a) b)



Rys. 102. Mikrostruktura warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania TIG (a). 1 - podłoże, nadstop DS200+Hf, 2 - warstwa ochronna, 3 - granica wtopienia pomiędzy ścieżkami warstwy (b)

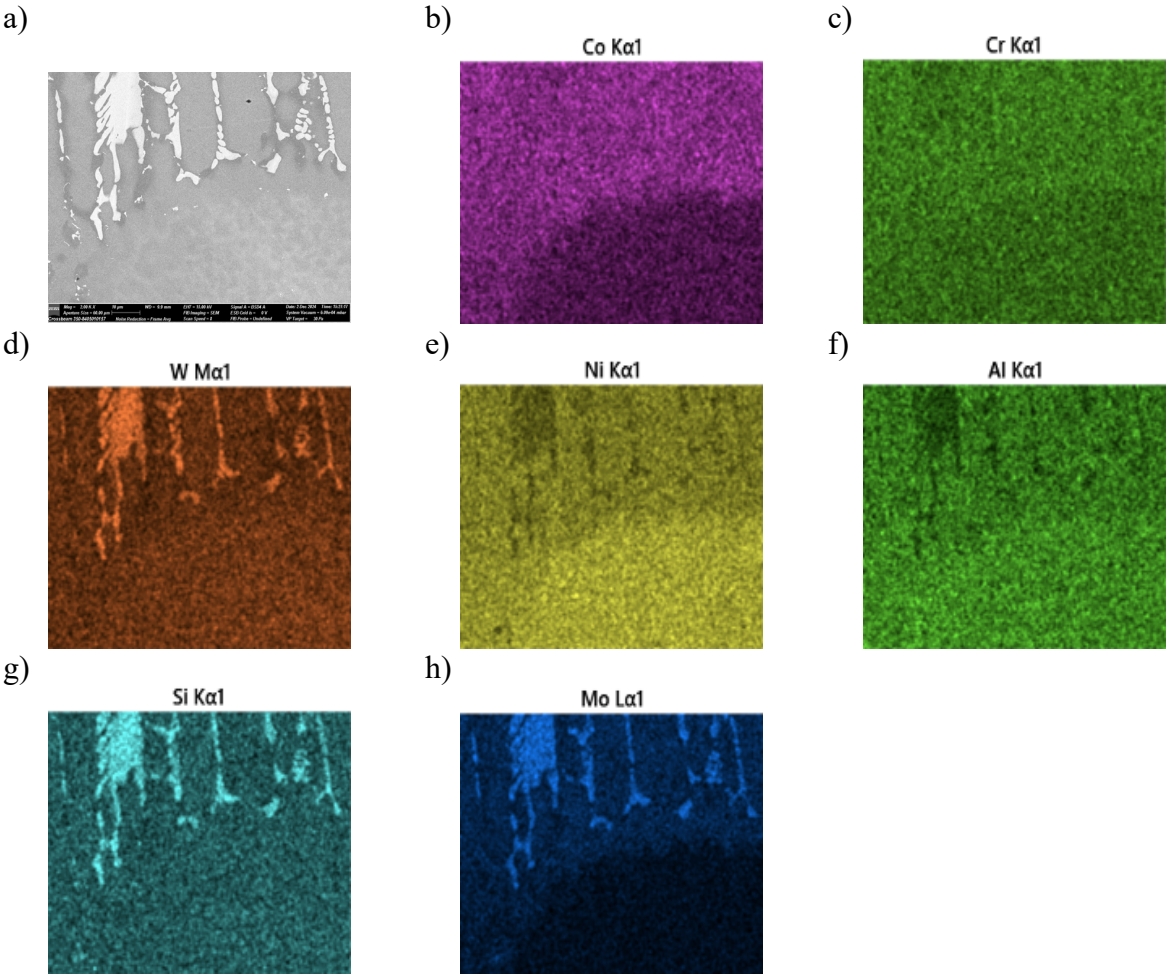
a) b)



Rys. 103. Mikrostruktura napoiny Tribaloy T-800, próbka TIG T1, strefa wpływu ciepła

Rozkład Co, Cr, W, Si oraz Mo w obrębie granicy wtopienia i napoiny jest jednorodny. Jednocześnie wysoka zawartość Ni i Al w napoinie wskazuje na dyfuzję tych pierwiastków z podłoża DS200+Hf, co prowadzi do miejscowego wymieszania się warstwy ochronnej z podłożem (rys. 104).

W porównaniu do materiału podłoża, warstwa Tribaloy T-800 zawiera zwiększoną zawartość Mo i Si, co sprzyja intensywnemu wydzielaniu twardych faz międzymetalicznych typu Laves'a (Co_3Mo_2Si). Strefa granicy wtopienia stanowi obszar intensywnego oddziaływania, w którym dyfuzja Ni, Al i Hf z podłoża prowadzi do lokalnej zmiany składu warstwy (rys. 104).

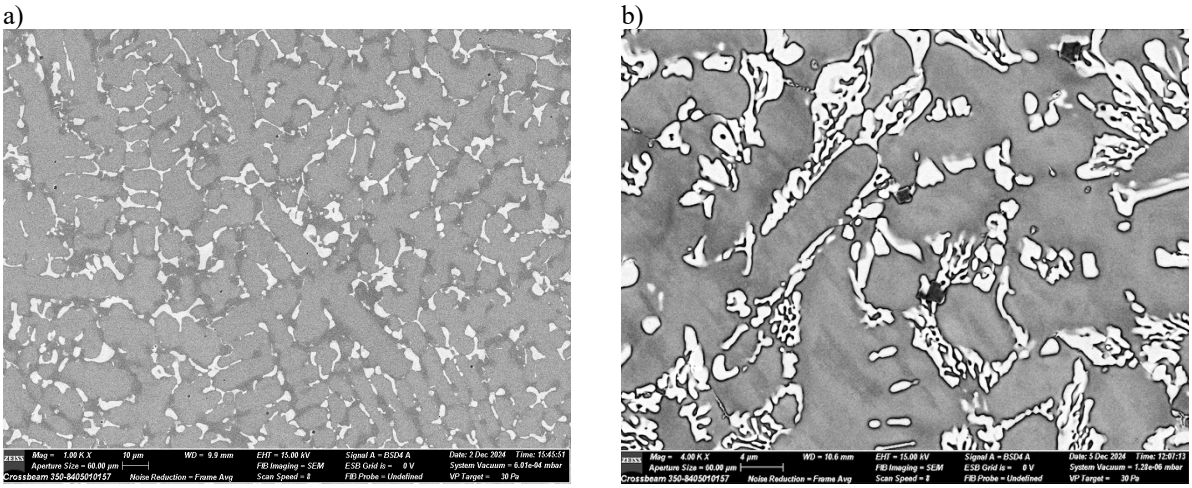


Rys. 104. Mikrostruktura warstwy ochronnej Tribaloy T-800 na podłożu nadstopu DS200+Hf (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: Co, Cr, W, Ni, Al, Si, Mo w strefie granicy wtopienia warstwy (b-h)

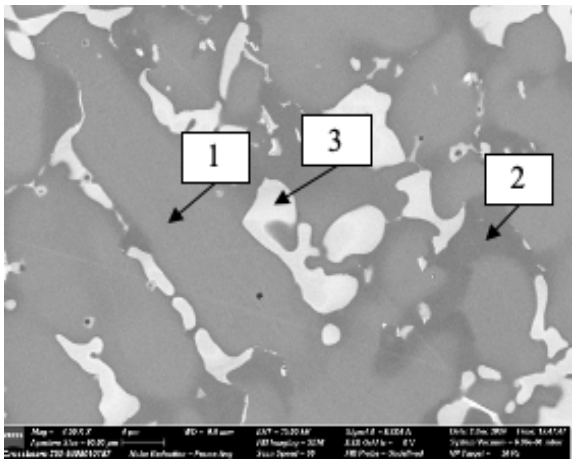
Mikrostruktura warstwy Tribaloy T-800 po napawaniu metodą TIG ma budowę dendrytyczną (rys. 105). Zgodnie z wynikami analizy składu fazowego (rys. 72), dendryty tworzy roztwór stały γ na osnowie kobaltu, natomiast przestrzenie międzydendrytyczne wypełniają wydzielenia fazy międzymetalicznej Laves'a Co_3Mo_2Si.

Warstwa ochronna Tribaloy T-800 wykazuje niejednorodność składu chemicznego (rys. 106). Mikroobszary 1 i 2 charakteryzują się bardzo wysoką zawartością niklu (> 41% mas.), co jednoznacznie wskazuje na intensywne wymieszanie materiału podłoża z warstwą. Mikroobszar 3 (rys. 106) zawiera natomiast znacznie większe zawartości Mo (20,5% mas.) oraz W (15,5% mas.) (tab. 26).

a) b)



Rys. 105. Mikrostruktura warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania TIG



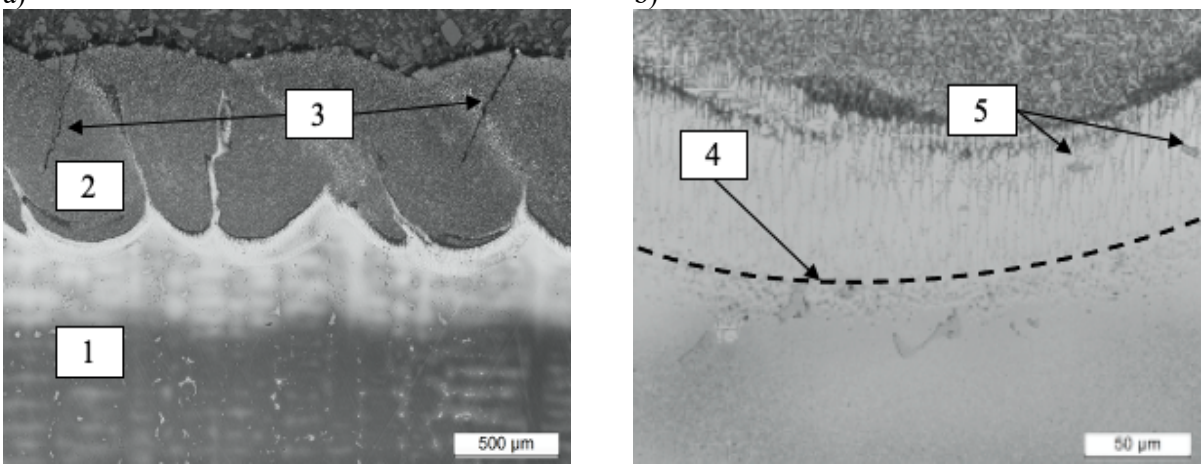
Rys. 106. Mikrostruktura warstwy ochronnej Tribaloy T-800 wytworzonej metodą TIG ze wskazaniem mikroobszarów 1-3 dla analiz składu chemicznego

Tabela 26. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-3 (rys. 106)

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.								
	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Mo	W
1	3,2	0,8	0,9	12,0	0,5	24,8	41,4	8,3	8,1
2	4,0	1,1	1,7	11,8	0,6	22,7	46,9	6,5	4,8
3	1,4	3,0	1,2	9,7	0,4	20,3	26,4	20,5	15,5

Mikrostruktura I warstwy Tribaloy T-800, wytworzonej w procesie napawania laserowego z zastosowaniem parametrów P1 (tab. 18), charakteryzuje się budową dendrytyczną (rys. 107). W obrębie wytworzonej warstwy obserwuje się pęknięcia (rys. 107a). W pobliżu granicy wtopienia widoczne są pojedyncze nieprzetopione wydzielenia pochodzące z materiału podłoża (rys. 107b).

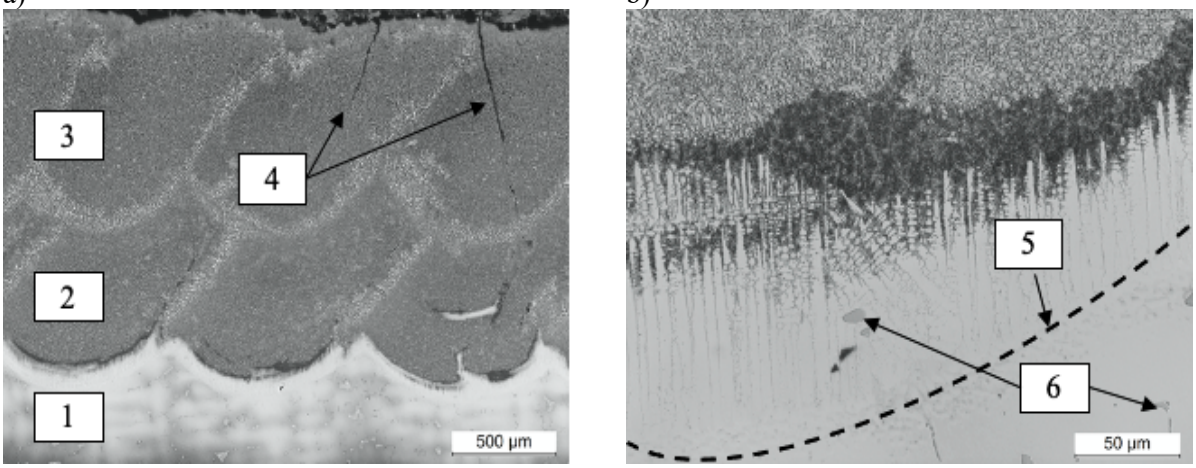
a) b)



Rys. 107. Mikrostruktura warstwy I Tribaloy T-800 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P1. 1 - podłoże, nadstop DS200+Hf, 2 - I warstwa ochronna, 3- mikropęknięcia powstałe na wytworzonej warstwie (a), 4 - granica wtopienia pomiędzy materiałem podłoża, a wytworzoną warstwą ochronną, 5 – wydzielenia z materiału podłoża (b)

Analiza mikrostruktury II warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej przy tych samych parametrach P1 (rys. 108) potwierdza obecność mikropęknięć zarówno powierzchniowych, jak i objętościowych (rys. 108a). Pęknięcia te są najczęściej inicjowane w obszarach o wysokim stężeniu faz międzymetalicznych oraz w strefach niejednorodności mikrostruktury, co jest zgodne z charakterem stopów Tribaloy, w których sieciowe wydzielenia Laves'a zwiększają twardość, ale mogą obniżać odporność na pękanie.

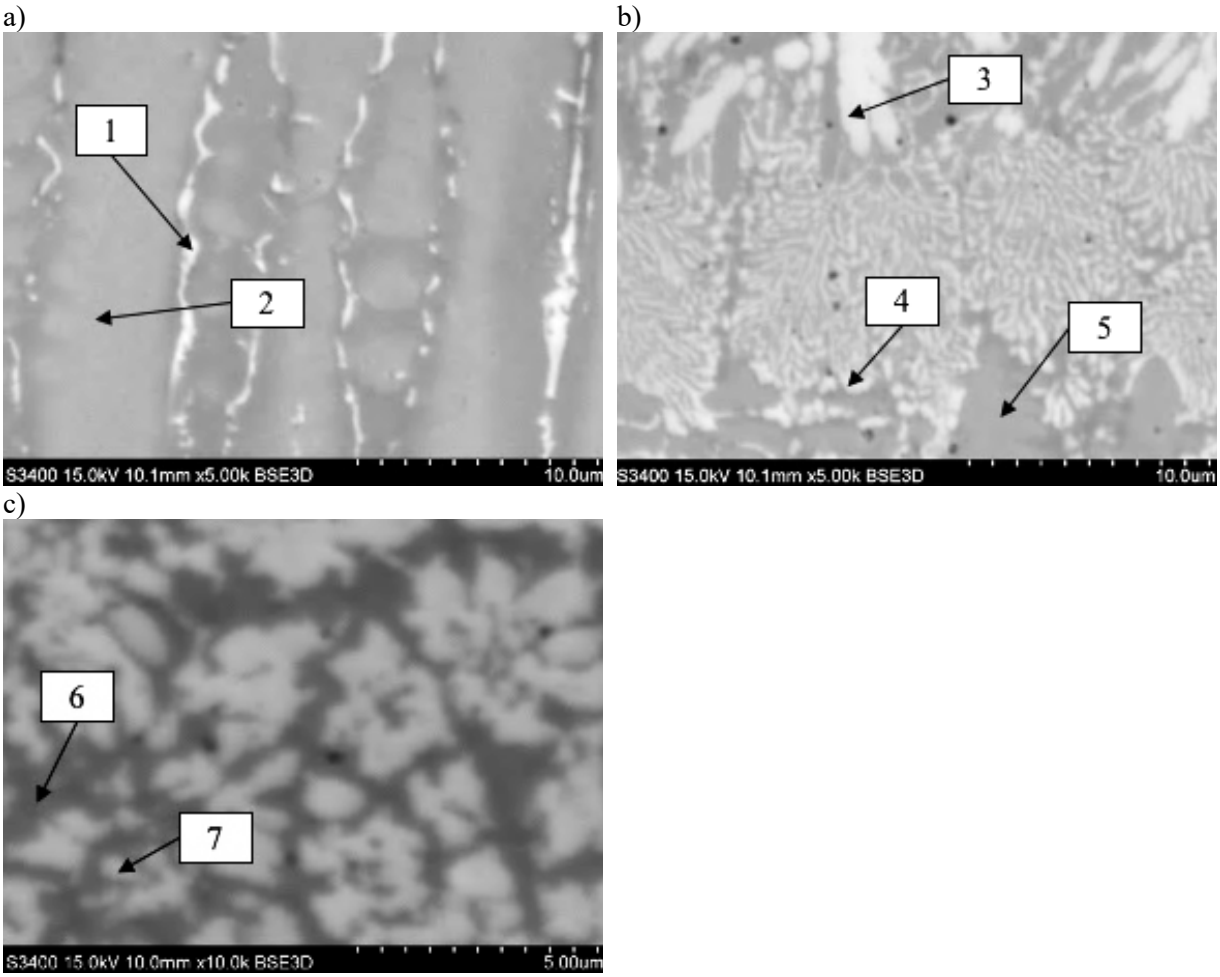
a) b)



Rys. 108. Mikrostruktura warstwy II Tribaloy T-800 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P1. 1 - podłoże, nadstop DS200+Hf, 2 - I warstwa ochronna, 3 - II warstwa ochronna, 4 - mikropęknięcia na powierzchni wytworzonej warstwy (a), 5 - granica wtopienia pomiędzy materiałem podłoża, a wytworzoną warstwą ochronną, 6 - wydzielenia z materiału podłoża (b)

Wyniki analizy składu chemicznego (tab. 27 i 28) potwierdzają opisany charakter mikrostruktury oraz wskazują na istotny wpływ materiału podłoża w pobliżu granicy wtopienia.

Analiza składu chemicznego mikroobszarów wykazała, że niezależnie od zastosowanych warunków napawania w warstwach występują lokalne obszary wzbogacone w Mo i Si (rys. 109, 110, 111). W warstwie I mikroobszary 3 i 4, zlokalizowane w przestrzeniach międzydendrytycznych (rys. 109b), charakteryzują się najwyższą zawartością molibdenu (36,5 i 25,1% mas.) oraz krzemu (5,7 i 5,0% mas.), przy jednocześnie niższej zawartości kobaltu (35,7 i 34,2% mas.) (tab. 27). Skład chemiczny tych mikroobszarów jest zgodny z obecnością fazy międzymetalicznej Laves'a Co_3Mo_2Si (rys. 72). Natomiast mikroobszary 6 i 7, odpowiadające obszarom dendrytycznym osnowy (rys. 109c), wykazują podwyższoną zawartość kobaltu (49,0-51,6% mas.) oraz niższą zawartość molibdenu (20,1-24,3% mas.), co odpowiada roztworowi stałemu o osnowie kobaltu.

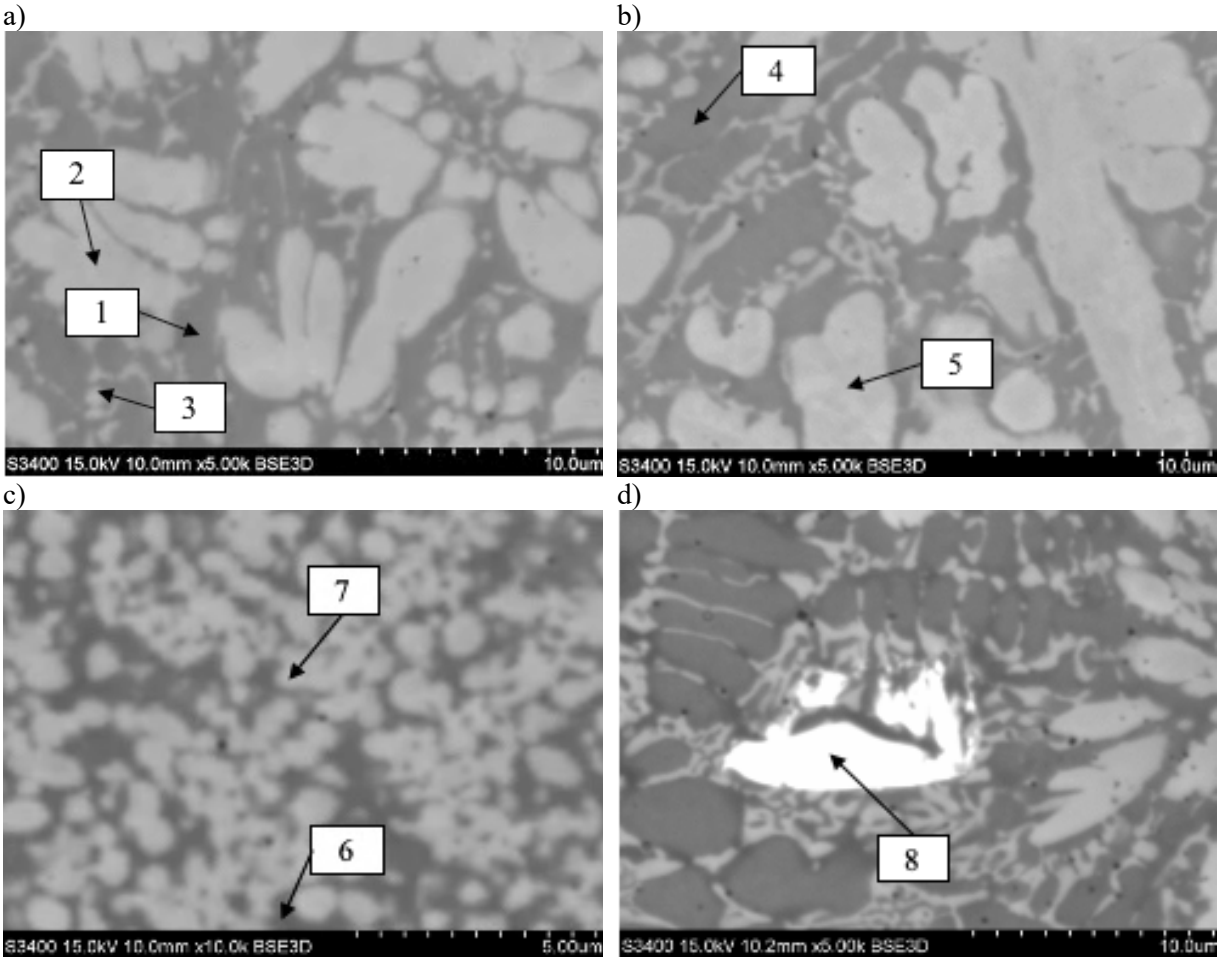


Rys. 109. Mikrostruktura warstwy I Tribaloy T-800 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P1. Mikrostruktura obszaru na granicy materiału podłoża i warstwą I wraz ze wskazaniem mikroobszarów 1 i 2 dla analiz składu chemicznego (a), mikrostruktura obszaru na granicy materiału podłoża i warstwą I wraz ze wskazaniem mikroobszarów 3-5 dla analiz składu chemicznego (b), mikrostruktura w obszarze warstwy I wraz ze wskazaniem mikroobszarów 6 i 7 dla analiz składu chemicznego (c)

Tabela 27. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-7 (rys. 109)

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.										
	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	W
1	2,1	3,4	2,5	8,8	-	14,4	37,7	3,0	8,9	8,6	10,5
2	4,5	0,5	1,2	8,8	-	14,7	55,8	-	1,4	-	13,1
3	0,3	5,7	-	12,7	-	35,7	9,1	-	36,5	-	-
4	0,8	5,0	0,4	15,0	-	34,2	19,4	-	25,1	-	-
5	1,6	2,8	0,5	15,4	-	40,3	25,8	-	13,6	-	-
6	0,5	2,5	0,6	18,9	0,7	51,6	5,3	-	20,1	-	-
7	0,4	3,2	-	17,8	-	49,0	5,3	-	24,3	-	-

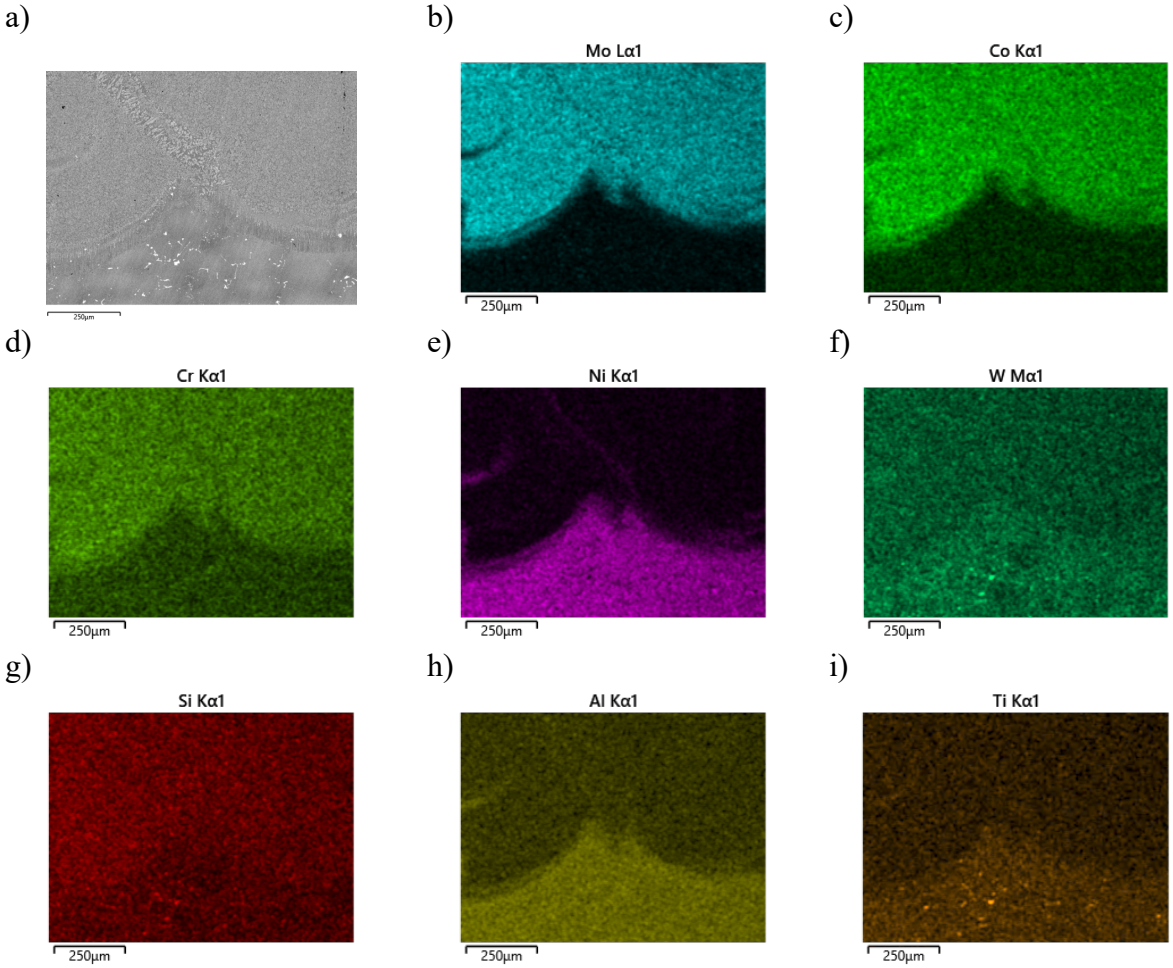
Różnice pomiędzy wariantami P1 i P2 dotyczą głównie rozmieszczenia tych obszarów, udziału stref przejściowych oraz obecności nieciągłości. Lokalnie, zwłaszcza w rejonie granicy wtopienia oraz w strefach niepełnego ujednorodnienia składu chemicznego napoiny, obserwuje się również obecność obszarów wzbogaconych w Hf. Można je wiązać z udziałem materiału podłoża DS200+Hf oraz lokalnym występowaniem węglików hafnu HfC (rys. 110).



Rys. 110. Mikrostruktura warstwy II Tribaloy T-800 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P1. Mikrostruktura obszaru pomiędzy I, a II warstwą ochronną wraz ze wskazaniem mikroobszarów 1-3 dla analiz składu chemicznego (a), mikrostruktura w obszarze granicy wtopienia pomiędzy warstwami II wraz ze wskazaniem mikroobszarów 4-5 dla analiz składu chemicznego (b), mikrostruktura w obszarze II warstwy ochronnej wraz ze wskazaniem mikroobszarów 7-6 dla analiz składu chemicznego (c), mikrostruktura w obszarze niejednorodności występującej w wytworzonej warstwie II wraz ze wskazaniem mikroobszaru 8 dla analizy składu chemicznego (d)

Tabela 28. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-8 (rys. 110)

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.										
	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Co	Nb	Ni	Mo	Hf	W
1	0,3	1,8	-	21,4	0,7	57,2	-	3,1	15,4	-	-
2	-	5,0	-	12,3	-	40,7	-	-	42,0	-	-
3	0,2	3,1	-	20,0	0,5	45,1	-	1,6	29,5	-	-
4	0,2	1,6	-	23,9	0,9	58,4	-	-	13,5	-	-
5	-	5,6	-	11,4	-	38,4	-	-	43,5	-	-
6	-	2,3	-	22,6	0,9	55,9	-	-	18,3	-	-
7	-	4,3	-	14,1	0,4	43,5	-	-	37,8	-	-
8	-	-	9,3	0,6		1,9	23,4	1,7	-	46,3	16,7



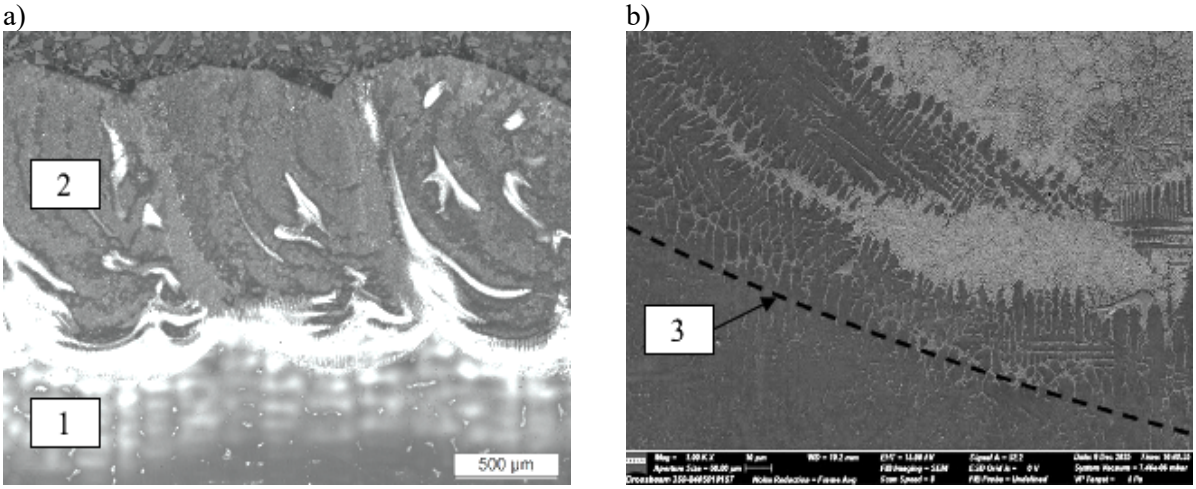
Rys. 111. Mikrostruktura warstwy ochronnej Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania laserowego na podłożu nadstopu DS200+Hf z użyciem parametrów P1 (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: Mo, Co, Cr, Ni, W, Si, Al, Ti na granicy wtopienia (b-i)

Mikrostruktura I warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej metodą napawania laserowego z użyciem parametrów P2 (tab.18) charakteryzuje się budową dendrytyczną, przy czym dendryty osnowy kobaltowej wzrastają na przetopionym materiale podłoża DS200+Hf (rys. 112).

