

Politechnika Świętokrzyska
Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn

ROZPRAWA DOKTORSKA

mgr inż. Dominika Soboń

ANALIZA WPŁYWU OBRÓBKI LASEROWEJ NA WŁAŚCIWOŚCI POWŁOK Ti i Ti-6Al-4V NATRYSKANYCH ZIMNYM GAZEM

Promotor:

dr hab. inż. Wojciech Żórawski, prof. PŚk

Promotor pomocniczy:

dr hab. Medard Makrenek, prof. PŚk

Kielce 2024

*Składam serdeczne podziękowania **dr. hab. inż. Wojciechowi Żórawskiemu, prof. PŚk** oraz **dr. hab. Medardowi Makrenkowi, prof. PŚk** za przekazaną wiedzę, cenne uwagi, które były dużym wsparciem podczas pisania tej pracy, a także za poświęcony czas.*

*Wyrażam ogromną wdzięczność za życzliwą pomoc **mgr. inż. Piotrowi Furmańczykowi** w badaniach metalograficznych oraz **dr. inż. Hubertowi Danielewskiemu** w przetapianiu laserowym, a także za merytoryczne wskazówki podczas powstawania pracy doktorskiej.*

SPIS TREŚCI	
WYKAZ SKRÓTÓW I OZNACZEŃ	8
WSTĘP	11
I. ANALIZA LITERATURY	13
1. NATRYSKIWANIE CIEPLNE.....	13
1.1. Natryskiwanie zimnym gazem.....	15
1.1.1. Charakterystyka procesu	16
1.1.2. Prędkość krytyczna	19
1.1.3. Budowa powłoki	21
1.1.4. Mechanizm budowania powłoki	23
2. MODYFIKACJA LASEROWA POWŁOK NATRYSKANYCH ZIMNYM GAZEM..	26
2.1. Rodzaje obróbki laserowej.....	27
2.2. Charakterystyka procesu i parametry przetapiania laserowego	28
2.3. Wykorzystanie laserów w procesie natryskiwania zimnym gazem.....	30
3. MODELOWANIE PROCESU PRZETAPIANIA LASEROWEGO.....	32
3.1. Numeryczne modelowanie procesu przetapiania laserowego.....	33
3.2. Budowa rozwiązania numerycznego powłok natryskanych zimnym gazem po modyfikacji laserowej	36
4. WNIOSKI Z ANALIZY LITERATURY	37
II. CZĘŚĆ DOŚWIADCZALNA.....	38
5. TEZA, CELE I ZAKRES PRACY	38
6. METODYKA BADAŃ	39
6.1. Stanowisko do natryskiwania zimnym gazem	39
6.2. Stanowisko do modyfikacji laserowej – Laser CO ₂	40
6.3. Przygotowanie próbek do badań	41
6.4. Stanowisko do badań mikrostruktury i składu chemicznego.....	46
6.4.1. Elektronowy mikroskop skaningowy.....	46
6.4.2. Mikroskop optyczny	46
6.5. Stanowisko do badań granulometrycznych.....	47
6.6. Stanowiska do badań twardości	47
6.6.1. Badania nanoindentacyjne	47
6.6.2. Badania mikrotwardości powłok	48
6.7. Stanowisko do badań składu fazowego proszków i powłok.....	49
6.8. Stanowisko do badania topografii powierzchni	50

6.9.	Stanowisko do badania przyczepności powłok.....	51
6.10.	Stanowiska do badań tribologicznych.....	52
6.10.1.	Stanowisko typu kulka - tarcza do badań współczynnika tarcia i intensywności zużycia	52
6.10.2.	Stanowisko do badań odporności na zużycie luźnym ścierniwem	53
6.11.	Stanowisko do piaskowania oraz badania erozji.....	54
7.	CHARAKTERYSTYKA MATERIAŁÓW UŻYTYCH DO NATRYSKIWANIA.....	56
7.1.	Analiza składu granulometrycznego proszku	56
7.2.	Badanie morfologii ziaren.....	58
7.3.	Badanie składu fazowego proszku	60
7.4.	Pomiar wzdłużnego modułu sprężystości i nanotwardości proszku	61
8.	ANALIZA WŁAŚCIWOŚCI POWŁOK NATRYSKANYCH ZIMNYM GAZEM	63
8.1.	Analiza morfologii powierzchni powłok	63
8.2.	Analiza mikrostruktury powłoki i składu chemicznego	64
8.3.	Grubość powłok	70
8.4.	Analiza topografii powierzchni.....	71
8.5.	Badania składu fazowego.....	72
8.6.	Pomiary porowatości.....	72
8.7.	Pomiary mikrotwardości warstw	73
8.8.	Pomiary chropowatości.....	74
8.9.	Pomiary przyczepności	75
8.10.	Badanie odporności na zużycie na stanowisku typu kulka-tarcza	77
8.11.	Badanie odporności na zużycie powłok luźnym ścierniwem	81
8.12.	Badanie erozyjne.....	82
9.	ANALIZA NUMERYCZNA MODYFIKACJI LASEROWEJ POWŁOK.....	84
9.1.	Założenia przyjęte podczas symulacji modyfikacji laserowej powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem	84
9.2.	Formułowanie modelu oraz procedury rozwiązania zagadnienia numerycznego opartego na metodzie elementów skończonych.....	85
9.3.	Wyniki symulacji numerycznych przetapiania laserowego powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem.	88
10.	BADANIA WŁAŚCIWOŚCI POWŁOK ZMODYFIKOWANYCH LASEROWO.....	98
10.1.	Analiza morfologii powierzchni powłok	98
10.2.	Analiza mikrostruktury i składu chemicznego.....	100

10.3. Grubość obszaru przetopienia powłok.....	114
10.4. Analiza topografii powierzchni.....	116
10.5. Badania składu fazowego.....	119
10.6. Pomiary porowatości.....	121
10.7. Pomiary mikrotwardości.....	121
10.8. Pomiary chropowatości.....	123
10.9. Badanie odporności na zużycie na stanowisku typu kulka-tarcza.....	124
10.10. Badanie odporności na zużycie powłok luźnym ścierniwem.....	133
10.11. Badanie erozyjne.....	134
III. PODSUMOWANIE I WNIOSKI.....	136
IV. DALSZY KIERUNKI BADAŃ.....	141
V. LITERATURA.....	142
STRESZCZENIE.....	151
SUMMARY.....	152

WYKAZ SKRÓTÓW I OZNACZEŃ

Symbol	Wielkość	Jednostka
V_{kr}	prędkość krytyczna	$\frac{m}{s}$
V_{er}	prędkość erozji	$\frac{m}{s}$
ρ	gęstość materiału	$\frac{kg}{m^3}$
σ_u	wytrzymałość końcowa	MPa
T_m	temperatura topnienia materiału	K
h_i	temperatura początkowa cząstki	K
σ_{TS}	wytrzymałość na rozciąganie	MPa
T_u	temperatura uderzenia	K
T_R	temperatura odniesienia	293 K
C_p	ciepło właściwe	$\frac{J}{kgK}$
F_1	współczynnik kalibracji mechanicznej	1,2
F_2	współczynnik kalibracji termicznej	0,3
α	dyfuzyjność cieplna	$\frac{m^2}{s}$
λ	przewodność cieplna	$\frac{W}{mK}$
T	temperatura	K
T_a	temperatura otoczenia	K
Q	moc źródła ciepła	W
q_c	intensywność źródła ciepła	$\frac{W}{m^3}$
a, b, c_f, c_r	wymiary strefy przetopionego materiału	m
f_f, f_r	współczynnik rozdziału intensywności źródła ciepła	1,2
v	prędkość poruszania się źródła ciepła	$\frac{m}{s}$
t	czas	s

η	sprawność źródła ciepła	0-1
r	promień źródła ciepła	m
z	lokalna współrzędna wzdłuż trajektorii ruchu wiązki	-
x	lokalna współrzędna wzdłuż stycznej do trajektorii ruchu wiązki	-
T_{surf}	temperatura powierzchni	K
$I_{x,y}$	powierzchniowa gęstość mocy	$\frac{W}{m^2}$
h_k	współczynnik przyjmowania ciepła na drodze konwekcji	$\frac{W}{m^2K}$
h_d	współczynnik przyjmowania ciepła na drodze radiacji	$\frac{W}{m^2K}$
r_f	refleksyjność	0-1
P_t	moc całkowita	W
$\Delta(t)$	przyrost czasowy temperatury	$\frac{K}{s}$
k	współczynnik skupienia wiązki	-
h_m	głębokość maksymalnego zagłębienie	μm
h_r	głębokość penetracji wgłębnika	μm
h_c	głębokość odcisku wgłębnika przy maksymalnym obciążeniu	μm
E_r	zredukowany moduł sprężystości	GPa
E_s	moduł sprężystości badanego materiału	GPa
E_i	moduł sprężystości wgłębnika diamentowego	1140 GPa
ν_{id}	współczynnik Poissona wgłębnika diamentowego	0,07
ν_m	współczynnik Poissona badanego materiału	-
PVD	fizyczne osadzanie z fazy gazowej	
CVD	chemiczne osadzanie z fazy gazowej	
HVOF	natryskiwanie naddźwiękowe z mieszaniną paliwo-tlenową	

HVAF	natryskiwanie naddźwiękowe z mieszaniną paliwo-powietrzną
CS	natryskiwanie zimnym gazem
LACS	wspomaganie laserowe natryskiwania zimnym gazem
PLA	proces ablacji laserem impulsowym
RZ	strefa przetopiona
SWC	strefa wpływu ciepła
BM	materiał bazowy

WSTĘP

Inżynieria powierzchni obejmuje zagadnienia związane z wytwarzaniem, konstruowaniem, badaniem oraz aplikacją warstw wierzchnich. Została ona uznana za dyscyplinę naukową na Zachodzie w latach 70-tych, a w Polsce w latach 80-tych XX wieku. Inżynieria powierzchni powstała na bazie fizyki, chemii, inżynierii materiałowej oraz budowy i eksploatacji maszyn. Zajmuje się ona modyfikacją warstw wierzchnich oraz nakładaniem powłok. Jest jedną z silnie rozwijających się dyscyplin ze względu na możliwość uzyskania wysokich rezultatów technicznych oraz ekonomicznych przy małych nakładach [1-3].

Według normy PN-87/M-04250 warstwa wierzchnia została zdefiniowana jako *strefa materiału ograniczona rzeczywistą powierzchnią elementu, obejmująca tę powierzchnię oraz część materiału w głąb od niej, która wykazuje bardziej korzystne cechy fizyczne i niekiedy chemiczne w porównaniu do własności rdzenia* [4]. Warstwa wierzchnia wytwarzana jest poprzez różne obróbki powierzchniowe. Początkowo modyfikowano warstwę przedmiotów znalezionych. W późniejszym etapie za pomocą łupania, skrawania, kucia i odlewania nadawano im kształt. Ten zabieg skutkowało poprawą właściwości powierzchni obrabianego przedmiotu. Do podwyższenia jej twardości zaczęto stosować obróbkę cieplną. Zastosowane metody wymagały użycia siły (skrawania) lub ciepła (odlewania, obróbki cieplnej) lub razem siły i ciepła, czyli obróbki plastycznej [2].

Niewątpliwie pierwszą stosowaną obróbką warstwy wierzchniej było gładzenie, które miało na celu zmniejszenie chropowatości powierzchni. Następnie stosowano wiercenie, początkowo traktowane jako obróbkę ścierną, potem wiórową. Narzędziami wykorzystywanymi podczas obróbki skrawaniem były: kamienie ścierne, pilniki, wiertła, dłuta, frezy (początkowo kościane lub krzemienne, później żeliwne, stalowe, z brązu, ceramiczne i metalowo-ceramiczne). Przeprowadzenie procesów skrawania było możliwe przy zastosowaniu wiertarki, szlifierki, tokarki oraz frezarki. Początkowo były to prymitywne narzędzia, dopiero z czasem ewoluowały. W kolejnym etapie zaczęto stosować obróbkę plastyczną, która polegała na odkształcaniu materiału na zimno poprzez kucie oraz na gorąco (walcowanie, ciągnięcie i tłoczenie). Kolejną technologią kształtującą było odlewanie, które człowiek wykonywał już ok. 5000 lat p.n.e. Potem odlewano głównie żeliwa, które stosowane są do dzisiaj. Następnie wykorzystywano obróbkę cieplną, która nie powodowała zmiany kształtu obrabianego materiału, ale umożliwiała zmianę mikrostruktury, czyli właściwości materiału rdzenia oraz zmianę składu fazowego warstwy wierzchniej. Rozróżnia się obróbkę cieplną bez dyfuzyjną (hartowanie) i dyfuzyjną (nawęglanie, azotowanie, borowanie). W II połowie XX wieku do obróbki cieplnej zaczęto stosować wiązkę elektronową oraz wiązkę lasera, a także płomień pistoletu plazmowego. Wymienione rodzaje obróbki warstwy wierzchniej nie były wystarczające w przypadku poprawy odporności na zużycie oraz w przypadku regeneracji części maszyn i urządzeń, dlatego zaczęto stosować nanoszenie powłok. Miało ono na celu poprawę właściwości ochronnych oraz funkcjonalnych (np. zmniejszenie tarcia, zwiększenie twardości) warstwy wierzchniej. Za pierwszą metodę nakładania powłoki na powierzchnię uznaje się malowanie (lakierowanie), do którego wykorzystano początkowo lakę, która po wyschnięciu była twarda oraz nierozpuszczalna w większości rozpuszczalników. Obecnie dostępny jest szeroki zakres farb i lakierów o pożądanych właściwościach. Platerowanie to kolejny rodzaj pokrycia metalowego podłoża

materiałem w postaci płyty bądź taśmy i ich ściśnięciu. Zaczęto także osadzać próżniowo powłoki niezjonizowanych i zjonizowanych par metali i gazów na metalowe podłoża. Rozróżnia się osadzanie fizyczne - PVD, podczas którego nie zachodzą żadne reakcje chemiczne (technika ta wykorzystuje zjawiska fizyczne, tj. rozpylanie, naporowanie, napyłanie), oraz osadzanie CVD, w trakcie którego dochodzi do reakcji chemicznej pomiędzy składnikami atmosfery, a powierzchnią obrabianego przedmiotu. Wymienione metody umożliwiają osadzania bardzo cienkich i bardzo twardych powłok. Z biegiem czasu w procesach inżynierii powierzchni zaczęto stosować palniki spawalnicze, łuk elektryczny, palniki plazmowe, wiązki fotonów oraz wiązki elektronów. Do najnowocześniejszych metod należą również technologie natryskiwania cieplnego, gdzie możliwe jest uzyskanie powłok z materiału w postaci drutu lub proszki [2, 5].

I. ANALIZA LITERATURY

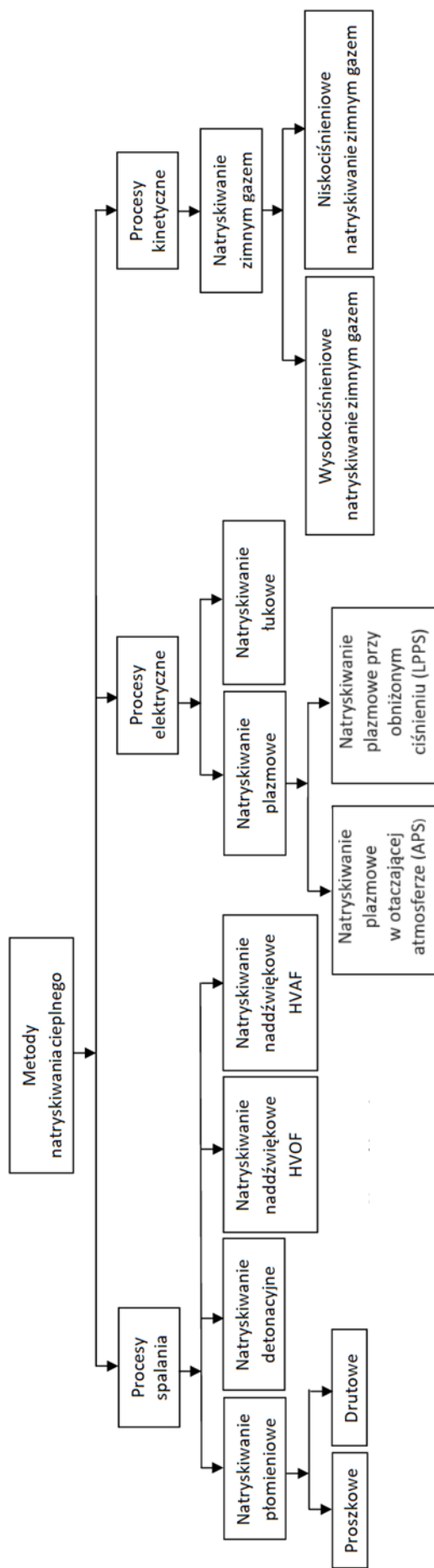
1. NATRYSKIWANIE CIEPLNE

Proces natryskiwania cieplnego został wynaleziony przez dr. Maxa Urlicha Schoopa z Zurichu na początku XX wieku. Zgodnie z definicją normy PN-EN ISO 14917:2017-05 jest procesem, w którym cząstki materiału w stanie stopionym, częściowo stopionym lub stałym osadzają się na powierzchni tworząc powłokę [6]. Istotną cechą procesu natryskiwania cieplnego jest, że podczas osadzania powłoki nie następuje nadtopienie materiału podłoża.

Proces natryskiwania cieplnego polega na dostarczeniu energii cieplnej do materiału powłokowego w postaci drutu, proszku lub pręta, która powoduje ich stopienie bądź nadtopienie. Cząstki proszku następnie przyspieszają w strumieniu gazów i uderzają wcześniej przygotowane podłoże, tworząc na jego powierzchni powłokę. Podczas procesu nie zachodzą w podłożu żadne przemiany fazowe, zmiany strukturalne oraz odkształcenia plastyczne. Najczęściej stosowanym materiałem powłokowym są metale i ich stopy, ceramika, cermetale, polimery, a także kompozyty [7, 8].

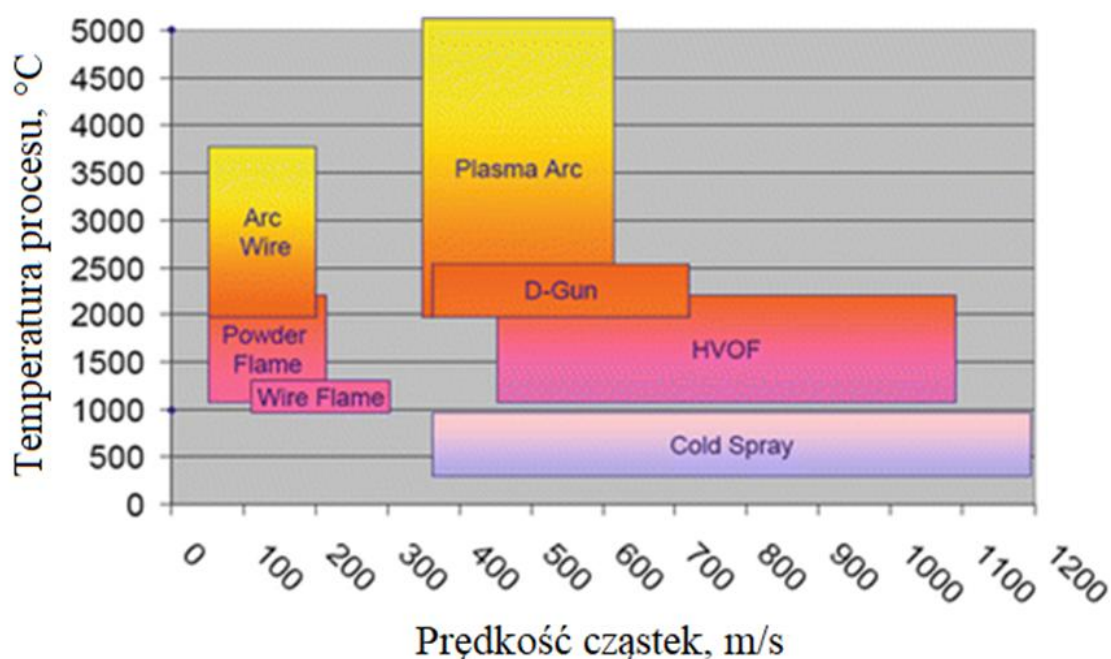
Metody natryskiwania cieplnego pozwalają na otrzymywanie powłok o bardzo dobrych właściwościach stosując różnego rodzaju materiał powłokowy osadzany na różne rodzaje podłoża. W procesie natryskiwania cieplnego nie następuje nadtopienie materiału podłoża, a między natryskąną powłoką a podłożem występuje wiązanie mechaniczne, adhezyjne lub dyfuzyjne. Źródłem ciepła stosowanym do stapiania materiału jest płomień gazowy, łuk elektryczny lub strumień plazmy. Szczególnym rodzajem natryskiwania cieplnego jest natryskiwanie zimnym gazem, gdzie do konstytuowania powłoki wykorzystywana jest wyłącznie energia kinetyczna ziaren proszku. Od rodzaju zastosowanej techniki natryskiwania oraz użytego urządzenia wydajność procesu może wynosić ok. 50 kg/h. Powłoki uzyskane w procesie natryskiwania cieplnego charakteryzują się porowatością [9].

Natryskiwanie cieplne obejmuje grupę procesów powlekania, gwarantujących otrzymanie wielofunkcyjnych powierzchni mających na celu zapewnienie ochrony oraz poprawy parametrów użytkowych podłoża lub danego elementu. Należy podkreślić, że powłoki osadzone technologią natrysku cieplnego służą do podwyższenia własności eksploatacyjnych elementów maszyn, ich regeneracji oraz do poprawy ich walorów estetycznych. Metody natryskiwania cieplnego można sklasyfikować w zależności od zastosowanego źródła ciepła (rys. 1.1). W zależności od metody, proces natryskiwania może odbywać się ręcznie lub w pełni automatycznie. Każdy proces posiada swoje unikalne cechy. Obecnie, natryskiwanie cieplne jest szeroko stosowane w wielu gałęziach przemysłu, a zwłaszcza w lotnictwie i kosmonautyce [10].



Rysunek 1.1. Podział metod natryskiwania cieplnego (opracowanie własne na podstawie [10])

Zasadniczą rolę w każdym z procesów natryskiwania cieplnego odgrywają dwa parametry: temperatura oraz prędkość cząstek materiału tworzącego powłokę w momencie uderzenia w powierzchnię podłoża. Klasyfikację procesów natryskiwania cieplnego w zależności od temperatury i prędkości cząstek przedstawiono na rysunku 1.2. W tradycyjnych metodach natryskiwania cieplnego, takich jak natryskiwanie płomieniowe i łukowe przy niskiej prędkości cząstek (poniżej 150 m/s) materiał powłokowy musi być stopiony, aby mógł zostać osadzony na podłożu. W natryskiwaniu plazmowym wykorzystywany jest strumień plazmy o wysokiej temperaturze rzędu 15000°C, co daje możliwość zastosowania materiałów posiadających wysoką temperaturę topnienia [11]. W ostatnich latach coraz częściej zaczęto stosować energię kinetyczną, odchodząc od stosowania wysokiej energii cieplnej. Technologia natryskiwania zimnym gazem (z ang. Cold Spray - CS), charakteryzuje się znacznym wzrostem prędkości cząstek (do około 1200 m/s) w porównaniu do tradycyjnych metod natrysku cieplnego, przy zachowaniu niskiej temperatury procesu. Proces ten pozwala na otrzymywanie gęstych powłok bez żadnych przemian fazowych proszków [12, 13].



Rysunek 1.2. Klasyfikacja procesów natryskiwania cieplnego ze względu na prędkość i temperaturę [14] (Arc Wire – natryskiwanie łukowe, Powder Flame – natryskiwanie proszkowe, Wire Flame – natryskiwanie drutem, Plasma Arc – natryskiwanie plazmowe, D-Gun – natryskiwanie detonacyjne, HVOF – natryskiwanie naddźwiękowe, Cold Spray – natryskiwanie zimnym gazem)

1.1. Natryskiwanie zimnym gazem

Idea procesu natryskiwania zimnym gazem została opracowana w połowie lat osiemdziesiątych XX wieku w Instytucie Mechaniki Teoretycznej i Stosowanej Syberyjskiego Oddziału Rosyjskiej Akademii Nauk (ITAM RAS) w Nowosybirsku. Natomiast pierwsze informacje o możliwości natryskiwania zimnym gazem pojawiły się ponad 100 lat wcześniej. Komercyjny rozwój tej technologii datuje się na początek XXI wieku [15].

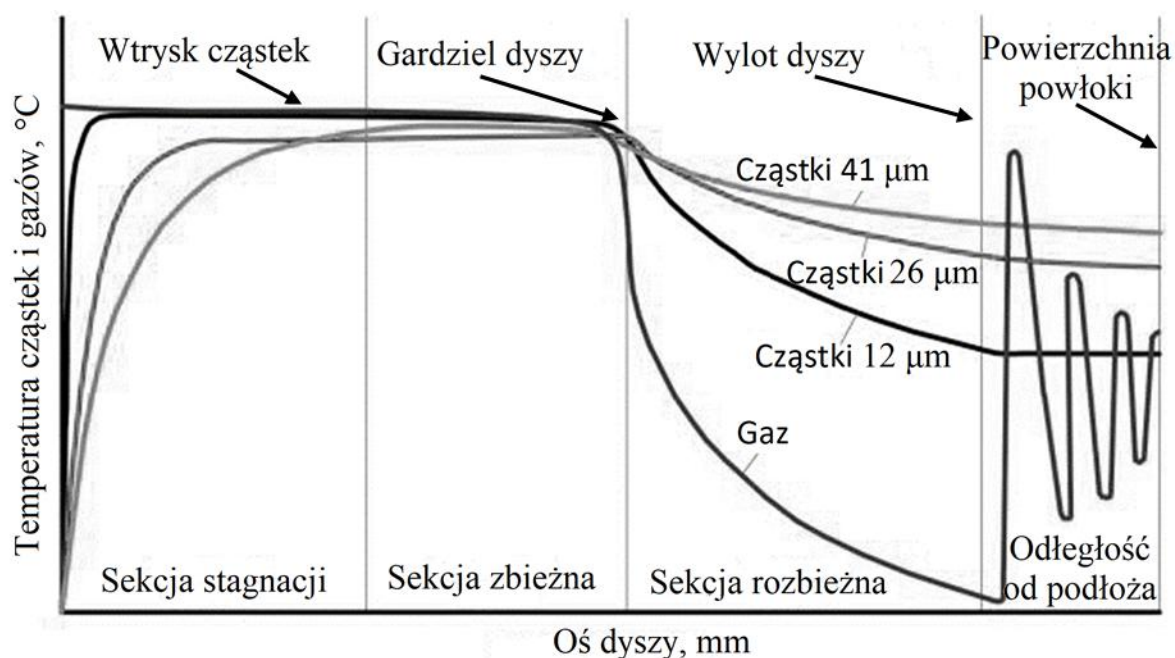
W 1902 roku Samuel Heman Thurston opatentował metodę nanoszenia metalu na podłoże metalowe. Sposób ten polegał na skierowaniu cząstek metalowego proszku na powierzchnię natryskiwanego elementu przy zastosowaniu sprężonego gazu. W metodzie tej możliwe jest osadzanie powłok w temperaturze pokojowej o maksymalnej prędkości cząstek 350 m/s. W celu zwiększenia sprawności osadzania tej metody Thurston zasugerował podgrzanie natryskiwanego metalowego podłoża. Pomimo, że dysze naddźwiękowe wynaleziono na początku w XX wieku, to ponad 50 lat później firma Rocheville, w 1958 roku przedstawiła patent na urządzenie do obróbki powierzchni przedmiotu obrabianego. Urządzenie to wykorzystywało metodę przedstawioną przez Thurstona, a dodatkowo wyposażone zostało w dyszę de Lavalą. Metoda ta pozwalała na uzyskanie większej prędkości cząstek proszku przy zastosowaniu gazu pod wysokim ciśnieniem. Jednak uzyskane prędkości cząstek były niewystarczająco duże, aby uzyskać grube powłoki. Natryskiwane powłoki były cienkie, pokrywały jedynie powierzchniowe nierówności. Ponadto, otrzymane powłoki charakteryzowały się licznymi porami i dużą chropowatością powierzchni. W osiemdziesiątych latach XX wieku profesor Anatolij Papyrin i jego współpracownicy w trakcie badań nad naddźwiękowymi przepływami dwufazowymi (gaz + cząstki stałe) w tunelu aerodynamicznym zaobserwowali, że cząstki proszku o różnych wielkościach znajdujące się w strumieniu gazu uderzając z odpowiednią prędkością w podłoże osadzają na jego powierzchni powłokę, jednocześnie nie powodując erozji łopatek turbin. Zaobserwowane zjawisko wzbudziło duże zainteresowanie, ponieważ do tego momentu zakładano, że ziarna proszku użyte do nanoszenia powłoki powinny być w postaci ciekłej. Odkrycie tego zjawiska było podstawą do opracowania metody natryskiwania zimnym gazem. Podstawą procesu było przyspieszenie cząstek proszku wykorzystując wyłącznie energię sprężonego gazu przy jednoczesnym zachowaniu temperatury niższej niż temperatura topnienia zastosowanego proszku. Nowa metoda pozwalała na natryskiwanie powłok o gęstej strukturze i wysokiej adhezji [12, 13, 16, 17].

Proces umożliwiający natryskiwanie powłok z proszków w stanie stałym stał się przedmiotem zainteresowania wielu ośrodków naukowych. Prowadzono badania nad dynamiką gazu oraz rozwijano teorię zderzeń przy dużych prędkościach. Analizowano możliwości aplikacyjne metody z zastosowaniem różnych materiałów powłokowych. Powstało wiele patentów i publikacji naukowych na ten temat [13, 17, 18].

1.1.1. Charakterystyka procesu

Natryskiwanie zimnym gazem jest najnowszą metodą natryskiwania cieplnego. W procesie tym cząstki proszku o wielkości od 1 do 50 μm średnicy w stanie stałym przyspieszane są do prędkości od 300 do 1200 m/s. W efekcie uderzają w podłoże z wysoką energią kinetyczną w wyniku której odkształcają plastycznie i przylegają do powierzchni podłoża lub osadzonych już cząstek [10, 19]. Stosowany podczas procesu materiał powłokowy w postaci metalowego proszku nie topi się, a uzyskana jednorodna struktura powłoki zapewnia bardzo dobre właściwości mechaniczne, fizyczne oraz chemiczne [15]. Powstawanie powłoki jest ściśle związane z prędkością cząstek proszku [20, 21]. Wysokie prędkości gazu przyspieszające ziarna proszku są możliwe dzięki zastosowaniu dyszy o zbieżno-rozbieżnym przekroju (de Lavalą). Przepływający przez nią gaz roboczy (azot, hel, powietrze lub ich mieszaniny)

doprowadzany jest do prędkości naddźwiękowych [22]. Dlatego tworzenie powłoki uzależnione jest od prędkości gazu, który jest zależy od jego ciśnienia i temperatury na wlocie dyszy. Przed gardzielą, w zbieżnej części dyszy temperatura gazu obniża się, a jego prędkość rośnie. Po przejściu gazu przez gardziel dyszy w części rozbieżnej prędkość gazu wzrasta i osiąga swoją maksymalną wartość, a jednocześnie następuje wtedy jego gwałtowny spadek temperatury (rys. 1.3). W zależności od zastosowanego systemu proszek wprowadzany jest do odcinka zbieżnego lub bezpośrednio za przewężeniem dyszy, co pozwala na jego znaczne przyspieszenie. Jego temperatura jest znacznie niższa od temperatury wstępnie podgrzanego gazu, a krótki czas przebywania w strumieniu gazu o zmniejszającej się temperaturze w rezultacie minimalizuje lub całkowicie eliminuje szkodliwe skutki występujące w konwencjonalnych metodach wysokotemperaturowych, tj. utlenianie, parowanie, topnienie, krystalizacja, naprężenia własne. Na wylocie dyszy prędkość gazu osiąga maksymalną wartość w stosunku do prędkości cząstek oraz najniższą temperaturę [23]. Nieregularne zmiany prędkości gazu i temperatury występujące w strumieniu swobodnym spowodowane są jego rozprężeniem [24].

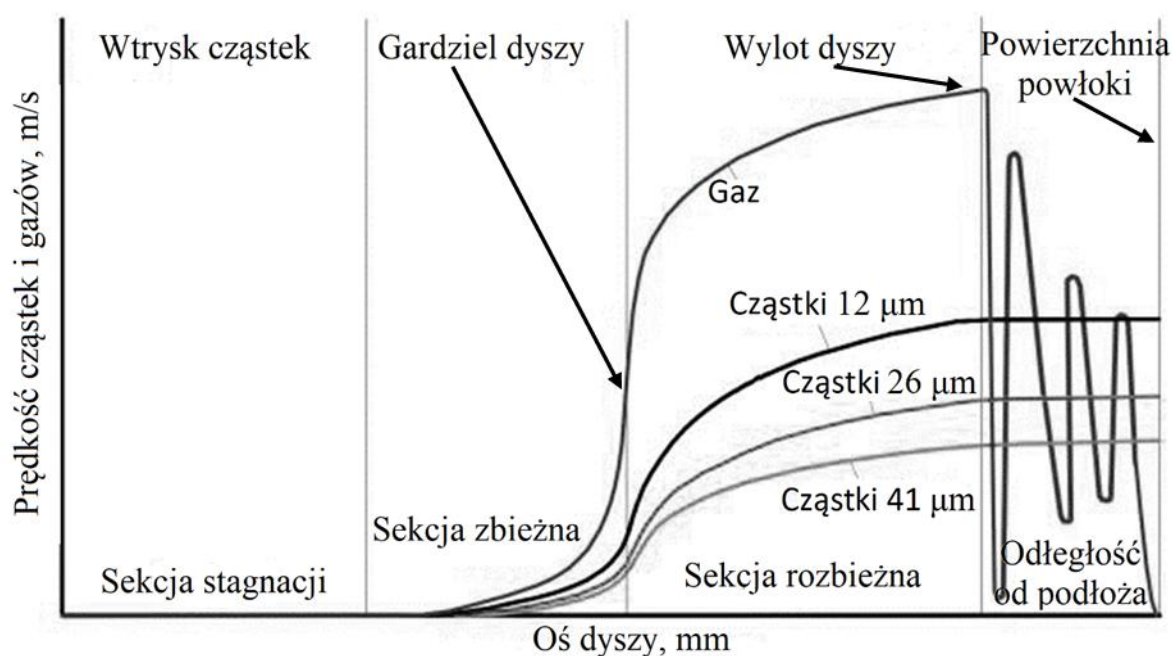


Rysunek 1.3. Przebieg temperatury gazu i cząsteczek proszku w procesie natryskiwania zimnym gazem wzdłuż dyszy de Laval do momentu uderzenia cząstek o podłoże [24]

Do badań procesu osadzania proszku podczas natryskiwania zimnym gazem w funkcji wielkości cząstek, prędkości i temperatury można wykorzystać trójwymiarowy model numeryczny [25]. W przeprowadzonych badaniach uwzględniono takie same wymiary jak w przypadku dyszy komercyjnej typu 27 TC (średnicę gardzieli 2,7 mm, średnicę wylotu 8,5 mm). Eksperyment zakładał temperaturę procesu 800°C i ciśnienie 3 MPa. Aby zbadać wpływ wielkości cząstek wybrano proszek tytanu o kulistym kształcie ziarna i średnicy; 12 μm , 26 μm i 41 μm tak, aby odpowiadały one małym, średnim i dużym cząstką z rozkładu ich wielkości. Przeprowadzona analiza (rys. 1.3) wykazała blisko 200°C różnicy temperatury pomiędzy największą, a najmniejszą cząstką w momencie uderzenia w podłoże. Taka zmiana temperatury cząstek ma kluczowe znaczenie w odniesieniu do ich deformacji oraz procesów

termomechanicznych, które wpływają na tworzenia wiązań i strukturę powłoki w procesie natryskiwania zimnym gazem. Spadek temperatury cząstek w części rozbieżnej jest zależny od wielkości cząstek proszku. Dowodzi to, że rozszerzenie sekcji stagnacji korzystnie wpływa na większe cząstki i ułatwia osiągnięcie stabilnej temperatury gazu przed gardzielą dyszy [26]. W przypadku identycznych prędkości mniejsze różnice temperaturowe mogą wystąpić w większych cząstkach z powodu ich wyższych temperatur [27].

Badania prędkości gazu i cząstek w odniesieniu do wielkości cząstek w dyszy wykazały, że wzrost wielkości cząstek doprowadził do zmniejszenia ich prędkości w obrębie dyszy. Prędkości gazu i cząstek proszku pokrywały się ze sobą w odcinku stagnacji. Nagły wzrost prędkości gazu nastąpił w odległość 80 mm od punktu wtrysku. Maksymalną prędkość gazu osiągnięto w odległość 5 mm od wylotu dyszy, w miejscu powstania fali uderzeniowej. Analiza wykresu (rys. 1.4) wykazała, że największe cząstki nieznacznie przyspieszają pomiędzy dyszą a podłożem [27].



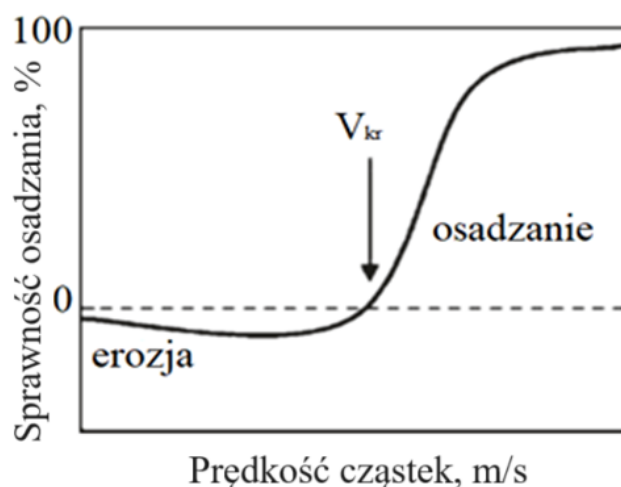
Rysunek 1.4. Przebieg prędkości gazu i cząstek proszku w procesie natryskiwania zimnym gazem wzdłuż dyszy de Laval'a do momentu uderzenia cząstek o podłoże [23]

Po wyjściu z dyszy ziaren proszku ciśnienie i temperatura gazu przystosowują się do parametrów otoczenia, następnie prędkość cząstek spada, co jest spowodowane zwiększeniem gęstości gazu i siły oporu. Współczynnik oporu cząstek kulistych jest niższy w porównaniu z cząstkami nieregularnymi. Przez co, cząstki o nieregularnym kształcie w strumieniu gazu wykazują większe prędkości [28].

Temperatura procesu natryskiwania zimnym gazem, krótki czas ekspozycji proszków w gazie procesowym (mniej lub bardziej obojętny) sprawiają, że materiał powłokowy zachowuje swoje właściwości, i nie zachodzi przemiana fazowa. Parametry procesu dobierane są tak, aby otrzymana powłoka posiadała właściwości odpowiadające planowanej aplikacji [19, 24].

1.1.2. Prędkość krytyczna

Najważniejszym kryterium w procesie natryskiwania zimnym gazem jest prędkość krytyczna V_{kr} , która definiowana jest jako minimalna prędkość cząstek niezbędna do osadzenia ich na podłożu. Jeśli prędkość cząstek jest mniejsza od wartości krytycznej, to cząstki uderzą i odbiją się od podłoża powodując jego erozję. Po przekroczeniu tej prędkości proces erozji nie występuje, tylko następuje ich osadzanie na powierzchni podłożu (rys. 1.5). Dla każdego materiału proszku istnieje określona wartość prędkości krytycznej. Prędkość krytyczna zależy od wielu czynników, w szczególności od rodzaju materiału podłoża i natrykiwanego proszku, rozmiaru i gęstości cząstek, morfologii proszku, temperatury uderzenia cząstek w podłoże oraz chropowatości powierzchni [26, 29, 30].



Rysunek 1.5. Schemat zależności pomiędzy prędkością cząstek a sprawnością osadzania [30]

Assadi i in. [31] zauważyli, że większy wpływ na prędkość krytyczną ma gęstość i temperatura cząstek niż granica plastyczności i temperatura topnienia. Opracowali model matematyczny ogólnego wpływu tych parametrów w postaci wzoru:

$$V_{kr} = 667 - 14\rho + 0,08T_m + 0,1\sigma_u - 0,4T_i \quad (1.1)$$

gdzie:

- ρ – gęstość materiału, g/m^3 ;
- σ_u – wytrzymałość końcowa, MPa;
- T_m – temperatura topnienia materiału, K;
- T_i – temperatura początkowa cząstki, K.

Z kolei Schmidt i in. [32] opracowali bardziej zaawansowany model korelacji do przewidywania V_{kr} . Istotą procesu jest zasada zachowania energii cząstki, która uwzględnia jednocześnie ciepło właściwe, wytrzymałość na rozciąganie oraz współczynniki kalibracji mechanicznej i termicznej.

$$V_{kr} = \sqrt{\frac{F_1 * 4 * \sigma_{TS} * (1 - \frac{T_u - T_R}{T_m - T_R})}{\rho} + F_2 * C_p * (T_m - T_i)} \quad (1.2)$$

gdzie:

ρ – gęstość materiału, g/m^3 ;

σ_{TS} – wytrzymałość na rozciąganie, MPa;

T_m – temperatura topnienia, K;

T_u – temperatura uderzenia, K;

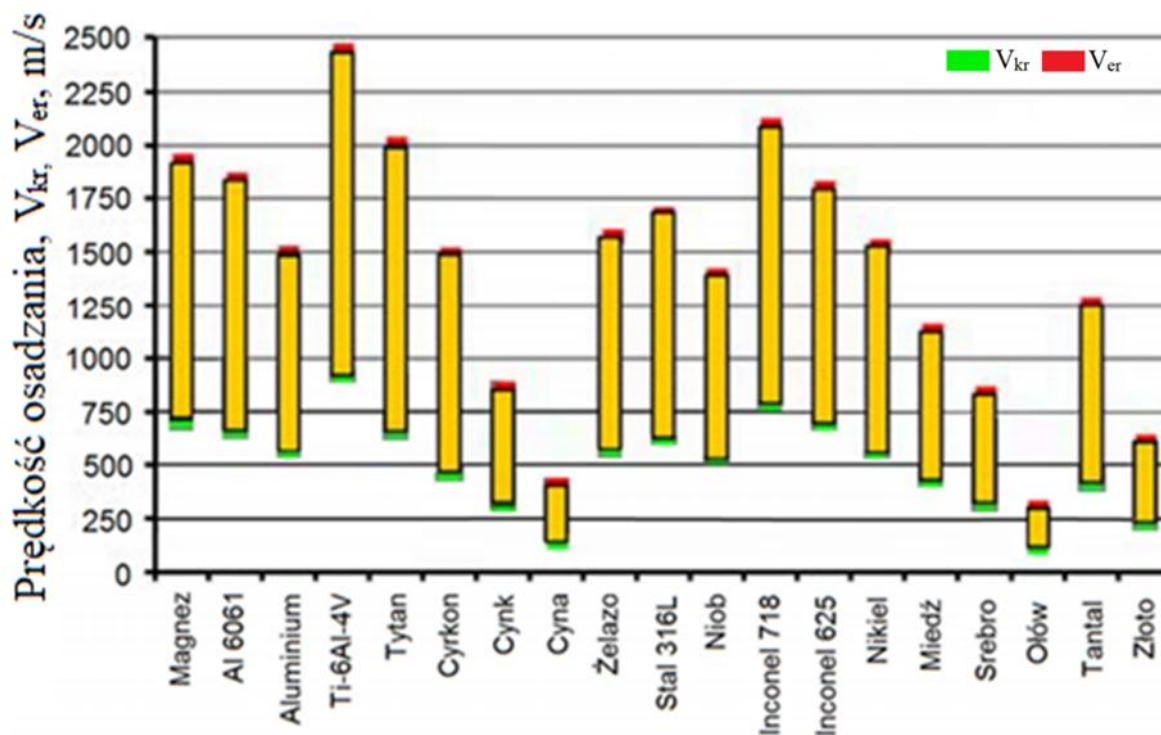
T_R – temperatura odniesienia, 293 K;

C_p – ciepło właściwe cząstki, J/kgK ;

F_1 – współczynnik kalibracji mechanicznej (dla natryskiwania zimnym gazem 1,2);

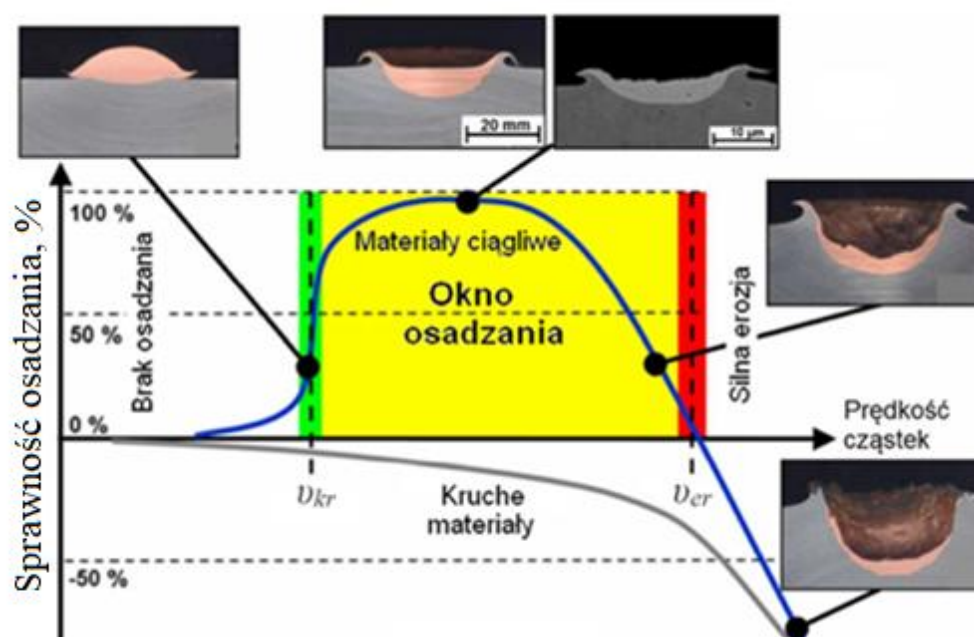
F_2 – współczynnik kalibracji termicznej (dla natryskiwania zimnym gazem 0,3).

Równanie to nie uwzględnia wielkości cząstek proszku, która jest kluczowym parametrem. Prędkość krytyczna rośnie wraz ze spadkiem wielkości cząstek. Ziarna o mniejszej masie mają mniejszą bezwładność od ziaren o większej masie, dlatego na wyjściu dyszy mogą łatwo osiągać wartość V_{kr} . Mogą jednak ulegać spowolnieniu ze względu na powstającą falę uderzeniową w wyniku odbicia strumienia gazu od podłoża, co może utrudniać osadzanie i tworzenie powłoki. Wielkość cząstek proszku charakterystyczna dla procesu natryskiwania zimnym gazem mieści się w zakresie 10–45 μm . Materiał natrykiwany składa się z mieszaniny cząstek proszku o różnych wielkościach. W takim przypadku mniejsze cząstki są pomijane ze względu na duże prędkości, a prędkość krytyczna liczona jest z ziaren proszku o większej granulacji [24, 26, 30]. Na rysunku 1.6 przedstawiono zakresy prędkości dla różnych materiałów przy których zachodzi osadzanie ziaren proszku (wielkości cząstek 25 μm , temperaturze 20°C).



Rysunek 1.6. Zakres prędkości przy których zachodzi osadzanie wybranych metali (opracowanie własne na podstawie [28])

Jeśli zostanie przekroczona V_{kr} cząstek to spowoduje to zwiększenie sprawności osadzania [30]. Sprawność osadzania procesu natryskiwania zimnym gazem przedstawiono jako funkcję prędkości uderzenia cząstek w podłoże (rys. 1.7). Im większa prędkość uderzenia cząstek w podłoże w porównaniu do prędkości krytycznej, tym większa jest powierzchnia połączenia cząstki z podłożem. Gdy sprawność osadzania osiągnie 100% to siła wiązania występująca pomiędzy cząstkami osiąga wytrzymałość materiału litego. Nadmierne przekroczenie prędkości krytycznej V_{kr} powoduje spadek sprawności osadzania. Dalszy wzrost prędkości ziaren proszku powoduje przekroczenie prędkości erozji V_{er} , co związane jest z zanikaniem procesu osadzania proszku i powstaniem tego zjawiska [26]. Prędkość erozji V_{er} jest dwu lub trzykrotnie wyższa od prędkości krytycznej V_{kr} . Obszar występujący pomiędzy prędkością krytyczną, a prędkością erozji nazywany jest oknem osadzania [33].



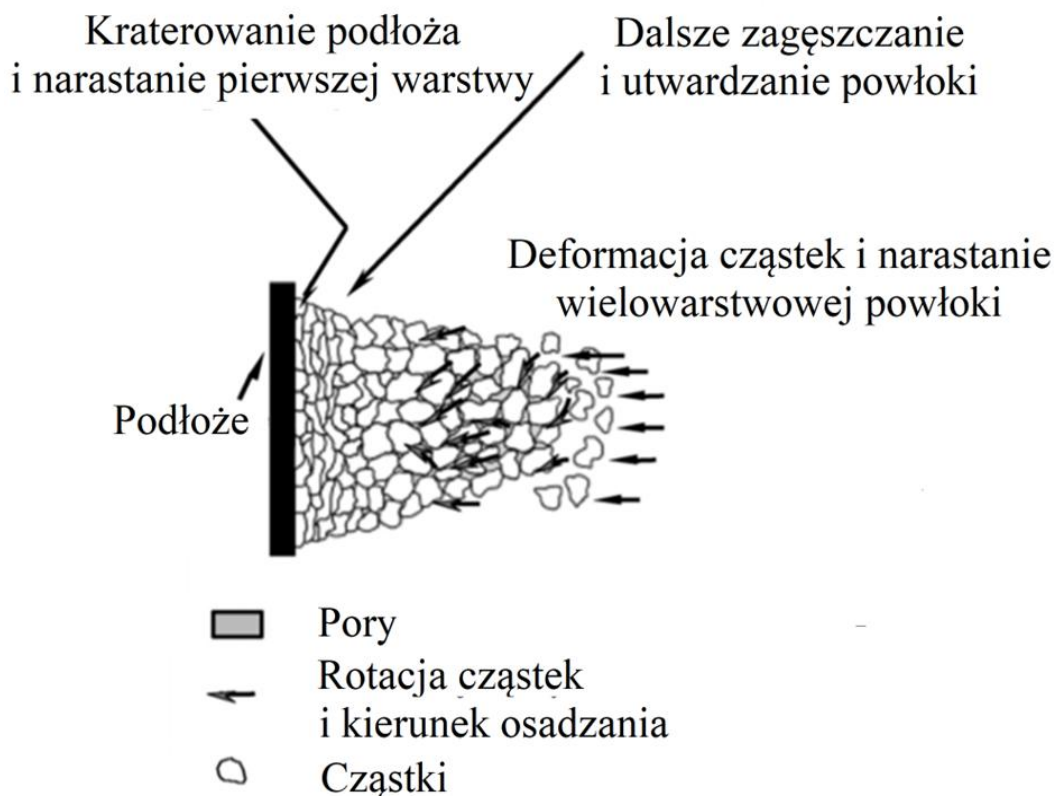
Rysunek 1.7. Korelacja między prędkością cząstek, sprawnością osadzania i efektami uderzenia dla stałej temperatury uderzenia (opracowanie własne na podstawie [26])

1.1.3. Budowa powłoki

W procesie natryskiwania zimnym gazem powłoki konstituowane są po przekroczeniu prędkości krytycznej przez cząstki proszku. Energia kinetyczna ziaren proszku w trakcie zderzenia deformuje cząstki powodując wydzielenie energii cieplnej. Proces nakładania powłok wymaga właściwych wartości parametrów procesu zderzenia. Podczas uderzenia cząstek w podłoże występuje mechanizm niestabilności adiabatycznego ścinania. Mechanizm wiązania w natryskiwaniu zimnym gazem można wytłumaczyć występowaniem lokalnych niestabilności adiabatycznego ścinania na granicy faz cząstka-podłoże i cząstka-powłoka w wyniku lokalnego wzrostu temperatury [30, 34].

Budowanie powłoki natryskiwanej zimnym gazem przebiega dwuetapowo. Schemat powstawania powłoki jest przedstawiony na rysunku 1.8. Pierwszy etap to kraterowanie podłoża oraz tworzenie pierwszej warstwy. Powstałe wiązania odpowiedzialne są za siłę przyczepności (adhezję) pomiędzy cząstką proszku a podłożem. W tej fazie znaczący jest

odpowiedni dobór materiałów podłoża i proszku. Równie ważne jest odpowiednie przygotowanie podłoża, do którego często stosowana jest obróbka strumieniowo-ścierna. Usuwa ona z powierzchni podłoża tlenki i dodatkowo powoduje jej schropowacenie. Proces ten pozwala na zwiększenie sprawności osadzania powłoki. Również podgrzanie podłoża przed natryskiwaniem korzystnie wpływa na proces konstituowania powłok. Pierwsze natryskiwane cząstki uderzają w powierzchnię podłoża i odbijają się od niego, usuwając znajdujące się na jego powierzchni tlenki oraz zwiększając chropowatość podłoża. Tylko niewielka część cząstek proszku zostaje osadzona powierzchni podłoża. Dopiero kolejne natryskane cząstki proszku osadzają się na podłożu tworząc powłokę [15, 30, 35, 36].



Rysunek 1.8. Schemat powstawania powłoki w procesie natryskiwania zimnym gazem [36]

W drugim etapie cząstki proszku osadzają się na pierwszej warstwie. Wiązanie występujące pomiędzy lamelami odpowiada za spójność wewnątrz powłoki (kohezję). Podczas tego procesu cząstki proszku uderzają w natryskaną wcześniej warstwę, wzajemnie odkształcają się i tworzą powłokę. Na tym etapie istotny jest rozkład granulometryczny proszku [36]. Pory znajdujące się w powłoce są efektem zderzenia się wielu cząstek proszku z podłożem. Występująca początkowa deformacja podłoża powoduje przekształcenie energii kinetycznej uderzającej cząstki proszku w energię odkształcenia plastycznego oraz ciepło. Podczas wzrostu grubości powłoki pory występujące pomiędzy lamelami ulegają zmniejszeniu w wyniku odkształcenia kolejno osadzających się cząstek. Ze wzrostem grubości powłoki występuje efekt kulowania, który powoduje wzrost powierzchni styku lameli oraz znaczne zmniejszenie istniejących w powłoce porów [15, 35].

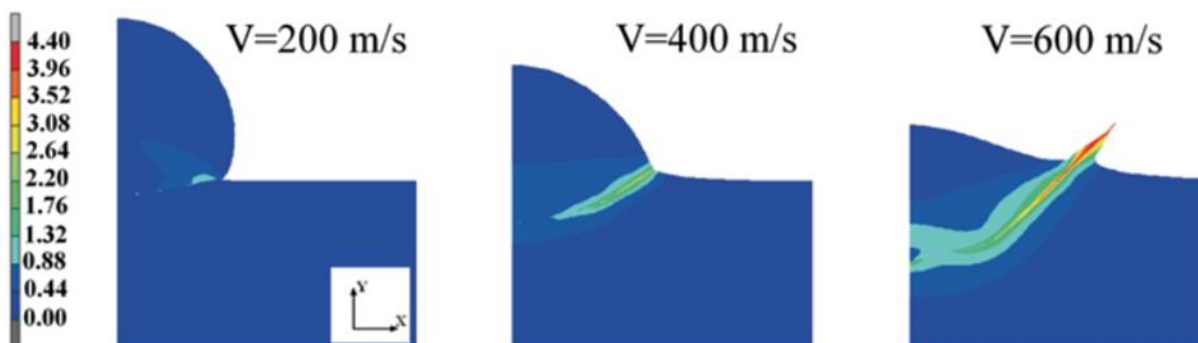
Materiałem powłokowym stosowanym do natryskiwania zimnym gazem powłok powinien być proszek o granulacji poniżej 50 μm . Jest to związane z energią ziarna proszku, która jest

konieczna do jej osadzenia. Cząstki proszku o dużej masie (duża średnica) w strumieniu gazu osiągają małe prędkości. Zachodzi zatem zależność, że im większy rozmiar cząsteczek proszku tym parametry procesu natryskiwania zimnym gazem (temperatura i ciśnienie gazu) muszą być wyższe. Istotne znaczenie ma rozmiar ziaren proszku, ponieważ duże cząsteczki bardzo często nie osadzają się na podłożu, tylko ulegają odbiciu. W ten sposób ich obecność w strukturze warstwy jest ograniczona [31, 37].

1.1.4. Mechanizm budowania powłoki

Dominującym mechanizmem wiązania powłoki natryskanej zimnym gazem jest proces niestabilnego adiabatycznego ścinania, występujący na granicy faz powyżej prędkości krytycznej ziaren proszku. W mechanizmie tym obszary międzyfazowe cząstka-powłoka lub cząstka-podłoże doświadczają silnego miejscowego odkształcenia ścinającego podczas uderzenia, które przerywa cienką warstwę tlenku na powierzchni cząstek, umożliwiając silny kontakt cząstka-podłoże. Materiał traci wytrzymałość na ścinanie i ulega deformacji. Ułatwia to tworzenie wiązań metalurgicznych cząstek z podłożem, jak również między cząstką a powłoką. Analizy wspierające tę teorię znajdują potwierdzenie w symulacjach numerycznych [30-32, 34, 38].

Na rysunku 1.9 przedstawiono symulację stanu odkształcenia plastycznego cząstki miedzi o wielkości $20\ \mu\text{m}$ dla różnych prędkości uderzenia (200, 400 i 600 m/s) w podłoże. W każdym przypadku ujawniono pojawiającą się deformację. Przy prędkości 200 m/s deformacja rozpoczyna się na granicy obszaru cząstka/podłoże i rozprzestrzenia się w części kontaktowej cząstki. Przy prędkości 400 m/s deformacja zlokalizowana jest na granicy między cząstką a podłożem, natomiast obszar ten jest znacząco większy. W przypadku prędkości 600 m/s obszar ścinania adiabatycznego dominuje [39].

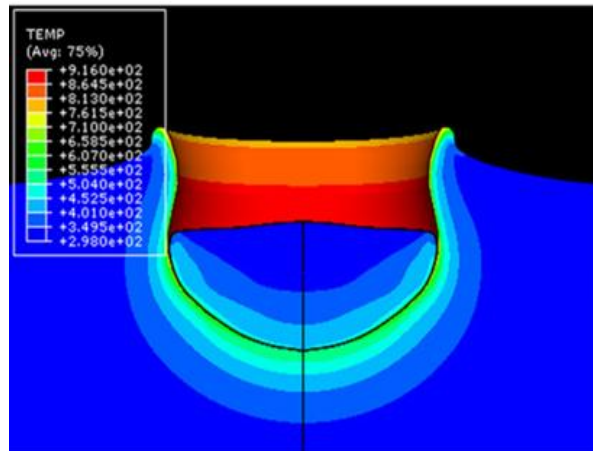


Rysunek 1.9. Symulacje odkształcenia podczas uderzenia cząsteczki miedzi o średnicy $20\ \mu\text{m}$ w miedzianą powierzchnię miedzi przy użyciu modelu uwzględniającego wymianę ciepła. Prędkości uderzenia wyniosły 200 m/s, 400 m/s oraz 600 m/s [39]

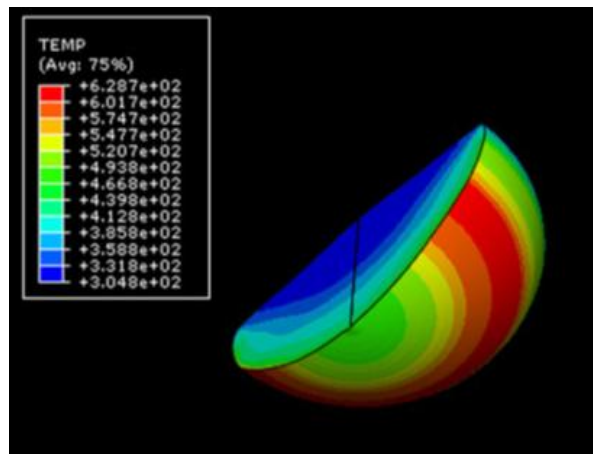
Przeprowadzono także symulację zakładającą rozkład temperatury w cząstce i podłożu. Na rysunku 1.10 przedstawiono symulację uderzenia cząstki miedzi o wielkości $15\ \mu\text{m}$ w powierzchnię stopu aluminium Al 1100 [40]. Fizyczny zasięg strefy topnienia najlepiej widać na rysunkach 10b i 10c. Cienka warstwa stopu aluminium osiągnęła temperaturę topnienia. Analiza wykazała, że temperatury po stronie podłoża były zawsze wyższe niż po stronie lameli. Nieciągłość jest możliwa dzięki braku jakiegokolwiek dyfuzji termicznej w tym

konkretnym modelu. Po obu stronach nastąpiło znacznie większe odkształcenie, a tym samym wydzielanie ciepła na styku cząstki z podłożem.

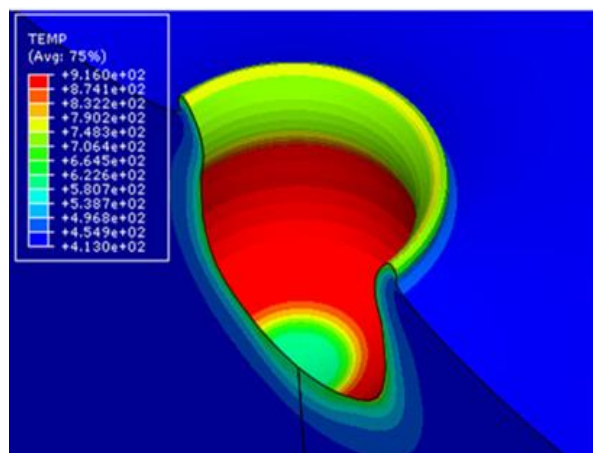
a)



b)

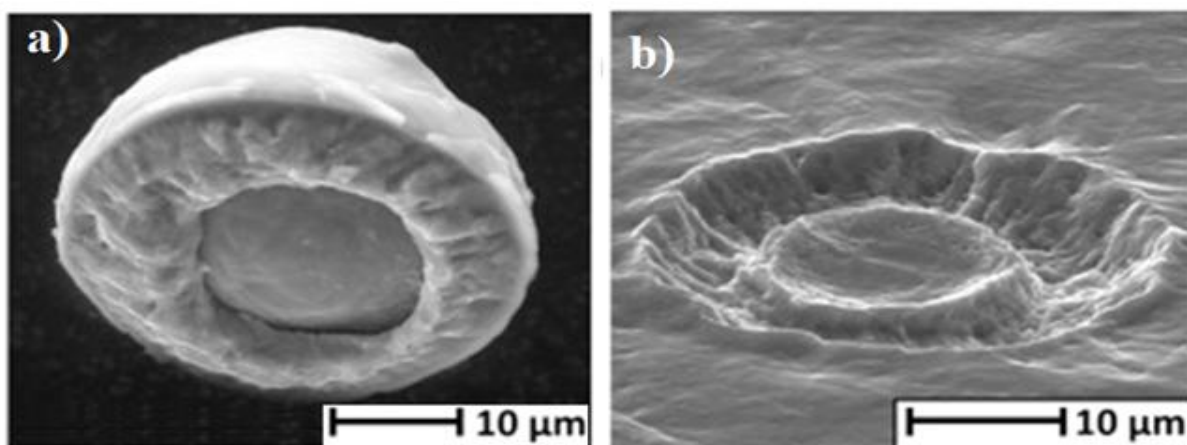


c)



Rysunek 1.10. Symulacje uderzenia cząsteczki miedzi w podłoże ze stopu aluminium 1100:
a) widok przekroju cząstki i podłoża, b) dolna powierzchnia cząstki bez podłoża,
c) powierzchnia podłoża bez cząstki [40]

W przypadku pojedynczej cząstki Ti-6Al-4V uderzającej w podłoże Ti podczas procesu natryskiwania zimnym gazem (rys. 1.11) wiązanie zachodzi na krawędzi strefy kontaktu odkształconej cząstki proszku z podłożem i rozciąga się wraz ze wzrostem prędkości uderzenia cząstek w kierunku środkowej strefy kontaktu. Analiza obrazu odkształcenia wykazała brak zachodzącego wiązania w środkowym obszarze [41]. Gładka środkowa strefa kontaktu powierzchni cząstki ograniczona jest szorstką i pękniętą strukturą pierścieniową [42-44].



Rysunek 1.11. Mikrostruktura pojedynczej cząstki Ti-6Al-4V po uderzeniu w podłoże Ti w procesie natryskiwania zimnym gazem: a) oderwana cząstka proszku, b) wgłębienie na podłożu po uderzeniu i oderwaniu ziarna [43]

Stopień odkształcenia plastycznego pojedynczych cząstek proszku Ti oraz Ti-6Al-4V zależy od właściwości zastosowanego proszku oraz parametrów wykorzystywanych podczas tworzenia warstwy w procesie natryskiwania zimnym gazem. Stosowanie azotu lub helu jako gazu procesowego może korzystnie wpływać na deformację plastyczną cząsteczek. Odkształcenie cząsteczek proszku podczas natryskiwania zimnym gazem przy zastosowaniu tych samych parametrów procesu jest większe dla helu. Na siłę wiązania powłok natryskanych zimnym gazem wpływa wiele czynników m.in. parametry przyczyniające się do wzrostu prędkości i temperatury cząsteczek oraz odpowiednie przygotowanie przed natryskiwaniem powierzchni podłoża. Równie ważne są naprężenia własne wytwarzane analogicznie z procesem spajania podczas natryskiwania zimnym gazem cząsteczek proszku, które najczęściej powodują zmniejszenie wartości siły wiązania [42].

