

ZAŁĄCZNIK NR 3

# AUTOREFERAT

---

dr inż. Dariusz BARTKOWSKI

Poznań, 2023

## Spis treści

1. Dane personalne	3
2. Posiadane dyplomy i stopnie naukowe z podaniem podmiotu nadającego stopień, roku ich uzyskania oraz tytułem rozprawy doktorskiej	3
3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych	4
4. Wskazanie osiągnięcia stanowiącego podstawę postępowania habilitacyjnego	4
4.1. Spis powiązanych tematycznie artykułów naukowych	5
4.2. Wskaźniki naukometryczne cyklu powiązanych tematycznie artykułów naukowych wchodzących w skład osiągnięcia naukowego	7
5. Omówienie celu naukowego pracy oraz osiągniętych wyników	7
5.1. Wprowadzenie	7
5.2. Geneza prowadzonych badań naukowych	9
5.3. Cel naukowy	11
5.4. Omówienie prowadzonych badań oraz osiągniętych wyników	11
5.5. Podsumowanie i dalsze plany badawcze	57
5.6. Literatura	58
6. Informacje o wykazaniu się istotną aktywnością naukową w więcej niż jednej uczelni lub instytucji naukowej w szczególności zagranicznej	61
6.1. Współpraca z zagranicznymi jednostkami naukowymi	61
6.2. Współpraca z krajowymi jednostkami naukowymi	63
7. Informacje o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz działaniach popularyzujących naukę	65
7.1. Informacje o działalności dydaktycznej	65
7.2. Informacje o działalności organizacyjnej	71
7.3. Działalność związana z popularyzacją nauki	72
8. Ważne informacje dotyczące kariery zawodowej	73
8.1. Uzyskane nagrody i stypendia	73
8.2. Staże naukowe	74
8.3. Staże przemysłowe	74
8.4. Szkolenia	75

## 1. Dane personalne

Imię i nazwisko	Dariusz Bartkowski
Data urodzenia	30 stycznia 1986
Miejsce urodzenia	Poznań
Miejsce pracy	Politechnika Poznańska Wydział Inżynierii Mechanicznej Instytut Technologii Materiałów
Stanowisko	Adiunkt
ORCID	0000-0002-3491-4447
WoS ResearcherID	F-1956-2013
Google Scholar	MFhuN8IAAAAJ
e-mail	dariusz.bartkowski@put.poznan.pl
telefon	+48 661 925 411

## 2. Posiadane dyplomy i stopnie naukowe z podaniem podmiotu nadającego stopień, roku ich uzyskania oraz tytułem rozprawy doktorskiej

03.07.2015	<b>Doktor nauk technicznych</b> Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania <b>Dziedzina:</b> nauki techniczne <b>Dyscyplina:</b> inżynieria materiałowa <b>Tytuł rozprawy doktorskiej:</b> <i>Kompozytowe warstwy powierzchniowe w układzie osnowa metaliczna – faza międzywęzłowa napawane laserowo na niskowęglowych stalach konstrukcyjnych</i> <b>Promotor:</b> dr hab. inż. Andrzej Młynarczyk, Prof. PP <b>Promotor pomocniczy:</b> dr inż. Adam Piasecki <b>Recenzenci:</b> prof. dr hab. inż. Jerzy Michalski (Instytut Mechaniki Precyzyjnej) dr hab. inż. Jerzy Smolik (Instytut Technologii Eksploatacji)
20.06.2012	<b>Magister inżynier</b> Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania <b>Kierunek:</b> Mechanika i Budowa Maszyn <b>Specjalność:</b> Technologia Przetwarzania Materiałów <b>Tytuł pracy magisterskiej:</b> <i>Wpływ borowania dyfuzyjnego na trwałość narzędzi rolniczych pracujących w glebie</i> <b>Promotor:</b> dr hab. inż. Andrzej Młynarczyk, prof. PP <b>Uznanie pracy:</b> Wyróżnienie II stopnia w XIII edycji Ogólnopolskiego Konkursu o dyplom i nagrodę Prezesa SIMP na najlepszą pracę dyplomową o profilu mechanicznym wykonaną i obronioną w krajowej wyższej szkole technicznej w roku akademickim 2011/2012.

03.02.2011	<b>Inżynier</b> Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania <b>Kierunek:</b> Inżynieria Materiałowa <b>Tytuł pracy inżynierskiej:</b> <i>Niobowanie tytanu</i> <b>Promotor:</b> dr hab. inż. Andrzej Młynarczyk, prof. PP
------------	---

### 3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych

01.01.2020 – obecnie	Politechnika Poznańska, Wydział Inżynierii Mechanicznej, Instytut Technologii Materiałów, <b>adiunkt</b>
01.10.2017 – 31.12.2019	Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania, Instytut Technologii Materiałów, <b>adiunkt</b>
01.10.2014 – 30.09.2017	Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania, Instytut Technologii Materiałów, <b>asystent</b>
01.10.2012 – 03.07.2015	Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania, Instytut Inżynierii Materiałowej, <b>doktorant</b>

### 4. Wskazanie osiągnięcia stanowiącego podstawę postępowania habilitacyjnego

Osiągnięciem naukowym zgodnie z art. 219 ust. 1. pkt 2b Ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2020 r. poz. 85 z późn. zm.) jest cykl **11** powiązanych tematycznie artykułów naukowych, zatytułowany:

***„Zastosowanie metod obróbki laserowej w wytwarzaniu kompozytowych warstw powierzchniowych wzmacnianych cząstkami węglików”***

Cykl **11** powiązanych tematycznie artykułów naukowych wchodzących w skład osiągnięcia naukowego obejmuje **2** oryginały autorskie artykuły opublikowane w czasopiśmie z listy JCR posiadających współczynnik wpływu Impact Factor oraz **9** oryginalnych współautorskich artykułów opublikowanych w czasopiśmie z listy JCR posiadających współczynnik wpływu Impact Factor.

#### 4.1. Spis powiązanych tematycznie artykułów naukowych

Poniżej zestawiono spis powiązanych tematycznie artykułów naukowych stanowiących osiągnięcie naukowe. W nawiasach podano informacje na temat wskaźnika Impact Factor oraz liczbie punktów przyznanych przez Ministerstwo Edukacji i Nauki (MEiN). Wskaźniki te zostały podane zgodnie z rokiem ukazania się publikacji. Zarówno spis publikacji jak i ich opis przedstawiono w kolejności wynikającej z tematyki badawczej, a nie chronologii przeprowadzonych prac.