W obrębie warstwy II obserwuje się liczne mikropęknięcia oraz obszary mikroporowatości, które występują przede wszystkim w przestrzeniach międzydendrytycznych

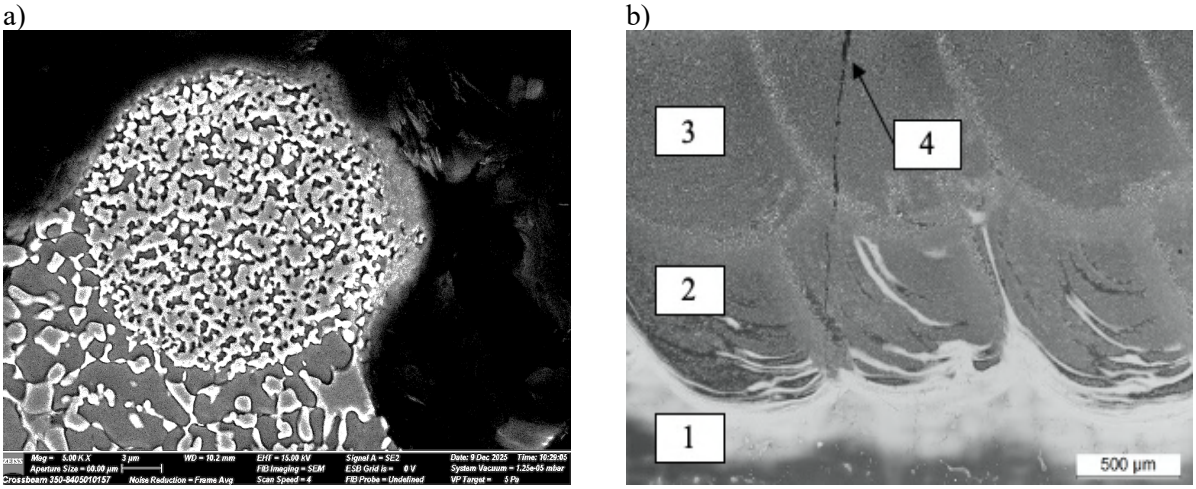
(rys. 113). W obszarze pomiędzy warstwą I i II występuje złożona strefa przejściowa, związana z częściowym przetopieniem pierwszej warstwy oraz jej krystalizacją.

a) b)



Rys. 112. Mikrostruktura warstwy I Tribaloy T-800 wytworzonych w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. 1 - podłoże, nadstop DS200+Hf, 2 - I warstwa ochronna (a), 3 - granica wtopienia pomiędzy materiałem podłoża, a wytworzoną warstwą ochronną (b)

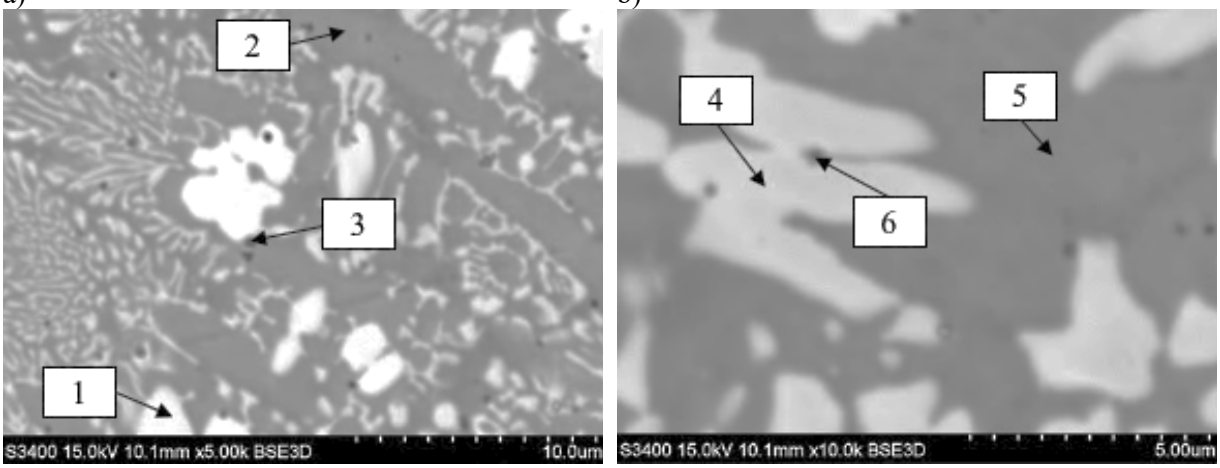
a) b)



Rys. 113. Mikrostruktura warstwy II Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. Mikrostruktura kulki proszku na powierzchni wytworzonej warstwy (a), 1 - podłoże, nadstop DS200+Hf, 2 - I warstwa ochronna, 3 - II warstwa ochronna, 4 - widoczne pęknięcie w wytworzonej warstwie (b)

Wyniki analizy składu chemicznego EDS dla wariantu parametrów P2 (rys. 114, 115) potwierdzają obecność obszarów wzbogaconych w Mo i Si, odpowiadających mikroobszarom 1 i 4 w warstwie I oraz 1, 2 i 5 w warstwie II (tab. 29, 30), a także stref o zwiększonym udziale pierwiastków pochodzących z materiału podłoża, odpowiadających mikroobszarom 2 i 5 w warstwie I oraz 3, 4 i 6 w warstwie II.

a) b)

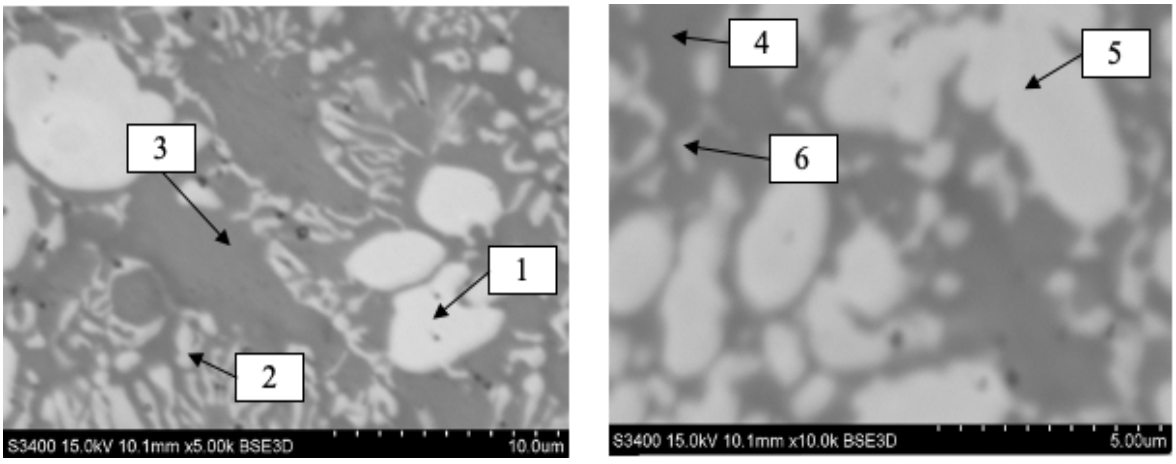


Rys. 114. Mikrostruktura warstwy I Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. Mikrostruktura w obszarze granicy wtopienia pomiędzy warstwami I wraz ze wskazaniem mikroobszarów 1-3 dla analizy składu chemicznego (d), mikrostruktura w obszarze warstwy I wraz ze wskazaniem mikroobszarów 4-6 dla analiz składu chemicznego (e)

Tabela 29. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-6 (rys. 114)

Mikroobszar	**Zawartość pierwiastków, % mas.**									
	Al	**Si**	**Ti**	**Cr**	**Fe**	**Co**	**Ni**	**Mo**	**Hf**	**W**
1	0,3	4,5	-	10,9	-	31,7	8,8	37,7	-	6,3
2	1,5	2,1	-	17,3	-	46,1	19,7	13,4	-	-
3	0,6	3,3	11,3	13,1	-	32,6	12,5	21,0	5,6	-
4	0,3	4,4	-	11,4	-	33,3	7,7	37,5	-	5,4
5	1,5	1,9	0,2	17,9	0,5	46,4	19,2	12,4	-	-
6	0,5	4,5	5,9	13,1	-	31,9	11,2	28,6	4,3	-

a) b)

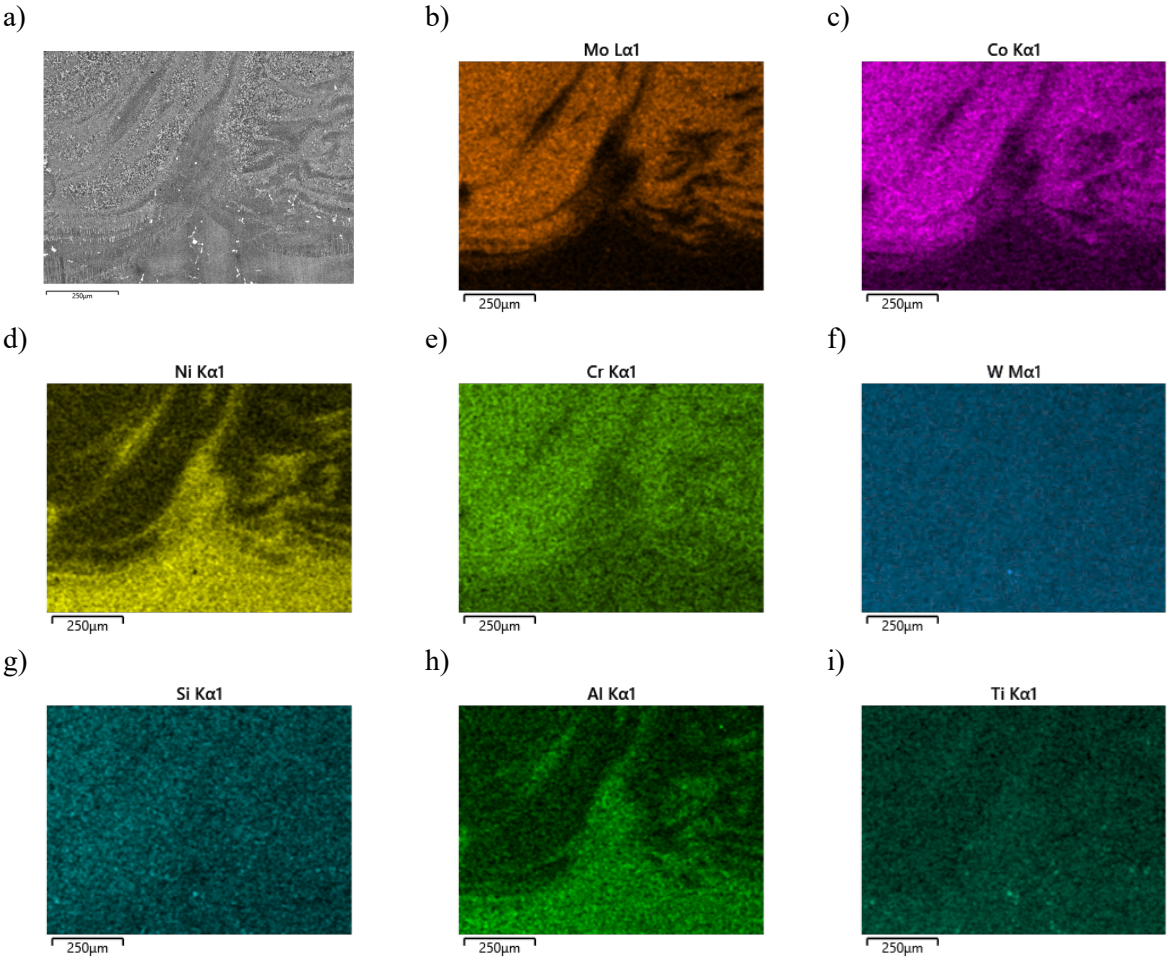


Rys. 115. Mikrostruktura warstwy II Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. Mikrostruktura w obszarze granicy wtopienia pomiędzy warstwami II wraz ze wskazaniem mikroobszarów 1-3 dla analiz składu chemicznego (a) mikrostruktura w obszarze II warstwy ochronnej wraz ze wskazaniem mikroobszarów 4-6 dla analiz składu chemicznego (b)

Tabela 30. Skład chemiczny w mikroobszarach 1-6 (rys. 115)

Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.								
	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Mo	W
1	0,2	5,0	-	11,0	-	33,2	7,7	37,5	5,4
2	0,4	5,1	0,3	14,1	-	35,3	8,8	36,1	-
3	1,2	1,9	-	18,5	-	50,3	14,6	13,5	-
4	0,4	1,7	-	20,9	0,9	57,6	4,6	13,9	-
5	0,1	5,1	-	13,3	-	40,2	2,1	39,2	-
6	0,4	2,2	-	21,2	0,7	53,6	4,1	17,8	-

Granica wtopienia jest wyraźnie zaznaczona i ma charakter ciągły, jednak w jej obrębie obserwuje się niejednorodność mikrostruktury (rys. 116).

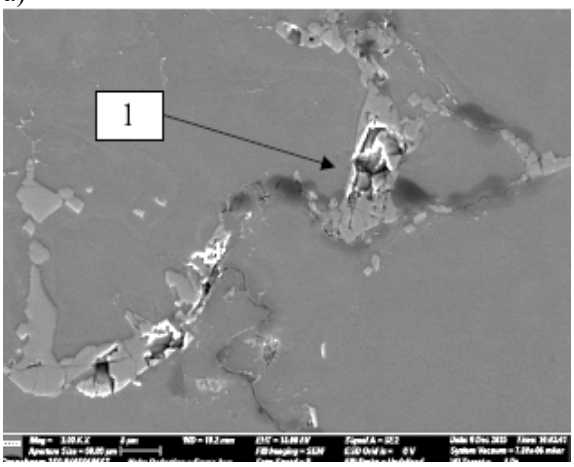


Rys. 116. Mikrostruktura warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania laserowego na podłożu nadstopu DS200+Hf z użyciem parametrów P2 (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: Mo, Co, Ni, Cr, W, Si, Al, Ti na granicy wtopienia (b-i)

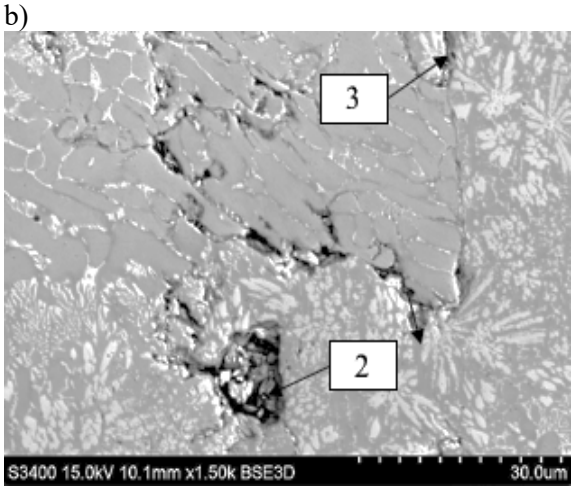
W obszarze drugiej warstwy Tribaloy T-800 obserwuje się pęknięcia, których przebieg obejmuje głównie przestrzenie międzydendrytyczne oraz rejony granic pomiędzy warstwami (rys. 117, tab. 31). Ze względu na obecność mikropęknięć również w I warstwie oraz w rejonie granicy wtopienia, nie można jednoznacznie wskazać miejsca inicjacji pęknięć wyłącznie w obrębie II warstwy. Ich rozwój może być związany zarówno z wydzieleniami węglików, jak

i z propagacją nieciągłości powstałych wcześniej w obszarze granicy wtopienia [99,115]. Dodatkowym czynnikiem sprzyjającym powstawaniu naprężeń mogła być geometria próbki, wpływająca na warunki odprowadzania ciepła oraz rozkład naprężeń własnych podczas procesu napawania [70,86,101].

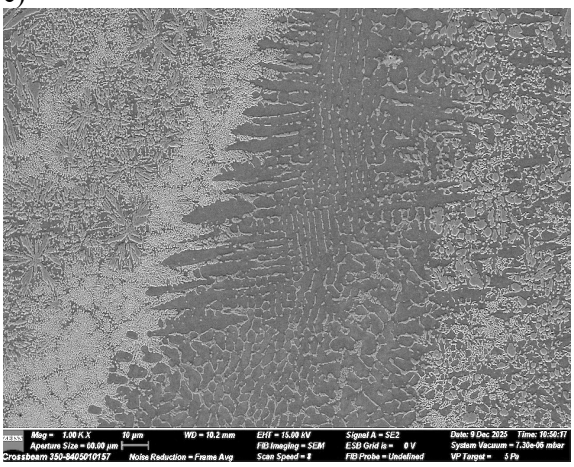
a)



b)



c)



Rys. 117. Mikrostruktura warstwy II Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania laserowego z użyciem parametrów P2. 1 - pęknięcie w obszarze wytworzonej warstwy ochronnej (a), pęknięcie w obszarze II warstwy ochronnej wraz ze wskazaniem mikroobszarów 2 i 3 dla analizy składu chemicznego (b), 3 - strefa niejednorodności składu chemicznego w obszarze wytworzonej warstwy ochronnej (c)

Tabela 31. Skład chemiczny w mikroobszarach 2 i 3 (rys. 117)

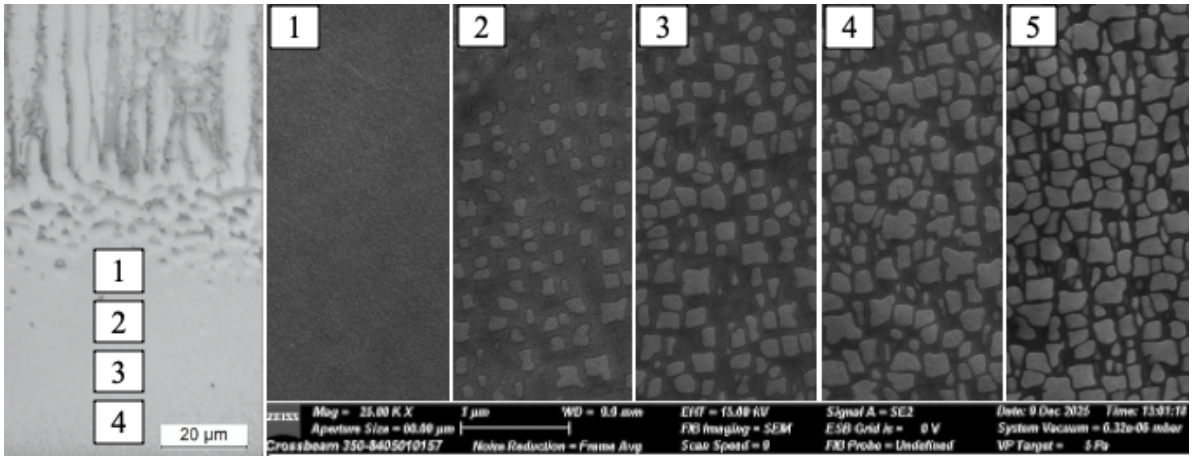
Mikroobszar	Zawartość pierwiastków, % mas.								
	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Mo	W
2	0,8	2,5	0,2	16,9	0,6	43,7	11,3	21,6	2,4
3	0,6	3,4	0,5	15,8	-	39,3	15,1	25,4	-

Zgodnie z wynikami analizy fazowej XRD i EBSD, ustalono, że głównymi składnikami fazowymi warstw Tribaloy T-800 napawanych laserowo przy parametrach P2 są roztwór stały oraz faza międzymetaliczna typu Laves'a Co_3Mo_2Si, stwierdzono również obecność fazy Co_2Mo oraz węglików HfC w obszarach przy granicy wtopienia napoiny.

5.3.4 Strefa wpływu ciepła podłoża DS200+Hf po napawaniu laserowym

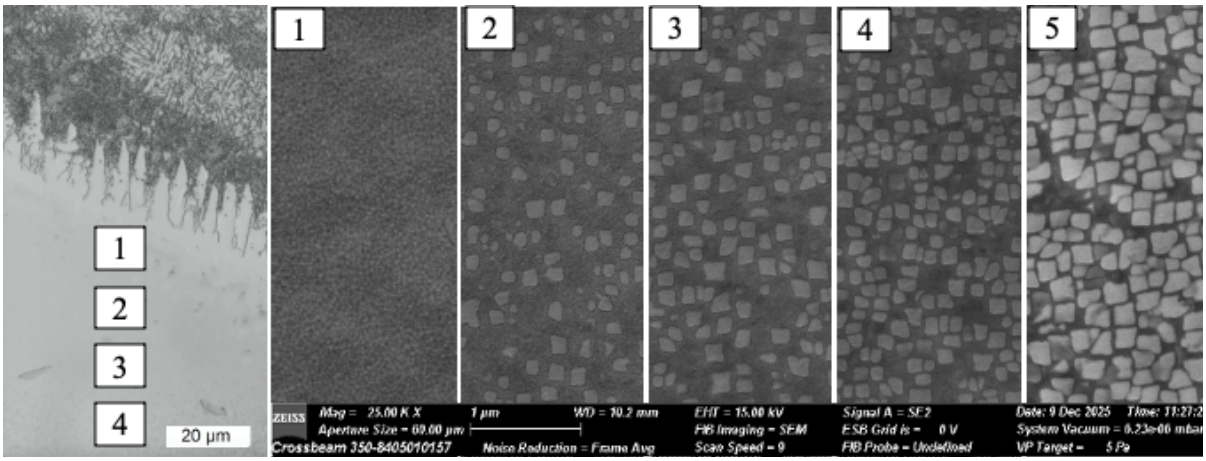
Analiza mikrostruktury strefy wpływu ciepła napoin Stellite 694 oraz Tribaloy T-800 wytworzonych wiązką lasera umożliwiła określenie zmian morfologii wydzieleń fazy γ' (Ni_3Al) w zależności od odległości od granicy wtopienia (rys. 118, 119). Prowadzono obserwacje w zakresie od 50 do 800 μm od granicy wtopienia. Analizę strefy wpływu ciepła przeprowadzono dla wariantu parametrów P2, charakteryzującego się większą energią liniową procesu oraz większą głębokością przetopienia materiału podłoża, co umożliwiło lepszą ocenę wpływu oddziaływania cieplnego na mikrostrukturę nadstopu DS200+Hf. Celem analizy była ocena zmian mikrostruktury zachodzących w strefie wpływu ciepła, a nie wybór optymalnych parametrów procesu napawania.

Ustalono, że w przypadku warstwy Stellite 694, w odległości 50 μm, następuje całkowite rozpuszczanie wydzieleń γ' oraz powtórne ich tworzenie podczas chłodzenia napoiny. Towarzyszy temu procesowi rozdrobnienie wydzieleń. Ograniczone rozpuszczanie i powtórne wydzielanie fazy γ' obserwowano w odległości do 200 μm od granicy wtopienia.



Rys. 118. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła warstwy Stellite 694 z użyciem parametrów P2, widoczna zmiana morfologii wydzieleń fazy γ' w materiale podłoża - nadstop DS200+Hf w zależności od odległości od granicy wtopienia: 1 - 50, 2 - 100, 3 - 150, 4 - 200 μm oraz 5 (800 μm) - obszar poza strefą wpływu ciepła

Stwierdzono, że dla warstwy Tribaloy T-800 w odległości 50 μm, następuje częściowe rozpuszczanie wydzieleń γ' oraz powtórne ich tworzenie podczas chłodzenia napoiny. W obszarach oddalonych o około 100 i 150 μm obserwowano stopniową odbudowę wydzieleń γ′, przy czym ich rozmiar pozostawał mniejszy niż w materiale podłoża nieobjętym oddziaływaniem cieplnym procesu. W odległości około 200 μm od granicy wtopienia wydzielenia γ′ wykazywały morfologię zbliżoną do pierwotnej, charakterystycznej dla nadstopu DS200+Hf.



Rys. 119. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła warstwy Tribaloy T-800 z użyciem parametrów P2, widoczna zmiana morfologii wydzieleń fazy γ' w materiale podłoża - nadstop DS200+Hf w zależności od odległości od granicy wtopienia: 1 - 50, 2 - 100, 3 - 150, 4 - 200 µm oraz 5 (800 µm) - obszar poza strefą wpływu ciepła

Zaobserwowane zmiany mikrostruktury strefy wpływu ciepła są wynikiem lokalnego oddziaływania cieplnego procesu napawania laserowego, prowadzącego do czasowego rozpuszczenia fazy γ' w obszarze bezpośrednio przylegającym do granicy wtopienia.

5.4 Twardość napoin

Wyniki pomiarów twardości materiału podłoża - nadstop DS200+Hf, wskazują, że jej wartość zależy od jego stanu i wynosi dla stanu: lanego, wyżarzonego ujednorodniająco oraz przesycaniu i starzeniu odpowiednio 439, 442 i 443 HV0,5 (tab. 32). Wykazano, że zarówno materiał dodatkowy Stellite 694, jak i Tribaloy T-800 cechują się większą twardością (odpowiednio 581 i 856 HV0,5) w porównaniu do materiału podłoża DS200+Hf (tab. 32).

Analiza wytworzonych warstw ochronnych wykazała znaczny wzrost twardości w porównaniu do materiału podłoża (tab. 32). Dotyczy to zarówno warstw ochronnych, wytworzonych przy użyciu materiału dodatkowego w postaci proszku jak również w postaci drutu. Jednocześnie ustalono, że twardość wytworzonej warstwy zależy od składu chemicznego materiału dodatkowego i zastosowanej metody procesu napawania. Wykazano, że twardość jest znacząco wyższa w przypadku zastosowania metody napawania laserowego (tab. 32).

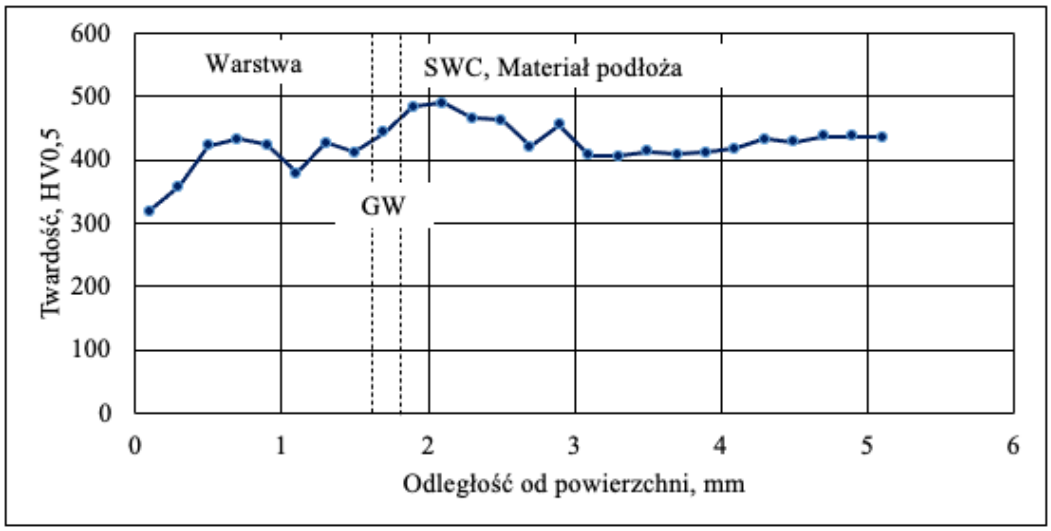
Tabela 32. Twardość materiału bazowego, materiałów dodatkowych oraz warstw ochronnych wytworzonych w procesie napawania laserowego i TIG

Badany materiał	**Warunki procesu napawania**	**Twardość HV0,5**
DS200+Hf (materiał bazowy w stanie lanym)	-	439±16
DS200+Hf (materiał bazowy po wyżarzaniu ujednorodniającym)	-	442±29
DS200+Hf (materiał bazowy po przesycaniu i starzeniu)	-	443±15
Stellite 694 (drut)	-	581±16
Tribaloy T-800 (drut)	-	856±25
Stellite 694 (napoina w procesie napawania TIG)	-*	396±38
Tribaloy T-800 (napoina w procesie napawania TIG)	-*	582±34
Stellite 694 (napoina jednowarstwowa w procesie napawania laserem)	Proces P1: P= 370 W, d_w= 1,3 mm, v_n= 8,33 mm/s	582±24
Stellite 694 (napoina dwuwarstwowa w procesie napawania laserem)		601±28
Tribaloy T-800 (napoina jednowarstwowa w procesie napawania laserem) - proces z zastosowaniem nagrzewania wstępnego do temp. 500°C		803±31
Tribaloy T-800 (napoina dwuwarstwowa w procesie napawania laserem) - proces z zastosowaniem nagrzewania wstępnego do temp. 500°C		857±60
Stellite 694 (napoina jednowarstwowa w procesie napawania laserem)	Proces P2: P= 530 W, d_w= 1,2 mm, v_n= 5,00 mm/s	472±46
Stellite 694 (napoina dwuwarstwowa w procesie napawania laserem)		535±53
Tribaloy T-800 (napoina jednowarstwowa w procesie napawania laserem) - proces z zastosowaniem nagrzewania wstępnego do temp. 500°C		645±26
Tribaloy T-800 (napoina dwuwarstwowa w procesie napawania laserem) - proces z zastosowaniem nagrzewania wstępnego do temp. 500°C		686±68
Tribaloy T-800 (napoina jednowarstwowa w procesie napawania laserem) - bez nagrzewania wstępnego		692±43
Tribaloy T-800 (napoina dwuwarstwowa w procesie napawania laserem) - bez nagrzewania wstępnego		787±83

*parametry procesu napawania metodą TIG stanowią poufną wiedzę technologiczną firmy Safran Aircraft Engines Poland

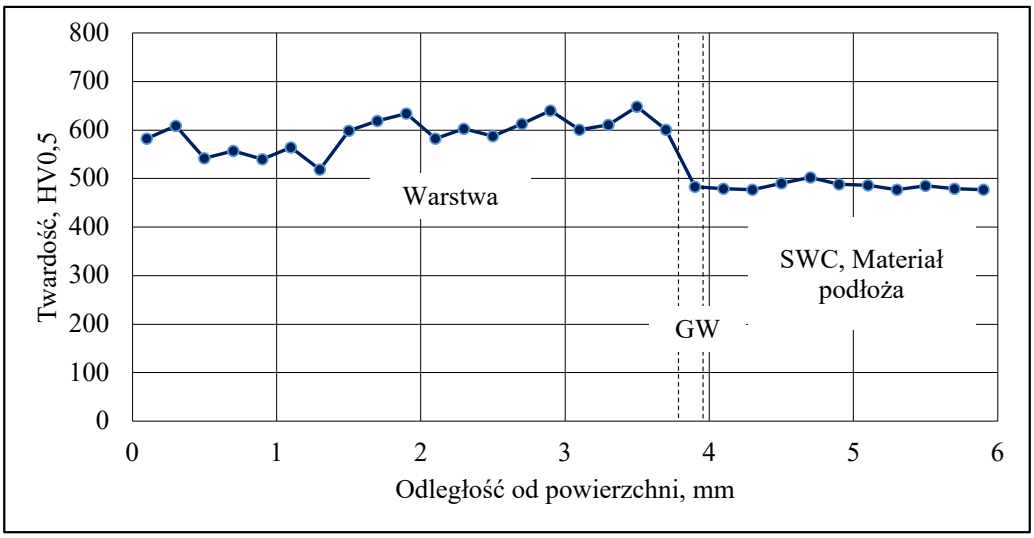
Zastosowanie materiału dodatkowego Tribaloy T-800 pozwoliło uzyskać w procesie napawania laserowego warstwę o maksymalnej twardości 857 HV0,5. Wartość przewyższyła największą uzyskaną dla napoiny Stellite 694 - 601 HV0,5. Stwierdzono również, że mniejsza twardość napoin jest uzyskiwana w procesie TIG, odpowiednio 582 HV0,5 (Tribaloy T-800) oraz 396 HV0,5 (Stellite 694).