2. MODYFIKACJA LASEROWA POWŁOK NATRYSKANYCH ZIMNYM GAZEM

Proces poprawy gęstości materiału nanoszonego poprzez natryskiwanie zimnym gazem może zostać wykonany przy użyciu skoncentrowanego źródła ciepła w postaci wiązki laserowej. Jest to jedna z najbardziej korzystnych technik, ponieważ ze względu na dobór odpowiednich parametrów pracy lasera (prędkości i mocy) możliwa jest obróbka ściśle określonego obszaru. Fotony oddziałując na powierzchnię przenoszą energię, która po zetknięciu się z materiałem zamienia się na energię cieplną. Wytworzone ciepło powoduje miejscowe roztopienia materiału i powstanie jeziora ciekłego metalu, które po zaniknięciu działania źródła ciepła krystalizuje tworząc obszar przetopiony. Zogniskowanie wiązki światła na bardzo małej powierzchni umożliwia osiągnięcie bardzo dużej powierzchniowej gęstości mocy, która umożliwia szybkie lokalne przetopienie materiału. Przetapianie materiału z wysokimi prędkościami umożliwia ograniczenie ilości energii zaabsorbowanej w materiale, a więc ogranicza również dystorsje ciepła i naprężenia w materiale. Powtarzalność, precyzja oraz prędkość procesu sprawiają, że wykorzystanie przetapiania laserowego do poprawy gęstości materiału nanoszonego za pomocą innych metod znajduje coraz szersze zastosowanie. Modyfikacja laserowa wpływa na mikrostrukturę, zmienia jej skład fazowy i właściwości [45, 46]. Technika ta jest polecana ze względu na brak wad związanych z konwencjonalnymi metodami obróbki cieplnej i jest często stosowana w celu zwiększenia przyczepności powłok natryskiwanych cieplnie, co skutkuje znaczną poprawą ich właściwości [47-51]. Modyfikacja laserowa umożliwia uzyskanie powłoki o jednorodnej, gęstej mikrostrukturze. Pozwala wydłużyć żywotność i niezawodność powłoki w warunkach wysokiej temperatury oraz zużycia [45, 46, 49].

Fundamentem umożliwiającym stworzenie lasera była teoria promieniowania kwantowego opisana w 1917 r. przez Alberta Einsteina. Stwierdził w niej, że możliwe jest pobudzenie najmniejszych cząstek materii - atomów, do emisji światła [52]. Szybki rozwój technologii laserowych zapoczątkowało wynalezienie pierwszego lasera przez Mariana'a w 1960 r., co przyczyniło się do konstruowania nowych laserów oraz ulepszanie istniejących. Rozwój urządzeń laserowych wzbudził zainteresowanie w przemyśle, głównie do cięcia, spawania, znakowania, a także w dziedzinach nauki (technologie wojskowe, medycyna). Powstałe lasery ze względu na rodzaj ośrodka czynnego różnią się od siebie długościami fal, mocami, jakością wiązek, a także sposobem ich prowadzenia. Pierwsze lasery posiadały niewielkie moce, co znacznie ograniczało ich zastosowanie w przemyśle. Rozwój i udoskonalenie (moc, sprawność) urządzeń laserowych umożliwiło poszerzenie ich zastosowania w większym zakresie użytkowania. Stosowane technologie laserowe zaczęto wykorzystywać do modyfikacji powierzchni oraz wykonywania precyzyjnych przetopów, gdzie ważne znaczenie ma precyzja oraz powtarzalność [53].

Modyfikacje laserowe na początku były przeprowadzane przy użyciu laserów CO₂. Potem zaczęto stosować lasery Nd: YAG, które ulegały ciągłym zmianom. Kolejnym etapem w rozwoju technologii laserowej było skonstruowanie w 1990 r. pierwszego lasera włóknowego o początkowo małej mocy. Z biegiem czasu zaczęto je wykorzystywać w przemyśle materiałowym. Następnie zaczęto budować lasery dyskowe, które charakteryzowały się takim samym ośrodkiem czynnym jak lasery włóknowe, ale posiadały

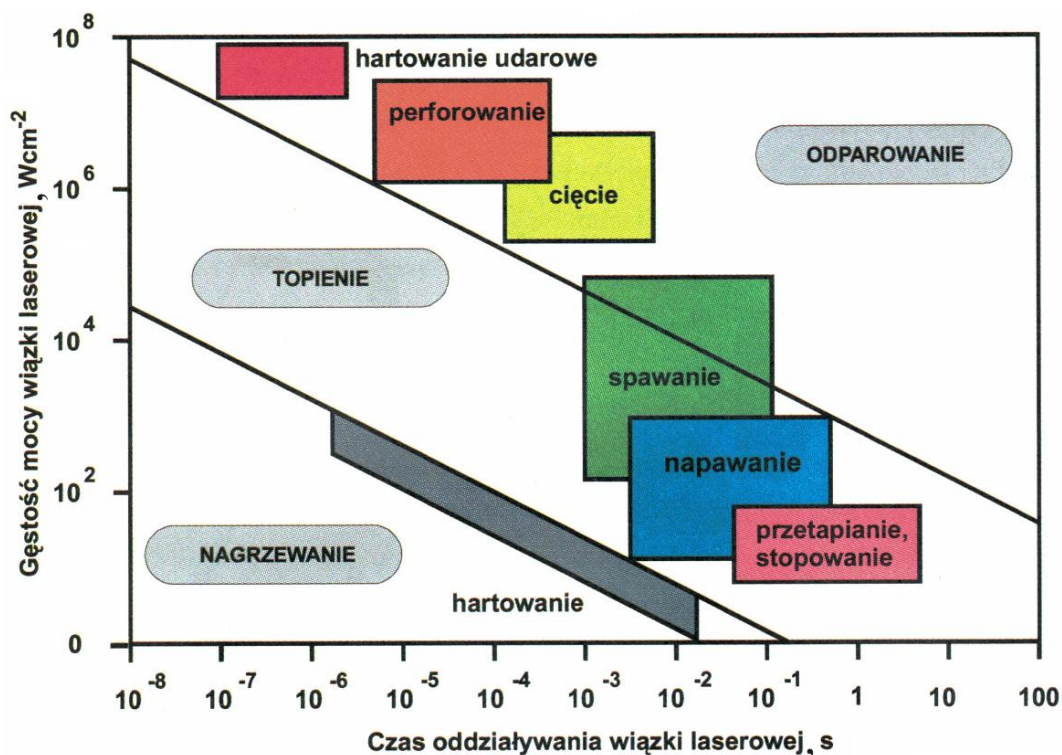
inną konstrukcję rezonatora. Kryształ YAG-owski miał kształt dysku, nie włókna. Wkrótce po tym zaczęto na rynek wprowadzać lasery diodowe, dzięki czemu możliwe było otrzymanie tańszego produktu o wyższej sprawności [54, 55].

Lasery wykorzystywane w przemyśle to głównie te o mocy powyżej 1 kW, molekularne CO₂ oraz lasery Nd-YAG, włóknowe i diodowe. Od rodzaju zastosowanego materiału, gęstości mocy i długości fali promieniowania oraz czasu oddziaływania promieniowania na materiał zależy efekt oddziaływania laserowego na dany materiał [56, 57].

2.1. Rodzaje obróbki laserowej

Rozwój technologii laserowej umożliwił wytwarzanie ulepszonych warstw wierzchnich przy użyciu lasera. Otrzymana warstwa odpowiada za użytkowe właściwości części maszyn i urządzeń. Warstwa wierzchnia korzystnie wpływa na właściwości eksploatacyjne elementów, tj. odporność na zużycie, ścieranie, korozję i ich właściwości zmęczeniowe. Do procesów modyfikacji warstwy wierzchniej poprzez obróbkę laserową można zaliczyć: napawanie laserowe, hartowanie laserowe, stopowanie, przetapianie laserowe oraz ablacja laserowa [57- 59].

Oddziaływanie obróbki laserowej na podłoże zależy od właściwości fizycznych i chemicznych materiału, parametrów promieniowania laserowego, tj. długość fali, gęstość energii, energii impulsu oraz czasu oddziaływania wiązki laserowej oraz warunków otoczenia (np. ciśnienie, temperatura). W zależności od rodzaju materiału podłoża i właściwości wiązki laserowej wyróżnia się różne rodzaje procesów laserowych (rys. 2.1): ablacja, hartowanie uderzeniowe, topnienie, wiercenie, spawanie/cięcie, hartowanie [60].



Rysunek 2.1. Zastosowania wiązki lasera w procesach technologicznych w zależności od gęstości mocy wiązki lasera i czasu jej interakcji [58]

W przemyśle wykorzystywane są zwykle efekty cieplne oddziaływania wiązki promieniowania laserowego z powierzchnią podłoża. Wzrost zastosowań modyfikacji laserowych oraz rozwój ich technologii spowodowany jest licznymi zaletami tych procesów. Najistotniejszymi z nich są: wysoka wydajność procesu, automatyzacja oraz kontrola procesu, redukcja kosztów, eliminacja procesów wykończeniowych, wzrost jakości otrzymanego elementu, oszczędność materiałów, bezdotykowa obróbka i brak odkształceń termicznych. Ogólnie modyfikacje wiązką laserową można sklasyfikować jako obróbki, w których zachodzi zmiana stanu skupienia materiału i obróbki, w których nie występuje przemiana [57].

2.2. Charakterystyka procesu i parametry przetapiania laserowego

Technologia laserowa, w tym przetapianie powierzchni staje się coraz powszechniej stosowane do wspomagania innych procesów przemysłowych. Wiązka lasera jako źródło ciepła o właściwościach umożliwiających osiągnięcie wysokich gęstości powierzchniowych mocy umożliwia szybkie i precyzyjne dostarczanie energii cieplnej do obszaru obrabianego materiału [61].

Laserowa modyfikacja powierzchni poprzez lokalne jej przetopienie umożliwia poprawę jej gęstości. Proces przetapiania laserowego jest zbliżony do laserowego spawania przewodnościowego. W procesie tym wiązka lasera przetapia lokalnie obszar powłoki naniesionej poprzez natryskiwanie zimnym gazem. Roztopione miejscowo materiały ulegają krystalizacji tworząc obszar przetopienia, którego skład chemiczny jest tożsamy ze składem materiału przetapianego. Ciepło występujące w tym procesie padające na powierzchnię powłoki pochodzi ze skoncentrowanej wiązki monochromatycznego, jednokierunkowego i koherentnego światła. Specyfika nanoszenia powłok poprzez natryskiwanie zimnym gazem, a także zastosowanie wiązki lasera do lokalnego zagęszczenia naniesionej powłoki sprawia, że coraz bardziej zaawansowane gałęzie przemysłu sięgają po jej wykorzystanie. Do gałęzi tych możemy zaliczyć między innymi: przemysł lotniczy, kosmiczny, motoryzacyjny i medyczny, a więc wysoko zaawansowane branże przemysłowe. Wiązka lasera oddziałuje na powierzchnię naniesionej powłoki w osłonie gazów obojętnych (argon, hel) w celu ograniczenia powstawania niezgodności wewnętrznych w obszarze powłoki [54, 62].

Zmniejszenie obszaru ogniskowania zmniejsza ilość energii cieplnej, którą należy doprowadzić do materiału w celu jego roztopienia. Ważnym ograniczeniem przetapiania laserowego jest przewodność cieplna materiałów oraz refleksyjność powierzchni, która oddziałuje na sprawność procesu. Przetopiona warstwa wierzchnia powstaje w kilku cyklach cieplnych poprzez wielościgowe przetapianie powierzchni, wiąże się to z wykorzystaniem mechanizmu przekazywania energii cieplnej na drodze przewodnictwa cieplnego oraz konwekcji ciekłego metalu w jeziorce. Możliwe jest również wykorzystanie przyrządów optycznych (zwierciadła segmentowe, układy pryzmatyczno-soczewkowe) umożliwiających poszerzenie obszaru oddziaływania wiązki laserowej w celu przyśpieszenia procesu. Podczas przetapiania laserowego, następuje jedynie roztopienie przetapianego materiału, a występująca refleksyjność powierzchni i roztopionego materiału jest bardzo wysoka. Jest to związane ze stratami występującymi podczas rozpraszania i odbicia wiązki lasera. Do zalet przetapiania powierzchni przy użyciu wiązki laserowej zaliczamy bardzo wysoką powtarzalność, wysoką prędkość i możliwość automatyzacji procesu [53].

Przetapianie laserowe jest procesem złożonym, wpływa na niego wiele czynników. Niektóre z nich możemy kontrolować, inne wynikają z właściwości promieniowania laserowego. W przypadku przetapiania laserowego, bardzo istotnym czynnikiem jest zdolność powierzchni do pochłaniania promieniowania laserowego, która zależy między innymi od długości fali wiązki lasera, właściwości optycznych i termofizycznych przetapianego materiału. Kontrolować możemy za to między innymi parametry pracy lasera, a więc: moc, prędkość przemieszczania się wiązki laserowej, szerokość obszaru oddziaływania wiązki oraz kształt wiązki, która oddziałuje na powierzchnię materiału. Jej kształt wynika z zastosowanych układów optycznych oraz położenia ogniska względem powierzchni przetapianego materiału, a także rozkładu intensywności promieniowania w przekroju poprzecznym (TEM - mod lasera). Tradycyjnie przetapianie laserowe wykonywane jest w trybie pracy ciągłej, gdzie częstotliwość generacji impulsów przekracza 2000 Hz. Nie da się więc zauważyć różnicy w oddziaływaniu poszczególnych impulsów [54, 63].

Przetapianie laserowe wykorzystuje mechanizm przekazywania energii cieplnej na drodze przewodnictwa cieplnego. W tym rodzaju obróbki energia potrzebna do przetopienia materiału pochodzi od zaabsorbowanej przez powierzchnię wiązki lasera. Zakładając oddziaływanie pojedynczego źródła ciepła powstaje relatywnie szeroki półkolisty przetop o niskim współczynniku kształtu. Materiał jest podgrzewany lokalnie powyżej temperatury topnienia, jednak nie przekracza temperatury parowania. Oprócz dominującego zjawiska przewodzenia, występuje również konwekcja ciekłego metalu. Przepływ ciekłego metalu w jeziorce spawalniczym jest wytwarzany poprzez działanie ciśnienia ablacyjnego i napięcia powierzchniowego. W prawidłowo wykonanym przetopie nie powinny znajdować się niezgodności w postaci wklęsnięcia powierzchni, porowatości na powierzchni oraz we wnętrzu, brak pęknięć pomiędzy spoiną a strefa wpływu ciepła, w tym również pęknięć wewnątrz spoiny. A także niezgodności wewnętrznych, w tym pęcherzy gazowych, porowatości, wtrąceń pierwiastków oraz wydzieleni faz kruchych. Chropowatość powierzchni przetopionej nie powinna być zbyt wysoka, jednak ze względu na działanie napięcia powierzchniowego może być wyższa od chropowatości powierzchni powłoki naniesionej poprzez natryskiwanie zimnym gazem [53].

Do najważniejszych parametrów wpływających na proces przetapiania laserowego zaliczamy [58]:

- moc wyjściowa lasera, W;
- prędkość przemieszczania się wiązki laserowej, m/min;
- kształt i wymiary wiązki (średnica, mm, rodzaj zastosowanej optyki);
- położenie ogniska względem przetapianej powierzchni, mm;
- mod wiązki (rozkład intensywności promieniowania w przekroju poprzecznym);
- skład chemiczny przetapianych powłok;
- grubość naniesionej powłoki;
- absorpcyjność powierzchni.

Na efekt przetapiania laserowego wpływa również wiele złożonych zjawisk termodynamicznych oraz różnice we właściwościach termofizycznych przetapianych materiałów, w szczególności temperatura topnienia, przewodność cieplna, dyfuzyjność

cieplna, pojemność cieplna, ciepło właściwe, ciepło utajone, temperatura oraz dynamika krzepnięcia i przemian fazowych [54, 63, 64].

2.3. Wykorzystanie laserów w procesie natryskiwania zimnym gazem

Przetapianie laserowe jest obecnie jedną z najnowocześniejszych technik inżynierii powierzchni. Pozwala ono na modyfikację warstwy wierzchniej w ściśle określonym obszarze przy minimalnym wpływie energii cieplnej. Lasery przesyłają wąską i spójną wiązkę energii w zakresie światła widzialnego. Technika ta jest zalecana ze względu na brak wad związanych z konwencjonalnymi metodami obróbki cieplnej chemicznej, tj. azotowanie. Jest również często stosowana w celu zwiększenia przyczepności i spójności powłok natrykiwanych termicznie, co skutkuje znaczną poprawą ich właściwości [47, 65-67]. W rezultacie zwiększa się możliwość aplikacji powłok poddanych obróbce laserowej do zastosowań komercyjnych [50, 51]. Wiązka laserowa jest stosowana w procesach przyrostowych. W procesach natryskiwania zimnym gazem moc lasera wykorzystywana jest na trzy sposoby: przed, w trakcie i po natrysku. Zastosowanie w trakcie procesu natryskiwania zimnym gazem nazywane jest wspomaganie laserowym (LACS) [42].

Wykorzystywanie laserów przed procesem natryskiwania zimnym gazem służy do wstępnego podgrzania podłoża. M. Perton i inni [68] natryskali cząstki proszku Ti-6Al-4V na cylindrycznych podłożach z Ti-6Al-4V. Proces otrzymania powłok podzielono na trzy etapy: wstępne podgrzanie podłoża (bez podgrzewania, laser o mocy 750 W i 1650 W), proces ablacji lasera impulsowego (PLA) (brak ablacji, warunki fluencji impulsu laserowego $1,3 \text{ J/cm}^2$ i $2,2 \text{ J/cm}^2$) i natryskiwanie zimnym gazem. Stwierdzono, że warunki wstępnego podgrzania podłoża bez zastosowania PLA nie wpłynęły znacząco na zmianę siły adhezji. Przy zastosowaniu PLA siła adhezji wzrosła proporcjonalnie do temperatury podgrzania podłoża, spowodowane to było procesem PLA, który pomaga w utrzymaniu temperatury, ciśnienia wiązki laserowej i pozwala na dłuższą ekspozycję.

Laserowe wspomaganie procesu natryskiwania zimnym gazem jest technologią, która łączy ze sobą wstępną obróbkę podłoża i narastanie powłok. Połączenie to umożliwia otrzymywanie gęstych powłok o wysokiej przyczepności i sile kohezji [69]. W badaniach połączono laser diodowy (o długości fali 980 nm i mocy 1 kW) z systemem do natryskiwania zimnym gazem. Dioda laserowa służyła do podgrzania strefy osadzania. Stwierdzono, że porowatość powłok tytanowych zmalała, a skuteczność ich osadzania uległa zwiększeniu [70].

Laserowa obróbka powierzchni (LST - Laser Surface Treatment) stosowana była w przeszłości do poprawy właściwości powłok, takich jak odporność na zużycie, korozję oraz utlenianie w wysokiej temperaturze [71, 72]. Osiągnięto to poprzez modyfikację mikrostruktury poprzez stopienie powierzchni, a następnie szybkie jej schłodzenie. Modyfikacja laserowa powoduje powstawanie warstwy tlenku w natryskanej warstwie, co jest związane z występowaniem wysokiej reaktywności powłoki z tlenem. Prawidłowo wykonane laserowe topienie powierzchni wiąże się z dużą gęstością energii dostarczanej do zamierzonego miejsca, co minimalizuje ilość energii i możliwość powstawania pęknięć, które odnotowano w niektórych przypadkach [73]. Obróbka powierzchniowa powłok natryskanych zimnym gazem stosowana jest w celu uzyskania właściwości powłoki na ściśle określonej głębokości warstwy. Modyfikacja warstwy wierzchniej może wydłużyć żywotność

powłoki i niezawodność w wyższych temperaturach roboczych i procesach zużycia. Powoduje także istotne zmiany w mikrostrukturze strefy obróbki cieplnej [46, 49]. Wysoka temperatura wiązki laserowej przyczynia się do szybkiego utleniania i powstawania grubej zgorzeliny na twardej dyfuzyjnej warstwie w czasie ekspozycji na powietrzu. Otrzymana warstwa tlenku jest znacznie trwalsza niż materiał podłoża i posiada lepszą odporność na zużycie w porównaniu występującego luzem materiału [74, 75]. Dodatkowo laserowa modyfikacja warstwy wierzchniej może też powodować zwiększenie przyczepności powłoki do powierzchni podłoża [76].

Przeprowadzono szereg badań w celu zbadania wpływu powierzchniowej modyfikacji laserowej na powłoki natryskane zimnym gazem. W tabeli 2.1 przedstawiono wybrane przykłady.

*Tabela 2.1. Efekt przetapiania laserowego powłok natryskiwanych zimnym gazem.
Opracowanie własne na podstawie [77]*

Powłoka	Parametry obróbki laserowej	Wnioski
Ti	Średnica plamki: 2 mm Prędkość skanowania: 10 – 1000 mm/s Moc lasera: 200 W	Zaobserwowano trzy różne strefy metalurgiczne: strefę przetopioną (RZ), strefę wpływu ciepła (SWC) oraz materiał bazowy (BM).
CP-Ti grade 2	Średnica plamki: 0,3 – 1,08 mm Prędkość skanowania: 21,6– 48,3 mm/s Moc lasera: 440 – 1000 W	Obszary poddane obróbce laserowej były wolne od porów z równoosiowymi ziarnami. Utworzone powłoki działały jak wysokiej jakości warstwa barierowa, która poprawiała ich właściwości antykorozyjne.
Ti-6Al-4V	Średnica plamki: 1 mm Prędkość skanowania: 20 mm/s Moc lasera: 50 – 200 W	Powłoki modyfikowane większą mocą lasera charakteryzowały się wyższą twardością. Na właściwości tribologiczne istotny wpływ miała moc wiązki laserowej.
Al	Średnica plamki: 5 mm Moc lasera: 800 W Odległość: 250 mm Natężenie przepływu gazu Ar: 8L/min	Wyeliminowano drobne porowatości i mikropęknięcia w powłokach oraz rozdrobnione ziarna. Twardość i odporność na zużycie uległy zwiększeniu.
Inconel 625	Moc lasera: 700 W Prędkość skanowania: 25 – 50 mm/s Dopływ ciepła: 14 – 28 J/mm	Porowatość uległa zmniejszeniu, moduł sprężystości wzrósł, natomiast twardość uległa zmniejszeniu.
Al - Si	Prędkość skanowania: 1000 mm/s Moc lasera: 200-300 W Odległość: 50 μm	Zmniejszenie porowatości, wyeliminowanie granic ziaren między cząstkami Al, obniżenie chropowatości powierzchni powłoki.

3. MODELOWANIE PROCESU PRZETAPIANIA LASEROWEGO

Modelowanie procesów przetapiania laserowego zbliżone jest do procesu laserowego spawania przewodnościowego. Proces modelowania wykorzystywany jest przede wszystkim do uzyskania informacji o rozkładzie temperatur w materiale podczas przetapiania. Posiadając informacje o parametrach procesu oraz właściwościach termofizycznych materiału możliwe jest z pewnym przybliżeniem przewidywanie obszaru przetopienia [78]. Modelowanie numeryczne umożliwia ograniczenie ilości badań doświadczalnych niezbędnych do wykonania przetopów o założonym kształcie. Uzyskanie wymaganej geometrii przetopu w sposób eksperymentalny wymaga bardzo dużej ilości czasochłonnych badań. Biorąc pod uwagę czas i koszty takich badań ograniczenie ich ilości jest niezwykle istotne. W tym celu możliwe jest wykorzystanie metod numerycznych. Modelowanie procesu przetapiania powłok natryskanych zimnym gazem wykorzystuje opis matematyczny zjawisk fizycznych przekazywania energii cieplnej ze źródła ciepła do przetapianego materiału. Wykorzystywane modele mogą uwzględnić złożone zjawiska fizyczne jak przekazywanie energii cieplnej na drodze konwekcji ruch Marangoniego oraz napięcie powierzchniowe przetapianego materiału [80]. Kalkulacje numeryczne podczas wyliczania bilansu energetycznego procesu mogą uwzględniać również zjawisko promieniowania cieplnego, ciepło utajone, które związane jest ze zmianą stanu skupienia, a także zjawiska, tj. tłumienie wiązki, czy też chłodzenie obszaru przetopienia w wyniku nadmuchu gazu osłonowego [80, 81].

Modele opisujące przetapianie laserowe uwzględniają wyłącznie równanie przewodnictwa cieplnego, zapisane w postaci ogólnej prawa Fouriera:

$$\frac{\partial T}{\partial t} - \lambda \nabla^2 T = 0, \quad (3.1)$$

gdzie:

α – dyfuzyjność cieplna, $\frac{\text{m}^2}{\text{s}}$;

λ – przewodność cieplna, $\alpha = \frac{\lambda}{\rho c_p}$, $\frac{\text{W}}{\text{mK}}$;

ρ – gęstość, $\frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$;

c_p – ciepło właściwe, $\frac{\text{J}}{\text{kgK}}$;

T – temperatura, K.

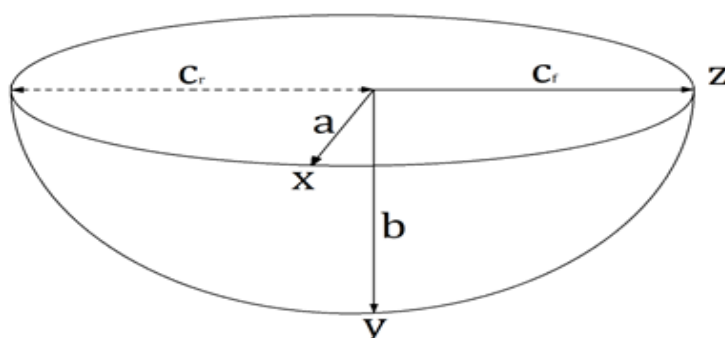
Modele numeryczne procesu przetapiania laserowego opierają się najczęściej na rozwiązaniach podstawowych równań całkowych z zakresu termodynamiki i przewodnictwa cieplnego. Są one dość dokładne, jednak najczęściej wymagają umiejętnego wykonania modelu bryłowego i zdefiniowania siatki elementów skończonych [82]. Przed rozpoczęciem symulacji należy zdefiniować model numeryczny, określić sposób i rodzaj wykonanej analizy. Dobór modelu jest swoistym kompromisem pomiędzy dokładnością otrzymanych wyników a czasem ich uzyskania. W definiowaniu modelu kluczowe jest odzwierciedlenie zjawisk zachodzących w czasie trwania procesu. Złożone modele zakładają większą ilość zjawisk fizycznych, co wiąże się ze zwiększeniem niepewności uzyskanych wyników oraz wydłużeniem czasu obliczeń. Wyniki uzyskane

w procesie modelowania są wartościami przybliżonymi, mimo tego pozwalają na odpowiedni dobór parametrów procesu w celu osiągnięcia założonej geometrii przetopienia [83].

3.1. Numeryczne modelowanie procesu przetapiania laserowego

Numeryczne modele źródeł ciepła wykorzystywane między innymi do modelowania procesów przetapiania bazują na objętościowych źródłach ciepła. Do modelowania procesu przetapiania laserowego zazwyczaj stosowane są dwa rodzaje źródeł ciepła: podwójne elipsoidalne objętościowe źródło ciepła Goldaka lub objętościowe walcowe źródło ciepła. Oba wspomniane modele w dobrym stopniu odzwierciedlają proces przekazywania energii cieplnej na drodze przewodnictwa cieplnego. Uwzględniają także nierównomierny rozkład mocy wiązki laserowej.

Modele numeryczne zwłaszcza modele walcowe uwzględniają również Gaussowski rozkładu intensywności źródła ciepła. Jego przykładem jest zaproponowany przez Pavelicia model dyskowego źródła ciepła, stosowany często do modelowania procesu spawania przewodnościowego, który może mieć również zastosowanie przy modelowaniu procesu przetapiania laserowego. Kolejnym modelem umożliwiającym odwzorowanie oddziaływania źródła ciepła w materiale jest model Goldaka, który bazuje na podwójnej elipsoidzie i umożliwia symulację działań źródła na powierzchni oraz w materiale. Jest on zbudowany z dwóch pól elipsoidalnych objętości, które połączone tworzą objętościowe źródło ciepła (rys. 3.1). Źródło to może być wykorzystane do modelowania przetapiania laserowego [83, 84].



Rysunek 3.1. Objętościowe źródło ciepła w postaci dwóch elipsoid (opracowanie własne)

$$q_c(x, y, z, t) = \eta \frac{6\sqrt{3}f_{f,r}Q}{abc_{f,r}\pi\sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{3x^2}{a^2}\right)} e^{-\left(\frac{3y^2}{b^2}\right)} e^{-\left(\frac{3((vt)-z)^2}{c^2}\right)} \quad (3.2)$$

gdzie:

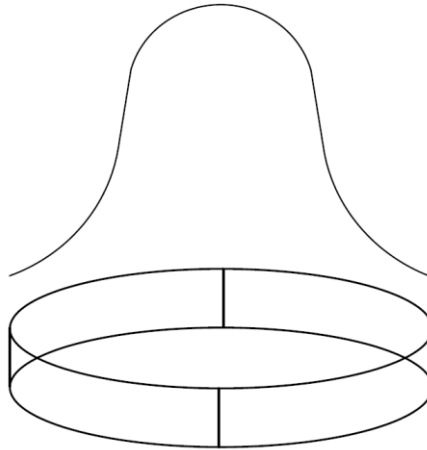
- Q – moc źródła ciepła, W;
- q_c – intensywność źródła ciepła, $\frac{W}{m^3}$;
- a, b, c_f, c_r – wymiary strefy przetopionego materiału, m;
- $f_f, f_r = 1,2$ – współczynnik rozdziału intensywności źródła ciepła;
- v – prędkość poruszania się źródła ciepła, $\frac{m}{s}$;
- t – czas (parametr sterujący procesem), s;
- η – sprawność źródła ciepła.

Symulacja jeziora ciekłego metalu we wstępnej fazie oddziaływania wiązki laserowej na powierzchnię materiału obejmuje powierzchniowe źródła ciepła, w tym również źródło dyskowe o Gaussowskim rozkładzie mocy. Źródło dyskowe oparte na modelu Pavelica, przedstawiono poniżej (rys. 3.2):

$$q_c(x, y, z) = \frac{3Q}{\pi r^2} e^{\left(\frac{-3x^2}{r^2}\right)} e^{\left(\frac{-3z^2}{r^2}\right)} \quad (3.2)$$

gdzie:

- q_c – intensywność źródła ciepła, $\frac{W}{m^3}$;
- Q – moc źródła ciepła, W;
- r – promień źródła ciepła, m;
- z – lokalna współrzędna wzdłuż trajektorii ruchu wiązki;
- x – lokalna współrzędna wzdłuż stycznej do trajektorii ruchu wiązki.



Rysunek 3.2. Dyskowe źródło ciepła o rozkładzie gaussowskim (opracowanie własne)

Na etapie wstępnego definiowania ruch modelu numerycznego przeanalizowano oba przedstawione modele źródeł ciepła: Goldaka (rys. 3.1) oraz dyskowe (rys. 3.2). Symulacje przeprowadzono dla obu źródeł ciepła, zbadano i porównano je ze wstępnymi wynikami doświadczalnymi w celu wybrania lepszego modelu.

W prostych modelach numerycznych uwzględnia się, wymianę ciepła zachodzącą pomiędzy źródłem a materiałem podstawowym, która zachodzi na drodze przewodnictwa cieplnego. Istotne jest określenie współczynnika sprawności źródła ciepła, które definiuje ilość energii wiązki lasera zaabsorbowanej w materiale. Przy jego wyliczaniu uwzględniane są zjawiska zachodzące podczas procesów konwekcji i radiacji. Modele numeryczne charakteryzują się dużą dokładnością i złożonością, mimo to posiadają pewne ograniczenia. Są nimi, np. zjawiska fizyczne, których nie można zapisać w formie matematycznej bądź nieznane właściwości termofizyczne materiału. Parametry te skutkują niepewnością i ryzykiem zafałszowania analizy końcowej [85]. Modelowanie numeryczne opiera się na rozwiązywaniu równań całkowych. Powszechnie modele te oparte na prawie Fouriera, w których zmiana temperatury w materiale opisana jest we współrzędnych kartezyjskich [53]:

$$\alpha \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{\partial T}{\partial t} - u \frac{\partial T}{\partial z} \quad (3.4)$$

i może zostać wyrażona za pomocą różnicy skończonej w postaci:

$$\alpha \left\{ \frac{[(T_w - T)/\Delta z] - [(T - T_E)/\Delta z]}{\Delta z} \right\} \approx \frac{T' - T}{\Delta t} - u \left(\frac{T_w - T_E}{2\Delta z} \right) \quad (3.5)$$

gdzie temperaturę T' po jednym kroku czasowym Δt określamy jako:

$$T' = \left[u \left(\frac{T_w - T_E}{2\Delta z} \right) + \alpha \left(\frac{T_w + T_E - 2T}{\Delta z^2} \right) \right] \Delta t + T \quad (3.6)$$

Do wyznaczenia wartości temperatury na powierzchni przyjęto wirtualny powierzchniowy gradient temperatur, który pozwala na symulowanie efektu przekazywania energii cieplnej z wiązki laserowej do materiału [64], i jest wyrażony za pomocą równania:

$$k \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_{x,y,1} = I_{x,y} (1 - r_f) - (h_k + h_d) (T_{surf} - T_a) \quad (3.7)$$

gdzie:

T_a – temperatura otoczenia, K;

T_{surf} – temperatura powierzchni, K;

$I_{x,y}$ – powierzchniowa gęstość mocy, $\frac{W}{m^2}$;

h_k – współczynnik przejmowania ciepła na drodze konwekcji, $\frac{W}{m^2K}$;

h_d – współczynnik przejmowania ciepła na drodze radiacji, $\frac{W}{m^2K}$;

r_f – refleksyjność, 0-1;

k – współczynnik skupienia wiązki.

Parametr $I_{x,y}$ dla rozkładu Gaussa (modu TEM00) będzie równy:

$$I_{x,y} = \frac{P_t}{r_b^2 \pi} e^{\left(\frac{-2r^2}{r_b^2} \right)} \quad (3.8)$$

gdzie:

$r^2 = x^2 + y^2$;

P_t – moc całkowita, W.

Dokonyjemy obliczenia gradientu temperatury z na pełnej głębokości g wykorzystując:

$$\left(\frac{\partial T}{\partial z} \right)_{x,y,g} = - \frac{(h_k + h_d)(T_{surf} - T_a)}{k} \quad (3.9)$$

Rozwiązanie równania polegało na wprowadzeniu prawidłowych iteracji w macierzy rozwiązań, do czasu, gdy zostaną spełnione założone warunki brzegowe. Do rozwiązywania zagadnień numerycznych często wykorzystywana jest także metoda elementów skończonych. Opiera się ona na rozwiązaniu równania przekazywania energii cieplnej występującej pomiędzy poszczególnymi węzłami [86]. Symulacja całego procesu przetapiania laserowej powłoki natryskanej zimnym gazem wykorzystująca ruchome źródło ciepła składa się z dużej ilości obliczeń. Poza dyskretyzacją modelu, która opiera się na zbudowaniu siatki elementów skończonych wymagane jest zdefiniowanie warunków początkowych i brzegowych procesu oraz danych materiałowych [87-90].

Programy wykorzystywane do symulowania procesów termicznych w tym przetapiania laserowego możemy podzielić na zaawansowane stosowane do modelowania procesów przepływu zarówno ciepła jak i materii jak na przykład Ansys – Fluent, który wykorzystuje metodę objętości skończonych. Wykorzystywane są również programy umożliwiające wykonanie obliczeń bazujące na metodzie elementów skończonych, które umożliwia pominięcie pewnych zjawisk fizycznych, do których zaliczamy między innymi wykorzystany program Simufact Welding. Pominięcie pewnych zjawisk fizycznych (ruchy ciekłego metalu w jeziorce spawalniczym - efekt Marangoniego, napięcie powierzchniowe oraz zmian lepkości ciekłego metalu) ułatwia obliczenia, co znacznie skraca czas całego procesu. Dokładne wyniki możemy uzyskać znając zjawiska i procesy występujące podczas przetapiania laserowego powłok natryskanych zimnym gazem. Prawidłowe zdefiniowanie modelu źródła ciepła bazuje na fizycznym wykorzystaniu systemu laserowego (geometria źródła ciepła, rozkład intensywności, sprawność) [91-93].

3.2. Budowa rozwiązania numerycznego powłok natryskanych zimnym gazem po modyfikacji laserowej

Analizie poddano wpływ parametrów modyfikacji laserowej poprzez przetopienie na geometrię powłok wykorzystując modelowanie numeryczne. Symulację procesu przeprowadzono przy użyciu programu Simufact Welding, korzystającego z silnika obliczeniowego Marc. W programie obliczając bilans energetyczny uwzględniono przewodnictwo cieplne, konwekcję i promieniowanie. Symulacja umożliwia rozwiązywanie przypadków trójwymiarowych, co pozwala na otrzymanie rozkładu temperatur w materiale dla zagadnień liniowych oraz nieliniowych. Zagadnienia liniowe dotyczą właściwości termodynamicznych i są zależne od temperatury (np. przejścia fazowe I i II rodzaju), natomiast nieliniowe to warunki brzegowe, tj. promieniowanie cieplne i przewodnictwo cieplne [94, 95]. Symulowane rozkłady temperatur wykorzystywane są do formowania obciążeń termicznych podczas odkształceń oraz analizy naprężeń po przetapianiu materiału przy użyciu wiązki laserowej [96]. Właściwy dobór warunków początkowych i brzegowych wpływa na poprawne rozwiązania symulacji [97]. Przeprowadzone obliczenia jako warunek początkowy zakładają nierównomierny rozkład temperatury w węzłach. Przewodność cieplna fazy stałej materiału może przyjmować postać izotropową lub anizotropową. W definiowanym modelu zakładamy, że właściwości termodynamiczne zależne są od temperatury. Model zakłada ponadto nieliniowy oraz kierunkowy strumień ciepła, przewodnictwo cieplne, przekazywanie energii na drodze konwekcji i promieniowanie cieplne. Utrzymanie równowagi termodynamicznej w wyznaczonych węzłach jest możliwe, dzięki zdolności przekazywania energii cieplej poprzez przewodzenie. W zagadnieniach nieliniowych aby uzyskać prawidłowe rozwiązania konieczne jest uwzględnienie tolerancji dla błęd oszacowania temperatury. Zagadnienia nieliniowe kontrolowane są z wykorzystaniem małego kroku czasowego $\Delta(t)$, aby została zachowana stabilność procesu, która pozwala na otrzymanie wyników o wysokiej zgodności ze stanem faktycznym [98].

4. WNIOSKI Z ANALIZY LITERATURY

Analiza literatury dotycząca procesu natryskiwania zimnym gazem powłok oraz ich obróbki laserowej pozwala na wyciągnięcie następujących wniosków:

1. Technika natryskiwania zimnym gazem umożliwia konstituowanie powłok o szczególnych właściwościach, które znalazły szerokie zastosowanie w wielu gałęziach przemysłu.
2. Na właściwości użytkowe otrzymanej powłoki ma wpływ wiele czynników, z których podstawowymi są: proces doboru materiału powłokowego, metoda natryskiwania zimnym gazem, parametry natryskiwania, przebieg procesu natryskiwania oraz obróbka wykańczająca.
3. Natryskiwanie zimnym gazem powłok jest złożonym zagadnieniem ze względu na wysoką wartość prędkości krytycznej cząstek materiału powłokowego i wymaga optymalizacji tego procesu.
4. Powłoki osadzone z tytanu i jego stopów stanowią przedmiot szczególnego zainteresowania ze względu na ich szczególne właściwości fizykomechaniczne i chemiczne.
5. Właściwości powłok otrzymanych w technikach zimnego natrysku można modyfikować wykorzystując energię cieplną promienia lasera.
6. Dobór parametrów przetapiania laserowego obejmujący doprowadzenie odpowiedniej ilości energii cieplnej powłok oraz ich właściwości jest procesem złożonym i wymaga przeprowadzenia wielu badań doświadczalnych.
7. Dobór wartości parametrów energii cieplnej jak i czasu ekspozycji promienia lasera do otrzymania docelowych właściwości powłoki jest zagadnieniem skomplikowanym. Problem ten można rozwiązać stosując modelowanie numeryczne.
8. Brak jest danych literaturowych dotyczących możliwości przetapiania laserem CO₂ powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem.
9. Modelowanie numeryczne procesu przetapiania laserem umożliwia precyzyjny dobór parametrów tego procesu w celu uzyskania podwyższonych właściwości powłok natryskiwanych zimnym gazem.

II. CZĘŚĆ DOŚWIADCZALNA

5. TEZA, CELE I ZAKRES PRACY

Na podstawie przeprowadzonej analizy literatury oraz wiedzy i doświadczenia będących wynikiem realizacji prac badawczych przez Autorkę została sformułowana teza pracy:

Modyfikacja laserem CO₂ natryskanych zimnym gazem powłok Ti i Ti-6Al-4V umożliwi podwyższenie ich własności mechanicznych i tribologicznych.

Cel naukowy

Opracowanie modelu numerycznego przetapiania laserowego służącego do określenia kształtu przetopienia za pomocą wiązki laserowej oraz zbadanie wpływu wartości parametrów obróbki laserowej na właściwości powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem.

Cel utylitarny

Opracowanie technologii modyfikacji powłok natryskanych zimnym gazem w celu poprawy właściwości mechanicznych i tribologicznych. Identyfikacja oraz porównanie składu fazowego materiału wyjściowego z otrzymanymi powłokami.

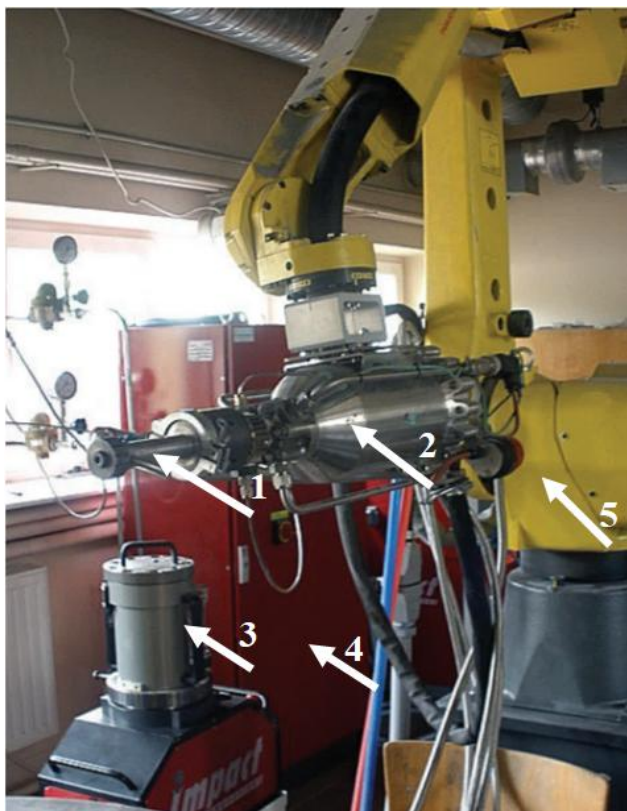
Zakres pracy:

1. Wyznaczenie na podstawie wstępnych badań oraz przeglądu literatury parametrów mających istotny wpływ na proces nanoszenia powłok z proszków Ti i Ti-6Al-4V przy użyciu metody natryskiwania zimnym gazem.
2. Natryskanie zimnym gazem powłok Ti i Ti-6Al-4V na podłoże ze stopu aluminium EN AW-7075.
3. Wyznaczenie na podstawie wstępnych badań oraz przeglądu literatury parametrów mających istotny wpływ na proces przetapiania naniesionej powłoki za pomocą wiązki laserowej.
4. Opracowanie numerycznego modelu do przewidywania kształtu przetopienia z wykorzystaniem programu Simufact Welding.
5. Ocena metalograficzna struktur otrzymanych w wyniku przetapiania laserowego.
6. Badania właściwości tribologicznych powłok.
7. Analiza porównawcza właściwości mechanicznych i parametrów struktury geometrycznej powłok naniesionych zimnym gazem jak i po modyfikacji za pomocą wiązki lasera.

6. METODYKA BADAŃ

6.1. Stanowisko do natryskiwania zimnym gazem

Powłoki natryskano przy użyciu wysokociśnieniowego systemu do natryskiwania zimnym gazem Impact Innovations 5/8 (Niemcy) wyposażonego w robota Fanuc M-20iA (Japonia), który znajduje się w Katedrze Eksploatacji, Technologii Laserowych i Nanotechnologii Politechniki Świętokrzyskiej (rys. 6.1). W skład systemu wchodzi następujące komponenty: podajnik proszku, nagrzewnica, szafa sterująca, system do monitorowania i kontroli parametrów natrysku.



Rysunek 6.1. System do natryskiwania zimnym gazem Impact Innovations 5/8;
1 – dysza de Lavala, 2 – nagrzewnica, 3 – podajnik proszku, 4 – szafa sterująca, 5 – robot
(opracowanie własne)

Zastosowane parametry procesu natryskiwania zimnym gazem proszków Ti i Ti-6Al-4V przedstawiono w tabeli 6.1.

Tabela 6.1. Parametry procesu natryskiwania zimnym gazem

Parametr	Wartości
Gaz procesowy	azot 50% + hel 50%
Ciśnienie, MPa	4
Temperatura, °C	775
Odległość natryskiwania, mm	40
Skok, mm	2
Prędkość przesuwu głowicy, mm/s	300
Liczba warstw	3

6.2. Stanowisko do modyfikacji laserowej – Laser CO₂

Modyfikacja powłok natryskanych zimnym gazem została przeprowadzona przy użyciu lasera gazowego CO₂ firmy Trumpf TruFlow 6000 (rys. 6.2) znajdującego się na wyposażeniu Katedry Eksploatacji, Technologii Laserowych i Nanotechnologii Politechniki Świętokrzyskiej. System umożliwi napawanie, spawanie, hartowanie, cięcie oraz kształtowanie powierzchni. Pracuje w 5 osiach swobody oraz posiada dodatkową oś obrotową. W tabeli 6.2 przedstawiono wybrane parametry pracy lasera.

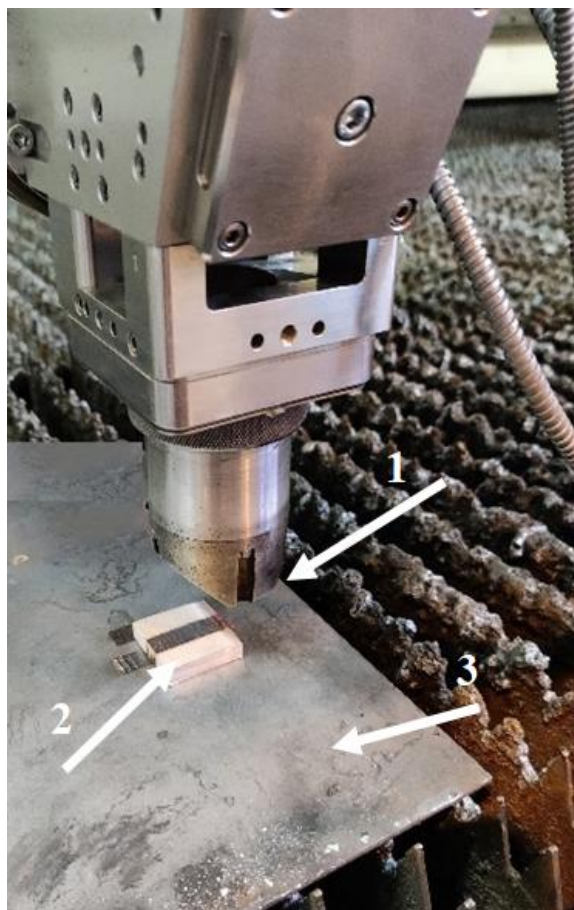


Rysunek 6.2. System laserowy TruLaserCell 1005 [99]

Tabela 6.2. Parametry stanowiska do obróbki laserowej [99]

Parametr	Wartość
Maksymalna moc lasera, W	6000
Częstotliwość pulsacji, Hz-kHz	100 – 100
Długość fali, nm	10600
Prędkość liniowa, m/min	do 50
Prędkość obrotowa, obr/s	do 1
Przestrzeń robocza, mm	3000x1500x550

Modyfikację laserową powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przeprowadzono z zastosowaniem głowicy hartowniczej (rys. 6.3) z prostokątnym przekrojem wiązki o wymiarach 10 x 1 mm. Modyfikacja została przeprowadzona przy stałej częstotliwości pracy lasera równej 50 kHz. Badania wykonano w osłonie helu o przepływie 15 l/min podawanym współosiowo do wiązki laserowej. Do ogniskowania wiązki wykorzystano zwierciadło segmentowe o długości ogniskowej równej 256 mm.



Rysunek 6.3. Stanowisko do modyfikacji laserowej; 1 – głowica hartownicza, 2 – próbka, 3 – stół roboczy (opracowanie własne)

Powłoki natryskane zimnym gazem podano modyfikacji laserowej zgodnie z parametrami pracy systemu przedstawionymi w tabeli 6.3. Zastosowano trzy warianty, które różniły się prędkością wiązki laserowej. Parametry zostały dobrane na podstawie przeprowadzonych analiz numerycznych zawartych w rozdziale 9.

Tabela 6.3. Parametry pracy wykorzystane do modyfikacji lasera CO₂

Warianty przetapiania	Moc, kW	Prędkość, m/min
a)	2	1
b)	2	1,5
c)	2	2

6.3. Przygotowanie próbek do badań

W pracy jako materiał podłoża zastosowano stop aluminium EN AW-7075, który charakteryzuje się wysoką wytrzymałością mechaniczną, wykazuje dobrą ciągliwość oraz wysoką wytrzymałością zmęczeniową (tab. 6.4). Ze względu na swoje właściwości znalazł zastosowanie w elementach konstrukcyjnych maszyn, a przede wszystkim w przemyśle lotniczym [100, 101]. Do potrzeb badań zastosowano płaskownik o wymiarach 400 x 25 x 5. Skład chemiczny stopu aluminium EN AW-7075 przedstawiono w tabeli 6.5.

Tabela 6.4. Właściwości mechaniczne i fizyko mechaniczne stopu aluminium EN AW-7075 [102]

Parametr	Wartość
Gęstość, g/cm ³	2,81
Twardość, HB	do 190
Minimalna wytrzymałość na rozciąganie, R _m , MPa	480 - 540
Minimalna granica plastyczności, R _{p02} , MPa	390 - 470
Moduł sprężystości, MPa	72000
Moduł sprężystości poprzecznej, MPa	27100
Temperatura krzepnięcia, °C	475
Temperatura topnienia, °C	635
Ciepło właściwe, J/kgK	862
Współczynnik rozszerzalności cieplnej, μm/mK	23,5
Liczba Poissona	0,33

Tabela 6.5. Skład chemiczny stopu aluminium EN AW-7075 wg PN-EN 573-3+Al:2022-11, % wagowy [103]

Pierwiastek	Skład chemiczny, %
Si	0,40
Fe	0,50
Cu	1,2 - 2,0
Mn	0,30
Mg	2,1 - 2,9
Cr	0,18 - 0,28
Ni	-
Zn	5,1 - 6,1
Ti	0,20
Ga	-
V	-
Zr	-
Inne	0,05
Inne razem	0,15
Al	reszta

Powierzchnie płaskowników odłuszczone oraz poddane obróbce strumieniowo-ścierniej z zastosowaniem urządzenia NEWTECH (rys. 6.4a), a następnie po zakończonym procesie oczyszczono je strumieniem sprężonego powietrza. Jako ścierniwo zastosowano elektrokorund EB F20 o granulacji 1180 - 1000 μm. Na tak przygotowanych powierzchniach podłoża zmierzono parametry chropowatości powierzchni: Ra = 7,12 ± 0,47 μm, Rz = 41,92 ± 3,56 μm, Rq = 8,99 ± 0,55 μm. Na rysunku 6.4b przedstawiono wnętrze komory do obróbki strumieniowo-ścierniej.

a)



b)



Rysunek 6.4. a) Urządzenie do obróbki strumieniowo-ściernej NEWTECH, b) Wnętrze komory; 1 – dysza, 2 – pistolet do sprężonego powietrza, 3 – stół obrotowy, 4 – próbki (opracowanie własne)

Przygotowane podłoża zamontowano do kratownicy (rys. 6.5) z okapem posiadającym wyciąg znajdujący się naprzeciwko systemu do natryskiwania zimnym gazem. Próbki podczas procesu natryskiwania chłodzono sprężonym dwutlenkiem węgla.



Rysunek 6.5. Stanowisko do natryskiwania zimnym gazem; 1 – próbki, 2 – system chłodzenia, 3 – wyciąg, 4 – nagrzewnica (opracowanie własne)

Natryskane próbki przecięto prostopadle do powierzchni podłoża. Cięcie próbek wykonano przecinarką CLD – 50 firmy TopTech (rys. 6.6a) z tarczą diamentową o średnicy 178 mm w obecności czynnika chłodzącego Kühlmittel W50 firmy MetCata (mieszanka z wodą w stosunku 1:30) zapobiegając przegrzaniu. Wymiary uciętej próbki zależały od wymagań stanowisk badawczych.

W przypadku próbek do badań metalograficznych zostały one zainkludowane w przewodzącej, termoutwardzalnej żywicy z wypełniaczem grafitowym BAK – L firmy MetCata stosując prasę do inkludowania BuehlerSimpliMet 3000 (rys. 6.6b). W kolejnym kroku próbki szlifowano na wodnych papierach ściernych o gradacji od P80 do P2500 przy użyciu szlifierki BuehlerMetaServ 250 (rys. 6.6e). Po każdej zmianie gradacji papieru dokonywano kontroli powierzchni szlifowanej na mikroskopie metalograficznym firmy Innovatest (rys. 6.6d). Następnie próbki poddano polerowaniu w koloidalnej zawieszynie na bazie wody O.P.S. o średniej wielkości ziarna Al_2O_3 0,5 μm firmy Microdiamant wykorzystując automatyczną szlifierko - polerkę BuehlerAutoMet 250 (rys. 6.6c).



Rysunek 6.6. Urządzenia do przygotowania i kontroli próbek metalograficznych:
 a) przecinarka CLD TopTech, b) prasa do inkludowania BuehleSimpliMet 3000,
 c) szlifierko-polerka BuehlerAutoMet 250, d) mikroskop metalograficzny Innovatest,
 e) szlifierka BuehlerMetaServ 250 (opracowanie własne)

6.4. Stanowisko do badań mikrostruktury i składu chemicznego

6.4.1. Elektronowy mikroskop skaningowy

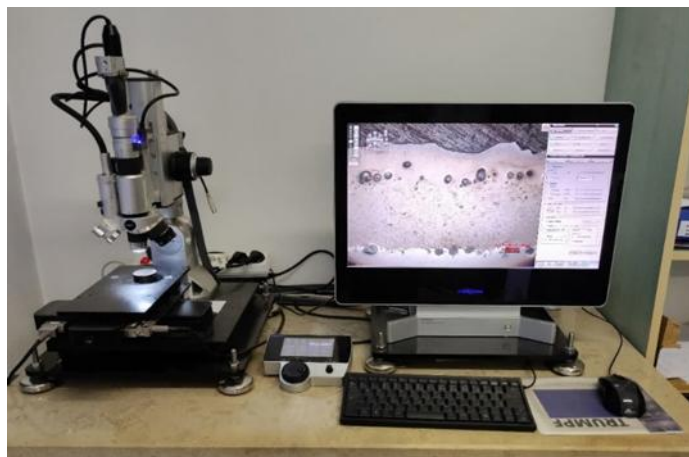
Badania mikroskopowe zostały wykonane przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego JEOL JSM-7100F z emisją polową wyposażony w detektor EDS X-max firmy Oxford (rys. 6.7) znajdującego się na wyposażeniu Laboratorium Elektronowej Mikroskopii Skaningowej i Mikroanalizy Rentgenowskiej w Katedrze Metaloznawstwa i Technologii Materiałowych Politechniki Świętokrzyskiej. Wykonano zdjęcia SEM morfologii proszków i powłok, mikrostruktury warstw oraz analizy składu chemicznego w mikroobszarach metodą EDS. Analizy EDS zrealizowano zgodnie z normą ISO 22309:2011 [104] w sposób jakościowy (analiza liniowa oraz rozkład pierwiastków na powierzchni) i ilościowy (analizy w mikroobszarach).



Rysunek 6.7. Mikroskop skaningowy JEOL JSM-7100F (opracowanie własne)

6.4.2. Mikroskop optyczny

Badania makroskopowe przeprowadzono przy użyciu cyfrowego mikroskopu Hirox KH-8700 (rys. 6.8), który umożliwia obserwację powierzchni próbki w zakresie powiększeń od 6x do 5000x. Mikroskop ten posiada wbudowane oprogramowanie do analizy obserwowanych obrazów.



Rysunek 6.8. Mikroskop świetlny – HIROX KH-8700 (opracowanie własne)

6.5. Stanowisko do badań granulometrycznych

Pomiar składu granulometrycznego proszków Ti i Ti-6Al-4V przeprowadzono wykorzystując dyfraktometr laserowy HELOS/BF firmy Sympatec GmbH (rys. 6.9) znajdujący się w Katerze Geotechniki, Geomatyki i Gospodarki Odpadami Politechniki Świętokrzyskiej. Urządzenie umożliwia analizy wielkości cząstek materiałów suchych i mokrych, zawiesin oraz emulsji. Zakres pomiarowy analizatora umożliwia określenie wielkości cząstek od 0,1 - 875 μm .



Rysunek 6.9. Dyfraktometr laserowy HELOS/BF Sympatec GmbH [105]

6.6. Stanowiska do badań twardości

6.6.1. Badania nanoindentacyjne

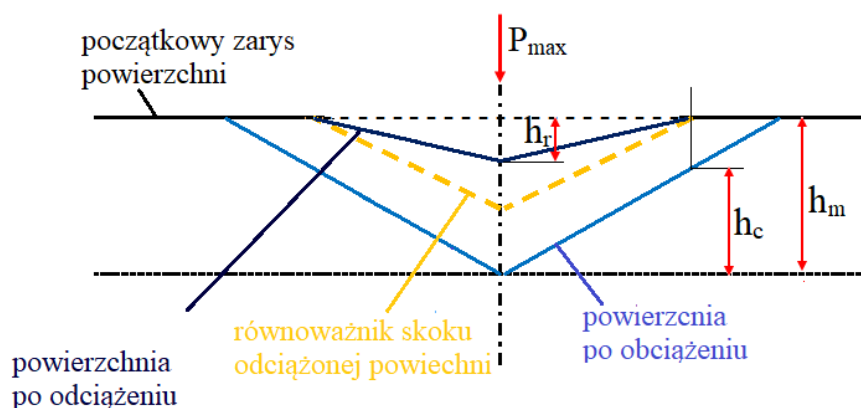
Badania nanoindentacji proszków wykonano przy użyciu urządzenia UNHT3 firmy Anton Paar (Austria) (rys. 6.10) znajdującego się na wyposażeniu Laboratorium Zaawansowanych Nanotechnologii i Nanomateriałów CENWIS. Posłużyły one do wyznaczenia nanotwardości oraz modułu sprężystości zastosowanych proszków. Pomiar nanotwardości wykonano instrumentalną metodą indentacji. Badania przeprowadzono w warunkach temperatury pokojowej, na przekrojach poprzecznych, zgodnie z normą PN-EN ISO 14577-2:2015-09 [106]. W trakcie pomiaru diamentowy wgłębnik Berkovicha wciskany jest w próbkę z narastającą siłą o podanej wartości maksymalnej.



Rysunek 6.10. Urządzenie do badań indentacyjnych UNHT3 (opracowanie własne)

Pomiar nanotwardości polegał na wprowadzeniu wglębnika w środek ziarna. Badania wykonano przy dwóch wartościach siły P_{\max} : 0,5 mN i 1 mN. Prędkość obciążania i odciążania wynosiła 2 mN/min.

Na rysunku 6.11 przedstawiono geometryczny schemat odcisku wglębnika w próbce. Wyróżniamy: h_m – głębokość maksymalnego zagłębienie, h_r – głębokość penetracji wglębnika. Możliwe jest również określenie wartości h_c – głębokość odcisku przy maksymalnym obciążeniu.



Rysunek 6.11. Schemat odcisku wglębnika (opracowanie własne na podstawie [107])

Do przeprowadzenia obliczeń modułu sprężystości wykorzystano model Oliviera i Pharra [107], uwzględniał on efekt nieidealnie sztywnych wglębników poprzez wprowadzenie tzw. zredukowanego modułu sprężystości E_r , określonego równaniem:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1-\nu_s^2}{E_s} + \frac{1-\nu_i^2}{E_i} \quad (6.1)$$

gdzie:

E_r – zredukowany moduł sprężystości, GPa;

E_s – moduł sprężystości badanego materiału, GPa;

E_i – moduł sprężystości wglębnika diamentowego, 1140 GPa;

ν_i – współczynnik Poissona wglębnika diamentowego, 0,07;

ν_m – współczynnik Poissona badanego materiału.

Specyfika pomiarów nanoindentacyjnych umożliwia badanie twardości i modułu elastyczności.

6.6.2. Badania mikrotwardości powłok

Pomiar mikrotwardości metodą Vickersa wykonano przy użyciu twardościomierza Nexus 4000 firmy Innovatest (rys. 6.12). W oparciu o normę PN-EN ISO 6507-1:2018-05 [108] wybrano obciążenie 0,9807 N. Badania przeprowadzono na zgładach metalograficznych nietrawionych w 10 punktach pomiarowych. W przypadku pomiaru mikrotwardości na powierzchni powłok zgodnie z zapisem normy zostały wypolerowane.



Rysunek 6.12. Twardościomierz Innovatest Nexus 4000 (opracowanie własne)

6.7. Stanowisko do badań składu fazowego proszków i powłok

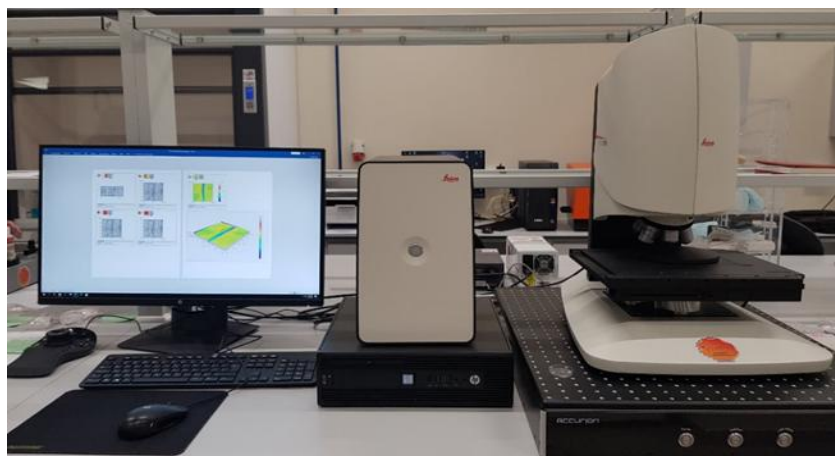
Analizę składu fazowego badanych proszków oraz powłok przeprowadzono techniką dyfrakcji rentgenowskiej (XRD). Przeprowadzono zarówno analizy jakościowe jak i ilościowe. Pomiary wykonano dyfraktometrem Smartlab 3 kW (Rigaku, Tokio, Japonia) (rys. 6.13) znajdujący się na wyposażeniu Sieci Badawczej Łukasiewicz – Instytut Mikroelektroniki i Fotoniki w Warszawie. Dyfraktometr zawiera źródło promieniowania $\text{Cu K}\alpha$ (długość fali 1,5406 Å). Podczas badań kąt dyfrakcji 2θ zmieniał się w przedziale 30-140°, a szybkość skanowania wynosiła 2°/min. Do badań użyto wzorców analizy fazowej z Międzynarodowego Centrum Danych Dyfrakcyjnych PDF-4 + 2021.



Rysunek 6.13. Dyfraktometrem Smartlab [109]

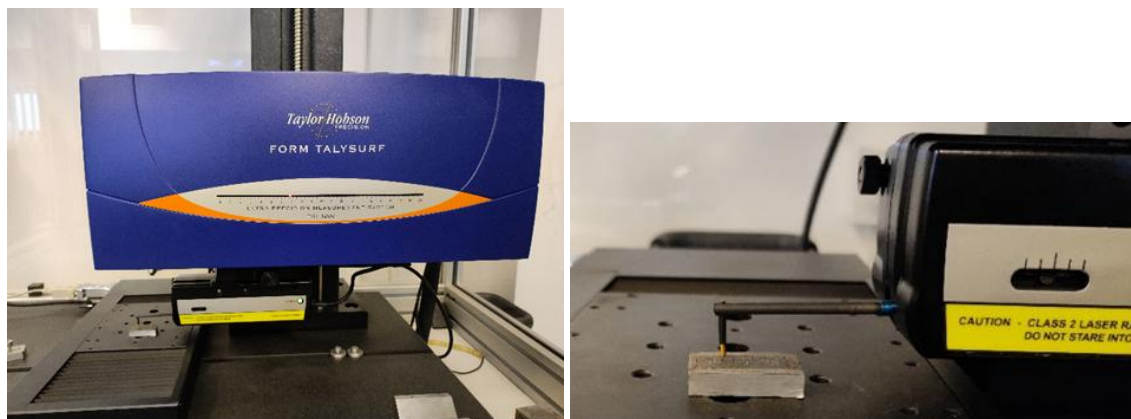
6.8. Stanowisko do badania topografii powierzchni

Badania topografii powierzchni powłok wykonano wykorzystując profilometr optyczny Leica DCM8 (rys. 6.14). Parametry struktury geometryczne powierzchni zostały zmierzone zgodnie z normą PN-EN ISO 25178-2:2022-06 [110]. W przeprowadzonych badaniach wykorzystano tryb interferometryczny. Przeanalizowano następujące parametry: średnią arytmetyczną wysokości (S_a), wysokość pierwiastkowa (S_q), wysokość największego wzniesienia powierzchni (S_p), głębokość najmniejszego wcięcia powierzchni (S_v), maksymalną wysokość powierzchni (S_z), asymetrię powierzchni (S_{sk}) i współczynnik nachylenia powierzchni – kurtoza (S_{ku}). W przypadku badań tribologicznych profilometr został wykorzystany to zmierzenia profilu powierzchni powłoki po zużyciu.