- [A1] **Bartkowski D.\***, Bartkowska A, Olszewska J., Przystacki D., Ulbrich D.: *Stellite-6/(WC+TiC) Composite Coatings Produced by Laser Alloying on S355 Steel. Materials* 2023, 16(14), 5000-1 - 5000-19. DOI: 10.3390/ma16145000. (IF: 3,400; 140 pkt. MEiN)
- [A2] **Bartkowski D.\***, Bartkowska A, Popielarski P, Hajkowski J, Piasecki A.: *Characterization of W–Cr Metal Matrix Composite Coatings Reinforced with WC Particles Produced on Low-Carbon Steel Using Laser Processing of Precoat. Materials* 2020, 13(22), 5272. DOI: 10.3390/ma13225272. (IF: 3,623; 140 pkt. MEiN)
- [A3] **Bartkowski D.\***, Bartkowska A.: *Manufacturing Process, Microstructure and Physico-Mechanical Properties of W-Cr Coatings Reinforced by Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> Phase Produced on Tool Steel through Laser Processing. Materials* 2023, 16(13), 4542-1 - 4542-27. DOI: 10.3390/ma16134542. (IF: 3,400; 140 pkt. MEiN)
- [A4] **Bartkowski D.\***, Bartkowska A., Piasecki A., Jurči P.: *Influence of Laser Cladding Parameters on Microstructure, Microhardness, Chemical Composition, Wear and Corrosion Resistance of Fe–B Composite Coatings Reinforced with B<sub>4</sub>C and Si Particles. Coatings* 2020, 10(9), 809-1-809-18; DOI: 10.3390/coatings10090809. (IF: 2.881; 100 pkt. MEiN)
- [A5] **Bartkowski D.\***, Bartkowska A, Jurči P.: *Laser cladding process of Fe/WC metal matrix composite coatings on low carbon steel using Yb: YAG disk. Optics & Laser Technology* 2021, 136, 106784. DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106784. (IF: 4,939; 100 pkt. MEiN)
- [A6] **Bartkowski D.\***: *Influence of laser beam power on microstructure and microhardness of Fe/ZrC coatings produced on steel using laser processing - preliminary study on the single laser tracks. Materials* 2022, 15(3), 758-1-758-20, DOI: 10.3390/ma15030758. (IF: 3,400; 140 pkt. MEiN)

- [A7] **Bartkowski D.\***, Bartkowska A., Jurči P., Kusý M., Przystacki D., Ulbrich D.: *The effect of the diode laser beam power on the behaviour of the ZrC powder pre-coat and the 145Cr6 steel substrate during laser processing*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology** 2023, DOI: 10.1007/s00170-023-12064-y. (IF: 3,400; 100 pkt.MEiN)
- [A8] **Bartkowski D.\***, Bartkowska A., Jurči P., Przystacki D.: *Influence of manufacturing parameters on microstructure, chemical composition, microhardness, corrosion and wear resistance of ZrC coatings produced on Monel®400 using laser processing technology*. **Coatings** 2022, 12(5), 651-1-651-26, DOI: 10.3390/coatings12050651. (IF: 3,400; 100 pkt. MEiN)
- [A9] **Bartkowski D.\***: *Manufacturing technology and properties of Fe/TaC metal matrix composite coatings produced on medium carbon steel using laser processing - preliminary study on the single laser tracks*. **Materials** 2021, 14(18), 5367-1-5367-17. DOI: 10.3390/ma14185367. (IF: 3,748; 140 pkt. MEiN)
- [A10] **Bartkowski D.\***, Bartkowska A.: *Fe/TaC coatings produced on 145Cr6 steel by laser alloying – manufacturing parameters and material characterization*. **Coatings** 2023, 13(8), 1432. DOI: 10.3390/coatings13081432. (IF: 3,400; 100 pkt. MEiN)
- [A11] **Bartkowski D.\***, Bartkowska A., Przystacki D., Jurči P., Kieruj P.: *Microstructure and selected properties of iron–vanadium coatings obtained by the laser processing of a VC pre-coat applied on steel – single and multiple laser tracks study*. **Materials** 2022, 15(18), 6417-1-6417-20, DOI: 10.3390/ma15186417. (IF: 3,400; 140 pkt. MEiN)

Objaśnienia symboli występujące w spisie prac stanowiącym cyklu powiązanych tematycznie artykułów naukowych:

A – artykuł naukowy opublikowany w czasopiśmie uwzględnionym w wykazie czasopism naukowych opublikowanym przez Ministerstwo Edukacji i Nauki posiadający Impact Factor i znajdujący się w bazie JCR oraz przypisany do dyscypliny inżynieria mechaniczna.

MEiN – Ministerstwo Edukacji i Nauki

IF – Impact Factor czasopisma z roku opublikowania artykułu

\* – oznaczenie autora korespondencyjnego

## 4.2. Wskaźniki naukometryczne cyklu powiązanych tematycznie artykułów naukowych wchodzących w skład osiągnięcia naukowego

Sumaryczna wartość współczynnika **Impact Factor** wg. Journal Citation Reports dla **cyklu 11** powiązanych tematycznie artykułów naukowych zgodnie z latami publikacji wynosi: **38,991**

Sumaryczna liczba **punktów MEIN** dla **cyklu 11** powiązanych tematycznie artykułów naukowych zgodnie z latami publikacji wynosi: **1340**

## 5. Omówienie celu naukowego pracy oraz osiągniętych wyników

### 5.1. Wprowadzenie

Podczas projektowania narzędzi i części maszyn należy zwrócić szczególną uwagę nie tylko na ich konstrukcję i podstawowe właściwości wytrzymałościowe, ale także na właściwości powierzchni, która będzie znajdować się w bezpośrednim kontakcie z materiałem obrabianym. Istotnym jest, aby odpowiednio określić wymagania wytrzymałościowe i eksploatacyjne dla wytwarzanego wyrobu. Wymagania te stają się wówczas kluczowe do zaproponowania odpowiedniej technologii modyfikacji powierzchni materiału [1,2]. Ze względu na ciągły rozwój techniki oraz nieustanny wzrost wymagań stawianych przez odbiorców narzędzi i części maszyn, wszelkiego rodzaju metody inżynierii powierzchni stają się coraz bardziej pożądane. Głównym założeniem obróbki powierzchniowej jest zmiana właściwości wyrobu na jego zewnętrznej części, względem właściwości uzyskanych dla rdzenia we wcześniejszych procesach technologicznych. Zmiana ta może polegać na zwiększeniu twardości, odporności na zużycie przez tarcie lub odporności na korozję, ale równie dobrze może dotyczyć jedynie zmian wizualnych czy estetycznych. Modyfikacji powierzchni może także służyć uzyskaniu właściwości samosmarnych, czy przeprowadzeniu procesu regeneracji części maszyn i narzędzi. Z racji tak obszernego wachlarza możliwości, na przestrzeni ostatnich lat zainteresowanie modyfikacją powierzchni ciągle wzrasta, zarówno wśród badaczy jak w środowisku gospodarczym. Inżynieria powierzchni rozwija się niezwykle intensywnie w przemyśle motoryzacyjnym, elektronice, budowie maszyn i urządzeń, a także w przemyśle rolniczym oraz wydobywczym ropy i gazu, gdzie powierzchnia narzędzi narażona jest na ekstremalne warunki tarcia w glebie i skale [3-7].