W rozkładzie twardości napoiny Stellite 694 wytworzonej metodą TIG widoczny jest stopniowy spadek w kierunku granicy wtopienia. W objętości napoiny wartości osiągają ok. 500 HV0,5, natomiast w pobliżu granicy wtopienia spadają do poziomu ok. 400 HV0,5 (rys. 120). Taki przebieg jest charakterystyczny dla napoin wytwarzanych metodą TIG, w których cykl cieplny procesu oraz warunki krzepnięcia sprzyjają lokalnemu zróżnicowaniu składu chemicznego i mikrostruktury [67,69]. Obecność obszaru o obniżonej twardości w pobliżu granicy wtopienia można wiązać zarówno z oddziaływaniem strefy wpływu ciepła, jak i z większą głębokością przetopienia materiału podłoża [69,99]. Zwiększona objętość względna materiału podłoża w napoinie prowadzi do lokalnego wzbogacenia tej strefy w pierwiastki charakterystyczne dla nadstopu DS200+Hf, zwłaszcza Ni, co może ograniczać udział twardych faz węglikowych typu M_6C i $M_{23}C_6$, typowych dla stopów Stellite.



Rys. 120. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym warstwy Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania metodą TIG w funkcji odległości od jej powierzchni. GW - granica wtopienia, SWC - strefa wpływu ciepła

Twardość warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej metodą TIG osiąga wartości ok. 620 HV0,5 w strefie pomiędzy warstwą ochronną a granicą wtopienia. Następnie występuje spadek twardości do około 500-600 HV0,5 co może sugerować niedostateczne przetopienie materiału dodatkowego (rys.121).

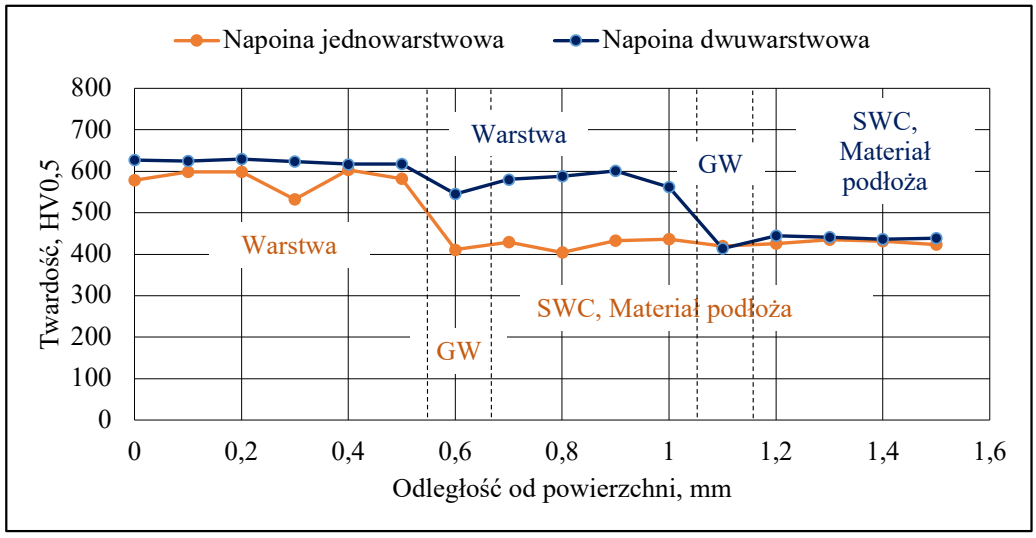


Rys. 121. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym warstwy Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania metodą TIG w funkcji odległości od jej powierzchni. GW - granica wtopienia, SWC - strefa wpływu ciepła

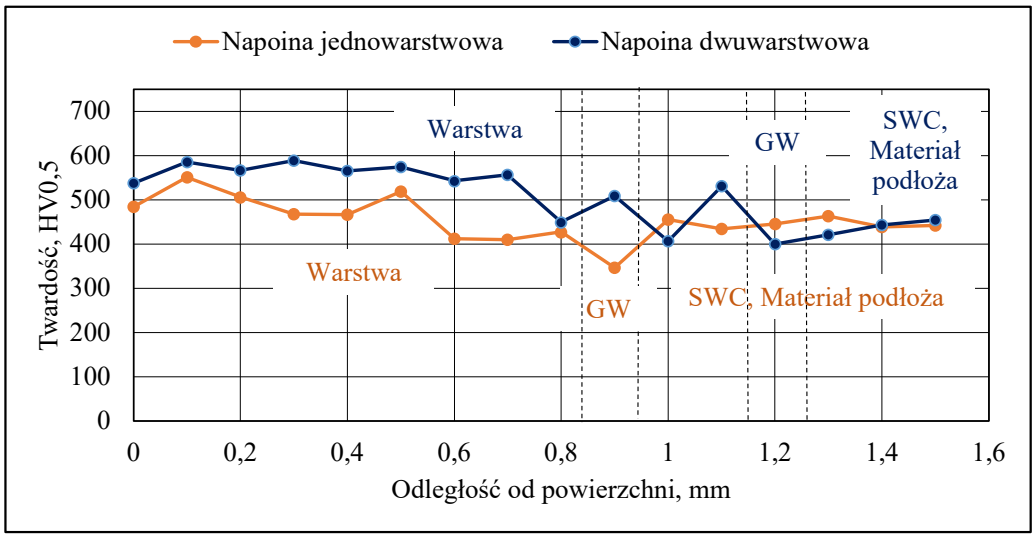
Analiza rozkładu twardości na przekroju poprzecznym napoiny Stellite 694, wytworzonej metodą napawania laserowego dla parametrów procesu P1 (rys. 122), wskazuje na stabilny i powtarzalny przebieg profili twardości w funkcji odległości od powierzchni. W obszarze warstwy napoiny twardość utrzymuje się na poziomie około 550-600 HV0,5 zarówno dla jedno- i dwuwarstwowych napoin. Różnice pomiędzy nimi są niewielkie i mieszczą się w granicach niepewności pomiarowej, nie wykazując jednoznacznej tendencji wzrostowej ani spadkowej.

W rejonie granicy wtopienia (GW) w obu przypadkach obserwuje się lokalne obniżenie twardości do wartości rzędu 400-450 HV0,5. Charakter tego spadku jest zbliżony dla obu warstw, a brak zmian twardości w obszarze granicy wtopienia (GW) świadczy o dobrej jakości połączenia metalurgicznego. W strefie wpływu ciepła (SWC) oraz w materiale podłoża wartości twardości stabilizują się na poziomie charakterystycznym dla nadstopu DS200+Hf, wynoszącym około 440-460 HV0,5.

Analogiczny charakter rozkładu twardości obserwuje się w przypadku napoin Stellite 694 wykonanych przy zwiększonej mocy lasera (parametry procesu P2) (rys. 123). Profile twardości są bardziej zróżnicowane niż dla parametrów procesu P1 i mieszczą się w zakresie 350-550 HV0,5, jednak również w tym przypadku przebiegi jedno- i dwuwarstwowych napoin są do siebie bardzo zbliżone. W napoinie dwuwarstwowej nie stwierdzono istotnego wzrostu twardości w porównaniu do napoiny jednowarstwowej.



Rys. 122. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym napoin ze stopu Stellite 694: jednowarstwowej i dwuwarstwowej, wytworzonych metodą napawania laserowego, w funkcji odległości od powierzchni. GW - granica wtopienia, SWC - strefa wpływu ciepła. Warunki procesu napawania: parametry procesu P1



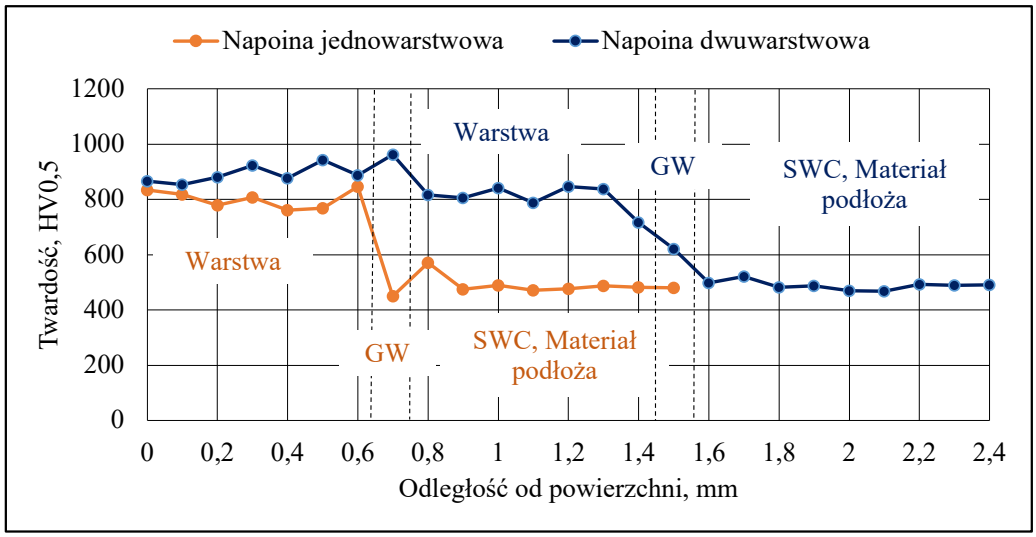
Rys. 123. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym napoin ze stopu Stellite 694: jednowarstwowej i dwuwarstwowej, wytworzonych metodą napawania laserowego, w funkcji odległości od powierzchni. GW - granica wtopienia, SWC - strefa wpływu ciepła. Warunki procesu napawania: parametry procesu P2

Dla napoin Tribaloy T-800 wytworzonych wiązką lasera z użyciem parametrów procesu P1 (rys. 124), a także zastosowaniem nagrzewania wstępnego do temperatury 500°C profile twardości w obu przypadkach wskazują na wysokie wartości w całym obszarze warstwy ochronnej.

W obszarze napoiny wartości twardości wynoszą około 800–950 HV0,5, przy czym ich przebieg różni się w zależności od liczby wytworzonych warstw. W przypadku napoiny jednowarstwowej obserwuje się lokalny, wyraźny spadek twardości w rejonie granicy

wtopienia (GW), natomiast dla napoiny dwuwarstwowej zmniejszenie twardości w kierunku granicy wtopienia przebiega bardziej stopniowo. Wysokie wartości twardości napoiny mogą być związane z charakterystyczną dla stopu Tribaloy T-800 mikrostrukturą i obecnością twardych faz międzymetalicznych typu Lavesa (Co_3Mo_2Si) [70,86,101].

W dalszej części przekroju, obejmującej strefę wpływu ciepła (SWC) oraz materiał podłoża DS200+Hf, obserwuje się zmniejszenie twardości, która w materiale podłoża stabilizuje się na poziomie około 500 HV0,5. Porównanie profili twardości napoin jedno- i dwuwarstwowych wskazuje, że w obszarze napoiny dwuwarstwowej twardość utrzymuje się na wyższym poziomie na większej odległości od powierzchni, co wynika z większej grubości wytworzonej warstwy. W obu przypadkach obserwuje się natomiast przejście od wysokiej twardości napoiny do niższych wartości charakterystycznych dla materiału podłoża.



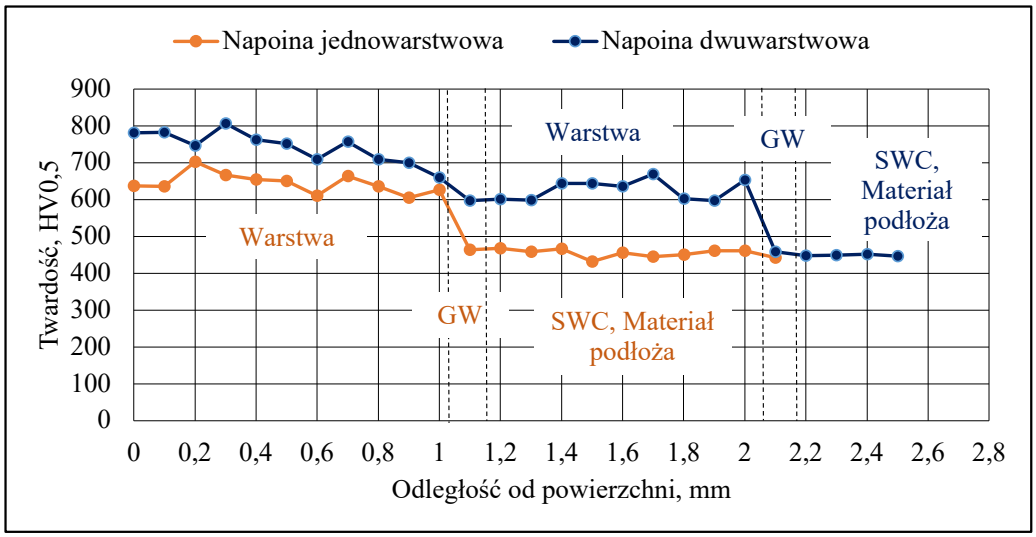
Rys. 124. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym napoin ze stopu Tribaloy T-800: jednowarstwowej i dwuwarstwowej, wytworzonych metodą napawania laserowego, w funkcji odległości od powierzchni. GW - granica wtopienia, SWC - strefa wpływu ciepła. Warunki procesu napawania: parametry procesu P1 - proces z zastosowaniem nagrzewania wstępnego do temperatury 500°C

W rozkładzie twardości w funkcji odległości od powierzchni dla warstwy napoiny Tribaloy T-800, wytworzonych metodą napawania laserowego przy użyciu parametrów procesu P2 i z nagrzewaniem wstępnym do 500°C (rys. 125), obserwuje się łagodny i wyrównany przebieg profili twardości. Wskazuje to na stabilny przebieg procesu oraz większy stopień ujednorodnienia mikrostruktury w porównaniu z napoinami otrzymanymi przy niższej mocy lasera.

W obszarze przypowierzchniowym twardość kształtuje się w zakresie 500-550 HV0,5, po czym stopniowo wzrasta do wartości około 650-700 HV0,5 w rejonie granicy wtopienia (GW). Następnie obserwuje się płynny spadek twardości w strefie wpływu ciepła (SWC) oraz

w materiale podłoża. Brak zmiany twardości na granicy warstw świadczy o ciągłym przejściu pomiędzy napoiną a podłożem.

Mniejsza twardość w porównaniu z napoinami wykonanymi przy mocy 370 W (parametry procesu P1) można wiązać z głębszym przetopieniem materiału podłoża oraz większym udziałem materiału bazowego w objętości napoiny, co prowadzi do lokalnej modyfikacji składu chemicznego warstwy. Porównanie rozkładów twardości jedno- i dwuwarstwowych napoin nie wykazuje istotnych różnic, co wskazuje, że liczba nakładanych warstw nie wpływa znacząco na charakter profilu twardości.

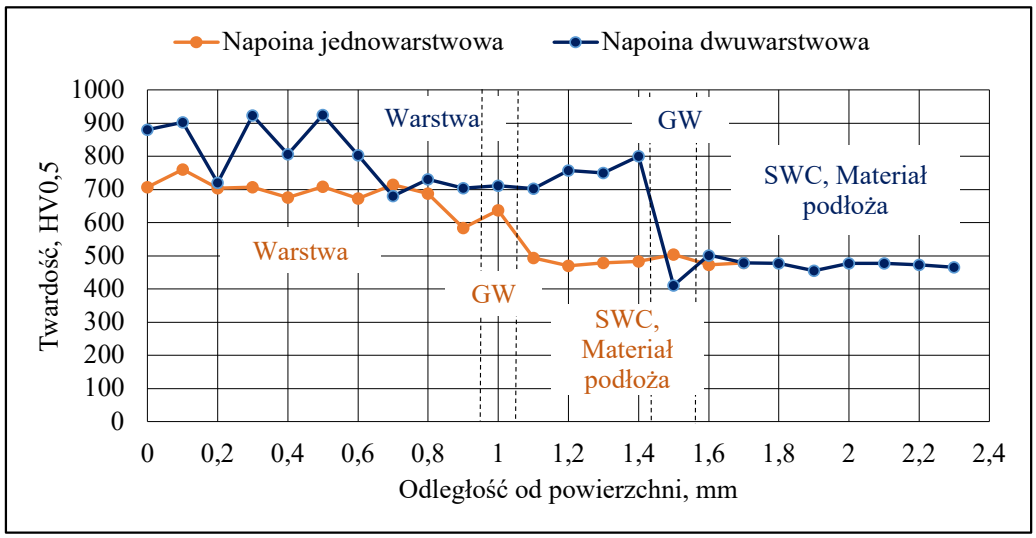


Rys. 125. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym napoin ze stopu Tribaloy T-800: jednowarstwowej i dwuwarstwowej, wytworzonych metodą napawania laserowego, w funkcji odległości od powierzchni. GW - granica wtopienia, SWC - strefa wpływu ciepła. Warunki procesu napawania: parametry procesu P2- proces z zastosowaniem nagrzewania wstępnego do temperatury 500°C

W rozkładzie twardości dla warstwy napoiny Tribaloy T-800 wytworzonej przy tych samych parametrach procesu P2 (P = 530 W, d_w = 1,2 mm, v_n = 5,00 mm/s), lecz bez nagrzewania wstępnego (rys. 126) profile twardości wykazują większą zmienność lokalną, a przejście pomiędzy napoiną a materiałem podłoża charakteryzuje się większym gradientem twardości niż w przypadku próbek poddanych nagrzewaniu wstępnemu.

Brak nagrzewania wstępnego sprzyja powstawaniu większych gradientów temperatury i naprężeń własnych, co prowadzi do niejednorodności mikrostruktury, a w konsekwencji do lokalnych zmian twardości w rejonie granicy wtopienia oraz w strefie wpływu ciepła. Maksymalne wartości twardości w warstwach napawanych bez nagrzewania wstępnego pozostają na porównywalnym poziomie jak w przypadku próbek nagrzewanych, co wskazuje,

że głównym czynnikiem decydującym o poziomie twardości jest skład fazowy warstwy, a nie sam fakt nagrzewania wstępnego.



Rys. 126. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym napoin ze stopu Tribaloy T-800: jednowarstwowej i dwuwarstwowej, wytworzonych metodą napawania laserowego, w funkcji odległości od powierzchni. GW - granica wtopienia, SWC - strefa wpływu ciepła. Warunki procesu napawania: parametry procesu P2 - proces bez nagrzewania wstępnego

Stwierdzono, że zarówno rodzaj materiału dodatkowego, jak i metoda oraz parametry procesu napawania mają istotny wpływ na wartość i rozkład twardości wytworzonych warstw ochronnych.

5.5 Odporność na zużycie w warunkach frettingu

Badania odporności na zużycie w warunkach frettingu przeprowadzono dla materiału podłoża DS200+Hf oraz warstw ochronnych wykonanych ze stopów Stellite 694 i Tribaloy T-800, napawanych metodą TIG oraz laserową (tab. 15). Parametry próby frettingowej przedstawiono w tab. 16. W badaniach warstw napawanych laserowo zastosowano wariant parametrów P1, który na podstawie wcześniejszej analizy mikrostruktury i twardości wytypowano do dalszych badań ze względu na mniejszą skłonność do powstawania pęknięć oraz wyższe wartości twardości. Przyjęcie jednakowych warunków badań dla wszystkich analizowanych wariantów umożliwiło bezpośrednie porównanie wpływu materiału dodatkowego oraz technologii napawania na odporność na zużycie w warunkach frettingu.

Współczynnik tarcia μ (tab. 33) analizowano na podstawie wartości efektywnych, rejestrowanych bezpośrednio przez układ pomiarowy maszyny frettingowej. W celu oceny charakteru i stabilności przebiegu tarcia wyznaczono wartość początkową współczynnika tarcia, obliczoną jako średnią arytmetyczną wartości μ z pierwszych 300 cykli próby (5), oraz

wartość końcową współczynnika tarcia w stanie ustalonym, określoną jako średnią arytmetyczną wartości μ z zakresu obejmującego ostatnie 20% całkowitej liczby cykli (6). Dodatkowo wyznaczono odchylenie standardowe σ(μ), stanowiące miarę fluktuacji współczynnika tarcia w stanie ustalonym (7).

$$\text{Początkowy współczynnik tarcia= średnia } (\mu_1 \rightarrow \mu_{300}) \quad (5)$$

$$\text{Końcowy współczynnik tarcia w stanie ustalonym= średnia } (\mu_{0,8n} \rightarrow \mu_{900}) \quad (6)$$

$$\text{Odchylenie standardowe współczynnika tarcia w stanie ustalonym= } \sigma\ (\mu_{0,8n} \rightarrow \mu_{900}) \quad (7)$$

Tabela 33. Wartości początkowego współczynnika tarcia, końcowego współczynnika tarcia oraz odchylenia standardowego współczynnika tarcia w stanie ustalonym dla materiału rodzimego DS200+Hf oraz warstw ochronnych napawanych metodą TIG i laserową

Próbka	**Początkowy współczynnik tarcia**	**Końcowy współczynnik tarcia w stanie ustalonym**	**Odchylenie standardowe współczynnika tarcia w stanie ustalonym**
Materiał rodzimy DS200+Hf	0,47	0,41	0,0087
Warstwa ochronna Stellite 694 napawana metodą TIG	0,40	0,39	0,0077
Warstwa ochronna Stellite 694 napawana metodą laserową	0,41	0,40	0,0040
Warstwa ochronna Tribaloy T-800 napawana metodą TIG	0,34	0,35	0,0085
Warstwa ochronna Tribaloy T-800 napawana metodą laserową	0,34	0,33	0,0141

Materiał rodzimy DS200+Hf charakteryzuje się najwyższymi wartościami współczynnika tarcia zarówno w początkowej, jak i końcowej fazie próby (odpowiednio μ = 0,47 oraz μ = 0,41), co wskazuje na większe opory tarcia w porównaniu z analizowanymi warstwami ochronnymi w temperaturze 800 °C (tab. 33). Zastosowanie warstw ochronnych na osnowie stopów kobaltu prowadzi do wyraźnego obniżenia wartości współczynnika tarcia, niezależnie od zastosowanej technologii napawania.

W przypadku warstw ochronnych Stellite 694 uzyskano zbliżone wartości końcowe współczynnika tarcia dla obu metod napawania, przy czym wariant metodą TIG charakteryzuje się nieznacznie niższą wartością μ w stanie końcowym (0,39) w porównaniu do laserowego (0,40). Jednocześnie napoiny wykonane metodą laserową wykazują mniejsze wahania współczynnika tarcia (tab. 33).

Najniższe wartości współczynnika tarcia odnotowano dla warstw ochronnych wykonanych ze stopu Tribaloy T-800, szczególnie w przypadku napawania laserowego

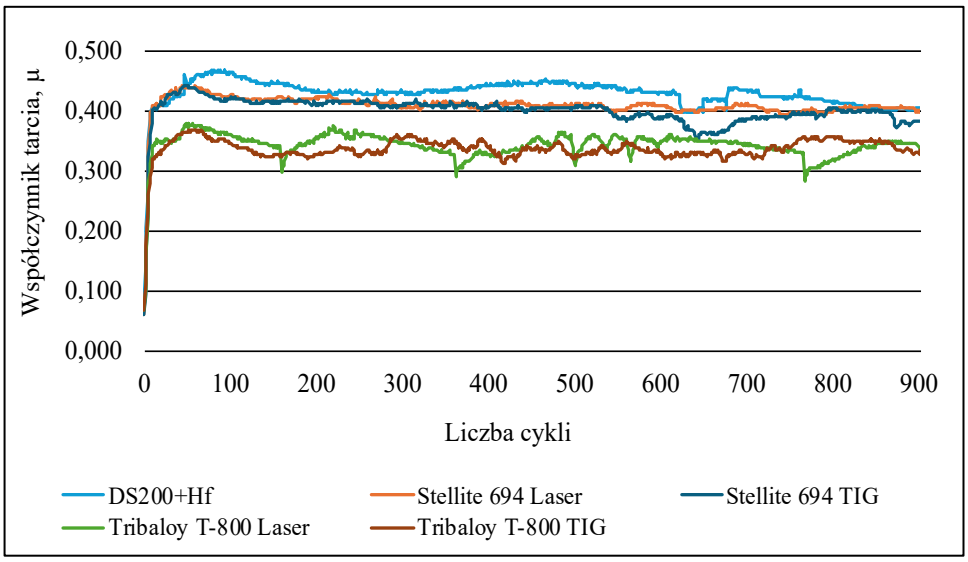
(μ = 0,33) (tab. 33). Jednocześnie, podwyższona wartość odchylenia standardowego wskazuje na większą zmienność współczynnika tarcia w stanie ustalonym.

Współczynnik tarcia μ w funkcji liczby cykli n dla materiału rodzimego DS200+Hf oraz warstw ochronnych Stellite 694 i Tribaloy T-800 napawanych metodą TIG i laserową wykazuje wyraźną fazę początkową o zwiększonej zmienności wartości μ, po której następuje stabilizacja (rys. 127). Zjawisko to jest związane z kształtowaniem powierzchni trących, modyfikacją topografii oraz formowaniem produktów zużycia w strefie kontaktu.

Materiał rodzimy DS200+Hf charakteryzuje się najwyższymi wartościami współczynnika tarcia zarówno w początkowej, jak i końcowej fazie próby, a także największą amplitudą zmian μ w początkowym etapie testu. Próba wskazuje na mniej korzystne warunki tarcia w kontakcie frettingowym w temperaturze 800 °C oraz większą podatność powierzchni materiału rodzimego na intensywne procesy zużycia (rys. 127).

Zastosowanie warstw ochronnych na osnowie stopów kobaltu prowadzi do wyraźnego obniżenia wartości współczynnika tarcia w porównaniu do materiału rodzimego. W przypadku stopu Stellite 694 uzyskano zbliżone wartości końcowego współczynnika tarcia dla obu technologii napawania, przy czym wariant napawany laserowo charakteryzuje się mniejszymi zmianami wartości μ, co potwierdza niższe odchylenie standardowe (rys.127).

Najniższe wartości współczynnika tarcia uzyskano dla warstw ochronnych wykonanych ze stopu Tribaloy T-800, szczególnie w przypadku napawania laserowego. Jednocześnie dla tej konfiguracji obserwuje się zwiększoną zmienność lokalną μ w stanie ustalonym, co znajduje odzwierciedlenie w podwyższonej wartości odchylenia standardowego i może wskazywać na okresowe zmiany mechanizmu kontaktu związane z obecnością twardych faz w mikrostrukturze napoiny (rys. 127).



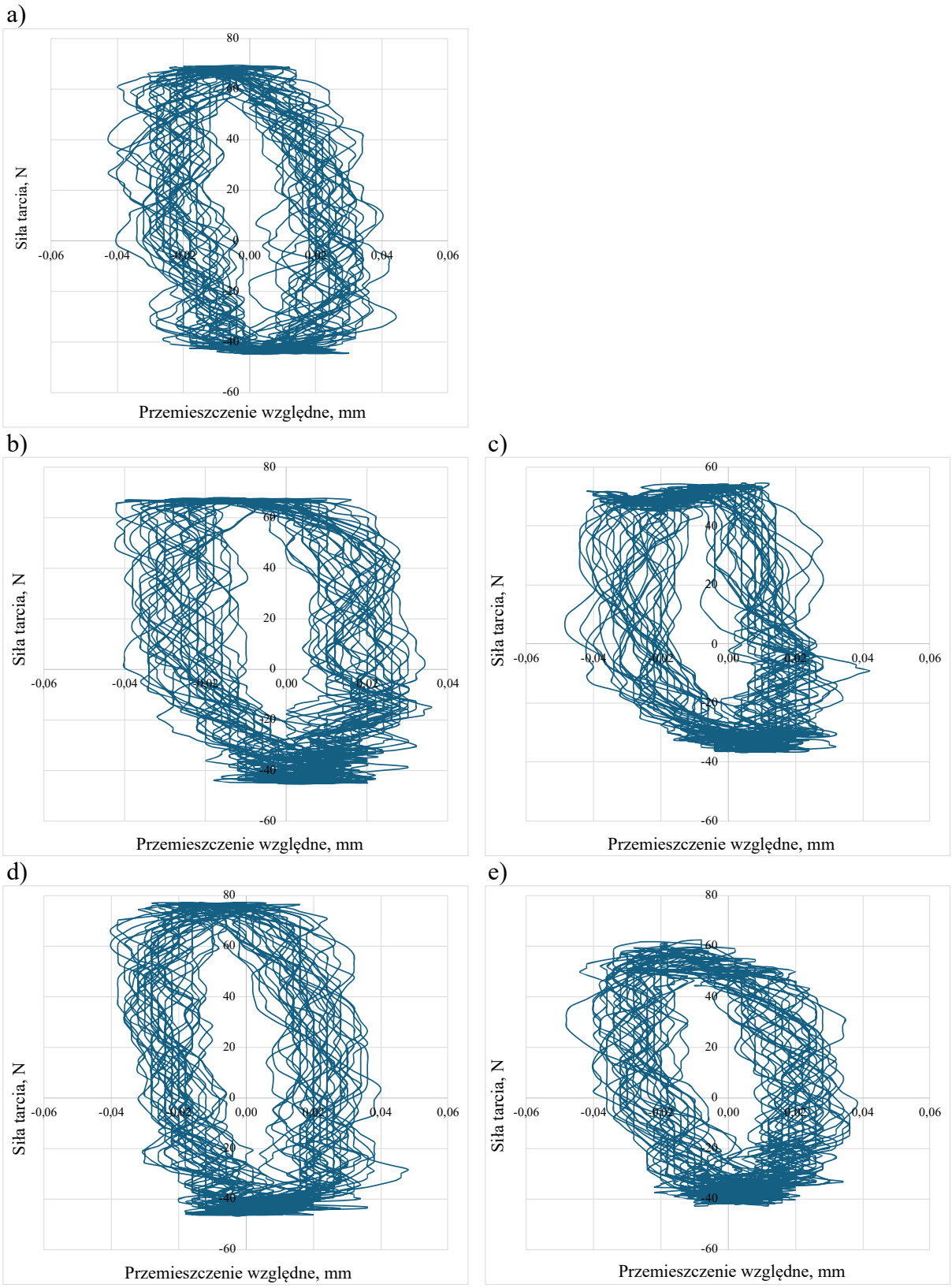
Rys. 127. Współczynnik tarcia μ w funkcji liczby cykli n dla materiału DS200+Hf oraz warstw ochronnych Stellite 694 i Tribaloy T-800 napawanych metodą TIG i laserową w warunkach próby frettingowej

Analiza pętli frettingowych, opisujących zależność siły tarcia Q od przemieszczenia względnego δ, umożliwia ocenę charakteru kontaktu tribologicznego w warunkach próby frettingowej. W badanych konfiguracjach pary krążek-trzpień, kształt oraz pole powierzchni pętli frettingowych dostarczają informacji na temat dominującego mechanizmu frettingu, pozwalając na identyfikację częściowego poślizgu (*ang. partial slip*) lub pełnego poślizgu (*ang. gross slip*) (rys. 128).

Dla materiału rodzimego DS200+Hf pętla frettingowa charakteryzuje się szerokim, wyraźnie otwartym kształtem, wskazującym na charakter zbliżony do pełnego poślizgu. Duża powierzchnia pętli wskazuje na wysokie straty energii w cyklu frettingowym oraz intensywne oddziaływanie sił tarcia w strefie kontaktu, co pozostaje spójne z wysokimi wartościami współczynnika tarcia oraz intensywnym zużyciem obserwowanym dla tego materiału (rys. 128).