Rysunek 6.14. Profilometr optyczny Leica DCM8 (opracowanie własne)

Pomiary chropowatość powierzchni podłoża po obróbce strumieniowo-ścierniej, powłok natryskanych zimnym gazem i przetopionych laserowo przeprowadzono przy użyciu profilometru stykowego Form Talysurf PGI 1230 firmy Taylor Hobson (rys. 6.15) znajdującego się na wyposażeniu Katedry Technologii Mechanicznej i Metrologii w Laboratorium Komputerowych Pomiarów Wielkości Geometrycznych Politechniki Świętokrzyskiej. Profilometr wyposażono w końcówkę pomiarową zakończoną stożkiem diamentowym o promieniu zaokrąglenia $r = 2 \mu\text{m}$ z kątem wierzchołkowym 90° . Wartość siły nacisku na końcówkę diamentową wynosił 1 mN.



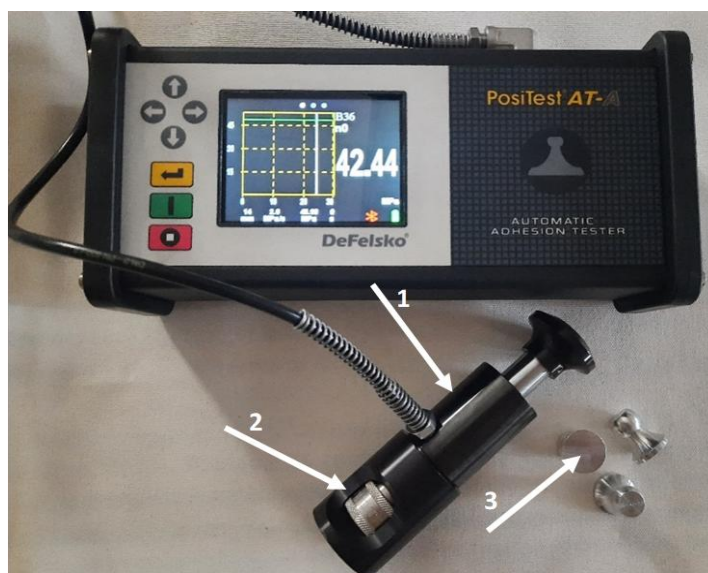
Rysunek 6.15. Profilometr stykowy Form Talysurf PGI 1230 (opracowanie własne)

Wykonano po pięć pomiarów dla podstawowych parametrów chropowatości, tj. R_a (średnie arytmetyczne odchylenie profilu od linii średniej), R_z (wysokość chropowatości według dziesięciu punktów profilu) oraz R_t (całkowita wysokość profilu).

Badania zostały wykonane zgodnie z normą PN-EN ISO 21920-3:2022 [111], na postawie której określono odcinek elementarny na podstawie parametru R_a . Odcinek elementarny określany jest jako znormalizowana długość linii średniej stosowana do identyfikacji nierówności charakteryzujących oceniany profil. Odcinek elementarny profilu chropowatości l_r jest równy liczbowo długości fali filtra λ_c . Długość odcinka pomiarowego L została dobrana zgodnie z normą [111] i wynosi 12,5 mm ($\lambda_c = 2,5$ mm).

6.9. Stanowisko do badania przyczepności powłok

Badania przyczepności powłok przeprowadzono przy użyciu testera Positest AT-A firmy DeFelsko (rys. 6.16). Tester do badań wykorzystuje pompę hydrauliczną połączoną przewodem z głowicą testową. Positest AT-M pracuje zgodnie z obowiązującą normą ISO 4624:2016 [112].

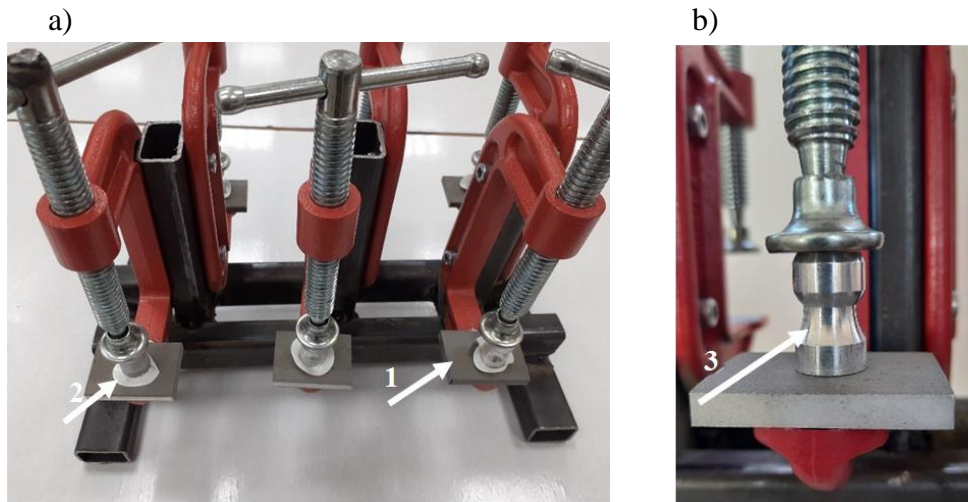


Rysunek 6.16. Przyrząd do badania adhezji Positest AT-A; 1 – pompa hydrauliczna, 2 – głowica testowa, 3 – grzybki pomiarowe (opracowanie własne)

Badania zostały przeprowadzone w następujących etapach:

- 1) Przygotowanie grzybków pomiarowych i powłoki:
 - a) grzybki pomiarowe oczyszczono z zabrudzeń stosując benzynę ekstrakcyjną, powierzchnię przygotowano stosując obróbkę strumieniowo ścierną, następnie sprężonym powietrzem usunięto pył powstały podczas procesu,
 - b) powierzchnię powłoki, do którego przytwierdzono grzybki pomiarowe odtłuszczono.
- 2) Aplikacja kleju i mocowanie grzybków pomiarowych:
 - a) pomiędzy powłokę a grzybek pomiarowy umieszczono folie samoprzylepne poliamidowo-epoksydowa FM® 1000,
 - b) przygotowaną próbkę umieszczono w przyrządzie (rys. 6.17) i ściśnięto siłą równą 0,3 MPa,

- c) przyrząd wraz z próbkami został umieszczony w piecu w temperaturze 180°C i wygrzewano przez jedną godzinę,
 - d) po tym czasie próbki pozostawiono do ostygnięcia.
- 3) Próbki poddano badaniom przyczepności. Positest AT- A płynnie zwiększał ciśnienie odrywania w zakresie od 0 do 50 MPa aż do momentu oderwania grzybka pomiarowego od powłoki.

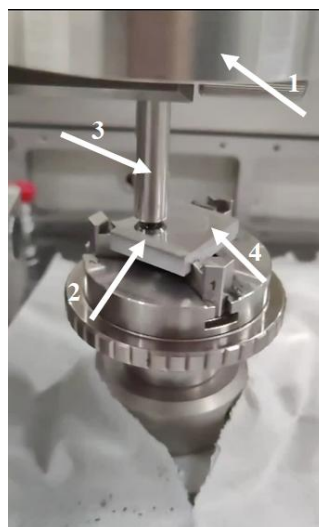


Rysunek 6.17. Przyrząd do klejenia próbek adhezyjnych; 1 – próbka, 2 – folia samoprzylepna poliamidowo-epoksydowa, 3 – grzybek pomiarowy (opracowanie własne)

6.10. Stanowiska do badań tribologicznych

6.10.1. Stanowisko typu kulka - tarcza do badań współczynnika tarcia i intensywności zużycia

Pomiary współczynnika tarcia oraz intensywności zużycia badanych powłok przeprowadzono przy użyciu tribometru Anton Paar TRB³ (rys. 6.18) typu kulka - tarcza (ball-on-disc). Badania wykonano w ruchu ślizgowym w warunkach tarcia technicznie suchego.



Rysunek 6.18. Tribometr Anton Paar TRB³; 1 – obciążenie, 2 – próbka, 3 – kulka, 4 – ślad zużycia (opracowanie własne)

Badania wykonano przy zastosowaniu warunków technicznych i środowiskowych zawartych w tabeli 6.6. Pomiary przeprowadzono na wypolerowanych próbkach.

Tabela 6.6. Parametry badania na stanowisku typu kulka - tarcza

Parametr	Wartość
Obciążenie, N	10
Prędkość liniowa, m/s	0,1
Dystans, m	1000
Wilgotność, %	20 ±5
Temperatura, °C	27 ±5

W badaniach przeciw próbkę stanowiła kulka wykonana ze stali 100Cr6 o średnicy 6 mm, która została zastosowana w badaniach wykonanych przez Khuna i innych [113].

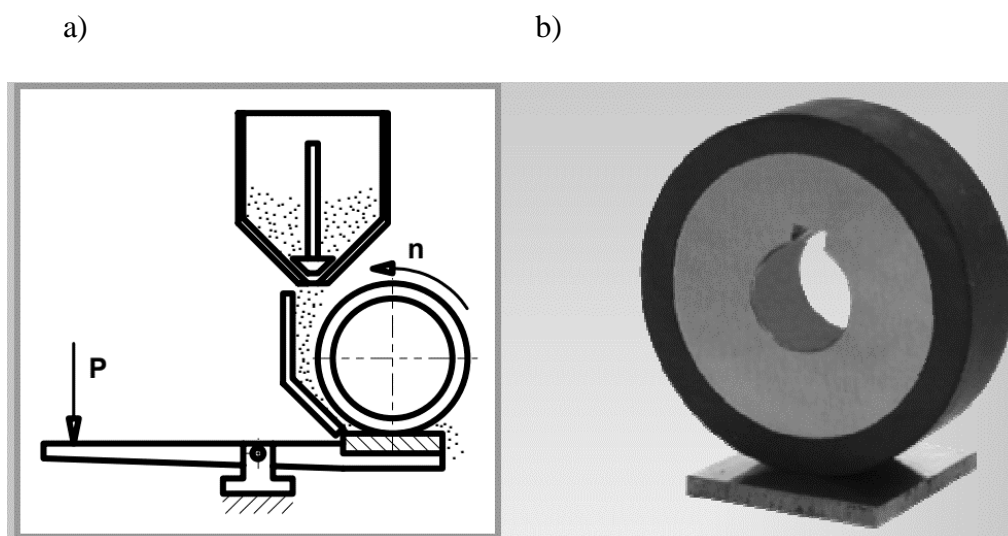
6.10.2. Stanowisko do badań odporności na zużycie luźnym ścierniwem

Badanie odporności na zużycie luźnym ścierniwem zostało przeprowadzone przy użyciu testera tribologicznego T-07 (rys. 6.19) zgodnie z normą GOST 23.208-79 [114].



Rysunek 6.19. Tester T-07; 1 – próbka, 2 – gumowa rolka, 3 – regulacja prędkości podawania ścierniwa, 4 – zasobnik ścierniwa, 5 – obciążenie próbki, 6 – panel kontrolny (opracowanie własne)

Skojarzenie testowe zbudowane jest z próbki z naniesioną powłoką oraz gumowej rolki (rys. 6.20b) obracającej się z zadaną prędkością obrotową. Badana próbka dociskana jest do gumowej rolki z odpowiednią siłą. Pomiędzy badaną próbką a gumową rolką - strefę styku wprowadzane jest grawitacyjnie luźne ścierniwo będące elektrokorundem EB-90 (rys. 6.20a). Testy przeprowadzono przy jednakowej prędkości oraz obciążeniu. Parametry techniczne testera T-07 przedstawiono w tabeli 6.6. Wynikiem wykonanego badania jest ubytek masy próbki charakteryzujący jej odporność na zużycie ściernie w danym czasie.



Rysunek 6.20. a) schemat procesu tarcia, b) gumowa rolka [115]

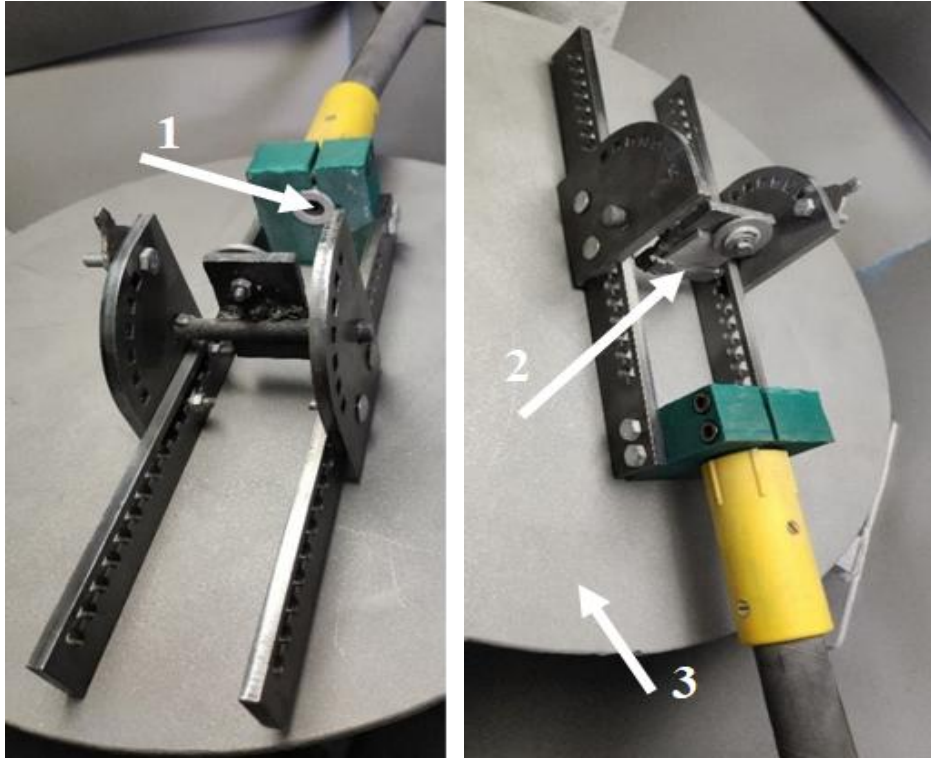
Badanie odporności na zużycie ściernie powłok natryskanych zimnym gazem i po modyfikacji laserowej zostały przeprowadzone przy podanych parametrach pracy urządzenia:

- prędkość obrotowa gumowej rolki $V = 60$ obr/min,
- obciążenie $F = 14,8$ N,
- czas jednego cyklu testu $t = 10$ min.

W celu określenia ubytku próbki zostały zważone na wadze laboratoryjnej AD300 (dokładność urządzenia wynosiła $d = 0,0001$ g). Pomiar został przeprowadzony przed i po wykonaniu testu ścieralności dla każdego z cykli.

6.11. Stanowisko do piaskowania oraz badania erozji

Badania erozyjne przeprowadzono na stanowisku, przedstawionym na rysunku 6.21. Do urządzenia została zamontowana dysza znajdująca się na wyposażeniu stanowiska do obróbki strumieniowo-ścierniej NEWTECH (rys. 6.1). Erozje zbadano przy zastosowaniu dwóch rodzajów elektrokorundu: F24 (o granulacji $850-710$ μm i zawartości Al_2O_3 powyżej 99,7%) i NKF37/280 (Normalkorund FeSi (NKF) o granulacji $36,2 \pm 1,5\%$ μm). Ścierniwo w strumieniu powietrza pod ciśnieniem 5 MPa oraz pod kątem 90° uderzało w powierzchnię powłoki. Masę próbek mierzono w odstępach czasowych wynoszących 5 sekund. O zakończeniu testu decydowało pojawienie się powierzchni podłoża.



Rysunek 6.21. Urządzenie do badań erozyjnych; 1 – dysza, 2 – próbka, 3 – stół obrotowy (opracowanie własne)

7. CHARAKTERYSTYKA MATERIAŁÓW UŻYTYCH DO NATRYSKIWANIA

Określenie własności materiału powłokowego w postaci proszku zastosowanego w procesie natryskiwania zimnym gazem jest konieczne, ponieważ oddziałują one bezpośrednio na właściwości natryskanej powłoki. Obejmuje to własności takie jak: skład granulometryczny, morfologia ziarna, skład chemiczny oraz fazowy. Wyznaczenie tych własności wymagane jest gdy użyte proszki nie znajdują się w katalogach do technologii natryskiwania cieplnego. Jednak badania przeprowadzane są dla wszystkich materiałów powłokowych aby sprawdzić ich zgodność z parametrami podanymi przez producenta.

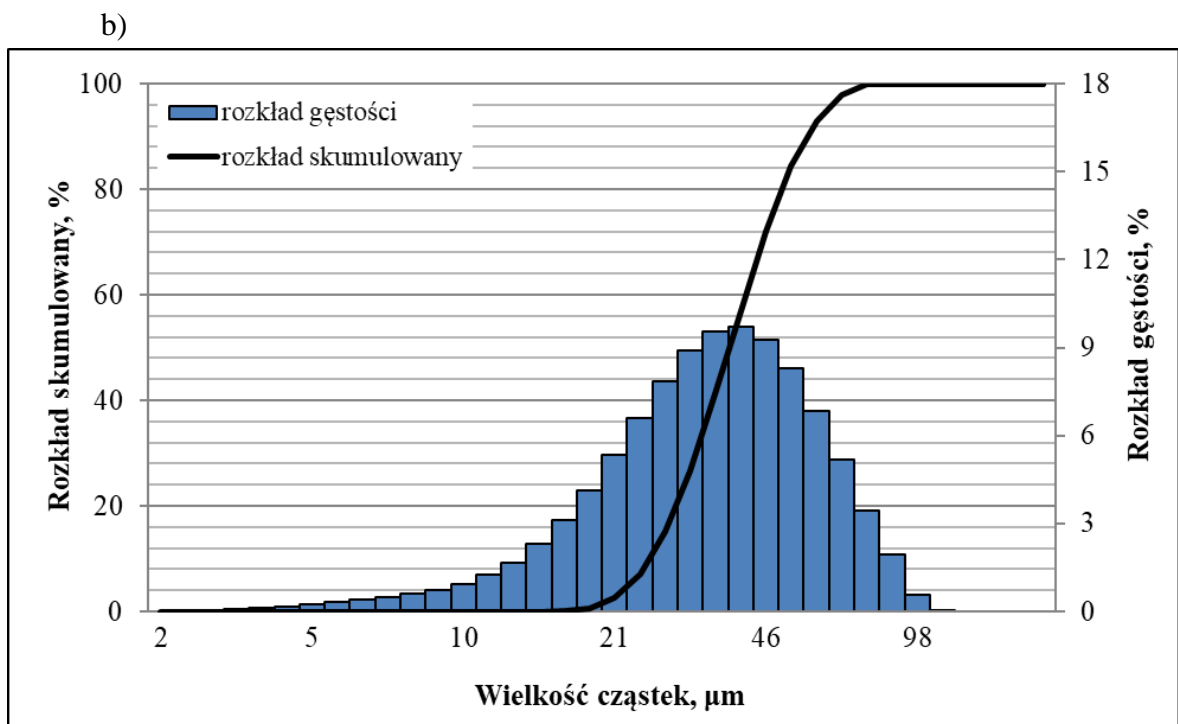
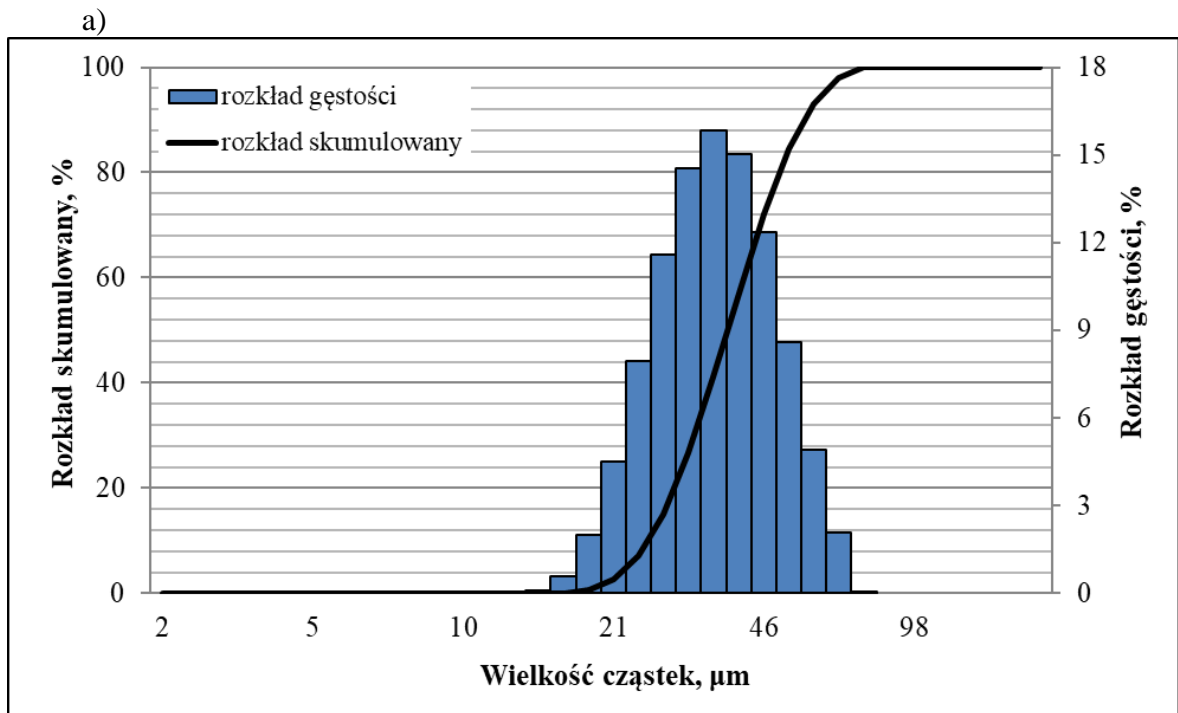
Jako materiał powłokowy wybrano proszek Ti oraz Ti-6Al-4V. Materiały te są szeroko stosowane w przemyśle lotniczym, samochodowym, petrochemicznym i biomedycznym. Tytan często stosowany jest jako materiał powłokowy mający na celu ochronę podłoża [116, 117]. Gazami stosowanymi do natryskiwania powłok tytanowych są: azot i hel. Jednak do wytwarzania powłok Ti-6Al-4V o wysokiej jakości przy zastosowaniu azotu jako gaz procesowy zamiast helu, parametry procesu muszą zostać odpowiednio dobrane do stosowanego gazu [118].

Do natryskiwania zimnym gazem zastosowano proszki komercyjne:

- a) tytan – Ti - bezwonny o szarej barwie proszek o granulacji podawanej (przez producenta) 30 μm , firmy KAMB (Polska);
- b) stop Ti-6Al-4V - bezwonny o szarej barwie proszek o granulacji podawanej (przez producenta) 15-45 μm , firmy KAMB (Polska).

7.1. Analiza składu granulometrycznego proszku

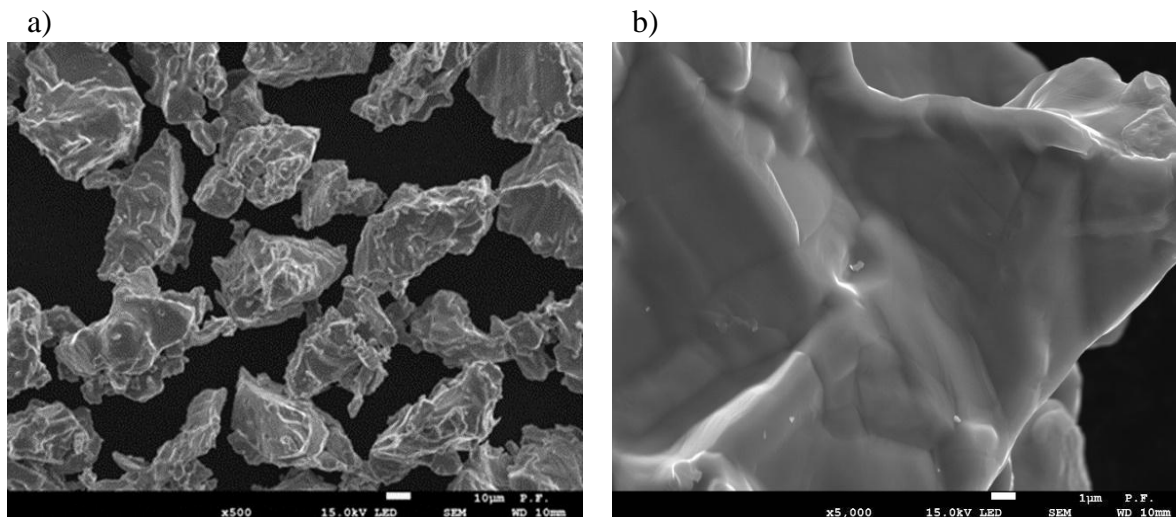
Na rysunku 7.1 przedstawiono przebieg krzywych rozkładu skumulowanego oraz statystyczny rozkład wielkości ziaren dla proszków. Skład granulometryczny wyrażono w postaci skumulowanego rozkładu udziałów objętościowych jako średnicę d_{10} , d_{50} i d_{90} odpowiadające 10%, 50% i 90% objętości cząstek proszku, pomiar d_{50} przyjęto jako medianę. Dla proszku tytanowego (rys. 7.1a) udział objętościowy cząstek wynosił $d_{10} = 17,63 \mu\text{m}$, $d_{50} = 38,16 \mu\text{m}$, $d_{90} = 73,48 \mu\text{m}$. Wyniki badań wykazały, że zakres wielkości jest inny niż ten podany przez producenta. Proszek posiada duży zakres ziaren mniejszych niż 30 μm . Natomiast dla proszku Ti-6Al-4V (rys. 7.1b) udział objętościowy wynosił $d_{10} = 25,45 \mu\text{m}$, $d_{50} = 41,87 \mu\text{m}$, $d_{90} = 56,12 \mu\text{m}$. Zakres granulacji ziaren obejmuje wartości od 15 μm do 76 μm , co nie jest zgodne z danymi producenta, cząstki powyżej 45 μm zajmują aż 27,9% objętościowego proszku.



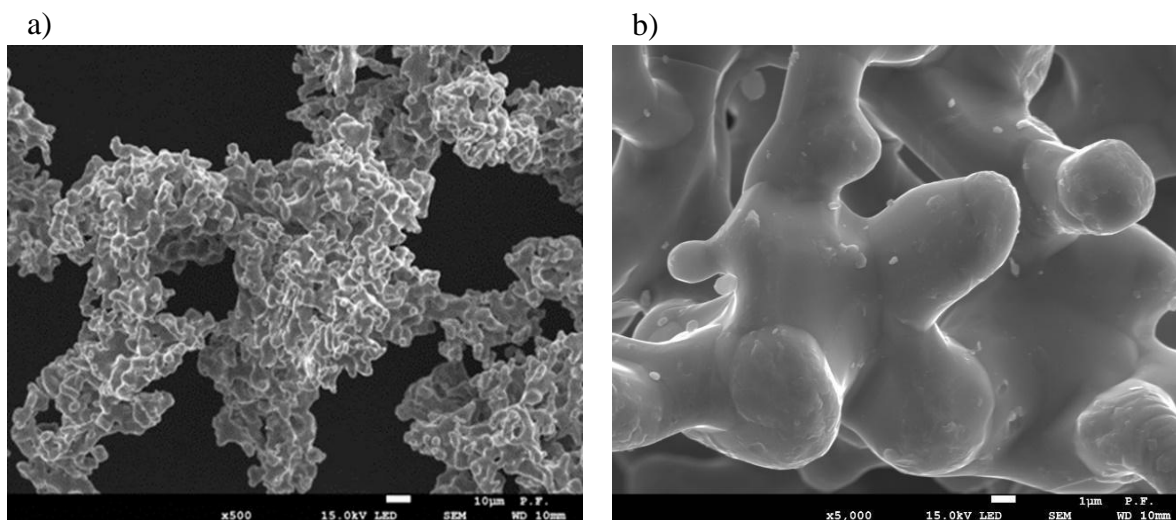
Rysunek 7.1. Rozkład skumulowany i rozkład gęstości proszku: a) Ti, b) Ti-6Al-4V

7.2. Badanie morfologii ziaren

Morfologie ziaren proszków Ti i Ti-6Al-4V przedstawiono na rysunkach 7.2 i 7.3. Kształt cząstek proszku określono za pomocą mikroskopu optycznego metodą opisową, w odniesieniu do normy PN-EN ISO 3252:2019-12 [119]. Proszki Ti i Ti-6Al-4V posiadają nieregularny kształt ziarna, który jest wynikiem aglomeracji proszków o mniejszej wielkości ziarna. Dla cząstek nieregularnych jedną z metod opisu jest metoda Hausnera.

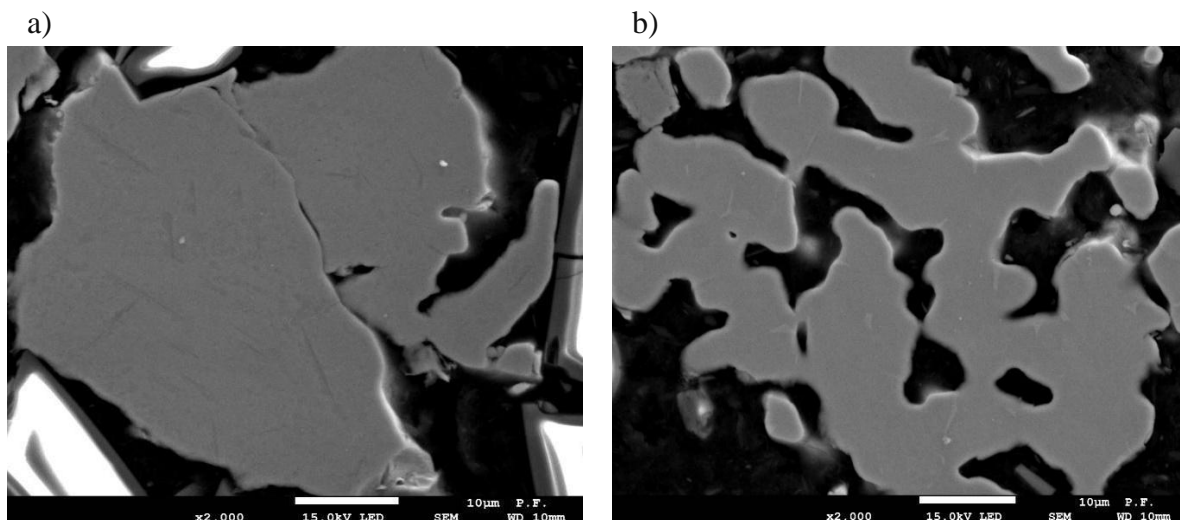


Rysunek 7.2. Morfologia proszku Ti: a) x500, b) x5000



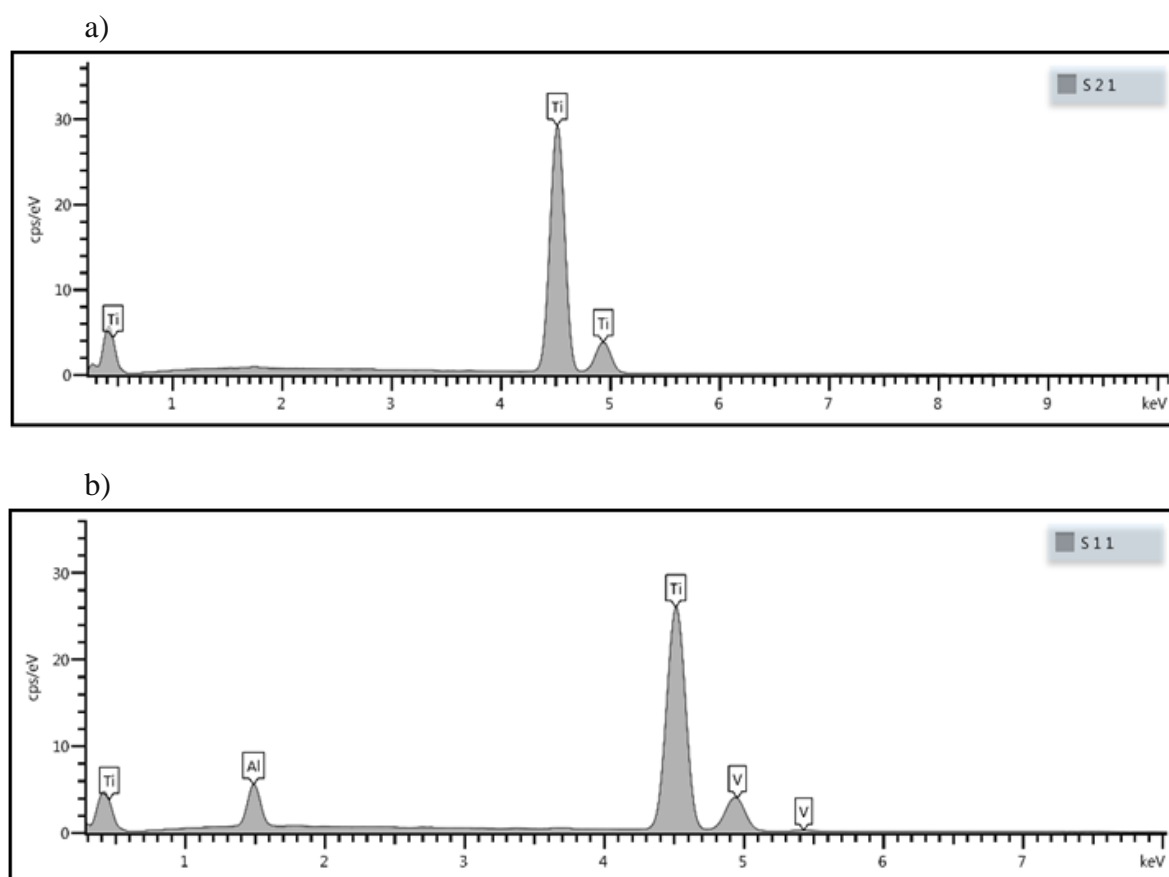
Rysunek 7.3. Morfologia proszku Ti -6Al-4V: a) x500, b) x5000

Na zglądzie metalograficznym proszku Ti (rys. 7.4) nie zaobserwowano porów. Analiza składu chemicznego w mikroobszarach nie wykazała obecności innych pierwiastków. W przypadku proszku Ti-6Al-4V widoczne są liczne pory, co świadczy o jego gąbczastym charakterze.



Rysunek 7.4. Zgląd metalograficzny dla proszków: a) Ti i b) Ti-6Al-4V

Analiza wyników (rys. 7.5) dla proszku Ti wykazała 100% zawartości czystego metalu. W przypadku proszku Ti-6Al-4V z otrzymanej analizy możemy wnioskować, że dany proszek składa się z 5,7% Al, 2,8% V, i reszty Ti (tab. 7.1).



Rysunek 7.5. Analiza EDS składu chemicznego proszków: a) Ti, b) Ti-6Al-4V

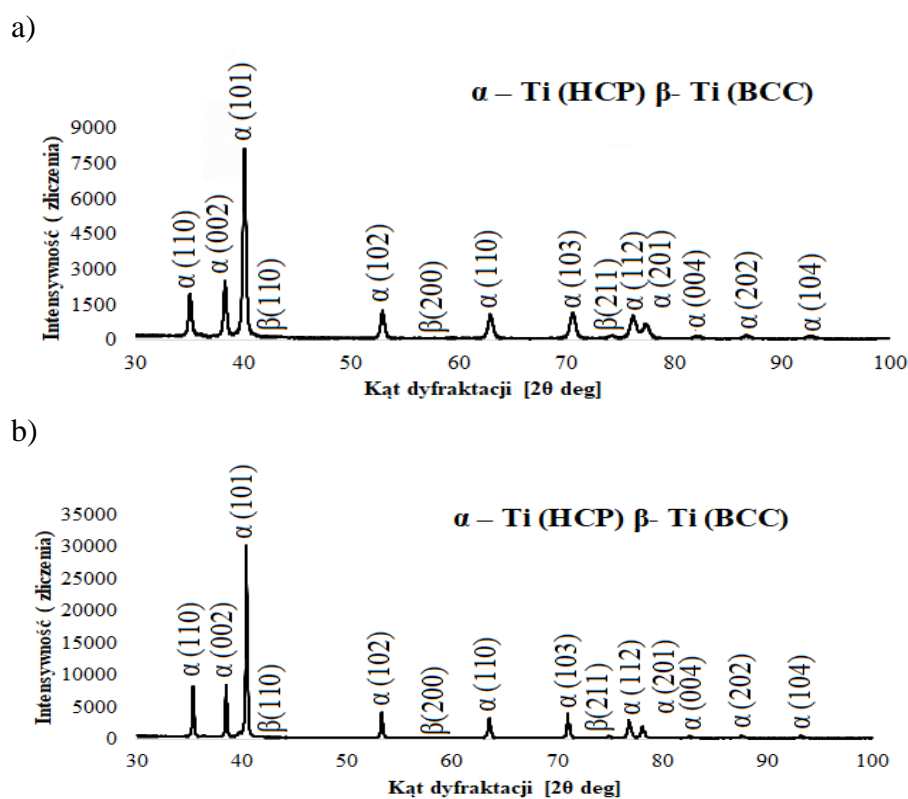
Tabela 7.1 zawiera wyniki punktowej analizy składu chemicznego pierwiastków w przekroju proszków.

Tabela 7.1. Wyniki pomiarów punktowej analizy składu chemicznego pierwiastków dla proszków Ti i Ti-6Al-4V

Ilość pierwiastka w obszarze pomiarowy, % wag.	Punkty pomiarowe									
	Proszek Ti					Proszek Ti-6Al-4V				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Ti	100	100,00	100	100	100	89,75	89,36	89,56	90,21	89,77
Al						5,70	5,74	5,82	5,68	5,74
V						2,55	3,26	2,77	2,59	2,97

7.3. Badanie składu fazowego proszku

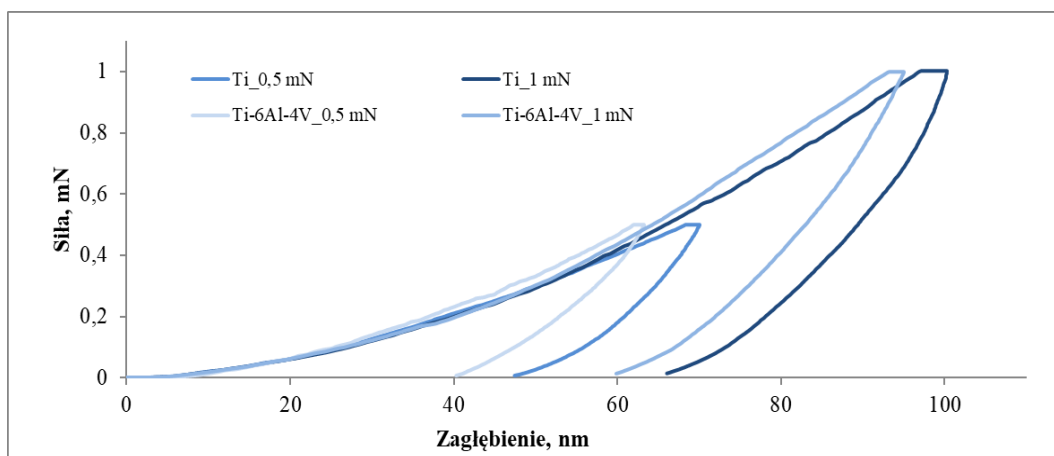
Analiza składu chemicznego proszków Ti i Ti-6Al-4V wykazała, że nie posiadają żadnych zanieczyszczeń. Wzór XRD stopu tytanu odpowiada standardowemu profilowi fazy $Ti_{0.862}V_{0.036}Al_{0.102}$. Dyfraktogramy użytych proszków przedstawiono na rysunku 7.6. Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że oba proszki zawierają dwie fazy. W oparciu o metodę WPPF (Whole Powder Pattern Fitting) wyodrębniono fazę α o heksagonalnej strukturze krystalicznej o gęstym upakowaniu (HCP), która jest dominująca w obu przypadkach, oraz fazę β o sześcienną strukturą (BCC), która wykazuje znacznie niższy procent objętości. Taki skład fazowy może wynikać z użytej technologii wytwarzania proszków. Należy zwrócić uwagę, że zidentyfikowane fazy różnią się nieznacznie parametrami sieci, co jest spowodowane zniekształceniem sieci poprzez obecność w niej atomów stopowych.



Rysunek 7.6. Dyfraktogramy proszków użytych do badań: a) Ti, b) Ti-6Al-4V

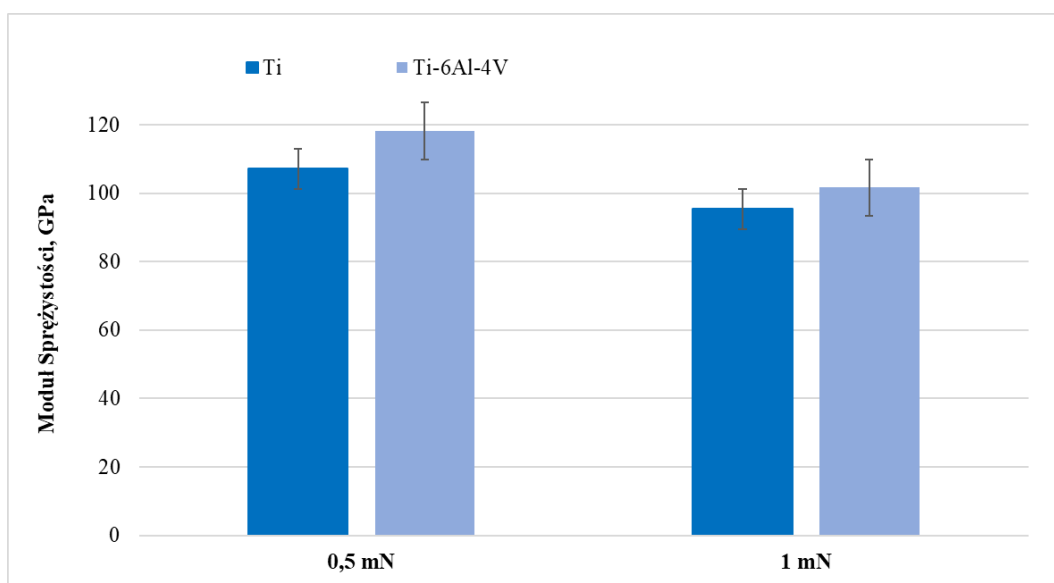
7.4. Pomiar wzdluznego modulu sprzystosci i nanotwardosci proszku

Wyznaczono modul sprzystosci uzytych do natryskiwania zimnym gazem proszkow. Wykresy przykladowych krzywych sila-zaglebienie uzyskane dla obciazenia 0,5 mN oraz 1 mN przedstawiono na rysunku 7.7. Otrzymane krzywe charakteryzujaja sie monotonicznoscia, co moze wykazywac jednorodnosc mikrostruktury proszku.



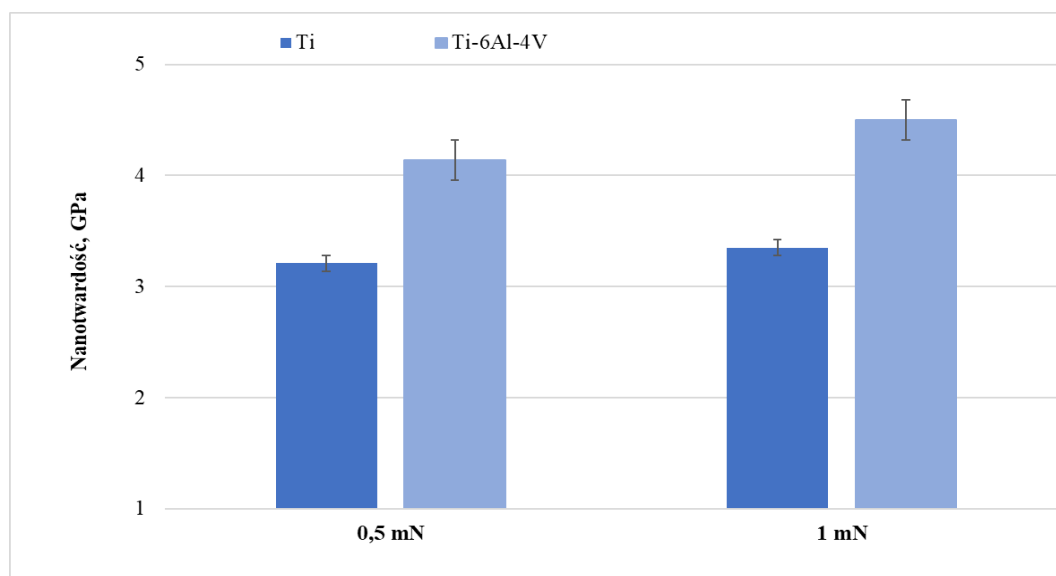
Rysunek 7.7. Krzywa siła - zagłębienie dla proszków Ti i Ti-6Al-4V przy obciążeniu 0,5 mN, 1mN

Do wyznaczenia wartości modułów Younga proszków Ti oraz Ti-6Al-4V wykorzystano współczynniki kierunkowe krzywych siła-zagłębienie. Otrzymany modul Younga dla proszku Ti wynosił $107,17 \pm 15,3$ (obciążenie 0,5 mN) oraz $95,36 \pm 23,56$ (obciążenie 1 mN) można przyjąć, że jest on równy wynikowi uzyskanym dla litego materiału, który wynosi 103 GPa. Natomiast dla proszku Ti-6Al-4V wynosił $118,35 \pm 14,46$ GPa (obciążenie 0,5 mN) oraz $101,71 \pm 9,4$ GPa (obciążenie 1 mN) i jest on porównywalny z materiałem litym, którego wartość jest równa 114 GPa [120]. Na wartości modułów sprężystości mogą mieć wpływ występujące pory, pustki oraz pęknięcia występujące w zglądach metalograficznych. Wyznaczoną wartość modułów Younga dla użytych proszków przedstawiono na rysunku 7.8.



Rysunek 7.8. Modul sprzystosci proszków Ti i Ti-6Al-4V przy obciążeniu 0,5 mN, 1mN

Pomiary nanotwardości proszków określonych metodą nanoindentacji przedstawiono na rysunku 7.9. Do pomiarów wykorzystano proszki zatopione w żywicy. Badania przeprowadzono wykorzystując dwie wartości siły 0,5 mN oraz 1 mN. Nanotwardość w przypadku mniejszego obciążenia dla proszku Ti wynosiła $3,21 \pm 0,26$ GPa, natomiast dla proszku Ti-6Al-4V była równa $4,14 \pm 0,28$ GPa. Dla większej siły obciążenia (1mN) spodziewana nanotwardość wzrosła, kolejno dla Ti $3,35 \pm 0,50$ GPa i Ti-6Al-4V $4,41 \pm 0,72$ GPa, było to wynikiem zwiększonej siły nacisku. Pomiary otrzymane dla proszku Ti-6Al-4V obarczone są dużym błędem, ze względu na jego gąbczasty charakter.

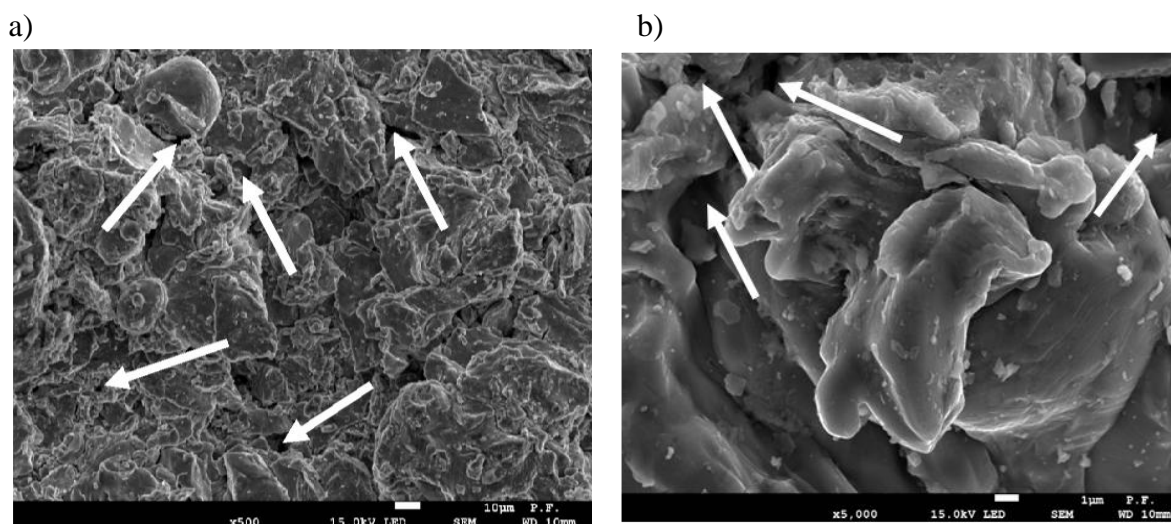


Rysunek 7.9. Nanotwardość proszków Ti i Ti-6Al-4V przy obciążeniu 0,5 mN, 1 mN

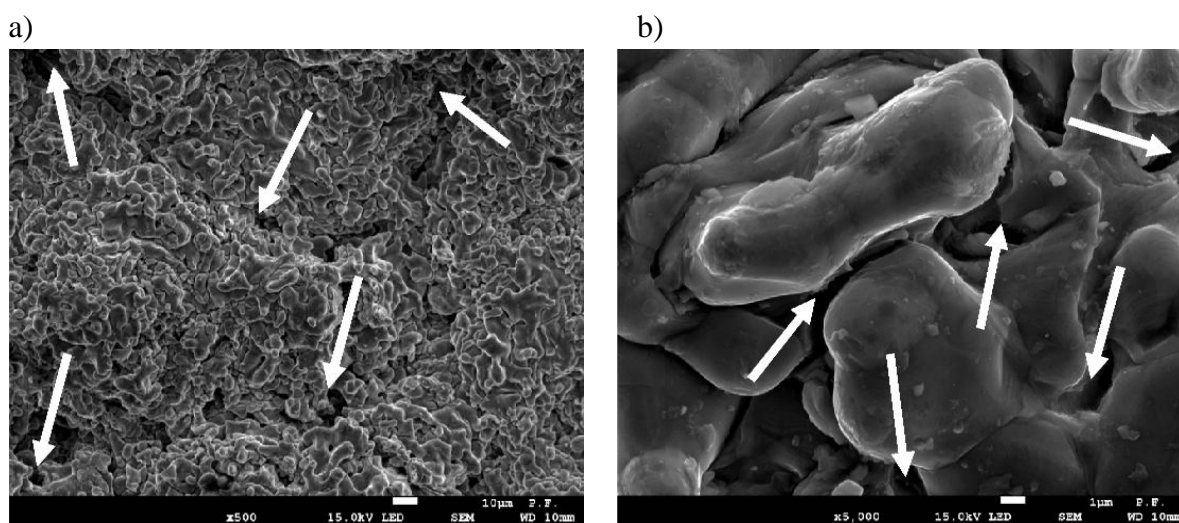
8. ANALIZA WŁAŚCIWOŚCI POWŁOK NATRYSKANYCH ZIMNYM GAZEM

8.1. Analiza morfologii powierzchni powłok

Morfologię powierzchni powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przedstawiono na rysunkach 8.1 i 8.2. Powierzchnie wykazują różnice w zależności od zastosowanego proszku. Na powierzchni powłok Ti i Ti-6Al-4V widoczne są całkowicie oraz częściowo odkształcone ziarna proszku. Ich deformacja powstaje w wyniku wysokoenergetycznego zderzenia z podłożem. Analiza powierzchni powłok wykazała obecność ciemnych obszarów (białe strzałki), będących wynikiem powstania w niej porów. W obu badanych powłokach nie stwierdzono występowania mikropęknięć. Na podstawie przeprowadzonej analizy możemy wnioskować (rys. 8.1 i 8.2), że powłoka Ti charakteryzuje się bardziej spójną budową, tj. mniejszą liczbą porów w porównaniu z powłoką Ti-6Al-4V. Na powierzchni powłoki Ti-6Al-4V można zaobserwować występowanie pojedynczych, nie odkształconych ziaren proszku, które nie uległy znaczącej deformacji plastycznej w wyniku procesu natryskiwania.



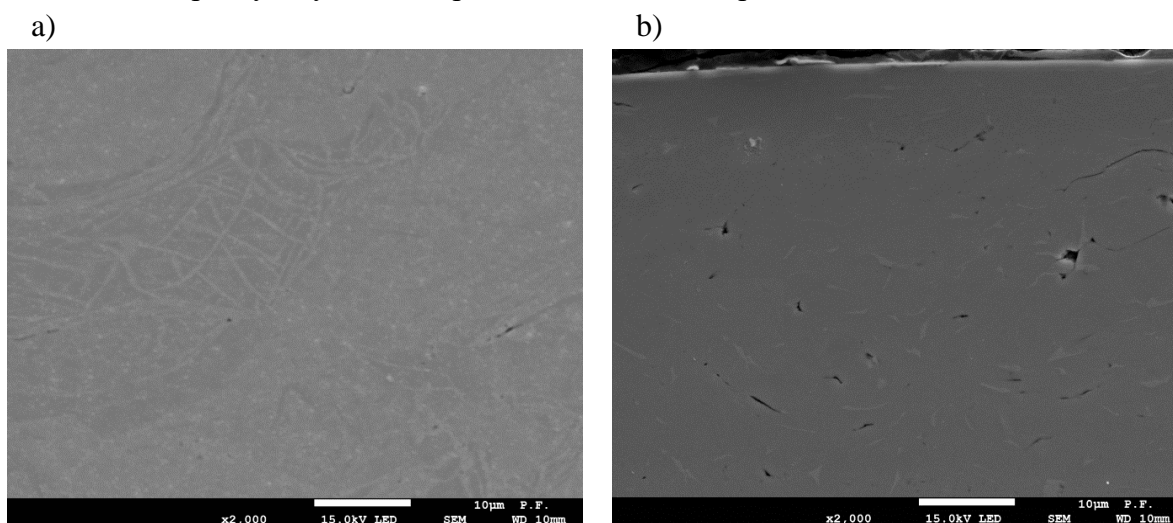
Rysunek 8.1. Morfologia powierzchni powłoki Ti natryskanej zimnym gazem: a) 500x, b) 5000x



Rysunek 8.2. Morfologia powierzchni powłoki Ti-6Al-4V natryskanej zimnym gazem: a) 500x, b) 5000x

8.2. Analiza mikrostruktury powłoki i składu chemicznego

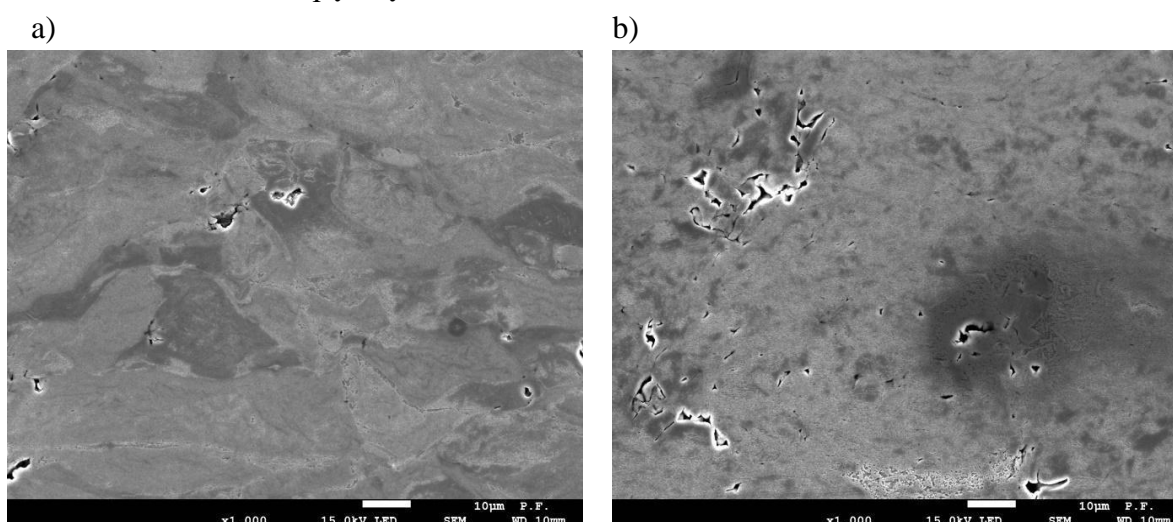
Powłoki Ti i Ti-6Al-4V (rys. 8.3) natryskane zimnym gazem charakteryzują się strukturą lamelarną charakterystyczną dla procesu natryskiwania cieplnego. Podczas uderzenia cząstki ulegają odkształceniu plastycznemu, co korzystnie wpływa na ich przyleganie najpierw do materiału podłoża, a następnie do natryskanej powłoki. Padający strumień cząstek o wysokiej prędkości powoduje zwiększenie spójności pomiędzy lamelami oraz prowadzi do utworzenia gęstej powłoki [121]. W mikrostrukturze powłok widoczne są pory o różnorodnym kształcie. Powłoki Ti i Ti-6Al-4V posiadają różną budowę, co jest związane z różnymi cechami zastosowanych proszków. W powłoce Ti-6Al-4V zaobserwowano występowanie porów będących konsekwencją gąbczastej budowy oraz mniejszej zdolności do odkształceń plastycznych ziaren proszku Ti-6Al-4V w porównaniu do Ti.



Rysunek 8.3. Zgląd metalograficzny powłok natryskanych zimnym gazem:

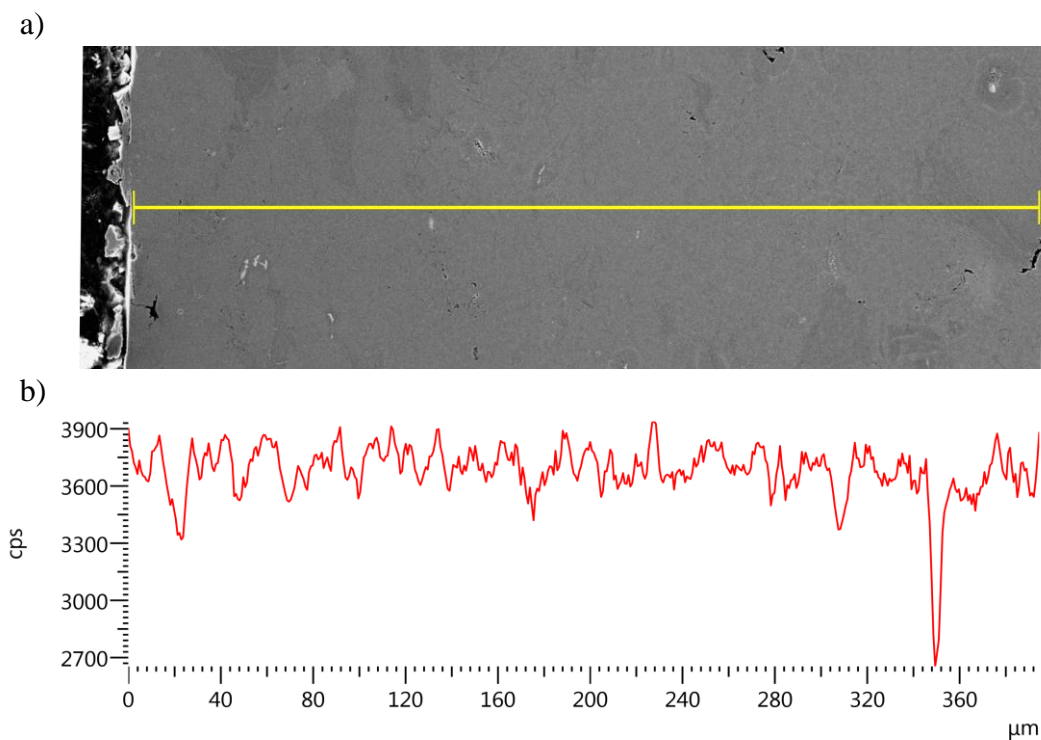
a) Ti i b) Ti-6Al-4V (zgląd nietrawiony)

Zglądy metalograficzne powłok Ti i Ti-6Al-4V (rys. 8.4) wytrawiono w 10% roztworze kwasu fluorowodorowego w 40% alkoholu etylowym. Analiza mikrostruktury pozwoliło na ujawnienie granic pomiędzy odkształconymi ziarnami. Nie stwierdzono występowania w mikrostrukturze mikropęknięć.

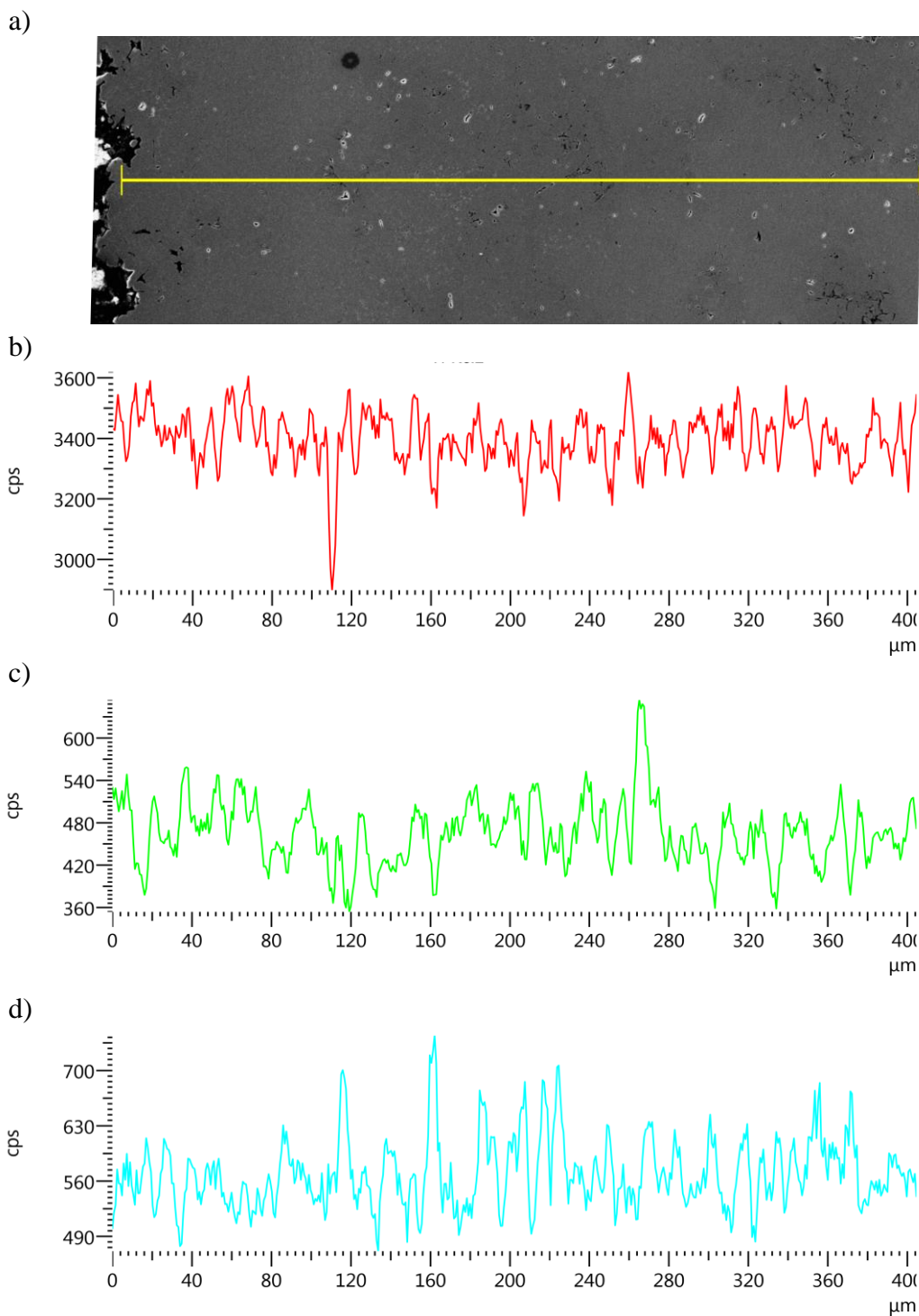


Rysunek 8.4. Mikrostruktura powłok natryskiwanych zimnym gazem: a) Ti, b) Ti-6Al-4V

Rozkłady liniowy składu chemicznego pierwiastków dla powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przedstawiono na rysunkach 8.5 i 8.6. Na podstawie otrzymanych wyników można zaobserwować gwałtowne skoki wartości pierwiastka Ti. W tych miejscach prawdopodobnie znajdują się pory. Pozostałe małe oscylacje wynikają w faktu równomiernego rozkładu pierwiastków w objętości materiału. Można przyjąć, że rozkład pierwiastków wzdłuż linii jest równomierny.