Do metod i technik stosowanych w inżynierii powierzchni zaliczyć można metody obróbki cieplnej jak hartowanie powierzchniowe, czy metody obróbki cieplno-chemicznej oparte na procesach dyfuzyjnych np.: nawęglanie, azotowanie, chromowanie, wanadowanie czy borowanie. Procesy te w większości przypadków mają na celu zwiększenie odporności na zużycie materiału podłoża poprzez wytworzenie twardych warstw lub powłok. Istnieją także

metody fizycznego i chemicznego osadzania z fazy gazowej, czy różnego rodzaju metody natryskiwania cieplnego. Można także wyróżnić grupę metod elektrolitycznego wytwarzania powłok, jak cynkowanie, chromowanie, niklowanie czy miedziowanie galwaniczne. Na przestrzeni ostatnich lat coraz większym zainteresowaniem cieszą się metody wysokoenergetyczne, co ma związek z intensywnym rozwojem urządzeń będących źródłem promieniowania laserowego [8-12] czy plazmy [13-15]. Przewaga metod wysokoenergetycznych, a w szczególności obróbki laserowej polega na wytworzeniu nowego rodzaju warstw powierzchniowych, które są nieosiągalne do wytworzenia metodami klasycznymi. Poprzez odpowiedni dobór parametrów wytwarzania istnieje możliwość sterowania właściwościami warstwy powierzchniowej. Możemy wpływać między innymi na jej twardość, grubość, odporność na zużycie przez tarcie czy odporność korozyjną. Są to właściwości mające bezpośredni wpływ na możliwości eksploatacyjne i cykl życia wyrobu na którym wytworzono warstwę. Parametry jakimi możemy sterować zależą w głównej mierze od zastosowanej metody wytwarzania warstwy powierzchniowej. Poza wspólnymi parametrami takimi jak typ lasera, moc wiązki lasera, średnica wiązki i prędkość posuwu można wyróżnić parametry charakterystyczne dla poszczególnych metod. W przypadku metody napawania proszkowego (ang. laser cladding with powder), parametrami tymi są: szybkość podawania proszku, skład chemiczny proszku lub mieszaniny proszkowej, rodzaje gazu osłonowego i gazu nośnego czy wielkość ziarna i morfologia proszku [16-18]. W przypadku stopowania laserowego istotny jest odpowiedni dobór morfologii i składu chemicznego mieszaniny proszkowej niezbędnej do wytworzenia powłoki wstępnej oraz grubość tej powłoki [9,10]. Powłokę wstępną można nanieść m. in. w postaci pasty czy folii. Znane są także procesy stopowania wcześniej wytworzonych warstw dyfuzyjnych czy powłok galwanicznych [10,19]. Procesy stopowania laserowego oraz laserowego napawania proszkowego dają bardzo dużo możliwości w kontekście zastosowania różnorodnych materiałów służących do modyfikacji powierzchni. Metody te stają się alternatywą dla długotrwałych procesów dyfuzyjnych. Dzięki metodom laserowym można wytworzyć powłoki zawierające borki czy węgliki zarówno w formie pierwotnej jak i formie wtórnych wydzieleni. Metody proszkowego napawania są najczęściej stosowane do wytwarzania warstw powierzchniowych i powłok na bazie dostępnych na rynku proszków stopów niklu takich jak NiCrBSi czy Inconel oraz na bazie niektórych stopów kobaltu. Niekiedy stopy te wzmacniane są cząstkami węgla wolframu.

W świetle możliwości jakie daje wiązka laserowa zasadne jest wytworzenie nowych, wcześniej nieopracowanych warstw powierzchniowych, które w swoim składzie będą zawierać twarde cząstki, w szczególności węgliki. Związki te charakteryzują się bardzo wysoką twardością i mogą stanowić bardzo dobry materiał wzmacniający powierzchnię. Dodatkowo wytworzenie warstwy wzmacnianych twardymi cząstkami (węglnikami) może stać się alternatywą dla wyrobów z węglików spiekanych.



## 5.2. Geneza prowadzonych badań naukowych

Inspiracją do prowadzenia prac badawczych w zakresie wytwarzania twardych warstw powierzchniowych stało się zapotrzebowanie rynku na narzędzia odporne na zużycie przez tarcie w glebie. Była to tematyka badawcza realizowanej przeze mnie pracy magisterskiej w której podjąłem się próby zaproponowania jednej z technologii wytwarzania warstw dyfuzyjnych celem zwiększenia trwałości narzędzi rolniczych. Wytworzona wówczas warstwa borowana wykazała właściwości lepsze niż stal borowa, stosowana w standardowych narzędziach rolniczych. Wyniki badań zostały opublikowane w recenzowanym czasopiśmie naukowym [20] i zapoczątkowały realizację dalszych prac badawczych.

Tematykę zwiększania odporności narzędzi rolniczych na zużycie w glebie kontynuowałem w ramach pracy doktorskiej, w której zająłem się metodą proszkowego napawania laserowego (ang. laser cladding). Analiza literatury jaką wówczas przeprowadziłem wyraźnie wskazywała, że badacze stosują napawanie laserowe w celu zwiększania trwałości powierzchni narzędzi i części maszyn, a głównymi materiałami na jakich się skupiali, były znane powszechnie stopy do natryskiwania cieplnego opracowane na bazie niklu, wzmacniane niekiedy cząstkami węgliku wolframu [21-24]. Opisywano także stopy kobaltu – stellite [26-29], jednak w przeważającej części, ze względu na ich dużą twardość nie były one wzmacniane dodatkowymi cząstkami. Ze względu na ekstremalne warunki eksploatacji narzędzi rolniczych, podjąłem się próby wytworzenia warstw powierzchniowych, które wykorzystywałyby stop Stellite-6, jako osnowę, a węgliku wolframu jako fazę wzmacniającą. Tematyka ta została bardzo dobrze przyjęta przez środowisko zajmujące się technologiami laserowymi, a artykuł „*Microstructure, microhardness and corrosion resistance of Stellite-6 coatings reinforced with WC particles using laser cladding*” [30], który ukazał się w 2015 roku doczekał się do tej pory około 160 cytowań. Po obronie pracy doktorskiej kontynuowałem badania warstw powierzchniowych wzmacnianych węglikiem wolframu. Węglik ten jest jednym z najpopularniejszych i najczęściej stosowanych węglików w przemyśle. Wykorzystuje się go m.in. do produkcji narzędzi tnących lub na elementy robocze narzędzi górniczych. Moje prace badawcze dotyczyły technologii wytwarzania i właściwości powłok kompozytowych zawierających węglik wolframu oraz propozycje ich zastosowania. Początkowo była to kontynuacja zagadnień pracy doktorskiej. W pracy „*Microstructure and wear resistance of Stellite-6/WC MMC coatings produced by laser cladding using Yb:YAG disk laser*” [31] koncentrowałem swoją uwagę na określeniu odporności na zużycie przez tarcie warstw powierzchniowych Stellite-6/WC w warunkach laboratoryjnych. Analizowano stan powierzchni wytworzonych warstw, celem określenia mechanizmu ich zużycia. Ponadto dokonano opisu uzyskanej mikrostruktury. Do wytworzenia warstw Stellite-6/WC zastosowano metodę proszkowego napawania laserowego, a źródłem mocy wiązki był laser dyskowy. Założeniem moich badań było wytworzenie warstw powierzchniowych charakteryzujących się mikrostrukturą kompozytu wzmacnianego cząstkami, tj. aby można było wyraźnie odróżnić fazę wzmacniającą od osnowy. Opracowane w ramach pracy doktorskiej

warstwy kompozytowe Stellite-6/WC starałem się badać również pod względem aplikacyjnym [32]. Podjąłem próbę wytworzenia warstwy na narzędziu do pracy w glebie i przeprowadziłem badania eksploatacyjne na gospodarstwie rolnym monitorując stan zużycia narzędzi rolniczych.

Wyżej opisane prace badawcze nie wchodziły w skład osiągnięcia naukowego przedkładanego w ramach wniosku o uzyskanie stopnia naukowego doktora habilitowanego, jednak są istotne w aspekcie prowadzenia dalszej działalności naukowej. Prace te [30-32] były opublikowane w bardzo dobrych czasopismach naukowych: *Optics & Laser Technology* oraz *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. Były dobrze przyjęte przez recenzentów i są często cytowane, co dodatkowo dało impuls do prowadzenia przeze mnie dalszych prac badawczych obejmujących metody wytwarzania, dobór parametrów wytwarzania oraz badania warstw kompozytowych.