Zastosowanie warstw ochronnych prowadzi do wyraźnego zawężenia pętli frettingowych i ograniczenia ich powierzchni, co świadczy o zmniejszeniu strat energii w trakcie cyklu frettingowego. W warstwie Stellite 694 wytworzonej metodą TIG stwierdzono przejściowy charakter kontaktu pomiędzy pełnym i częściowym poślizgiem, co prawdopodobnie wynika z niejednorodności mikrostruktury napoiny (rys. 128).

Warstwa ochronna Tribaloy T-800 napawana metodą TIG charakteryzuje się mniejszym polem powierzchni pętli frettingowych, wskazując na dominację częściowego poślizgu oraz stabilniejszy charakter kontaktu tribologicznego (rys. 128).



Rys. 128. Pętle frettingowe dla pary krążek - trzpień dla: a) materiału rodzimego DS200+Hf, b) warstwy ochronnej Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania metodą TIG, c) warstwy ochronnej Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania metodą TIG, d) warstwy ochronnej Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania metodą laserową, e) warstwy ochronnej Tribaloy T-800 wytworzonej w procesie napawania metodą laserową

Warstwa Stellite 694 napawana metodą laserową charakteryzuje się regularnym i stabilnym wykresem pętli frettingowych. Wąska, symetryczna pętla o ograniczonej powierzchni wskazuje na charakter zbliżony do częściowego poślizgu oraz niewielkie straty energii w cyklu frettingowym, co pozostaje w zgodzie z niskimi wahaniami współczynnika tarcia (rys. 128).

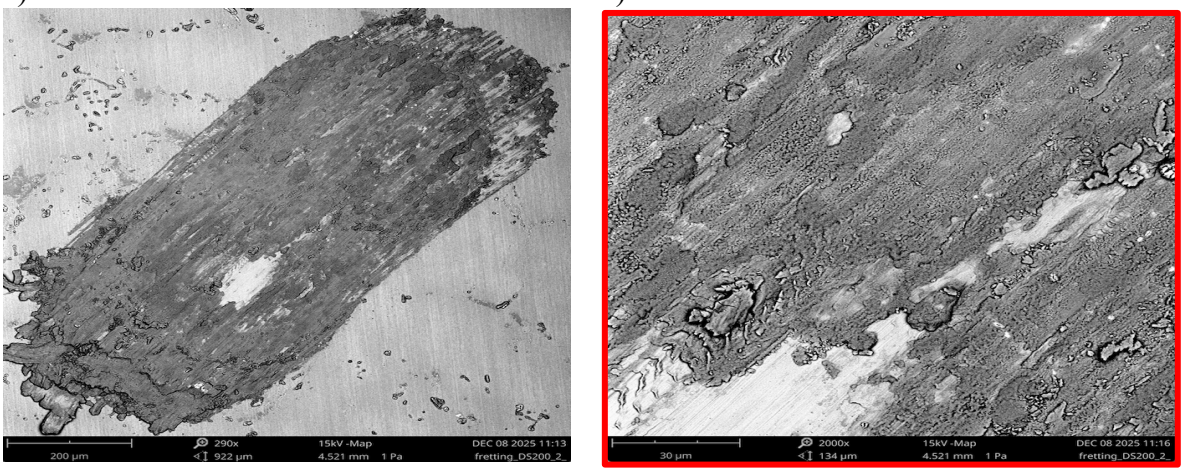
Dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą laserową pętla frettingowa charakteryzuje się najmniejszą powierzchnią spośród analizowanych wariantów, co wskazuje na minimalne straty energii w cyklu frettingowym. Jednocześnie lokalne nieregularności kształtu pętli mogą świadczyć o okresowych zmianach mechanizmu kontaktu (rys. 128).

W celu identyfikacji dominujących mechanizmów zużycia przeprowadzono analizę powierzchni strefy tarcia metodą skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) wraz z analizą składu chemicznego mikroobszarów oraz mapami rozkładu pierwiastków metodą EDS (rys. 129-148). Obecność tlenu na powierzchniach zużycia oceniano jakościowo na podstawie map rozkładu pierwiastków EDS. Wartości zawartości tlenu wyznaczane przez oprogramowanie AZtec mają charakter obliczeń stechiometrycznych, dlatego w analizie wyników wykorzystano przede wszystkim rozmieszczenie tlenu oraz morfologię produktów zużycia. Interpretację wyników oparto na produktach utleniania charakterystycznych dla stopów kobaltu i nadstopów niklu opisywanych w literaturze, obejmujących przede wszystkim tlenki Cr_2O_3, CoO, Co_3O_4 oraz NiO [41,53].

Strefy tarcia na powierzchniach krążka i trzpienia wykonanych z nadstopu DS200+Hf charakteryzują się największą intensywnością degradacji spośród analizowanych wariantów. Obserwuje się liczne bruzdy, lokalne odkształcenia plastyczne oraz nagromadzenie produktów zużycia, wskazujące na dominację pełnego poślizgu (rys. 129-132, tab. 34, 35).

Obserwacje mikrostruktury z wykorzystaniem skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) oraz analiza rozkładu pierwiastków metodą EDS, wykazały obecność tlenu w całym obszarze śladu zużycia, szczególnie w miejscach największej degradacji powierzchni, co potwierdza intensywny przebieg procesów utleniania podczas frettingu wysokotemperaturowego. Równomierne rozmieszczenie niklu oraz obecność chromu, kobaltu i wolframu wskazują, że produkty zużycia pochodzą głównie z materiału rodzimego i jego produktów utleniania.

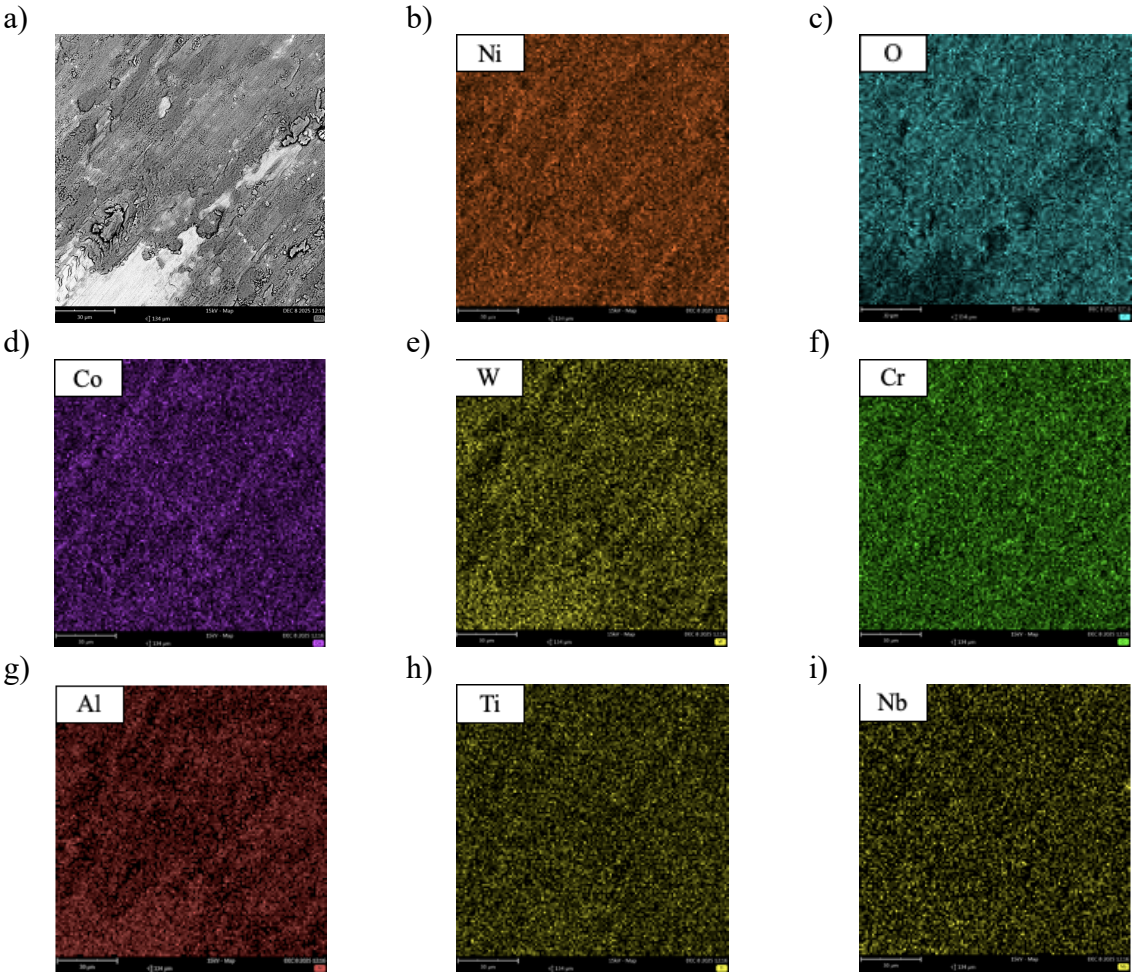
a) b)



Rys. 129. Morfologia strefy tarcia na krążku po próbie frettingowej dla materiału rodzimego DS200+Hf: a) widok ogólny strefy tarcia, b) szczegóły powierzchni śladu (SEM)

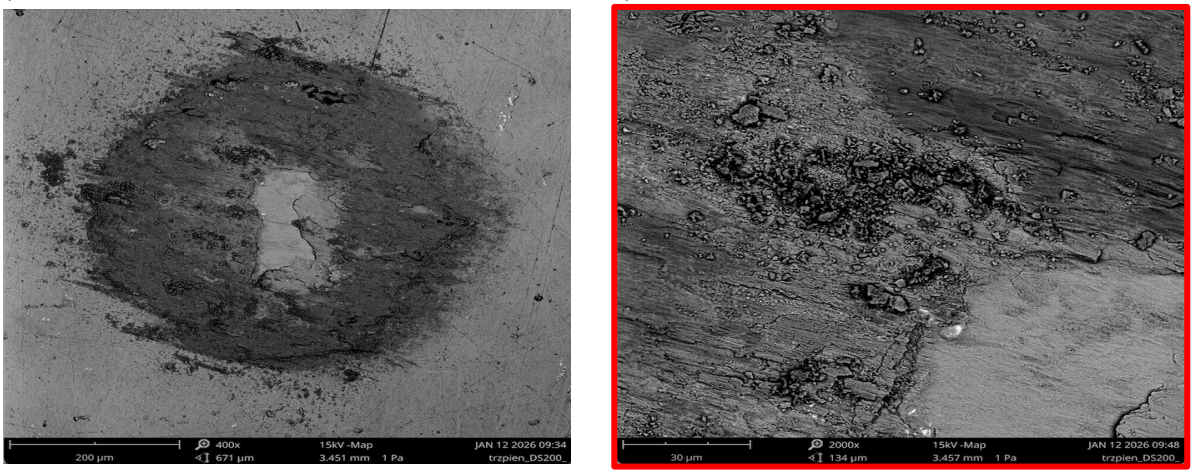
Tabela 34. Skład chemiczny w mikroobszarze strefy tarcia (rys. 129)

Zawartość pierwiastków, % mas.							
Ni	**O (S)**	**Co**	**W**	**Cr**	**Al**	**Ti**	**Nb**
39,7	33,1	8,4	8,1	5,5	3,4	1,1	0,7



Rys. 130. Mikrostruktura strefy tarcia na krążku po próbie frettingowej dla materiału rodzimego DS200+Hf (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: Ni, O, Co, W, Cr, Al, Ti, Nb (b-i)

a) b)

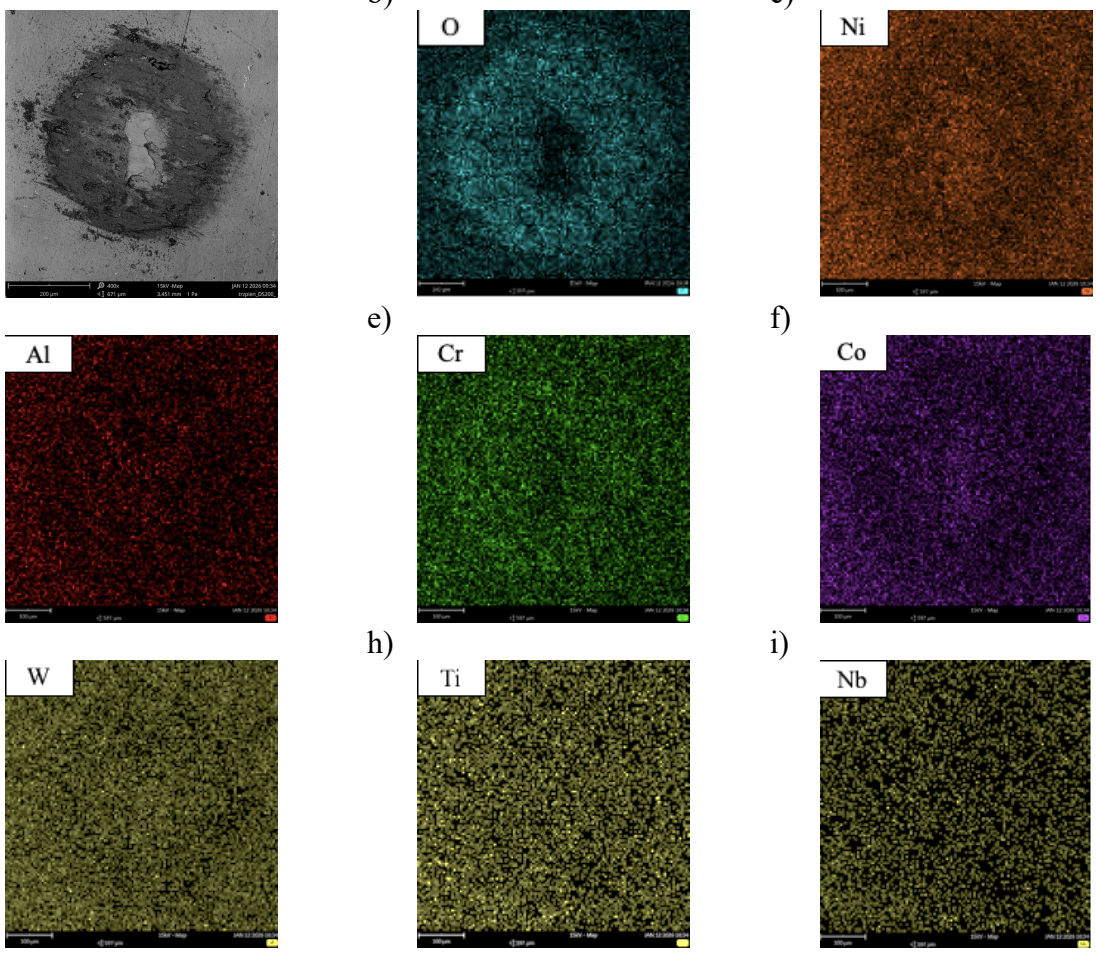


Rys. 131. Morfologia strefy tarcia na trzpieniu po próbie frettingowej dla materiału rodzimego DS200+Hf: a) widok ogólny strefy tarcia, b) szczegóły powierzchni śladu (SEM)

Tabela 35. Skład chemiczny w mikroobszarze strefy tarcia (rys. 131)

Zawartość pierwiastków, % mas.							
O (S)	**Ni**	**Al**	**Co**	**Cr**	**W**	**Ti**	**Nb**
35,41	39,56	3,36	7,21	4,5	8,36	0,95	0,64

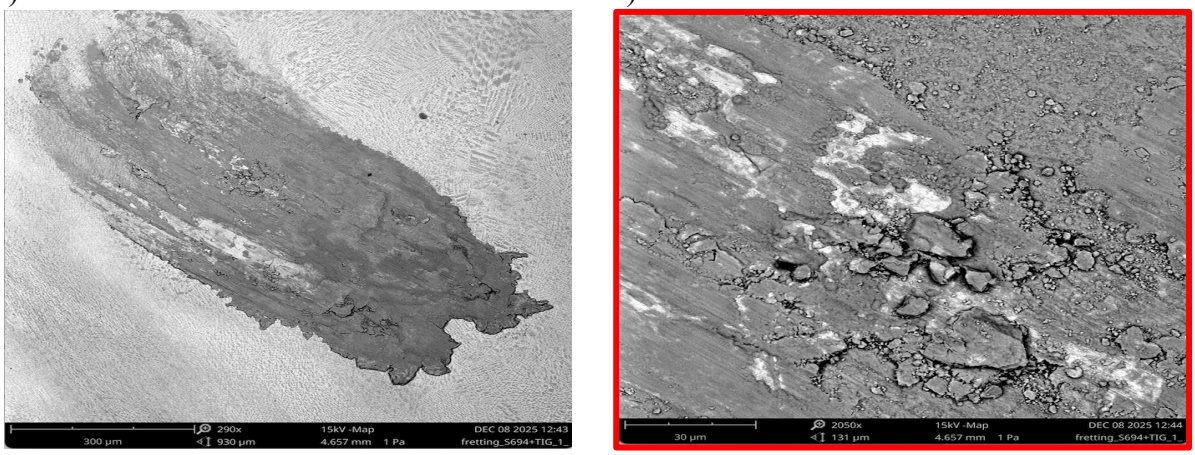
a) b) c)



Rys. 132. Mikrostruktura strefy tarcia na trzpieniu po próbie frettingowej dla materiału rodzimego DS200+Hf (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: O, Ni, Al, Cr, Co, W, Ti, Nb (b-i)

Zastosowanie warstwy Stellite 694 napawanej metodą TIG prowadzi do zmiany morfologii śladu zużycia w porównaniu z materiałem rodzimym. Ślad charakteryzuje się mniejszą szerokością, a na ich powierzchni dominują bruzdy charakterystyczne dla mechanizmu ściernego, przy ograniczonym udziale lokalnych odkształceń plastycznych (rys.133-136, tab. 36, 37). Obserwacje mikrostruktury (SEM) oraz analiza rozkładu pierwiastków metodą EDS, potwierdziły obecność produktów utleniania na całej powierzchni kontaktu, jednak bez rozległych nagromadzeń produktów zużycia i oznak intensywnego łuszczenia. Uzyskany obraz wskazuje na stabilniejszy przebieg procesu zużycia niż w przypadku materiału DS200+Hf.

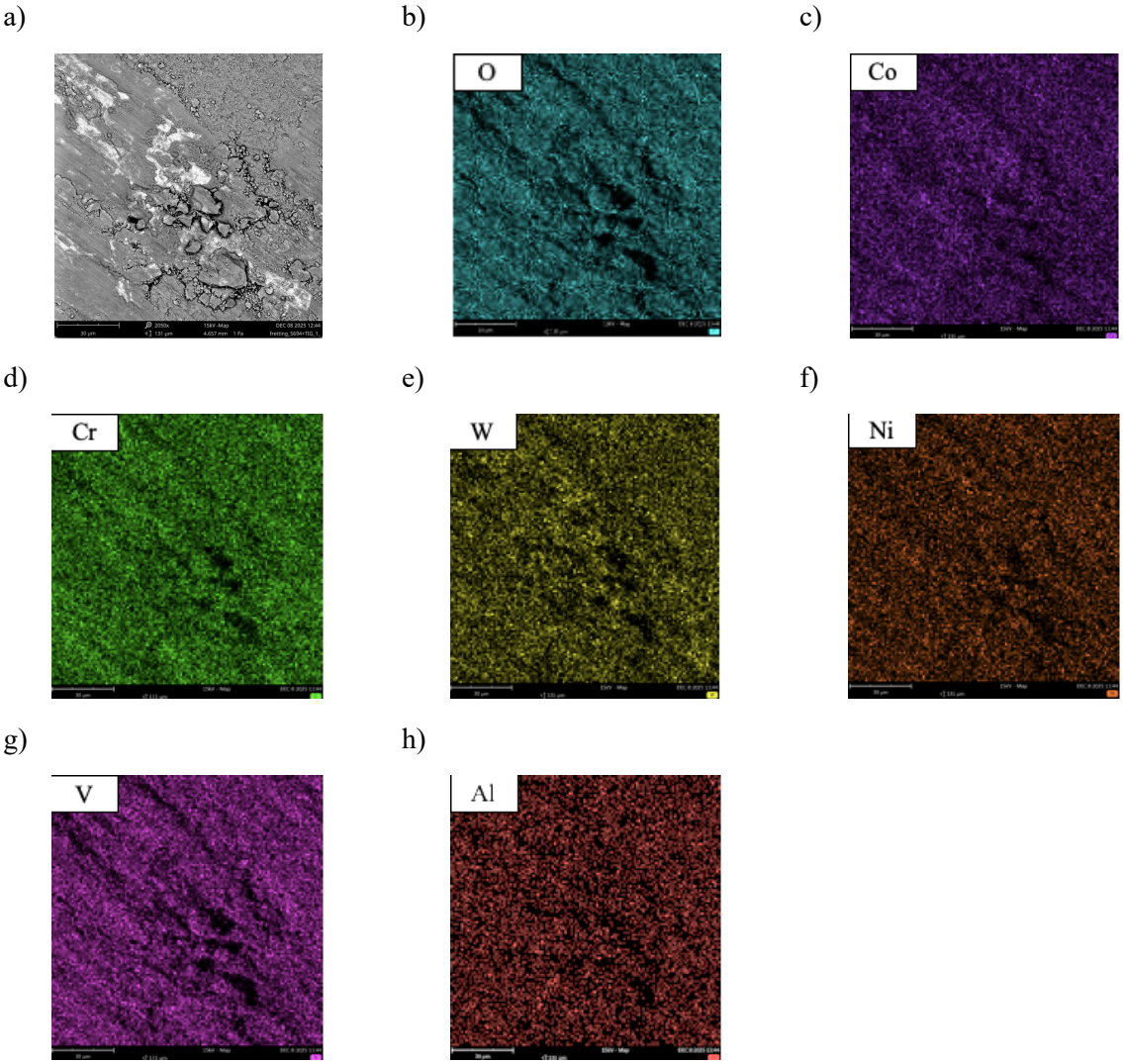
a) b)



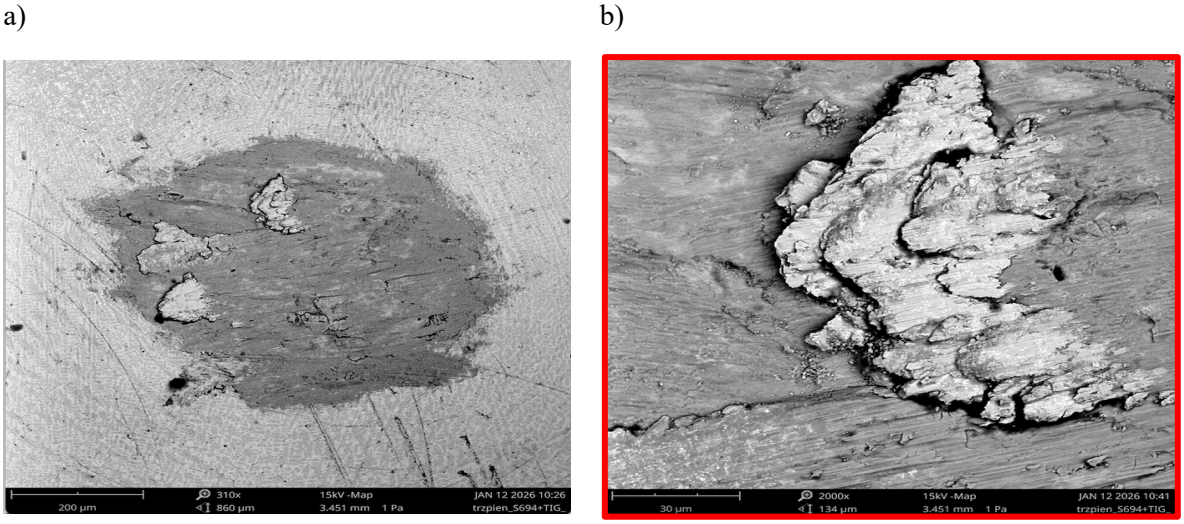
Rys. 133. Morfologia strefy tarcia na krążku po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą TIG: a) widok ogólny strefy tarcia, b) szczegóły powierzchni śladu (SEM)

Tabela 36. Skład chemiczny w mikroobszarze strefy tarcia (rys. 133)

Zawartość pierwiastków, % mas.						
O (S)	**Co**	**Cr**	**W**	**Ni**	**V**	**Al**
37,2	27,8	19,2	10,2	2,4	0,7	0,1



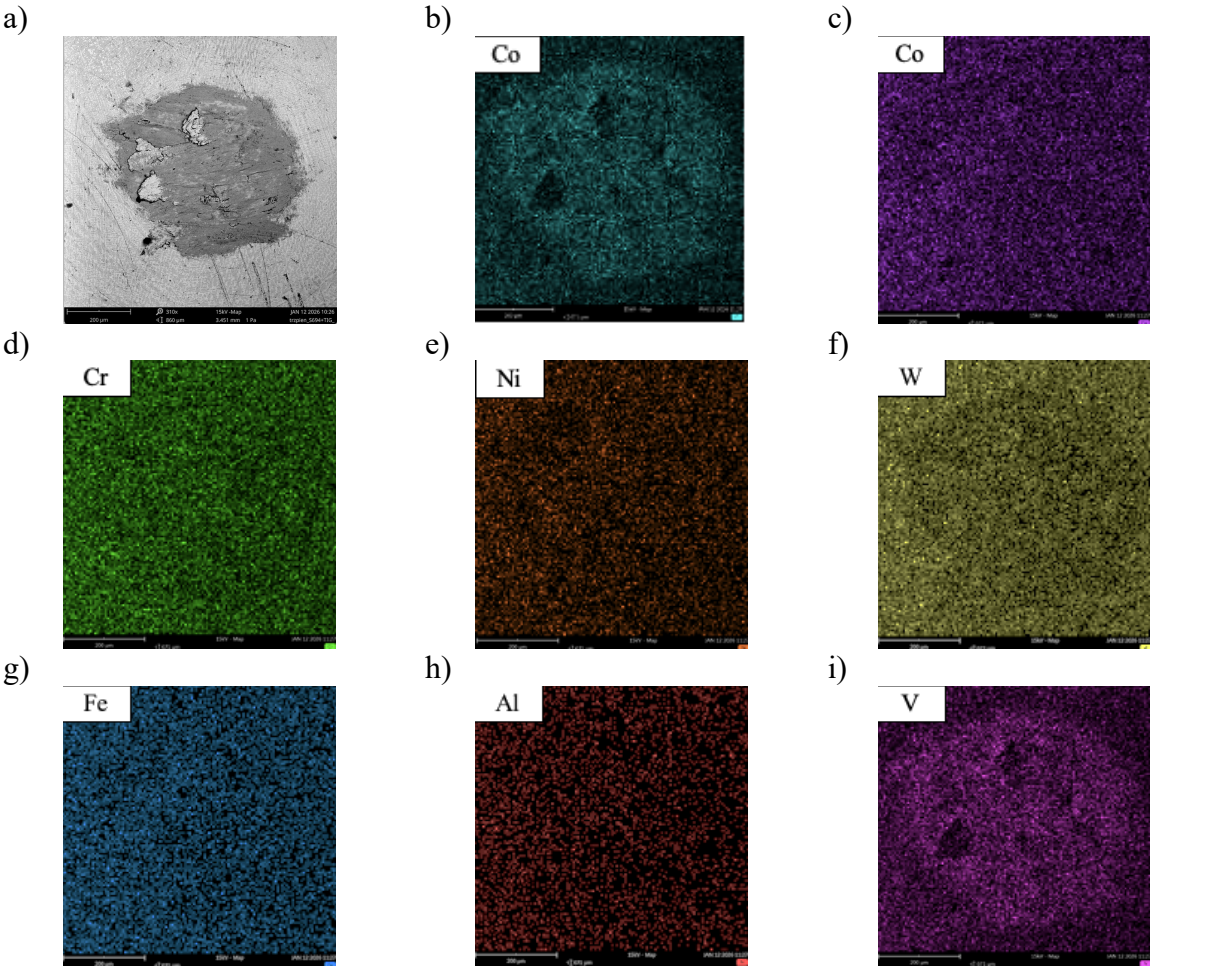
Rys. 134. Mikrostruktura strefy tarcia na krążku po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą TIG (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: O, Co, Cr, W, Ni, V, Al (b-h)



Rys. 135. Morfologia strefy tarcia na trzpieniu po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą TIG: a) widok ogólny strefy tarcia, b) szczegóły powierzchni śladu (SEM)

Tabela 37. Skład chemiczny w mikroobszarze strefy tarcia (rys. 135)

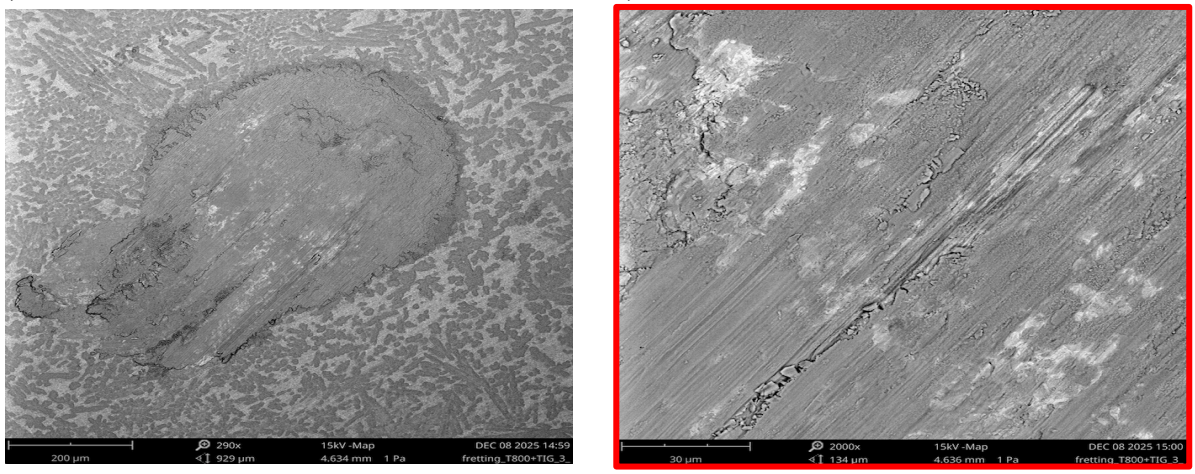
Zawartość pierwiastków, % mas.							
O (S)	**Co**	**Cr**	**W**	**Ni**	**Al**	**V**	**Fe**
30,3	21,7	18,1	23,6	4,4	0,4	0,8	0,6



Rys. 136. Mikrostruktura strefy tarcia na trzpieniu po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą TIG (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: O, Co, Cr, Ni, W, Fe, Al, V (b-i)

Warstwa Tribaloy T-800 napawana metodą TIG wykazuje dalsze ograniczenie intensywności zużycia w porównaniu z warstwą Stellite 694 napawaną metodą TIG. Ślady zużycia są płytsze, a dominującym mechanizmem pozostaje zużycie ścierne przy niewielkim udziale odkształceń plastycznych (rys. 137-140, tab 38, 39). Obserwacje mikrostruktury (SEM) oraz analiza rozkładu pierwiastków metodą EDS, potwierdziły obecność tlenu oraz pierwiastków charakterystycznych dla warstwy ochronnej, przede wszystkim kobaltu i molibdenu, w produktach zużycia. Wyniki wskazują na stabilny przebieg procesu zużycia oraz skuteczne ograniczenie degradacji powierzchni.

a) b)