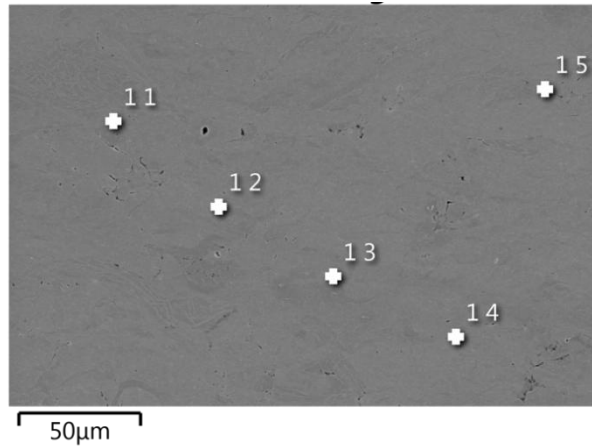
Rysunek 8.5. Liniowy rozkład pierwiastków w powłoce Ti natryskanej zimnym gazem: a) zgląd, b) Ti



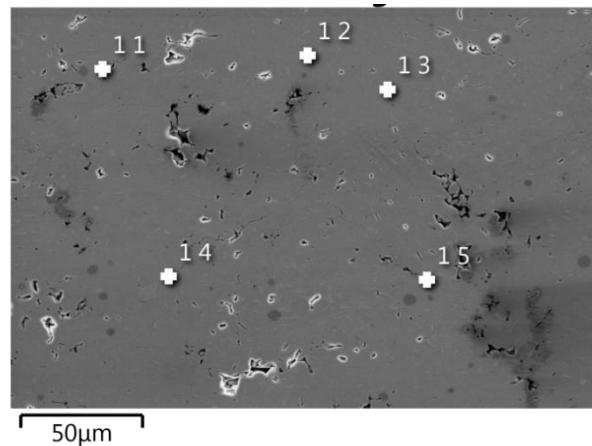
Rysunek 8.6. Liniowy rozkład pierwiastków w powłoce Ti-6Al-4V natryskanej zimnym gazem: a) zgląd, b) Ti, c) Al, d) V

Analiza punktowa w mikroobszarach powłok Ti i Ti-6Al-4V została przeprowadzona na zglądzie metalograficznym w miejscach oznaczonych na rysunku 8.7. Badania wykonano w celu analizy zawartości Ti w warstwie.

a)

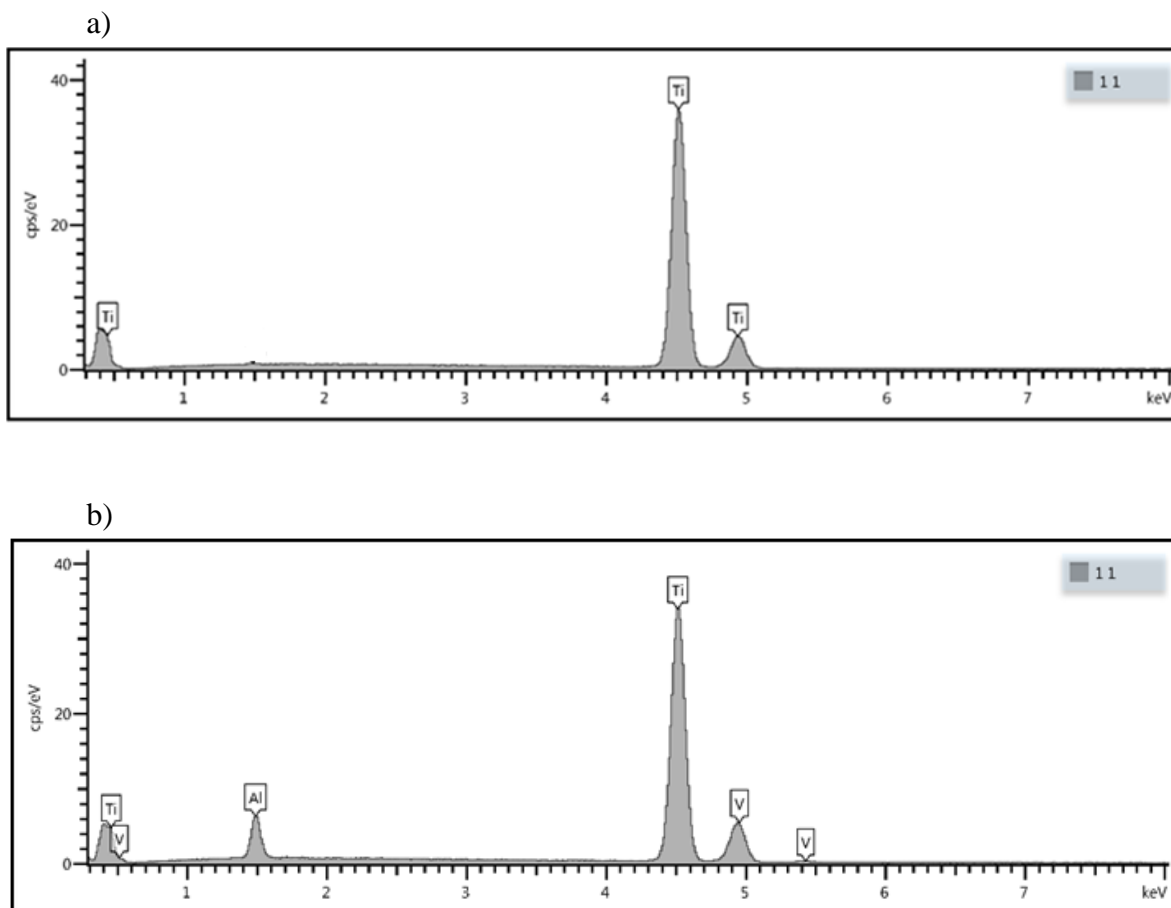


b)



*Rysunek 8.7. Zgląd metalograficzny powłok z punktami analizy składu chemicznego pierwiastków:
a) Ti, b) Ti-6Al-4V*

Otrzymane wyniki dla powłoki Ti (tab. 8.1) nie wykazały obecności innych pierwiastków (rys. 8.7a). W przypadku powłoki Ti-6Al-4V stwierdzono występowanie następujących pierwiastków: Ti, Al, V (rys. 8.7b). Uzyskane wartości (tab. 8.1) są zgodne z wynikami badań zglądów proszków (tab. 7.1).



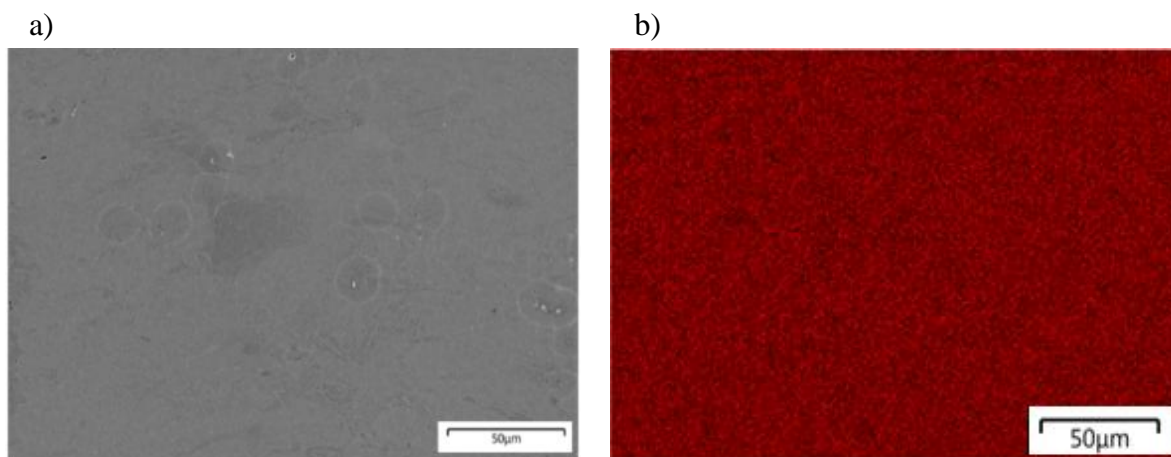
Rysunek 8.8. Widmo promieniowania rentgenowskiego w powłokach: a) Ti, b) Ti-6Al-4V

W tabeli 8.1 przedstawiono wyniki punktowej analizy składu chemicznego pierwiastków w powłokach Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem.

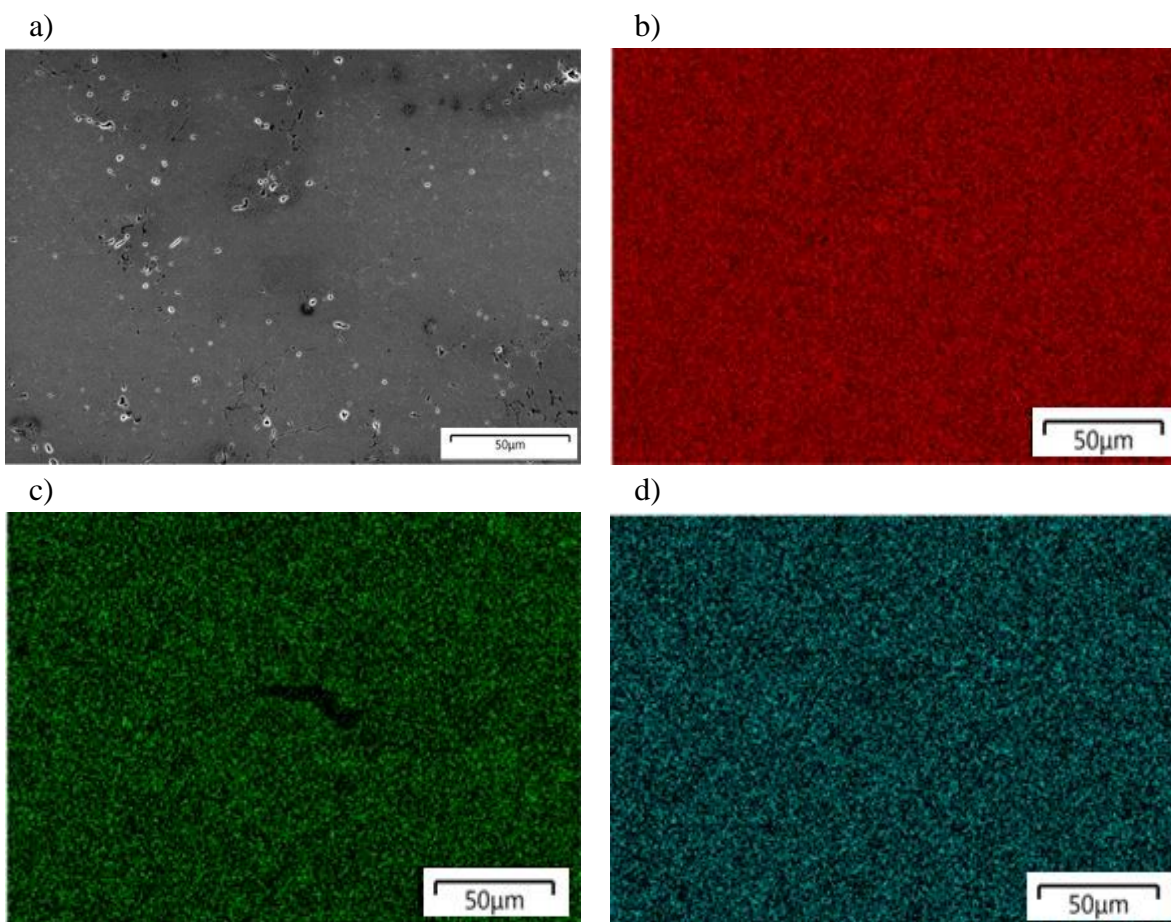
Tabela 8.1. Wyniki analizy punktowej składu chemicznego pierwiastków dla powłok Ti i Ti-6Al-4V

Ilość pierwiastka w obszarze pomiarowym, % wag	Punkty pomiarowe									
	Powłoka Ti					Powłoka Ti-6Al-4V				
	11	12	13	14	15	11	12	13	14	15
Ti	100	100	100	100	100	90,81	91,84	91,00	91,92	91,90
Al						5,16	5,56	5,98	5,97	5,70
V						4,03	2,61	3,02	2,89	2,40

Analizy map rozkładów pierwiastków przeprowadzono na powierzchni powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem. Otrzymane wyniki przedstawiono na rysunkach 8.9 i 8.10. Na podstawie analizy uzyskanych obrazów stężeń danych pierwiastków stwierdzić można, że ich rozkład jest równomierny. Analizy tej dokonuje się na podstawie intensywności nasycenia koloru odpowiadającemu charakterystycznemu promieniowaniu rentgenowskiemu danego pierwiastka.



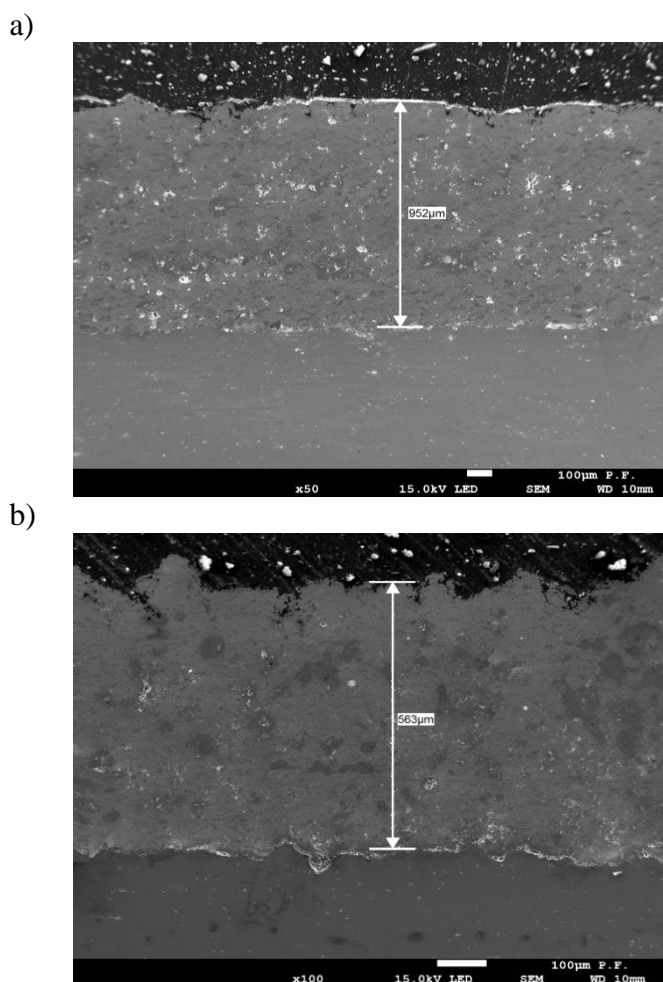
Rysunek 8.9. Mapa rozkładu pierwiastków w powłoce Ti natryskanej zimnym gazem:
a) mikrostruktura, b) Ti



Rysunek 8.10. Mapa rozkładu pierwiastków w powłoce Ti-6Al-4V natryskanej zimnym gazem:
a) mikrostruktura, b) Ti, c) Al, d) V

8.3. Grubość powłok

Grubość powłok oceniono w oparciu o analizę mikroskopową przekrojów poprzecznych. W przypadku powłoki Ti zastosowano powiększenie x50, natomiast dla powłoki Ti-6Al-4V obserwację prowadzono przy powiększeniu x100. Różnica spowodowana była większą grubością powłoki Ti. Przykładowe wyniki badań przedstawiono na rysunku 8.11. Grubość powłok wyznaczono na podstawie pomiarów w trzech obszarach (tab. 8.2).



Rysunek 8.11. Przekrój poprzeczny powłok natryskanych zimnym gazem: a) Ti, b) Ti-6Al-4V

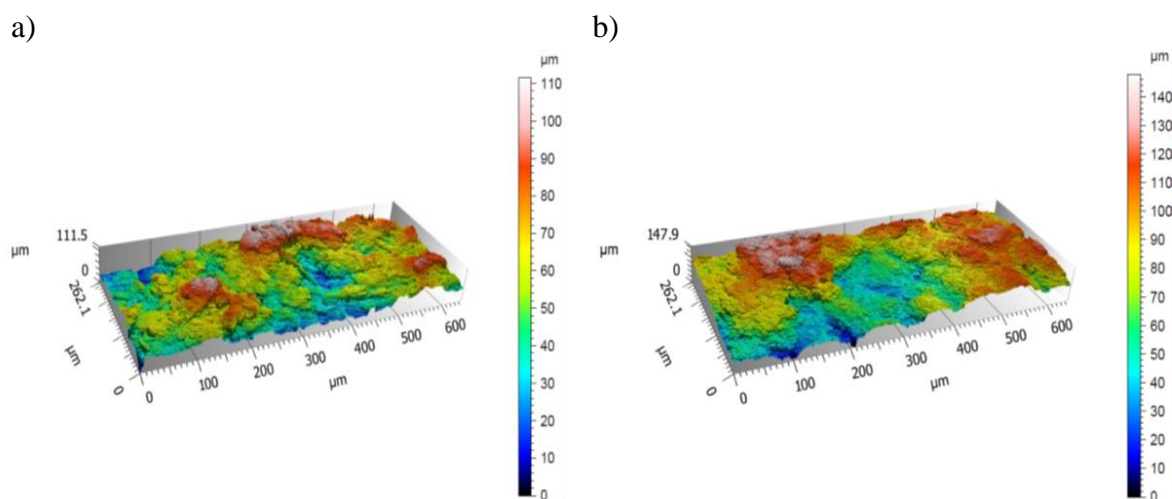
Tabela 8.2. Grubość powłok Ti i Ti-6Al-4V wyznaczona na podstawie przekrojów poprzecznych

Powłoka	Grubość, μm		
	Pomiar	Średnia	Odchylenie standardowe
Ti	952	950,33	2,08
	948		
	951		
Ti-6Al-4V	563	562,33	3,06
	559		
	565		

Rozbieżność w grubości powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przy takich samych parametrach procesu spowodowana jest składem oraz charakterem zastosowanych proszków.

8.4. Analiza topografii powierzchni

W tabeli 8.3 przedstawiono parametry struktury geometrycznej powierzchni powłok Ti i Ti-6Al-4V (rys. 8.12). Z przeprowadzonych analiz można wnioskować, że rodzaj zastosowanego proszku przy takich samych parametrach procesu natryskiwania zimnym gazem wpływa bezpośrednio na uzyskane parametry struktury geometrycznej powierzchni.



Rysunek 8.12 Topografia powierzchni powłok natryskanych zimnym gazem: a) Ti, b) Ti-6Al-4V

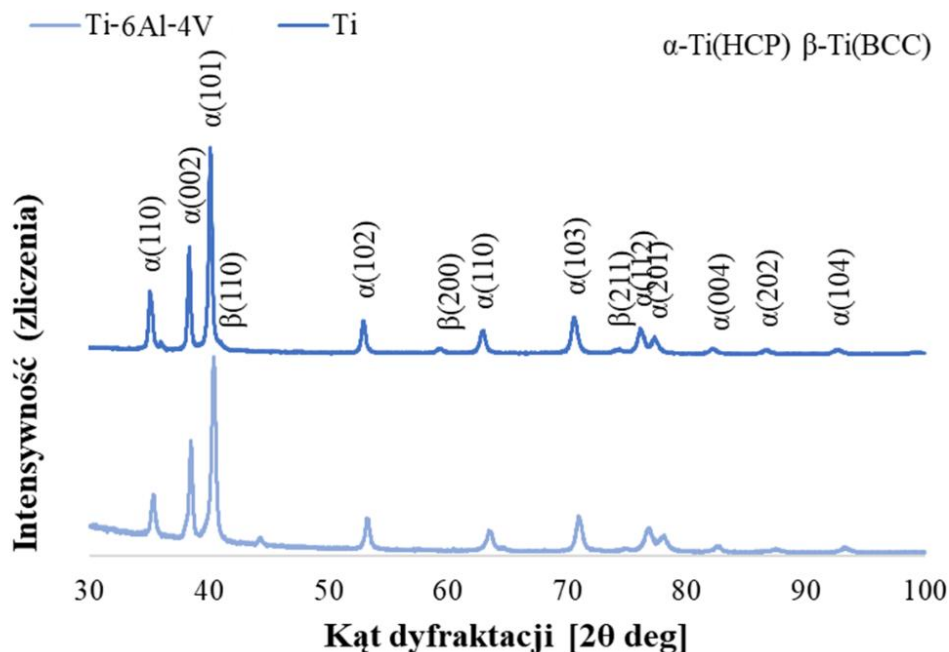
Wartości parametrów S_a , S_q , S_p , S_v i S_z były wyższe dla powłoki Ti-6Al-4V. Średnia arytmetyczna wysokości (S_a) powłoki Ti-6Al-4V natryskiwanej zimnym gazem jest o 1/2 większa w stosunku do powłoki Ti. Średnia wysokość pierwiastka kwadratowego (S_q) dla powłoki Ti jest o 41% niższa niż w przypadku powłoki Ti-6Al-4V, co wskazuje na silniejsze działanie adhezyjne i mechaniczne. Asymetria powierzchni (S_{sk}) dla powłoki Ti-6Al-4V wykazała ujemny skos, co świadczy o koncentracji struktur o głębszych i ostrzejszych dolinach. Natomiast dla powłoki Ti parametr ten był dodatni, co świadczy o gładziej powierzchni. Parametr kurtozy (S_{ku}) wyniósł odpowiednio 2,686 i 2,09 dla powłok Ti i Ti-6Al-4V. Wskazuje to, że powierzchnie badane powłok są wolne od ekstremalnych szczytów oraz dolin.

Tabela 8.3. Parametry struktury geometrycznej powierzchni powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem

Powłoka	S_a , μm	S_q , μm	S_p , μm	S_v , μm	S_z , μm	S_{ku}	S_{sk}
Ti	15,43	19,35	53,99	57,56	111,50	2,69	0,18
Ti-6Al-4V	23,34	27,29	64,21	83,70	147,90	2,09	-0,24

8.5. Badania składu fazowego

Do dokonania pełnej analizy wpływu natryskiwania zimnym gazem na właściwości powłok oprócz badań mikrostruktury i składu chemicznego konieczna jest również identyfikacja faz występujących w uzyskanych powłokach (rys. 8.13). Analiza składu fazowego powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem nie wykazała zmian składu fazowego w porównaniu do faz zidentyfikowanych w proszkach.



Rysunek 8.13. Dyfraktogramy powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem

W obu powłokach stwierdzono identyczny rodzaj faz na dyfraktogramach oraz nieznaczne zmiany ich wartości. Stwierdzono obecność ciasno upakowanej fazy heksagonalnej oraz bardzo niską intensywność refleksu fazy sześcienniej przy pozycji 41°, 59° i 75°. Przeprowadzona analiza ilościowa ujawnia, że procent zawartości fazy β jest zbliżony do błęd pomiarowego zastosowanej metody.

8.6. Pomiary porowatości

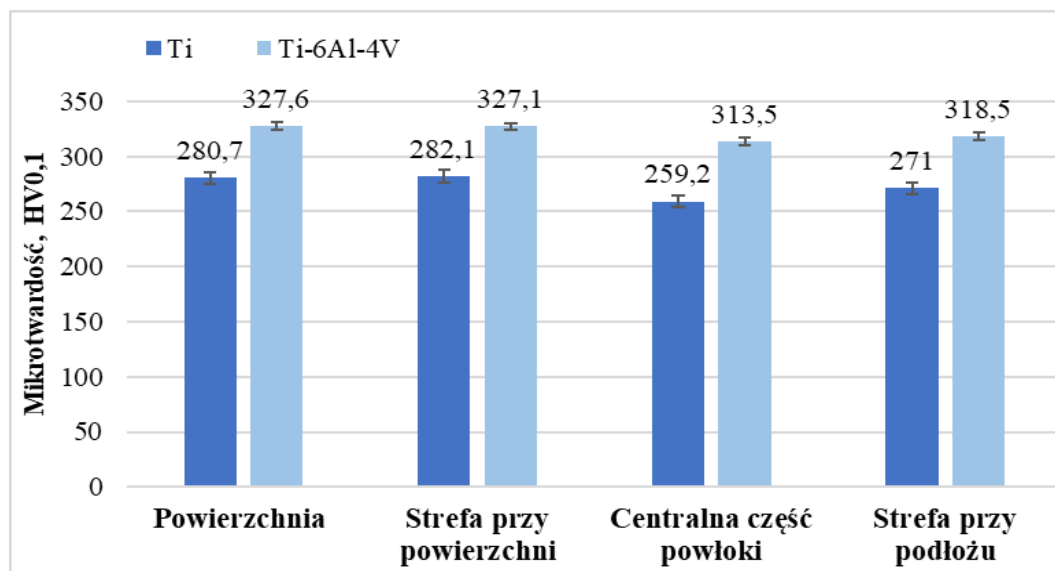
Badania porowatości powłok zostały wykonane w oparciu o normę ASTM E2109-01 [122]. Na zglądach metalograficznych wykonano zdjęcia przy użyciu mikroskopu skaningowego JEOL JSM-7100F (rys. 6.8), a następnie przeprowadzono analizę obrazu przy wykorzystaniu programu ImageJ. Dla każdej próbki wykonano 40 mikrografii powłoki przy powiększeniu 1000x, następnie przeprowadzono binaryzację. Otrzymane obrazy posłużyły do oszacowania porowatości, otrzymane wyniki uśredniono oraz obliczono ich odchylenie standardowe.

Analiza przeprowadzonych badań wykazała, że powłoka Ti natryskana zimnym gazem posiada znacznie mniejszą porowatość niż powłoka Ti-6Al-4V. W tym przypadku decydujący wpływ na otrzymany wynik ma rodzaj zastosowanego proszku. Występująca niejednorodność budowy powłoki zależna jest od rodzaju proszku. Zróżnicowany kształt ziarna oddziałuje na porowatość powłoki. Powłoka Ti-6Al-4V posiada porowatość 1,65% ($\sigma = 0,54$), jest ona

ponad 3 razy większa od powłoki Ti, która wynosi 0,5% ($\sigma = 0,32$). W literaturze porowatość powłok Ti natryskanych zimnym gazem waha się w granicach od 0,2% do nawet 20,6%, a w przypadku stopu Ti-6Al-4V od 0,5% do 22,4% [123-134]. Znaczący wpływ na porowatość powłok ma rozmiar i kształt cząstek proszku. Powłoki o większej granulacji ziarna posiadają mniejszą porowatość. Zbadano, że dla proszku Ti niesferoidalnego o średnicy 15 μm porowatość mieściła się w przedziale 17-24%, natomiast dla ziaren o średnicy 25 μm porowatość wynosiła 14% (przy zachowaniu takich samych warunków procesu) [135]. Ponadto powłoki natryskane z ziaren proszku o kształcie sferoidalnym posiadają bardziej porowatą mikrostrukturę [43]. Zaobserwowano również zależność, że porowatość maleje wraz ze wzrostem prędkości uderzenia cząstek [24, 126-131]. Zwiększenie temperatury procesu, ciśnienia gazu lub zastosowanie wstępnego podgrzewania proszku można także spowodować zmniejszyć porowatość do pewnego stopnia [123-125]. Na podstawie analizy literatury [127, 135] stwierdzono, że w przypadku zastosowania helu jako gazu procesowego objętościowy udział porowatości powłok Ti oraz Ti-6Al-4V wykazuje spadek w przeciwieństwie do powłok uzyskanych przy użyciu azotu. Związane jest to z większą prędkością uzyskiwaną przez cząsteczki w trakcie procesu natryskiwania zimnym gazem. W zastosowaniu dwóch rodzajów proszków należy przeprowadzić optymalizację parametrów procesu natryskiwania zimnym gazem w celu uzyskania zmniejszonej porowatości.

8.7. Pomiary mikrotwardości warstw

Wyniki pomiarów mikrotwardości HV0.1 powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przedstawiono na rysunku 8.14. Dla każdej z powłok najniższe wartości uzyskano w centralnej części powłok, a najwyższe dla strefy przy podłożu. Przeprowadzona analiza nie wykazała znaczących różnic.



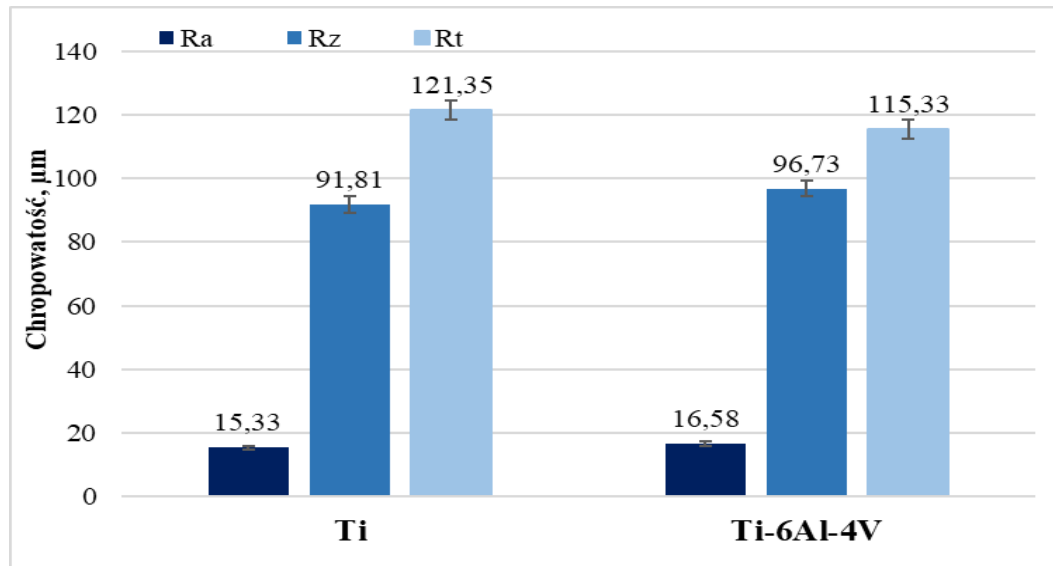
Rysunek 8.14. Mikrotwardość powłok Ti oraz Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem

W literaturze przedstawiono mikrotwardość powłok Ti natryskanych zimnym gazem w granicach od 150 HV do 300 HV dla [124, 126, 127], natomiast w przypadku powłok Ti-6Al-4V wartości te wahają się od 357 HV do 428 HV [123, 135]. Dla powłok

Ti zaobserwowano wzrost mikrotwardości z 182 HV0.1 (przy zastosowaniu azotu) do 267 HV0.1 (w przypadku helu) [124]. Podobny rezultat uzyskał Zahiri, otrzymując wzrost twardości powłoki natryskanej zimnym gazem ze 100 HV0.1 dla próbki N20 do 300 HV0.1 dla próbki He20 [126]. Na podstawie analizy wyników badań twardości powłoki Ti-6Al-4V można stwierdzić, że różnice są niewielkie. Zauważono także, że wielkość cząstek proszku wpływa na twardość otrzymanych powłok. Mikrotwardość powłok Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem proszkiem o granulacji 15 μm wzrosła w stosunku do powłok, gdzie ziarnistość proszku wynosiła 23 μm . Kolejno z 350 \pm 7 HV0.1 do 362 \pm 24 HV0.1 przy zastosowaniu azotu oraz z 357 \pm 5 HV0.1 do 416 \pm 25 HV0.1 wykorzystując hel w procesie natryskiwania zimnym gazem [123, 126].

8.8. Pomiary chropowatości

Pomiar chropowatości przeprowadzono równolegle względem kierunku przemieszczania się dyszy do natryskiwania zimnym gazem. Uzyskane wyniki przedstawiono na rysunku 8.15. Wyższymi wartościami (R_a i R_z) cechowała się powłoka Ti-6Al-4V, wynika to z nieregularnego kształtu proszku oraz większej zawartości porów w stosunku do powłoki Ti. Porównywalne wyniki w badaniach uzyskali R. Zybala i inni [136]. Dodatkowo chropowatość powierzchni powłoki R_a podczas natryskiwania była znacznie większa niż chropowatość powierzchni podłoża. Przeprowadzona analiza wykazuje, że bardziej chropowata powierzchnia podłoża może nieznacznie zwiększyć końcową chropowatość powierzchni powłoki [137].



Rysunek 8.15. Chropowatość powierzchni powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem

8.9. Pomiary przyczepności

Wyniki przeprowadzonych badań przyczepności powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przedstawiono w tabeli 8.4.

Tabela 8.4. Wyniki badań przyczepności dla próbek natryskanych zimnym gazem

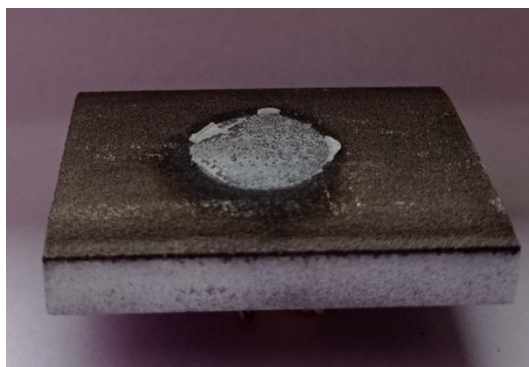
Powłoka	Przyczepność, MPa	Uwagi	Wartość średnia, MPa	Odchylenie standardowe, MPa
Ti	32,88	Pęknięcie w warstwie kleju	33,35	1,63
	32,01	j.w.		
	35,16	j.w.		
Ti-6Al-4V	24,29	Powłoka oderwana od podłoża w 100%	23,91	2,73
	26,43	j.w.		
	21,01	j.w.		

Przyczepność powłok natryskanych zimnym gazem zależy od zjawisk mechanicznych, oddziaływań fizycznych i metalurgicznych, które występują pomiędzy lamelą a podłożem. W przypadku osadzania metalu na podłożu metalowym powstają fazy międzymetaliczne [12]. Przykładowe powierzchnie próbek oraz grzybków pomiarowych po przeprowadzonych pomiarach przyczepności przedstawiono na rysunku 8.16.

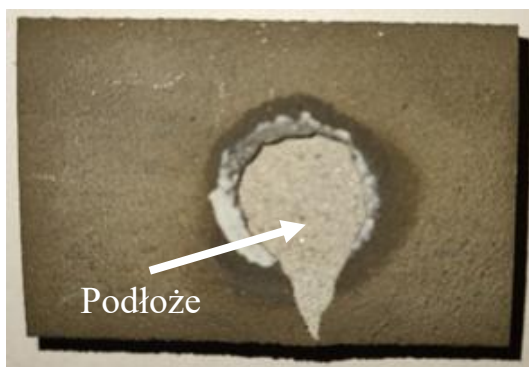
Przeprowadzone badania przyczepności wykazały zróżnicowanie zachowanie się warstw w zależności od powłoki. W przypadku powłoki Ti testy wykazały adhezję $33,35 \pm 1,63$ MPa. Powłoka ta została nienaruszona, a rozwarstwienie nastąpiło w strefie kleju. Zaobserwowana obecność uszkodzeń kleju może sugerować, że powłoka ma średnią siłę wiązania wyższą niż wytrzymałość kleju [137-139]. W przypadku powłoki Ti-6Al-4V adhezja wynosiła $23,91 \pm 2,73$ MPa. Powłoka w całości została oderwana od podłoża i znajdowała się na grzybku pomiarowym. W tym przypadku nastąpiło przekroczenie wytrzymałości adhezyjnej powłoki do podłoża. Może być to efektem osadzonego elektrokorundu podczas piaskowania powierzchni podłoża przed natryskiwaniem zimnym gazem, skutkującego pęknięciem i nieciągłością szczeliny na granicy podłoża – powłoka [138]. Analiza literaturowa wykazała, że siła adhezji powłoki Ti-6Al-4V jest niższa niż w przypadku powłok Ti. Dodatkowo siła adhezji wzrasta wraz ze wzrostem prędkości zderzenia cząstek. Ponadto stwierdzono również, że siła adhezji powłok osadzonych przy użyciu helu jako gazu technologicznego jest wyższa niż w przypadku zastosowania azotu [43].

a) powłoka

grzybek pomiarowy



b)



Rysunek 8.16. Przykładowe powierzchnie próbek i grzybków pomiarowych: a) Ti, b) Ti-6Al-4V

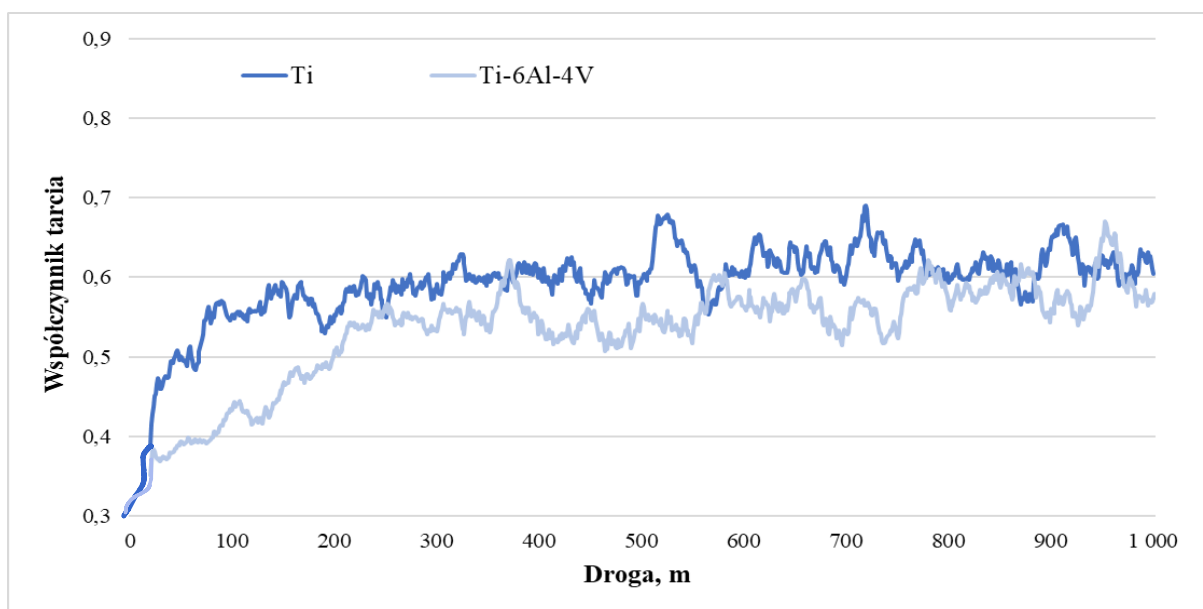
8.10. Badanie odporności na zużycie na stanowisku typu kulka-tarcza

W celu określenia współczynnika tarcia oraz intensywności zużycia przeprowadzono testy w skojarzeniu trącym kulka-tarcza na tribometrze TRB³ dla obu rodzaju powłok. Pomiary wykonano na próbkach o chropowatości powierzchni równej $R_a = 0,056 \pm 0,005 \mu\text{m}$. W tabeli 8.5 przedstawiono właściwości tribologiczne badanych powłok. Otrzymane wyniki spowodowane są właściwościami danej warstwy. Współczynnik tarcia zależy od rodzaju materiału, chropowatości powierzchni oraz prędkości podczas przeprowadzanego testu. Ze względu, że badania przeprowadzono dla obu próbek przy tej samej prędkości oraz przy takiej samej chropowatości powłoki te dwa parametry można pominąć.

Tabela 8.5. Współczynnik tarcia oraz intensywność zużycia dla powłok Ti i Ti-6Al-4V

Powłoka	Ti	Ti-6Al-4V
Współczynnik tarcia	$0,58 \pm 0,01$	$0,54 \pm 0,02$
Intensywność zużycia, $10^{-3} \text{mm}^3/\text{Nm}$	$1,33 \pm 0,03$	$0,97 \pm 0,03$

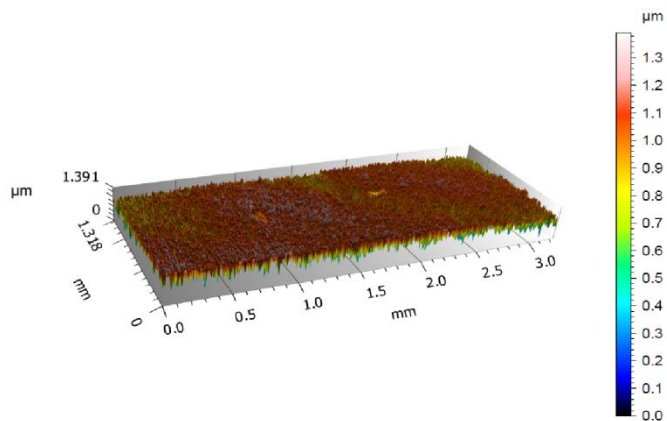
Współczynniki tarcia dla powłok natryskanych zimnym gazem przedstawiono na rysunku 8.17 w funkcji drogi dla przeprowadzonych badań. Analiza uzyskanych wykresów dla obu powłok pokazuje docieranie próbki do ok. 200 m toru tarcia. Wyniki charakteryzują się znacznymi oscylacjami zmian współczynnika tarcia dla powłok Ti i Ti-6Al-4V przy badanym obciążeniu.



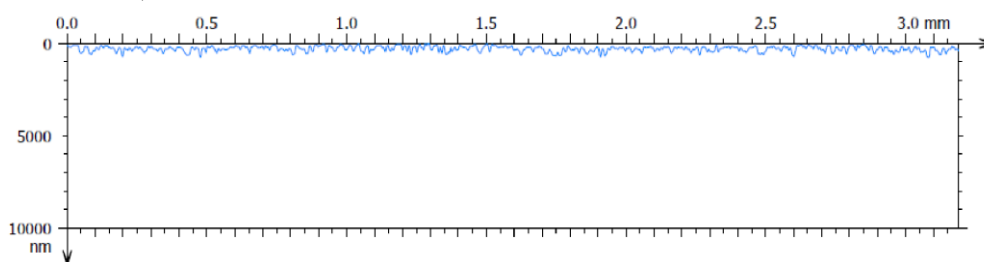
Rysunek 8.17. Współczynnik tarcia powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem

Na rysunkach 8.18 i 8.20 przedstawiono obraz topografii i profile w przekroju poprzecznym dla powłok Ti i Ti-6Al-4V przed testami tribologicznymi. Obrazy topografii śladów zużycia oraz profile zużycia w przekroju poprzecznym po testach odporności na zużycie przedstawiono dla powłoki Ti (rys. 8.19) oraz powłoki Ti-6Al-4V (rys. 8.21).

a)

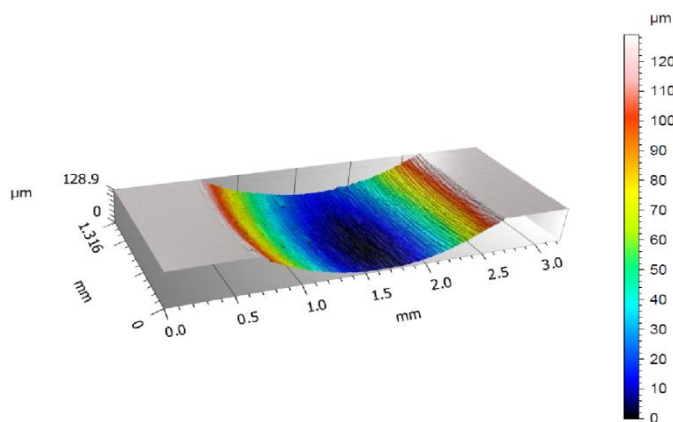


b)

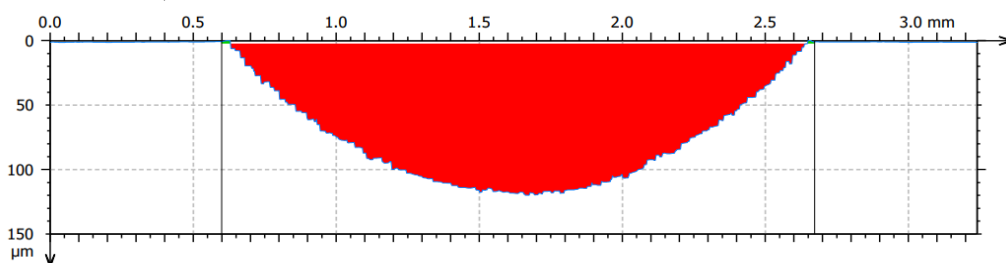


Rysunek 8.18. Powłoka Ti natryskana zimnym gazem:
a) topografia powierzchni, b) przekrój poprzeczny profilu

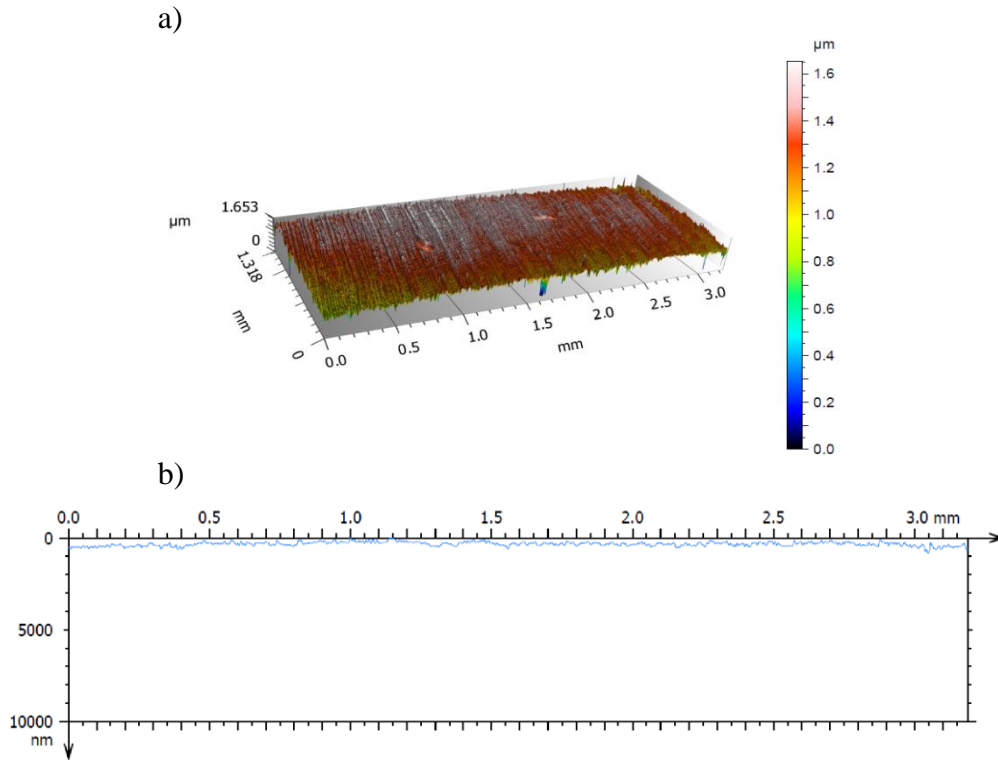
a)



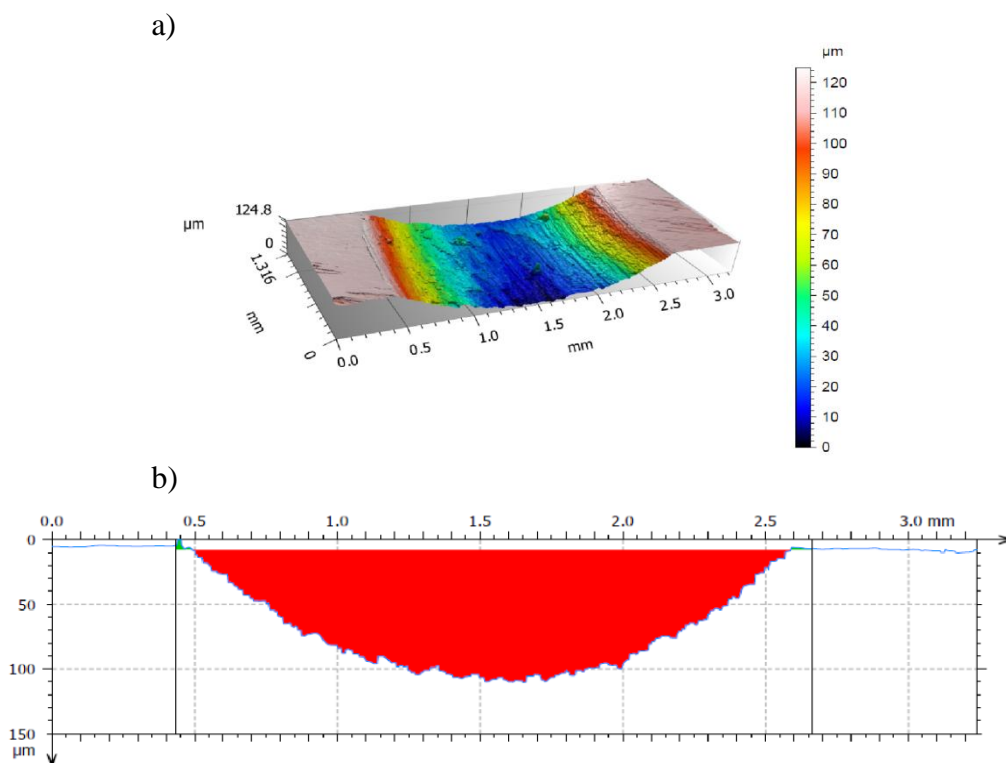
b)



Rysunek 8.19. Powłoka Ti natryskana zimnym gazem po badaniach:
a) topografia powierzchni śladu zużycia, b) przekrój poprzeczny profilu zużycia



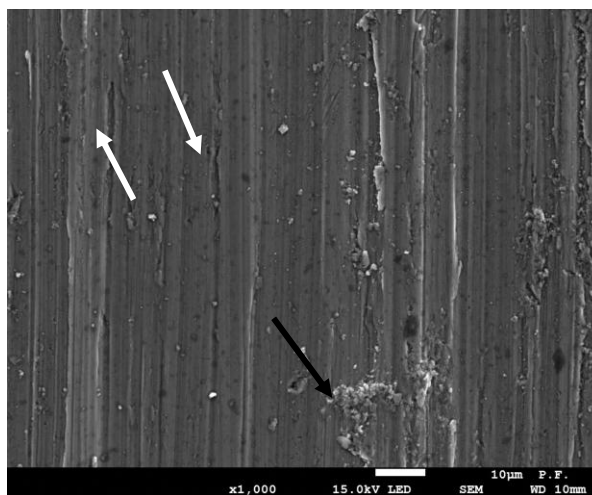
Rysunek 8.20. Powłoka Ti-6Al-4V natryskana zimnym gazem:
a) topografia powierzchni, b) przekrój poprzeczny profilu



Rysunek 8.21. Powłoka Ti-6Al-4V natryskana zimnym gazem po badaniach:
a) topografia powierzchni śladu zużycia, b) przekrój poprzeczny profilu zużycia

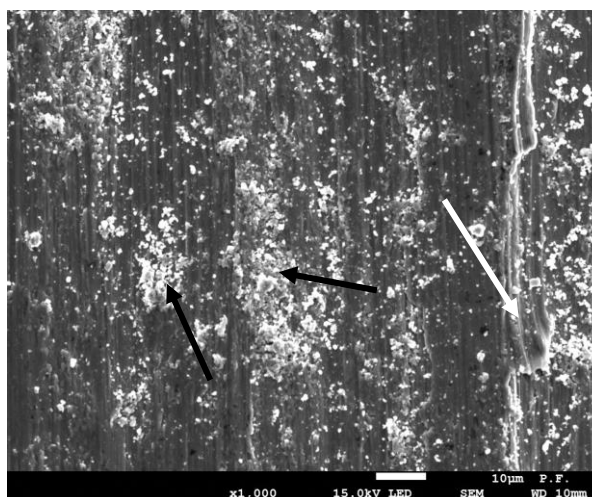
Przykładowe morfologie śladów zużycia powłok Ti i Ti-6Al-4V przedstawiono na rysunkach 8.22 i 8.23. Intensywność i mechanizmy zużycia materiału uwarunkowane były składem chemicznym powłoki. Obserwacje mikroskopowe pozwoliły na określenie mechanizmów zużywania. W przypadku powłok natryskanych zimnym gazem zaobserwowano mechanizm zużycia zmęczeniowego, w którym lokalna utrata spójności i spowodowana z nią utrata materiału związana jest ze zmęczeniem materiału podczas cyklicznych oddziaływań naprężeń kontaktowych występujących w powierzchniach elementów tarciovych. Obecny był także mechanizm zużycia adhezyjnego, który charakteryzuje się niszczeniem warstwy wierzchniej, szczególnie wierzchołków nierówności współpracujących elementów.

W przypadku powłok Ti analiza śladów wytarcia wykazała niewielkie pory, które prawdopodobnie spowodowane są oderwaniem się pojedynczych fragmentów lameli od powłoki. Ze względu na mały obszar nie można jednoznacznie określić, czy występują tam pory czy wyrwania (białe strzałki). Zaobserwowano, także przemieszczenie materiału (czarne strzałki). W badanej powłoce Ti przy badanym nie wystąpiło pęknięcie.



Rysunek 8.22. Morfologia zużycia powłoki Ti natryskanej zimnym gazem

W badanej powłoce Ti-6Al-4V zaobserwowano produkty zużycia (proszek), które nie były usunięte ze strefy styku. Część produktów zużycia osadziła się na powierzchni powłoki (porach) oraz na powierzchni przeciw próbki, co skutkowało wgnieceniem pyłku w tor tarcia. Nie zaobserwowało typowych procesów zużycia (tylko przemieszczanie materiału), tak jak dla powłoki Ti zaobserwowano małe wyrwania najprawdopodobniej w miejscu wystąpienia niejednorodnej struktury.



Rysunek 8.23. Morfologia zużycia powłoki Ti-6Al-4V natryskanej zimnym gazem

Obserwacje struktur śladów zużycia pod dużym powiększeniem potwierdziły występowanie mechanizmów charakterystycznych dla badań wykonywanych w ruchu ślizgowym w warunkach tarcia technicznie suchego. Dodatkowo zaobserwowano przemieszczenie materiału poprzez produkty zużycia, które ulegały szczepieniu się z powłoką. Z przeprowadzonych badań wynika, że zjawisko to ma pozytywny wpływ na właściwości tribologiczne powłok. Wgniatanie części produktów zużycia w rowki ściernie może prowadzić do miejscowego umocnienia materiału [140].

8.11. Badanie odporności na zużycie powłok luźnym ścierniwem

Ścieranie jest procesem zużycia występującym podczas ubytku materiału na skutek oddzielania się cząstek materiału od powierzchni w następstwie mikroskrabania, ścinania oraz odrywania występów nierówności. W trakcie ścinania zachodzą również zjawiska odkształceń plastycznych, sprężystych i bruzdowania materiału. Te elementarne zjawiska tarcia są charakterystyczne dla tarcia ślizgowego suchego, półsuchego, półpłynnego [141].

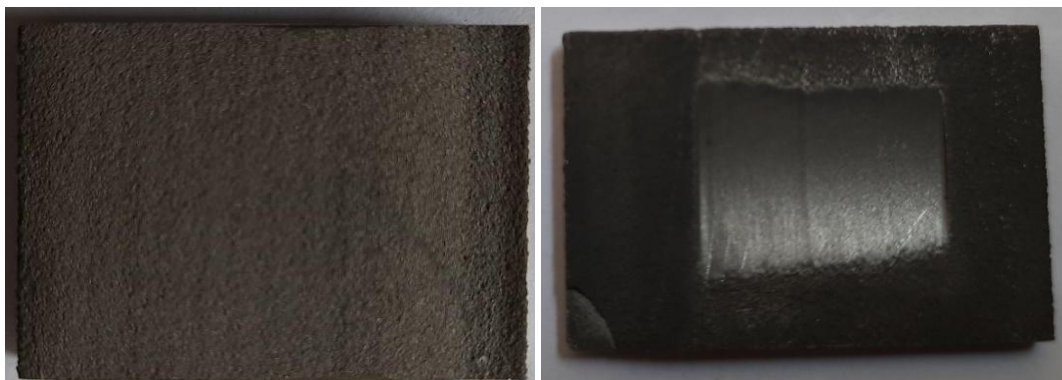
Otrzymane wyniki zużycia powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przedstawiono w tabeli 8.6.

Tabela 8.6. Zużycie powłok Ti i Ti-6Al-4V w cyklach testu na ścieranie

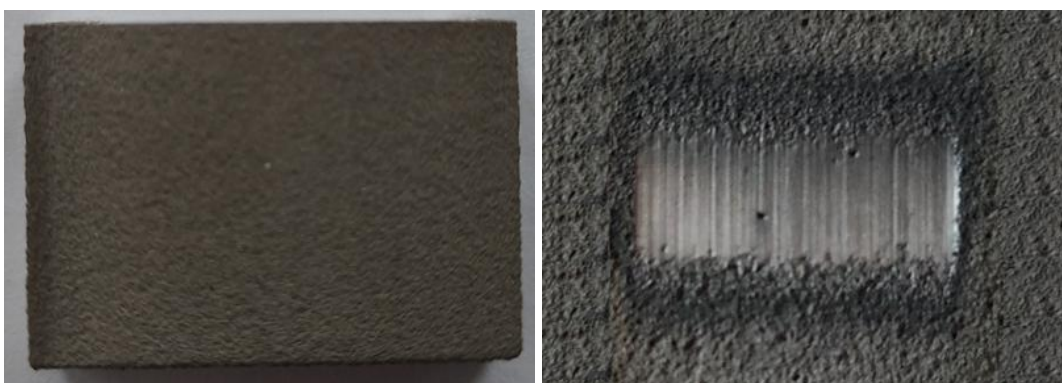
Czas testu, min	Zużycie, mg	
	Powłoka Ti	Powłoka Ti-6Al-4V
10	42,33 ±8,99	32,33 ±9,61
20	42,17 ±9,15	38,67 ±6,66
30	40,50 ±6,84	36,67 ±7,34
40	40,33 ±7,66	36,33 ±9,07
50	36,67 ±5,45	32,67 ±5,51
Całkowite	202,00 ±4,37	176,6 ±3,29

Całkowite zużycie podczas badań zużycia luźnym ścierniwem powłok natryskanych zimnym gazem dla powłoki Ti wynosiło 202 mg, a dla powłoki Ti-6Al-4V 176,6 mg. Zużycie nieznacznie maleje w każdym z cykli testu.

Na rysunkach 8.24 i 8.25 przedstawiono próbki w powłoką Ti oraz Ti-6Al-4V natryskaną zimnym gazem przed testem i po teście odporności na zużycie ściernie.



Rysunek 8.24. Powłoka Ti przed i po teście na ścieranie (źródło własne)



Rysunek 8.25. Powłoka Ti-6Al-4V przed i po teście na ścieranie (źródło własne)

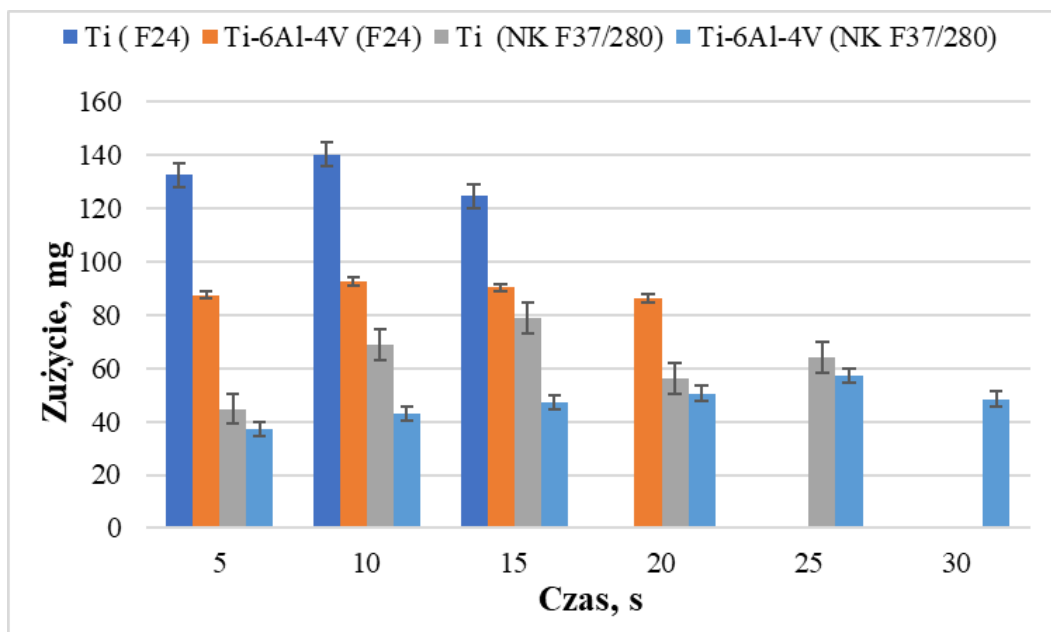
8.12. Badanie erozyjne

Badanie erozyjne zostało przeprowadzone w takich samych warunkach (ciśnienie, czas) dla dwóch rodzajów elektrokorundu o różnej granulacji. Wyniki pomiarów przedstawiono w tabeli 8.7.

Tabela 8.7. Zużycie próbek po cyklach testu erozyjnego dla powłoki: Ti i Ti-6Al-4V

	Zużycie, mg					
	5 s	10 s	15 s	20 s	25 s	30 s
Ti (F24)	132,67 ±26,3	140,33 ±24,4	124,67 ±16,2			
Ti-6Al-4V (F24)	87,56 ±14,6	92,67 ±13,2	90,32 ±11,8	86,33 ±9,7		
Ti (NK F37/280)	44,8 ±11,2	68,8 ±13,9	78,7 ±15,5	56,1 ±17,3	64,1 ±18,2	
Ti-6Al-4V (NK F37/280)	37,1 ±12,7	43,0 ±16,5	47,1 ±18,8	50,5 ±9,1	57,2 ±12,1	48,43 ±7,6

W przypadku ścierniwa F24 (o większej granulacji) w powłokach Ti po 20 s widoczne było podłoże. Zużycie po każdym 5 s można przyjąć, że był zbliżony do siebie. Natomiast w powłoce Ti-6Al-4V prześwit podłoża widoczny był po 25 s. Przy zastosowaniu ścierniwa o mniejszej granulacji NKF37/280 jak zakładano wydłużył się czas testu. Podłoże pod powłoką Ti pojawiło się po 25 s, a zużycie w testach w przybliżeniu było o 30% mniejsze. Analizując powłokę Ti-6Al-4V stwierdzono, że powłoka uległa przetarciu do podłoża po 30 s. Zjawisko to jest związane z mniejszą siłą odbijania się cząstek o powłokę ze względu na mniejszy rozmiar i wagę pojedynczego ziarna. Dla zobrazowania wyniku przedstawiono w formie wykresu na rysunku 8.26.



Rysunek 8.26. Zużycie powłok natryskanych zimny gazem w teście erozyjnym

9. ANALIZA NUMERYCZNA MODYFIKACJI LASEROWEJ POWŁOK

9.1. Założenia przyjęte podczas symulacji modyfikacji laserowej powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem

Definiowanie parametrów symulacji numerycznych polega na określeniu warunków początkowych, brzegowych oraz matematycznego opisu zjawisk fizycznych zachodzących podczas procesu. Najistotniejszym aspektem jest obliczenie wartości temperatury w czasie w poszczególnych węzłach dla każdego przyrostu czasowego. Wykonuje się to poprzez ekstrapolowanie wartości temperatury z uwzględnieniem odpowiedniego kroku czasowego. W przypadku podstawowych właściwości termicznych materiału, takich jak: przewodność cieplna, ciepło właściwe i emisyjność, zależą one od gradientu temperatury. W celu uproszczenia obliczeń stosowana jest procedura uśredniania tych wartości. Ciepło utajone wprowadzone jest poprzez zmiany fazy materiału z ciała stałego do fazy ciekłej i na odwrót, zakładając jego równomiernie uwalnianie. Główne założenie ułatwiające zastosowanie efektu ciepła utajonego polega na równomiernym uwalnianiu temperatury topnienia oraz krzepnięcia materiału [142].

Energia zaabsorbowana przez warstwy powierzchniowe powłoki zależna jest od energii wiązki laserowej. Wpływa ona na warunki brzegowe, głównie na zjawisko konwekcji występujące w jeziorce ciekłego metalu. Powierzchniowa gęstość energii jest zależna od strumienia energii cieplnej oraz masowego natężenia przepływu gazu osłonowego. Bilans energetyczny uwzględnia także przewodnictwo między ciałem stałym a roztopionym metalem. Do obliczeń bilansu energetycznego używana jest także, ablacja termochemiczna zainicjowana przez działanie gazu osłonowego w tym siłę jego nadmuchu, efekt oddziaływania cieplnego cząstek oraz zjawisko zanikania fazy ciekłej [143].

Efekt tłumienia wiązki jest uwzględniany przy obliczeniu energii liniowej na etapie obliczeń entalpii. Model obliczeniowy uwzględnia również proces radiacji, podczas którego ilość wypromieniowanej energii cieplnej nie ma wpływu na rozkład temperatur podczas procesu przetapiania. Wpływa on jednak na odprowadzanie ciepła z obszaru przetapianego materiału, oddziałuje na strukturę i właściwości mechaniczne przetapianego materiału. W wyniku szybkiego odprowadzania ciepła w procesie krystalizacji w materiale powstają odkształcenia termiczne. Zmianie ulega również mikrostruktura i twardość obrabianego materiału. Zjawiska te w obliczeniach numerycznych uwzględnione są w zależności od rodzaju prowadzonej analizy oraz warunków brzegowych procesu. Najczęściej stosowaną metodą jest tzw. "metoda bezpośredniej integracji adaptacyjnej", polegająca na obliczeniu współczynnika radiacji pomiędzy każdą parą powierzchni. Obliczenia wykonywane są w węzłach pokrywających się z węzłami siatki elementów skończonych. W trakcie symulacji wymiany ciepła, dla każdego kroku czasowego wyliczana jest temperatura uzyskana na jego końcu. Z jej wartości wyliczany jest współczynnik radiacji, który jest od niej silnie zależny. Obliczanie wartości temperatury odbywa się poprzez rozwiązywanie równań całkowych dla wszystkich węzłów elementów skończonych [144].

W przypadku przetapiania laserowego powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem na rozkład temperatur znaczący wpływ mają zjawiska termodynamiczne występujące w jeziorce ciekłego metalu. Znacząco wpływają na przebieg procesu, zwłaszcza

na temperaturę jaka się w nim wytwarza. Zjawiska zachodzące we wnętrzu jeziora ciekłego metalu są gwałtowne, a dynamika ich przebiegu zależy od wielu czynników, zaliczamy do nich: napięcie powierzchniowe, skład chemiczny materiału. Wykorzystywane oprogramowanie numeryczne korzysta z kilku uproszczeń. Obejmuje między innymi występowanie wewnątrz jeziora ciekłego metalu stacjonarnego przepływu ciepła spowodowanego ruchami konwencjonalnymi. W analizie założono, że wymiana ciepła występująca pomiędzy fazą stałą, a ciekłą jest wyrażana w funkcji temperatury [145].

Opis wymiany ciepła oparty jest na modelu konwekcyjno-dyfuzyjnym, który zakłada uproszczone rozwiązanie Petro – Galerkina. W trakcie przetapiania laserowa do obliczania rozkładu pól temperatur brany jest także po uwagę proces dyfuzji. W procesie symulacji wykorzystywane są również podstawowe parametry materiałowe, tj. lepkość, gęstość masy czy objętości. Do wykonania analizy wykorzystuje się uproszczone prawo Naviera – Stokesa uwzględniające niereaktywność metalu, jego nieściśliwość, układ jednofazowy oraz poruszanie się ciekłego metalu ruchem laminarnym, co pozwala na rozwiązanie zagadnienia jego przepływu. W przypadku, kiedy lepkość nie jest związana z szybkością odkształcenia materiał może być uznany za ciecz nienewtonowską, a więc jego przepływ może zostać określony przez liczbę Reynoldsa. W trakcie przetapiania przemieszczanie ciepła w obrabianej powłoce zależy od przepływu strumienia ciepła. Opisane za pomocą prawa Fouriera (3.1) [146].