Motywacją do podjęcia badań związanych z opracowaniem, wytworzeniem oraz określeniem właściwości nowoczesnych warstw powierzchniowych wzmacnianych cząstkami węglików był deficyt informacji na temat warstw wytwarzanych metodami obróbki laserowej zawierających fazy wzmacniające, inne niż dość popularny węgiel wolframu (WC). Obecnie literatura światowa jest bogata w doniesienia na temat kompozytowych warstw powierzchniowych na bazie stopów niklu wzmacnianych WC. Niemniej jednak przykładów, w których badacze podejmowaliby tematykę laserowego wytwarzania warstw powierzchniowych o osnowie innej niż nikiel i jego stopy jest zdecydowanie mniej. Wyraźnie mniej jest także prac badawczych na temat cząstek węglików wprowadzanych bezpośrednio do podłoża z pominięciem dodatkowej osnowy. Bezpośrednie wprowadzenie do powierzchni stali oraz do innych stopów metali cząstek pierwotnych węgla wolframu (WC), wanadu (VC), cyrkonu (ZrC), chromu ( $Cr_3C_2$ ) czy tantalu (TaC) z pominięciem osnowy niklu jest opisywane bardzo rzadko lub wcale.

Możliwości zastosowania metod laserowych oraz węglików metali, które mogą stanowić wzmocnienie w warstwach powierzchniowych o charakterze kompozytowym, stały się zatem przedmiotem moich zainteresowań. Podczas prowadzenia prac badawczych wykorzystywałem wiele metod wytwarzania warstw powierzchniowych m.in. laserowe napawanie proszkowe (ang. laser cladding), stopowanie laserowe powłoki wstępnej w postaci pasty czy przetapianie laserowe wcześniej wytworzonej dyfuzyjnej warstwy powierzchniowej. Jednak w niniejszym opracowaniu skupiam się na zastosowaniu głównie dwóch metod obróbki laserowej do wytwarzania warstw wzbogacanych węglnikami metali czyli metody laser cladding oraz metody stopowania powłoki wstępnej nakładanej na podłoże w postaci pasty. Zajmowałem się doбором parametrów wytwarzania oraz oceną wpływu tych parametrów na finalne właściwości warstw powierzchniowych. Prace badawcze dotyczyły wytwarzania warstw powierzchniowych głównie na stalach, ale w jednotematycznym cyklu artykułów naukowych zawarłem także pracę związaną z warstwą kompozytową wytworzoną na jednofazowym stopie nikolowo-miedziowym Monel-400.

### 5.3. Cel naukowy

Głównym celem naukowym badań opisanych w ramach osiągnięcia naukowego będącego podstawą do ubiegania się o stopień doktora habilitowanego było opracowanie nowych warstw powierzchniowych wzmacnianych cząstkami węglików metali wraz z wyznaczeniem parametrów ich wytwarzania. Materiały wzmacniające, które stały się obiektem moich zainteresowań naukowych należą do wysokotopliwych nieorganicznych związków chemicznych charakteryzujących się bardzo dużą twardością w stosunku do podłoża. Podczas badań skupiłem się zarówno na doborze parametrów wytwarzania warstw powierzchniowych wzmacnianych węglnikami, jak i na określeniu podstawowych zależności między parametrami wytwarzania, a uzyskiwanymi właściwościami fizykochemicznymi, mechanicznymi i eksploatacyjnymi.

Zakres realizowanych prac obejmował:

- opracowanie mieszanin proszkowych i powłok wstępnych,
- opracowanie metod wytwarzania warstw kompozytowych opartych o procesy obróbki laserowej,
- szereg badań materiałowych i eksploatacyjnych mających na celu weryfikację zastosowanych materiałów wzmacniających oraz metod i paramentów wytwarzania.

Przedstawione w osiągnięciu naukowym prace dotyczą w dużej mierze zastosowania cząstek węglików metali, które nie były wprowadzane do materiału podłoża przez innych badaczy przy użyciu stopowania laserowego, co wskazuje na unikatowość i oryginalność prowadzonych prac badawczych.

### 5.4. Omówienie prowadzonych badań oraz osiągniętych wyników

Po uzyskaniu stopnia naukowego doktora, zająłem się wytwarzaniem warstw powierzchniowych wzmacnianych węglnikami metali. Opis osiągnięć naukowych rozpocznę od pracy będącej kontynuacją badań nad warstwami powierzchniowymi, w których osnową jest stop Stellite-6 [A1]. W badaniach tych zdecydowałem się jednak na zastosowanie wzmocnienia nie z samego węglika wolframu, jak podczas realizacji pracy doktorskiej, a z mieszaniny węglika wolframu i tytanu (WC+TiC). W dalszym etapie opisu osiągnięcia przedstawię badania związane z zastosowaniem innych materiałów osnowy. Będzie to opracowana przeze mnie osnowa W-Cr, którą wzmacniałem odpowiednio węglnikami wolframu [A2] oraz węglnikami chromu [A3]. Natomiast kolejny etap moich badań to odejście od drogich materiałów osnowy jakim był wolfram oraz chrom i zastąpienie ich znacznie tańszym żelazo-borem. W tym przypadku zastosowałem wzmocnienie oparte głównie o węgiel boru [A4] czyli węgiel wytwarzany ze składnika będącego częścią osnowy. Kolejne prace to autorski pomysł metody wytworzenia warstw powierzchniowych polegający na wzmacnianiu warstw powierzchniowych węglnikami metali w taki sposób, aby nie było konieczności dodawania

materiału osnowy. Założeniem tych badań było pozyskanie osnowy dla węglików jedynie z materiału podłoża. Zastosowano podłoże stalowe oraz szereg różnych węglików takich jak: WC [A5], ZrC [A6, A7], TaC [A9, A10] oraz VC [A11]. Dodatkowo wytworzono także warstwy powierzchniowe ZrC na stopie Monel®400 [A8], który stał się w tym przypadku osnową. Zagadnieniem łączącym wszystkie prace badawcze dotyczące metod wytwarzania i właściwości warstw powierzchniowych jest zastosowanie laserowej obróbki materiału. Poszczególne badania zostaną omówione w dalszej części autoreferatu w kolejności uwzględniającej zakres merytoryczny, a nie chronologię publikowania artykułów naukowych.

Analizowane poniżej prace badawcze opisują wpływ zastosowanej metody i parametrów wytwarzania na wybrane właściwości warstw powierzchniowych. W opisie tych prac będą odnosił się głównie do gęstości mocy wiązki lasera. Ze względu na stosowanie różnych typów lasera, należy mieć świadomość, że parametr mocy nie jest wystarczający, a rezultaty obróbki laserowej zależą od wielu innych parametrów jak: prędkość skanowania wiązką lasera, wielkość średnicy wiązki lasera, czy wynikające z nich: czas oddziaływania wiązki na materiał, gęstość mocy wiązki lasera czy fluencja. Ze względu na to, w opisie prac będą odnosił się także do tych wartości. Tym samym gęstość mocy wiązki lasera  $q$ , będą określać na podstawie wzoru 1:

$$q = \frac{P}{\pi\left(\frac{d}{2}\right)^2} \quad (1)$$

gdzie:

$q$  – gęstość mocy wiązki lasera  $\left[\frac{kW}{cm^2}\right]$ ,

$P$  – moc wiązki lasera [kW],

$d$  – średnica wiązki wiązki lasera [cm],

aby obliczyć fluencję laserową  $F$ , należy uwzględnić czas oddziaływania wiązki na materiał  $E_t$ , moc wiązki lasera  $P$  oraz pole powierzchni przekroju wiązki lasera, na podstawie wzoru 2:

$$F = \frac{P \cdot E_t}{\pi\left(\frac{d}{2}\right)^2} \quad (2)$$

gdzie:

$F$  – fluencja laserowa  $\left[\frac{J}{mm^2}\right]$ ,

$P$  – moc wiązki lasera [W],

$E_t$  – czas oddziaływania wiązki lasera na materiał [s], obliczony przez iloraz prędkości skanowania  $v$   $\left[\frac{mm}{s}\right]$

i średnicy wiązki lasera  $d$  [mm].