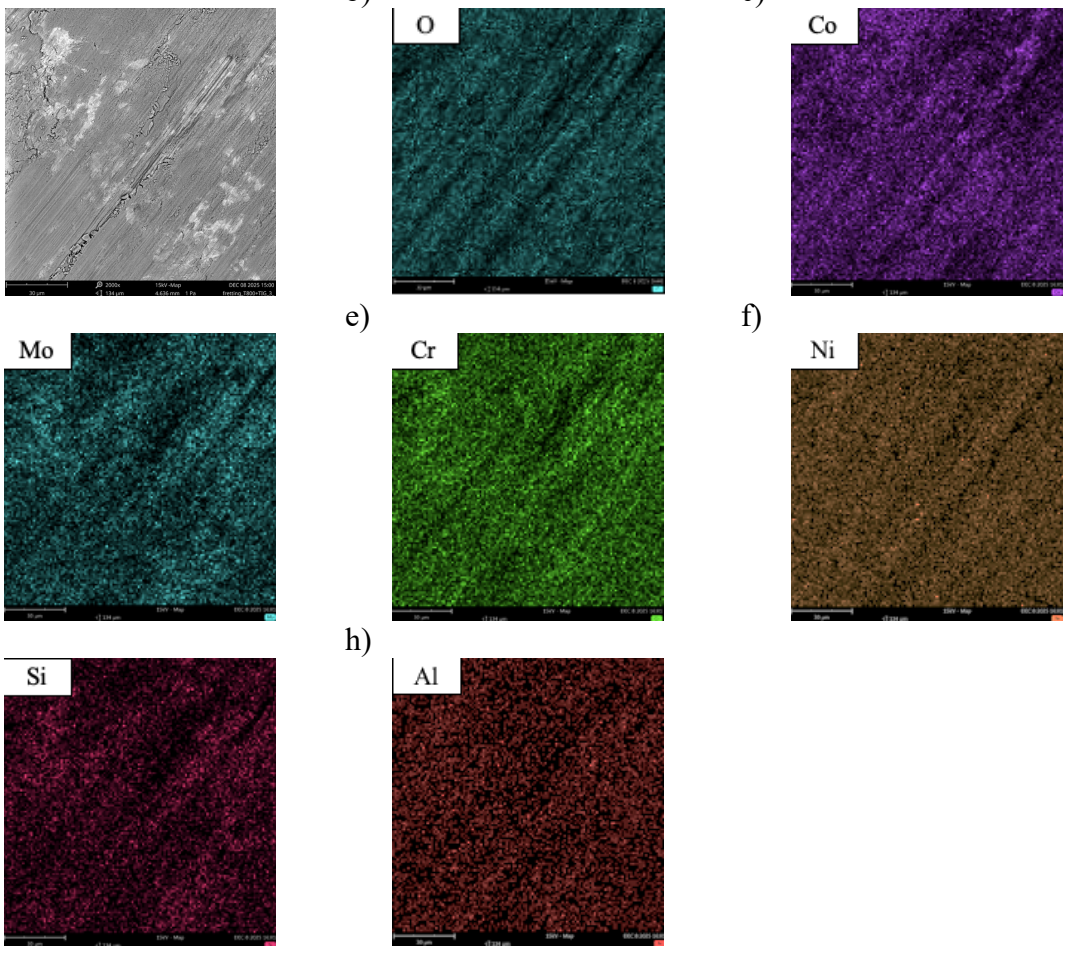


Rys. 137. Morfologia strefy tarcia na krążku po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą TIG: a) widok ogólny strefy tarcia, b) szczegóły powierzchni śladu (SEM)

Tabela 38. Skład chemiczny w mikroobszarze strefy tarcia (rys. 137)

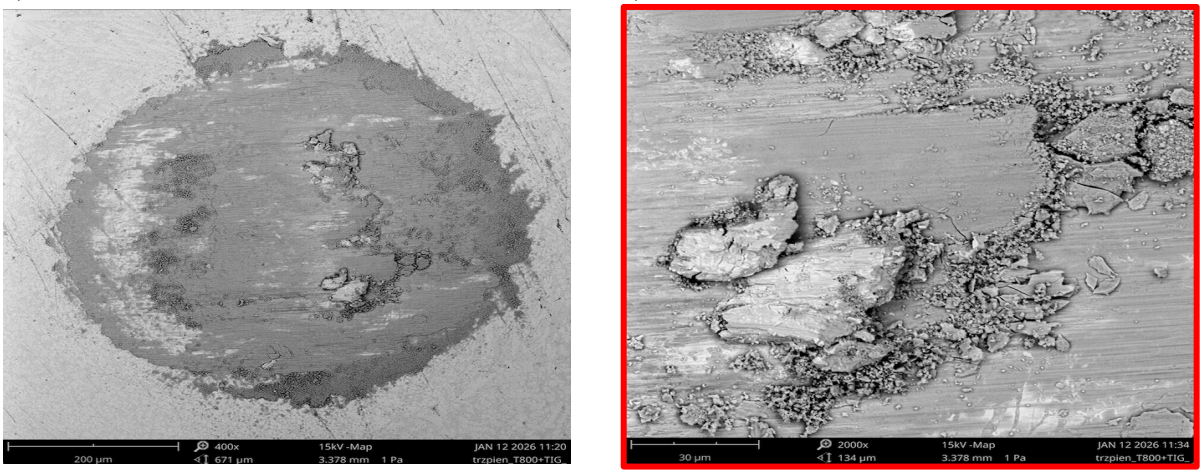
Zawartość pierwiastków, % mas.						
O (S)	**Co**	**Mo**	**Cr**	**Ni**	**Si**	**Al**
40,6	28,8	14,7	9,7	3,5	2,4	0,3

a) b) c)



Rys. 138. Mikrostruktura strefy tarcia na krążku po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą TIG (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: O, Co, Mo, Cr, Ni, Si, Al (b-h)

a) b)

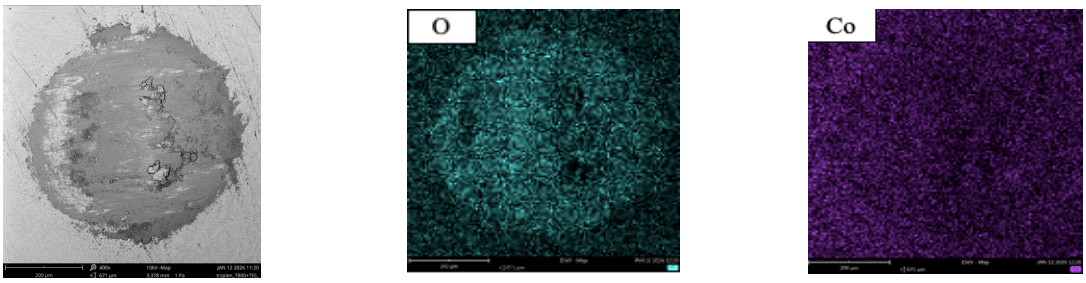


Rys. 139. Morfologia strefy tarcia na trzpieniu po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą TIG: a) widok ogólny strefy tarcia, b) szczegóły powierzchni śladu (SEM)

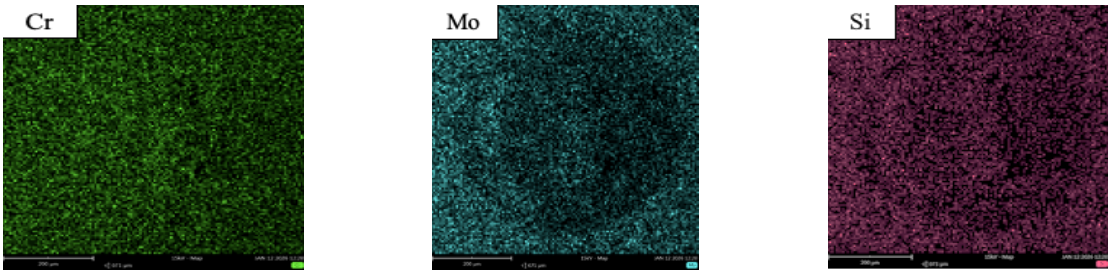
Tabela 39. Skład chemiczny w mikroobszarze strefy tarcia (rys. 139)

Zawartość pierwiastków, % mas.					
O (S)	**Co**	**Mo**	**Si**	**Cr**	**Ni**
12,0	26,1	35,8	6,0	9,9	3,4

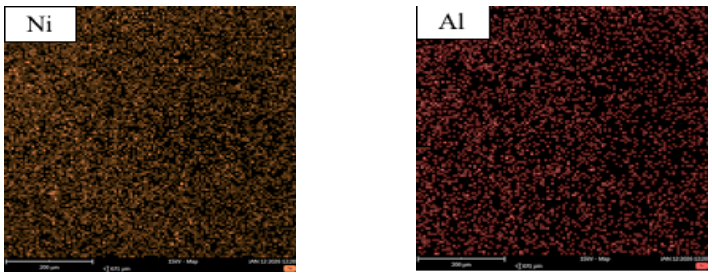
a) b) c)



d) e) f)



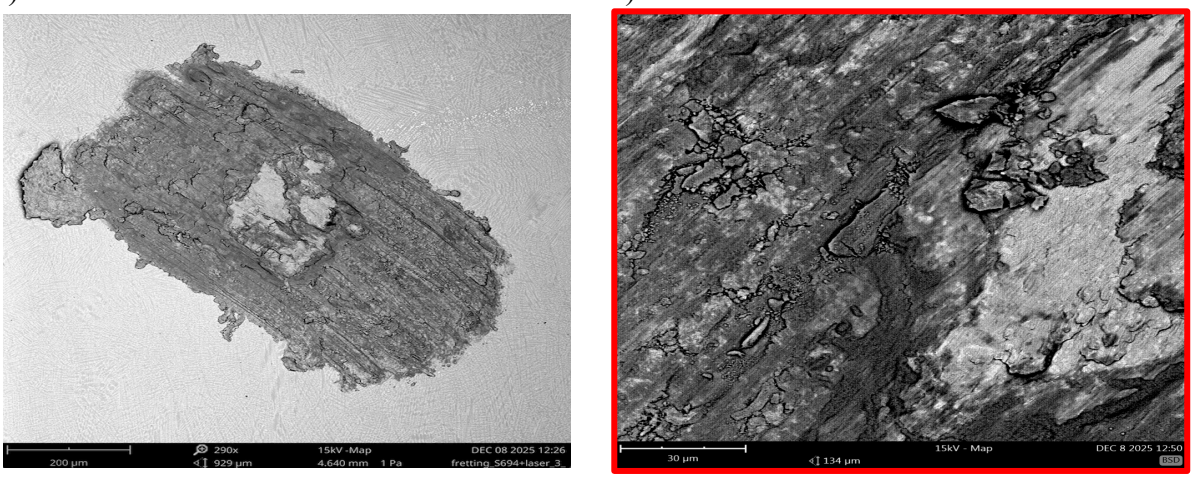
g) h)



Rys. 140. Mikrostruktura strefy tarcia na trzpieniu po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą TIG (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: O, Co, Cr, Mo, Si, Ni, Al (b-h)

Warstwa ochronna Stellite 694 napawana metodą laserową charakteryzuje się regularnym przebiegiem zużycia oraz jednorodną morfologią śladu. Ślady zużycia charakteryzują się niewielką szerokością, jednorodną morfologią oraz brakiem wyraźnych oznak intensywnych odkształceń plastycznych i nagromadzenia produktów zużycia (rys. 141-144, tab. 40, 41). Obserwacje mikrostruktury (SEM) oraz analiza rozkładu pierwiastków metodą EDS, potwierdziły obecność produktów utleniania równomiernie rozmieszczonych w całym obszarze kontaktu. Jednorodny rozkład głównych pierwiastków stopowych (Co, Cr i W) wskazuje na stabilny charakter warstwy wierzchniej podczas frettingu. Uzyskany obraz zużycia można wiązać z drobniejszą i bardziej jednorodną mikrostrukturą warstwy uzyskaną podczas napawania laserowego, która ogranicza lokalną koncentrację odkształceń plastycznych i sprzyja bardziej równomiernemu przebiegowi procesu zużycia.

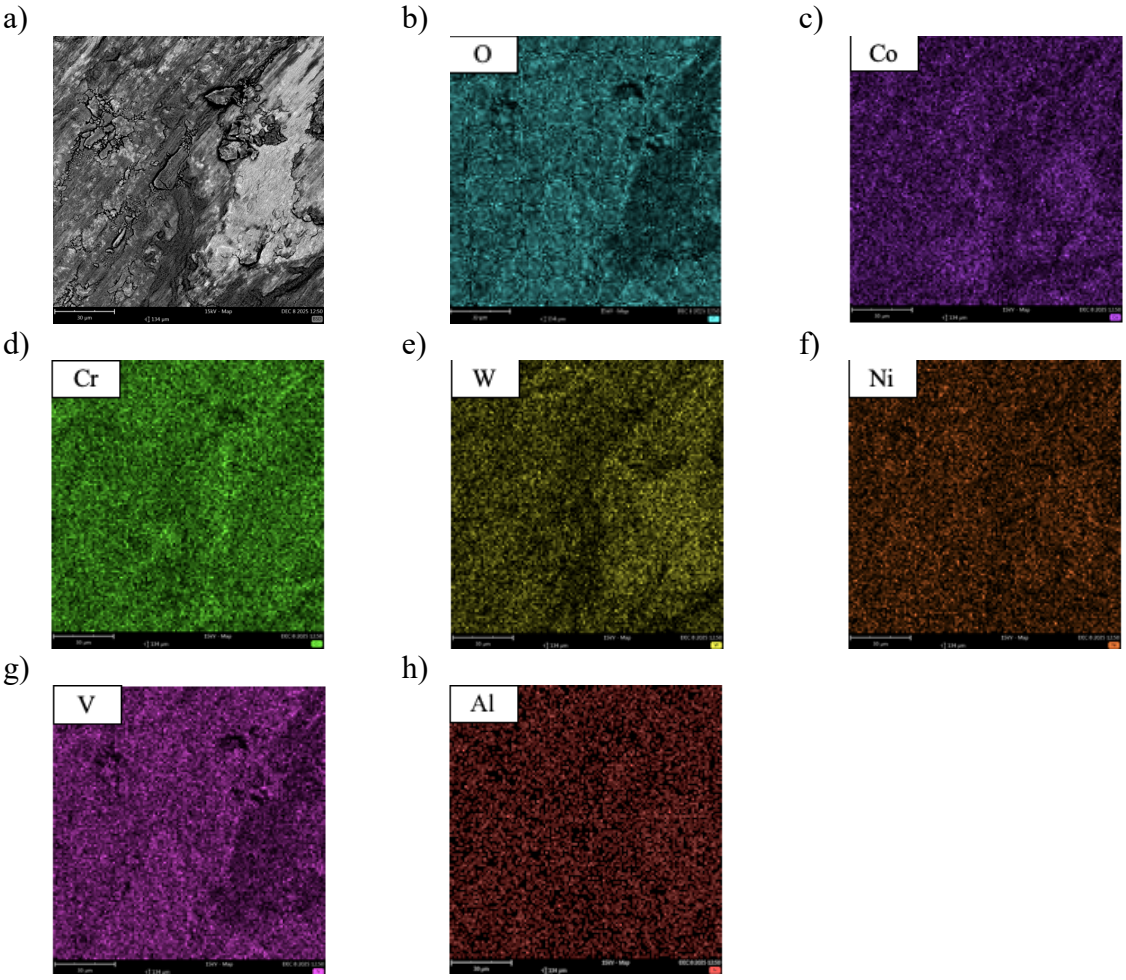
a) b)



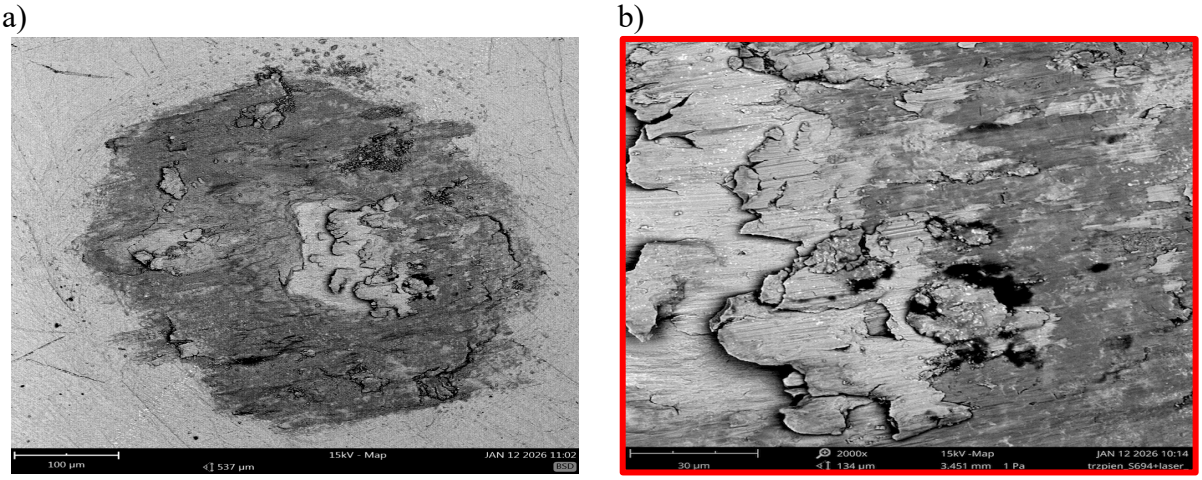
Rys. 141. Morfologia strefy tarcia na krążku po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą laserową: a) widok ogólny strefy tarcia, b) szczegóły powierzchni śladu (SEM)

Tabela 40. Skład chemiczny w mikroobszarze strefy tarcia (rys. 141)

Zawartość pierwiastków, % mas.						
O (S)	**Co**	**Cr**	**W**	**Ni**	**V**	**Al**
35,0	29,2	21,4	9,2	4,5	0,6	0,3



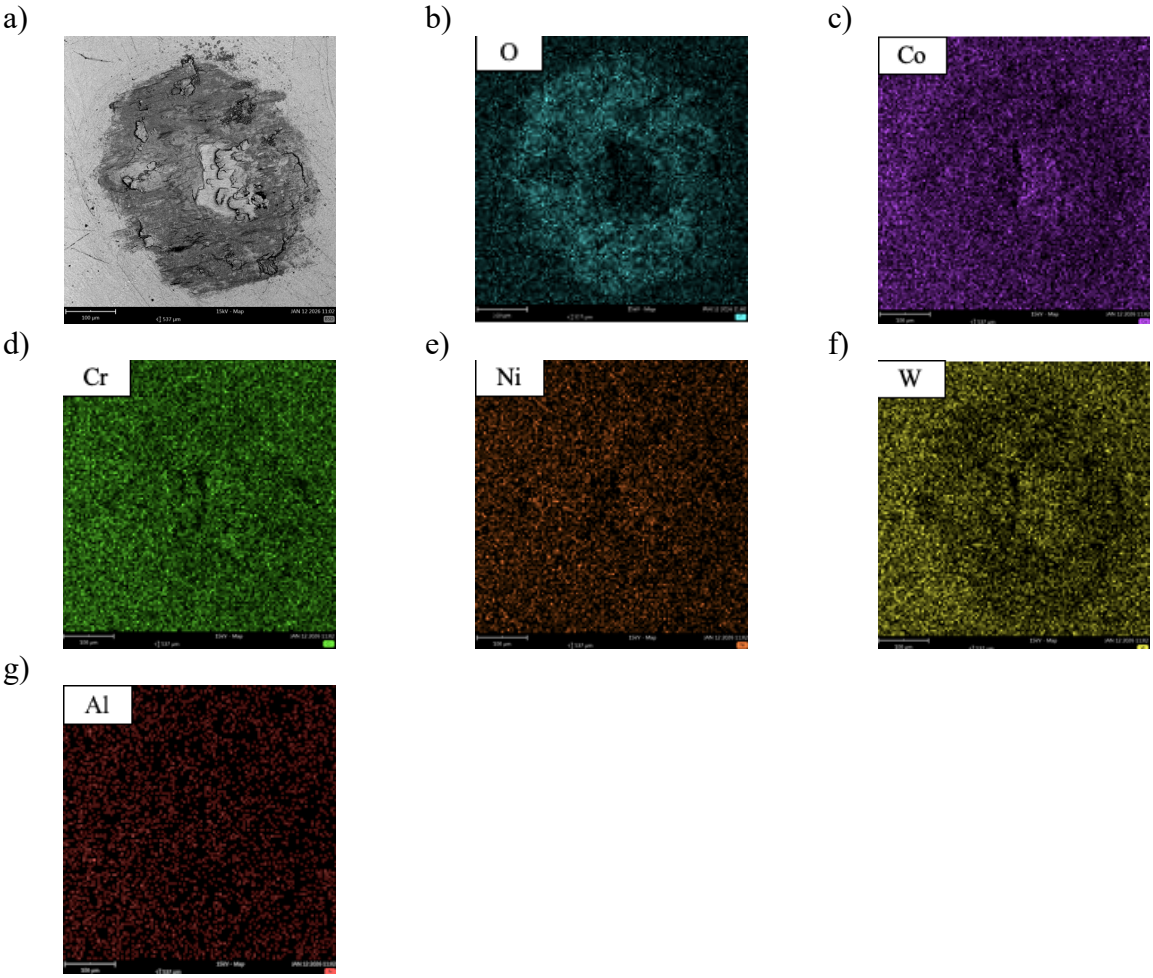
Rys. 142. Mikrostruktura strefy tarcia na krążku po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą laserową (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: O, Co, Cr, W, Ni, V, Al (b-h)



Rys. 143. Morfologia strefy tarcia na trzpieniu po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą laserową: a) widok ogólny strefy tarcia, b) szczegóły powierzchni śladu (SEM)

Tabela 41. Skład chemiczny w mikroobszarze strefy tarcia (rys. 143)

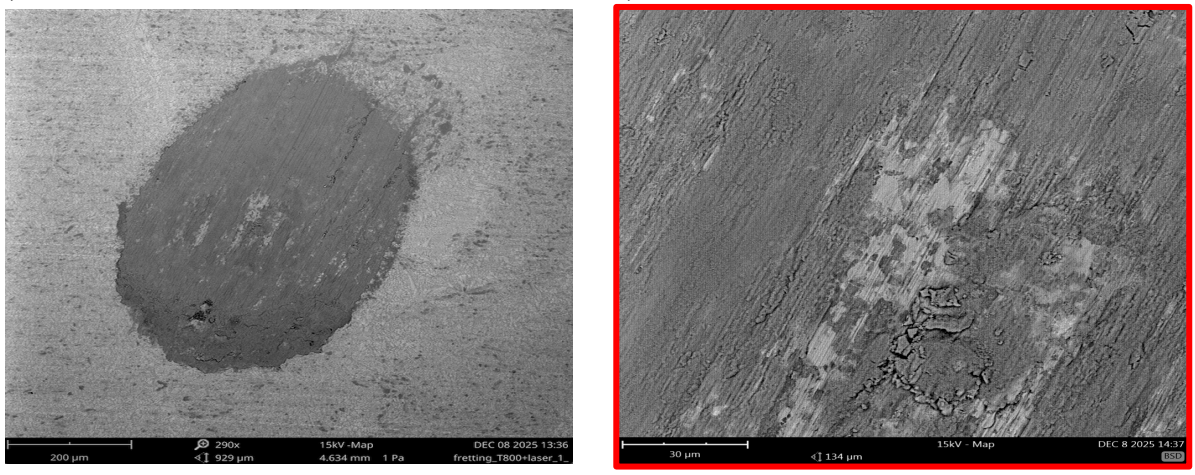
Zawartość pierwiastków, % mas.					
O (S)	**Co**	**Cr**	**Ni**	**W**	**Al**
37,2	33,6	18,1	5,1	5,7	0,4



Rys. 144. Mikrostruktura strefy tarcia na trzpieniu po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą laserową (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: O, Co, Cr, Ni, W, Al (b-g)

Warstwa ochronna Tribaloy T-800 napawana metodą laserową również charakteryzuje się wysoką odpornością na zużycie frettingowe, jednak morfologia śladów zużycia jest bardziej zróżnicowana niż w przypadku warstwy Stellite 694 napawanej tą samą metodą. Obserwuje się dominację mechanizmu ściernego z lokalnie występującymi obszarami mikroskrawania (rys. 145-148, tab. 42, 43). Zjawisko to można wiązać z obecnością twardych faz międzymetalicznych typu Laves'a, które zwiększają odporność warstwy na odkształcenia plastyczne, lecz jednocześnie sprzyjają lokalnemu mikroskrawaniu. Obserwacje mikrostruktury (SEM) oraz analiza rozkładu pierwiastków metodą EDS, potwierdziły obecność produktów utleniania oraz udział pierwiastków charakterystycznych dla warstwy Tribaloy T-800 (Co, Mo, Cr i Si) w produktach zużycia. Większe zróżnicowanie morfologii śladów pozostaje zgodne z obserwowanymi zmiennymi wartościami współczynnika tarcia.

a) b)



Rys. 145. Morfologia strefy tarcia na krążku po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą laserową: a) widok ogólny strefy tarcia, b) szczegóły powierzchni śladu (SEM)

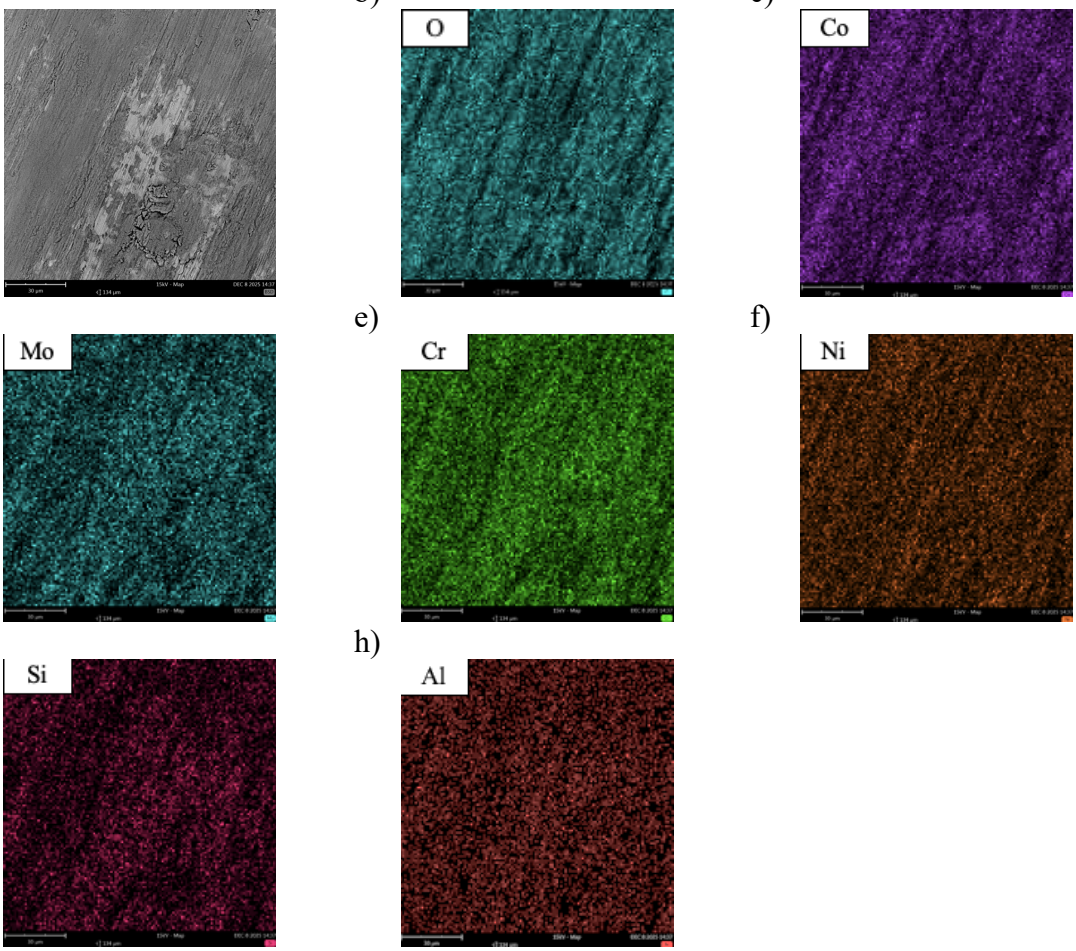
Tabela 42. Skład chemiczny w mikroobszarze strefy tarcia (rys. 145)

Zawartość pierwiastków, % mas.						
O (S)	**Co**	**Mo**	**Cr**	**Ni**	**Si**	**Al**
39,4	29,4	11,3	10,4	6,8	2,1	0,7

a) b) c)

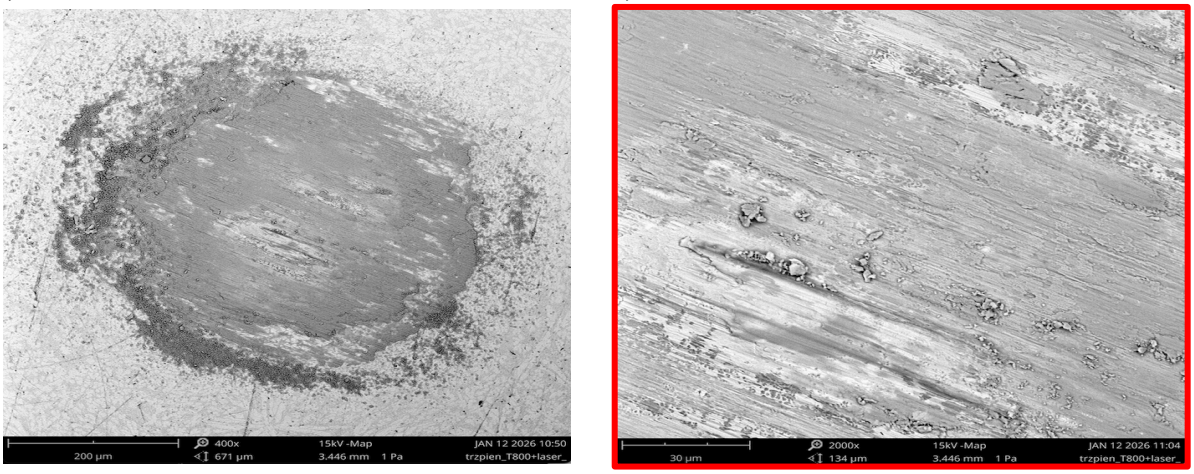
d) e) f)

g) h)



Rys. 146. Mikrostruktura strefy tarcia po próbie frettingowej na krążku dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą laserową (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: O, Co, Mo, Cr, Ni, Si, Al (b-h)

a) b)

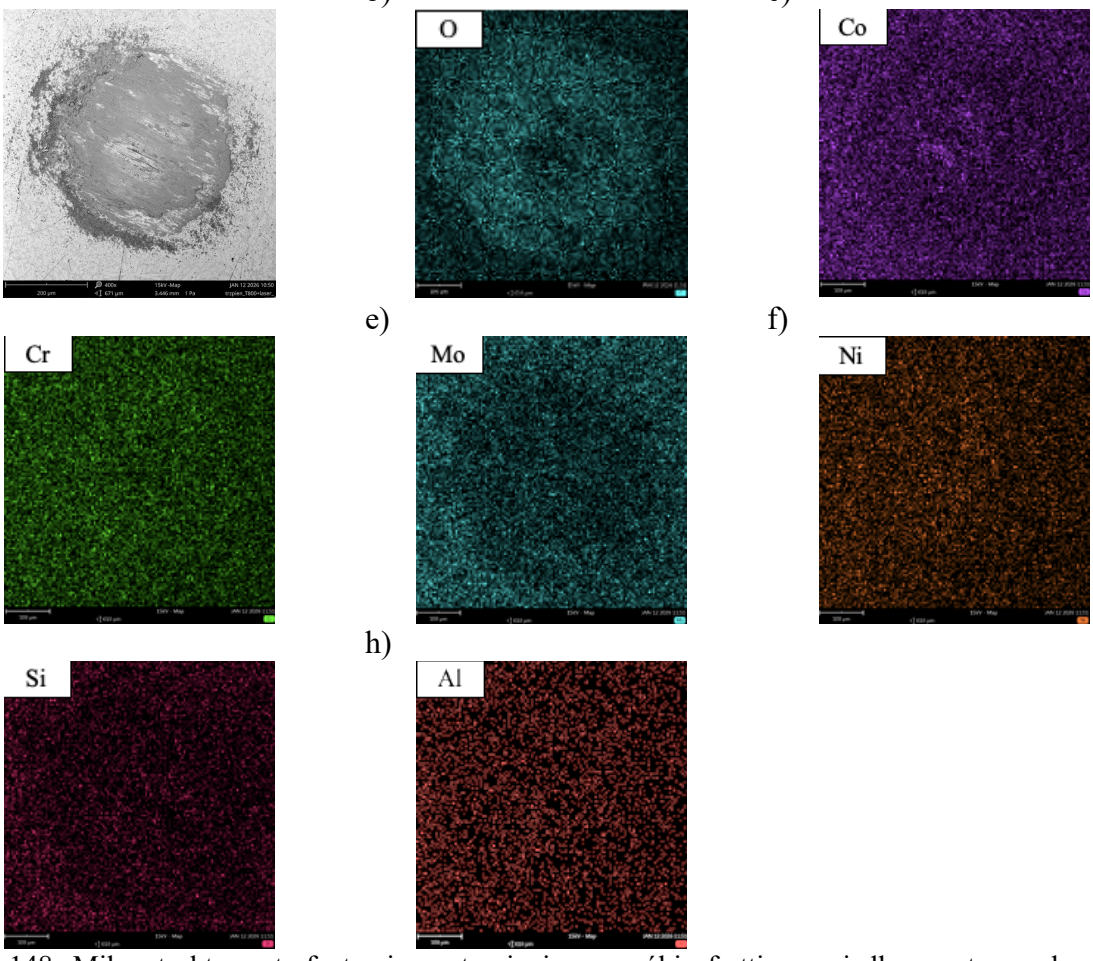


Rys. 147. Morfologia strefy tarcia na trzpieniu po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą laserową: a) widok ogólny strefy tarcia, b) szczegóły powierzchni śladu (SEM)

Tabela 43. Skład chemiczny w mikroobszarze strefy tarcia (rys. 147)

Zawartość pierwiastków, % mas.							
O (S)	**Co**	**Mo**	**Cr**	**Si**	**Ni**	**Al**	**Ti**
12,0	33,6	28,8	11,4	5,5	8,1	0,4	0,2

a) b) c)



Rys. 148. Mikrostruktura strefy tarcia na trzpieniu po próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą laserową (a) oraz rozkład powierzchniowy zawartości pierwiastków stopowych: O, Co, Cr, Mo, Ni, Si, Al (b-h)

W celu ilościowej oceny intensywności zużycia powierzchni po próbie frettingowej przeprowadzono badania profilometryczne powierzchni krążków. Analizę wykonano na podstawie map konturowych topografii powierzchni oraz przekrojowych profili nierówności poprowadzonych prostopadle do kierunku ruchu względnego w strefie kontaktu. Na podstawie uzyskanych danych wyznaczono objętościowe zużycie materiału krążka $V_{krążek}$, uwzględniając zarówno ubytek materiału (V^-), jak i objętość materiału przemieszczonego w postaci wypiętrzeń (V^+) (tab. 44).