9.2. Formułowanie modelu oraz procedury rozwiązania zagadnienia numerycznego opartego na metodzie elementów skończonych

Przekazywanie energii cieplnej na drodze konwekcji odbywa się poprzez wykorzystanie opisu matematycznego z uwzględnieniem występowania tylko jednego płynu. Umożliwia to natychmiastowe uzyskanie rozwiązania. Wykorzystywana jest funkcja interpolacyjna, umożliwiająca powiązanie wartości w elemencie z wartościami węzłowymi. Do obliczeń stosowany jest stały krok czasowy w trakcie którego wykorzystywana jest procedura, mająca za zadanie modelowanie materii jako płynu, charakteryzującego się bardzo dużą lepkością. Rozwiązanie problemu stanowiącego obliczenie rozkładu ciepła podczas procesu przetapiania laserowego polega na podziale całego obszaru na dwie składowe wektora, które odrębnie opisują przepływ ciekłego metalu i przewodność ciała stałego [147, 148].

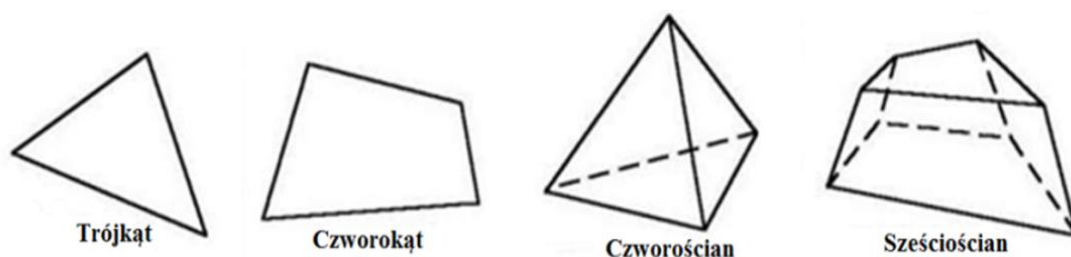
W analizie numerycznej procesu przetapiania laserowego stosowanymi stopniami swobody uzależnionymi od ciała stałego są przemieszczenie lub przemieszczenie z temperaturą. Program Simufact Welding zakłada, że ciekły metal jest nieściśliwy, a jego modelowanie odbywa się przy użyciu elementów przenoszących ciepło, czyli tzn. teorii potencjału. Dobór elementu powinien być zgodny z interpolacją, co oznacza, że w przypadku materiału dwufazowego (występowanie fazy stałej i płynnego metalu) elementy skończone są pierwszego albo drugiego rzędu.

Uwzględnienie oddziaływania pomiędzy ciekłym metalem, a ciałem stałym zakłada, że płyn jest nieściśliwy i nielepki. Umożliwia to uwzględnienie rozkładu intensywności promieniowania w przekroju poprzecznym (mod wiązki). Uwzględniając w modelu matematycznym wszystkie powyższe zależności, a także wykorzystując między innymi

metodę elementów skończonych wykonanie symulacji przetapiania laserowego dające wiarygodne wyniki może zostać wykonane.

Zależność występująca pomiędzy wymianą ciepła, a zjawiskami mechanicznymi zależy od właściwości materiału i ilości zaabsorbowanej energii cieplnej. Zbiór równań różniczkowych zostaje zredukowany do postaci zbioru równań algebraicznych poprzez dobór operatora integracji, którego końcową formą jest zestaw równań algebraicznych. Ich rozwiązania umożliwiają obliczenie na przykład rozkładu ciepła, naprężeń oraz odkształceń w materiale.

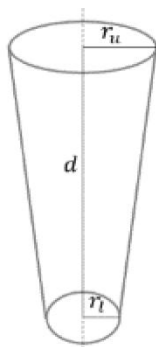
Podczas definiowania modelu numerycznego konieczne jest wykonanie bryły przestrzennej o wymiarach danego elementu oraz wykonanie dyskretyzacji modelu bryłowego, która polega na podzieleniu go na dużo mniejsze elementy o kształtach figur geometrycznych (rys. 9.1).



Rysunek 9.1. Podstawowe elementy skończone służące do dyskretyzacji modelu bryłowego (opracowanie własne)

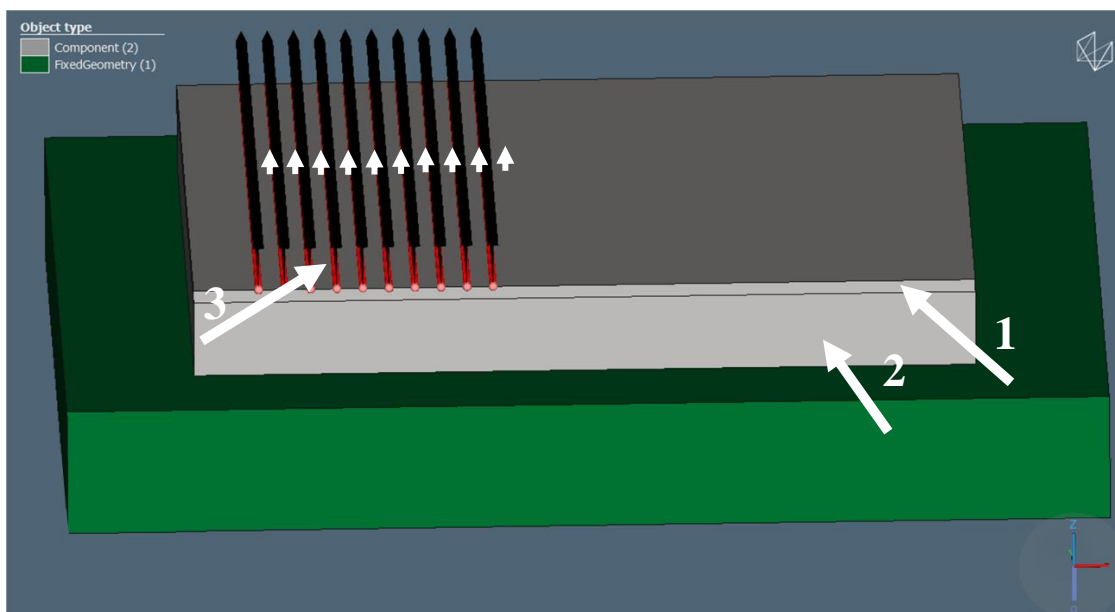
Bryła podzielona została na elementy, które mają postać podstawowych figur geometrycznych. Natomiast, jeżeli zagęszczenie elementów jest zbyt małe wyniki symulacji będą obarczone błędem. W trakcie definiowania modelu numerycznego dla wszystkich badanych wielkości siatki elementów skończonych przeprowadzono procedurę sprawdzenia zbieżności wyników. Procedura ta polegała na zagęszczaniu siatki i wykonaniu kolejnych symulacji. Wielkość danych elementów za każdym razem zmniejszono względem poprzedniej wartości, a na końcu dokonano porównania otrzymanych wyników. Przeprowadzone obliczenia wykonano dla wartości: 1 mm, 0,5 mm, 0,2 mm, 0,1 mm, 0,05 mm. Symulację przetapiania laserowego przeprowadzono z tymi samymi parametrami procesu dla każdej badanej siatki. Jej zagęszczanie trwało do osiągnięcia konwergencji. Analizę zbieżności siatki wykonano poprzez porównanie wielkości charakterystycznych przetopów (profil dla izoterm równych temperaturze topnienia). Stwierdzono, że zbieżność uzyskano dla wielkości elementu równej 0,1 mm. Zmniejszenie wielkości elementu nie wpłynęło na wynik, jedynie na czas obliczeń. Nominalną wielkość elementu skończonego przyjęto jako 0,2 mm, z zagęszczeniem siatki (wielkość elementu równą 0,1 mm) w obszarze istotnego oddziaływanie temperatury, co w przypadku definiowanego modelu zostało wykonane w powłoce przed przetopieniem.

Proces oddziaływania wiązki laserowej zamodelowano przy użyciu objętościowego źródła ciepła (rys. 9.2). Przeprowadzono wstępne badania, które miały na celu posłużyć do zdefiniowania geometrii źródła ciepła. Sprawność źródła ciepła przyjęto na poziomie 0,7 na podstawie wartości zaczerpniętych z literatury. Zastosowany model źródła ciepła, który składa się z kombinacji kilku nakładających się na siebie źródeł, symuluje podział wiązki przez zastosowany układ optyczny.

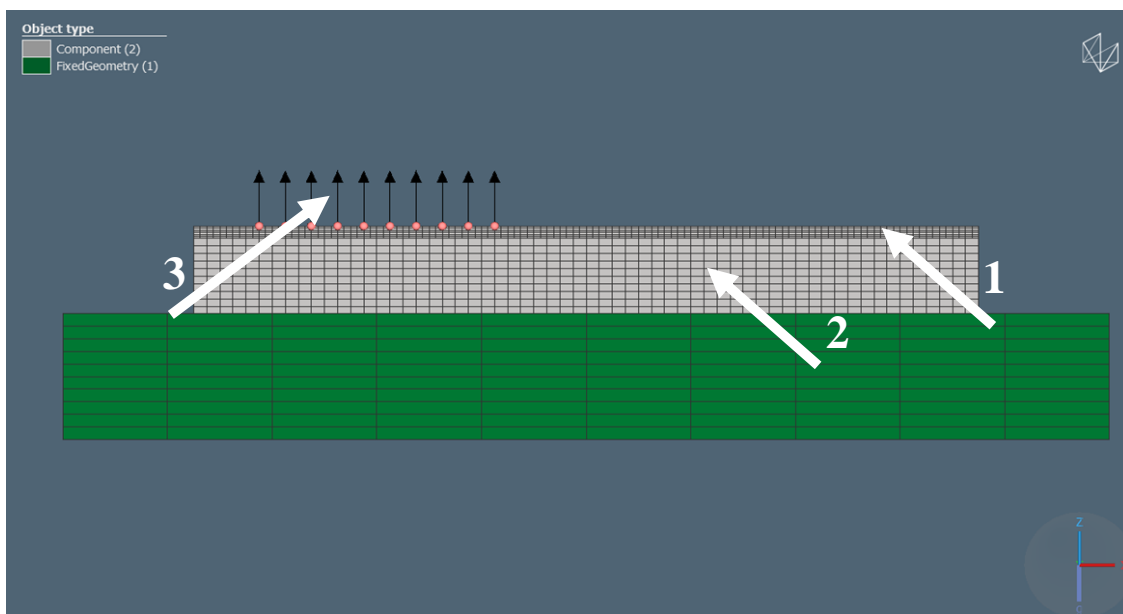


Rysunek 9.2. Wymiary geometryczne źródła ciepła, gdzie: r_u – górny promień stożka, r – dolny promień stożka, d – wysokość stożka (opracowanie własne)

Określono także podział energii poszczególnych źródeł, które odpowiadały odzwierciedleniu całej ilości energii cieplnej zaabsorbowanej w przetapianym materiale. Otrzymana wartość została pomniejszona poprzez wprowadzenie współczynnika tłumienia, na podstawie którego wyliczany jest efektywny współczynnik sprawności źródła ciepła. Uwzględnia on straty ciepła w wyniku promieniowania oraz konwekcji. Do oceny wpływu parametrów (prędkość przetapiania i moc wyjściowa źródła ciepła) na profil przetopu podczas oddziaływania wiązki lasera na powierzchnię powłoki naniesionej poprzez natrysk zimnym gazem, opracowano model bryłowy uwzględniający grubość powłoki wynoszącą $562,33 \pm 3,06 \mu\text{m}$ na powierzchni stopu aluminium EN AW-7075 o grubości 5 mm i wymiarach 30 x 25 mm. Proces przetapiania przeprowadzono na długości 30 mm. Wykorzystano biblioteki materiałowe uwzględniające zmienne parametry termofizyczne (biblioteki utworzone za pomocą programu JMatPro). Do wykonanych siatek zostały zaprogramowane trajektorie ruchu źródeł ciepła (rys. 9.3 i 9.4). Założono dla lasera tryb pracy ciągłej. Podstawowymi parametrami procesu przetapiania laserowego, które można zdefiniować w środowisku Simufact Welding są: prędkość wiązki, moc wyjściowa źródła ciepła oraz położenie ogniska.



Rysunek 9.3. Model numeryczny symulujący proces przetapiania laserowego powłok natryskanych zimnym gazem; 1 – powłoka, 2 – podłoże, 3 – ścieżki



Rysunek 9.4. Model numeryczny uwzględniający podział na elementy skończone oraz orientację źródeł ciepła w przekroju poprzecznym; 1 – powłoka, 2 – podłoże, 3 – ścieżki przetapiania

9.3. Wyniki symulacji numerycznych przetapiania laserowego powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem.

W tabeli 9.1 przedstawiono właściwości materiałów Ti i Ti-6Al-4V. Symulacje przeprowadzono dla powłoki Ti-6Al-4V, dla której dostępne są pełne biblioteki przemian fazowych, ze zmiennymi parametrami termofizycznymi.

Tabela 9.1. Właściwości mechaniczne i termofizyczne Ti i Ti-6Al-4V [43]

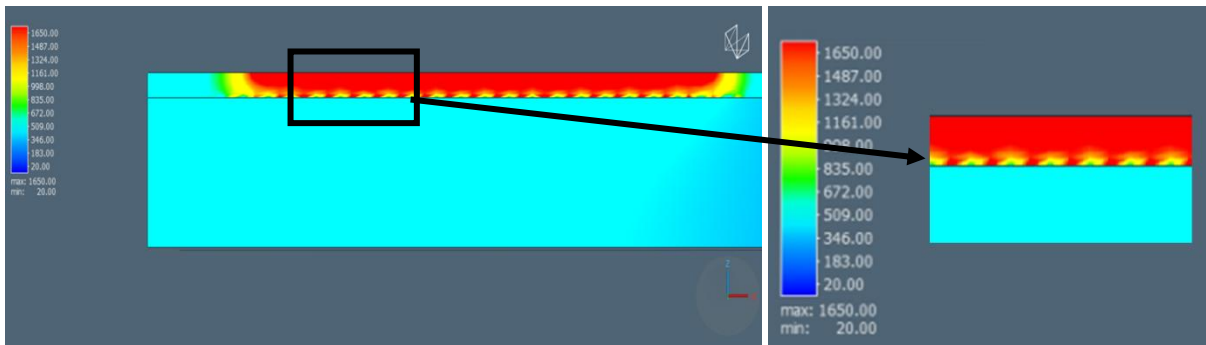
Parametr	Ti	Ti-6Al-4V
Gęstość, kg/m ³	4506	4420
Przewodnictwo cieplne, W/m·K	21,9	7,6
Ciepło właściwe, J/kg·K	522	537
Temperatura topnienia, °C	1680	1660
Utajnione ciepło topnienia, J/Kg	440,0	418,2
Granica plastyczności, MPa	140	880
Graniczna wytrzymałość na rozciąganie, MPa	220	950

W ramach symulacji zbadano zakres parametrów przetapiania (prędkość, moc), które zostały przestawione w tabeli 9.2.

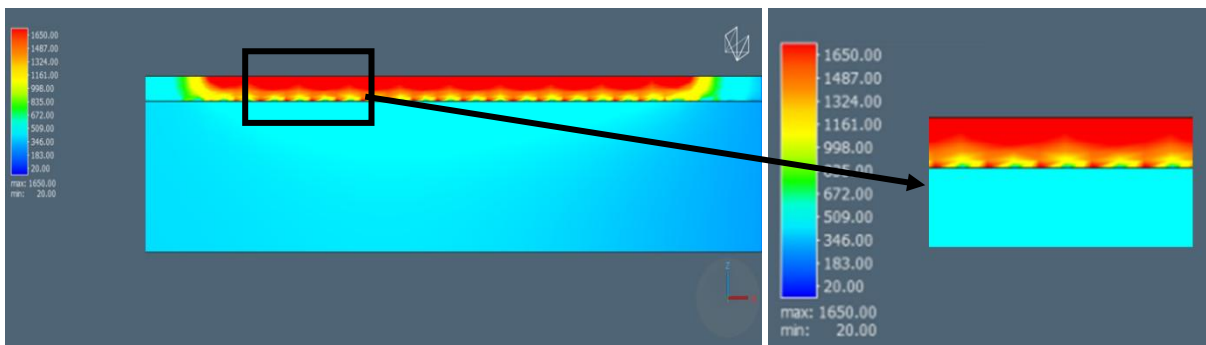
Tabela 9.2. Parametry przetapiania wykorzystane podczas symulacji numerycznej

Parametr	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Prędkość, m/min	0,5	0,8	1	1	1	1	1	1,2	1,5	2	2	2,5	2,6
Moc, kW	3	3	2	2,4	2,6	2,8	3	1,8	2	2	3	1,6	1,4

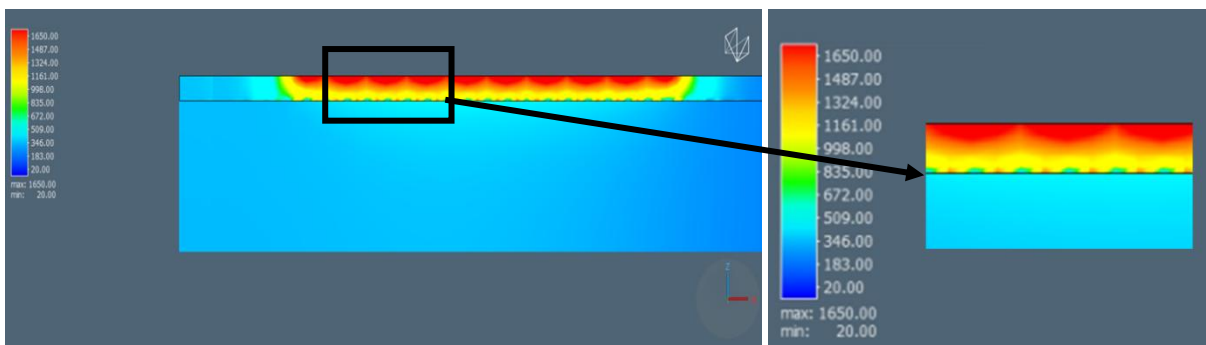
W wyniku przeprowadzonych symulacji numerycznych otrzymano geometrie przetopów powłoki Ti-6Al-4V natryskanej zimnym gazem. Przykładowe profile uwzględniające wpływ prędkości i mocy na geometrię przetopienia przedstawiono na rysunkach 9.5 – 9.17.



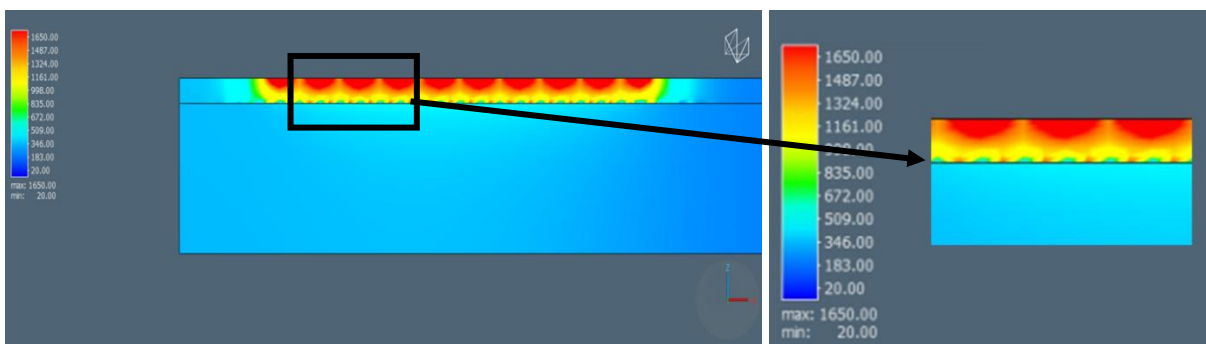
Rysunek 9.5. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 0,5 m/min i mocy 3 kW



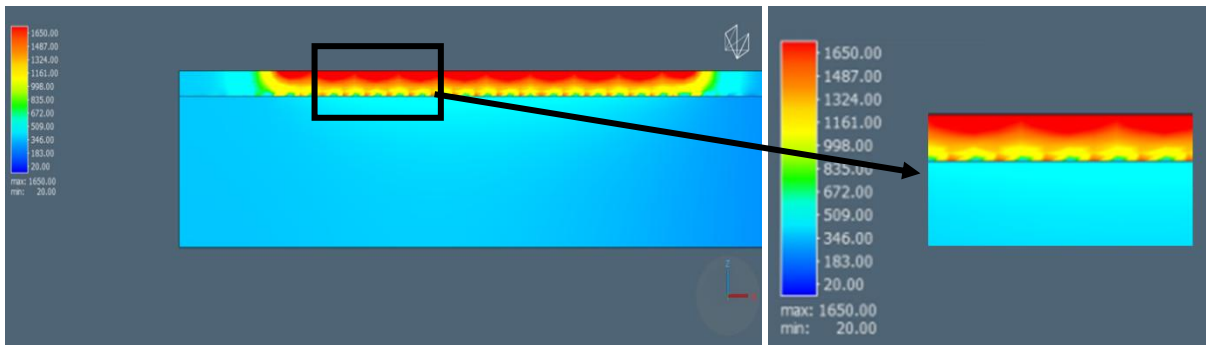
Rysunek 9.6. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 0,8 m/min i mocy 3 kW



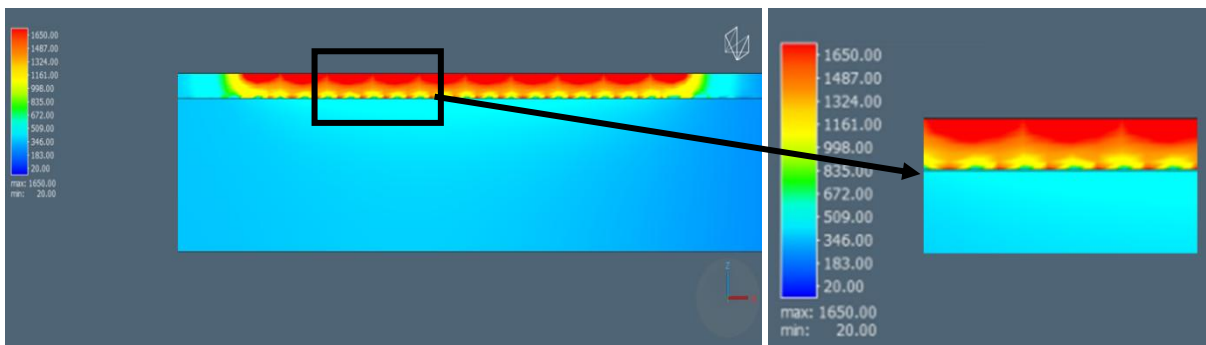
Rysunek 9.7. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 1 m/min i mocy 2 kW



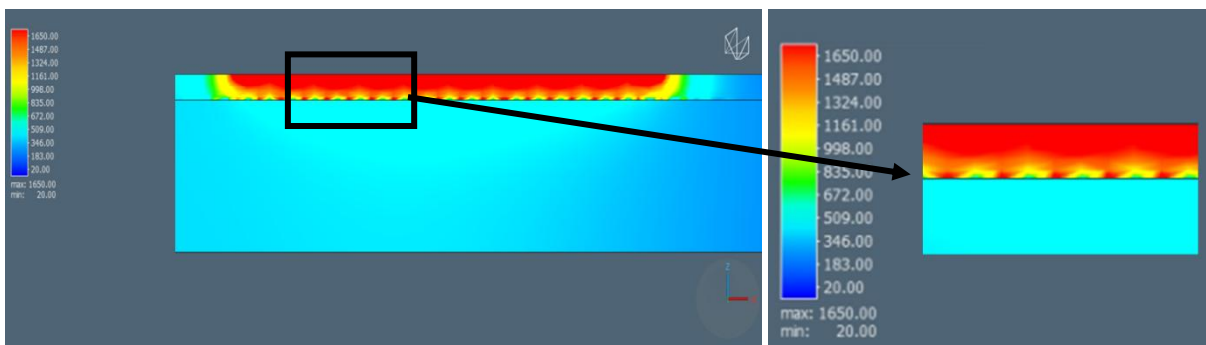
Rysunek 9.8. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 1 m/min i mocy 2,4 kW



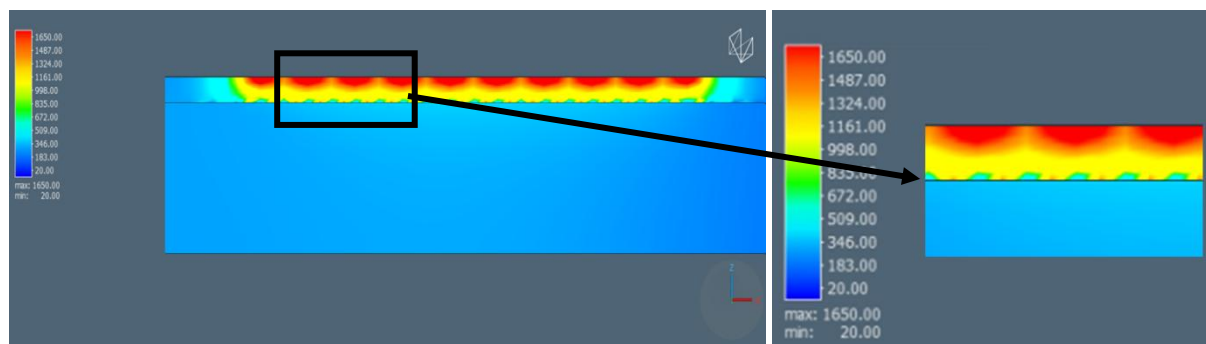
Rysunek 9.9. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 1 m/min i mocy 2,6 kW



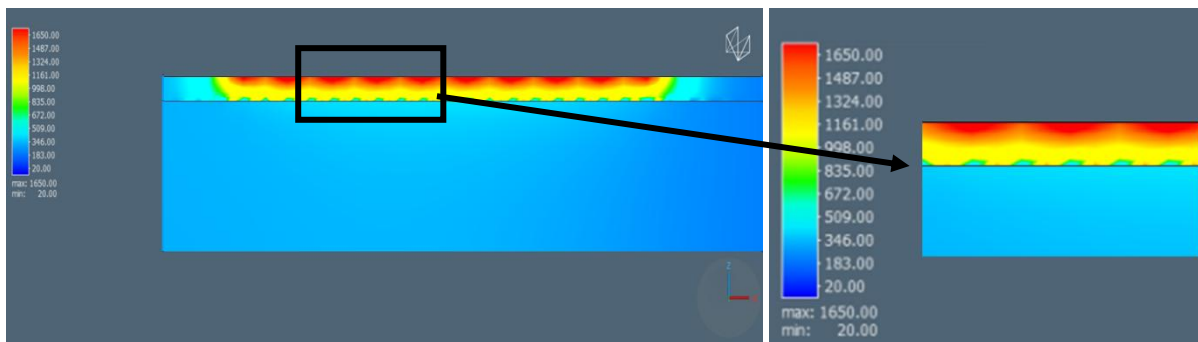
Rysunek 9.10. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 1 m/min i mocy 2,8 kW



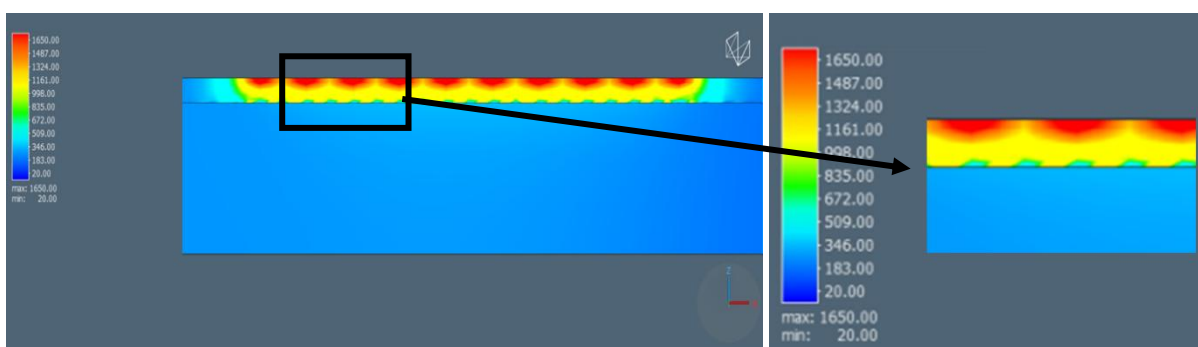
Rysunek 9.11. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 1 m/min i mocy 3 kW



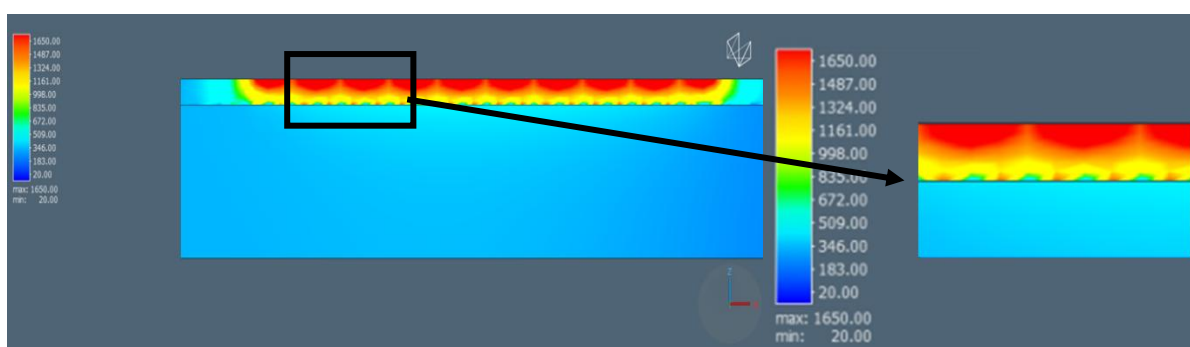
Rysunek 9.12. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 1,2 m/min i mocy 1,8 kW



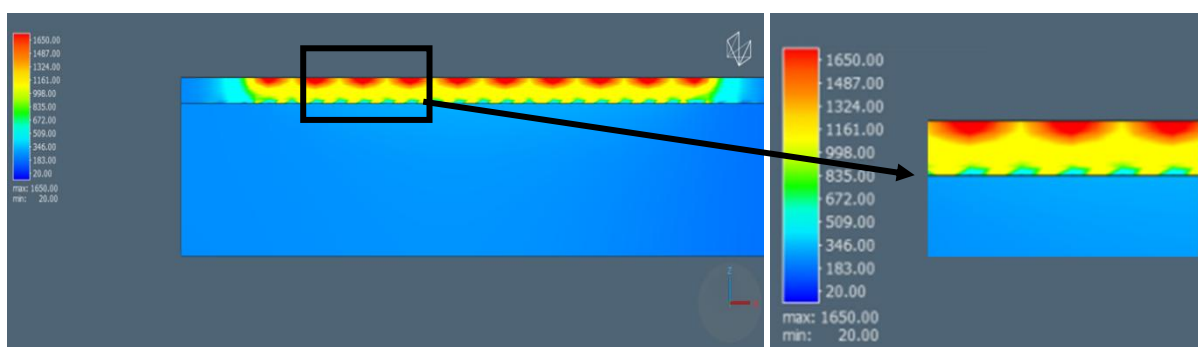
Rysunek 9.13. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 1,5 m/min i mocy 2 kW



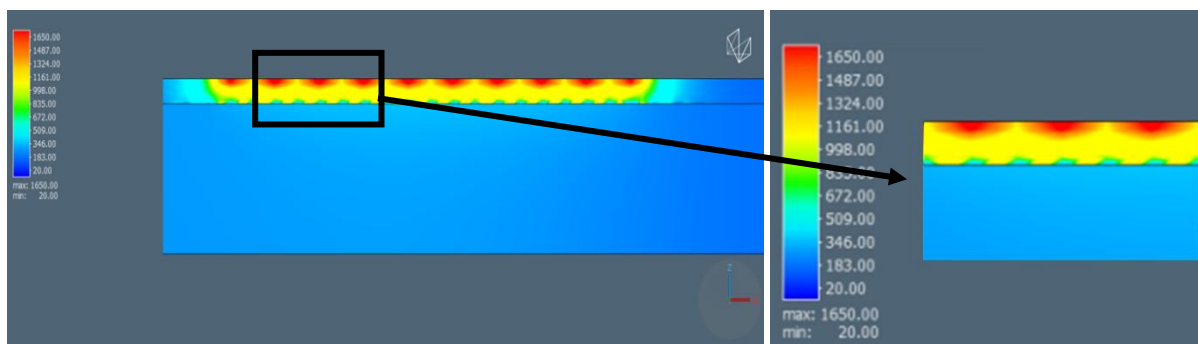
Rysunek 9.14. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 2 m/min i mocy 2 kW



Rysunek 9.15. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 2 m/min i mocy 3 kW



Rysunek 9.16. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 2,5 m/min i mocy 1,6 kW



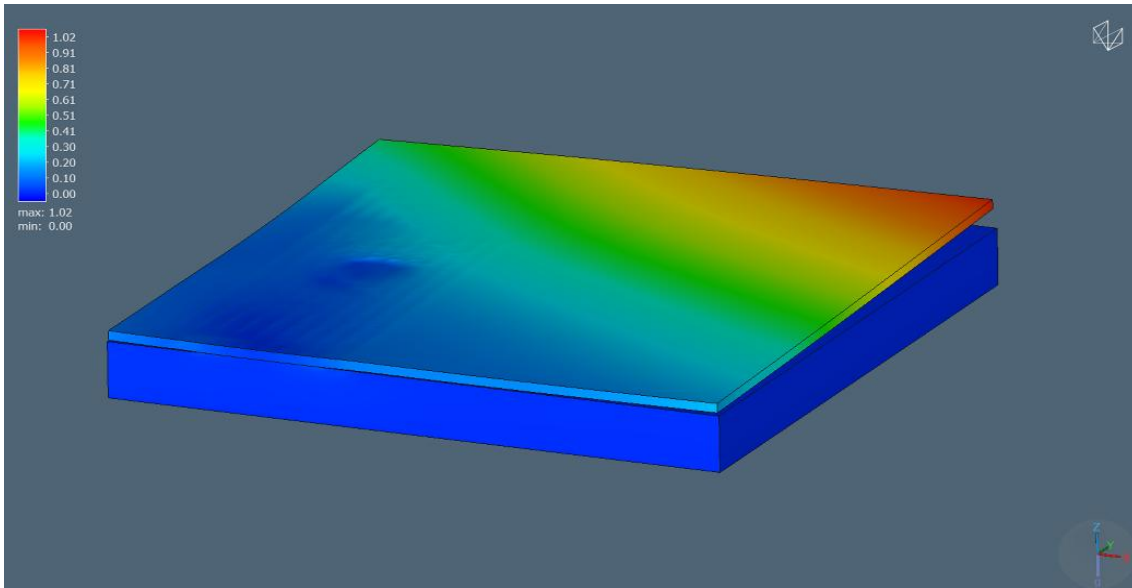
Rysunek 9.17. Symulacja numeryczna profilu przetopu dla prędkości 2,6 m/min i mocy 1,4 kW

Przedstawione profile obejmują izotermy temperatur osiąganych podczas przetapiania. Przekroje poprzeczne dla zaprezentowanych wyników zostały wykonane w połowie długości przetapianych próbek o wymiarze 30 mm. Na podstawie symulacji termomechanicznych przeprowadzonych w toku badań wybrano wartości parametrów przetapiania umożliwiające uzyskanie przetopu na 1/3 grubości powłoki. W wyniku symulacji uzyskano zawężenie zakresu parametrów do badań eksperymentalnych. Założoną głębokość przetopienia udało się uzyskać dla trzech prędkości przetapiania przedstawionych w tabeli 9.3 oraz dla stałej wartości mocy i źródła ciepła równej 2 kW.

Tabela 9.3. Wybrane optymalne parametry pracy lasera na podstawie symulacji numerycznych

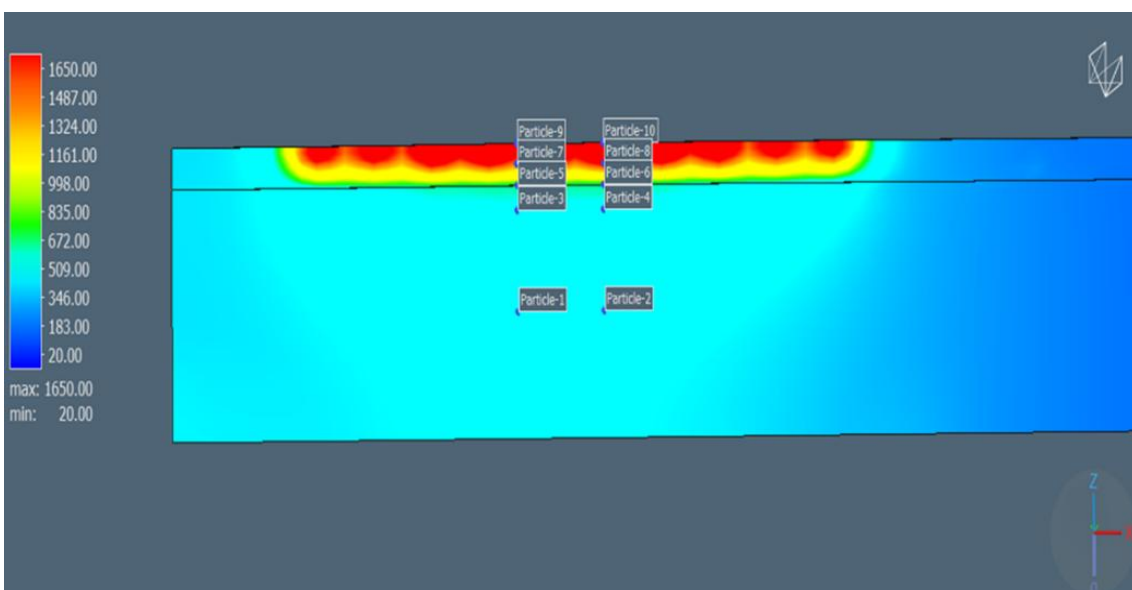
Parametr	1	2	3
Prędkość, m/min	1	1,5	2
Moc, kW	2	2	2

Dla wybranych parametrów przetapiania uzyskano przetopienie powłok bez widocznego oddzielenia powłoki od materiału podłoża. Przykładowy wynik symulacji, w której wystąpiło takie rozwarstwienie przedstawiono na rysunku 9.18. Przedstawione przemieszczenia materiału wykazuje oddzielenie powłoki natryskanej zimnym gazem od materiału podłoża, wynika to ze zbyt dużej ilości energii liniowej wynikającej z oddziaływania źródła ciepła dostarczonej do materiału, w wyniku której powstały naprężenia przekraczające siłę wiązania powłoki. Zjawisko to wystąpiło w przypadku mocy przekraczającej 4 kW i prędkości przetapiania mniejsze niż 1 m/min.



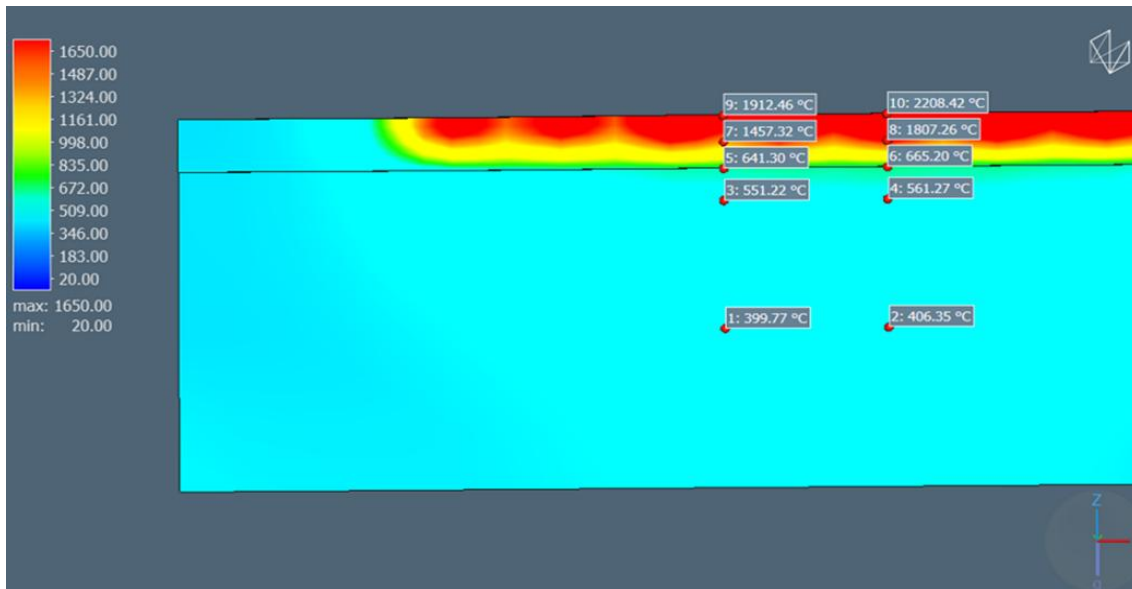
Rysunek 9.18. Oddzielenie materiału powłoki od podłoża otrzymane w wyniku nieprawidłowych parametrów przetapiania

Przeprowadzenie symulacji termomechanicznej umożliwiło ocenę wybranych właściwości materiałów (naprężenia główne, elastyczne odkształcenia zastępcze) poddanych oddziaływaniu wiązki lasera. Na rysunku 9.19 przedstawiono wybrane punkty pomiarowe, które posłużyły do analizy zmienności wybranych właściwości materiału. Dla wybranych punktów pomiarowych odnoszących się do charakterystycznych miejsc (w połowie grubości materiału podłoża, obszar poniżej linii połączenia materiału powłoki z podłożem, interfejs pomiędzy powłoką a podłożem, połowa grubości powłoki oraz powierzchnia przetapianej powłoki) przeprowadzono analizę zmiany wybranych właściwości stanu naprężeń i odkształceń a także zmian temperatury podczas procesu. Na każdej płaszczyźnie pomiarowej zdefiniowano kontrolnie po dwa punkty pomiarowe w celu wyeliminowania błędu.



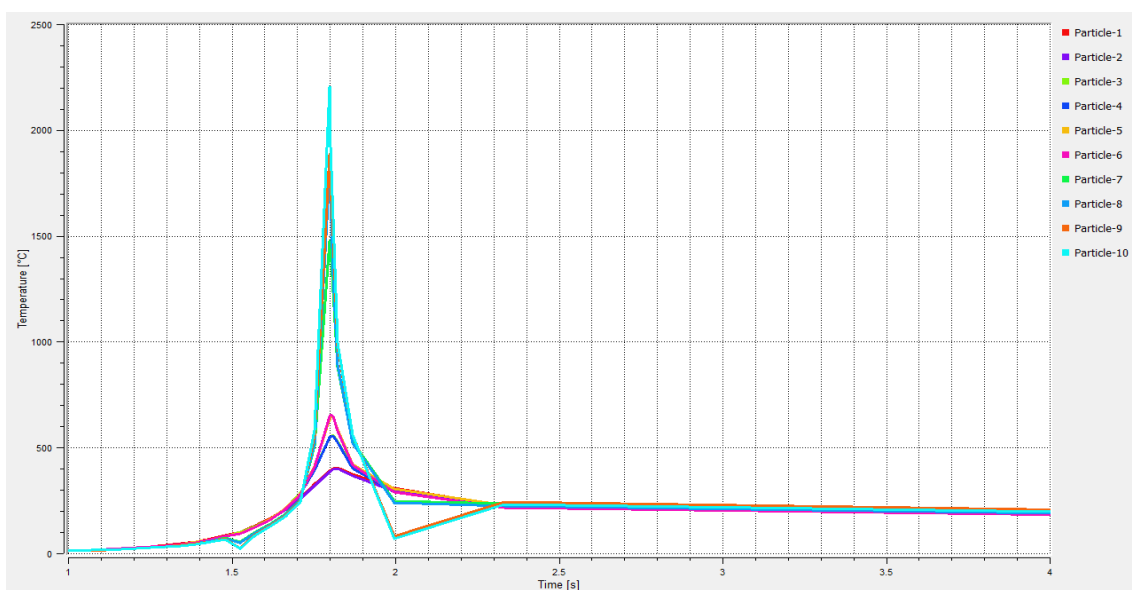
Rysunek 9.19. Wybrane punkty pomiarowe dla analizy zmienności wybranych właściwości materiału

Na rysunku 9.20 przedstawiono przekrój poprzeczny z zaznaczonymi punktami pomiarowymi i ich najwyższymi temperaturami podczas procesu modyfikacji laserowej powłoki Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem. Na podstawie przeprowadzonej symulacji można stwierdzić, że temperatura materiału podłoża EN AW-7075 nie przekracza 670°C. W połowie grubości powłoki otrzymane wartości temperatur są zbliżone do temperatury topnienia natryskanego materiału. Najwyższa uzyskana wartość temperatury w wybranych punktach pomiarowych wyniosła 2200°C i odnosi się do powierzchni przetapianych powłok.



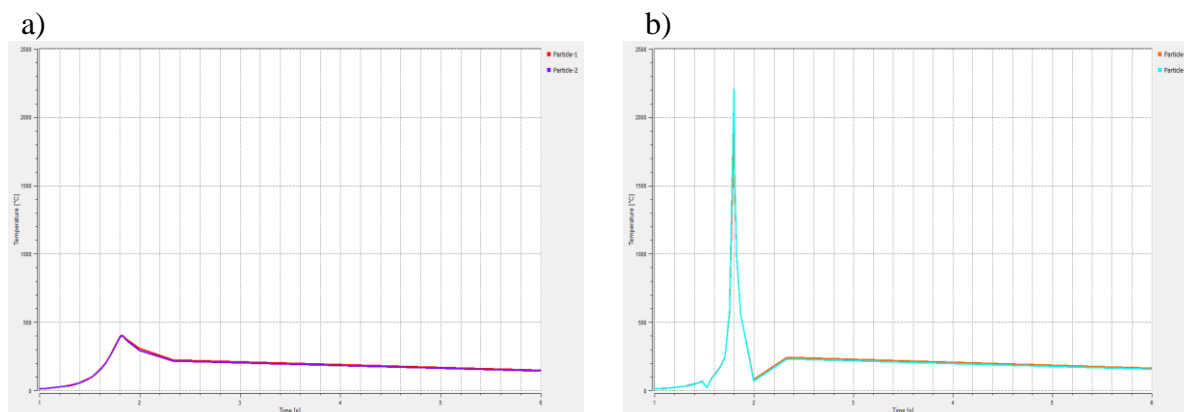
Rysunek 9.20. Przekrój poprzeczny przetopienia powłoki otrzymany w wyniku symulacji z wskazanymi punktami pomiarowymi temperatur maksymalnych

Na rysunku 9.21 przedstawiono zmiany temperatury w zdefiniowanych punktach pomiarowych. Widoczne jest narastanie temperatury wraz z oddziaływaniem źródeł ciepła w obszarze punktów pomiarowych.



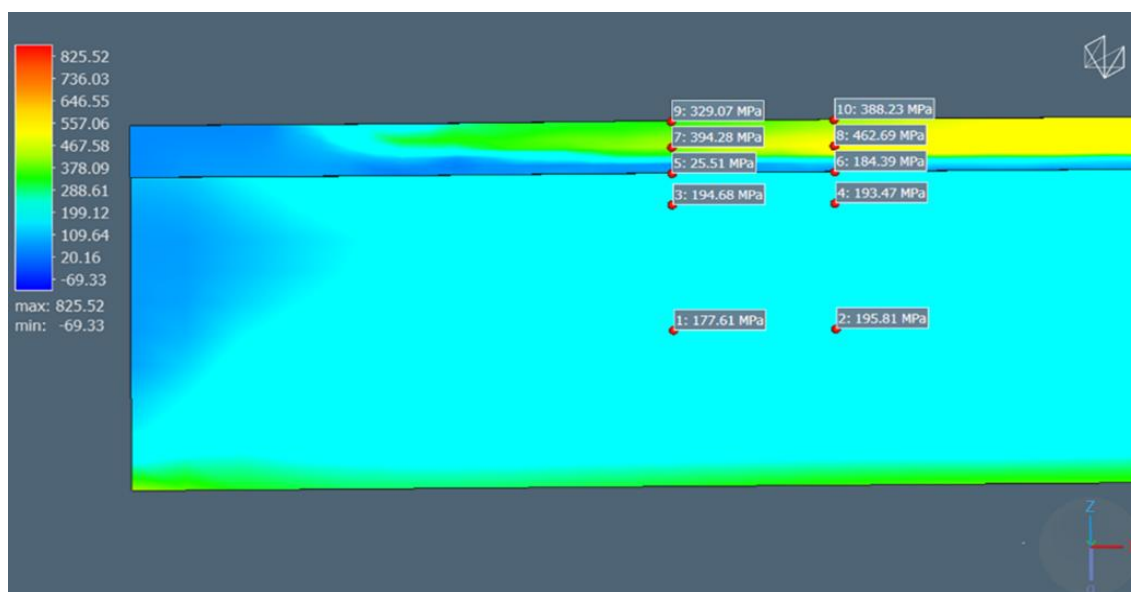
Rysunek 9.21. Wykres zmian temperatury w zdefiniowanych punktach pomiarowych

Najwyższy gradient temperatury występuje na powierzchni przetapianej powłoki (rys. 9.22a). W obszarze materiału podłoża wartość temperatury jest zdecydowanie niższa i nie przekracza połowy wartości temperatury topnienia powłoki Ti-6Al-4V (rys. 9.22b). Można przyjąć, że dla tytanu i stopu tytanu jest to prawdziwe, ponieważ ich temperatury topnienia są do siebie bardzo zbliżone (tab. 9.1).



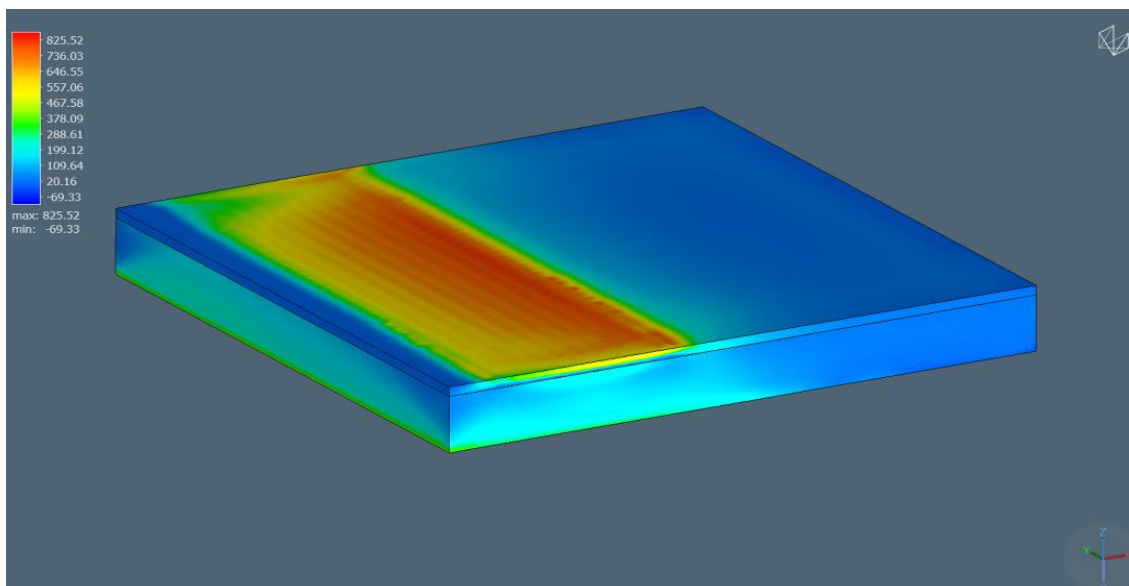
Rysunek 9.22. Wartości zmian temperatury: a) w połowie grubości materiału podłoża, b) na powierzchni przetapianej powłoki

W wyniku symulacji termomechanicznych obliczone zostały również maksymalne naprężenia główne w obszarze przetapianego materiału. Na rysunku 9.23 przedstawiono ich mapę rozkładu w przekroju poprzecznym z punktami pomiarowymi na których wskazano wartości naprężeń w charakterystycznych miejscach. Najwyższe uzyskane wartości maksymalnych naprężeń głównych w analizowanym obszarze, nie przekraczają 826 MPa, w wybranych punktach pomiarowych wartości te nie przekraczają 463 MPa. Największe obliczone wartości zaobserwowano w obszarze przetopienia wewnątrz powłoki. Na powierzchni styku powłoki z materiałem podłoża wartości naprężeń są niższe niż w materiale podłoża, co zapobiega rozwarstwieniu się powłoki od materiału podłoża.



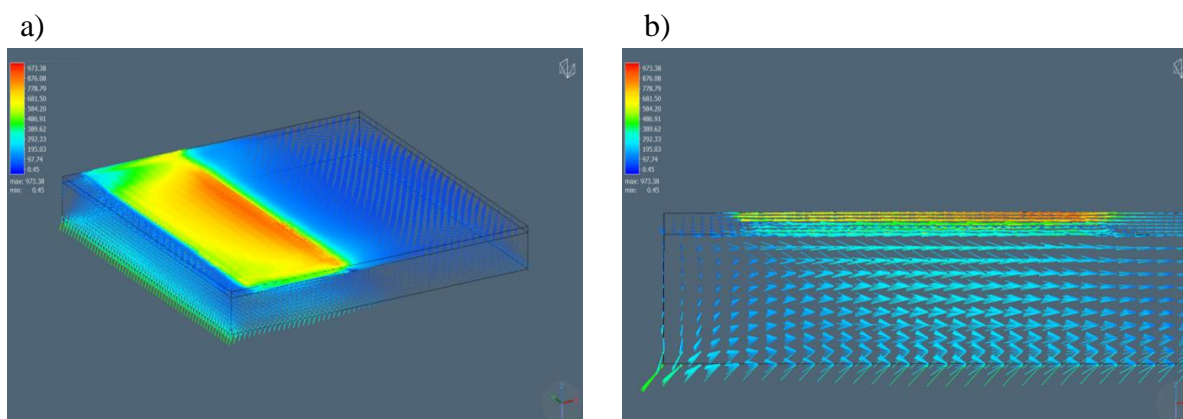
Rysunek 9.23. Mapa rozkładu maksymalnych naprężeń głównych w przekroju poprzecznym otrzymana w wyniku symulacji numerycznej przetapiania laserowego

Na rysunku 9.24 zaprezentowano mapę rozkładu maksymalnych naprężeń głównych występujących na powierzchni powłoki po procesie przetapiania. Otrzymane wartości nie przekraczają 826 MPa, i odnoszą się do samej powierzchni przetapianej powłoki. Widoczna koncentracja naprężeń jest wynikiem przetapiania materiału powłoki i jest zgodna z trajektoriami poruszania się źródeł ciepła na powierzchni. Zwiększona wartości naprężeń w dolnej części materiału podłoża związana jest z utwierdzeniem materiału względem obszaru roboczego.



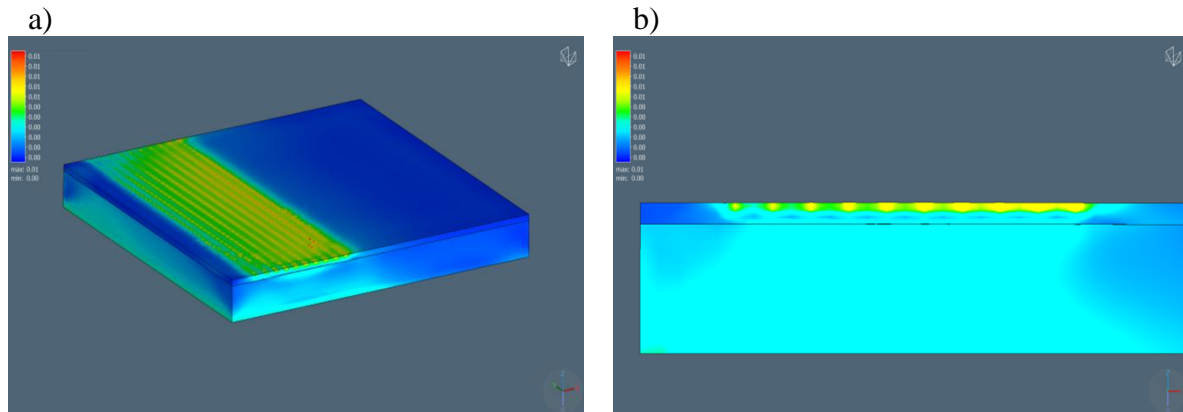
Rysunek 9.24. Mapa rozkładu maksymalnych naprężeń głównych na powierzchni powłoki

Naprężenia obliczone w analizowanym obszarze są wynikiem oddziaływania źródła ciepła, przemian materiałowych oraz kierunku działania naprężeń w materiale podczas procesu przetapiania (rys. 9.25). Kierunek działania wektorów naprężeń podczas przetapiania jest zgodny z siłami działającymi na analizowane materiały i wynika ze zmian objętości przetapianego materiału, utwierdzenia elementów w przestrzeni roboczej oraz gradientu temperatur w materiale.



Rysunek 9.25. Mapa kierunku działania wektorów naprężeń w materiale podczas przetapiania, widok: a) na powierzchni, b) w przekroju poprzecznym

W przekroju poprzecznym wykonano również analizę map rozkładu elastycznych odkształceń zastępczych (rys. 9.26). Analizowane elastyczne odkształcenia zastępcze w przekroju poprzecznym nie przekraczają wartości 0,01. Najwyższe wartości odnoszą się do obszarów bezpośredniego oddziaływania wiązki laserowej na powierzchnię powłoki. Podwyższone wartości można również zaobserwować w pozostałym obszarze, który uległ przetopieniu. Wartości te wynikają ze zmiany objętości przetapianego materiału podczas jego przetopienia oraz ponownej krystalizacji.

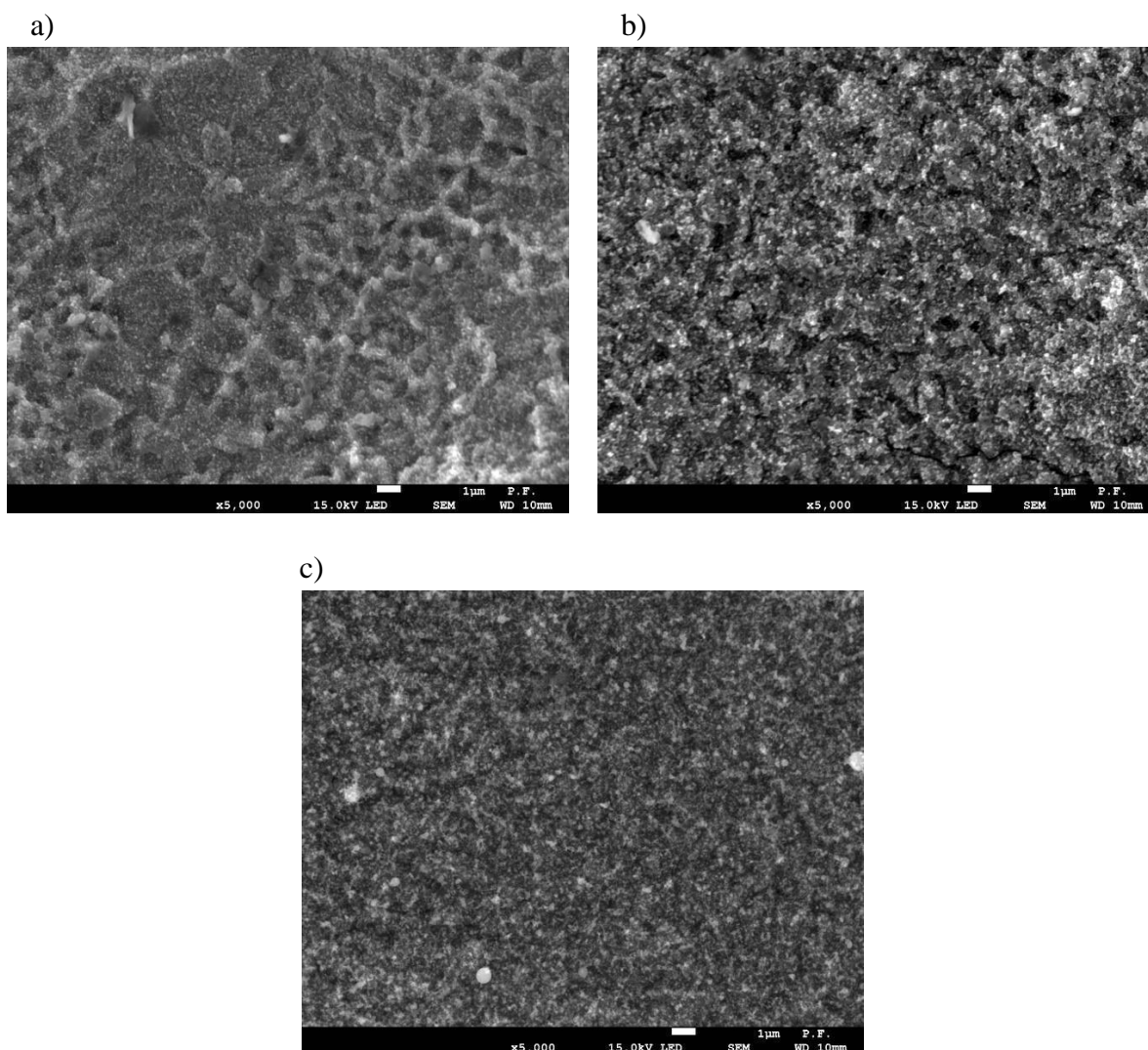


Rysunek 9.26. Mapa rozkładu elastycznych odkształceń zastępczych: a) na powierzchni, b) w przekroju poprzecznym

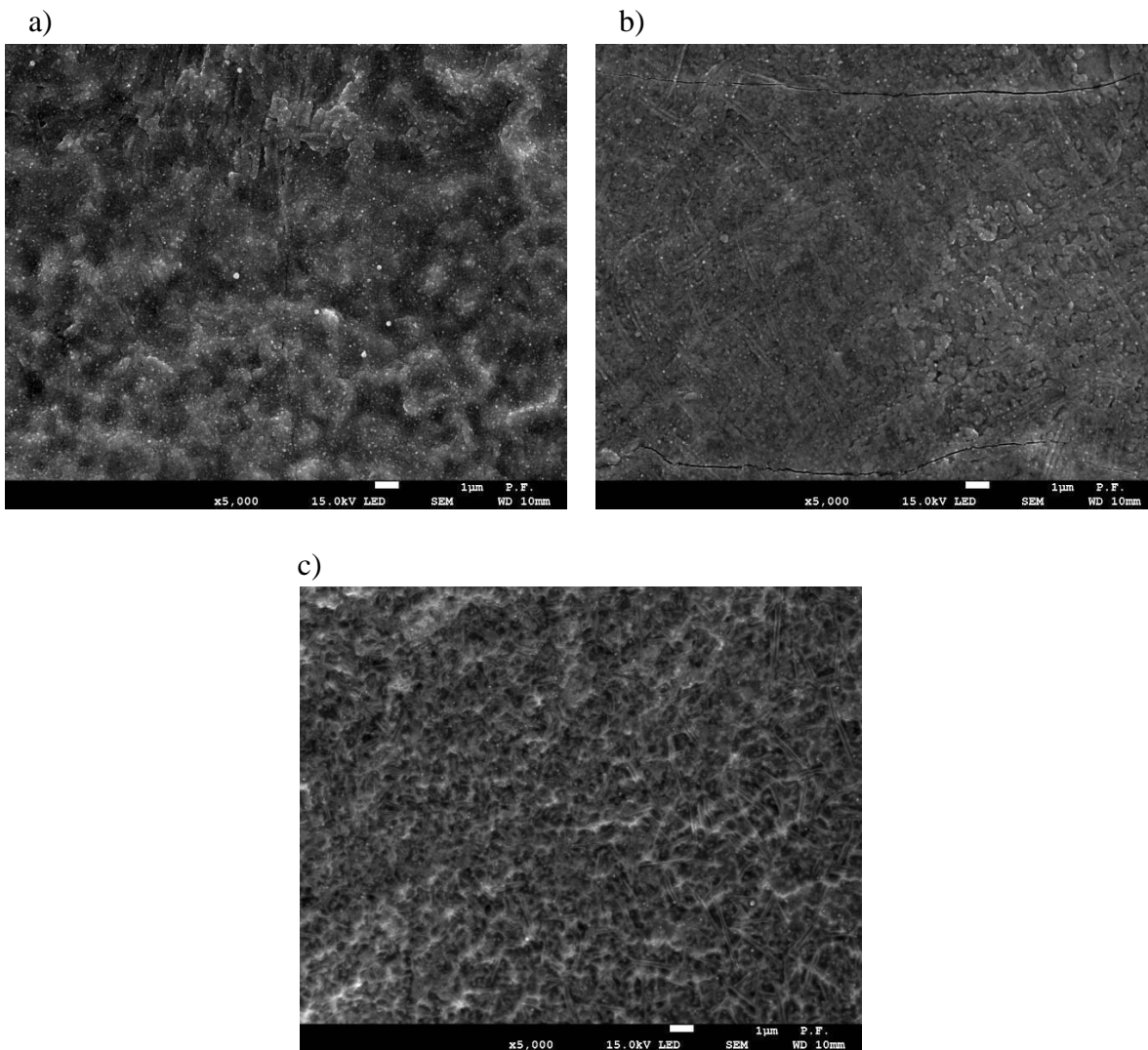
10. BADANIA WŁAŚCIWOŚCI POWŁOK ZMODYFIKOWANYCH LASEROWO

10.1. Analiza morfologii powierzchni powłok

Morfologia powierzchni powłok po modyfikacji wiązką lasera przy różnych prędkościach wiązki laserowej charakteryzuje się jej całkowitym przetopieniem. Występujące w niej różnice odzwierciedlają wpływ prędkości wiązki laserowej na powierzchnię powłok natryskanych zimnym gazem. Na rysunkach 10.1 i 10.2 przedstawiono morfologię powierzchni powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji laserowej. Analiza obrazów potwierdziła pozytywny wpływ na jej powierzchnię poprzez redukcję porów. Ponadto można zaobserwować, że wraz ze zwiększeniem prędkości wiązki laserowej wygładzenie powierzchni powłoki jest większe. W powłoce Ti nie zaobserwowano występowania wad w postaci mikropęknięć na powierzchni powłok. Dla powłok Ti-6Al-4V poddanej oddziaływaniu wiązki lasera o prędkości 1,5 m/min widoczne są powstałe mikropęknięcia.