$d$  – średnica wiązki lasera [mm].

Stosowana przeze mnie we wcześniejszych badaniach metoda laserowego napawania proszkowego (laser cladding) wiązała się z dość znacznym zużyciem materiałów dodatkowych w postaci proszku. Aby mieszanina proszkowa była podawana w odpowiedniej ilości do przestrzeni roboczej, należy wypełnić wszystkie kanały doprowadzające proszek do głowicy lasera. Dodatkowo w samym podajniku musi znajdować się nadmiar proszku. W przypadku już opracowanej mieszaniny proszkowej i ustalonych parametrów wytwarzania nie jest to duży problem, ponieważ wówczas uzyskujemy oczekiwaną warstwę powierzchniową. W przypadku badań nad nowymi warstwami powierzchniowymi generuje to jednak bardzo duże koszty związane ze zużyciem materiałów. Zasadnym było więc wprowadzenie nowych metod wytwarzania warstw powierzchniowych, których zastosowanie ograniczy zużycie materiałów dodatkowych. Zaproponowano **metodę przetapiania powłoki wstępnej w postaci pasty zawierającej składnik osnowy oraz fazę wzmacniającą**. W pracy [A1] opisano badania nad zastosowaniem tej metody w wytwarzaniu warstw powierzchniowych o osnowie stopu Stellite-6 wzmacnianego mieszaniną proszkową węglika wolframu i węglika tytanu (WC+TiC). Warstwy Stellite-6/(WC+TiC) nie były wytwarzane wcześniej przez innych badaczy. Jako podłoże zastosowano stal S355, charakteryzującą się brakiem dodatków stopowych mogących wpłynąć na zmiany właściwości wytworzonych warstw powierzchniowych. Przed procesem laserowego stopowania na oczyszczone podłoże stalowe nałożono powłokę wstępną o grubości 100  $\mu\text{m}$ . Powłoka ta była w postaci pasty, którą przygotowano przez mieszanie proszku Stellite-6 oraz proszków węglika wolframu (WC) i węglika tytanu (TiC). Przygotowano dwa warianty mieszanin proszkowych. Pierwszy w których 60% stanowiła osnowa Stellite-6, natomiast 40% stanowiła mieszanina WC+TiC w proporcji 50:50. Drugim wariantem była mieszanina proszkowa, w której osnowa Stellite-6 stanowiła 40%. Materiałem wiążącym było szkło wodne oraz woda destylowana. Mieszanie składników odbywało się, aż do uzyskania konsystencji pozwalającej na nałożenie pasty na stalowe podłoże. Mieszanie odbywało się w pojemniku umieszczonym w myjce ultradźwiękowej co utrudniało powstawanie aglomeratów z cząstek składników mieszaniny proszkowej. Powłokę nanoszono ręcznie przy użyciu pędzla, a po jej wyschnięciu prowadzono proces stopowania wiązką lasera diodowego TRUDIODE 3006 mocy znamionowej 3 kW. Urządzenie laserowe było zintegrowane z ramieniem robota, które umożliwiało wykonanie zaprogramowanej ścieżki obróbki laserowej. Zastosowano parametry mocy wiązki lasera: 600 W, 900 W oraz 1200 W, co przy uwzględnieniu średnicy wiązki lasera  $d = 1 \text{ mm}$  generowało gęstości mocy kolejno: 76 kW/cm<sup>2</sup>, 115 kW/cm<sup>2</sup> oraz 153 kW/cm<sup>2</sup>. W każdym z przypadków stosowano posuw wiązki lasera równy 3 m/min. Aby zapewnić pełne pokrycie podłoża warstwą powierzchniową zastosowano 50% nakładania się ścieżek laserowych. Wynikało to z przesunięcia się osi ścieżek o wartość  $f = 0,5 \text{ mm}$ . Zastosowano wzór (3) do określenia procentowej wartości nakładania się ścieżek:

$$O = \frac{d-f}{d} \cdot 100\% \quad (3)$$

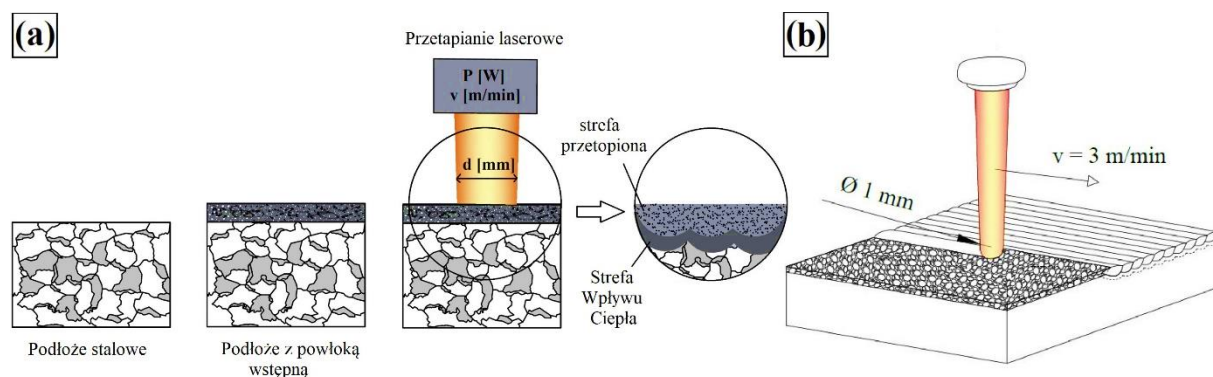
gdzie:

$O$  – nakładanie się ścieżek (ang. overlapping),

$d$  – średnica wiązki lasera,

$f$  – odległość między osiami sąsiadujących ścieżek laserowych.