Tab. 44. Wyniki badań próby frettingowej: zużycie objętościowe krążka $V_{krążek}$

Próbka	$\mathbf{V_{krążek}^-}$ [mm^3]	$\mathbf{V_{krążek}^+}$ [mm^3]	$\mathbf{V_{krążek}^-/V_{krążek}^+}$
Materiał rodzimy DS200+Hf	0,30	0,95	0,32
Warstwa ochronna Stellite 694 napawana metodą TIG	0,50	0,57	0,88
Warstwa ochronna Tribaloy T-800 napawana metodą TIG	0,22	0,41	0,53
Warstwa ochronna Stellite 694 napawana metodą laserową	0,48	0,79	0,61
Warstwa ochronna Tribaloy T- 800 napawana metodą laserową	0,25	0,40	0,63

Materiał rodzimy DS200+Hf charakteryzuje się najniższą wartością V^-/V^+, co wskazuje na przewagę objętości materiału przemieszczonego w postaci wypiętrzeń (V^+) nad objętością ubytku materiału (V^-). Zastosowanie warstw ochronnych prowadzi do zmiany charakteru zużycia, przy czym jego przebieg zależy zarówno od rodzaju materiału napoiny, jak i zastosowanej technologii napawania. Najmniejsze wartości ubytku materiału V^- uzyskano dla warstw Tribaloy T-800 napawanej metodą TIG oraz dla warstwy napawanej laserowo. W przypadku warstw Stellite 694 wartości V^- były wyższe. Najwyższą wartość V^-/V^+, wynoszącą 0,88, uzyskano dla warstwy Stellite 694 napawanej metodą TIG. Wyniki wskazują zatem, że spośród analizowanych warstw ochronnych zastosowanie Tribaloy T-800 najskuteczniej ograniczało ubytek objętościowy materiału krążka w warunkach przeprowadzonej próby frettingowej.

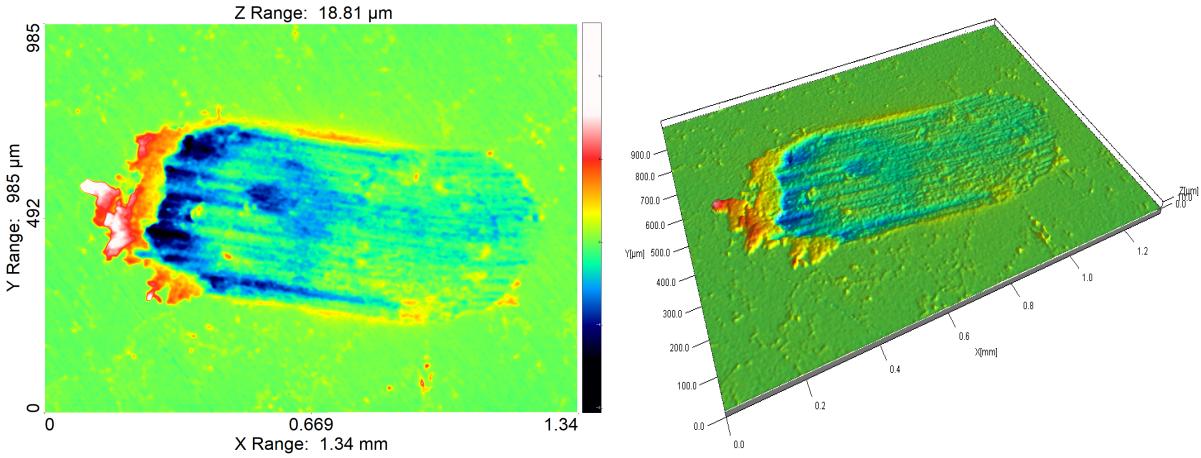
Mapy konturowe powierzchni umożliwiają wizualną ocenę rozkładu zużycia, głębokości śladu oraz stopnia lokalnej degradacji topografii, natomiast profile nierówności dostarczają informacji o charakterze geometrycznym śladu zużycia, w tym o maksymalnej głębokości, szerokości oraz symetrii śladu.

Mapy konturowe powierzchni krążka po próbie frettingowej dla materiału DS200+Hf (rys. 149) ujawniają głęboki ślad zużycia o nieregularnym kształcie. Widoczne są wyraźne

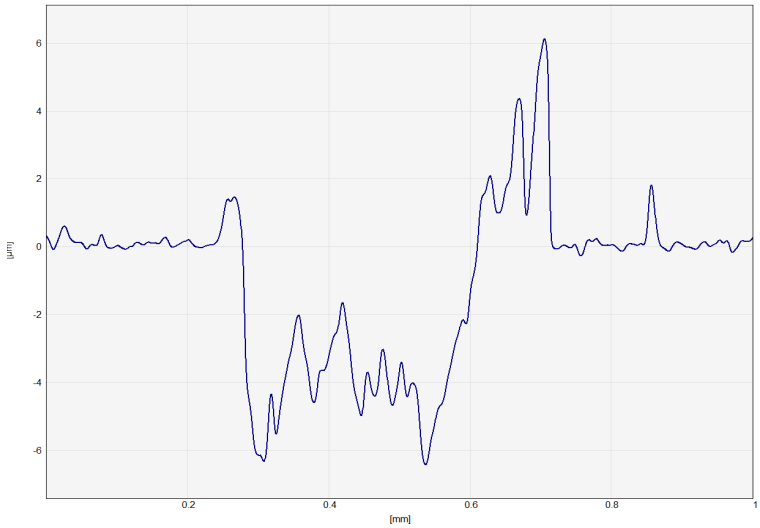
strefy intensywnego ubytku materiału oraz obszary znacznych wypiętrzeń po obu stronach śladu, co wskazuje na dominację pełnego poślizgu oraz znaczne odkształcenia plastyczne materiału.

Profil nierówności powierzchni (rys. 150) charakteryzuje się dużą amplitudą zmian wysokości oraz asymetrycznym przebiegiem, co świadczy o niestabilnym charakterze procesu zużycia. Znaczna różnica pomiędzy objętością ubytku materiału a objętością wypiętrzeń (tab. 44) potwierdza intensywne przemieszczanie materiału w strefie kontaktu, typowe dla frettingu o wysokiej energii tarcia.

a) b)



Rys. 149. Mapy konturowe powierzchni krążka po przeprowadzonej próbie frettingowej dla materiału podłoża DS200+Hf (a,b)



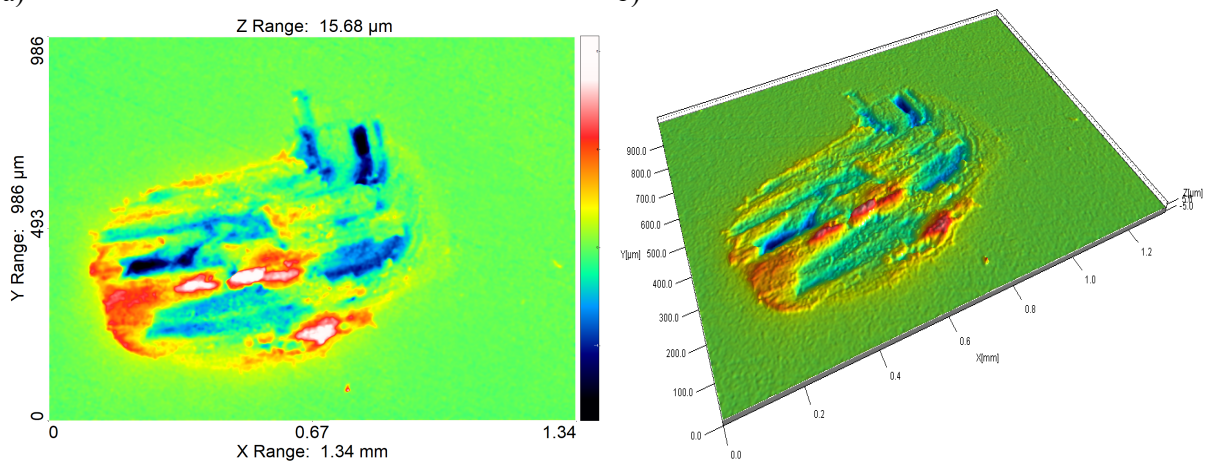
Rys. 150. Profil nierówności powierzchni krążka po przeprowadzonej próbie frettingowej dla materiału podłoża DS200+Hf

W przypadku warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą TIG mapy konturowe (rys. 151) wskazują na wyraźne ograniczenie głębokości i szerokości śladu zużycia w

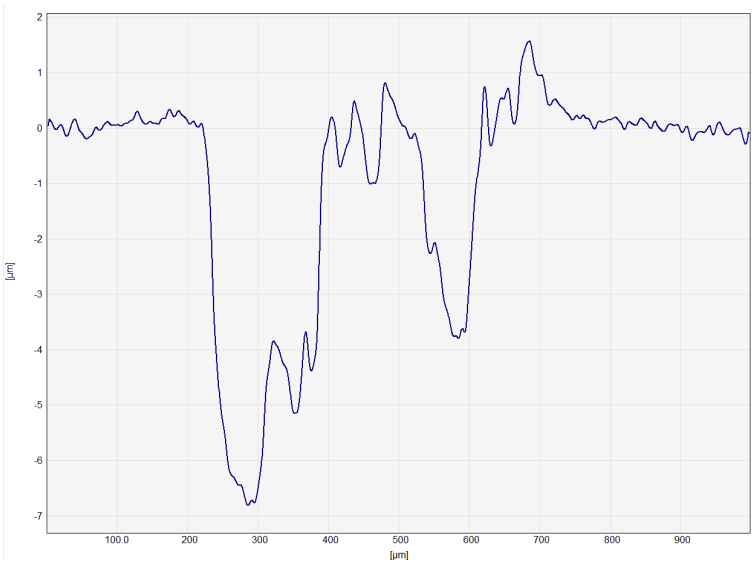
porównaniu do materiału rodzimego. Ślad ma bardziej regularny kształt, a strefy wypiętrzeń są mniej rozbudowane i bardziej symetryczne.

Profil nierówności (rys. 152) charakteryzuje się mniejszą amplitudą zmian wysokości oraz bardziej stabilnym przebiegiem, co świadczy o łagodniejszym charakterze oddziaływań tribologicznych. Wartości zużycia objętościowego (tab. 44) wskazują na zbliżone wartości objętości ubytku i wypiętrzeń, co sugeruje częściową stabilizację mechanizmu kontaktu oraz ograniczenie intensywnych procesów plastycznych.

a) b)



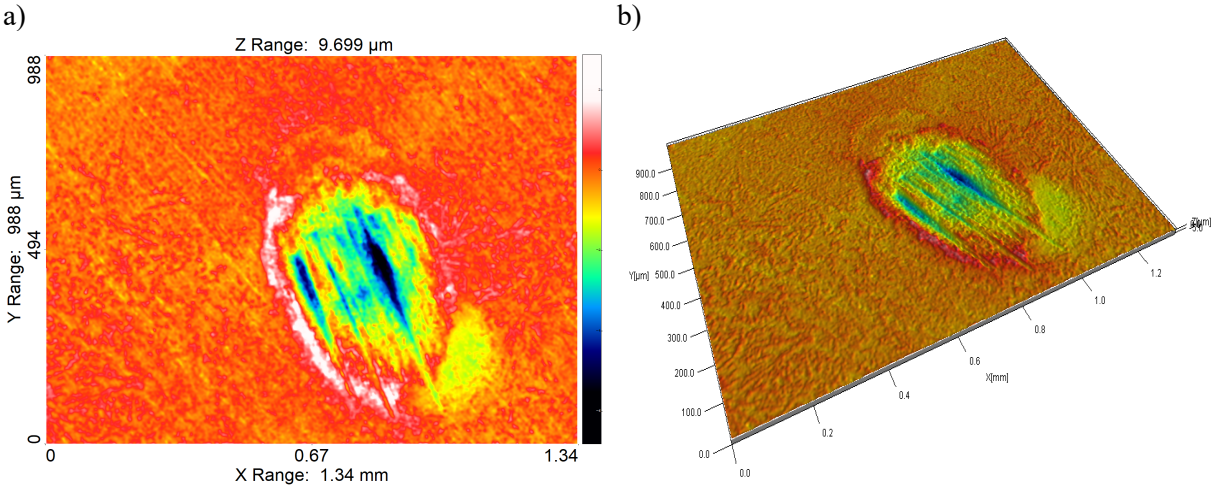
Rys. 151. Mapy konturowe powierzchni krążka po przeprowadzonej próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą TIG (a,b)



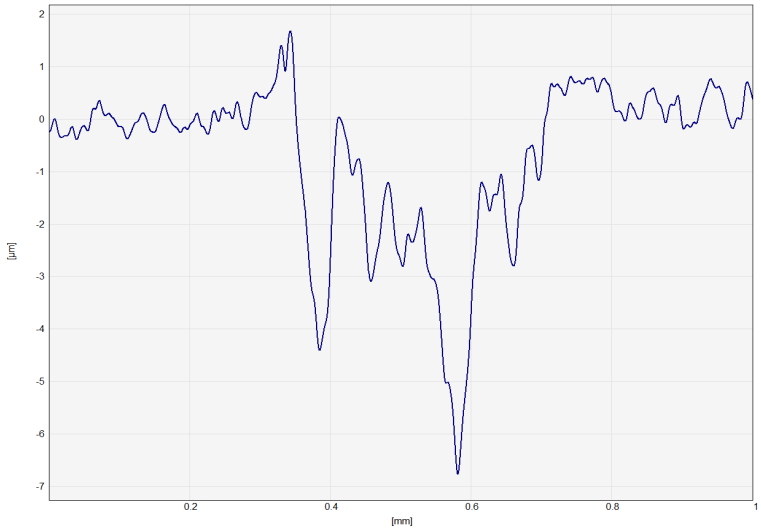
Rys. 152. Profil nierówności powierzchni krążka po przeprowadzonej próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą TIG

Mapy konturowe powierzchni krążka dla warstwy Tribaloy T-800 napawanej metodą TIG (rys. 153) ujawniają najpłytszy i najbardziej jednorodny ślad zużycia spośród próbek napawanych metodą TIG. Obszar kontaktu charakteryzuje się niewielką głębokością ubytku oraz ograniczonym rozwojem wypiętrzeń na krawędziach śladu.

Profil nierówności (rys. 154) potwierdza niewielką amplitudę zmian wysokości oraz symetryczny przebieg, co wskazuje na charakter częściowego poślizgu. Najniższe wartości objętościowego zużycia krążka (tab. 44) świadczą o wysokiej odporności warstwy Tribaloy T-800 na zużycie frettingowe, co można wiązać z obecnością twardych faz międzymetalicznych w mikrostrukturze napoiny.



Rys. 153. Mapy konturowe powierzchni krążka po przeprowadzonej próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą TIG (a,b)

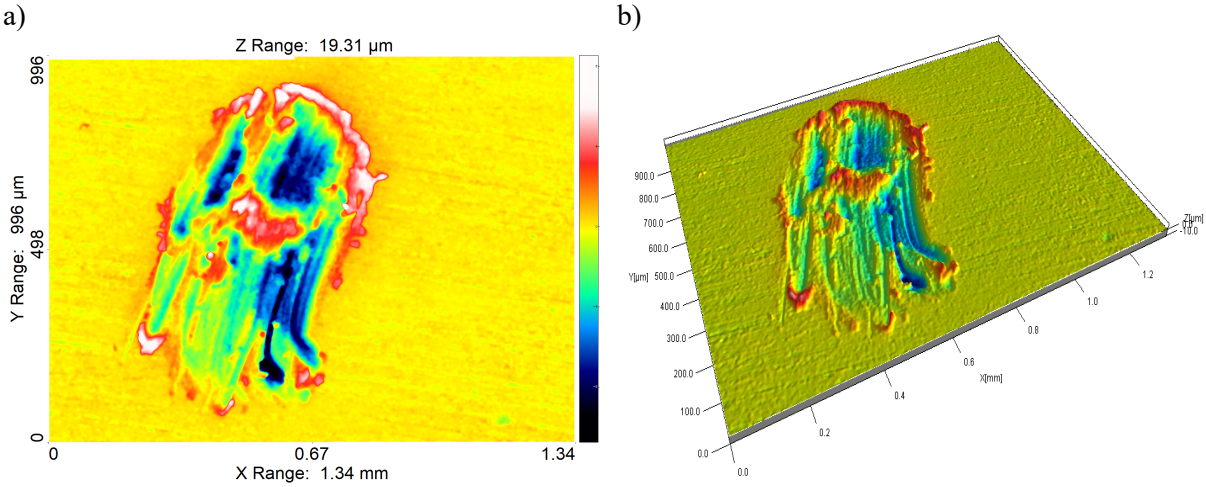


Rys. 154. Profil nierówności powierzchni krążka po przeprowadzonej próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą TIG

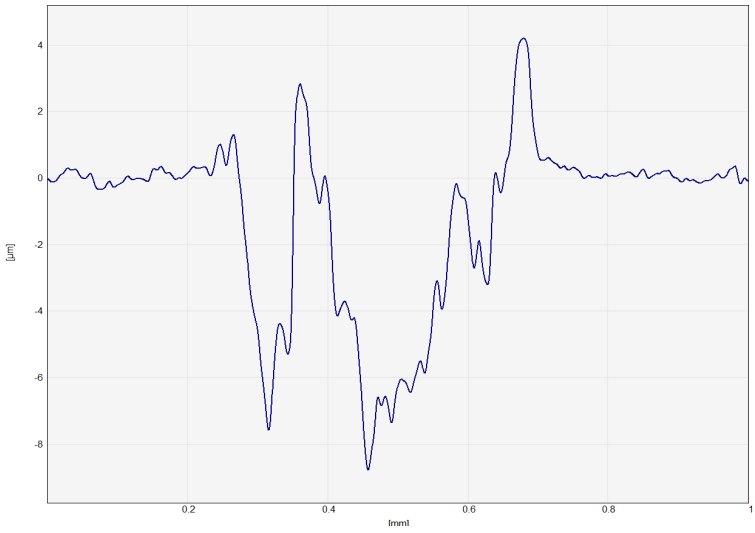
Mapy konturowe powierzchni krążka po próbie frettingowej dla warstwy Stellite 694 napawanej metodą laserową (rys. 155) wskazują na regularny i płytki ślad zużycia o wyraźnie ograniczonej szerokości. Topografia powierzchni w obrębie śladu jest jednorodna, a wypiętrzenia materiału są niewielkie i równomiernie rozłożone.

Profil nierówności (rys. 156) charakteryzuje się najmniejszą amplitudą zmian wysokości spośród wszystkich analizowanych wariantów Stellite 694, co potwierdza stabilny

charakter kontaktu tribologicznego. Niewielkie wartości zużycia objętościowego (tab. 44) oraz korzystny iloraz V^{-}/V^{+} wskazują na efektywne ograniczenie degradacji powierzchni w warunkach frettingu wysokotemperaturowego.



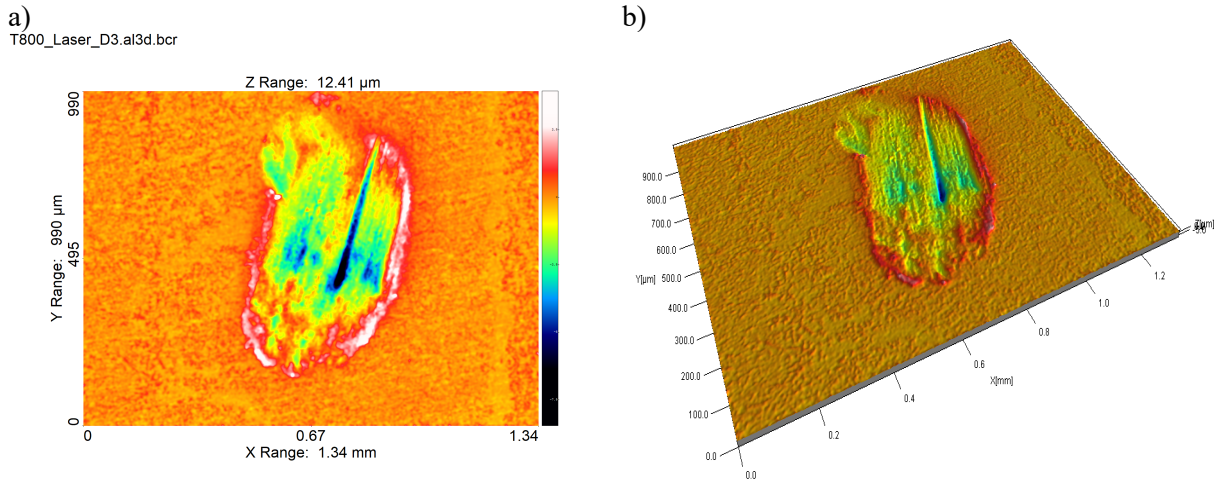
Rys. 155. Mapy konturowe powierzchni krążka po przeprowadzonej próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą laserową (a,b)



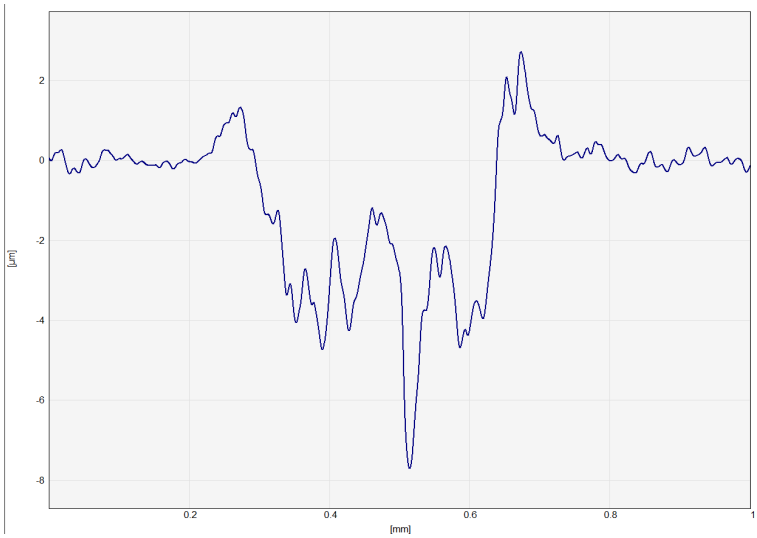
Rys. 156. Profil nierówności powierzchni krążka po przeprowadzonej próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Stellite 694 napawanej metodą laserową

W przypadku warstwy Tribaloy T-800 napawanej metodą laserową mapy konturowe (rys. 157) ujawniają płytki, lecz lokalnie bardziej zróżnicowany ślad zużycia w porównaniu do warstwy Stellite 694. Widoczne są lokalne obszary zwiększonego ubytku materiału.

Profil nierówności (rys. 158) potwierdza umiarkowaną amplitudę zmian wysokości oraz lokalne nieregularności przebiegu profilu. Pomimo tego wartości iloraz V^{-}/V^{+} zużycia krążka pozostają niskie (tab. 44), co świadczy o wysokiej odporności warstwy Tribaloy T-800 na zużycie frettingowe, przy jednoczesnym zróżnicowaniu lokalnego mechanizmu zużycia.



Rys. 157. Mapy konturowe powierzchni krążka po przeprowadzonej próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą laserową (a,b)



Rys. 158. Profil nierówności powierzchni krążka po przeprowadzonej próbie frettingowej dla warstwy ochronnej Tribaloy T-800 napawanej metodą laserową

Analiza wyników próby frettingowej wykazała zróżnicowany wpływ rodzaju materiału warstwy ochronnej oraz technologii napawania na przebieg tarcia i zużycia w temperaturze 800°C. Zastosowanie warstw Stellite 694 i Tribaloy T-800 prowadziło do obniżenia współczynnika tarcia w porównaniu z materiałem rodzimym DS200+Hf. Najniższe wartości współczynnika tarcia w stanie ustalonym uzyskano dla warstwy Tribaloy T-800 napawanej laserowo, natomiast najmniejszą zmiennością współczynnika tarcia charakteryzowała się warstwa Stellite 694 napawana laserowo.

Analiza profilometryczna wykazała, że najmniejsze wartości ubytku objętościowego V^- uzyskano dla warstw Tribaloy T-800 napawanych metodą TIG oraz laserowo. Dla warstw Stellite 694 wartości V^- były wyższe. Jednocześnie warstwa Stellite 694 napawana

laserowo charakteryzowała się regularnym i płytkim śladem zużycia oraz najmniejszymi wahaniami współczynnika tarcia.

Obserwacje SEM oraz analiza EDS wskazują na udział zużycia ściernego, lokalnych odkształceń plastycznych oraz procesów utleniania w kształtowaniu powierzchni po próbie frettingowej. Uzyskane wyniki wskazują, że ocena odporności frettingowej analizowanych materiałów wymaga łącznego uwzględnienia przebiegu współczynnika tarcia, charakteru pętli frettingowych, morfologii śladów zużycia oraz ilościowych wyników profilometrii. Spośród analizowanych warstw Tribaloy T-800 wykazywał najmniejszy ubytek objętościowy materiału krążka, natomiast warstwa Stellite 694 napawana laserowo charakteryzowała się najbardziej stabilnym przebiegiem współczynnika tarcia.

6. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ WŁASNYCH

6.1 Oddziaływanie warunków procesu napawania laserowego na geometrię pojedynczej ścieżki napoiny Stellite 694 i Tribaloy T-800 na podłożu nadstopu DS200+Hf

Analiza wyników przeprowadzonych badań własnych wskazuje na możliwość kształtowania składu chemicznego, morfologii składników fazowych mikrostruktury oraz poprawy właściwości użytkowych warstw ochronnych wytworzonych na podłożu nadstopu DS200+Hf w zależności od zastosowanej metody napawania (metoda TIG i laserowa) oraz materiałów dodatkowych: Stellite 694 (Co-26Cr-19W-5Ni-0,85V-0,85C) oraz Tribaloy T-800 (Co-28Mo-18Cr-3,4Si).

Przeprowadzone badania geometrii pojedynczej ścieżki napoiny otrzymywanej w procesie napawania laserowego wykazały wyraźną zależność jej wymiarów od parametrów procesu, w szczególności mocy wiązki laserowej P, średnicy d_w oraz prędkości napawania v_n. Parametry te decydują o gęstości mocy wiązki oraz czasie jej oddziaływania na materiał podłoża i dodatkowy, a tym samym wpływają na objętość przetopionego podłoża, ilość stopionego proszku oraz kształt formowanej ścieżki napoiny [11,71,93,94].

Ustalono, że charakterystycznymi parametrami geometrycznymi pojedynczej ścieżki napoiny jest szerokość b, wysokość H, głębokość przetopienia podłoża D, pole powierzchni przekroju poprzecznego napoiny A_n oraz pole powierzchni przekroju przetopionego podłoża A_w, a także współczynnik kształtu ścieżki b/H (rys. 43-49, tab. 17). Dodatkową cechą pojedynczej ścieżki oraz napoiny jest określony stopień wymieszania materiału dodatkowego ze stopionym podłożem - objętość względna materiału podłoża V_v. [11,71,93,94].

Jednocześnie wykazano, że skład chemiczny materiału dodatkowego istotnie wpływa na geometrię wytwarzanej pojedynczej ścieżki warstwy ochronnej (rys. 43-49, tab. 17). Pojedyncze ścieżki napoiny wykonane z zastosowaniem proszku Stellite 694 charakteryzują się mniejszą wysokością, polem przekroju poprzecznego oraz głębokością przetopienia w porównaniu do ścieżek wytworzonych z użyciem proszku Tribaloy T-800 (rys. 43, 44 i 47). Jednocześnie wartości szerokości pojedynczej ścieżki napoiny pozostają zbliżone dla obu analizowanych materiałów dodatkowych (rys. 45).

Przeprowadzona analiza wpływu warunków procesu napawania laserowego na rozmiary pojedynczej ścieżki napoiny pozwoliła sformułować kryteria doboru podstawowych parametrów technologicznych warstwy ochronnej, obejmujących m.in. moc lasera P, średnicę wiązki d_w oraz prędkość napawania v_n. Dobór parametrów prowadzono z uwzględnieniem wcześniej przyjętych kryteriów, tj. braku niezgodności w postaci braku przetopienia oraz uzyskania objętości względnej podłoża większej niż 0,2. Wyniki badań doświadczalnych potwierdziły możliwość uzyskania warstw ochronnych o szerokości rzędu 1,3-1,8 mm (tab. 17).