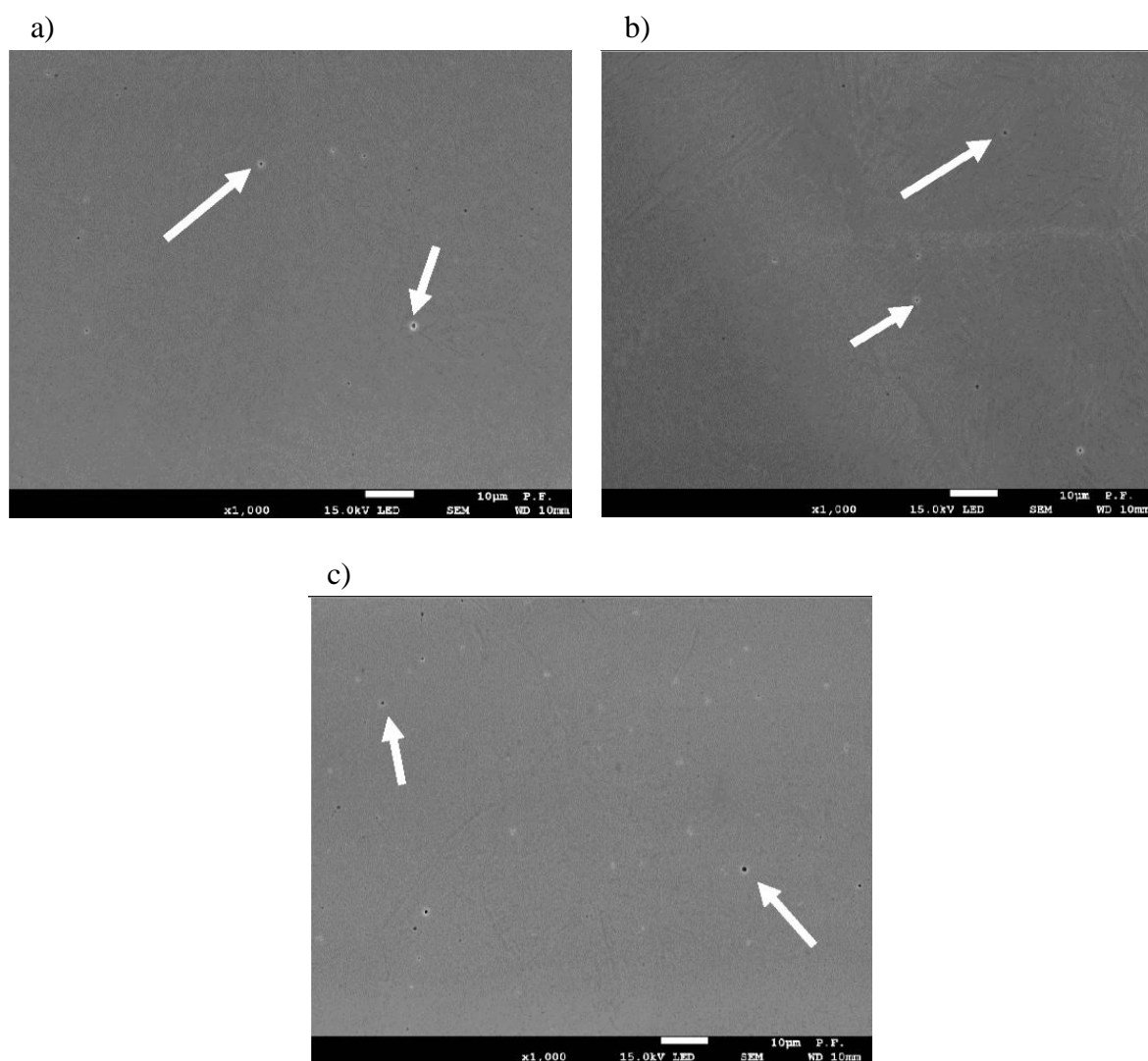
Rysunek 10.1. Morfologia powierzchni powłok Ti po modyfikacji wiązką laserową:
a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min



*Rysunek 10.2. Morfologia powierzchni powłok Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową:
a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min*

10.2. Analiza mikrostruktury i składu chemicznego

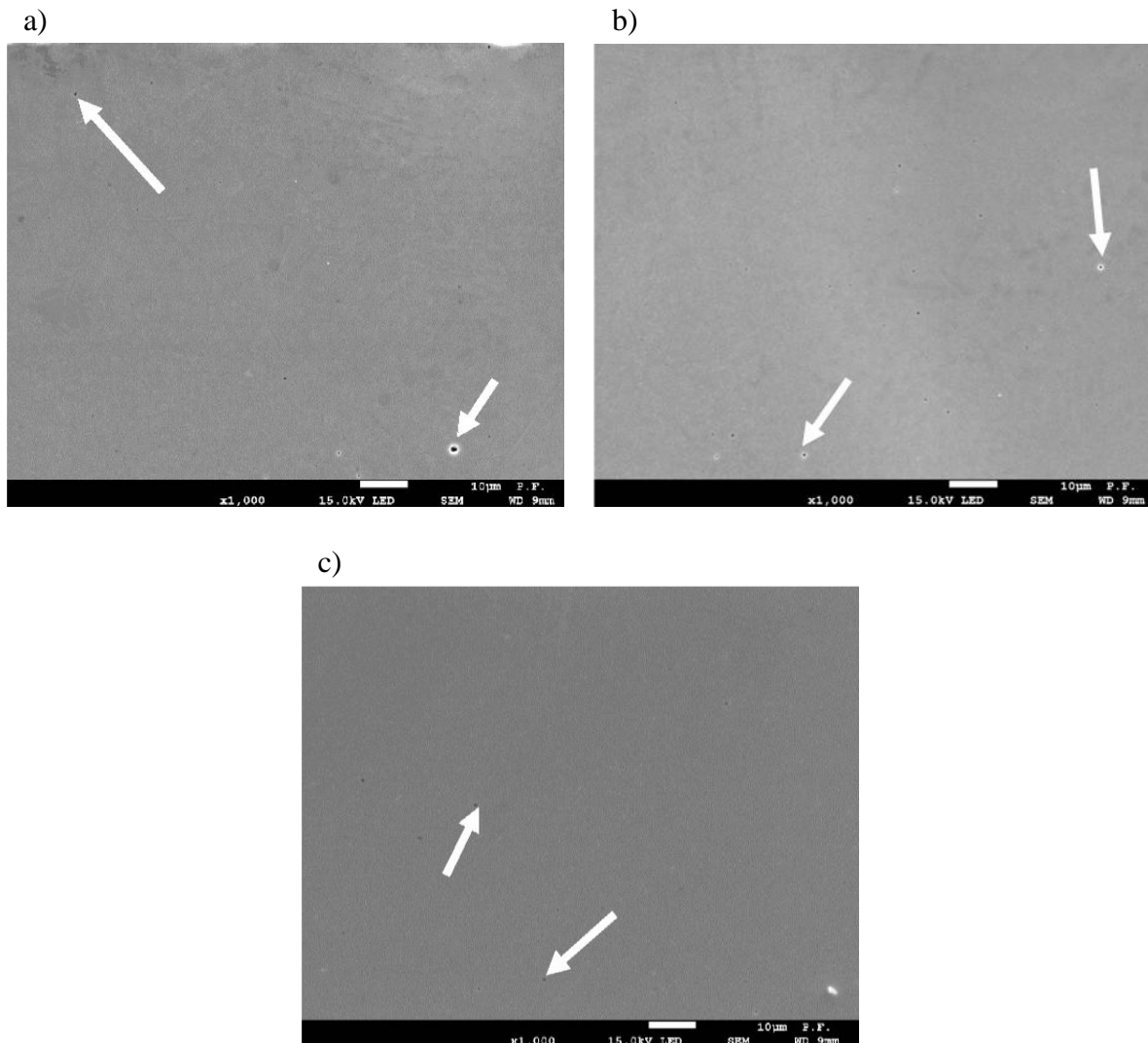
Powłoki Ti i Ti-6Al-4V natryskane zimnym gazem poddane modyfikacji laserowej wykazują wyraźną różnicę w mikrostrukturze przed i po przetopieniu laserowym. Obróbka laserowa spowodowała obniżenie porowatości, oraz ujednorodniła budowę mikrostruktury. Na rysunkach 10.3 i 10.4 przedstawiono przykładowy obraz powłok po modyfikacji laserowej. Na ich podstawie nie stwierdzono występowania nieciągłości powłoki w postaci pęknięć.



Rysunek 10.3. Mikrostruktura zglądu poprzecznego powłoki Ti po modyfikacji wiązką laserową:
a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min

Analiza obszaru powłok Ti i Ti-6Al-4V po przetopieniu laserowym wykazała zniknięcie początkowej porowatości, powstałej podczas natryskiwania zimnym gazem, która charakteryzowała się nieregularnym kształtem, usytuowanym wzdłuż granic ziaren. Porowatość występuje jedynie w strefie przetopienia laserowego. Występuje ona w postaci pęcherzyków gazu (białe strzałki) pochodzących z uwięzionego argonu. Proces szybkiego krzepnięcia powłoki w wyniku oddziaływania wiązki laserowej utrudnił wydostanie się pęcherzów gazu z powłoki. Modyfikacja laserowa prowadzi do zanikania granic między

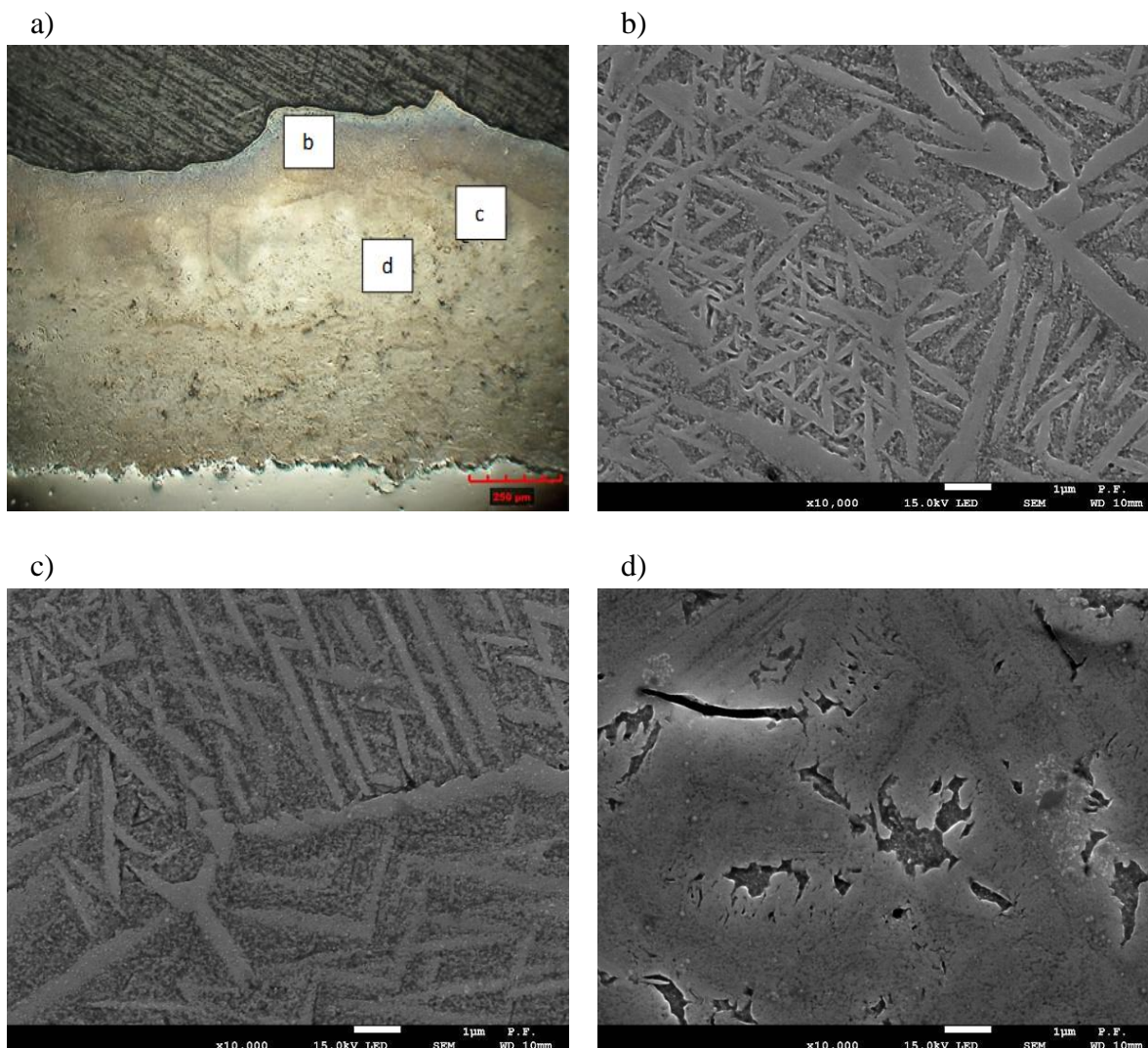
lamelami oraz redukcji porów istniejących po procesie natryskiwania zimnym gazem. Porowatość w strefie przetopionej laserowo jest znikoma.



Rysunek 10.4. Mikrostruktura zglądu poprzecznego powłoki Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową: a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min

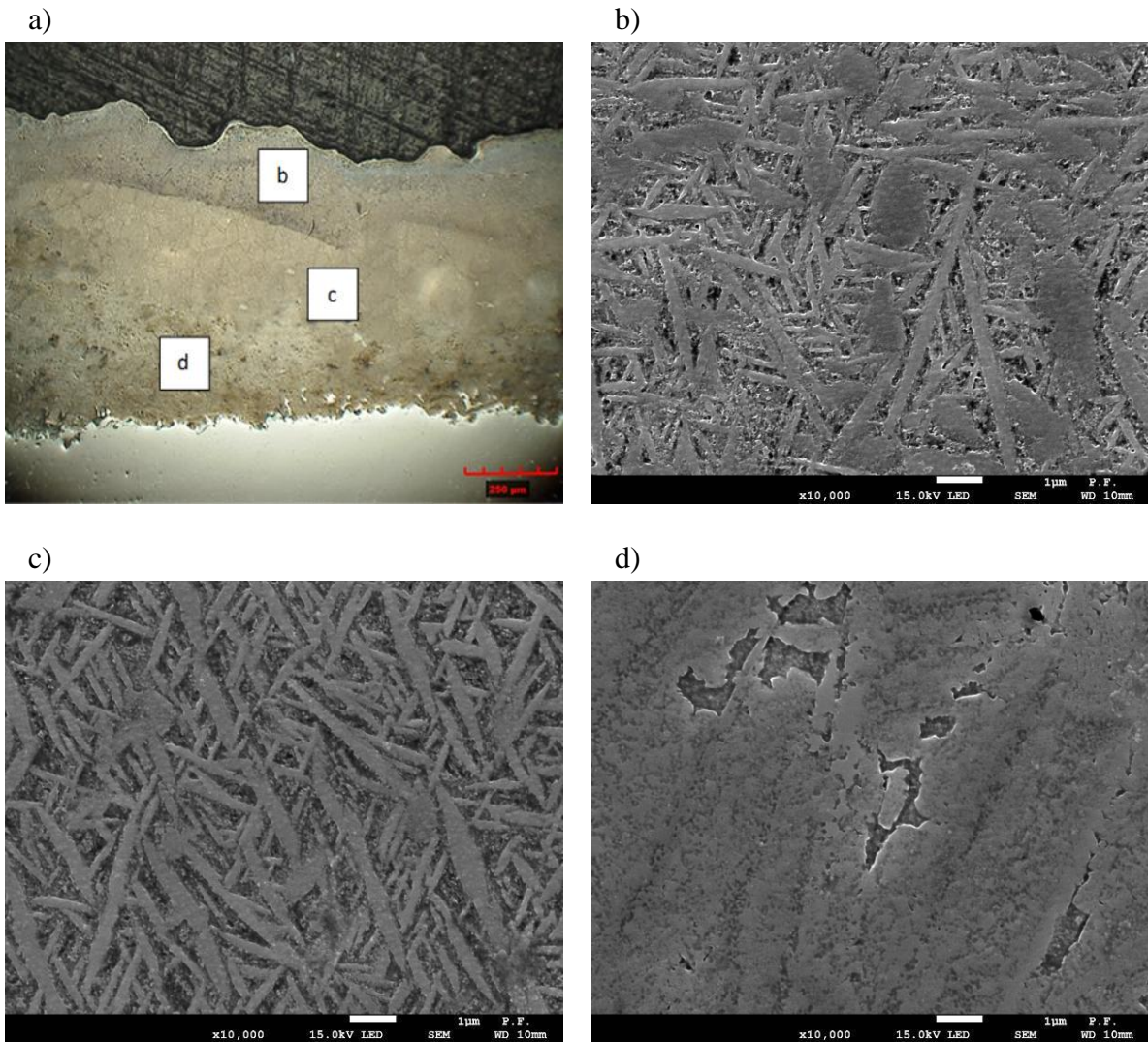
Na rysunkach 10.5 - 10.10 (podpunkt a) przedstawiono mikrostrukturę powłok Ti i Ti-6Al-4V w zależności od prędkości wiązki laserowej. Analizy wykazały obecność trzech zróżnicowanych stref: a) obszar przetopiony, b) obszar przejściowy (strefa wpływu ciepła - SWC) oraz c) obszar powłoki nieprzetopionej. Poszczególne strefy przedstawiono w większych powiększeniach. Powłoki Ti w zależności od prędkości wiązki laserowej wykazywały różną głębokość strefy przetopionej. W strefie przetopu (rys. 10.5 - 10.7 (podpunkt b)) widoczna jest mikrostruktura wykazująca cechy odpowiadające strukturze martenzytycznej. Jest ona spowodowana szybkim chłodzeniem materiału podczas przetopienia laserowego. Strefa przejściowa (rys. 10.5 - 10.7 (podpunkt c)) charakteryzuje się równoosiowymi i mniejszymi ziarnami fazy w stosunku do strefy obszaru przetopionego. W strefie wpływu ciepła energia wiązki laserowej była za mała, aby całkowicie stopić materiał, ale spowodowała zjawisko rekrytalizacji. W obszarze nieprzetopionej powłoki (rys. 10.5 - 10.7 (podpunkt d)) ziarna fazy charakteryzują się bardziej zwartą strukturą

w stosunku do wcześniejszych badań powłoki Ti po natryskiwaniu zimnym gazem (rys. 9.4a). Można zaobserwować zależność, że wraz ze wzrostem prędkości wiązki laserowej faza w strefie przetopu jest bardziej zwarta.

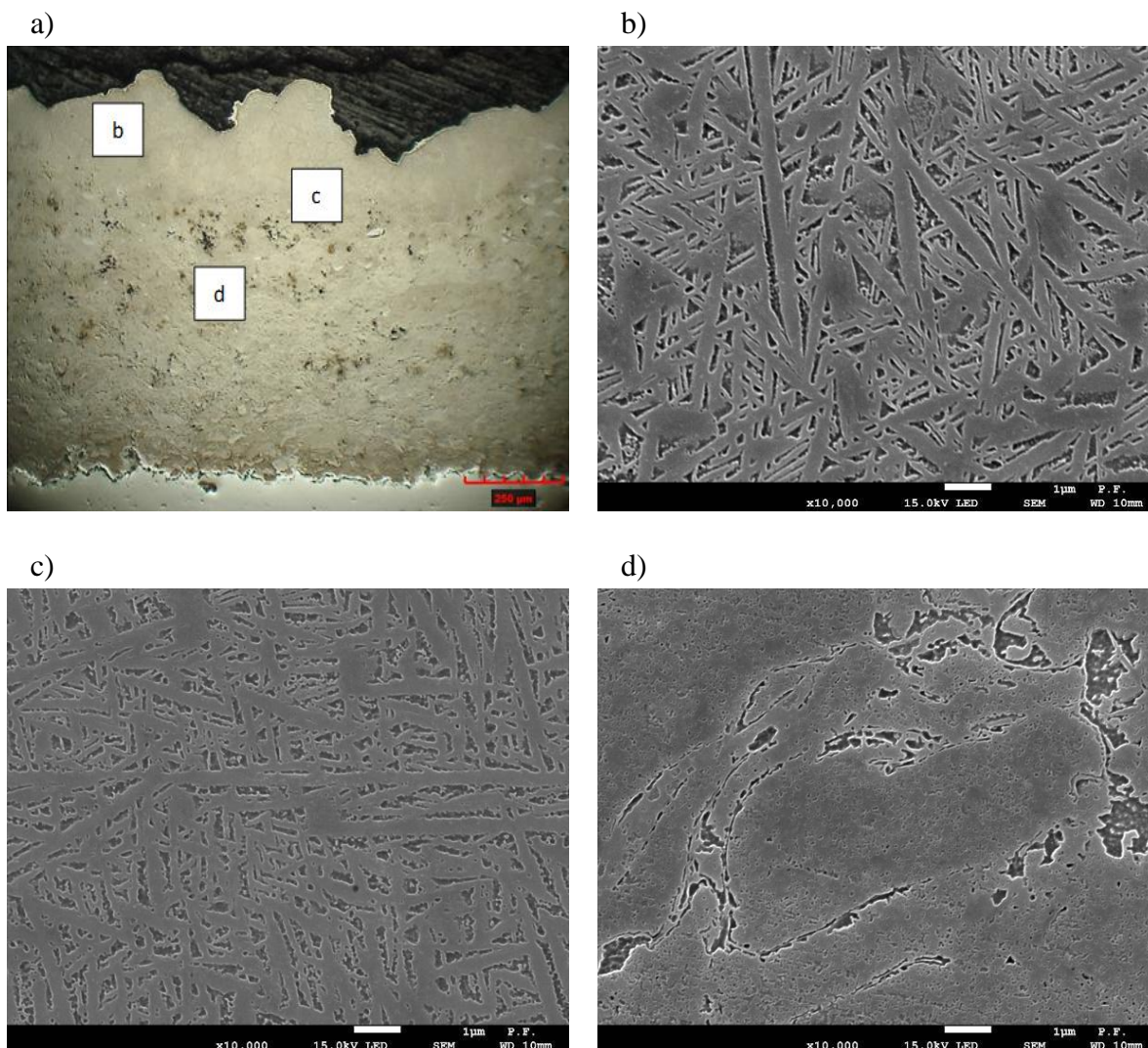


Rysunek 10.5. Powłoka Ti po modyfikacji wiązką laserową, 1 m/min:

- a) mikrostruktura, b) strefa przetopiona,*
- c) strefa przejściowa, d) powłoka nieprzetopiona*



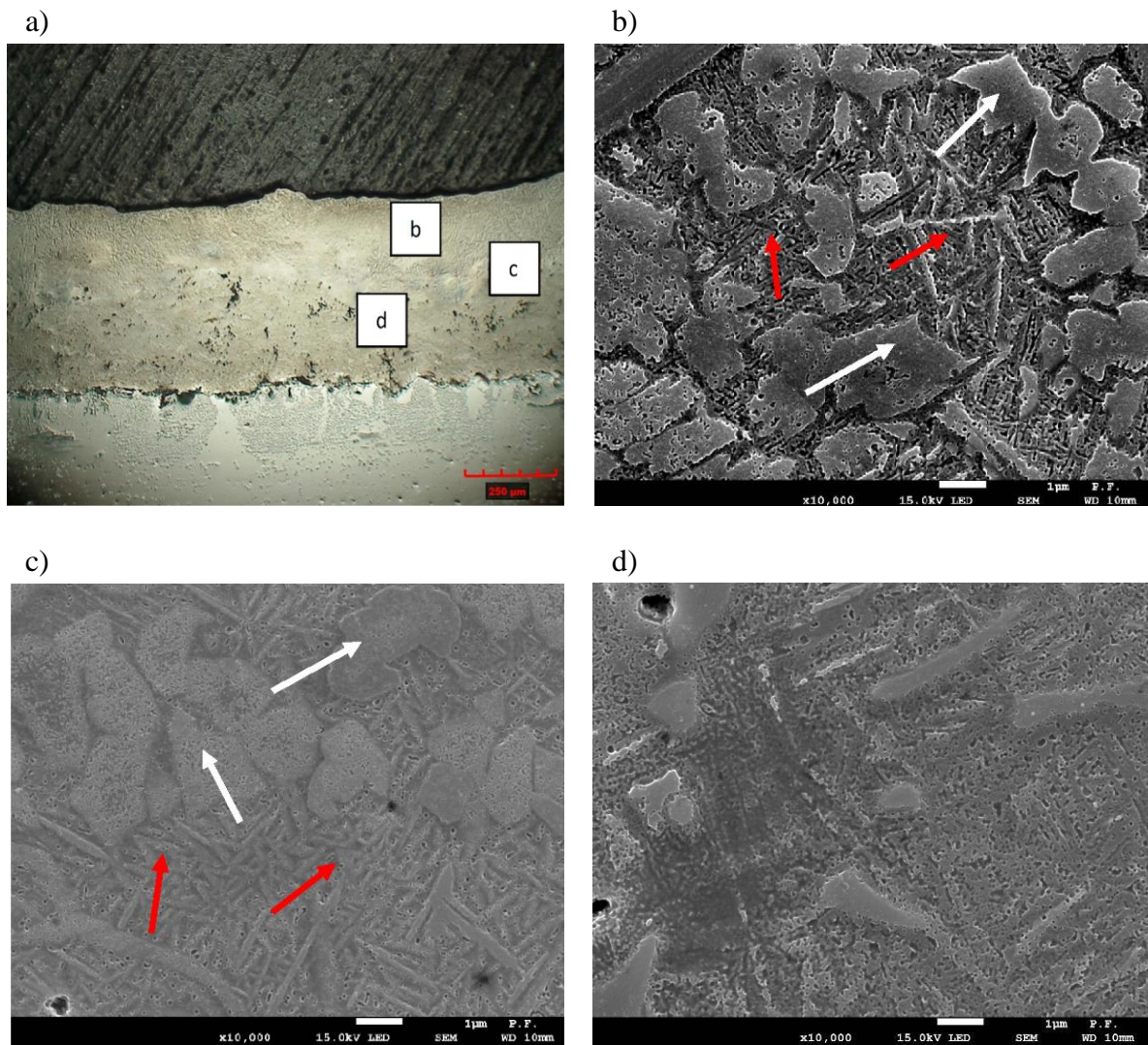
Rysunek 10.6. Powłoka Ti po modyfikacji wiązką laserową, 1,5 m/min:
 a) mikrostruktura, b) strefa przetopiona,
 c) strefa przejściowa, d) powłoka nieprzetopiona



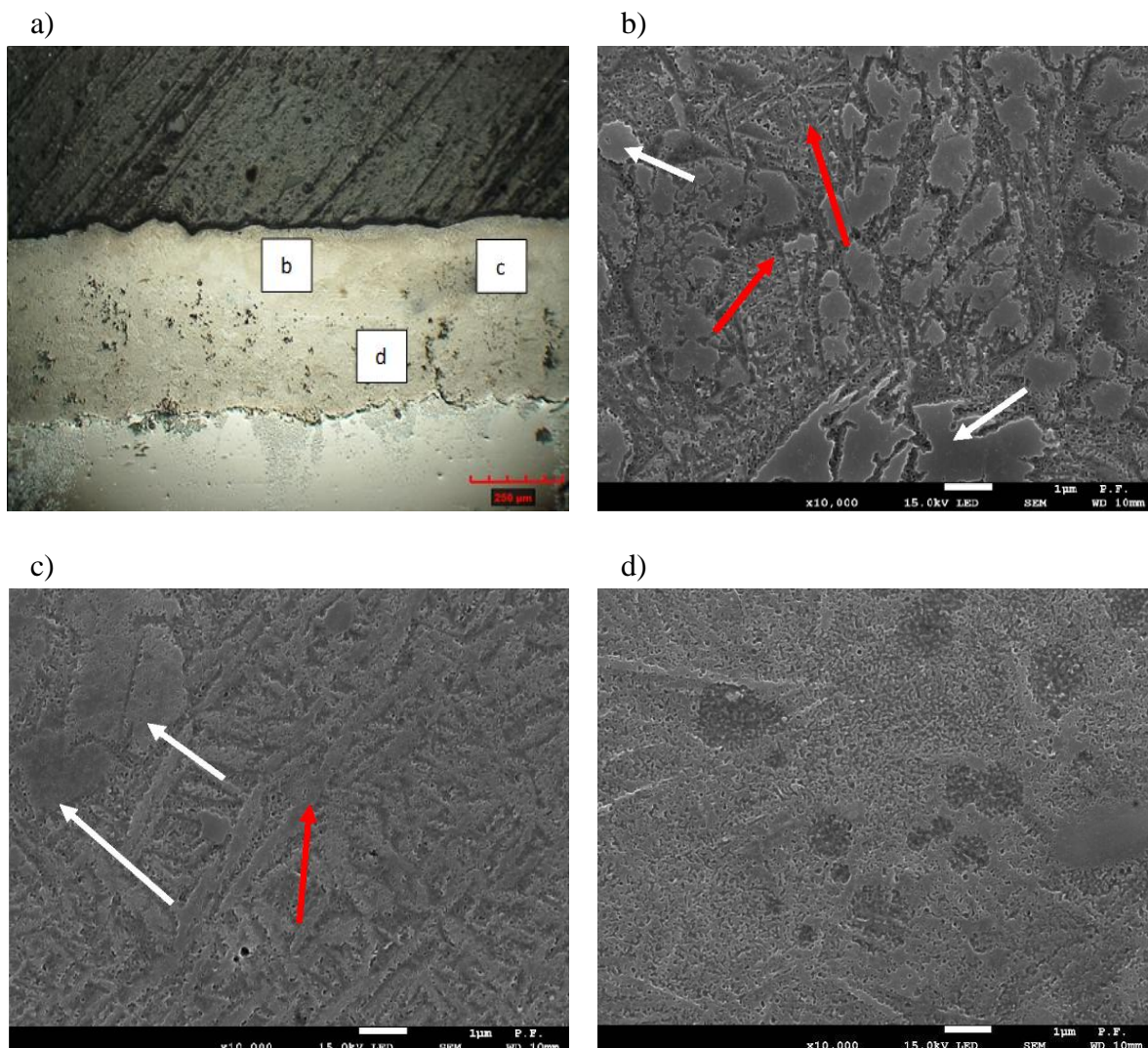
Rysunek 10.7. Powłoka Ti po modyfikacji wiązką laserową, 2 m/min:

- a) mikrostruktura, b) strefa przetopiona,
c) strefa przejściowa, d) powłoka nieprzetopiona

Powłoki Ti-6Al-4V wykazywały mniejszą grubość strefy przetopienia przy zastosowaniu takiej samej prędkości w porównaniu do powłok Ti. W strefie obszaru przetopionego przy prędkości wiązki laserowej wynoszącej 1 m/min i 1,5 m/min można wyróżnić dwie fazy, które różnią się od siebie kształtem. Pierwsza charakteryzuje się strukturą jednorodną o nieregularnym kształcie (białe strzałki), a druga struktura iglastą (czerwone strzałki). Można zauważyć, że w obszarze przetopienia występuje większy udział fazy o nieregularnej budowie (rys. 10.8 – 10.9 (podpunkt b)). Natomiast w obszarze przejściowym (rys. 10.8 – 10.9 (podpunkt c)) przeważają fazy o strukturze iglastej.

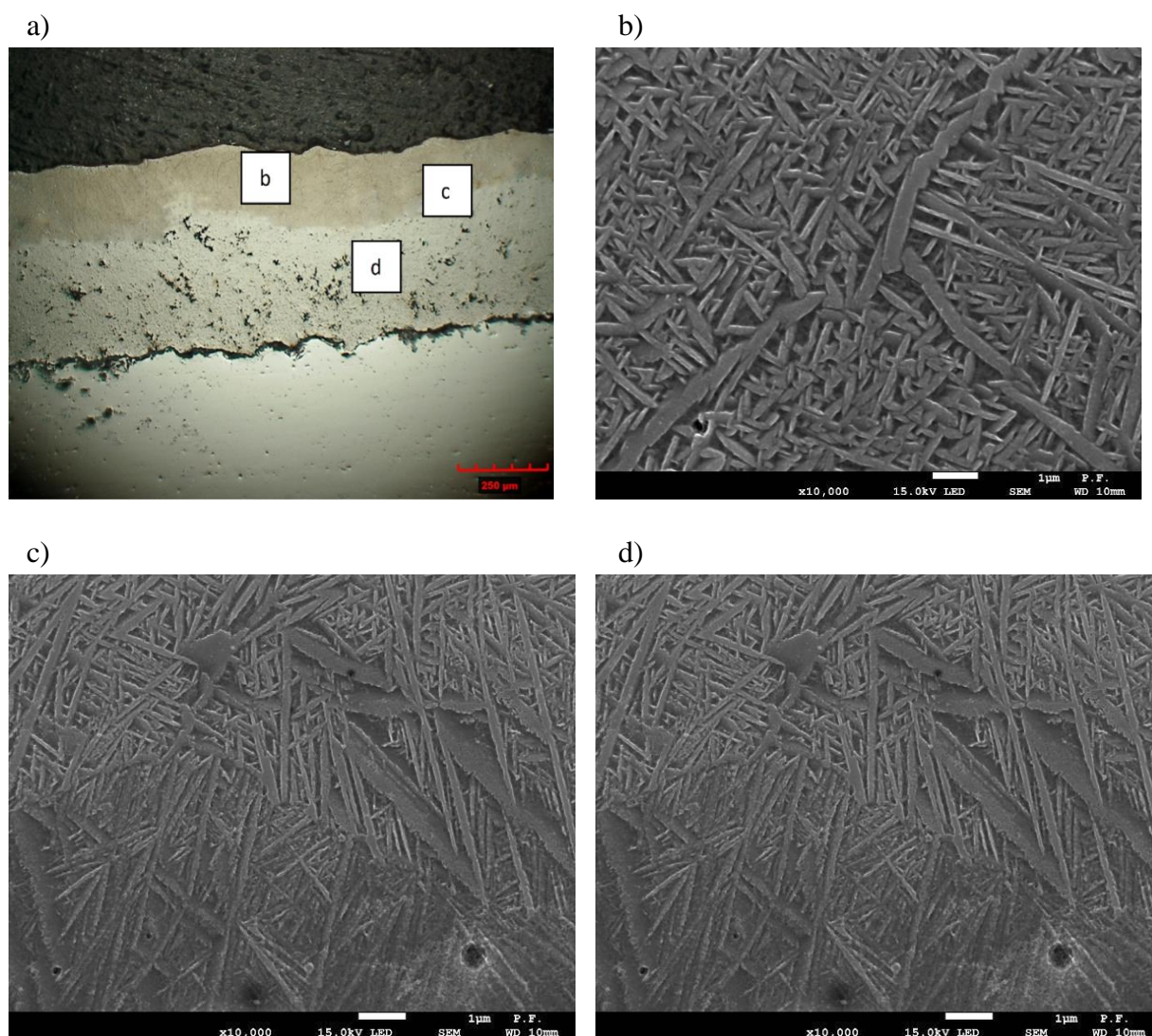


Rysunek 10.8. Powłoka Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową, 1 m/min:
 a) mikrostruktura, b) strefa przetopiona,
 c) strefa przejściowa, d) powłoka nieprzetopiona



Rysunek 10.9. Powłoka Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową, 1,5 m/min:
 a) mikrostruktura, b) strefa przetopiona,
 c) strefa przejściowa, d) powłoka nieprzetopiona

W przypadku powłoki poddanej modyfikacji laserowej przy prędkości wiązki 2 m/min w obszarze przetopienia (rys. 10.10b) zauważalna jest mikrostruktura składająca się z fazy o budowie iglastej. W strefie tej elementy fazy są wydłużone i rozmieszczone w różnych kierunkach. W obszarze przejściowym ziarna fazy są ukierunkowane w kierunku oddziaływania wiązki laserowej (w kierunku odprowadzania ciepła). W strefie powłoki nieprzetopionej (rys. 10d) zauważalny jest wpływ wiązki laserowej w postaci osnowy oraz pojedynczych wydzieli fazy iglastej.

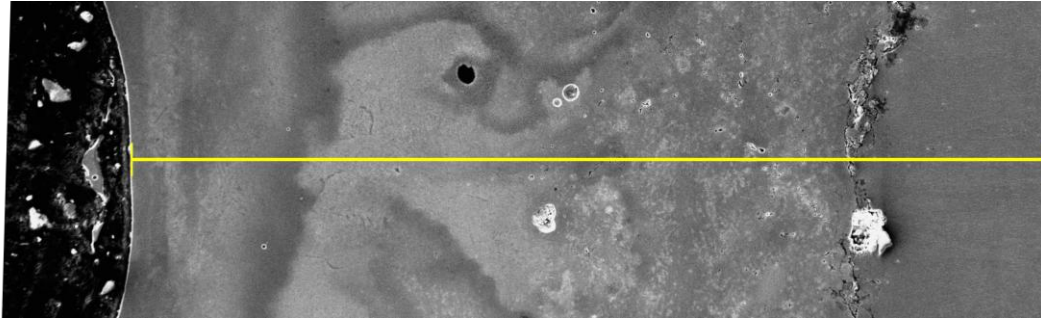


Rysunek 10.10. Powłoka Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową, 2 m/min:

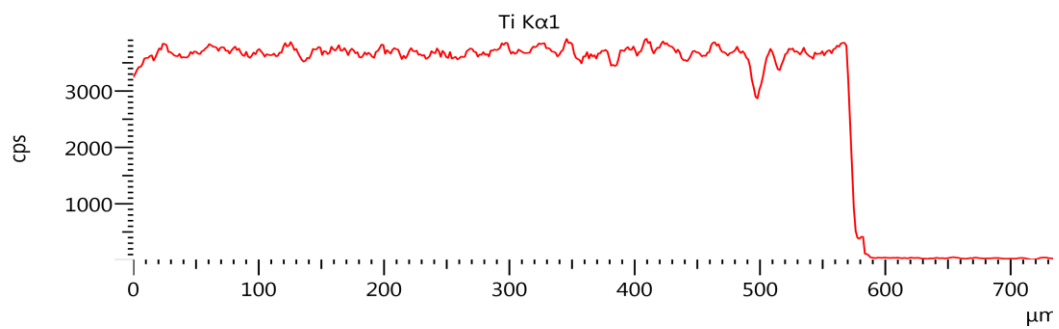
a) mikrostruktura, b) strefa przetopiona,
c) strefa przejściowa, d) powłoka nieprzetopiona

Modyfikacja laserowa znacząco wpłynęła na mikrostrukturę powłok natryskanych zimnym gazem. Przykładowe rozkłady liniowe składu chemicznego pierwiastków przetopionych powłok Ti i Ti-6Al-4V dla wybranych prędkości przetapiania laserowego przedstawiono na rysunkach 10.11 i 10.12. Występujące oscylacje w budowie mikrostruktury były mniejsze, co sugeruje, że granice pomiędzy lamelami zanikły, przez co struktura stała się bardziej jednorodna pod względem składu chemicznego.

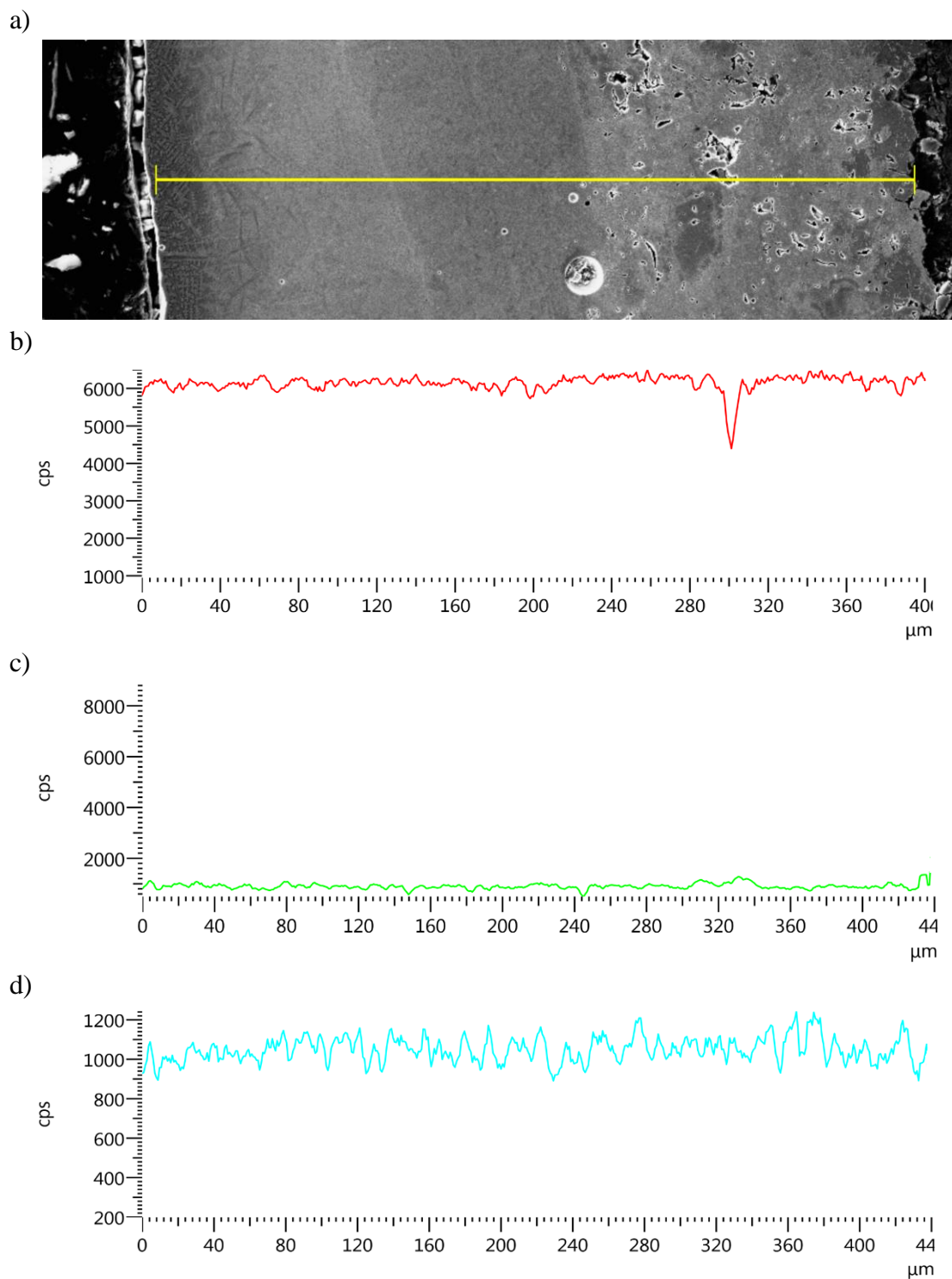
a)



b)

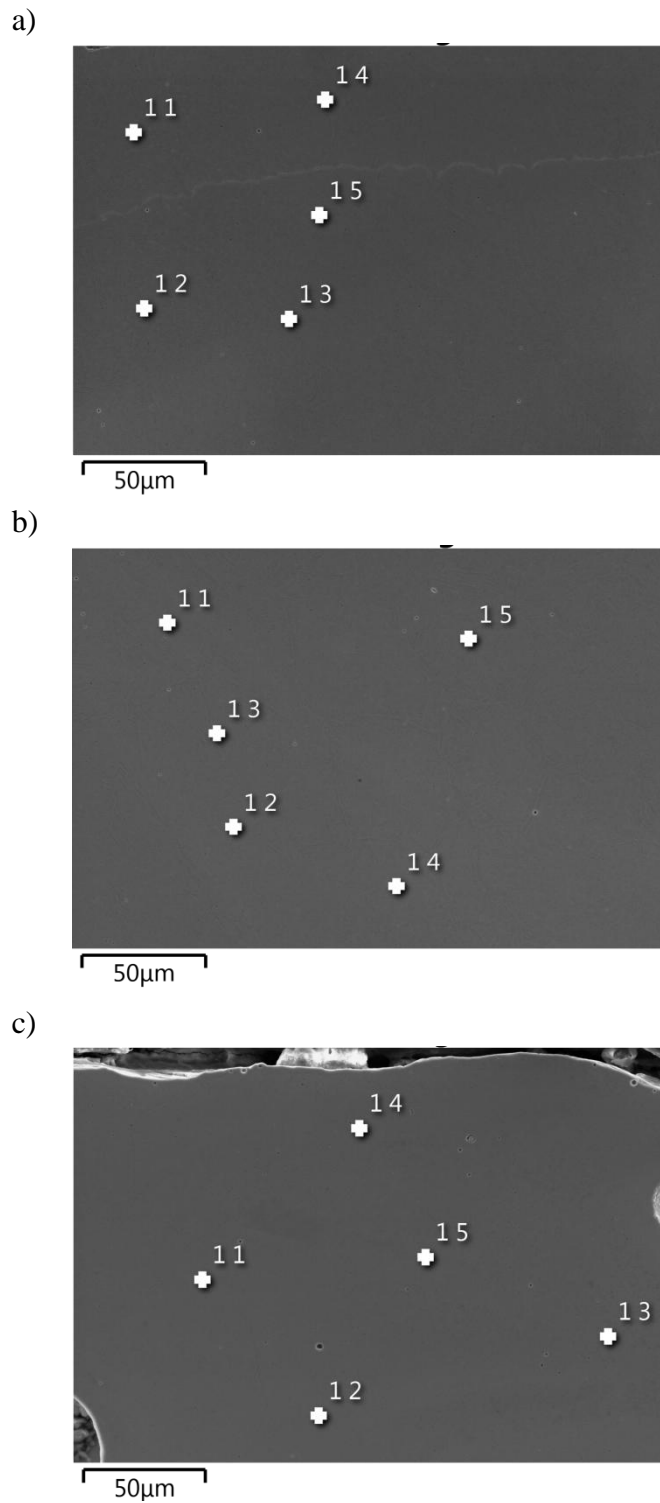


Rysunek 10.11. Liniowy rozkład pierwiastków w powłoce Ti po modyfikacji wiązką laserową 1,5 m/min: a) powłoka, b) Ti

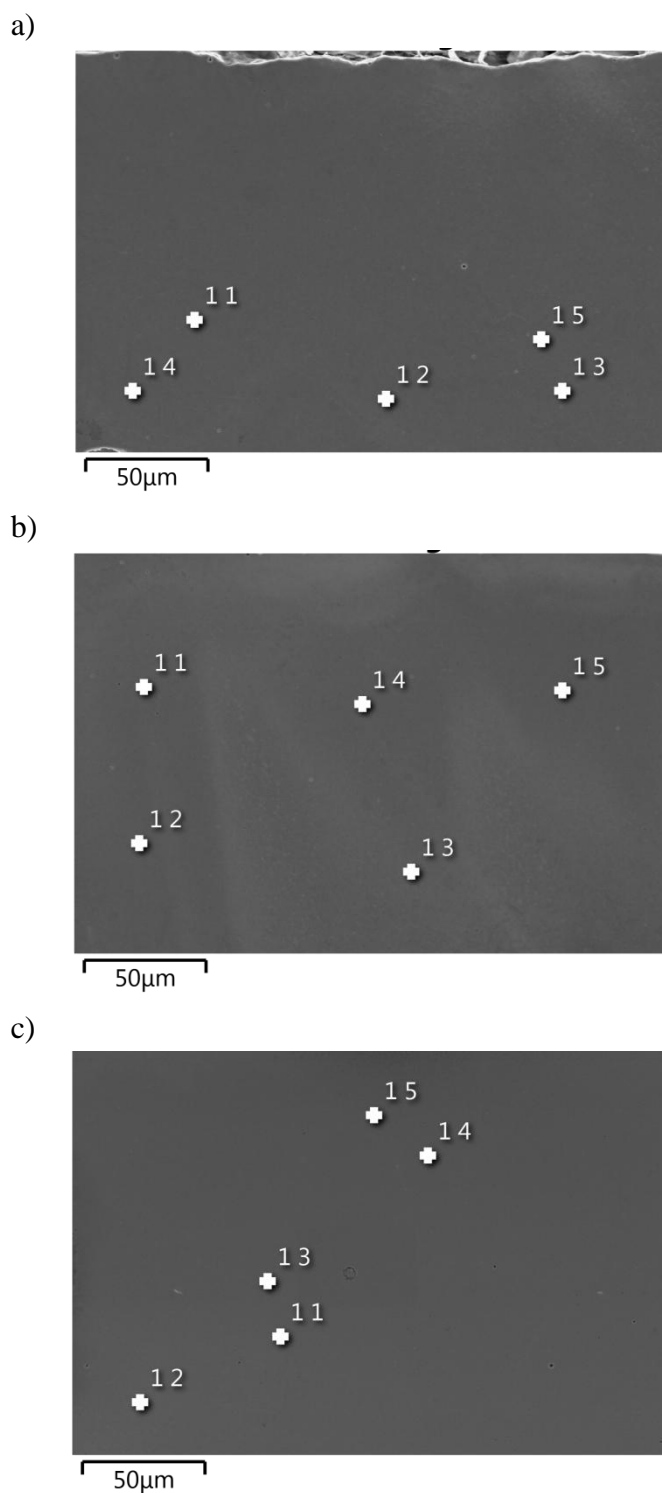


Rysunek 10.12. Liniowy rozkład pierwiastków w powłoce Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową 1 m/min: a) powłoka, b) Ti, c) Al, d) V

Miejsca analiz w mikroobszarach (punktowe) powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji laserowej przedstawiono na rysunkach 10.13 i 10.14. Badania wykonano na nie trawionych zgładach w celu porównania zawartości pierwiastków składowych powłok przed i po przetopie laserowym.

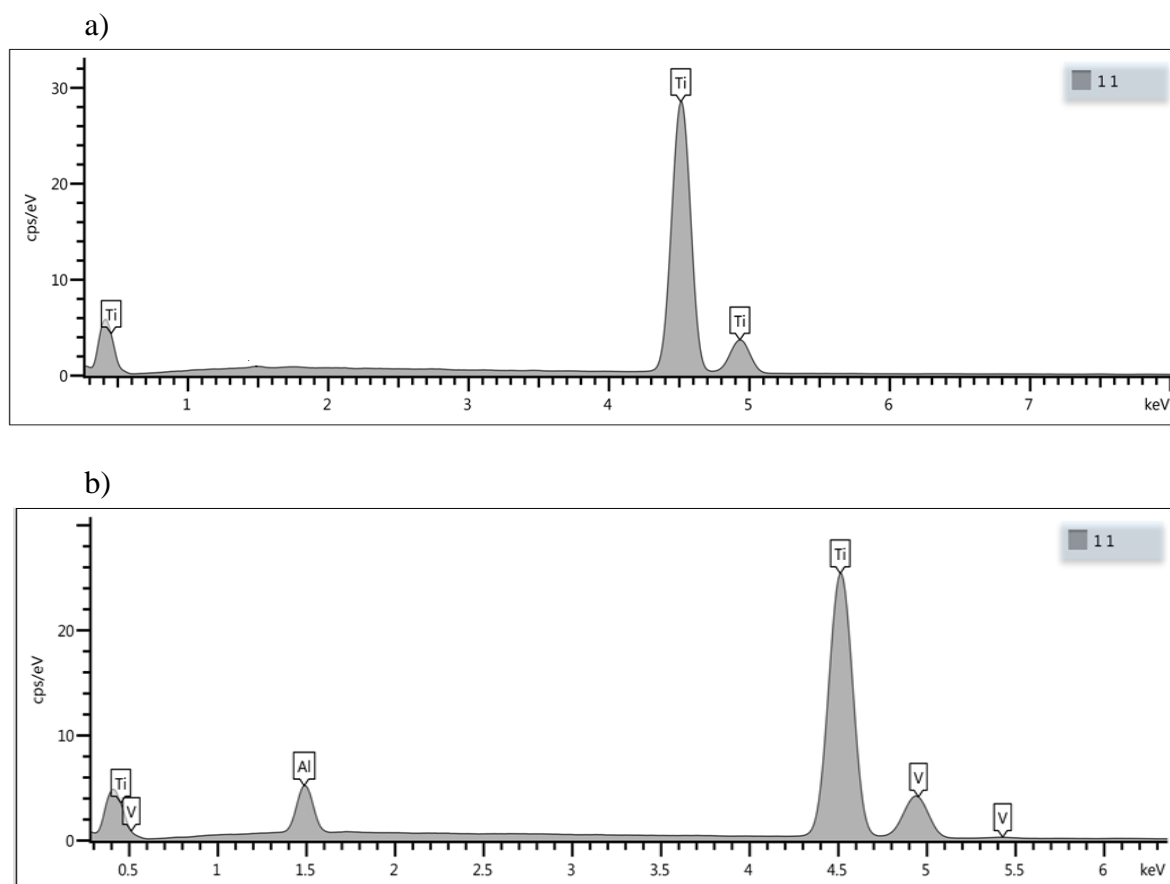


Rysunek 10.13. Zgląd metalograficzny powłoki Ti z punktami analizy składu chemicznego pierwiastków po modyfikacji wiązką laserową: a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min



Rysunek 10.14. Zgląd metalograficzny powłoki Ti-6Al-4V z punktami analizy składu chemicznego pierwiastków po modyfikacji wiązką laserową: a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min

Przykładowe widma promieniowania rentgenowskiego dla powłok Ti i Ti-6Al-4V przedstawiono na rysunku 10.15. Otrzymane analizy po modyfikacji laserowej są tożsame z tymi po natrykiwaniu zimnym gazem oraz zastosowanych proszków. Skład chemiczny powłok nie uległ zmianie w odniesieniu do składu chemicznego ziaren proszków.



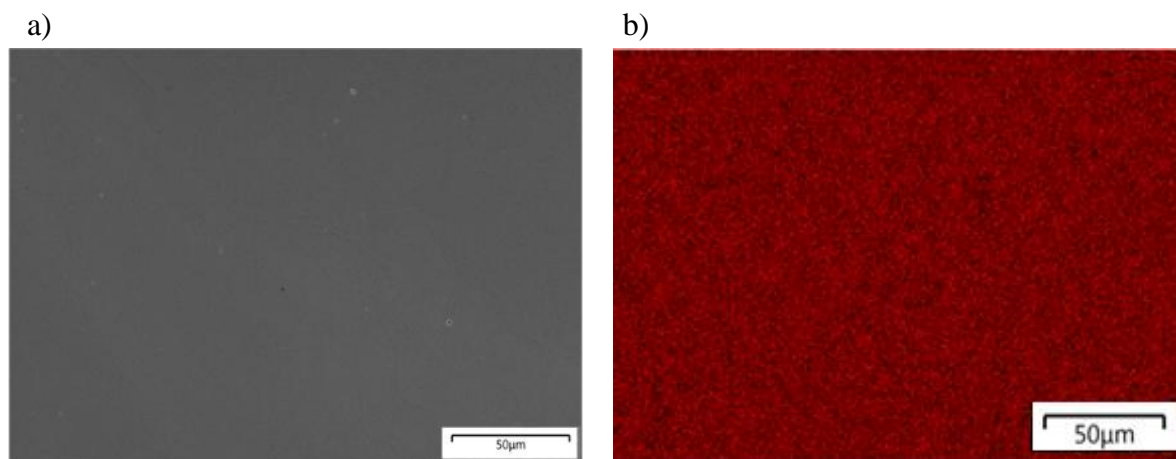
Rysunek 10.15. Przykładowe charakterystyczne widma promieniowania rentgenowskiego w powłokach po modyfikacji wiązką laserową: a) Ti, b) Ti-6Al-4V

W tabeli 10.1 przedstawiono wyniki punktowej analizy rozkładu pierwiastków w powłokach Ti i Ti-6Al-4V po przetapianiu laserowym dla zastosowanych prędkości wiązki laserowej. W powłoce Ti nie stwierdzono występowania zmiany w jego zawartości w porównaniu do powłoki natryskanej zimnym gazem oraz proszku. Analiza powłoki Ti-6Al-4V wykazała średni wzrost zawartości aluminium (1,5%) i wanadu (2%) dla prędkości 1 m/min wiązki laserowej w stosunku do powłoki natryskanej zimnym gazem. Przy pozostałych prędkościach odnotowano średnio 1% zmiany składu chemicznego dla obu pierwiastków.

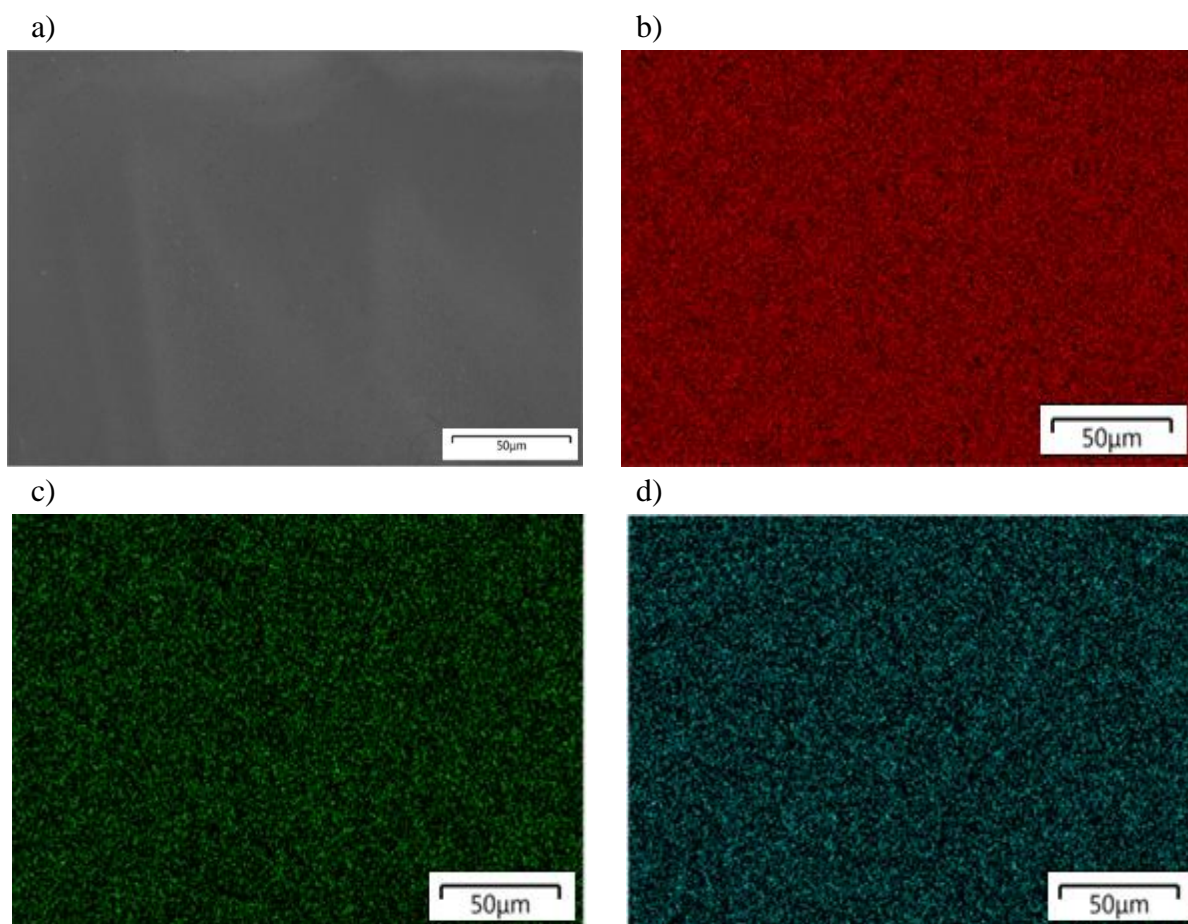
Tabela 10.1. Wyniki analizy punktowej składu chemicznego pierwiastków dla powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową

Ilość pierwiastka w obszarze pomiarowy, % wag.	Punkty pomiarowe					
	Powłoka Ti			Powłoka Ti-6Al-4V		
	1	2	1,5	1	1,5	2
Ti	100	100	100	89,04 ± 0,27	90,60 ± 0,29	90,63 ± 0,12
Al				6,37 ± 0,09	5,65 ± 0,18	5,73 ± 0,05
V				4,59 ± 0,21	3,75 ± 0,13	3,64 ± 0,12

Przykładową analizę rozkładu pierwiastków na powierzchni zgładów dla powłok Ti i Ti-6Al-4V w miejscu przetopienia po zastosowaniu wiązki o prędkości 1,5 m/min przedstawiono na rysunkach 10.16 i 10.17. Analiza wykazała, że poziom nasycenia koloru odpowiadający danemu pierwiastkowi jest taki sam jak w przypadku powłok po natryskiwaniu zimnym gazem. Uzyskany rezultat jest zgodny z otrzymanymi wartościami pierwiastków z analizy punktowej.



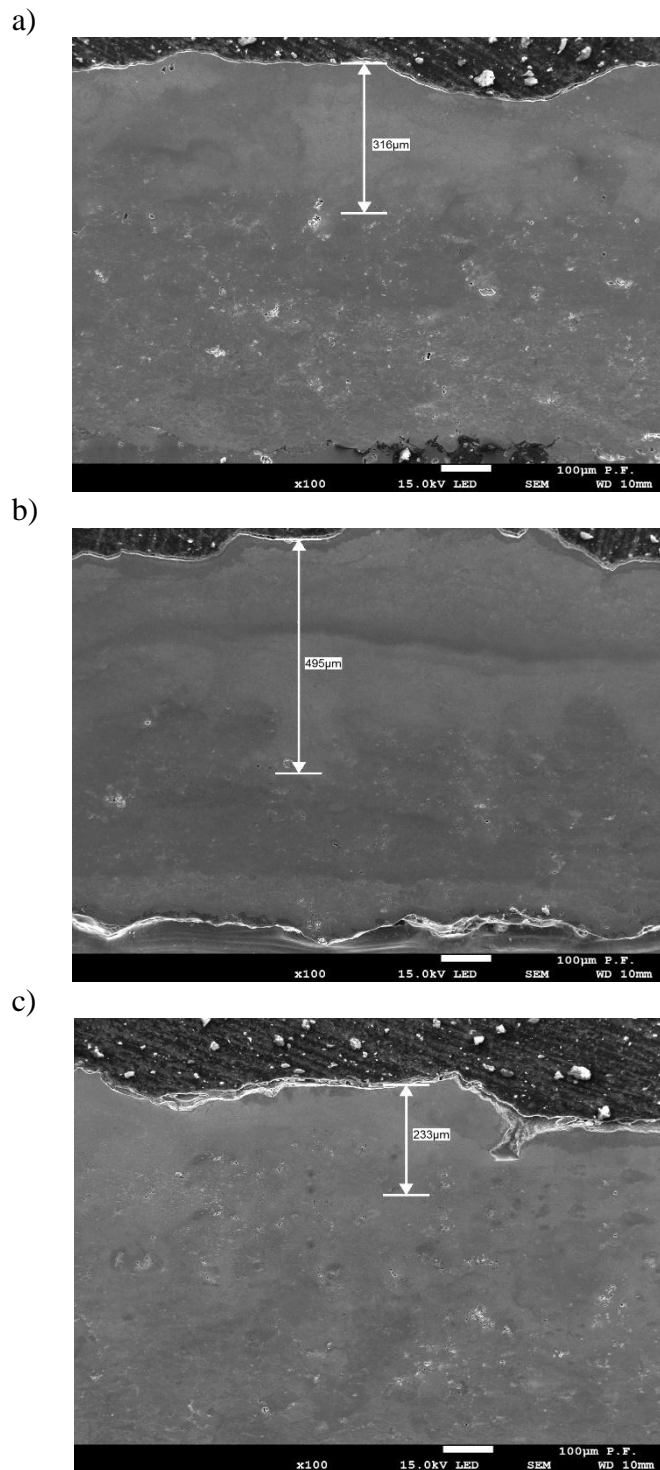
Rysunek 10.16. Mapa rozkładu pierwiastków w powłoce Ti po modyfikacji wiązką laserową, 1,5 m/min: a) mikrostruktura, b) Ti



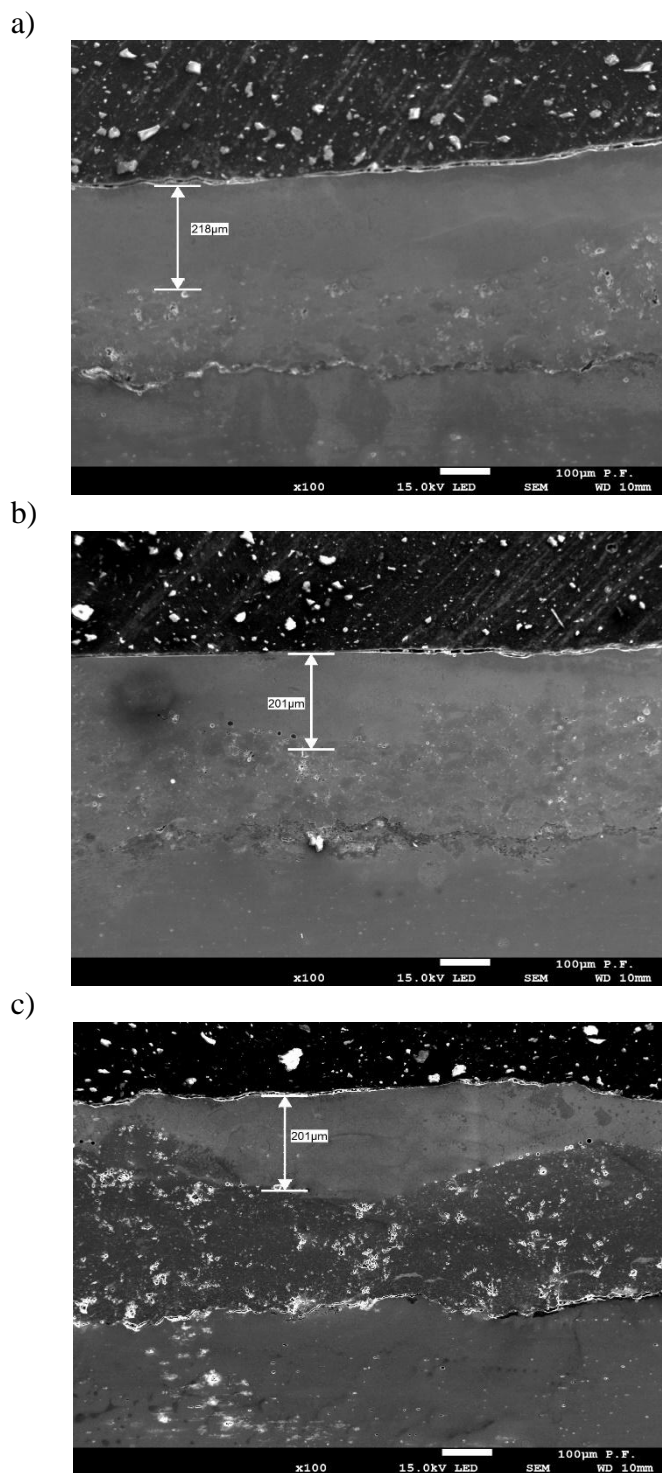
Rysunek 10.17. Mapa rozkładu pierwiastków w powłoce Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową, 1,5 m/min: a) mikrostruktura, b) Ti, c) Al, d) V

10.3. Grubość obszaru przetopienia powłok

Grubość obszaru przetopienia powłoki Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową oszacowano jak w przypadku powłok natryskanych zimnym gazem w oparciu o analizę mikroskopową przekrojów poprzecznych. W powłokach przetopionych laserowo zastosowano powiększenie x100. Przykładowe przekroje poprzeczny powłok przedstawiono na rysunkach 10.18 i 10.19.