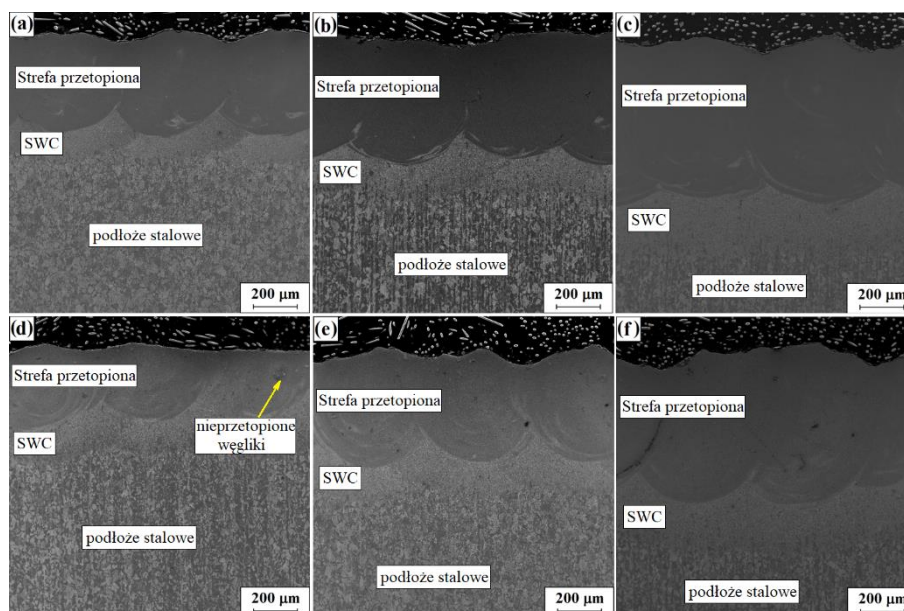
Zastosowanie takich parametrów wytwarzania zapewniało ponowne przetopienie wcześniej utworzonych ścieżek laserowych i jednocześnie wymieszanie ich z kolejną tworzącą się ścieżką. Prowadziło to do metalurgicznego połączenia się w całość wytwarzanej warstwy powierzchniowej. Schematyczne przedstawienie procesu wytwarzania warstwy powierzchniowej Stellite-6/(WC+TiC) przedstawiono na rysunku 1. Efektem przeprowadzenia stopowania laserowego wytworzonej pasty zawierającej Stellite-6 oraz węgliku WC i TiC było uzyskanie warstwy powierzchniowej o właściwościach odmiennych od podłoża stalowego. Aby ocenić wpływ zastosowanych parametrów wytwarzania wykonano badania mikrostruktury. Zgłady metalograficzne obserwowano przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM).



Rys. 1. Schematyczne przedstawienie procesu stopowania laserowego: a) kolejne etapy procesu wytwarzania, b) parametry wiązki lasera oraz finalny efekt stopowania powierzchni – na podstawie [A-1]

Analizując wytworzone warstwy stwierdzono, że próbki na przekroju poprzecznym zbudowane są z trzech stref: strefa przetopiona, strefy wpływu ciepła (SWC) oraz podłoża stalowego, które nie zostało zmienione pod względem struktury przez ciepło wprowadzone przez wiązkę lasera. Obszary te zaznaczono na rysunku 2, gdzie przedstawiono morfologię na przekroju warstw powierzchniowych wytworzonych przy użyciu wszystkich stosowanych parametrów. Stwierdzono, że wraz ze wzrostem gęstości mocy wiązki lasera zwiększa się głębokość strefy przetopienia, co wiąże się z większą ilością ciepła wprowadzanego do materiału. Można było jednak zaobserwować zmiany w grubościach stref przetopionych uzyskanych w warstwach powierzchniowych przy różnych wariantach powłok wstępnych. W przypadku zastosowania powłoki wstępnej w której znajdowało się mniej osnowy Stellite-6, a więcej fazy wzmacniającej (WC+TiC), średnia grubość strefy przetopienia była mniejsza, co zostało przedstawione w formie tabeli w pracy [A1]. Różnice były tym większe, im mniejszą gęstość mocy wiązki lasera

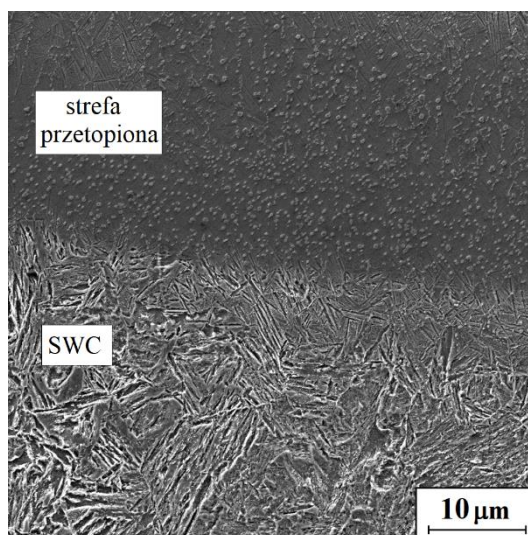
zastosowano. Średnia grubość strefy przetopienia dla warstwy powierzchniowej o zawartości 60%(WC+TiC) była mniejsza w stosunku do warstwy o zawartości 40%(WC+TiC) o: 108  $\mu\text{m}$  dla 76  $\text{kW}/\text{cm}^2$ , 101  $\mu\text{m}$  dla 115  $\text{kW}/\text{cm}^2$  oraz o 77  $\mu\text{m}$  dla 153  $\text{kW}/\text{cm}^2$ . Wiązało się to z tym, że ciepło dostarczane przez wiązkę lasera było kumulowane w węglkach charakteryzujących się większą pojemnością cieplną niż składniki stopu Stellite-6. Stosując taką samą gęstość mocy, można zatem wnioskować, że im większa zawartość fazy wzmacniającej w powłoce wstępnej, tym finalna grubość warstwy powierzchniowej jest mniejsza. Należy wziąć pod uwagę, że ciepło odbierane jest w dużej mierze przez aglomeraty węglików, których nie udało się rozdzielić w procesie przygotowania powłoki wstępnej. Aglomeraty takie obserwowano w niektórych obszarach warstwy powierzchniowej, a przykładowy aglomerat zaznaczono strzałką na rys. 2. Jednym z celów badań było wytworzenie warstwy powierzchniowej o charakterze kompozytowym, gdzie wyraźnie można by odróżnić fazę wzmacniającą w postaci cząstek od osnowy. Powłoki kompozytowe zdają się posiadać znacznie lepsze właściwości wytrzymałościowe i eksploatacyjne, niż ich klasyczne odpowiedniki. Pomimo obecności aglomeratów, pozostałe twarde cząstki węglików były rozmieszczone w obrębie wytwarzanej warstwy powierzchniowej, a ich duża koncentracja obserwowana była przy granicy ze strefą wpływu ciepła (rys. 3).



Rys. 2. Morfologia warstw powierzchniowych Stellite/40%(WC+TiC): a) 76  $\text{kW}/\text{cm}^2$ ; b) 115  $\text{kW}/\text{cm}^2$ ; c) 153  $\text{kW}/\text{cm}^2$  oraz warstw powierzchniowych Stellite-6/60%(WC+TiC): d) 76  $\text{kW}/\text{cm}^2$ , e) 115  $\text{kW}/\text{cm}^2$  and f) 153  $\text{kW}/\text{cm}^2$  – na podstawie [A1]

Analiza składu chemicznego poszczególnych obszarów potwierdziła obecność zarówno tytanu jak i wolframu, dzięki czemu można stwierdzić obecność zarówno WC jak TiC. Nie wykluczono także obecności złożonych węglików wtórnych będących efektem całkowitego przetopienia i wydzielenia *in situ* nowych faz wzmacniających. Kształt cząstek wzmacniających uległ bowiem zmianom w miarę stosowania większych gęstości mocy wiązki lasera. Częściowe lub całkowite przetopienie węglików podczas obróbki laserowej wynikało zarówno z wielkości cząstek

wprowadzonych do powłoki wstępnej w postaci pasty jak i temperatury ich topnienia. Mieszanka proszkowa była wykonana z cząstek o wielkości:  $WC \leq 35 \mu m$  i  $TiC \leq 5 \mu m$ . Temperatura topnienia tych składników to odpowiednio:  $2870^{\circ}C$  i  $3160^{\circ}C$ . Jest ona znacznie wyższa niż dla stopu Stellite-6 (ok.  $1300^{\circ}C$ ). Można zatem wnioskować, że podczas obróbki laserowej zarówno stop Stellite-6 jak i cząstki TiC oraz mniejsze cząstki WC stopiły się całkowicie, natomiast większe cząstki WC uległy nadtopieniu. Należy pamiętać, że wiązka lasera tylko przez bardzo krótki czas oddziałuje na materiał. Jest to bowiem zaledwie 0,02 sekundy.