Na podstawie obserwacji mikroskopowych stwierdzono występowanie mikropęknięć w warstwach ochronnych wykonanych zarówno ze stopu Stellite 694, jak i Tribaloy T-800. Jednocześnie wykazano, że warstwy napawane z zastosowaniem proszku Tribaloy T-800 wykazują większą podatność na pękanie w porównaniu do Stellite 694 przy zastosowaniu identycznych parametrów procesu. W przypadku warstwy Stellite 694 nie zaobserwowano pęknięć przy parametrach napawania obejmujących moc lasera P = 370 W, średnicę wiązki d_w = 1,3 mm oraz prędkość napawania v_n = 8,33 mm/s. Wyniki te wskazują, że powstawanie mikropęknięć zależy nie tylko od parametrów procesu napawania laserowego, ale również od składu chemicznego i fazowego materiału podłoża i dodatkowego, warunków krystalizacji oraz rozmieszczenia twardych i kruchych faz wtórnych w mikrostrukturze warstwy [67-72,74].

Dalsza analiza wykazała, że proces napawania laserowego warstw ochronnych z zastosowaniem stopu Tribaloy T-800 wymaga wprowadzenia dodatkowych zabiegów technologicznych. Skłonność tego materiału do powstawania pęknięć, szczególnie w warunkach podwyższonej mocy lasera, uzasadnia konieczność zastosowania nagrzewania wstępnego podłoża do temperatury 200-500 °C lub wykorzystania izolacji cieplnej podłoża w celu ograniczenia gradientów temperatury i naprężeń własnych w napoinie [11,12,58].

6.2 Skład fazowy i mikrostruktura warstw ochronnych Stellite 694 i Tribaloy T-800 napawanych metodą TIG i wiązką lasera

Przeprowadzone badania wykazały, że mikrostruktura i skład fazowy wytworzonych warstw ochronnych są w istotnym stopniu determinowane zarówno rodzajem materiału dodatkowego, jak i warunkami - metoda TIG oraz napawanie laserowe, liczbą nanoszonych warstw.

Badania mikrostruktury wykonano dla warstw ochronnych wytworzonych przy zastosowaniu obu zestawów parametrów procesu napawania laserowego (P1: P = 370 W, d_w = 1,30 mm, v_n = 8,33 mm/s i P2: P = 530 W, d_w = 1,20 mm, v_n = 5,00 mm/s). Uzyskane wyniki wykazały, że wariant P1 charakteryzował się mniejszą skłonnością do powstawania pęknięć przy zachowaniu korzystnej morfologii składników fazowych mikrostruktury. W związku z tym do badań składu fazowego metodami XRD i EBSD wytypowano próbki wytworzone z zastosowaniem parametrów P1.

Analiza porównawcza składu chemicznego proszków oraz drutów stopów Stellite 694 i Tribaloy T-800 wykazała istotne różnice, które determinują ich przydatność do konkretnych procesów technologicznych i znajdują bezpośrednie odzwierciedlenie w mikrostrukturze wytwarzanych warstw ochronnych. Stwierdzono, że proszki charakteryzujące się kulistą morfologią cząstek oraz dendrytyczną mikrostrukturą wewnętrzną, są szczególnie zalecane do procesów napawania laserowego, w których kluczowe znaczenie mają jednorodne topienie cząstek, stabilne podawanie materiału oraz równomierne rozprowadzenie stopionego metalu w strefie oddziaływania wiązki (rys. 24-28, tab. 6, tab. 7). Sferoidalna budowa proszków ułatwia ich transport w układzie podawania, co sprzyja stabilności procesu i powtarzalności geometrii napoin (rys. 24-28).

Stwierdzono, że materiał podłoża - nadstop DS200+Hf, charakteryzuje się mikrostrukturą dendrytyczną. Osnowę mikrostruktury stanowi roztwór stały γ na osnowie niklu, w którym występują wydzielenia fazy umacniającej γ′ (Ni_3Al) o regularnym, sześciennym kształcie. Zmiany morfologii wydzieleń γ′ są najbardziej widoczne w bezpośrednim sąsiedztwie granicy wtopienia, tj. w odległości około 50 μm, natomiast ich ograniczony wpływ zaobserwowano do około 200 μm od granicy wtopienia (rys. 118, 119).

Warstwy ochronne Stellite 694 wytwarzane metodą TIG oraz napawania laserowego cechują się budową dendrytyczną, typową dla krystalizacji w warunkach wysokich gradientów temperatury (rys. 84, 89). Dendryty zbudowane są z roztworu stałego o osnowie kobaltu, natomiast przestrzenie międzydendrytyczne wypełniają wydzielenia o charakterze

eutektycznym, zidentyfikowane jako węgliki typu M_6C, lokalnie również węgliki MC oraz $M_{23}C_6$ (rys. 64). Identyfikacja tych faz została potwierdzona w analizach XRD oraz EBSD (rys. 64-71).

Wykazano, że zastosowanie napawania laserowego prowadzi do większego stopnia niejednorodności składu chemicznego w mikroobszarach w porównaniu do warstw wytwarzanych metodą TIG. W przypadku wielowarstwowych napoin, zaobserwowano obecność rozbudowanych stref przejściowych na granicach pomiędzy kolejnymi ścieżkami oraz pomiędzy poszczególnymi warstwami, powstających w wyniku częściowego przetopienia uprzednio wytworzonego materiału oraz jego wtórnej krystalizacji podczas nanoszenia kolejnych ścieżek (rys. 85, 90, 92, 96, 99, 108, 110, 113, 115). Oznacza to, że w napoinach wielowarstwowych mikrostruktura i skład chemiczny warstwy nie są kształtowane wyłącznie podczas jednorazowego krzepnięcia jeziorka ciekłego metalu, lecz są wynikiem nakładania się kolejnych cykli cieplnych, obejmujących częściowe przetopienie, wymieszanie i wtórną krystalizację wcześniej wytworzonego materiału.

Analiza mikrostruktury wykazała, że warstwy ochronne wytworzone z zastosowaniem parametrów P1, odpowiadających niższej energii liniowej procesu, charakteryzowały się mniejszą skłonnością do powstawania pęknięć oraz bardziej jednorodną mikrostrukturą niż warstwy otrzymane przy zastosowaniu parametrów P2 (rys. 89-117).

Analiza składu chemicznego metodą EDS wykazała intensywne wymieszanie w strefie granicy wtopienia, przejawiające się obecnością w napoinie pierwiastków charakterystycznych dla materiału podłoża, takich jak Ni, Al i Hf (rys. 87, 88; tab. 20; rys. 104, 106; tab. 26; rys. 91-93; tab. 21, 22; rys. 98-101; tab. 23-25; rys. 109-111; tab. 27, 28; rys. 114-116; tab. 29, 30). W warstwach Stellite 694 obserwuje się lokalne mikroobszary wzbogacone w Ni, wskazujące na zwiększony stopień wymieszania materiału podłoża z napoiną.

W mikroobszarach tych, metodą EBSD, zidentyfikowano również wydzielenia γ′ oraz węgliki hafnu HfC, charakterystyczne dla materiału podłoża DS200+Hf (rys. 64, 70). Ich nierównomierne rozmieszczenie sugeruje, że HfC nie uległy pełnemu stopieniu lub rozpadowi w jeziorku ciekłego metalu, lecz zostały lokalnie przemieszczone wraz z materiałem podłoża do napoiny. Większy stopień wymieszania materiału podłoża z napoiną w przypadku metody TIG jest zgodny z danymi literaturowymi [70,86], według których procesy łukowe charakteryzują się większym udziałem materiału podłoża w napoinie niż napawanie laserowe. W warstwach napawanych laserowo udział ten jest mniejszy, jednak lokalnie obserwuje się mikroobszary wzbogacone w Ni, Al i Hf, wskazujące na niepełne ujednorodnienie składu jeziorka ciekłego metalu.

Warstwy ochronne Tribaloy T-800 charakteryzują się mikrostrukturą dendrytyczną z roztworem stałym na osnowie kobaltu oraz obecnością faz międzymetalicznych typu Laves'a, identyfikowanych jako Co_3Mo_2Si, lokalnie również Co_2Mo (rys. 72, 74, 75, 79). Wydzielenia te są zlokalizowane głównie w przestrzeniach międzydendrytycznych (rys. 105, 106; tab. 26; rys. 107-111; tab. 27, 28; rys. 112-116; tab. 29, 30).

Stwierdzono, że znaczny udział faz Laves'a w warstwach Tribaloy T-800, szczególnie w przypadku napawania laserowego oraz warstw wielokrotnych, może sprzyjać lokalnemu obniżeniu odporności na pękanie [68,74,92]. Mikropęknięcia obserwowano głównie w przestrzeniach międzydendrytycznych oraz w rejonach granic warstw, czyli w obszarach, w których występowały skupiska faz międzymetalicznych (rys. 107a,c, 108a,b, 113b, 117). Intensywność tych zjawisk jest większa dla parametrów procesu sprzyjających szybkiemu krzepnięciu i wysokim gradientom temperatury (parametry P2), co znajduje potwierdzenie w koncentracji wydzieleń faz Laves'a w obszarach pęknięć (rys. 117; tab. 31)

Uzyskane wyniki wskazują, że postać materiału dodatkowego - proszek lub drut, metoda napawania oraz parametry procesu umożliwiają kształtowanie mikrostruktury i składu fazowego warstw ochronnych. Napawanie laserowe sprzyja rozdrobnieniu składników mikrostruktury oraz procesom wydzielania faz o dużej twardości węglików M_6C w Stellite 694 oraz faz Laves'a w Tribaloy T-800, co z jednej strony może podnosić odporność na zużycie, z drugiej jednak zwiększa skłonność warstw do niejednorodności i pękania (rys. 91-93; tab. 21, 22; rys. 98-101; tab. 23-25; rys. 107-111; tab. 27, 28; rys. 113-117; tab. 29-31).

6.3 Właściwości użytkowe warstw ochronnych Stellite 694 i Tribaloy T-800 wytworzonych na podłożu nadstopu DS200+Hf

Wykazano, że napoiny wytworzone na podłożu z nadstopu DS200+Hf z zastosowaniem obu wariantów parametrów napawania laserowego (P1 i P2), charakteryzują się istotnie wyższą twardością w porównaniu do materiału podłoża, którego twardość - niezależnie od stanu materiału (lany, wyżarzony ujednorodniająco oraz po przesycaniu i starzeniu) - wynosi ok. 440 HV0,5 (tab. 32). Niewielkie różnice pomiędzy wartościami twardości materiału podłoża w poszczególnych stanach obróbki cieplnej wskazują, że przeprowadzenie przesycania i starzenia ma znikomy wpływ na poziom twardości nadstopu DS200+Hf (tab. 32).

Stwierdzono, że twardość warstw ochronnych w istotnym stopniu zależy od rodzaju materiału dodatkowego, zastosowanej metody napawania oraz parametrów procesu. Napoina wykonana metodą TIG ze stopu Stellite 694 charakteryzuje się twardością na poziomie ok. 400 HV0,5. W pobliżu granicy wtopienia wartości twardości wynoszą około 400–430

HV0,5, natomiast w strefie wpływu ciepła wzrastają do około 490 HV0,5 (tab. 32, rys. 120). Zastosowanie napawania laserowego umożliwia uzyskanie wyższych wartości twardości Stellite 694, mieszczących się w zakresie ok. 470-600 HV0,5, w zależności od mocy wiązki laserowej oraz liczby nakładanych warstw (tab. 32, rys. 122, 123).

W przypadku stopu Tribaloy T-800 uzyskano znacząco wyższe wartości twardości w porównaniu do stopu Stellite 694, zarówno dla napoin wytwarzanych metodą TIG, jak i napawania laserowego. Twardość napoin TIG osiąga wartości rzędu ok. 580 HV0,5, natomiast w przypadku napawania laserowego wzrasta do poziomu 650-860 HV0,5, co jest bezpośrednio związane z obecnością twardych faz międzymetalicznych typu Laves'a (Co_3Mo_2Si) w mikrostrukturze warstwy ochronnej (tab. 32, rys. 121, 124, 125).

Porównanie wyników pomiarów twardości wykazało istotny wpływ parametrów procesu napawania laserowego na właściwości warstw ochronnych. Dla obu analizowanych materiałów dodatkowych wyższe wartości twardości uzyskano przy zastosowaniu parametrów P1 niż P2 (tab. 32). W przypadku materiału Stellite 694 twardość warstw wykonanych z zastosowaniem parametrów P1 wynosiła 582-601 HV0,5, natomiast dla parametrów P2 obniżyła się do 472-535 HV0,5. Jeszcze większe różnice zaobserwowano dla stopu Tribaloy T-800, dla którego twardość warstw uzyskanych przy parametrach P1 osiągała 803-857 HV0,5, podczas gdy dla parametrów P2 mieściła się w zakresie 645-787 HV0,5.

Analiza rozkładów twardości wykazała, że zastosowanie nagrzewania wstępnego do temperatury 500°C w procesie napawania laserowego stopu Tribaloy T-800 nie prowadzi do istotnego zmniejszenia maksymalnych wartości twardości warstwy, natomiast zmniejsza skłonność do pękania i sprzyja wyraźnemu wyrównaniu profilu twardości oraz łagodniejszemu przejściu pomiędzy napoiną a materiałem podłoża (rys. 124, 125). W przypadku próbek napawanych bez nagrzewania wstępnego obserwuje się większą lokalną zmienność twardości oraz większe gradienty tych wartości w rejonie granicy wtopienia i strefy wpływu ciepła, mimo osiągania porównywalnych wartości maksymalnych twardości (tab. 32, rys. 126).

Wykazano ponadto, że liczba nakładanych warstw (napoiny jedno- i dwuwarstwowe) ma znikomy wpływ na wartość i charakter rozkładu twardości napoin wytwarzanych metodą napawania laserowego, zarówno dla stopu Stellite 694, jak i Tribaloy T-800, co potwierdzają zbliżone profile twardości uzyskane dla kolejnych warstw (rys. 122-125).

Uzyskane wyniki wskazują, że rodzaj materiału dodatkowego, metoda oraz parametry procesu napawania decydują o poziomie i jednorodności twardości warstw ochronnych. Napawanie laserowe, w porównaniu z metodą TIG, umożliwia uzyskanie warstw o wyższej i bardziej jednorodnej twardości, co jest konsekwencją ograniczonego oddziaływania cieplnego

oraz drobnoziarnistej mikrostruktury powstającej w warunkach szybkiego chłodzenia (tab. 32, rys. 120-126).

Do badań tribologicznych wytypowano warstwy ochronne otrzymane z zastosowaniem parametrów P1, których wybór wynikał z wcześniejszej oceny mikrostruktury oraz właściwości mechanicznych. Parametry P1 zapewniały mniejszą skłonność do powstawania pęknięć oraz wyższe wartości twardości w porównaniu z wariantem P2**.**

W celu porównania zachowania tribologicznego badanych materiałów w warunkach frettingu wysokotemperaturowego zestawiono kluczowe obserwacje dotyczące charakteru stref tarcia, dominujących mechanizmów zużycia, składu chemicznego produktów zużycia oraz stabilności pracy frettingowej (tab. 45). Zestawienie to pozwala na bezpośrednie porównanie wpływu rodzaju materiału dodatkowego oraz technologii napawania na przebieg procesów zużycia, niezależnie od szczegółowych analiz ilościowych.

Tabela. 45. Zestawienie charakteru zużycia frettingowego oraz mechanizmów zużycia badanych materiałów

Próbka	**Charakter śladu zużycia (SEM)**	**Dominujący mechanizm zużycia**	**Produkty zużycia / ciało trzecie (EDS)**	**Pęknięcia**	**Iloraz $V_{krążek}^{-}$/ $V_{krążek}^{+}$**	**Ocena zachowania warstwy**
Materiał rodzimy DS200+Hf	Niejednorodny ślad, lokalne bruzdy	Zużycie ścierne	Ni/Co/Cr, wysoka zawartość O	Lokalna inicjacja mikropę-knięć	0,32	Umiarkowana odporność, brak stabilnej warstwy tribologicznej
Warstwa ochronna Stellite 694 napawana metodą TIG	Ślad nieregularny, lokalne zagłębienia	Ścieranie z lokalną degradacją warstwy tribologiczne	Co/Cr/W	Lokalna inicjacja uszkodzeń	0,88	Niższy współczynnik tarcia i bardziej regularny ślad; większy ubytek V^{-} niż dla DS200+Hf
Warstwa ochronna Tribaloy T-800 napawana metodą TIG	Ślad nieregularny, lokalne ubytki	Ścieranie z lokalnym udziałem kruchości	Co/Mo/Cr/ Si	Lokalna inicjacja pęknięć	0,53	Wysoka twardość, umiarkowana odporność frettingowa
Warstwa ochronna Stellite 694 napawana metodą laserową	Ślad równomierny	Stabilne ścieranie powierzchnio we	Stabilna warstwa tribologicz na (Co/Cr + O)	Brak	0,61	**Najbardziej stabilna praca frettingowa**
Warstwa ochronna Tribaloy T-800 napawana metodą laserową	Ślad niejednorodny, ostre granice	Zmienny mechanizm: ścieranie + lokalna kruchość	Niestabilne produkty zużycia, wysoka zawartość O	Lokalne pęknięcia	0,63	Niskie tarcie, wysoka zmienność i ograniczona stabilność

Analiza wyników próby frettingowej przeprowadzonej w temperaturze 800 °C wykazała wyraźne zróżnicowanie zachowania tribologicznego materiału podłoża DS200+Hf oraz warstw ochronnych wykonanych ze stopów Stellite 694 i Tribaloy T-800, w zależności od zastosowanego materiału dodatkowego oraz technologii napawania. Różnice te dotyczą zarówno współczynnika tarcia jak i charakteru pętli frettingowych, jak i morfologii śladów zużycia oraz składu chemicznego produktów zużycia (rys. 127-148, tab. 44).

Materiał podłoża DS200+Hf charakteryzuje się najwyższymi oporami tarcia. Przebieg współczynnika tarcia wyróżnia się najwyższymi wartościami spośród analizowanych wariantów oraz zwiększoną zmiennością w początkowym okresie próby. Obserwacje mikrostruktury SEM ujawniają niejednorodny ślad zużycia z licznymi obszarami zgniotu, wskazującymi na dominację mechanizmu ścierania ścierno-adhezyjnego (rys. 129-133). Analiza EDS wykazała obecność tlenu w obrębie strefy tarcia, co świadczy o intensywnych procesach utleniania i braku stabilnej warstwy tribologicznej.

Zastosowanie warstw ochronnych na osnowie stopów kobaltu prowadzi do istotnej zmiany charakteru kontaktu tribologicznego. W przypadku warstw Stellite 694 wytwarzanych metodą TIG obserwuje się obniżenie średnich wartości współczynnika tarcia w porównaniu do materiału podłoża oraz częściowe zawężenie pętli frettingowych, jednak przebieg tarcia pozostaje niestabilny (rys. 127, 128). Morfologia śladów zużycia wskazuje na niejednorodny charakter degradacji powierzchni, z lokalnymi zagłębieniami i obszarami rozwarstwień, co potwierdzają obserwacje mikrostruktury SEM (rys. 133-136). Produkty zużycia zawierają głównie tlenki tworzące warstwę o niejednorodnej strukturze i ograniczonej stabilności tribologicznej.

Najbardziej stabilny przebieg tarcia uzyskano dla warstwy Stellite 694 napawanej laserowo. Przebieg współczynnika tarcia charakteryzuje się niskimi i stabilnymi wartościami, a pętle frettingowe odpowiadają częściowemu poślizgowi, co wskazuje na ograniczenie strat energii w cyklu frettingowym (rys. 127, 128). Taki charakter kontaktu jest korzystny, ponieważ w warunkach frettingu intensywność degradacji warstwy wierzchniej zależy od charakteru poślizgu, procesów ścierania, utleniania oraz lokalnej inicjacji mikropęknięć [37,42,47]. Obserwacje mikrostruktury SEM ujawniają równomierny, wygładzony ślad zużycia o niewielkiej szerokości, bez wyraźnych oznak pękania (rys. 141-144). Analiza EDS wykazała obecność zarówno obszarów utlenionych, jak i fragmentów bogatych w Co i Cr, pozbawionych tlenu, co sugeruje formowanie względnie stabilnej warstwy tribologicznej sprzyjającej stabilizacji procesu zużycia.

Warstwy ochronne wykonane ze stopu Tribaloy T-800 charakteryzują się odmiennym zużyciem tribologicznym, wynikającym z wysokiej twardości oraz obecności faz międzymetalicznych typu Laves'a. W przypadku napoin wytwarzanych metodą TIG obserwuje się obniżenie współczynnika tarcia względem materiału bazowego, jednak morfologia śladów zużycia wskazuje na lokalny udział mechanizmów kruchych, prowadzących do inicjacji pęknięć w obrębie warstwy ochronnej (rys. 137-140). Produkty zużycia zawierają głównie tlenki Co-Mo-Cr-Si, wskazujące na udział procesów utleniania.

Zastosowanie napawania laserowego stopu Tribaloy T-800 umożliwia uzyskanie warstwy o mniejszej wartości współczynnika tarcia, jednocześnie skutkuje zwiększoną zmiennością charakteru zużycia. Pętle frettingowe wskazują na niestabilny przebieg kontaktu tribologicznego, a obserwacje mikrostruktury powierzchni SEM ujawniają niejednorodną strefę tarcia z ostrymi granicami oraz licznymi lokalnymi pęknięciami (rys. 145-148). Analiza EDS wykazuje bardzo wysoką zawartość tlenu i obecność niestabilnych produktów zużycia, co sugeruje brak trwałej warstwy tribologicznej i podatność warstwy na degradację w warunkach cyklicznego obciążenia.

Zestawienie kluczowych obserwacji dotyczących charakteru śladów zużycia, dominujących mechanizmów zużycia oraz składu chemicznego produktów zużycia dla wszystkich badanych materiałów przedstawiono w tabeli zbiorczej (tab. 45). Analiza ta jednoznacznie wskazuje, że odporność na zużycie frettingowe nie jest determinowana wyłącznie wartością twardości warstwy ochronnej, lecz w dużym stopniu zależy od stabilności mikrostruktury, charakteru produktów zużycia oraz zdolności do formowania trwałej warstwy tribologicznej w warunkach wysokiej temperatury.

7. WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań własnych i ich analizy potwierdzono tezę pracy. Warunki procesów napawania metodą TIG oraz napawania laserowego umożliwiają kształtowanie mikrostruktury oraz właściwości mechanicznych i użytkowych warstw ochronnych wytwarzanych na podłożu nadstopu niklu DS200+Hf. Sformułowano następujące wnioski:

1. Kształt przekroju poprzecznego pojedynczej ścieżki napoiny wytwarzanej metodą napawania laserowego na podłożu nadstopu DS200+Hf w istotnym stopniu zależy od parametrów procesu, w szczególności mocy wiązki laserowej (240-530 W) oraz prędkości napawania (5,00-8,33 mm/s). Zwiększenie mocy wiązki laserowej powoduje wzrost wysokości, szerokości i głębokości wytworzonej ścieżki napoiny.
2. Zastosowanie parametrów P1, odpowiadających niższej energii liniowej procesu napawania laserowego, pozwoliło na uzyskanie warstw ochronnych o mniejszej skłonności do powstawania pęknięć oraz wyższej twardości w porównaniu z wariantem P2. Dla parametrów P1 twardość warstw wynosiła 582–601 HV0,5 dla stopu Stellite 694 oraz 803–857 HV0,5 dla stopu Tribaloy T-800, podczas gdy dla parametrów P2 uzyskano odpowiednio 472–535 HV0,5 i 645–787 HV0,5. Wyniki te wskazują na korzystniejszy wpływ parametrów P1 na właściwości analizowanych warstw ochronnych.
3. Mikrostruktura warstw ochronnych Stellite 694 składa się z osnowy roztworu stałego kobaltu (γ) z wydzieleniami węglików typu M_6C, MC oraz $M_{23}C_6$, których morfologia i rozmieszczenie są determinowane warunkami krystalizacji zależnymi od parametrów procesu napawania.
4. Mikrostruktura warstw ochronnych Tribaloy T-800 charakteryzuje się obecnością twardych faz międzymetalicznych typu Laves'a (Co_3Mo_2Si), których obecność, morfologia i rozmieszczenie w istotny sposób wpływają na twardość oraz charakter zachowania tribologicznego warstwy.
5. Szybkie chłodzenie towarzyszące napawaniu laserowemu sprzyja powstawaniu drobnych i ciągłych obszarów wydzieleń faz międzymetalicznych w warstwach Tribaloy T-800, co zwiększa twardość, ale jednocześnie może zwiększać skłonność do inicjacji pęknięć napoiny.

6. Twardość wytworzonych warstw jest zależna od rodzaju materiału dodatkowego oraz zastosowanej metody napawania. Dla warstw Stellite 694 uzyskano wartości od około 400 do 600 HV0,5, natomiast dla warstw Tribaloy T-800 od około 580 do 860 HV0,5, przy twardości materiału podłoża wynoszącej około 440 HV0,5. Najwyższe wartości twardości uzyskano dla warstw Tribaloy T-800 napawanych laserowo.
7. Warstwy napawane laserowo charakteryzowały się wyższą twardością od warstw TIG średnio o około 25-40%, przy jednoczesnym ograniczeniu wymieszania z materiałem podłoża. Wynika to z ograniczonego oddziaływania cieplnego, większej szybkości chłodzenia oraz mniejszego przetopienia podłoża. Niższa objętość względna materiału podłoża w napoinie ogranicza udział pierwiastków pochodzących z nadstopu DS200+Hf i sprzyja zachowaniu większego udziału składników fazowych materiału dodatkowego odpowiedzialnych za wysoką twardość.
8. Badania odporności na zużycie frettingowe w temperaturze 800°C wykazały, że materiał podłoża DS200+Hf charakteryzuje się najmniej korzystnymi właściwościami tribologicznymi, osiągając najwyższy początkowy i końcowy współczynnik tarcia (odpowiednio $\mu = 0{,}47$ i $\mu = 0{,}41$) oraz najniższą wartość wskaźnika V^{-}/V^{+} równą 0,32. Obserwacje SEM wykazały jednocześnie obecność bruzd, lokalnych odkształceń plastycznych oraz produktów zużycia, wskazujących na złożony mechanizm degradacji powierzchni.
9. Wpływ technologii napawania na zachowanie frettingowe zależał od rodzaju materiału dodatkowego oraz przyjętego kryterium oceny. Napawanie laserowe Stellite 694 sprzyjało uzyskaniu regularnej topografii śladu oraz najmniejszej zmienności współczynnika tarcia, natomiast najniższe wartości ubytku objętościowego V^{-} uzyskano dla warstw Tribaloy T-800, zarówno napawanych metodą TIG, jak i laserową.
10. Najbardziej stabilny przebieg procesu frettingowego uzyskano dla warstw Stellite 694 napawanych metodą laserową, które charakteryzowały się stabilnym współczynnikiem tarcia ($\mu = 0{,}40$), najniższym odchyleniem standardowym współczynnika tarcia ($\sigma = 0{,}0040$), jednorodną morfologią śladów zużycia oraz brakiem lokalnych pęknięć. Warstwy Tribaloy T-800 napawane metodą laserową osiągały najniższy końcowy współczynnik tarcia ($\mu = 0{,}33$), jednak wykazywały większą skłonność do lokalnego pękania i zmienności mechanizmu zużycia, co ogranicza ich stabilność tribologiczną.

Spośród analizowanych wariantów najbardziej korzystne właściwości technologiczne i użytkowe uzyskano dla warstw ochronnych Stellite 694 wytwarzanych metodą napawania

laserowego z zastosowaniem parametrów P1. Warstwy te charakteryzowały się najmniejszą skłonnością do powstawania pęknięć, wysoką twardością oraz najbardziej stabilnym przebiegiem zużycia frettingowego. Z kolei warstwy Tribaloy T-800 wykazywały najwyższą odporność na zużycie objętościowe, jednak większa podatność na pękanie ogranicza ich potencjał aplikacyjny bez dalszej optymalizacji parametrów procesu.

Przeprowadzona analiza potwierdza, że optymalizacja odporności na zużycie frettingowe półek styku łopatek turbiny niskiego ciśnienia wymaga kompromisu pomiędzy wysoką twardością warstwy ochronnej a stabilnością mikrostruktury i zdolnością do formowania trwałej warstwy tribologicznej; w badanych warunkach kryteria te najlepiej spełniają warstwy Stellite 694 wytwarzane metodą napawania laserowego.

7.1 Kierunki dalszego rozwoju i wdrożenia technologii napawania laserowego

Przeprowadzone badania potwierdziły możliwość zastosowania technologii napawania laserowego do wytwarzania warstw ochronnych na styku półek łopatek turbiny niskiego ciśnienia wykonanych z nadstopu niklu DS200+Hf. Uzyskane wyniki stanowią jednocześnie zbiór parametrów wyjściowych do opracowania technologii przemysłowej oraz kwalifikacji procesu napawania laserowego w warunkach produkcyjnych.

W ramach realizacji programu doktoratu wdrożeniowego opracowano warunki procesu napawania laserowego zapewniające uzyskanie warstw ochronnych o korzystnej mikrostrukturze oraz właściwościach mechanicznych i tribologicznych. Wyniki badań umożliwiły określenie zakresu parametrów procesu, które mogą stanowić punkt wyjścia do opracowania technologii przemysłowej.

Wykazano, że warstwy ochronne wykonane ze stopu Stellite 694 charakteryzują się niską skłonnością do powstawania pęknięć oraz korzystnym połączeniem właściwości mechanicznych i tribologicznych, dlatego materiał ten może stanowić podstawowy materiał dodatkowy w pierwszym etapie wdrożenia technologii.

Jednocześnie uzyskane wyniki wskazują, że stop Tribaloy T-800, pomimo większej skłonności do powstawania pęknięć, wykazuje najmniejszy ubytek objętościowy materiału w przeprowadzonej próbie frettingowej. Otwiera to możliwość dalszych prac nad optymalizacją parametrów procesu napawania oraz oceną zasadności jego zastosowania jako alternatywnego materiału dodatkowego dla stopu Stellite 694. Ostateczna ocena możliwości jego zastosowania wymaga jednak przeprowadzenia badań na rzeczywistych komponentach oraz analizy trwałości eksploatacyjnej.

Dalsze prace wdrożeniowe powinny koncentrować się na opracowaniu i walidacji technologii napawania laserowego półek styku łopatek turbiny niskiego ciśnienia z wykorzystaniem przemysłowego stanowiska napawania laserowego firmy Liburdi wdrażanego obecnie w Safran Aircraft Engines Poland. Kolejnym etapem będzie opracowanie parametrów technologicznych dla rzeczywistych komponentów obejmujących optymalizację trajektorii robota, strategii nakładania ścieżek oraz parametrów procesu dla rzeczywistej geometrii półek styku łopatek.

Istotnym elementem dalszych prac będzie również opracowanie procedur kwalifikacji procesu oraz metod oceny jakości wykonanych warstw ochronnych na podstawie wyników uzyskanych w niniejszej rozprawie. Obejmować one będą weryfikację geometrii napoin, ocenę jakości mikrostruktury, ocenę występowania niezgodności spawalniczych oraz rozkładu twardości, stanowiących kryteria odbioru technologii w warunkach przemysłowych. Opracowane procedury powinny zostać uzupełnione o metody nieniszczącej kontroli jakości warstw ochronnych zgodnie z wymaganiami obowiązującymi w przemyśle lotniczym.

Równolegle planowane jest opracowanie analizy techniczno-ekonomicznej wdrożenia technologii obejmującej porównanie kosztów materiałów dodatkowych, kosztów procesu napawania, trwałości eksploatacyjnej oraz kosztów regeneracji komponentów. Wyniki takich analiz pozwolą określić zasadność zastosowania poszczególnych materiałów dodatkowych w regeneracji elementów turbin niskiego ciśnienia nowej generacji.