Rysunek 10.18. Przekrój poprzeczny powłok Ti po modyfikacji wiązką laserową:
a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min



Rysunek 10.19. Przekrój poprzeczny powłok Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową:
 a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min

W tabeli 10.2 przedstawiono grubość obszaru przetopienia powłok, wartość średnią oraz odchylenie standardowe obliczone na podstawie analiz w trzech obszarach. Analiza wyników wykazała, że obszar przetopienia powłoki Ti jest większy niż w przypadku powłoki Ti-6Al-4V. Dla powłoki Ti najgłębszy obszar przetopienia zaobserwowano dla prędkości równej 1,5 m/min. Wynosił on $453,67 \pm 35,02 \mu\text{m}$, co stanowiło 1/2 grubości powłoki natryskanej zimnym gazem. Najmniejszą głębokość przetopienia uzyskano dla prędkości 2 m/min była ona równa $254,67 \pm 35,02 \mu\text{m}$. Dla prędkości 1 m/min obszar

przetopienia wynosił $316 \pm 7,51 \mu\text{m}$. W przypadku powłoki Ti-6Al-4V największą głębokość przetopienia odnotowano dla powłoki przy prędkości 1 m/min, wynosiła ona $216 \pm 8,62 \mu\text{m}$. W przypadku pozostałych prędkości przetopienie wynosiło ok. $200 \mu\text{m}$ co stanowiło 1/3 całej grubości powłoki Ti-6Al-4V natryskanej zimnym gazem.

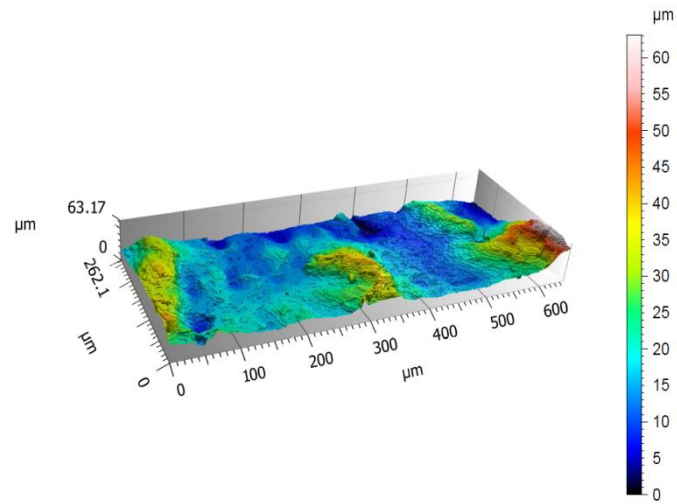
Tabela 10.2. Grubość powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową wyznaczona na podstawie przekrojów poprzecznych

Powłoka	Prędkość, m/min	Grubość, μm		
		Pomiar	Średnia	Odchylenie standardowe
Ti	1	316	316,33	7,51
		324		
		309		
	1,5	495	453,67	36,02
		437		
		429		
	2	233	254,67	21,50
		276		
		255		
Ti-6Al-4V	1	218	216,33	8,62
		224		
		206		
	1,5	201	201,67	5,03
		207		
		197		
	2	201	199,33	2,08
		197		
		200		

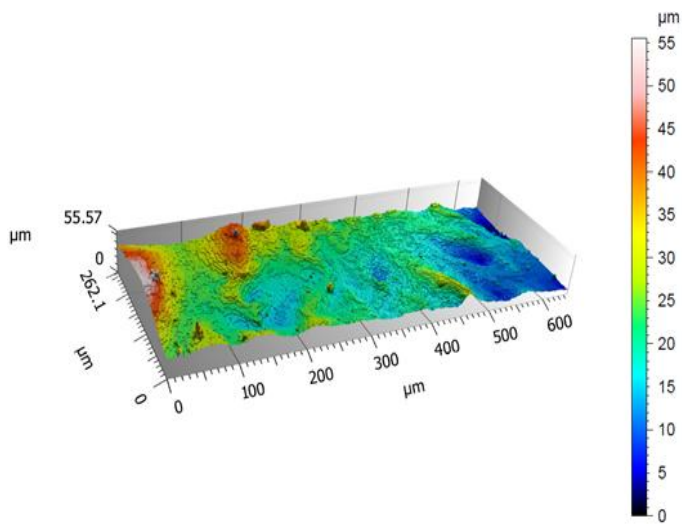
10.4. Analiza topografii powierzchni

Parametry struktury geometrycznej powłok Ti (rys. 10.20) oraz Ti-6Al-4V (rys. 10.21) po modyfikacji laserowej przeanalizowano na podstawie topografii powierzchni oraz parametrów zawartych w tabeli 10.3. Analiza wyników wykazała, że modyfikacja laserowa obu powłok natryskanych zimnym gazem znacząco wpłynęła na znaczne zmniejszenie parametrów struktury geometrycznej powierzchni.

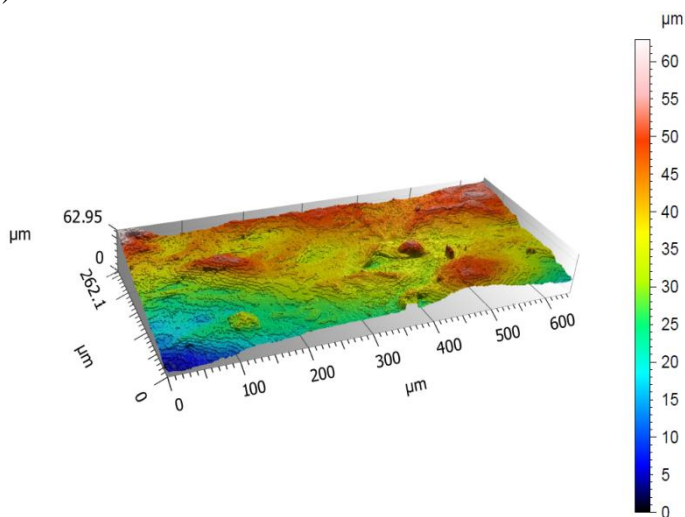
a)



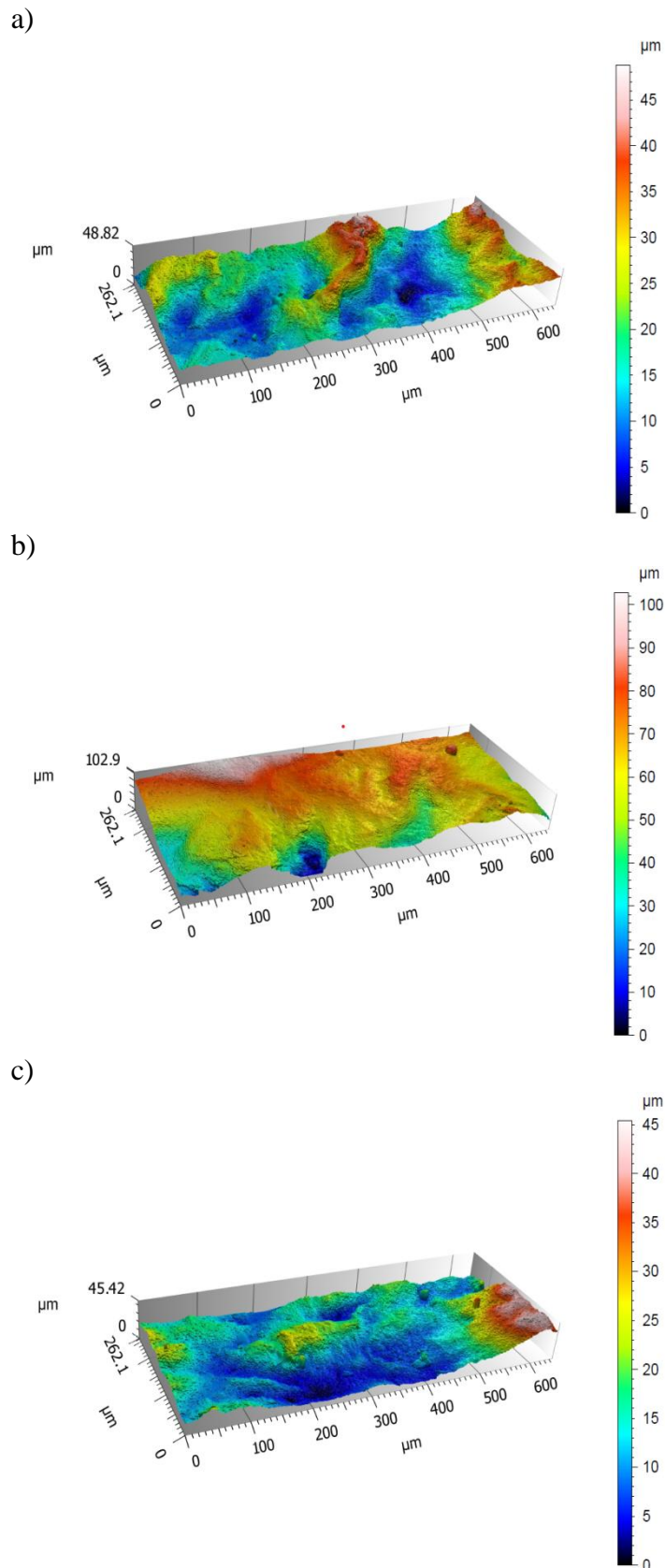
b)



c)



Rysunek 10.20. Topografia powierzchni powłok Ti po modyfikacji wiązką laserową:
a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min



Rysunek 10.21. Topografia powierzchni powłok Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową:
 a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min

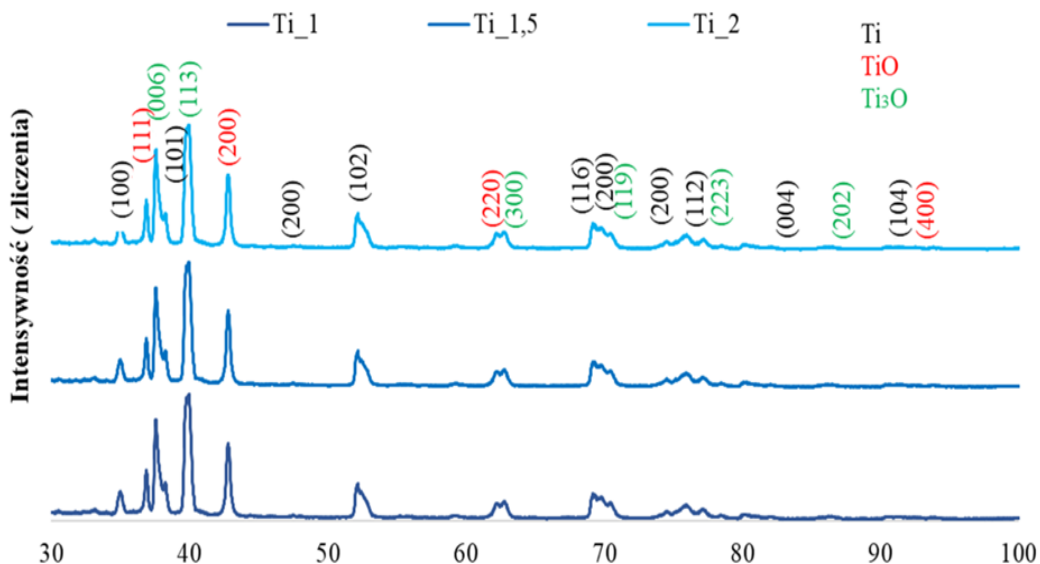
Modyfikacja wiązką laserową spowodowała istotne zmiany w morfologii powierzchni powłok natryskanych zimnym gazem. Średnie arytmetyczne wysokości (S_a) dla powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową były do siebie zbliżone przy wszystkich prędkościach. Wyjątkiem była powłoka Ti-6Al-4V przy prędkości 1,5 m/min. Ponadto powłoki zmniejszyły swoją wysokość w stosunku do powłok po natryskiwaniu zimnym gazem. Różnica ta, w przypadku powłoki Ti wynosiła ponad 50%, a w przypadku Ti-6Al-4V sięgała nawet 74% (prędkość 2 m/min). Wysokość pierwiastkowa (S_q) powłok po modyfikacji laserowej powierzchni jest znacznie niższa niż w przypadku powłok natryskanych zimnym gazem. Jedynie dla powłoki Ti-6Al-4V przy prędkości 2 m/min parametr ten jest znacznie wyższy, co wskazuje na pogorszenie właściwości mechanicznych i adhezyjnych. Powłoka Ti przy prędkości 2 m/min i Ti-6Al-4V 1,5 min wykazuje ujemną asymetrię powierzchni. W pozostałych przypadkach jest dodatni, a w przypadku powłoki Ti znacznie wyższy od natryskanej zimnym gazem, co wykazuje że modyfikacja laserowa wpłynęła na wygładzenie powierzchni powłoki. Inne parametry topografii, tj. maksymalna wysokość piku (S_p), maksymalna wysokość powierzchni (S_z), maksymalne wgniecenie powierzchni (S_v) są niższe po przetopieniu powierzchni wiązką laserową, co potwierdza płaskość powierzchni. Można stwierdzić, że morfologia powierzchni powłok natryskiwanych zimnym gazem silnie zależy od laserowej modyfikacji powierzchni.

Tabela 10.3. Parametry struktury geometrycznej powierzchni powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową

Powłoka	Prędkość, m/min	S_a , μm	S_q , μm	S_p , μm	S_v , μm	S_z , μm	S_{ku}	S_{sk}
Ti	1	7,17	9,42	43,90	19,27	63,17	5,08	1,26
	1,5	6,04	8,25	34,11	21,45	55,57	4,61	0,92
	2	6,95	9,07	25,50	37,44	62,95	3,73	-0,76
Ti-6Al-4V	1	7,59	9,20	29,92	18,91	48,82	2,56	0,62
	1,5	10,43	14,60	38,68	64,18	102,90	4,90	-0,75
	2	6,04	28,73	30,67	14,75	45,42	5,13	1,44

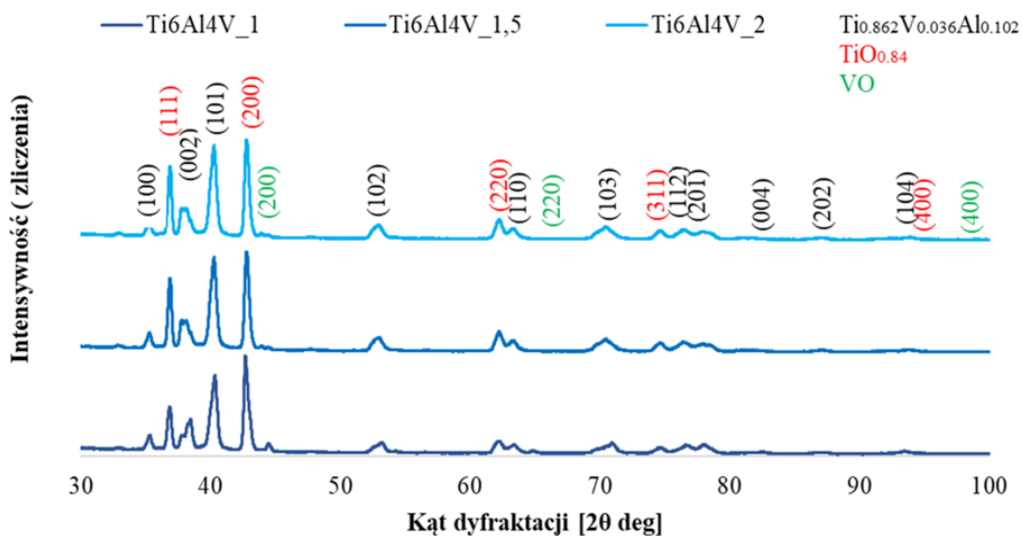
10.5. Badania składu fazowego

Przeprowadzona analiza wykazała wpływ wiązki laserowej na skład fazowy powłok natryskanych zimnym gazem. Zmiany zachodzące w składzie fazowym powłok były zależne od zastosowanego proszku oraz prędkości wiązki laserowej. W przypadku powłoki Ti (rys. 10.22) po modyfikacji laserowej zaobserwowano oprócz fazy Ti (występującej w proszku i powłoce natryskanej zimnym gazem) obecność fazy TiO oraz Ti₃O. W badanych powłokach Ti podstawową fazę stanowi tytan, który jest głównym składnikiem powłoki natryskanej zimnym gazem. Największe wartości osiąga dla modyfikacji wiązką laserową o prędkości 1,5 m/min.



Rysunek 10.22. Dyfraktogramy XRD powłok Ti po modyfikacji wiązką laserową

Dyfraktogramy powłok Ti-6Al-4V (rys. 10.23) po modyfikacji laserowej ujawniły obecność trzech faz: $\text{Ti}_{0.862}\text{V}_{0.036}\text{Al}_{0.102}$; $\text{TiO}_{0.84}$; VO. Zaobserwowano, że wraz ze wzrostem prędkości wiązki laserowej maleje zawartość fazy obecnej w proszkach.



Rysunek 10.23. Dyfraktogramy XRD powłok Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową

Dyfraktogramy powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji laserowej wyraźnie różnią się od powłok natryskanych zimnym gazem w wyniku powstania nowych faz związanych z szybkim ich chłodzeniem podczas przetopu laserowego. Wykazuje to, że modyfikacja laserowa powłok natryskiwanych zimnym gazem powoduje znaczące zmiany w mikrostrukturze.

10.6. Pomiary porowatości

Powłoki Ti i Ti-6Al-4V natryskane zimnym gazem po modyfikacji laserowej wykazują znaczne zmniejszenie porowatości oraz zanikanie granic znajdujących się pomiędzy lamelami. Analizie porównawczej poddano strefę przetopienia powłok. Otrzymane wyniki powłok po przetopieniu laserowym przedstawiono w tabeli 10.4. Zaobserwowano, że dla prędkości wiązki laserowej 1,5 m/min porowatość była najmniejsza. Natomiast największą porowatość odnotowano dla powłoki przetopionej wiązką lasera z prędkością 2 m/min. Zmniejszenie porowatości występuje w większości przypadków powłok natryskiwanych cieplnie poddanych modyfikacji laserowej [149, 150].

Tabela 10.4. Porowatość dla powłok przed i po modyfikacji wiązką laserową

Powłoka	Prędkość, m/min	Porowatość, % obj.
Ti	1	0,07 ±0,08
	1,5	0,06 ±0,05
	2	0,10 ±0,06
Ti-6Al-4V	1	0,09 ±0,08
	1,5	0,05 ±0,03
	2	0,13 ±0,05

10.7. Pomiary mikrotwardości

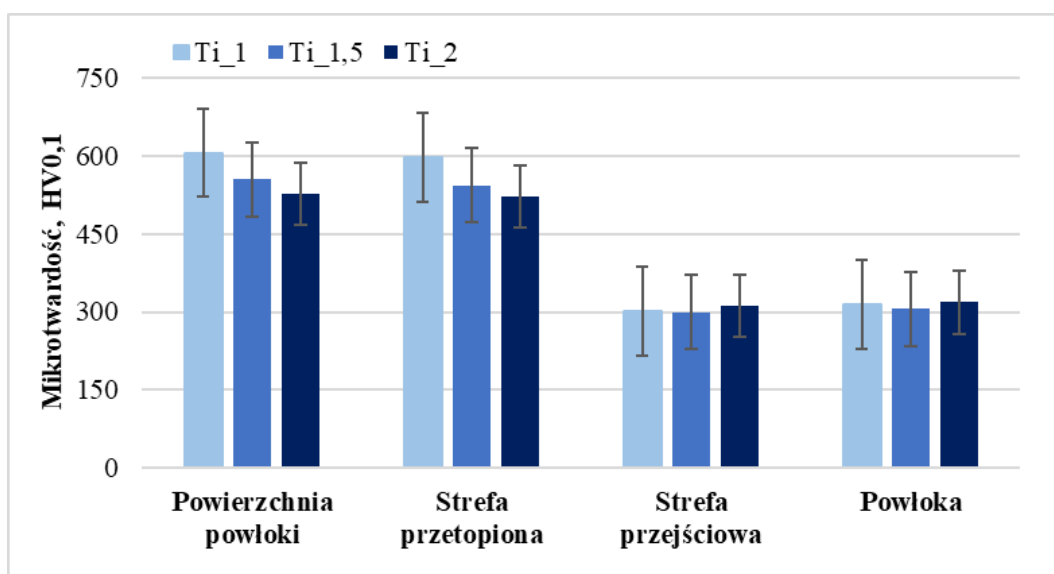
W powłokach Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem zaobserwowano wzrost mikrotwardości po modyfikacji laserowej. Mikrotwardości HV0.1 powłok po przetopieniu laserowym przedstawiono w tabeli 10.5.

Tabela 10.5. Mikrotwardość HV0.1 powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową w badanych strefach

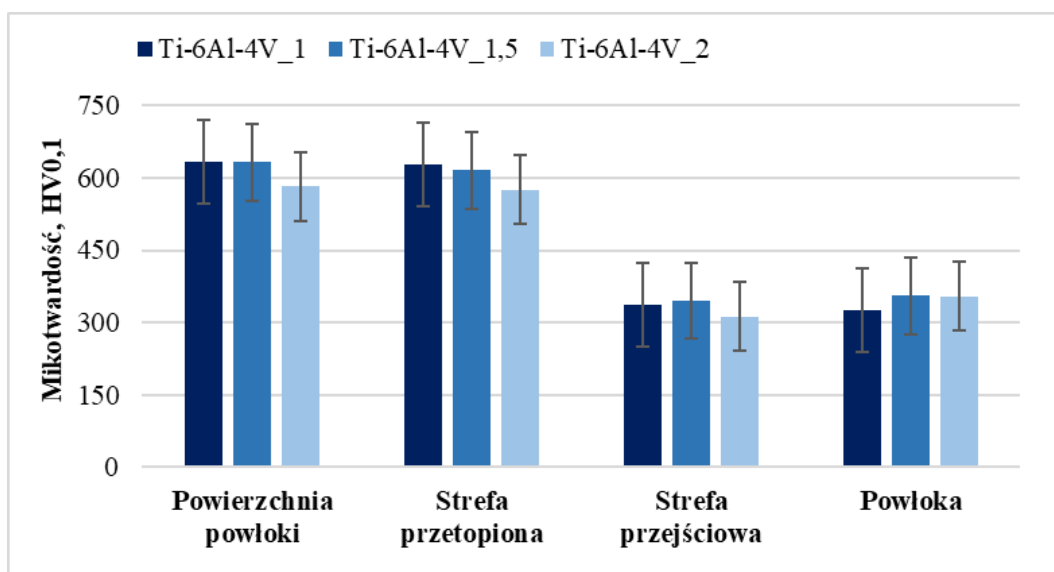
Powłoka	Prędkość, m/min	Powierzchnia	Strefa przetopiona	Strefa przejściowa	Powłoka
Ti	1	605,6 ±16,7	597,4 ±9,1	298,7 ±24,6	311,7 ±34,6
	1,5	555,3 ±15,2	543,8 ±6,3	299,3 ±16,6	305,8 ±13,6
	2	527,3 ±6,83	521,8 ±15,7	311,8 ±10,5	318,3 ±28,3
Ti-6Al-4V	1	634,2 ±19,8	628,0 ±19,7	337,6 ±10,4	325,6 ±12,4
	1,5	632,0 ±32,9	615,4 ±32,4	345,9 ±21,4	355,2 ±14,3
	2	582,7 ±8,3	574,7 ±11,2	312,8 ±17,7	354,0 ±17,8

Mikrotwardość HV0.1 powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji laserowej jest ponad dwukrotnie większa (na powierzchni i w strefie przetopienia) w porównaniu do powłoki natryskanej zimnym gazem. W wyniku przetapiania laserowego materiał powłoki ulega utlenieniu, na powierzchni powstaje tlenek tytanu (TiO i Ti₃O), który jest znacznie twardszy od tytanu. Zaobserwowano także, że przetopienie laserowe znacznie zwiększyło mikrotwardości w strefie po przetopieniu oraz w strefie przy podłożu. Twardość w strefie wpływu ciepła (strefie przejściowej) jest zbliżona lub niższa od natryskanych powłok,

jest to zależne od mikrostruktury występującej w tej strefie. Im dalej od obróbitej laserem powierzchni tym twardość zmniejsza się, co spowodowane jest postępującą redukcją tlenu dyfundowanego znajdującego się w tytanie po obróbce laserowej [47, 151]. W przypadku modyfikacji laserowej powłoki Ti-6Al-4V zwiększona twardość powierzchni spowodowana jest tworzeniem się twardych α faz martenzytycznych w mikrostrukturze [152]. Obróbka laserowa o większej mocy może spowodować powstawanie grubszej warstwy powierzchniowej poddanej obróbce laserowej, co odpowiada za wyższe wartości twardości [118]. Graficzne zastawienie wyników dla powłoki Ti (rys. 10.24) oraz powłoki Ti-6Al-4V (rys. 10.25) po modyfikacji laserowej przedstawiono w zależności od zastosowanej prędkości wiązki laserowej. Analiza wyników wykazała, że twardość powłok po obróbce laserowej maleje wraz ze wzrostem prędkości wiązki.



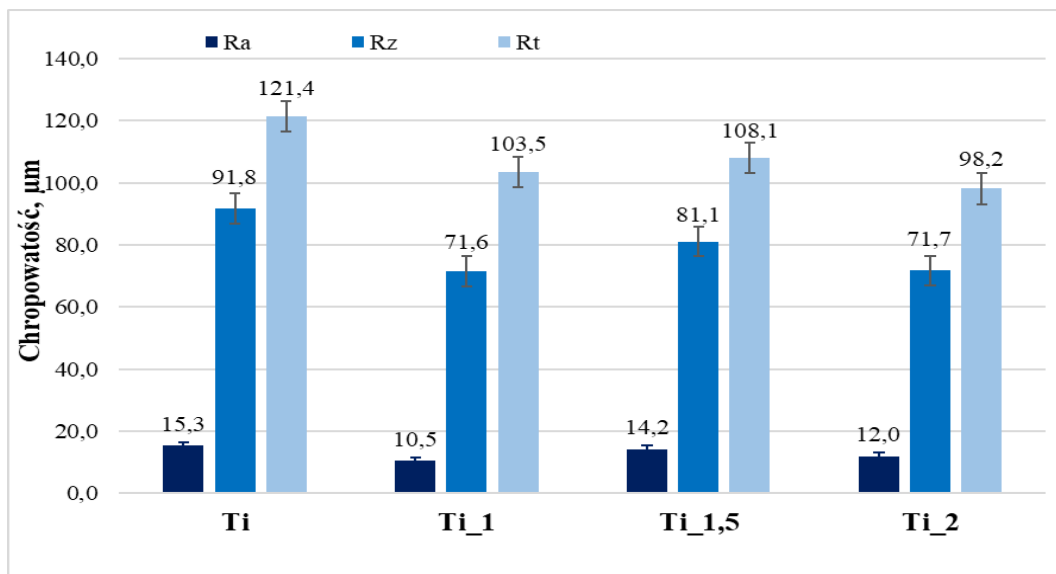
Rysunek 10.24. Mikrotwardość powłok Ti po modyfikacji wiązką laserową w badanych strefach



Rysunek 10.25. Mikrotwardość powłok Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową w badanych strefach

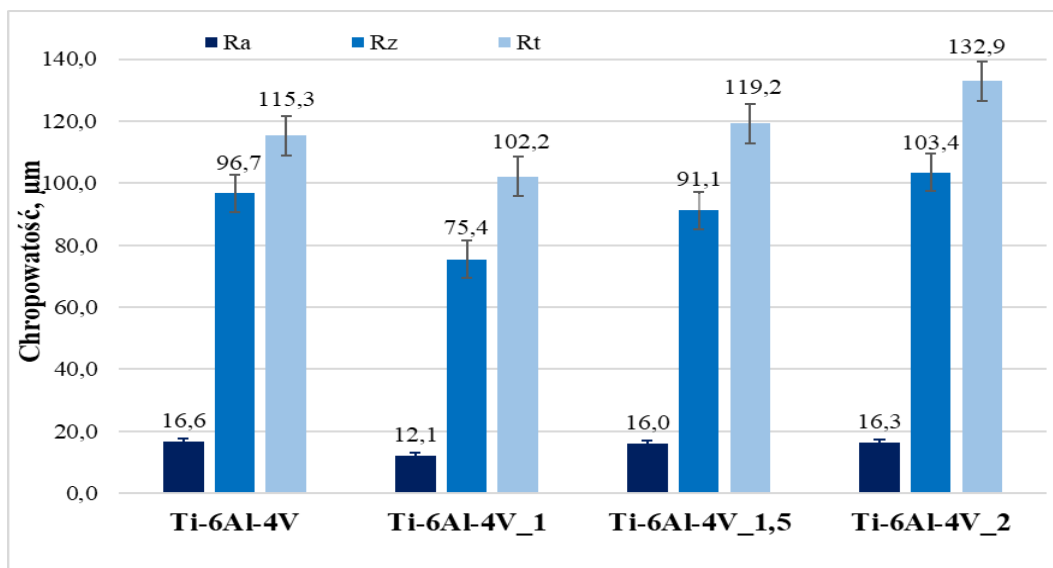
10.8. Pomiary chropowatości

Zgodnie z uzyskanymi wynikami (rys. 10.26 i 10.27) powłoki Ti oraz Ti-6Al-4V po modyfikacji laserowej przy różnych prędkościach wiązki laserowej charakteryzują się różną chropowatością. W powłoce Ti po przetopieniu laserowym chropowatość uległa zmniejszeniu w porównaniu do powłoki natryskanej zimnym gazem. Przy prędkości wiązki lasera 1 m/min chropowatość otrzymanej powłoki była o 1/3 mniejsza w porównaniu z powłoką po samym natryskiwaniu zimnym gazem. Przy pozostałych prędkościach spadek chropowatości był mniejszy. Zmniejszenie chropowatości powłok po przetopie laserowym spowodowane jest wysoką gęstością energii cieplnej, która w bardzo krótkim okresie czasu działa na natryskaną powłokę.



Rysunek 10.26. Chropowatość powierzchni powłoki Ti po modyfikacji wiązką laserową

W przypadku powłoki Ti-6Al-4V największe zmniejszenie chropowatości występuje przy zastosowaniu wiązki lasera o prędkości 1 m/min. W pozostałych przypadkach wartości chropowatości zmalały nieznacznie. Na podstawie przeprowadzonych testów na powłoce Ti-6Al-4V natryskanej zimnym gazem można stwierdzić, że chropowatość powłok zależy od zastosowanej prędkości lasera. Im większa prędkość przesuwu wiązki lasera tym wyższa chropowatość.



Rysunek 10.27. Chropowatość powierzchni powłoki Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową

Chropowatość powierzchni powłok natryskanych zimnym gazem po modyfikacji laserowej zależy od właściwości zastosowanego proszku.

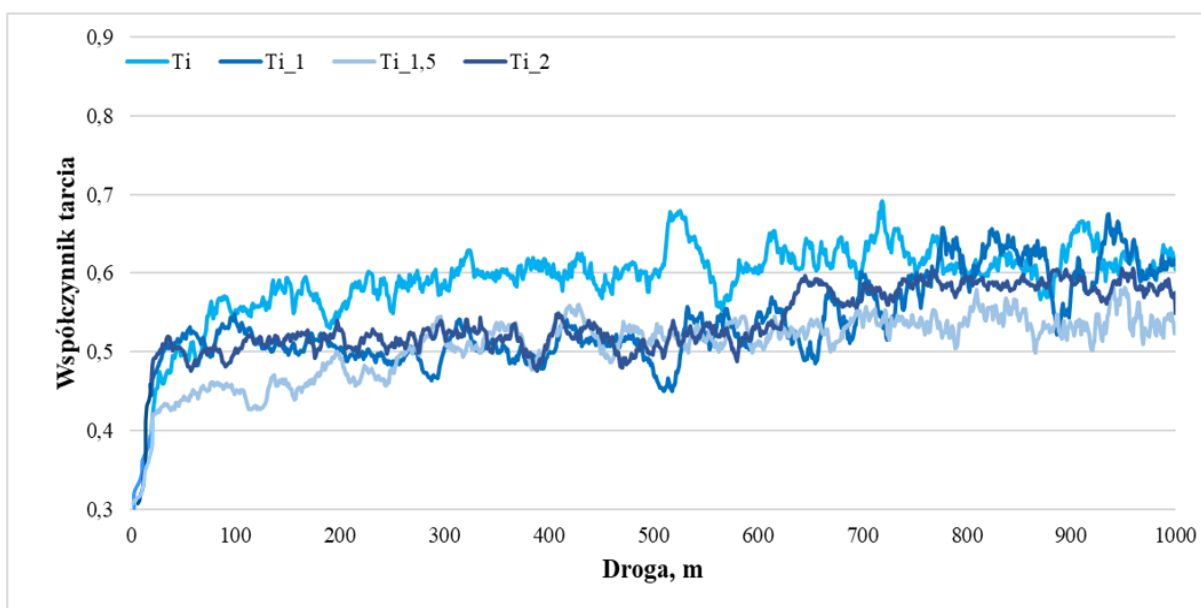
10.9. Badanie odporności na zużycie na stanowisku typu kulka-tarcza

Na podstawie analizy wyników badań odporności na zużycie na stanowisku typu kulka-tarcza powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przeprowadzono analizę porównawczą. Pomiary przeprowadzono w identycznych warunków jak w przypadku powłok niepoddanych obróbce laserowej. Pomiary wykonano na próbkach, których chropowatość powierzchni wynosiła $Ra = 0,125 \pm 0,016 \mu\text{m}$. W tabeli 10.6 zestawiono właściwości tribologiczne po modyfikacji laserowej z uwzględnieniem zastosowanej prędkości wiązki lasera. Na otrzymane wyniki wpłynęła chropowatość Ra oraz głębokość przetopionej strefy. Przeprowadzona analiza współczynnika tarcia oraz intensywności zużycia wykazała spadek w stosunku do powłok natryskanych zimnym gazem.

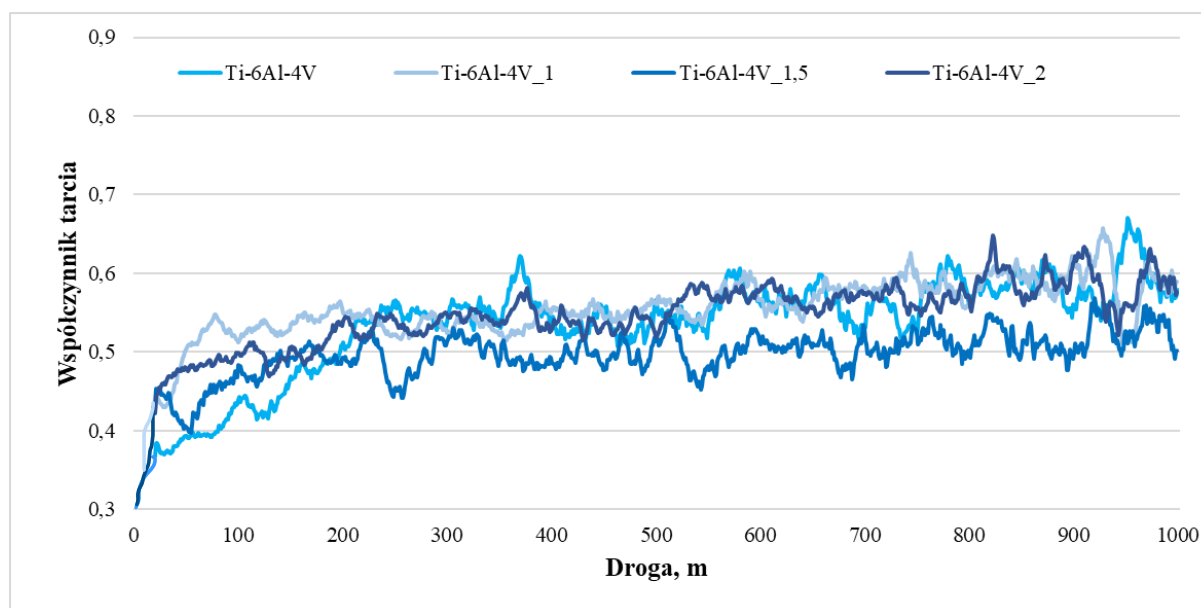
Tabela 10.6. Współczynnik tarcia, intensywność zużycia dla powłok Ti i Ti-6Al-4V przed i po modyfikacji wiązką laserową

Powłoka	Współczynnik tarcia	Intensywność zużycia, $10^{-3} \text{ mm}^3/\text{Nm}$
Ti	$0,58 \pm 0,01$	$1,33 \pm 0,03$
Ti_1	$0,52 \pm 0,02$	$1,08 \pm 0,03$
Ti_1,5	$0,51 \pm 0,02$	$0,94 \pm 0,02$
Ti_2	$0,53 \pm 0,01$	$1,00 \pm 0,04$
Ti-6Al-4V	$0,54 \pm 0,02$	$0,97 \pm 0,03$
Ti-6Al-4V_1	$0,53 \pm 0,03$	$0,93 \pm 0,03$
Ti-6Al-4V_1,5	$0,45 \pm 0,04$	$0,54 \pm 0,04$
Ti-6Al-4V_2	$0,51 \pm 0,07$	$0,87 \pm 0,02$

Wykresy współczynnika tarcia w funkcji drogi przedstawiono na rysunkach 10.28 i 10.29 dla badanych powłok Ti i Ti-6Al-4V. W obu przypadkach dla prędkości wiązki laserowej równej 1,5 m/min otrzymano najmniejsze wartości współczynnika tarcia. Dla powłoki Ti odnotowano spadek o 12,1%, a dla powłoki 16,7% w porównaniu z powłokami natryskanymi zimnym gazem. Największe wartości odnotowano dla prędkości wiązki laserowej 1 m/min. Ze względu na wyższy parametr chropowatości Ra, który wpływa na współczynnik tarcia, w przypadku przygotowanych do testów powłok po modyfikacji laserowej zakłada się, że otrzymany wynik jest zawyżony.



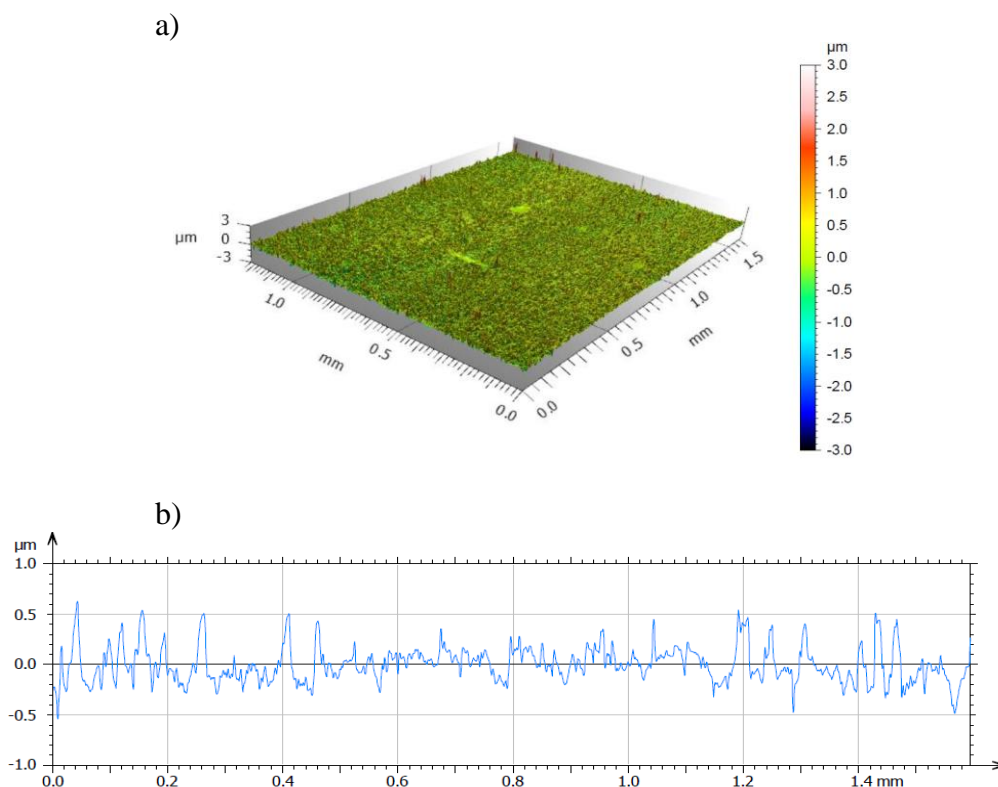
Rysunek 10.28. Zmiany współczynnika tarcia dla powłok Ti przed i po modyfikacji wiązką laserową z prędkościami: 1 m/min, 1,5 m/min, 2 m/min



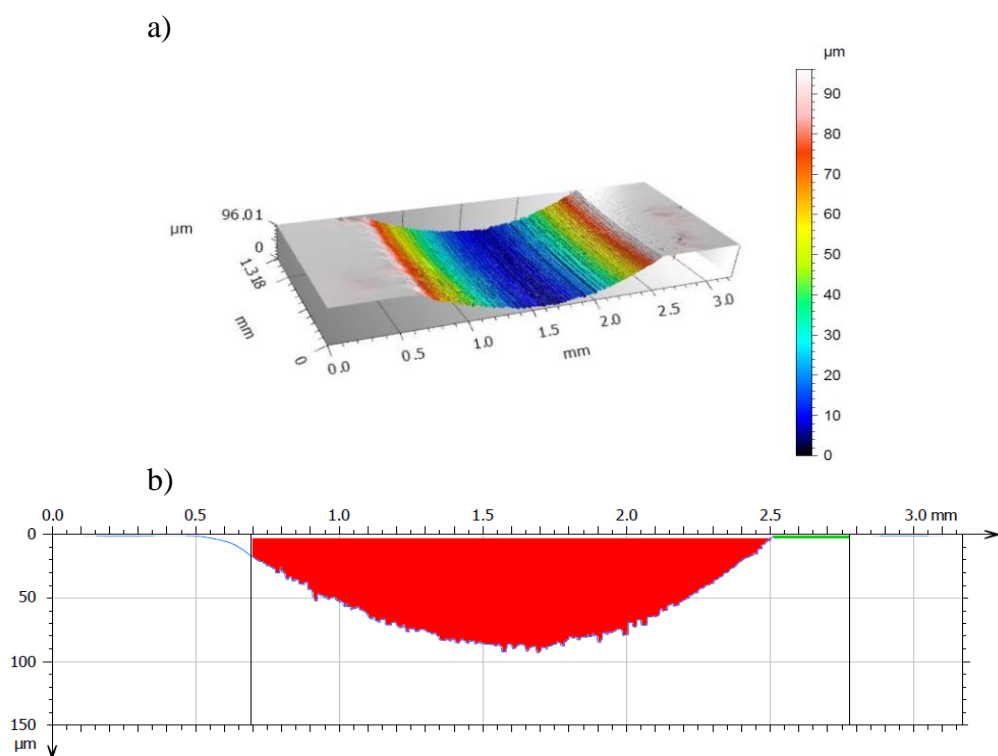
Rysunek 10.29. Zmiany współczynnika tarcia dla powłok Ti-6Al-4V przed i po modyfikacji wiązką laserową z prędkościami: 1 m/min, 1,5 m/min, 2 m/min

Powłoki po modyfikacji laserowej charakteryzowały się obniżeniem intensywności zużycia w stosunku do powłok niepoddanych obróbce laserowej. Najmniejsze wartości otrzymano dla powłok Ti i Ti-6Al-4V przy zastosowaniu 1,5 m/min prędkości wiązki lasera, a największe dla 1 m/min, analogicznie jak w przypadku współczynnika tarcia. W przypadku powłoki Ti największy spadek wynosił 29,99%, a dla powłoki Ti-6Al-4V 44,33%. Zużycie ścierających się powierzchni spowodowane zostało większą chropowatością i powstawaniem zanieczyszczeń eksploatacyjnych, co z kolei spowodowało spadek intensywności zużycia, zmniejszając międzyfazową wytrzymałość na ścinanie pomiędzy nimi.

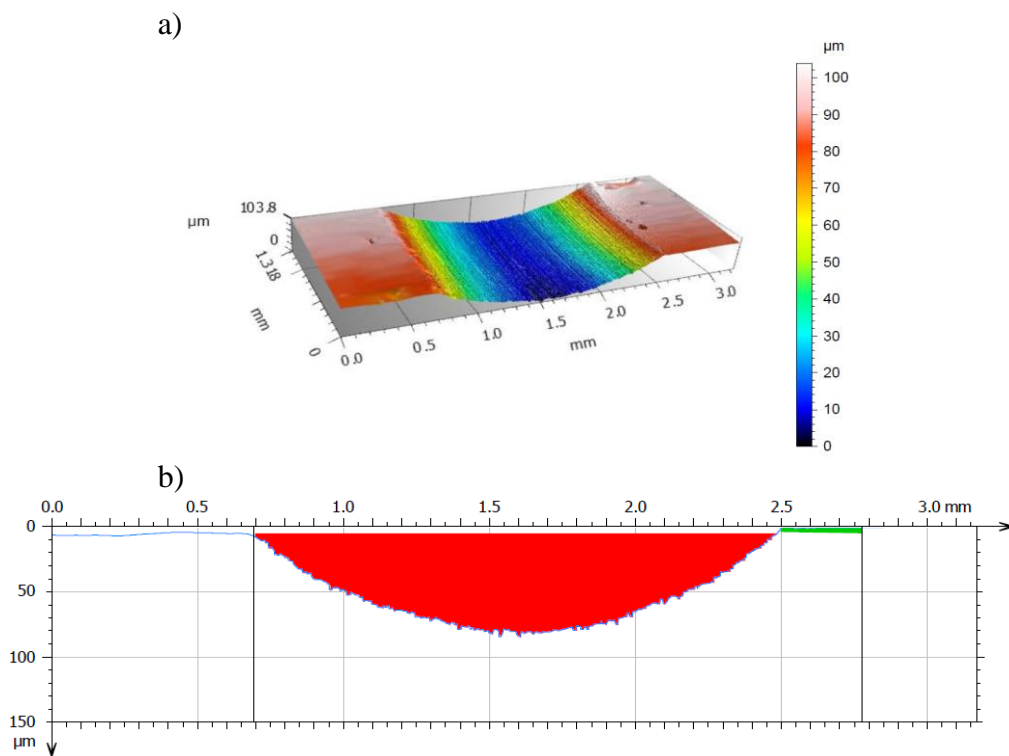
Na rysunkach 10.30 i 10.34 przedstawiono obrazy topografii i profile w przekroju poprzecznym dla powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji laserowej przed testami tribologicznymi. Natomiast obrazy topografii śladów zużycia oraz ich profil zużycia po testach przedstawiono na rysunkach 10.31-10.33 i 10.35-10.37. Na podstawie wyników stwierdzono mniejsze ślady zużycia dla powłok po przetapianiu laserowym, co potwierdza mniejszy współczynnik intensywności zużycia. Analizując wyniki w zależności od prędkości zastosowanej wiązki laserowej, najmniejszy ślad zużycia otrzymano dla prędkości 1,5 m/min dla obu powłok.



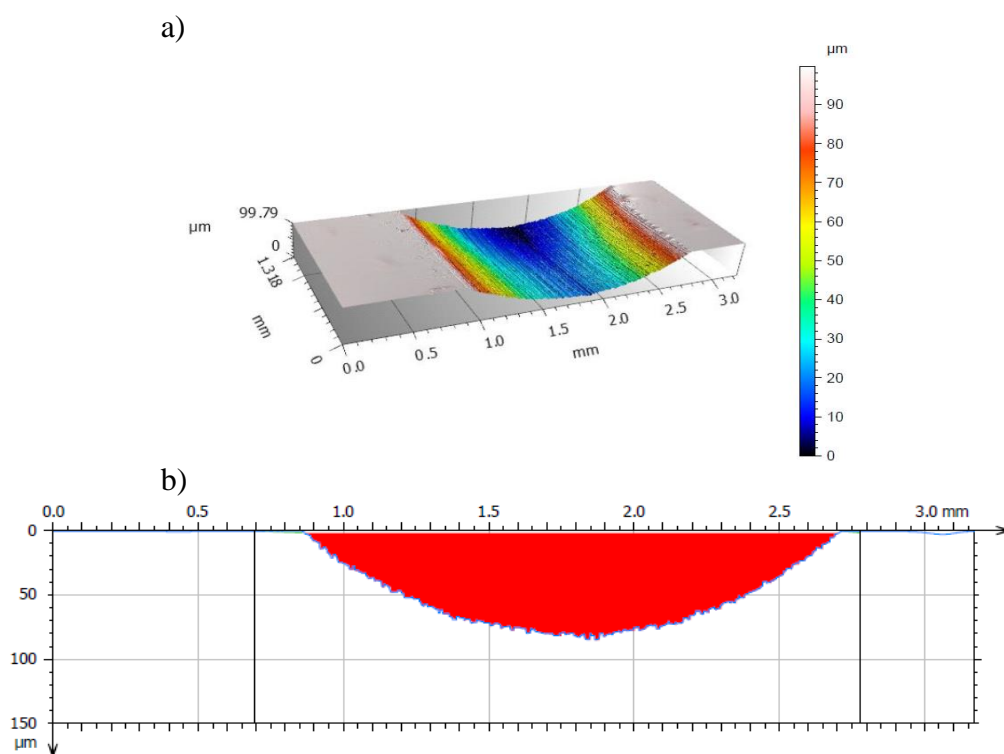
*Rysunek 10.30. Powłoka Ti po modyfikacji wiązką laserową:
a) topografia powierzchni, b) przekrój poprzeczny profilu*



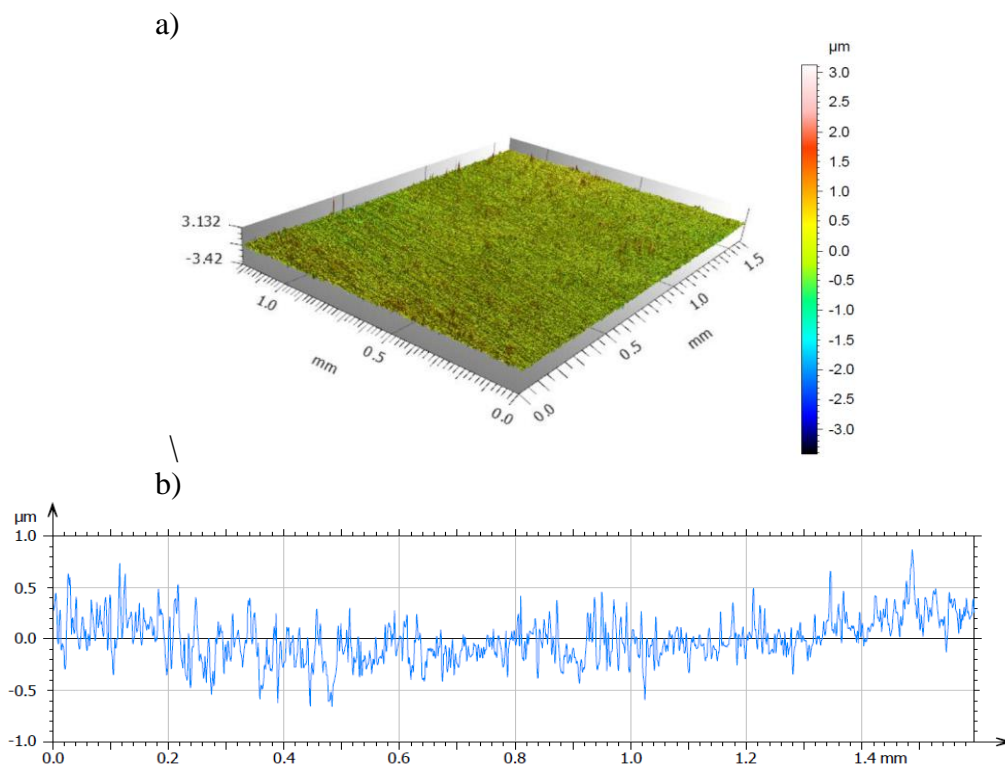
Rysunek 10.31. Powłoka Ti po modyfikacji wiązką laserową, 1 m/min:
 a) topografia powierzchni śladu zużycia, b) przekrój poprzeczny profilu zużycia



Rysunek 10.32. Powłoka Ti po modyfikacji wiązką laserową, 1,5 m/min:
 a) topografia powierzchni śladu zużycia, b) przekrój poprzeczny profilu zużycia

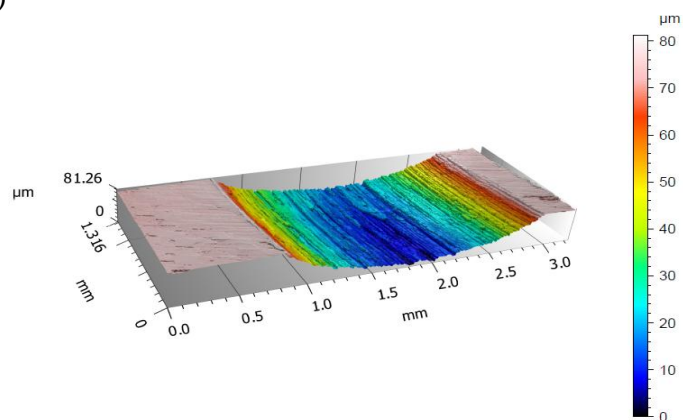


Rysunek 10.33. Powłoka Ti po modyfikacji wiązką laserową, 2 m/min:
 a) topografia powierzchni śladu zużycia, b) przekrój poprzeczny profilu zużycia

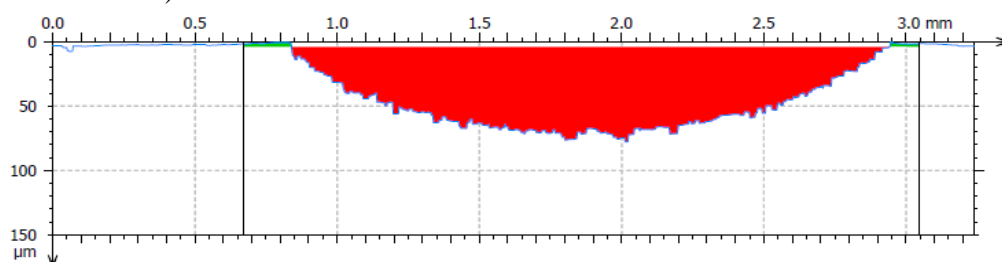


Rysunek 10.34. Powłoka Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową:
 a) topografia powierzchni, b) przekrój poprzeczny profilu

a)

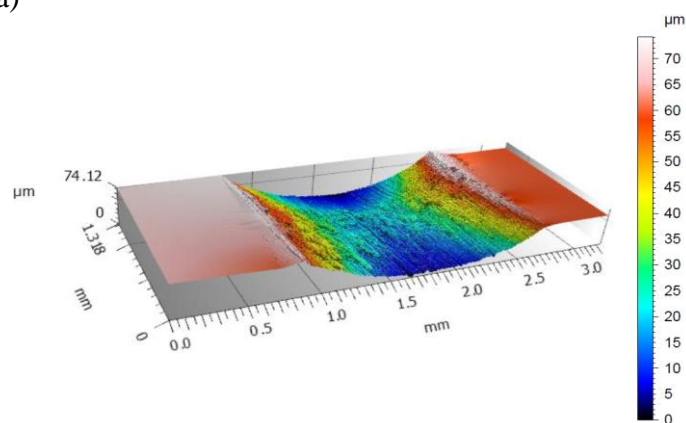


b)

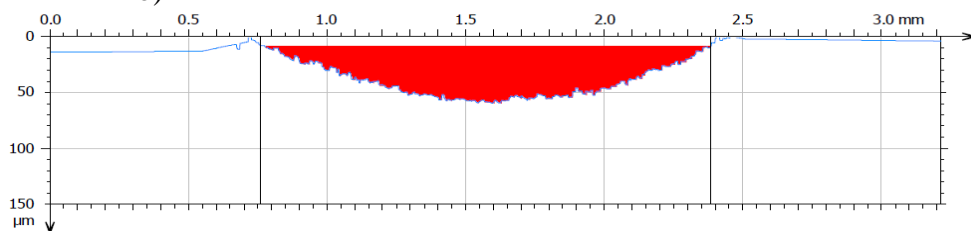


Rysunek 10.35. Powłoka Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową, 1 m/min:
a) topografia powierzchni śladu zużycia, b) przekrój poprzeczny profilu zużycia

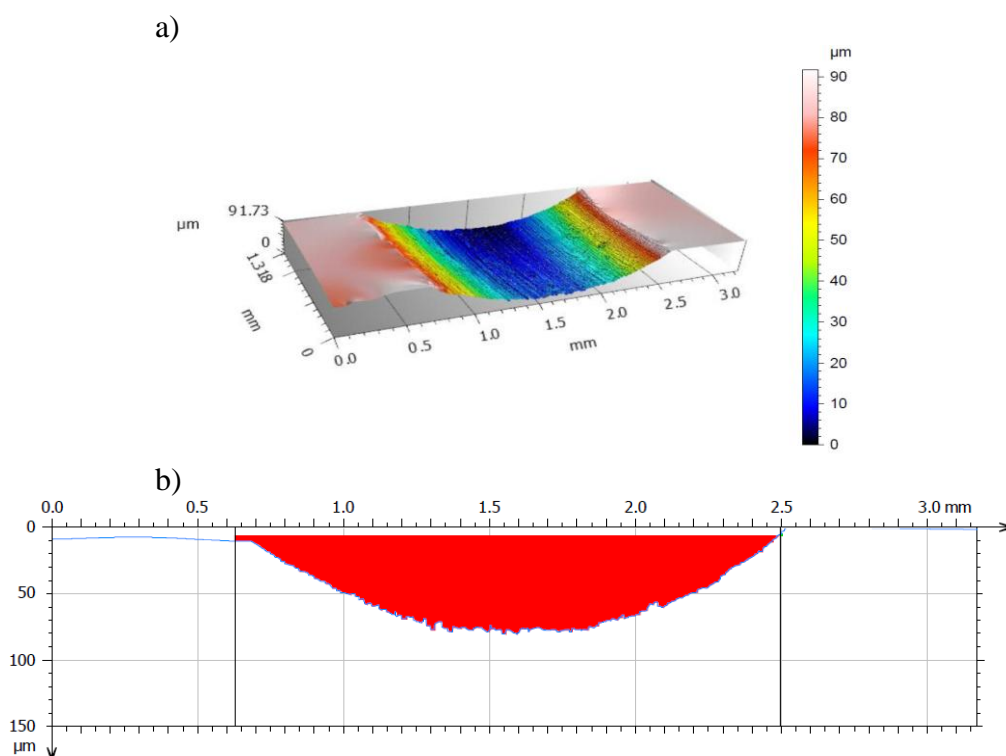
a)



b)



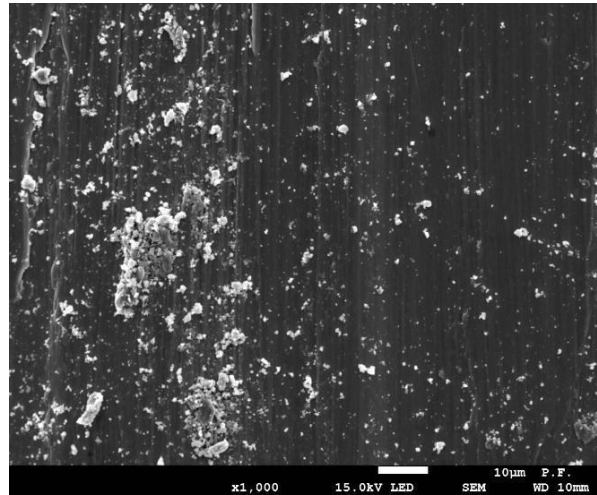
Rysunek 10.36. Powłoka Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową, 1,5 m/min:
a) topografia powierzchni śladu zużycia, b) przekrój poprzeczny profilu zużycia



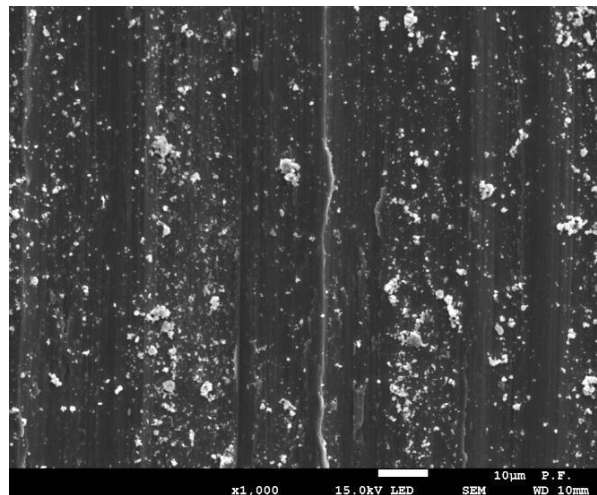
Rysunek 10.37. Powłoka Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową, 2 m/min:
 a) topografia powierzchni śladu zużycia, b) przekrój poprzeczny profilu zużycia

Na rysunkach 10.38 i 10.39 przedstawiono morfologię śladów zużycia dla powłok po modyfikacji laserowej w zależności od prędkości wiązki laserowej Ti i Ti-6Al-4V. Morfologia zużycia badanych powłok jest zbliżona do morfologii powłok po natryskiwaniu zimnym gazem przy obciążeniu 15 N. W morfologii widoczne są produkty zużycia, które zostały w rowkach ściernych.

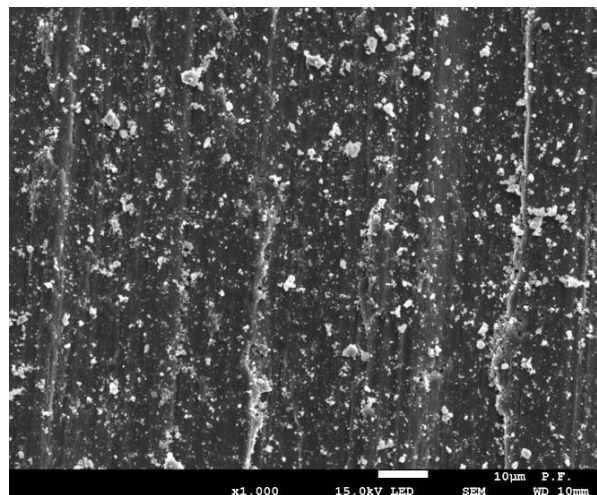
a)



b)

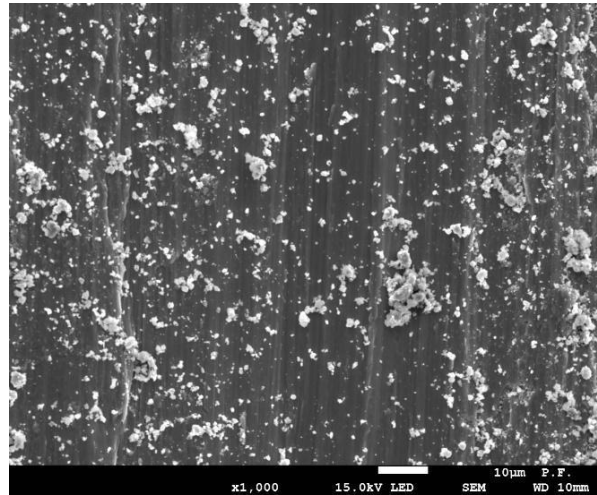


c)

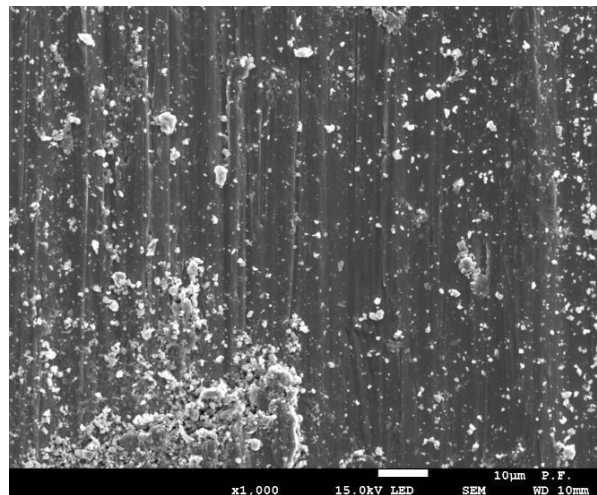


Rysunek 10.38. Morfologia zużycia powłoki Ti po modyfikacji wiązką laserową:
a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min

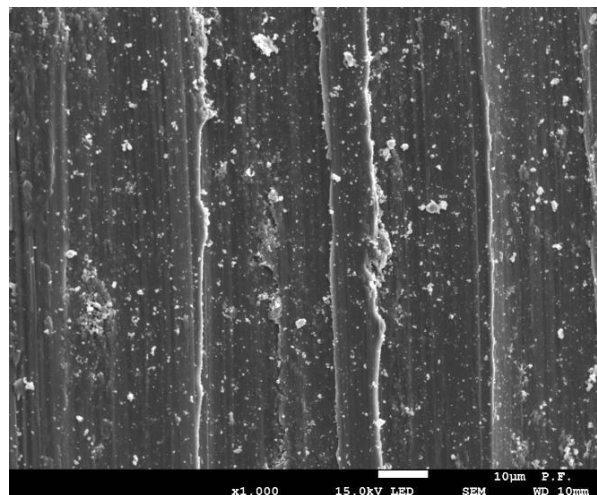
a)



b)



c)



Rysunek 10.39. Morfologia zużycia powłoki Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową:
a) 1 m/min, b) 1,5 m/min, c) 2 m/min

Analiza śladów zużycia powłok po modyfikacji laserowej wykazuje brak widocznych wyrwań w porównaniu z obrazem zużycia powłok natryskanych zimnym gazem przy tym

samym obciążeniu. Wpływa na to zmniejszona porowatość oraz zwiększona mikrotwardość powłoki także poniżej strefy przejściowej.