Rys. 3. Mikrostruktura warstwy powierzchniowej Stellite-6/40% (WC+TiC) uzyskana przy gęstości mocy wiązki lasera  $q = 153 \text{ kW/cm}^2$  – na podstawie [A1]

Aby określić jak poszczególne parametry wytwarzania wpływają na właściwości mechaniczne, przeprowadzono zarówno badania mikrotwardości na przekroju wytworzonych warstw powierzchniowych jak i badania odporności na zużycie przez tarcie. Stwierdzono, że wyższe wartości gęstości mocy wiązki lasera powodowały większe przetopienie, a to z kolei wiąże się ze wzrostem stopnia rozcieńczenia  $DR$  (ang. Dilution Ratio) opisanego za pomocą wzoru (4) na podstawie pracy [33]:

$$DR = 1 - \frac{t_c}{d_{MZ}} \quad (4)$$

gdzie:

$t_c$  – grubość powłoki wstępnej [ $\mu m$ ],

$d_{MZ}$  – średnia grubość strefy przetopionej [ $\mu m$ ].

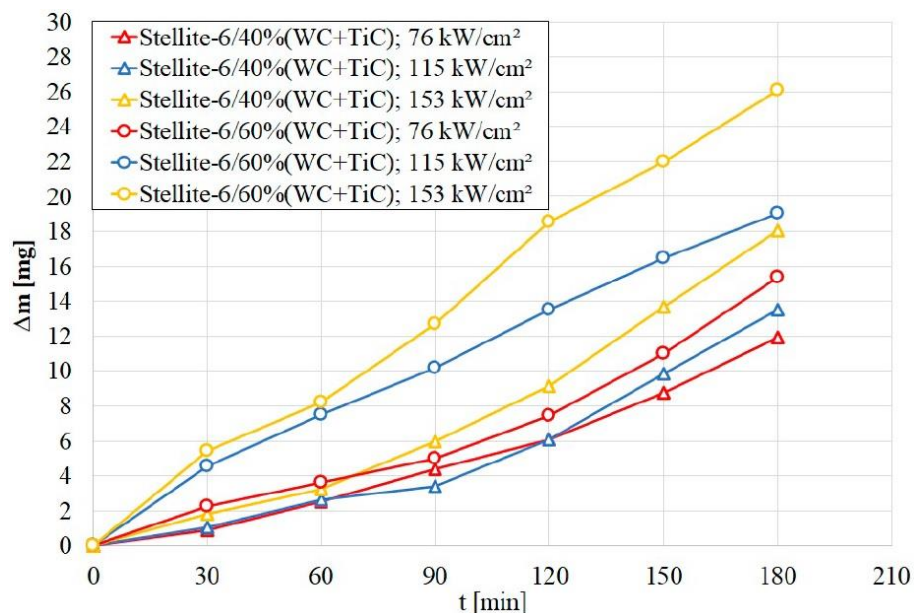
Zwiększenie stopnia rozcieńczenia (spowodowanego zwiększaniem gęstości mocy wiązki lasera) prowadzi do zwiększenia udziału materiału podłoża w wytwarzanej warstwie powierzchniowej. Jest to przyczyna tego, że największe wartości twardości uzyskiwano dla najniższych spośród testowanych parametrów wiązki lasera. Odbywało się to jednak kosztem grubości wytwarzanej warstwy powierzchniowej. Różnice te były najbardziej widoczne w przypadku warstw



Stellite-6/40%(WC+TiC). W przypadku tego wariantu uzyskano średnią twardość ok. 950 HV<sub>0,05</sub> dla wartości gęstości mocy 76 kW/cm<sup>2</sup>. Zwiększenie gęstości mocy wiązki lasera do 115 kW/cm<sup>2</sup> oraz do 153 kW/cm<sup>2</sup> skutkowało uzyskaniem twardości odpowiednio ok. 830 HV<sub>0,05</sub> oraz ok. 700 HV<sub>0,05</sub>. Należy zwrócić uwagę na to, że zwiększenie ilości cząstek węglików w drugim wariantcie warstw powierzchniowych tj. Stellite-6/60%(WC+TiC) nie wpłynęło w bardzo znaczący sposób na uzyskaną średnią twardość w przypadku zastosowania najniższej gęstości mocy wiązki lasera (76 kW/cm<sup>2</sup>). W przypadku tego rodzaju warstw uzyskano średnie twardości nie przekraczającą 1000 HV<sub>0,05</sub>. Inaczej wyglądało to dla warstw powierzchniowych wytwarzanych przy większych gęstościach mocy. Uzyskano 950 HV<sub>0,05</sub> dla 115 kW/cm<sup>2</sup> oraz ok. 800HV<sub>0,05</sub> dla 153 kW/cm<sup>2</sup>. W każdym z tych dwóch przypadków uzyskano twardości o blisko 100 jednostek wyższe. Na podstawie badań można stwierdzić, że zarówno gęstość mocy wiązki lasera jak i ilość fazy wzmacniającej decydują o uzyskanej twardości warstwy powierzchniowej. Istnieją jednak pewne krytyczne wartości parametrów wytwarzania, których przekroczenie nie powoduje już zwiększania właściwości mechanicznych (np. twardości), a wprost przeciwnie może prowadzić do ich pogorszenia. Tak dzieje się przede wszystkim w przypadku zwiększania gęstości mocy wiązki lasera. Ciepło dostarczane przez energię wiązki lasera powoduje topienie cząstek wzmacniających wprowadzonych w celu zwiększania twardości. Rozpuszczają się one w nadmiarze stopionego podłoża co wpływa na uzyskanie mniejszej twardości wytwarzanej warstwy powierzchniowej.

Aby sprawdzić, czy zwiększenie gęstości mocy wiązki lasera ma także wpływ na właściwości eksploatacyjne, przeprowadzono badania odporności na zużycie przez tarcie. Porównano zatem wszystkie wytworzone warstwy powierzchniowe. Testy odporności na zużycie prowadzono na tribometrze MBT-01. Jest to tribometr typu Amslera. Badania prowadzono przy stałym obciążeniu  $F = 98 \text{ N}$  w warunkach tarcia suchego w otoczeniu powietrza atmosferycznego. Przeciwnóbką był pierścień ze stali C45 o twardości 34 HRC (hartowany z temp. 950°C w wodzie i odpuszczany w temp. 520°C). Przeciwnóbkę wprowadzano w ruch obrotowy ( $n = 250 \text{ obr./min}$ ). Odporność na zużycie określono na podstawie zmiany masy próbki  $\Delta m \text{ [mg]}$  w jednostce czasu  $t \text{ [min]}$ . Ubytek masy próbki rejestrowano co 30 minut na wadze analitycznej z dokładnością do 0,00001 g. Wyniki testów zużycia przedstawiono na rysunku 4. Analizując wszystkie krzywe zużycia można zauważyć, że warstwy powierzchniowe wytworzone przy użyciu powłoki wstępnej zawierającej więcej węglików, czyli Stellite-6/60%(WC+TiC) nie wykazują znacznego zwiększenia odporności na zużycie przez tarcie. Stwierdzono, że zbyt duża ilość węglików w stosunku do osnowy może powodować ich wrywanie podczas wzajemnego oddziaływania powierzchni trących. Wyrwane cząstki węglików mogą jeszcze bardziej nasilać zjawisko zużycia poprzez mechanizmy bruzdowania i mikroskrabania. Zmiany w stanie powierzchni obserwowano przy użyciu mikroskopii skaningowej. Dla warstw powierzchniowych Stellite-6/40%(WC+TiC) wytwarzanych przy użyciu gęstości mocy wiązki laserowej 76 kW/cm<sup>2</sup>, widoczne były typowe ślady zużycia w postaci rowków. Natomiast dla warstw powierzchniowych Stellite-6/60%(WC+TiC) widoczne

były ślady wykruszeń, które miały wpływ na zmniejszenie odporności na zużycie. Badania odporności na zużycie potwierdziły, że wraz ze wzrostem gęstości mocy wiązki lasera właściwości mechaniczne (w tym przypadku odporność na zużycie przez tarcie) pogarszają się. Jest to związane ze zwiększeniem stopnia rozcieńczenia.