Wdrożenie opracowanej technologii napawania laserowego może przyczynić się do zwiększenia powtarzalności procesu, ograniczenia udziału operacji wykonywanych ręcznie, poprawy jakości warstw ochronnych oraz zwiększenia trwałości eksploatacyjnej łopatek turbiny niskiego ciśnienia. Przedstawione wyniki stanowią podstawę do dalszego rozwoju technologii napawania laserowego oraz jej wdrożenia w procesie wytwarzania warstw ochronnych półek styku łopatek turbiny niskiego ciśnienia w przedsiębiorstwie Safran Aircraft Engines Poland.

8. LITERATURA

[1] Sieniawski J.: Kryteria i sposoby oceny materiałów na elementy lotniczych silników turbinowych. Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów 1995.

[2] Mouritz A. P.: Introduction to aerospace materials. Woodhead Publishing Limited, Philadelphia 2012.

[3] Pollock T. M.: Alloy design for aircraft engines, *Nature Materials,* 15 (2016), 809÷815.

[4] Boyer R. R., Cotton J. D., Mohaghegh M., Schafrik R. E, Material considerations for aerospace applications, *MRS Bulletin*, 40 (2015), 1055÷1065.

[5] Farokhi S.: Aircraft propulsion. John Wiley & Sons, New York 2014.

[6] Mataveli Suave L., Cormier J., Villechaise P., Brtheau D., Benoit G., Cailletaud G., Marcin L.: Anisotropy in creep properties of DS200+Hf alloy. *Materials at High Temperatures,* 33 (2016), 361÷371.

[7] Duhl D. N., Sullivan C. P.: Some effects of hafnium additions on the mechanical properties of a columnar grained nickel base superalloy. *J. Met.,* 23 (1971), 38÷40.

[8] Gabb T. P., Gayda J., Telesman J., Garg A.: The effects of heat treatment and microstructure variations on disk superalloy properties at high temperature. *TMS*, 2008, 121÷130.

[9] Gradzik A., Mrówka-Nowotnik G., Nawrocki J., Sieniawski J.: Wpływ warunków procesu napawania laserowego na mikrostrukturę i twardość napoiny Stellite 694 na podłożu z nadstopu niklu Inconel 738LC. *Mechanik*, 89 (2016) 4, 276-281.

[10] Pilarczyk J.: Poradnik Inżyniera. 2 Spawalnictwo. Wydawnictwo WNT, Warszawa 2021.

[11] Klimpel A.: Technologie laserowe - spawanie, napawanie, stopowanie, obróbka cieplna i cięcie. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej. Gliwice 2012.

[12] Klimpel A.: Napawanie i natryskiwanie cieplne. Wydawnictwa Naukowo Techniczne, Warszawa 2000.

[13] El-Sayed A.F.: Aircraft Propulsion and Gas Turbine Engine. Taylor & Francis Group, London, 2008.

[14] Balicki W., Chachurski R., Głowacki P., Godzimirski J., Kawalec K., Kozakiewicz A., Pągowski Z., Rowiński A., Szczeciński S.: Lotnicze silniki turbinowe, konstrukcja-eksploatacja-diagnostyka. Część I. Biblioteka Naukowa Instytutu Lotnictwa, Warszawa 2010.

[15] Walsh P. P., Fletcher P.: Gas Turbine Performance, 2nd ed., *Blackwell Publishing and ASME*, Fairfield, 227-282, 2004.

[16] https://calypteaviation.com/silnik-odrzutowy-budowa-dzialanie-historia/ (dostęp: 19.03.2024)

[17] Jakubowski R., Kuźniar M.: Analiza wybranych wskaźników pracy silnika dwuprzepływowego z dwiema komorami spalania. *Technika Transportu Szynowego*, 100-105, 12 (2016).

[18] Balicki W., Chachurski R., Kozakiewicz A., Głowacki P., Godzimirski J., Kawalec K., Pagowski Z., Rowiński A., Szczeciński J., Szczeciński S.: Lotnicze silniki turbinowe, konstrukcja-eksploatacja-diagnostyka. Część II. Wydawnictwo Naukowe Instytutu Lotnictwa, Warszawa, 2012.

[19] Z. Bojar, W. Przetakiewicz, Materiały metalowe z udziałem faz międzymetalicznych, BEL Studio Sp. z o.o., Warszawa, 2006.

[20] Adamiec J., Łyczkowska K.: Przetapianie laserowe i łukiem plazmowym odlewów precyzyjnych ze stopu Inconel 713C. *Przegląd Spawalnictwa,* 89 (2017) 5.

[21] A.M. Huntz, L. Maréchal, B. Lesage, R. Molins, Thermal expansion coefficient of alumina films developed by oxidation of a FeCrAl alloy determined by a deflection technique, Applied Surface Science 252 (2006) 7781-7787.

[22] B.P. Bewlay, S. Nag, A. Suzuki, M.J. Weimer, TiAl alloys in commercial aircraft engines, Materials at High Temperatures 33 (2016) 549-559.

[23] F. Appel, H. Clemens, F.D. Fischer, Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides, Progress in Materials Science 81 (2016) 55-124.

[24] S. Mayer, P. Erdely, F.D. Fischer, D. Holec, M. Kastenhuber, T. Klein, H. Clemens, Intermetallic β-Solidifying γ-TiAl Based Alloys − From Fundamental Research to Application, Advanced Engineering Materials 19 (2017) 1-27.

[25] M. Burtscher, T. Klein, J. Lindemann, O. Lehmann, H. Fellmann, V. Güther, H. Clemens, S. Mayer, An advanced tial alloy for high-performance racing applications, Materials 13 (2020) 1-14.

[26] A. Gil, Wysokotemperaturowa korozja stopów TiAl, Wydawnictwo Naukowe Akapit, Kraków, 2009.

[27] Witek L., Kluz M.: Numeryczno-eksperymentalna analiza modalna łopatki turbiny silnika turbowentylatorowego. *Autobusy*, 12 (2016), 1473-1478.

[28] Dżygadło Z., Łyżwiński M., Otyś J., Szczeciński S., Wiatrek R., Zespoły wirnikowe silników turbinowych, Warszawa, WKiŁ, 1982.

[29] Swadźba R., Wiedermann J.: Zastosowanie metody STEM oraz FIB w badaniach stuktury warstwy wierzchniej żarowytrzymałego monokrystalicznego nadstopu niklu po utlenianiu wysokotemperaturowym, *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza,* 2 (2013).

[30] Góral M.: Mikrostruktura i trwałość powłokowych barier cieplnych wytwarzanych w procesach plazmowych w warunkach obniżonego ciśnienia. Rozprawa habilitacyjna, Rzeszów 2008.

[31] Coderet Y.: Development of high temperaturę coatings and TBC bond coats for gas turbine engines. Advenced coatings for high temperatures. Proc. Turbine Forum, Nicea 2008.

[32] Bach Fr. W., Babiak Z., Duda T., Copitzky T., Josefiak L. A.: Thermal barrier coatings with enhanced properties - A Chance for thermal spraying. United Thermal Spray Conference, Dusseldorf 1999.

[33] Stover D., Funke C.: Directions of the development of thermal barrier coatings in energy applications. *Journal of Mat. Proc. Tech*., 92-93 (1999), 195-202.

[34] Kumar R., Singh R., Kumar S.: Erosion and Hot Corrosion Phenomena in Thermal Power Plant and their Preventive Methods: A Study, *Asian Review of Mechanical Engineering*, 7 (2018) 1, 38-45.

[35] Koul A.K., Immarigeon J.P., Dainty R.V., Patnaik P.C.: Degradation of high-performance aero engine turbine blades. *Advanced Materials and Coatings for Combustion Turbines*, 69 (1993).

[36] Błachnio J., Dzięgielewski W., Kułaszka A., Zasada D.: Wpływ czynników eksploatacyjnych na stan żaroodpornej powłoki łopatek turbiny gazowej. *Studia i Materiały Polskiego Stowarzyszenia Zarządzania Wiedzą*, 68 (2014).

[37] Szolwinski M. P., Farris T. N.: Mechanics of fretting fatigue crack formation. *Wear*, 198 (1998) 1-2, 93-107.

[38] Haijun T., Dashu C., Hongyu Y., Mingli X., Ruichun D.: Fretting fatigue failure of an aero engine turbine blade. *Center of Aviation Safety Technology of Civil Aviation Administration of China*, 2008.

[39] Xue F., Wang Z., Zhao W., Zhang X., Qu B., Wei L.: Fretting fatigue crack analysis of the turbine blade from nuclear power plant. *Engineering Failure Analysis*, 44 (2014) 9, 299-305.

[40] Nowell D., Dini D., Hills D. A.: Recent developments in the understanding of fretting fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, 73 (2006) 2, 207-222.

[41] Menezes P. L., Ingole S. P., Nosonovsky M., Kailas S. V., Lovell M. R: Tribology for scientists and engineers. Springer, New York 2013.

[42] Jachimowicz J., Kozłowski P., Moneta G., Szymczyk E., Kaniowski J.: Zjawisko frettingu w konstrukcjach lotniczych. *Prace Instytutu lotnictwa*, 206 (2010).

[43] Jachimowicz J., Karliński W., Szachnowski W.: Blade and Disc in-lock co-operation (selected problems), *Machine Dynamics Problems*, 24 (2000) 4, 71-86.

[44] Pandey V. S., Lee C. P., Wadia A. R., Clements J. D.: patent US 2012/005193: Shrouded turbine blade with contoured platform and axial dovetail, 2012.

[45] Collins J A. Failure of Materials in Mechanical Design: Analysis, Prediction, Prevention. New York: John Wiley & Sons, Inc.; 1993

[46] Fillot N, Iordanoff I, Berthier Y. Wear Modelling and the third body concept. Wear 2007; 262 (7- 8):947-957.

[47] Stachowiak G W, Batchelor A W. Engineering Tribology. Boston: Butterworth-Heinemann; 1993: 2nd Edition.

[48] Neyman A. The Influence of Oil Properties on the Fretting Wear of Mild Steel. Wear 1992; 152 (1):171-181.

[49] Qiu Y, Roylance B J. The Effect of Lubricant Additives on Frettig Wear. Lubrication Engineering 1992;48:801-808.

[50] Hurricks P L, Ashford K S. The Effect of Temperature on the Fretting Wear of Mild Steel. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers* 1969-1970;184. pp. 165-175.

[51] Bock E M, Whitely J H. Fretting Corrosion in Electric Contacts. In: Twentieth Annual Holm Seminar on Electrical Contacts. Harrisburg: 1974.

[52] Poll D.I.A., Schumann U.: A simple model for the estimation of turbofan engine performance in all airborne phases of flight. The Aeronautical Journal, 128 (2024), pp. 2725-2753.

[52] Morad A. M., Shash M.: Nickel base superalloys used for aero engine turbine blades. *16th International AMME Conference,* 27-29 May 2014.

[53] Davis J.R. „ASM Specialty Handbook - Nickel, Cobalt and their Alloys". ASM International, Ohio 2000.

[54] Link T., Epishin A., Brückner U., Portella P.: Increase of misfit during creep of superalloys and its correlation with deformation. *Acta Materialia*, 48 (2000) 8, 1981- 1994.

[55] Reed C.R.: The superalloys: Fundamentals and applications. Cambridge University Press, Cambridge 2006.

[56] Durand-Charre M.: The microstructure of superalloys. Gordon and Breach Science Publishers, London 2003.

[57] Seth B.B.:Superalloys - the utility gas turbine perspective. Superalloys 2000, *The Mineral Metals and Materials Society*, (2000) 3-16.

[58] Zhang S., Zhao D.: Aerospace materials handbook. CRC Press, Boca Raton 2012.

[59] Donachie M. J., Donachie S. J.: Superalloys - A technical guide. ASM International, Ohio 2002.

[60] Szeliga D., Kubiak K., Burbelko A., Motyka M., Sieniawski J.: Modeling of directional solidification of columnar grain structure in CMSX-4 nickel-based superalloy castings. Journal of Materials Engineering and Performance, 23 (2014) 3, 1088-1095.

[61] Szeliga D.: Effect of Processing Parameters and Shape of Blade on the Solidification of Single-Crystal CMSX-4 Ni-Based Superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 49 (2018) 5, 2250-2570.

[62] Gancarczyk K., Albrecht R., Olesch Ch., Kubiak K., Sieniawski J.: Sposób oceny doskonałości struktury krystalicznej monokrystalicznych odlewów łopatek z nadstopu niklu CMSX-4. *Inżynieria Materiałowa*, 6 (2015) 208, 154-160.

[63] Dai H. J., Gebelin J. C., Newell M., Reed R. C., Souza N., Brown P. D., Dong H. B.: Grain selection during solidification in spiral grain selector. Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloys, Seven Springs - Pennsylvania 2000.

[64] Rappaz M., Gandin C. A.: Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes. *Acta Metallurgica et Materialia*, 41 (1993) 2, 345-360.

[65] Mueller E. M., et al.: Failure analysis of weld repaired B-1900 turbine blade shrouds. Proceedings of the International Symposium on Superalloys. *TMS*, Pennsylvania 2008, 469-477.

[66] Sexton L., Lavin S., Byrne G., Kennedy A.: Laser cladding of aerospace materials. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 122 (2002): pp. 63÷68.

[67] Blondeau R.: Metallurgy and mechanics of welding. John Wiley & Sons, Inc, Hoboken 2008.

[68] Tasak E.: Metalurgia spawania. Wydawnictwo JAK, Kraków 2008.

[69] Kou S.: Welding metallurgy - 2nd Edition. John Wiley & Sons, Inc, Hoboken 2003.

[70] Ion J.C.: Laser processing of engineering materials. Elsevier Butterworth-Heinemann, Oxford 2005.

[71] Ferenc K.: Spawalnictwo. Wydawnictwa Naukowo - Techniczne, Warszawa 2007.

[72] Seiji Katayama: Handbook of laser welding technologies. Woodhead Publishing Limited, Philadelphia 2013

[73] Tsubota S., Mega M., Takahashi K., Uemura Y., Hirota N., Yamaguchi K.: Application of YAG laser welding to gas turbine components. International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Japan 2002.

[74] Pilarczyk J.: Poradnik Inżyniera. 1 Spawalnictwo. Wydawnictwo WNT, Warszawa 2003.

[75] Tsai, N. Heat Distribution and Weld Bead Geometry in Arc Welding. Ph.D. Thesis, Massachussetts Institute of Technology, USA 1983.

[76] Vilarinho, L.O.; Fanara, C.: A modified split-anode detector for the study of the anode region of atmospheric pressure arc plasmas. *Measurement Science and Technology,* 2003, 15, 67-74.

[77] Gonzalez, J.J.; Freton, P.; Masquère, M. Experimental quantification in thermal plasma medium of the heat flux transferred to an anode material. *Journal of Physics D: Applied Physics* 2007, 40, 5602-5611.

[78] Tsai, N.; Eagar, T. Distribution of the heat and current fluxes in gas tungsten arcs. *Metallurgical Transactions* 16 (1985), 841-846.

[79] Tanaka, M.; Lowke, J.J. Predictions of weld pool profiles using plasma physics. *Journal of Physics D: Applied Physics* 40 (2007).

[80] Tanaka, M.; Tashiro, S.; Satoh, T.; Murphy, A.B.; Lowke, J.J. Influence of shielding gas composition on arc properties in TIG welding. *Science and Technology of Welding and Joining* 13 (2008), 225-231.

[81] Murphy, A.B.; Tanaka, M.; Yamamoto, K.; Tashiro, S.; Lowke, J.J.; Ostrikov, K. Modelling of arc welding: The importance of including the arc plasma in the computational domain. *Vacuum,* 85 (2010), 579-584.

[82] Key J. Anode/Cathode Geometry and Shielding Gas Interrelationships in GTAW. *Weld. J.* 59 (1980), 364-370.

[83] Egerland, S.; Colegrove, P.; Williams, S. Investigation of low current gas tungsten arc welding using split anode calorimetry. *Science and Technology of Welding and Joining* 22 (2016), 71-78.

[84] Goodarzi, M.; Roland, C.; Tomio, T.; Toguri, J.M. The effect of the cathode tip angle on the gas tungsten arc welding arc and weld pool: II. The mathematical model for the weld pool. *Journal of Physics D: Applied Physics* 31 (1998), 569-583.

[85] Filip R. Sieniawski J.: Mikrostruktura i właściwości użytkowe warstwy wierzchniej stopu tytanu Ti-6Al-4V kształtowanej metodą stopowania laserowego. *Inżynieria materiałowa*, 3 (2006) 383-386.

[86] Toyserkani E., Khajepour A., Corbin S.: Laser cladding. CRC Press, Boca Raton 2005.

[87] Petrzak P., Kowalski K., Blicharski M.: Analysis of Phase Transformations in Inconel 625 Alloy during Annealing, *Acta Physica Polonica A*, 130 (2016) 4, 1041-1044.

[88] Devojno OG, Feldshtein E, Kardapolava MA, Lutsko NI. On the formation features, microstructure and microhardness of single laser tracks formed by laser cladding of a NiCrBSi self-fluxing alloy. *Optics and Lasers in Engineering* 106 (2018) 8.

[89] Hofman JT, de Lange DF, Pathiraj B, Meijer J. FEM modeling and experimental verification for dilution control in laser cladding. *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011) 2, 187-96.

[90] Hung C-F, Lin J. Solidification model of laser cladding with wire feeding technique. *Journal of Laser Applications,* 16 (2004) 3, 140-6.

[91] Ibarra-Medina J, Pinkerton AJ. A CFD model of the laser, coaxial powder stream and substrate interaction in laser cladding. *Physics Procedia,* 3 (2010), 337-46.

[92] Gradzik A.: Kształtowanie mikrostruktury i właściwości użytkowych warstw ochronnych WC-Co-Cr-W i WC-Ni-Cr-Co-Ta-Al na podłożu nadstopu Inconel 738LC wytworzonych wiązką promieniowania laserowego. Rozprawa doktorska, Rzeszów 2020.

[93] Bogdanowicz Z., Grzelak K.: Wpływ parametrów laserowego napawania proszkowego stali zaworowej na właściwości napoiny. *Biuletyn Wojskowej Akademii Technicznej,* 1 (2010).

[94] Chiang M.F., Chen C.: Induction-assisted laser welding of IN-738 nickel-base superalloy. *Materials Chemistry and Physics,* 114 (2009) 1, 415-419.

[95] Gradzik A., Nawrocki J., Mrówka-Nowotnik G., Sieniawski J.: Napawanie laserowe stopu Stellite 694 na podłożu nadstopu Inconel 738LC - wady napoiny. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa,* 61 (2017) 4, 12-15.

[96] Lewis G.K., Schlienger E.: Practical considerations and capabilities for laser assisted direct metal deposition. *Materials and Design*, 21 (2000) 4, 417-423.

[97] Liu J, Li J, Cheng X, Wang H. Effect of dilution and macrosegregation on corrosion resistance of laser clad AerMet100 steel coating on 300M steel substrate. *Surface and Coatings Technology*, 9 (2017), 325-352.

[98] Lu M, McCormick P, Zhao Y, Fan Z, Huang H. Laser deposition of compositionally graded titanium oxide on Ti6Al4V alloy. *Ceramics International,* 44 (2018) 17.

[99] DuPont J. N., J. C., Kiser S. D.: Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys, John Villey & Sons, New Jersey 2009.

[100] Fraś E.: Krystalizacja metali. Wydawnictwo Naukowo Techniczne, Warszawa 2002.

[101] Zhu L., Xue P., Lan Q., Meng G., Ren Y., Yang Z., Xu P., Liu Z.: Recent research and development status of laser cladding: A review. *Optics & Laser Technology,* 138 (2021).

[102] V. Shankar, K. Bhanu Sankara Rao, S.L. Mannan: Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy. *Journal of Nuclear Materials*, 288 (2001) 2-3, 222-232.

[103] S.W. Banovic, J.N. DuPont, A.R. Marder: Dilution and microsegregation in dissimilar metal weld between upper austenitic stainless and nickel base alloys, *Science and Technology of Welding and Joining*, 6 (2002) 7, 374-383.

[104] M. Solecka, P. Petrzak, A. Radziszewska: The Microstructure of Weld Overlay Ni-Base Alloy Deposited on Carbon Steel by CMT Method, *Solid State Phenomena,* 231 (2015), 119-124.

[105] Petrzak P., Kowalski K., Rozmus-Górnikowska M.: Mikrostruktura i skład chemiczny powłok ze stopów Inconel 625 i 686 napawanych metodą CMT na stali 16Mo3, *Przegląd spawalnictwa*, 89 (2017) 6.

[106] Huang F.X., Jiang Z.H., Liu X.M., Lian J.S., Chen l.: Effects of Process Parameters on Microstructure and Hardness of Layers by Laser Cladding, ISIJ International, 51 (2011) 3.

[107] Wang X., Xu S., Zhou S., Xu W., Leary M., Choong P.: Topological design and additive manufacturing of porous metals for bone scaffolds and orthopaedic implants: a review. *Biomaterials*, 83 (2016),127-41.

[108] Hu G., Yang J., Qi K., Lu X., Li J.: Investigation of the Microstructure and Properties of NiCrBSi Coating Obtained by Laser Cladding with Different Process Parameters, Metallurgy Materials Engineering, 73 (2020) 10, 2623-2634.

[109] Xu Z., Yuan J., wu M., Arif A.F.M., Li D.: Effect of laser cladding parameters on Inconel 718 coating performance and multi-parameter optimization, Optics and Laser Technology, 158 (2023).

[110] Cui C., Wu M., Miao X., Gong Y., Zhao Z.: The effect of laser energy density on the geometric characteristics, microstructure and corrosion resistance of Co-based coatings by laser cladding, Journal of materials research and technology, 12 (2021), 2405-2418.

[111] Wang S., Shi W., Cheng C., Liang F., Li K.: Effect of Process Parameters on Microstructure and Properties of Laser Cladding Ni60+30%WC Coating on Q235 Steel, MDPI, 16 (2023)

[112] A.W. Alshaer, L. Li, A. Mistry: The effects of short pulse laser surface cleaning on porosity formation and reduction in laser welding of aluminium alloy for automotive component manufacture. *Optics & Laser Technology,* 64 (2014), 162-171.

[113] Psyllaki P, Oltra R. Preliminary study on the laser cleaning of stainless steels after high temperature oxidation. *Materials Science and Engineering A*, 282 (2000).

[114] Chen J., Wen P., Chang B., Shan J., Du D., Cheng H.: Laser Cleaning of Titanium Alloy and Its Effect on Laser Welding Porosity. *China Mechanical Engineering,* 2020.

[115] Böllinghaus T.: Hot cracking phenomena in welds. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg

2005.

[116] Adamiec J., Łyczkowska K., Tomaszewska A.: Wpływ technologii spawania laserowego na strukturę i właściwości złącza nadstopu niklu Inconel 625. *Przegląd spawalnictwa*, 87 (2015) 10.

[117] Saha S.: Non-Destructive Evaluation of Residual Stresses in Welding. *Engineering Principles - Welding and Residual Stresses.* IntechOpen, Londyn, 2022.

[118] Adamiec J., Łyczkowska K., Urbańczyk M.: Przetapianie odlewów precyzyjnych ze stopu Inconel 713C przy zastosowaniu procesów spawalniczych. *Przegląd Spawalnictwa,* 90 (2018) 5, 107-111.

[119] Vilar R.: Laser cladding. *Journal of Laser Applications,* 11 (1999) 2, 64-79.

[120] Kästner C., Neugebauer M., Schricker K., Bergmann J.P.: Strategies for Increasing the Productivity of Pulsed Laser Cladding of Hot-Crack Susceptible Nickel-Base Superalloy Inconel 738 LC. *Manufacturing and Material Processing,* 84 (2020) 4.

[121] Dmitrieva A., Tukov S., Klimova-Korsmik O., Gushchina M., Korsmik R., Zadykyan G.: Effect of the Laser Cladding Parameters on the Crack Formation and Microstructure during Nickel Superalloy Gas Turbine Engines Repair, *Manufacturing and Material Processing,* 393 (2023) 13.

[122] Versnyder F.L., Shank M.E.: the development of columnar grain and single crystal high temperature materials trough directional solidification. *Material Science and Engineering*, 6 (1970), 213-247.

[123] Yunrong Z., Yuping W., Jizhou X., Caron P., Khan T.: Effect of chemistry modifications and heat treatments on the mechanical properties of D MAR-M200 superalloy. *Superalloys 1988*, In: Superalloys 1988 Seminar. USA: 1988.

[124] Mataveli Suave L., Munoz Serrano A., Gaubert A., Benoit G., Marcin L., Kontis P., Villechaise P., Cormier J.: Thin-wall debit in creep of DS200+Hf alloy. *Metallurgical and Materials Transactions,* 49 (2018), 4012÷4028.

[125] Kurlov A. S., Gusev A. I.: Tungsten Carbides: structure, properties and application in hardmetals. Springer International Publishing, Cham 2013

STRESZCZENIE

Autor: Natalia Gancarczyk

Tytuł: **Wpływ warunków procesów napawania łukowego i laserowego na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne powłok ochronnych łopatek turbiny wytworzonych z nadstopu niklu DS200+Hf**

W pracy przedstawiono wyniki badań dotyczących wpływu rodzaju materiału dodatkowego oraz warunków procesów napawania metodą TIG i napawania laserowego na geometrię napoiny, mikrostrukturę, skład fazowy oraz właściwości mechaniczne i użytkowe warstw ochronnych wytwarzanych na podłożu nadstopu niklu DS200+Hf. Analizie poddano warstwy wykonane z zastosowaniem stopów kobaltu Stellite 694 (Co-26Cr-19W-5Ni-0,85V-0,85C) oraz Tribaloy T-800 (Co-28Mo-18Cr-3,4Si), przeznaczone do ochrony powierzchni styku półek łopatek turbiny niskiego ciśnienia pracujących w warunkach wysokotemperaturowego zużycia ściernego i frettingu.

Przyjęto tezę rozprawy, że zastąpienie metody łukowej (TIG), metodą laserową w procesie wytwarzania warstwy ochronnej na podłożu nadstopu DS200+Hf, umożliwi zwiększenie jej twardości i odporności na zużycie w warunkach tarcia. Kontrola energii cieplnej podczas procesu napawania, poprzez odpowiedni dobór parametrów takich jak moc lasera, średnica wiązki, prędkość napawania i natężenie przepływu proszku, pozwala na kształtowanie rozmiarów napoiny, składu fazowego, mikrostruktury oraz właściwości ochronnej wytworzonej warstwy. Założono, że materiał Tribaloy-T800 może stanowić alternatywę dla Stellite 694, ze względu na zbliżony skład chemiczny.

W ramach pracy przeprowadzono analizę wpływu parametrów procesu napawania laserowego, w szczególności mocy i średnicy wiązki promieniowania laserowego (gęstości mocy), prędkości napawania oraz natężenia przepływu proszku materiału dodatkowego na wymiary geometryczne pojedynczej ścieżki napoiny, stopień przetopienia materiału podłoża. Ustalono warunki procesu napawania laserowego warstw ochronnych z zastosowaniem proszków stopów Stellite 694 oraz Tribaloy T-800, obejmujące dwa zestawy parametrów technologicznych: P1 - moc lasera 370 W, średnica wiązki 1,3 mm oraz prędkość napawania 8,33 mm/s, oraz P2 - moc lasera 530 W, średnica wiązki 1,2 mm oraz prędkość napawania 5 mm/s, które wykorzystano do analizy wpływu parametrów procesu na geometrię napoiny, mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne i użytkowe wytwarzanych warstw ochronnych.

Badania mikroskopowe i analiza składu fazowego wykazały, że warstwy ochronne wytwarzane metodą TIG charakteryzują się bardziej niejednorodną mikrostrukturą w rejonie granicy wtopienia, natomiast napawanie laserowe sprzyja formowaniu drobnoziarnistej i bardziej jednorodnej mikrostruktury. W warstwach Stellite 694 stwierdzono obecność osnowy kobaltowej z wydzieleniami węglików typu M_6C i $M_{23}C_6$, natomiast w warstwach Tribaloy T-800 dominującą rolę odgrywają twarde fazy międzymetaliczne typu Laves (Co_3Mo_2Si).

Wyniki pomiarów twardości wykazały zróżnicowanie twardości warstw ochronnych w zależności od materiału dodatkowego i zastosowanej technologii napawania, przy czym najwyższe wartości uzyskano dla warstw Tribaloy T-800 napawanych metodą laserową.

Badania odporności na zużycie frettingowe w temperaturze 800 °C wykazały, że zastosowanie warstw ochronnych na osnowie stopów kobaltu prowadzi do wyraźnej poprawy właściwości tribologicznych w porównaniu z materiałem podłoża. Najbardziej stabilne zachowanie frettingowe uzyskano dla warstw Stellite 694 wytwarzanych metodą napawania laserowego, natomiast warstwy Tribaloy T-800, pomimo niskich wartości współczynnika tarcia, charakteryzowały się większą zmiennością mechanizmu zużycia.

Słowa kluczowe: nadstop niklu, napawanie laserowe, napawanie TIG, mikrostruktura, skład fazowy, twardość, zużycie frettingowe

SUMMARY

Author: Natalia Gancarczyk

Title: **Effect of Arc and Laser Cladding Process Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Protective Coatings for Turbine Blades Produced on a DS200+Hf Nickel-Based Superalloy**

This dissertation presents the results of investigations into the effect of the type of filler material and the parameters of TIG arc cladding and laser cladding processes on the weld bead geometry, microstructure, phase composition, and mechanical and functional properties of protective coatings produced on a DS200+Hf nickel-based superalloy substrate. The study focused on coatings manufactured using cobalt-based alloys Stellite 694 (Co-26Cr-19W-5Ni-0.85V-0.85C) and Tribaloy T-800 (Co-28Mo-18Cr-3.4Si), intended for the protection of contact surfaces of low-pressure turbine blade platforms operating under high-temperature fretting wear conditions.

The thesis assumed that replacing the arc cladding method (TIG) with laser cladding in the process of producing protective coatings on the DS200+Hf superalloy substrate would enable an increase in coating hardness and wear resistance under friction conditions. Control of thermal energy during the cladding process, through accurate selection of parameters such as laser power, beam diameter, cladding speed, and powder feed rate, allows for shaping the weld bead geometry, phase composition, microstructure, and protective properties of the deposited coating. It was also assumed that the Tribaloy T-800 alloy could serve as an alternative to Stellite 694 due to its similar chemical composition.

Within the scope of the study, the influence of laser cladding process parameters particularly laser power and beam diameter (power density), cladding speed, and powder feed rate on the geometric dimensions of a single weld bead and the degree of substrate remelting was analyzed. Laser cladding conditions for protective coatings produced using Stellite 694 and Tribaloy T-800 powders were established, comprising two sets of technological parameters: P1 - laser power 370 W, beam diameter 1.3 mm, and cladding speed 8.33 mm/s, and P2 - laser power 530 W, beam diameter 1.2 mm, and cladding speed 5 mm/s. These parameter sets were used to assess the influence of process conditions on weld bead geometry, microstructure, and the mechanical and functional properties of the deposited coatings.

Microscopic examinations and phase composition analyses revealed that coatings produced using the TIG method exhibit a more heterogeneous microstructure in the fusion boundary region, whereas laser cladding promotes the formation of a fine-grained and more homogeneous microstructure. In Stellite 694 coatings, a cobalt-based matrix with precipitates of M_6C and $M_{23}C_6$ carbides was identified, while in Tribaloy T-800 coatings the dominant constituents were hard intermetallic Laves phases (Co_3Mo_2Si).

Hardness measurements revealed variations in the hardness of the protective coatings depending on the filler material and the cladding technology used, with the highest values obtained for Tribaloy T-800 coatings produced by laser cladding.

Fretting wear resistance tests conducted at a temperature of 800 °C showed that the application of cobalt-based protective coatings leads to an improvement in tribological performance compared to the base material. The most stable fretting behavior was observed for Stellite 694 coatings produced by laser cladding, whereas Tribaloy T-800 coatings, despite exhibiting low coefficient of friction, showed higher variability in the wear mechanism.

Keywords: nickel-based superalloy, laser cladding, TIG cladding, microstructure, phase composition, hardness, fretting wear