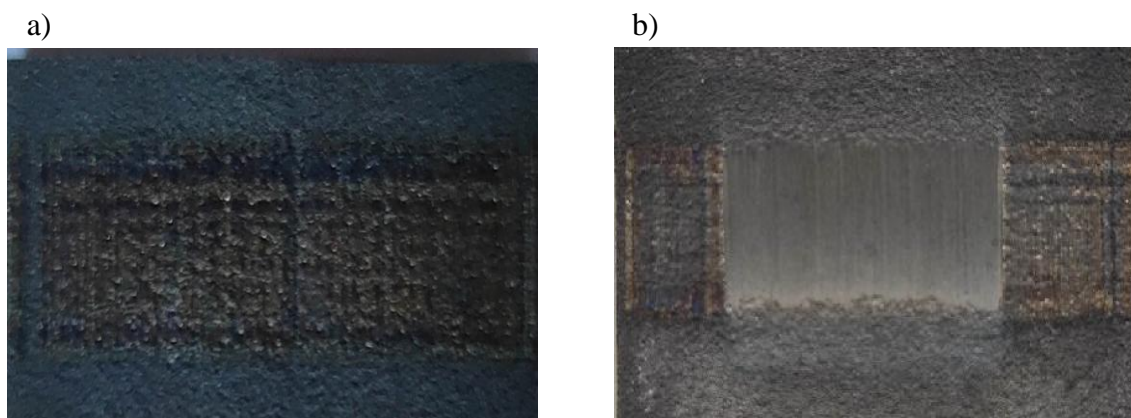
10.10. Badanie odporności na zużycie powłok luźnym ścierniwem

Analiza badań zużycia luźnym ścierniwem powłoki Ti natryskanej zimnym gazem polegała na porównaniu zużycia powłok po modyfikacji laserowej dla zastosowanej prędkości wiązki lasera oraz powłok natryskanych zimnym gazem. Pomiary zostały przeprowadzone w identycznych warunków. W tabeli 10.7 zestawiono wyniki pomiarów.

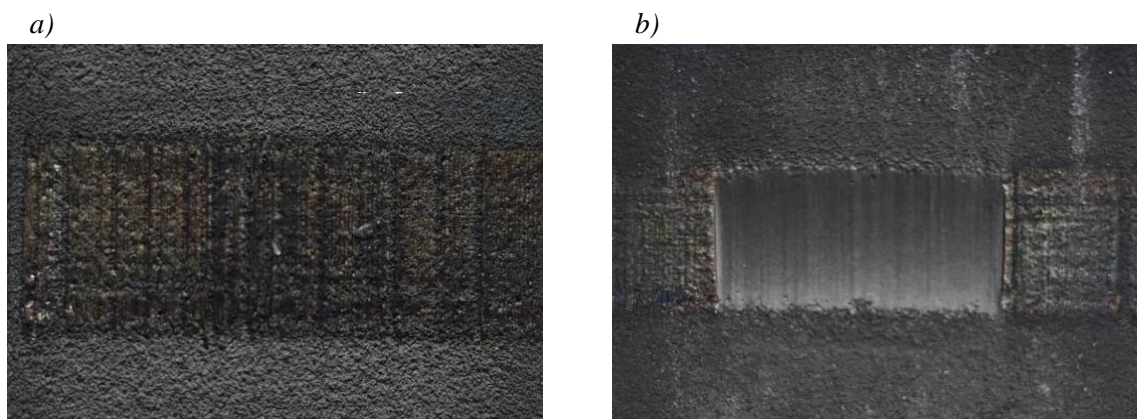
Tabela 10.7. Całkowite i cząstkowe zużycie powłoki Ti przed i po modyfikacji wiązką laserową

Czas testu, min	Zużycie, mg			
	Ti	Ti_1	Ti_1,5	Ti_2
10	42,33 ±8,99	12,33 ±2,31	13,33 ±1,52	12,00 ±3,05
20	42,17 ±9,15	34,33 ±3,06	30,33 ±3,79	29,33 ±1,52
30	40,50 ±6,84	28,67 ±2,52	24,67 ±6,81	32,33 ±2,91
40	40,33 ±7,66	23,33 ±1,52	25,67 ±0,58	25,00 ±3,61
50	36,67 ±5,45	35,33 ±3,51	23,33 ±3,36	29,33 ±2,52
Całkowite	202,00 ±3,15	133,99 ±2,11	117,33 ±2,71	128,99 ±2,31

Z przeprowadzonych badań wynika, że powłoki Ti po modyfikacji laserowej wykazują mniejsze zużycie w porównaniu z powłokami natryskanymi zimnym gazem. Na co wpływa zwiększona mikrotwardość powłoki przetopionej laserowo. Najmniejsze zużycie zaobserwowano dla powłoki przy zastosowaniu 1,5 m/min prędkości wiązki lasera. W przypadku powłok po modyfikacji laserowej po pierwszym teście ubytek jest 4 razy mniejszy w porównaniu z powłoką natryskaną zimnym gazem. Zużycie materiału w każdym z testów po obróbce laserowej jest mniejszy, co świadczy o wyższej mikrotwardości powłoki, również w strefie przejściowej. Mikrofotografie powłok Ti oraz Ti-6Al-4V po modyfikacji laserowej przed testem i po teście odporności na zużycie ściernie przedstawiono kolejno na rysunkach 10.40 i 10.41.



Rysunek 10.40. Powłoka Ti po modyfikacji wiązką laserową, 2 m/min:
a) przed, b) po 5 przejściach testu na zużycie ściernie (źródło własne)



Rysunek 10.41. Powłoka Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową, 2 m/min:
a) przed, b) po teście na zużycie ściernie (źródło własne)

Wyniki badań dla powłoki Ti-6Al-4V przedstawiono w tabeli 10.8.

Tabela 10.8. Całkowite i cząstkowe zużycie powłoki Ti-6Al-4V przed i po modyfikacji wiązką laserową

Czas testu, min	Zużycie, mg			
	Ti-6Al-4V	Ti-6Al-4V_1	Ti-6Al-4V_1,5	Ti-6Al-4V_2
10	22,33 ±9,61	16,00 ±5,53	15,33 ±2,08	16,33 ±2,45
20	47,67 ±7,34	23,67 ±3,37	22,67 ±1,04	25,33 ±4,04
30	41,67 ±6,66	38,67 ±0,58	34,33 ±4,66	35,67 ±2,51
40	46,33 ±9,07	32,00 ±4,96	35,33 ±6,69	33,88 ±6,02
50	37,67 ±5,51	37,00 ±1,36	33,67 ±2,51	35,4 ±6,52
Całkowite	195,67 ±4,72	147,34 ±2,15	141,33 ±3,22	146,61 ±4,12

Analiza wyników zużycia dla powłoki Ti6A4V po modyfikacji laserowej wykazuje mniejsze zużycie podczas testów odporności na ścieranie luźnym ścierniwem w stosunku do powłok natryskanych zimnym gazem. Dla wszystkich prędkości zaobserwowano znaczny spadek zużycia dla dwóch pierwszych testów, co może świadczyć, że testy zostały przeprowadzone w strefie przetopionej, o znacznie wyższej twardości niż powłoka.

Powłoki po modyfikacji laserowej wykazały lepsze właściwości ściernie od powłok natryskanych zimnym gazem. Ponadto w obu powłokach zaobserwowano tą samą zależność, dla prędkości 1,5 m/min wykazały najwyższe całkowite zużycie.

10.11. Badanie erozyjne

Biorąc pod uwagę wyniki badań dla powłok natryskanych zimnym gazem analizę porównawczą badań erozyjnych przeprowadzono dla powłok po modyfikacji laserowej przy zastosowaniu elektrokorundu NKF37/280 (o granulacji $36,2 \pm 1,5\% \mu\text{m}$). Pomiary wykonano zachowując identyczne warunki (ciśnienie, czas). Wyniki badań w zależności od prędkości wiązki lasera dla powłoki Ti przedstawiono w tabeli 10.9.

Tabela 10.9. Zużycie dla powłoki Ti przed i po modyfikacji wiązką laserową

Czas testu, s	Zużycie, mg			
	Ti	Ti_1	Ti_1,5	Ti_2
5	44,8 ±7,0	26,3 ±7,1	33,7 ±5,9	13,2 ±1,9
10	68,8 ±6,9	37,7 ±6,3	38,5 ±5,3	31,6 ±4,8
15	78,7 ±7,5	36,3 ±7,2	28,8 ±2,9	51,6 ±7,9
20	50,5 ±7,3	40,0 ±8,7	25,5 ±1,3	51,8 ±6,4
25	57,2 ±4,2	32,3 ±2,9	21,3 ±2,5	59,2 ±7,1
30		43,7 ±5,7	26,3 ±4,6	75,8 ±9,7
35		23,0 ±9,8	21,2 ±5,1	
40		24,3 ±8,1	21,2 ±5,1	
45			21,1 ±3,1	

Powłoki Ti po przetopie laserowym charakteryzują się mniejszym zużyciem, co przekłada się na dłuższy czas przeprowadzania testu (momentu przetarcia). Najlepsze wyniki uzyskano przy zastosowaniu prędkości wiązki lasera 1,5 m/min. Zużycie jest znacznie mniejsze w danym teście co przekłada się na wydłużenie czasu z 25 s, w przypadku powłoki natryskanej zimnym gazem do 45 s dla prędkości 1,5 m/min. Otrzymane wyniki pomiarów zużycia erozyjnego w zależności od prędkości wiązki lasera dla powłoki Ti-6Al-4V przedstawiono w tabeli 10.10.

Tabela 10.10. Zużycie dla powłoki Ti-6Al-4V przed i po modyfikacji wiązką laserową

Czas testu, s	Zużycie, mg			
	Ti-6Al-4V	Ti-6Al-4V_1	Ti-6Al-4V_1,5	Ti-6Al-4V_2
5	37,1 ±6,7	26,6 ±4,3	16,3 ±6,1	33,2 ±7,2
10	43,0 ±6,5	37,4 ±4,8	15,7 ±7,2	29,7 ±2,5
15	47,1 ±8,8	45,1 ±2,7	19,7 ±5,5	24,3 ±6,6
20	56,1 ±9,1	56,0 ±6,4	22,7 ±4,5	27,6 ±4,7
25	64,1 ±7,8	62,2 ±4,3	14,5 ±1,7	26,8 ±3,2
30			20,1 ±6,4	22,7 ±2,1
35			15,7 ±3,2	

W przypadku zastosowania modyfikacji laserowej na powłokę Ti-6Al-4V natryskaną zimnym gazem również zaobserwowano mniejsze zużycie. Najlepsze rezultaty otrzymano dla powłoki przy zastosowaniu prędkości wiązki lasera 1,5 m/min. W każdym z cyklu testu zauważalny jest mniejszy ubytek wagowy w porównaniu z powłoką natryskaną zimnym gazem. Czas oddziaływania elektrokorundu na przetopione podłoże wydłużył się o 10 s. Natomiast w przypadku oddziaływania wiązki lasera o prędkości 1 m/min nie zaobserwowano znaczących różnic. Jedyne w przypadku dwóch pierwszych cykli zużycie jest nieznacznie mniejsze, świadczy to, że głębokość strefy przetopienia w tym przypadku była niewystarczająca aby mogła wpłynąć na właściwości erozyjne powłoki Ti-6Al-4V natryskanej zimnym gazem.

III. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Natryskiwanie zimnym gazem powłok Ti i Ti-6Al-4V jest innowacyjną metodą umożliwiającą ich nakładanie, naprawę i regenerację części maszyn oraz wytwarzanie nowych komponentów. Niskotemperaturowy proces umożliwił nanoszenie powłok wykazujących unikalne właściwości, tj. wysoka czystość i doskonałe własności mechaniczne. Natryskane powłoki charakteryzują się identycznym składem fazowym jak zastosowany materiał powłokowy. W celu osiągnięcia polepszenia właściwości powłok natryskiwanych zimnym gazem zastosowano modyfikacje laserem CO₂.

Dobór parametrów przetapiania laserowego wynikający z doprowadzenia odpowiedniej ilości energii liniowej do materiału, właściwości przetapianych materiałów oraz rodzaju zastosowanego źródła promieniowania laserowego jest procesem złożonym i wymaga przeprowadzenia wielu badań doświadczalnych. Dlatego zakres parametrów został zawężony poprzez zastosowanie modelowania tego procesu. Modelowanie numeryczne umożliwiło uwzględnienie wielu zjawisk termofizycznych zachodzących podczas oddziaływania wiązki lasera na powierzchnię materiału. Wykorzystanie tej metody pozwoliło zarówno na dobór parametrów procesu niezbędnych do wykonania założonej geometrii przetopienia jak również określenie pewnych właściwości materiału przetapianego. Opracowanie modelu numerycznego umożliwiło oszacowanie obszaru przetopienia, a tym samym ograniczenie ilości badań doświadczalnych bez wpływu na jakość wyników.

Modyfikację laserową powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przeprowadzono dla trzech prędkości przetapiania: 1 m/min, 1,5 m/min, 2 m/min oraz stałej mocy lasera 2 kW. Przetopienie laserowe doprowadziło do zmniejszenia chropowatości oraz porowatości powłoki. Modyfikacja laserowa wpłynęła na mikrostrukturę, skład fazowy i właściwości powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem. Modyfikacja laserowa umożliwia uzyskanie powłoki o jednorodnej, gęstej mikrostrukturze.

Przed natryskaniem powłok zimnym gazem przeprowadzono badania próbków, które miały na celu analizę:

- składu granulometrycznego proszku,
- morfologii ziaren,
- składu fazowego,
- pomiaru modułu sprężystości i twardości.

Na powłokach natryskanych zimnym gazem oraz po modyfikacji laserowej zrealizowano szeroki zakres badań, który miał na celu scharakteryzowanie omawianych materiałów oraz analizę ich właściwości. Badania obejmowały:

- analizę morfologii powierzchni powłok i składu chemicznego,
- obserwację mikrostruktury i topografii powierzchni,
- określenie grubości powłok i stref przetopionych,
- analizę składu fazowego,
- pomiar porowatości,
- określenie twardości,

- testy odporności na zużycie ściernie typu kulka-tarcza oraz pomiary struktury geometrycznej powierzchni przed i po testach,
- testy odporności na zużycie ściernie luźnym ścierniwem oraz pomiary erozyjne.

Dodatkowo dla powłok natryskanych zimnym gazem przeprowadzono pomiary przyczepności powłok.

Przed procesem natryskiwania zimnym gazem zastosowane proszki zostały poddane badaniom. Pomiar granulometryczny proszku Ti wykazał uziarnienie na poziomie $d_{10} = 17,63 \mu\text{m}$, $d_{50} = 38,16 \mu\text{m}$, $d_{90} = 73,48 \mu\text{m}$, natomiast proszku Ti-6Al-4V $d_{10} = 25,45 \mu\text{m}$, $d_{50} = 41,87 \mu\text{m}$, $d_{90} = 56,12 \mu\text{m}$. Analiza morfologii ziaren ujawniła ich nieregularny kształt, co jest związane z nagromadzeniem się proszków o mniejszych rozmiarach. Przekrój poprzeczny ziaren proszku Ti nie wykazał widocznych porów i wtrąceń, natomiast w proszku Ti-6Al-4V zaobserwowano pory, które wskazują na jego gąbczasty charakter. Przeprowadzona analiza rozkładu pierwiastków dla proszku Ti potwierdziła, obecność tylko czystego tytanu. Natomiast w przypadku proszku Ti-6Al-4V z otrzymanej analizy możemy odczytać, że proszek składa się z 5,7% aluminium, 2,8% wanadu, i reszty tytanu. Analiza fazowa proszków metodą dyfrakcji rentgenowskiej ujawniła skład fazowy podany przez producenta. Dla proszku Ti zaobserwowano fazę Ti, a dla proszku Ti-6Al-4V fazę $\text{Ti}_{0,862}\text{V}_{0,036}\text{Al}_{0,102}$. Badania ujawniły w obu powłokach obecność dwóch faz: fazę α heksagonalną strukturę krystaliczną o bliskim upakowaniu (HCP), oraz fazę β o sześcienną strukturze (BCC). Przeprowadzony pomiar twardości proszków przy sile obciążenia 0,5 mN oraz 1 mN dla proszku Ti-6Al-4V wykazywał wyższe wartości w porównaniu z proszkiem Ti.

Badania powłok natryskanych zimnym gazem wykazały różnice morfologiczne i mikrostrukturalne w zależności od zastosowanego proszku. Morfologia powierzchni powłoki Ti charakteryzowała się mniejszą liczbą porów. W obu przypadkach nie zaobserwowano mikropęknięć. Otrzymane powłoki Ti i Ti-6Al-4V wykazywały się strukturą lamelarną, charakterystyczną dla tego procesu. W mikrostrukturze powłok zaobserwowano występowanie małych porów o niejednorodnym kształcie. Porowatość powłoki Ti-6Al-4V wynosiła 1,65% i jest ona ponad 3 razy większa od powłoki Ti, która była równa 0,54%. Większa ilość porów znajdujących się w powłoce Ti-6Al-4V związana jest z gąbczastym charakterem zastosowanego proszku. Rozkład liniowy składu chemicznego pierwiastków wzdłuż linii badanych powłok wskazuje na ich równomierne rozmieszczenie, co potwierdza przeprowadzona analiza map rozkładu. Analiza punktowa w mikroobszarach powłok natryskanych zimnym gazem wykazała obecność tych samych pierwiastków, co w badanych proszkach. Uzyskane grubości powłok wynosiły odpowiednio: dla powłoki Ti $567,33 \pm 3,06 \mu\text{m}$, i dla Ti-6Al-4V $950,33 \pm 2,08 \mu\text{m}$. Ocena struktury geometrycznej powierzchni powłok wykazała, że zastosowanie różnych proszków na takich samych podłożach przy zastosowaniu tych samych parametrów procesu natryskiwania zimnym gazem wpływa na ich topografię. Powłoka Ti-6Al-4V charakteryzowała się wyższymi wartościami parametrów: S_a , S_q , S_p , S_v i S_z . Badania składu fazowego powłok natryskanych zimnym gazem potwierdziły obecność tych samych faz co w przypadku proszków. Pomiar mikrotwardości powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przeprowadzono dla HV0.1. Zbadana mikrotwardość w czterech strefach: na powierzchni, przy powierzchni,

w centralnej części powłoki oraz przy podłożu wykazała niższe wartości dla powłoki Ti. Nie zaobserwowano znaczących różnic w zależności od badanej strefy. Otrzymane pomiary chropowatości powłoki Ti-6Al-4V cechują się wyższymi wartościami w stosunku do powłoki Ti, jest to związane z nieregularnym kształtem proszku i większą ilością porów w powłoce. Badania przyczepności wykazały wyższą siłę adhezji dla powłoki Ti, ponadto zaobserwowano rozwarstwienie w strefie kleju. W przypadku powłoki Ti-6Al-4V została ona w całości oderwana od podłoża.

Kluczowymi badaniami wykonanymi w pracy było przeprowadzenie badań tribologicznych. Testy odporności na zużycie ściernie zostały przeprowadzone w ruchu obrotowym w warunkach tarcia technicznie suchego w temperaturze $27 \pm 5^\circ\text{C}$ oraz przy wilgotności $20 \pm 5\%$. Przeciw próbce stanowiła kulka z 100Cr6. Testy na powłokach po natrykiwaniu zimnym gazem zbadano przy obciążeniu 10 N. Współczynnik tarcia dla powłoki Ti wynosił $0,58 \pm 0,01$, a dla powłoki Ti-6Al-4V $0,54 \pm 0,02$. Intensywność zużycia była równa $1,33 \cdot 10^{-3} \cdot \text{mm}^3/\text{Nm} \pm 0,03$ dla powłoki Ti i $0,97 \cdot 10^{-3} \cdot \text{mm}^3/\text{Nm} \pm 0,03$ dla powłoki Ti-6Al-4V. Obserwacje mikroskopowe powłok natryskanych zimnym gazem pozwoliły na interpretację i identyfikację mechanizmów zużywania. Dominującymi było zużycie zmęczeniowe oraz adhezyjne. W badanych powłokach zaobserwowano przemieszczenie materiału oraz wyrwania. Całkowite zużycie powłok Ti-6Al-4V w teście luźnym ścierniwem wynosiło 176,6 mg, a w przypadku powłoki Ti 202 mg. Badania erozyjne wykazały wyższe wartości przeciwzużyciowe w przypadku zastosowania elektrokorundu NKF37/280.

W ramach pracy opracowano model numeryczny, który posłużył do określenia profilu przetopienia. Model numeryczny został wykonany w programie do symulowania zagadnień związanych z przetopieniem laserowym – Simufact Welding, który korzysta z metody elementów skończonych. Opracowano modele punktowe źródeł ciepła dla kilku układów. Zaprogramowano warunki brzegowe, dobrano wielkość elementów skończonych, geometrię przetopu oraz parametry źródeł ciepła. Wykorzystując opracowane modele numeryczne oszacowano parametry przetopu laserowego dla osiągnięcia zaprojektowanych geometrii przetopów, na podstawie których wykonano przetopy.

Morfologia powierzchni powłok po modyfikacji laserowej charakteryzowała się całkowitym przetopieniem, która wykazywała zwiększone wygładzenie wraz ze wzrostem prędkości wiązki laserowej. W mikrostrukturze powłok zaobserwowano obecność trzech stref: obszar przetopiony, obszar przejściowy (SWC) oraz obszar powłoki nieprzetopionej, które w zależności od zastosowanej prędkości wiązki laserowej charakteryzowały się różną głębokością przetopienia. Powłoki Ti-6Al-4V wykazywały mniejszą grubość obszaru przetopionego w porównaniu do powłok Ti. W mikrostrukturze powłok można zauważyć widoczną redukcję porów występujących na granicy ziaren powłok natryskanych zimnym gazem. Porowatość w postaci pęcherzyków gazu po modyfikacji laserowej usytuowana w strefie przetopionej laserowo jest znikoma, co zapewniło bardziej jednorodną i gęstą mikrostrukturę. W przypadku powłoki Ti zmniejszenie porowatości wyniosło 91%, a powłoki Ti-6Al-4V nawet 97%. Na przekrojach metalograficznych nie zaobserwowano widocznych nieciągłości w postaci pęknięć. Przetopienie laserowe powierzchni powłoki

wiąże się z dużą gęstością energii dostarczanej do powłoki, co minimalizuje ilość tej energii i możliwość powstawania pęknięć. W strefie przetopu powłoki Ti zaobserwowano mikrostrukturę charakteryzującą się cechami struktury martenzytycznej. Natomiast w przypadku powłoki Ti-6Al-4V wyodrębniono fazę o strukturze jednorodnej oraz iglastej. Przeprowadzone analizy rozkładu pierwiastków po przetapianiu laserowym nie wykazały zmian składu chemicznego w powłokach Ti. W przypadku powłok Ti-6Al-4V odnotowano nieznaczny wzrost aluminium i wanadu. Otrzymane widma promieniowania rentgenowskiego odpowiadają widmom proszków oraz powłok natryskiwanych zimnym gazem, co potwierdza zachowanie tego samego składu chemicznego. Analiza rozkładu liniowego składu chemicznego pierwiastków powłok Ti i Ti-6Al-4V zmodyfikowanych laserowo charakteryzuje się mniejszymi oscylacjami wzdłuż badanej linii, co wskazuje na ujednorodnienie struktury. Modyfikacja laserowa powłok spowodowała spadek wartości kluczowych z punktu widzenia tribologicznego parametrów struktury geometrycznej powierzchni takich jak S_a , S_q oraz S_p . Otrzymane powierzchnie charakteryzowały się zmniejszeniem S_a w przypadku powłoki Ti o 60,7%, a w przypadku Ti-6Al-4V nawet o 74,1% w stosunku do powłok natryskiwanych zimnym gazem. Asymetria powierzchni w większości przypadków wykazuje wyższe parametry, co potwierdza wygładzenie powierzchni powłok po modyfikacji laserowej zaobserwowane w morfologii oraz w pomiarach chropowatości powierzchni. Przeprowadzona analiza składu fazowego ujawniła obecność nowych faz, w przypadku powłok Ti zaobserwowano fazę Ti (podstawowa) oraz TiO i Ti₃O. Natomiast w przypadku powłok Ti-6Al-4V były to fazy: Ti_{0.862}V_{0.036}Al_{0.102} (podstawowa), TiO_{0.84} i VO. Ponadto modyfikacja laserowa wpłynęła na ponad dwukrotne zwiększenie mikrotwardość HV0.1 powłok Ti i Ti-6Al-4V (na powierzchni oraz w strefie przetopienia). Odnotowano również wzrost mikrotwardości w strefie po przetopieniu oraz w strefie przy podłożu. Przeprowadzona analiza wyników wykazała, że wraz ze wzrostem prędkości wiązki laserowej maleje mikrotwardość powłok.

Testy odporności na zużycie ściernie na powłokach Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji laserowej przeprowadzono zachowując identyczne warunki jak w przypadku powłok natryskanych zimnym gazem. Przeprowadzona analiza współczynnika tarcia oraz intensywności zużycia wykazała spadek w stosunku do powłok nieobrabianych laserowo. Najniższe wartości osiągnięto przy prędkości przetopienia 1,5 m/min, a najwyższe dla 1 m/min. Zależność tą odnotowano dla obu badanych powłok po modyfikacji laserowej. Zmniejszenie intensywności zużycia zostało spowodowane spadkiem wytrzymałości na ścianie pomiędzy powłoką a kulką, poprzez występujące zanieczyszczenia eksploatacyjne. Potwierdziły to obserwacje mikroskopowe powłok natryskanych zimnym gazem po modyfikacji laserowej, w których zaobserwowano jedynie produkty zużycia pozostałe w rowkach ściernych. Testy odporności na zużycie luźnym ścierniwem powłok Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji laserowej charakteryzowały się mniejszym zużyciem w porównaniu z powłokami natryskanymi zimnym gazem. Najmniejsze zużycie otrzymano dla powłok przy zastosowaniu 1,5 m/min prędkości wiązki lasera, a największe dla 1 m/min. Przeprowadzone badania erozyjne potwierdziły tą samą zależność, co w powyższych testach. Podsumowując, najistotniejszymi z punktu widzenia tribologicznego właściwościami charakteryzującą się powłoki Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji wiązką laserową o prędkości 1,5 m/min.

Na podstawie przeprowadzonych badań wyciągnięto następujące wnioski:

1. W procesie natryskiwania zimnym gazem uzyskano powłoki Ti i Ti-6Al-4V, które charakteryzowały się jednorodną strukturą lameralną, pozbawioną mikropęknięć. Analiza rozkładu liniowego składu chemicznego pierwiastków oraz mapy rozkładu potwierdziły równomierny rozkład wszystkich pierwiastków występujących w natryskiwanych proszkach.
2. Morfologia proszków Ti i Ti-6Al-4V wpłynęła na morfologię oraz mikrostrukturę powłok natryskanych zimnym gazem przy zastosowaniu takich samych parametrów procesu. Powłoka Ti-6Al-4V charakteryzuje się większą ilością porów w porównaniu z powłoką Ti. Obie powłoki składały się z tych samych faz, co użyte proszki.
3. Na podstawie symulacji numerycznych wybrano parametry przetapiania laserowego powłok umożliwiające przetopienie na 1/3 grubości powłoki, co pozwoliło na zawężenie zakresu badań doświadczalnych.
4. Modyfikacja laserowa powłok natryskanych zimnym gazem spowodowała obniżenie istotnych z punktu widzenia tribologicznego parametrów struktury geometrycznej, takich jak S_a , S_q oraz S_p .
5. Analiza badań porowatości powłok Ti i Ti-6Al-4V po przetopie laserowym wykazała znaczący jej spadek, zapewniając tym samym bardziej jednorodną i gęstą mikrostrukturę. Dodatkowo w powłoce zaobserwowano obecność trzech stref, które w zależności od powłoki oraz od zastosowanej prędkości różniły się grubością.
6. Po modyfikacji laserowej powłok natryskanych zimnym gazem pojawiły się nowe fazy. W przypadku powłoki Ti zaobserwowano fazy: TiO i Ti₃O, a w przypadku powłoki Ti-6Al-4V: TiO_{0,84} i VO.
7. Powłoki Ti i Ti-6Al-4V po modyfikacji laserowej wykazały wzrost mikrotwardości we wszystkich badanych strefach. Mikrotwardość powłok malała wraz ze wzrostem prędkości wiązki laserowej przy stałej mocy.
8. Testy odporności na zużycie ścierny typu kulka-tarcza na powłokach po przetopie laserowym wykazały spadek współczynnika tarcia oraz intensywności zużycia w stosunku do powłok natryskanych zimnym gazem. Najniższe wartości odnotowano dla prędkości wiązki laserowej 1,5 m/min, a najwyższe dla 1 m/min dla obu powłok. Badania zużyciowe przeprowadzone luźnym ścierniwem oraz erozyjne potwierdziły te wyniki.
9. Przeprowadzone w pracy badania własności mechanicznych i tribologicznych umożliwiają wysunięcie wniosku, że modyfikacja laserowa powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem spowodowała poprawę ich właściwości, co potwierdza przyjętą tezę.

IV. DALSZE KIERUNKI BADAŃ

Dalsze badania zakładają modyfikację laserową powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem przy wykorzystaniu lasera jednomodowego zintegrowanego z drukarką 3D do metalu AYAS-200 (INNTEC, PL), znajdującego się na wyposażeniu Sieci Badawczej Łukasiewicz – Instytut Mikroelektroniki i Fotoniki w Warszawie. Jest to jednomodowy (typu fiber) laser światłowodowy o mocy 200 W z regulacją mocy. Długość fali lasera wynosi 1070 ± 15 nm, średnica skupienia wiązki laserowej w polu roboczym d , wynosiła 50 μm , a maksymalna prędkość skanowania, V_{max} , wynosi 10 m/s.

Wstępnie została już przeprowadzana laserowa obróbka powierzchni powłok natryskanych zimnym laserem o mocy 150 W, dla trzech prędkości skanowania w zakresie od 1 do 3 m/s, a zatem dla różnych czasów interakcji, τ_i , wiązki laserowej z powierzchnią materiału. Czas interakcji, τ_i , określono jako stosunek średnicy wiązki laserowej, d , do prędkości skanowania, v_i . Próbkę przed laserową obróbką powierzchni zostały umieszczone w komorze drukarki 3D na stalowej platformie, gdzie zostały pogrzone do temperatury 200°C. Kierunek ruchu wiązki laserowej podczas laserowego przetapiania powierzchni był prostopadły do kierunku dyszy natryskowej na zimno. Dalsze planowane badania zakładają również wykonanie badań wybranych właściwości mechanicznych i tribologicznych oraz identyfikację i porównanie składu fazowego materiału wyjściowego oraz porównanie je z wynikami z niniejszej pracy.

V. LITERATURA

- [1] Głowacka M., Łabanowski J., Inżynieria Powierzchni: Wybrane zagadnienia, Elbląg: Państwowa Wyższa Szkoła Zawodowa w Elblągu, 2014
- [2] Burakowski T., Areologia powstanie i rozwój, Instytut Technologii Eksploatacyjnej - Państwowy Instytut Badawczy, Radom 2007
- [3] Antoszewski B., Inżynieria powierzchni wybrane zagadnienia, Politechnika Świętokrzyska, Kielce 2011
- [4] PN-87/M-04250 Warstwa wierzchnia - Nazwy i określenia
- [5] Burakowski T., Wierzchoń T., Inżynieria powierzchni metali - podstawy, urządzenia, Technologie, Wydawnictwo Naukowo - Techniczne, Warszawa 1995
- [6] PN-EN ISO 14917:2017-05 Natryskiwanie cieplne - Terminologia, klasyfikacja
- [7] Dobrzański L.A., Dobrzańska - Danikiewicz A.D., Obróbka powierzchni materiałów inżynierskich, Open Access Library, tom. 5, 2011
- [8] Hejwowski T., Nowoczesne powłoki nakładane cieplnie odporne na zużycie ścierne i erozyjne, Politechnika Lubelska, 2013
- [9] Klimpel A., Napawanie i natryskiwanie plazmowe, Technologie, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 2000
- [10] Davis J.R., Handbook of Thermal Spray Technology, ASM International, USA 2004
- [11] Kuroda S., Kawakita J., Watanabe M., Katanoda H., Warm Spraying a Novel Coating Process Based on High-Velocity Impact of Solid Particles, Science and Technology of Advanced Materials, tom 9(3), 2008
- [12] Pawłowski L., The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings, John Wiley & Sons Ltd., New York, 2008
- [13] Parmar R.S., Welding Engineering and Technology, Khanna Publishers, 2010
- [14] AlMangour B., Fundamentals of Cold Spray Processing: Evolution and Future Perspectives, Cold-Spray Coatings, s. 3-24, 2017
- [15] Papyrin A., Cold Spray Technology, Elsevier, Oxford, 2007
- [16] Singh H., Sidhu T.S., Kalsi S.S., Karthikeyan J., Development of Cold Spray from Innovation to Emerging Future Coating Technology. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, tom 35(3), 2013
- [17] Irissou E., Legoux J.G., Ryabinin A.N., Jodoin B., Moreau C., Review on Cold Spray Process and Technology: Part I - Intellectual Property. Journal of Thermal Spray Technology, tom 17(4), s. 495-516, 2008
- [18] Kosarev V.F., Klinkov S.V., Sova A., Recently Patented Facilities and Applications in Cold Spray Engineering. Recent Patents on Engineering, tom 1(1), s. 35-42, 2007
- [19] Tucker R.C. Jr., Thermal Spray Technology, ASM International Volume 5A, 2013
- [20] Lopera-Valle A., McDonald A., Use of Flame-Sprayed Coatings as Heating Elements for Polymer-Based Composite Structures, Journal of Thermal Spray Technology, tom 24(7), s. 1289-1301, 2015
- [21] Champagne V.K., The Cold Spray Materials Deposition Process: Fundamentals and Applications, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2007
- [22] Papyrin A., Kosarev V., Klinkov S., Alkimov A., Fomin V., Cold Spray Technology, Elsevier, 2007

- [23] Winnicki M., Piwowarczyk T., Małachowska A., General Description of Cold Sprayed Coatings Formation and of Their Properties, Bulletin of the Polish Academy of Sciences. Technical Sciences, tom 66(3), s. 301-310, 2018
- [24] Kay C.M., Karthokeya J., High Pressure Cold Spray: Principles and Application, ASM International, 2016
- [25] Faizan-Ur-Rab M., Zahiri S.H., Masood S.H., Phan T.D., Jahedi M., Nagarajah, R., Application of a Holistic 3D Model to Estimate State of Cold Spray Titanium Particles, Materials and Design, tom 89, s. 1227-1241, 2016
- [26] Schmidt T., Assadi H., Gärtner F., Richter H., Stoltenhoff T., Kreye H., Klassen T., From particle Acceleration to Impact and Bonding in Cold Spraying, Journal Thermal Spray of Technology, tom 18, s. 794-808, 2009
- [27] Yin S., Liu Q., Liao H., Wang X., Effect of Injection Pressure on Particle Acceleration, Dispersion and Deposition in Cold Spray, Computational Materials Science, tom 90, s. 7-15, 2014
- [28] Meyers M., Plasticity: Adiabatic Shear Localization, Encyclopedia of Materials: Science and Technology, s. 7093-7103, 2001
- [29] Wang F., Li W., Yu M., Liao H., Prediction of Critical Velocity During Cold Spraying Based on a Coupled Thermomechanical Eulerian Model, Journal of Thermal Spray Technology, tom 23, s. 60-67, 2014
- [30] Cavaliere P., Cold-Spray Coatings Recent Trends and Future Perspectives, Pasquale Cavaliere, 2018
- [31] Assadi H., Gärtner F., Stoltenhoff T., Kreye H., Bonding Mechanism in Cold Gas Spraying, Acta Materialia, tom 51, s. 4379-4394, 2003
- [32] Schmidt T., Gärtner F., Assadi H., Kreye H., Development of a Generalized Parameter Window for Cold Spray Deposition, Acta Materialia, tom 54, s. 729-742, 2006
- [33] Karthikeyan J., The advantages and disadvantages of the cold spray coating process, The Cold Spray Materials Deposition Process, s. 62-71. 2007
- [34] Villafuerte J., Modern Cold Spray Material, Process and Applications, Springer 2015
- [35] Papyrin A., Klinkov S., Kosarev V., Effect of the Substrate Surface Activation on the Process of Cold Spray Coating Formation, Thermal Spray International Thermal Spray Conference Proceedings, s. 145-150, 2005
- [36] Steenkiste Van T.H., Smith J.R., Teets R.E., Aluminum Coatings via Kinetic Spray with Relatively Large Powder Particles, Surface and Coatings Technology, tom 154(2-3), s. 237-252, 2002
- [37] Maev R., Leshchynsky V., Air Gas Dynamic Spraying of Powder Mixtures: Theory and Application, Journal of Thermal Spray Technology, tom 15, s. 198-205, 2006
- [38] Grujicic, M., Saylor J. R., Beasley D. E., DeRosset W. S., Helfritch D., Computational Analysis of the Interfacial Bonding Between Feed - Particles and the Substrate in the Cold Gas Dynamic-Spray Process, Applied Surface Science, tom 119(5), s. 211-227, 2003
- [39] Lemiale V., Estrin Y., Kim H. S., O'Donnell R., Forming Nanocrystalline Structures in Metal Particle Impact, Metallurgical and Materials Transactions A, tom 42, s. 3006-3012, 2011

- [40] King P.C., Bae G., Zahiri S.H., Jahedi M., Lee CHh, An Experimental and Finite Element Study of Cold Spray Copper Impact onto Two Aluminum Substrates, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 19, s. 620-634, 2010
- [41] Hussain T., McCartney D.G, Shipway P.H., Zhang D., Bonding Mechanisms in Cold Spraying: the Contributions of Metallurgical and Mechanical Components, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 18(3), s. 364–79, 2009
- [42] Li W., Cao C., Yin S., Solid - State Cold Spraying of Ti and its Alloys: a Literature Review, *Progress in Materials Science*, tom 110(9), 2019
- [43] Assadi H., Kreye H., Gärtner F., Klassen T., Cold Spraying a Materials Perspective, *Acta Materialia*, tom 116, s. 382-407, 2016
- [44] Vidaller M.V, List A., Gärtner F., Klassen T., Dosta S., Guilemany J.M., Single Impact Bonding of Cold Sprayed Ti-6Al-4V Powders on Different Substrates, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 24(4), s. 644-58, 2015
- [45] Otmianowski T., Antoszewski B., Żórawski W., Local laser treatment of tribological plasma sprayed coatings, 15th International Thermal Spray Conference, Nicea, s. 1333-1336, 1998
- [46] Astarita S., Genna C., Leone F., Capece Minutolo M., Rubino F., Squillace A., Study of the Laser Remelting of a Cold Sprayed Titanium Layer, *Procedia CIRP*, tom 33, s. 452-457, 2015
- [47] Pawlowski L., *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings*, J.Willey & Sons Ltd, Chichester, II ed. 2008
- [48] Antoszewski B, Sęk P., Laser Surface Texturing - Chosen Problems, *Proceedings of SPIE - Application of Lasers*, s. 8703-8743, 2012
- [49] Kusinski J., Kac S., Kopia A., Radziszewska A., Rozmus-Górnikowska M., Major B., Major L., Marczak J., Lisiecki A., Laser Modification of the Materials Surface Layer - a Review Paper, *Bulletin of the Polish Acadademi Science*, tom 60(4), s. 711-728, 2012
- [50] Tlotleng M., Application of Laser Assisted Cold Spraying Process for Materials Deposition, *Surface Engineering Techniques and Applications*, tom 158, s. 177-221, 2014
- [51] Christoulis D. K., Jeandin M., Irissou E., Legoux J. G., Knapp W., Laser - Assisted Cold Spray, *Open Access*, tom 203(19), s. 59-96, 2012
- [52] Matusiak M., Sovoleva I., Zastosowanie technik laserowych w projektowaniu i wytwarzaniu odzieży, *Technologia i Jakość Wyrobów*, tom 64, s. 48-64, 2019
- [53] Steen W.M., Mazunder J., *Laser Material Processing*, Springer, 4th edition, 2010
- [54] Lusquiñosa F., Sotoa R., Boutinguiza M., Quinteroa F., Riveiroa A., Comesañab R., del Vala J., Poua J., „Industrial applications of lasers” at the University of Vigo as Legacy of Professor Mariano Pérez-Amor, *Procedia CIRP*, tom 74, s. 794-798, 2018
- [55] Goyal R., Bogdanov S., El-zein M., Glinka G., Fracture Mechanics Based Estimation of Fatigue Lives of Laser Welded Joints, *Engineering Failure Analysis*, tom 93, s. 340-355, 2018
- [56] Loosen P., Poprawe R., Laser Machining of Metal – State of the Art and Recent Development, 12th International Symposium for Electromachining (ISEM), Aachen, s. 11-13, 1998
- [57] Radziejewska J., Laserowa modyfikacja właściwości warstwy wierzchniej wspomaganą nagniataniem, *Prace Instytutu Podstawowych Problemów Techniki PAN*, 2011
- [58] Klimpel A., *Technologie laserowe*, Gliwice 2012

- [59] Nadasi A., Nowoczesne metody metalizacji natryskowej, WNT, 1975
- [60] Garcia-Alonso D., Serres N., Demian C., Costil S., Langlade C., Coddet C., Pre-/During-/Post-Laser Processes to Enhance the Adhesion and Mechanical Properties of Thermal-Sprayed Coatings with a Reduced Environmental Impact, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 20, s. 719-735, 2011
- [61] Ferenc K., Spawalnictwo, wyd. 1, PWN, Warszawa, 2016
- [62] Kananena M., Mäntyjärvia K., Keskitalo M., Hietalaa M., Järvenpää A., Holappab K., Sainec K., Teiskonend J., Laser Welded Corrugated Steel Panels in Industrial Application, *Physics Procedia*, tom 78, s. 202-209, 2015
- [63] Praca zbiorowa pod redakcją J. Pilarczyka, Poradnik Inżyniera - Spawalnictwo, wyd. 1, WNT, Warszawa, 2009
- [64] Górka J., Properties of Thermomechanically Treated Welds of High Yield Point Steel, *Welding Technology Review*, tom 83, s. 31-35, 2011
- [65] Kong D., Zhao B., Effects of Loads on Friction – Wear Properties of HVOF Sprayed NiCrBSi Alloy Coatings by Laser Remelting, *Journal of Alloys Compounds*, tom 705, s. 700-707, 2017
- [66] Qin E., Wang B., Li W., Ma W., Lu H., Wu S., Optimized Microstructure and Properties of Cr₃C₂-NiCr Cermet Coating by HVOF/Laser Hybrid Processing, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 28, s. 1072-1080, 2019
- [67] Sęk P., Experimental Studies on the Possibility of Using a Pulsed Laser for Spot Welding of thin Metallic Foils, *Open Engineering*, tom 10, s. 454-46, 2020
- [68] Pertou M., Costil S., Wong W., Poirier D., Irissou E., Legoux J.G., Effect of Pulsed Laser Ablation and Continuous Laser Heating on the Adhesion and Cohesion of Cold Sprayed Ti-6Al-4V Coatings, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 21, s. 1322-1333, 2012
- [69] Christoulis D., Sarafoglou C., Laser – Assisted Cold Spray, *Modern Cold Spray Material, Process and Applications*, Springer, 2015
- [70] Bray M., Cockburn A., O'Neill W., The Laser-Assisted Cold Spray Process and Deposit Characterisation, *Surface and Coatings Technology*, tom 203(19), s. 2851-2857, 2009
- [71] Sun Z., Annergren I., Pan D., Mai T.A., Effect of Laser Surface Remelting on the Corrosion Behavior of Commercially Pure Titanium Sheet, *Material and Science nad Engineering*, tom 345, s. 293-300, 2003
- [72] Jiang P., He X.L., Li X.X., Yu L.G., Wang H.M., Wear Resistance of a Laser Surface Alloyed Ti-6Al-4V Alloy, *Surface and Coatings Technology*, tom 130, s. 24-28, 2000
- [73] Zhang S.H., Cho T.Y., Yoon J.H., Fang W., Song K.O., Li M.X., Joo Y.K., Lee C.G., Characterization of Microstructure and Surface Properties of Hybrid Coatings of WC-CoCr Prepared by Laser Heat Treatment and High Velocity Oxygen Fuel Spraying, *Materials Characterization*, tom 59, s. 1412-1418, 2008
- [74] Chaze A.M., Coddet C., The Role of Nitrogen in the Oxidation Behaviour of Titanium and Some Binary Alloys. *Journal of the Less Common Metals*, tom 124, s. 73-84, 1986
- [75] Frangini S., Mignone A., De Riccardis F., Various Aspects of the Air Oxidation Behavior of a Ti6Al4V Alloy at Temperatures in the Range 600–700 °C, *Journal of Materials Science*, tom 29, s. 714-720, 1994

- [76] Mandolino C., Lertora E. Genna S., Leone C., Gambaro C., Effect of Laser and Plasma Surface Cleaning on Mechanical Properties of Adhesive Bonded Joints, *Procedia CIRP*, tom 33, s. 458-463, 2015
- [77] Sun W., Wei-Yee Tan A., Wu K., Yin S., Yang X., Marinescu I., Liu E., Post-Process Treatments on Supersonic Cold Sprayed Coatings, *Coating*, tom 10(2), s. 123-158, 2020
- [78] Rochalski D., Golański D., Chmielewski T., Modele spawalniczych źródeł ciepła w analizie pola temperatur, *Przegląd Spawalnictwa*, tom 89, s. 109-116, 2017
- [79] Allmen M., Blatter A., *Laser-Beam Interactions with Materials*, 2nd edition, Materials Science, Springer, 1994
- [80] Winczek J., Modrzycka A., Gawrońska E., Analytical Description of the Temperature Field Induced by Laser Heat Source with any Trajectory, *Procedia Engineering*, tom 149, s. 553-558, 2016
- [81] Saravanan S., Raghukandan K., Kumar G. S., Comparison of Numerical and Experimental Macrostructure in Nd: YAG Laser Welding of Hastelloy C-276, *Optik - International Journal for Light and Electron Optics*, tom 180, s. 562-568, 2019
- [82] Carslaw H.S., Jaeger J.C., *Conduction of Heat in Solids*, 2nd edition. Clarendon Press, Oxford, 1959
- [83] Ready J. F., Farson D. F., *LIA Handbook of Laser Material Processing*, Magnolia Publishing, 2001
- [84] Mazumder J., Laser Welding: State of the Art Review, *JOM*, tom 34, s. 16-24, 1982
- [85] Matsunawa A., Problems and Solutions in Deep Penetration Laser Welding, *Science and Technology of Welding and Joining*, tom 6, s. 351-354, 2001
- [86] Kazemi K., Goldak J.A., Numerical Simulation of Laser Full Penetration Welding, *Computational Materials Science*, tom 44, s. 841-849, 2009
- [87] Hozyorbakhsh A., Hamdi M., Sarhan A.A.D.M., Ismail M.I.S., Tang C-Y., Tsui G.C-P., CFD Modelling of Weld Pool Formation and Solidification in a Laser Micro-Welding Process, *International Communications in Heat and Mass Transfer*, tom 101, s. 58-69, 2019
- [88] Kik T., Computational Techniques in Numerical Simulations of Arc and Laser Welding Processes, *Materials*, tom 13, s. 608-626, 2020
- [89] Koo B.S., Thasanaraphan P., Nied H.F., Numerical Simulation of the Formation of Hourglass Welds During Laser Welding, *Journal of Materials Processing Technology*, tom 263, s.176-185, 2019
- [90] Kubiak M., Piekarska W., Stano S., Saternus Z., Numerical Modelling of Thermal and Structural Phenomena in Yb: Yag Laser Butt-Welded Steel Elements, *Archives of Metallurgy and Materials*, tom 60, s. 821-828, 2015
- [91] Kouraytem N., Li X., Cunningham R., Zhao C., Parab N., Sun T., Rollett A.D., Spear A.D., Tan W., Effect of Laser - Matter Interaction on Molten Pool Flow and Keyhole Dynamics, *Physical Review Applied*, tom 11, 2019
- [92] Guo W., Kar A., Determination of Weld Pool Shape and Temperature Distribution by Solving Three - Dimensional Phase Change Heat Conduction Problem, *Science and Technology of Welding and Joining*, tom 5, s. 317-323, 2000
- [93] De A., Maiti S.K., Walsh C.A., Bhadeshia H.K.D.H., Finite Element Simulation of Laser Spot Welding, *Science and Technology of Welding and Joining*, tom 8, s. 377-384, 2003

- [94] Li L., Xia H., Ma G., Peng G., Flow Dynamics During Single - and Dual - spot Laser Welding with one Common Keyhole of 321 Stainless Steel, *Journal of Materials Processing Technology*, tom 255, s. 841-852, 2018
- [95] Piekarska W., Kubiak M., Modeling of Thermal Phenomena in Single Laser Beam and Laser- Arc Hybrid Welding Processes Using Projection Method, *Applied Mathematical Modelling*, tom 37, s. 2051-2062, 2013
- [96] Deng D., FEM Prediction of Welding Residual Stress and Distortion in Carbon Steel Considering Phase Transformation Effects, *Materials Design*, tom 30, s. 359-366, 2009
- [97] Kumar U., Gope D.K., Srivastava J.P., Chattopadhyaya S., Das A.K., Krolczyk G., Experimental and Numerical Assessment of Temperature Field and Analysis of Microstructure and Mechanical Properties of Low Power Laser Annealed Welded Joints, *Materials*, tom 11, s. 1514-1528, 2018
- [98] Fabbro R., Scaling Laws for the Laser Welding Process in Keyhole Mode, *Journal of Material Processing Technology*, tom 264, s. 346-351, 2019
- [99] http://www.tu.kielce.pl/files/wmibm/Katalog_lab_cz2.pdf (dostęp 20.10.2022 r.)
- [100] ASM Handbook Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, The Materials Information Company, 1990
- [101] Bolewski Ł., Pękała P., Szkodo M., Ochocki G., Badanie wpływu zmiany składu gazów osłonowych na spawanie metodą MIG stopu aluminium EN AW 7075. Innowacyjne wykorzystanie w wiertnictwie, *Projektowanie i Konstrukcje Inżynierskie*, tom 114(3) s. 20-24, 2017
- [102] Kłysz S., Charakterek wybranych materiałów – materiały lotnicze, *Podstawy wytrzymałości materiałów*, s. 91-100, 2015
- [103] PN-EN 573-3+A1:2022-11 Aluminium i stopy aluminium -- Skład chemiczny i rodzaje wyrobów przerobionych plastycznie -- Część 3: Skład chemiczny i rodzaje wyrobów
- [104] ISO 22309:2011 Microbeam Analysis — Quantitative Analysis Using Energy-Dispersive Spectrometry (EDS) for Elements with an Atomic Number of 11 (Na) or Above
- [105] <http://wisgie.tu.kielce.pl/wp-content/uploads/2018/12/Katalog-aparatury-badawczej-WI%C5%9AGiE.pdf> (dostęp 30.10.2022 r.)
- [106] PN-EN ISO 14577-2:2015-09 Metale - Instrumentalna próba wciskania wgłębnika do określania twardości i innych własności materiałów - Część 2: Sprawdzanie i wzorcowanie twardościomierzy
- [107] Oliver W., Pharr, G., An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus Using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments, *Journal of Materials Research*, tom 7, s. 1564-1583, 1992
- [108] PN-EN ISO 6507-1:2018-05 Metale - Pomiar twardości sposobem Vickersa - Część 1: Metoda badania
- [109] <https://www.rigaku.com/products/xrd/smartlab-se> (dostęp 15.03.2023 r.)
- [110] PN-EN ISO 25178-2:2022-06 Specyfikacje geometrii wyrobów (GPS) - Struktura geometryczna powierzchni: Przestrzenna - Część 2: Terminy, definicje i parametry struktury geometrycznej powierzchni
- [111] PN-EN ISO 21920-3:2022 Specyfikacje geometrii wyrobów (GPS) - Struktura geometryczna powierzchni: Profil - Część 3: Operatory specyfikacji
- [112] PN-EN ISO 4624:2016-05 Farby i lakiery - Próba odrywania do oceny przyczepności

- [113] Khun N. W., Tan A. W. Y., Sun W., Liu E., Effects of Nd: YAG laser surface treatment on tribological properties of cold sprayed Ti-6Al-4V coatings tested against 100Cr6 steel under dry condition, *Tribology Transactions*, tom 62(1), s. 391-402, 2019
- [114] GOST 23.208-79 Ensuring of Wear Resistance of Products. Wear Resistance Testing of Materials by Friction Against Loosely Fixed Abrasive Particles
- [115] <https://www.tribologia.org/ptt-old/inst/rad/T-07.pdf> (dostęp. 21.10.2022 r.)
- [116] Champagne V.K., Helfritch D.J., Mainstreaming Cold Spray-push for Applications, *Surface Engineering*, tom 30(6), s. 396-403, 2014
- [117] Win K., Tan A., Liu E., Mechanical and Tribological Properties of Cold-Sprayed Ti Coatings on Ti-6Al-4V Substrates, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 25(4), s. 715-724, 2016
- [118] Munagala V., Bessette S., Gauvin R., Chromik R.R., Sliding Wear of Cold Sprayed Ti-6Al-4V Coatings: Effect of Porosity and Normal Load, *Wear*, s. 450-481, 2020
- [119] PN-EN ISO 3252:2019-12 Metalurgia proszków – Terminologia
- [120] Dudek Ł., Hryniewicz T., Rokosz K., Zastosowanie tytanu i wybranych stopów tytanu w lotnictwie, *Autobusy: technika, eksploatacja, systemy transportowe*, tom 17(8), s. 62-66, 2016
- [121] Li C.J., Li W.Y., Deposition Characteristics of Titanium Coating in Cold Spraying, *Surface and Coatings Technology*, tom 167, s. 278-283, 2003
- [122] ASTM E2109-01(2021) Standard Test Methods for Determining Area Percentage Porosity in Thermal Sprayed Coatings
- [123] Vo P., Irissou E., Legoux, J.G., Yue S., Mechanical and Microstructural Characterization of Cold -Sprayed Ti-6Al-4V After Heat Treatment, *Journal Thermal Spray of Technology*, tom 22(6), s. 954-964, 2013
- [124] Bae G., Kumar S., Yoon S., Kang K., Na H., Kim H.J., Lee C., Bonding Features and Associated Mechanisms in Kinetic Sprayed Titanium Coatings, *Acta Materialia*, tom 57(19) s. 5654-5666, 2009
- [125] Li W.Y., Zhang C., Guo X., Xu J., Li C.J., Liao H.L., Khor K.A., Ti and Ti-6Al-4V Coatings by Cold Spraying and Microstructure Modification by heat Treatment, *Advanced Engineering Materials*, tom 9(5), s. 418-423, 2007
- [126] Zahiri S.H., Mayo S.C., Jahedi M., Characterization of Cold Spray Titanium Deposits by X-ray Microscopy and Microtomography, *Microscopy and Microanalysis*, tom 4(03), s. 260-266, 2008
- [127] Wong W., Irissou E., Ryabinin A.N., Legoux J.G., Yue S., Influence of Helium and Nitrogen Gases on the Properties of Cold Gas Dynamic Sprayed Pure Titanium Coatings, *Journal Thermal Spray of Technology*, tom 20(1-2), s. 213-226, 2011
- [128] Ajaja J., Goldbaum D., Chromik R.R., Characterization of Ti Cold Spray Coatings by Indentation Methods, *Acta Astronautica*, tom 69, s. 923-928, 2011
- [129] Zahiri S.H., Yang W., Jahedi M., Characterization of Cold Spray Titanium Supersonic Jet, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 18, s. 110-117, 2009
- [130] Wong W., Rezaeian A., Irissou E., Legoux J.G., Yue S., Cold Spray Characteristics of Commercially Pure Ti and Ti-6Al-4V, *Advanced Materials Research*, tom 89-91, s. 639-644, 2010

- [131] Christoulis D.K., Guetta S., Guipont V., Jeandin M., The Influence of the Substrate on the Deposition of Cold - Sprayed titanium: an Experimental and Numerical Study, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 20, s. 523-533, 2011
- [132] Bhattiprolu V.S., Johnson K.W., Ozdemir O.C., Crawford G.A., Influence of Feedstock Powder and Cold Spray Processing Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Cold Spray Depositions, *Surface Coating Technology*, tom 335, s. 1-12, 2018
- [133] Huang RZ., Sone M., Ma WH., Fukanuma H., The Effects of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Cold - Sprayed Coatings, *Surface Coating Technology*, tom 261, s. 278-788, 2015
- [134] Marrocco T., McCartney D.G., Shipway P.H., Sturgeon A.J., Production of Titanium Deposits by Cold-Gas Dynamic Spray: Numerical Modeling and experimental Characterization, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 15, s. 263-272, 2006
- [135] Khun N.W., Tan A.W.Y., Bi K.J.W., Liu E., Effects of Working Gas on Wear and Corrosion Resistances of Cold Sprayed Ti-6Al-4V Coatings, *Surface Coating Technology*, tom 312, s. 1-12, 2016
- [136] Zybala R., Bucholc B., Kaszyca K., Kowiorski K., Soboń D., Żórawski W., Moszczyńska D., Molak R., Pakieła Z., Properties of Cold Sprayed Titanium and Titanium Alloy Coatings After Laser Surface Treatment, tom 15(24), *Materials*, 2022
- [137] Tan A.W.Y., Sun W., Bhowmik A., Lek J.Y., Sing X., Zhai W., Zheng H., Li F., Marinescu I., Dong Z., Liu E., Effect of Substrate Surface Roughness on Microstructure and Mechanical Properties of Cold-Sprayed Ti6Al4V Coatings on Ti6Al4V Substrates, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 28, s. 1959-1973, 2019
- [138] Wathanyu K., Tuchinda K., Daopiset S., Sirivisoot S., Kondas J., Bauer C., Study of the Properties of Titanium Porous Coating with Different Porosity Gradients on 316L Stainless Steel by a Cold Spray Process, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 31, s. 545-558, 2022
- [139] Accepted Practice to Test Bond Strength of Thermal Spray Coatings, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 22, s. 1263-1266, 2013
- [140] Feldshtein E., Labe, A., Devojno O., Yatskievich O., The Tribological Studies of Plasma-Sprayed Ceramic Coatings, tom 230(2), *Tribologia* 2010
- [141] Antoszewski B., Żórawski W., Przewodnik do ćwiczeń laboratoryjnych z eksploatacji maszyn, *Politechnika Świętokrzyska, Kielce* 2013
- [142] Wang R., Lei Y., Shi Y., Numerical Simulation of Transient Temperature Field During Laser Keyhole Welding of 304 Stainless Steel Sheet, *Optics & Laser Technology*, tom 43, s. 870-873, 2011
- [143] Hatami N., Babaei R., Dadashzadeh M., Davami P., Modeling of Hot Tearing Formation During Solidification, *Journal of Materials Processing Technology*, tom 205, s. 506-513, 2008
- [144] Bag S., Kiran D.V., Syed A.A., De A., Efficient Estimation of Volumetric Heat Source In Fusion Welding Process Simulation, *Welding International*, tom 56, s. 88-97, 2012
- [145] Farrokhi F., Endelt B., Kristiansen M., A Numerical Model for Full and Partial Penetration Hybrid Laser Welding of Thick-section Steels, *Optics & Laser Technology*, tom 111, s. 671-686, 2019

- [146] Evdokimov A., Springer K., Doynov N., Ossenbrink R., Michailov V., Heat Source Model for Laser Beam Welding of Steel-Aluminum Lap Joints, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, tom 93, s. 709-716, 2017
- [147] Partes K., Schmidt M., Gorny S., Prediction of Preheating Temperatures for S690QL High Strength Steel Using FEM-Simulation for High Power Laser Welding, *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, tom 7, s. 177-189, 2020
- [148] Kumar S.K., Numerical Modeling and Simulation of a Butt Joint Welding of AISI316L Stainless Steels Using a Pulsed Laser Beam, *Materials Today: Proceedings*, tom 2, s. 2256–2266, 2015
- [149] Serres N., Hlawka F., Costil S., Langlade C., Machi F., Microstructures of Metallic NiCrBSi Coatings Manufactured via Hybrid Plasma Spray and In Situ Laser Remelting Process, *Journal of Thermal Spray Technology*, tom 20, s. 336-343, 2011
- [150] Poza P., Munez C.J., Garrido-Maneiro M.A., Vezzu S., Rech S., Trentin A., Mechanical Properties of Inconel 625 Cold - Sprayed Coatings After Laser Remelting. Depth Sensing Indentation Analysis, *Surface and Coatings Technology*, tom 243, s. 51-57, 2014
- [151] Rubino F., Astarita A., Carlone P., Genna S., Leone C., Minutolo F.M.C., Squillace A., Selective laser post-treatment on titanium cold spray coatings, *Materials and Manufacturing Processes*, tom 31(11), s. 1500-1506, 2016
- [152] Zheng L., Bieler T. R., Effects of Working, Heat Treatment, and Aging on Microstructural Evolution and Crystallographic Texture of α , α' , α'' and β Phases in Ti-6Al-4V Wire, *Materials Science and Engineering*, tom 392, s. 403-414, 2005

STRESZCZENIE

Proces natryskiwania zimnym gazem to bardzo konkurencyjna technologia umożliwiająca nakładanie powłok, naprawę części maszyn i produkcję nowych podzespołów. W przypadku specyficznych zastosowań powierzchnia materiałów natryskiwanych zimnym gazem może wymagać dalszej obróbki. Dynamiczny rozwój procesu związany jest z jego wysoką wydajnością w przypadku natryskiwania powłok Ti i Ti-6Al-4V. Powłoki te znalazły szerokie zastosowanie do produkcji elementów konstrukcyjnych w przemyśle lotniczym, motoryzacyjnym i morskim.

W prezentowanej rozprawie doktorskiej oceniono wpływ parametrów obróbki laserowej na właściwości powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem.

Zakres pracy obejmuje:

- badania powłok natryskanych zimnym gazem,
- badania symulacyjne procesu modyfikacji laserowej powłok natryskanych zimnym gazem,
- badania powłok po obróbce laserowej.

Praca została podzielona na dwie części: analizę literaturową oraz część doświadczalną. W części literaturowej opisano proces natryskiwania ciepłego, a w szczególności proces natryskiwania zimnym gazem. Skupiono się na jego charakterystyce oraz omówieniu najważniejszych mechanizmów z nim związanych. Część literaturowa zawiera również informacje dotyczące możliwości modyfikacji powłok natryskanych zimnym gazem przy użyciu wiązki laserowej, które poprawiają ich właściwości. Przedstawiono także podstawowe informacje dotyczące modelowania numerycznego tych powłok. Część literaturową zakończono podsumowaniem dotyczącym procesu natryskiwania zimnym gazem powłok oraz ich obróbki laserowej. W części doświadczalnej określono cel i zakres prac. Opisano metodykę badań oraz zastosowany sprzęt laboratoryjny. Scharakteryzowano wykorzystane materiały do natryskiwania powłok, badając ich skład granulometryczny, morfologię ziaren, skład fazowy oraz twardość. Przedstawiono wyniki badań morfologii, składu chemicznego, fazowego oraz struktury geometrycznej powierzchni powłok Ti i Ti-6Al-4V natryskanych zimnym gazem oraz po modyfikacji laserowej. Wyznaczono ich właściwości tribologiczne: współczynnik tarcia, intensywność zużycia, zużycie wagowe oraz erozyjne. A także właściwości mechaniczne: chropowatość powierzchni i mikrotwardość. Część doświadczalna zawiera wyniki symulacji numerycznej procesu przetapiania laserowego powłok natryskanych zimnym gazem. W ostatnim rozdziale zawarto podsumowanie oraz końcowe wnioski z przeprowadzonych badań. Określono także dalsze kierunki badawcze.

Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że modyfikacja laserowa powłok Ti i Ti-6Al-4V przyczyniła się do poprawy ich mikrostruktury oraz parametrów mechanicznych. Zaobserwowano także poprawę charakterystyk tribologicznych w postaci spadku współczynnika tarcia oraz intensywności zużycia. Przeprowadzone w pracy badania umożliwiły uzyskanie założonego celu pracy.

SUMMARY

The cold gas spraying process is a very competitive technology enabling the application of coatings, repair of machine parts and the production of new components. For specific applications, the surface of cold gas sprayed materials may require further processing. The dynamic development of the process is related to its high efficiency in the case of spraying Ti and Ti-6Al-4V coatings. These coatings are widely used for the production of structural elements in the aviation, automotive and marine industries.

In the presented doctoral thesis, the influence of laser processing parameters on the properties of cold gas sprayed Ti and Ti-6Al-4V coatings was assessed.

The scope of work includes:

- research of cold gas sprayed coatings,
- simulation studies of the laser modification process of cold gas sprayed coatings,
- research of coatings after laser processing.

The work was divided into two parts: literature analysis and experimental part. The literature part describes the warm spraying process, and in particular the cold gas spraying process. The focus was on its characteristics and discussion of the most important mechanisms associated with it. The literature part also contains information on the possibility of modifying cold gas sprayed coatings using a laser beam, which improves their properties. Basic information on the numerical modeling of these coatings is also presented. The literature part ended with a summary of the process of cold gas spraying of coatings and their laser processing. The experimental part defined the purpose and scope of the work. The research methodology and laboratory equipment used are described. The materials used for spraying coatings were characterized by examining their granulometric composition, grain morphology, phase composition and hardness. The results of testing the morphology, chemical and phase composition and the geometric structure of the surface of the tested Ti and Ti-6Al-4V coatings sprayed with cold gas and after laser modification are presented. Their tribological properties were determined: friction coefficient, wear intensity, weight wear and erosive wear. And also mechanical properties: surface roughness and microhardness. The experimental part contains the results of numerical simulation of the laser remelting process of cold gas sprayed coatings. The last chapter contains a summary and final conclusions from the conducted research. Further research directions were also identified.

Based on the conducted research, it was found that laser modification of Ti coatings and Ti-6Al-4V contributed to the improvement of their microstructure and mechanical parameters. An improvement in tribological characteristics was also observed in the form of a decrease in the coefficient of friction and wear intensity. The research conducted in this work made it possible to achieve the assumed goal of the work.