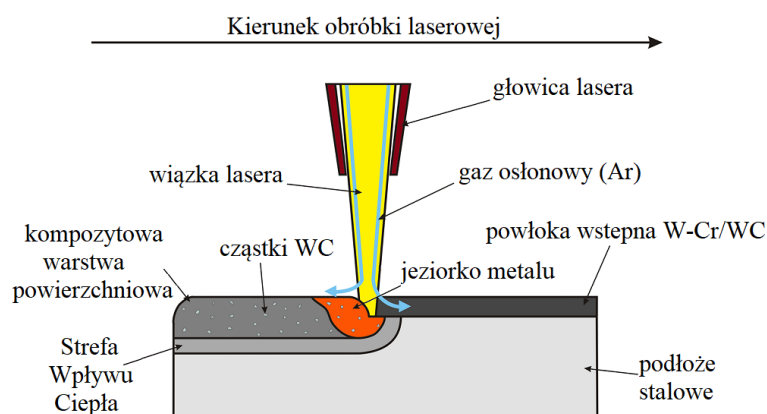


Rys. 4. Odporność na zużycie przez tarcie warstw powierzchniowych Stellite-6(WC+TiC) – na podstawie [A1]

Podczas badań stwierdzono, że zbyt duża ilość fazy wzmacniającej powoduje pogorszenie właściwości mechanicznych wytworzonych warstw powierzchniowych. Należy więc odpowiednio sterować zarówno ilością dodawanych węglików jak i samym procesem stopowania laserowego. Zamieszczone w pracy [A1] mapy rozkładu pierwiastków chemicznych potwierdzają, że zwiększenie gęstości mocy wiązki lasera powodowało utlenianie się powierzchni podczas testów zużycia. Było to zapewne spowodowane zwiększeniem obecności żelaza pochodzącego z podłoża w wytwarzanej warstwie powierzchniowej. Żelazo podatne na utlenianie zmieniało właściwości osnowy zbudowanej ze stopu Stellite-6.

Kontynuując prace nad warstwami powierzchniowymi wzmacnianymi węglikiem wolframu, uznałem, że z naukowego punktu widzenia, warto odejść od komercyjnej osnowy jaką jest stop Stellite-6. Podjąłem się zatem opracowania nowej osnowy dla cząstek wzmacniających WC. Osnową tą była mieszanina wolframu i chromu (W-Cr). W artykule [A2] opisano warstwy powierzchniowe W-Cr/WC. Warstwy te wytworzono przy użyciu stopowania powłok wstępnych, w których osnową była mieszanina proszku wolframu i chromu w stosunku wagowym 1:1. Taka osnowa nie była badana przez innych badaczy w kontekście wytwarzania kompozytowych warstw powierzchniowych. Kolejnym etapem było stopniowe dodawanie cząstek WC w ilości 25%, 50% i 75% wag. Wykonałem także warstwy powierzchniowe przetapiając powłokę wstępną zbudowaną z samego WC. Spoiwem do wytworzenia pasty było podobnie jak w poprzednio opisywanych badaniach – szkło wodne, czyli powszechnie znany

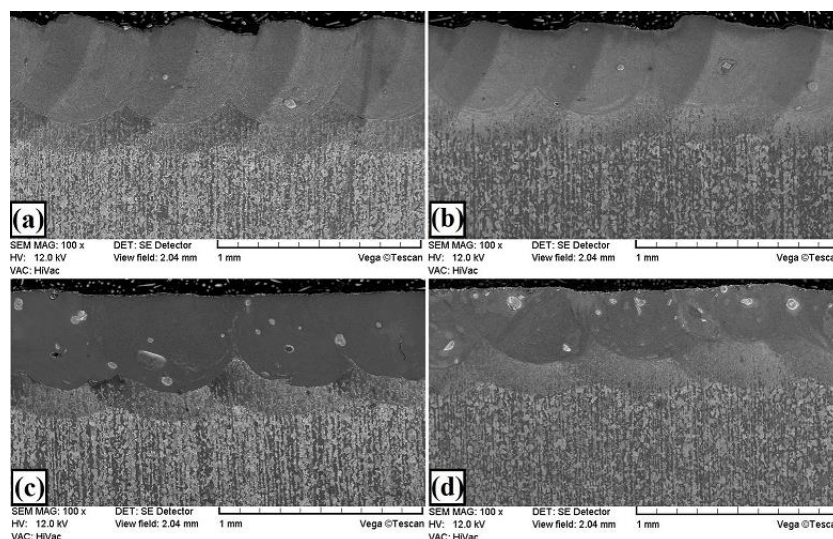
i tani związek chemiczny. Powłoki wstępne były nakładane przy użyciu ręcznego aplikatora do farb, czego celem było zachowanie stałej grubości. Nie było to proste ze względu na różnice w konsystencji pasty oraz farby do której przeznaczony był aplikator. Po wielu próbach udało się wytworzyć powłoki wstępne, jednak w innych prowadzonych przeze mnie badaniach naukowych zrezygnowałem z tej metody, na rzecz aplikacji pędzlem. Weryfikację grubości powłoki wstępnej przeprowadzono przy użyciu ultradźwiękowego miernika grubości. W kolejnym etapie powłoki wstępne były przetapiane wiązką lasera dyskowego o mocy znamionowej 1 kW. Schemat wytwarzania warstwy powierzchniowej W-Cr/WC metodą przetapiania powłoki wstępnej przedstawiono na rysunku 5.



Rys. 5. Schemat wytwarzania warstwy powierzchniowej W-Cr/WC – na podstawie [A2]

Podczas badań zastosowano moc wiązki lasera równą 600 W oraz prędkość posuwu wiązki równą 400 mm/min. Przy uwzględnieniu średnicy wiązki lasera  $d = 1,2$  mm uzyskano gęstość mocy  $53$  kW/cm<sup>2</sup>. Parametry te były poprzedzone badaniami wstępnymi w których oceniano stan powierzchni warstw. Przeprowadzono kompleksową analizę właściwości wytworzonych warstw powierzchniowych, rozpoczynając od badań mikrostruktury, składu chemicznego i fazowego, badania mikrotwardości, a także odporności na korozję oraz odporności na zużycie przez tarcie. Wyznaczono także właściwości mechaniczne przy użyciu metody nanoindentacji. Na początkowym etapie badań wytworzono warstwy powierzchniowe W-Cr bez fazy wzmacniającej, celem sprawdzenia jakości połączenia warstwy z podłożem oraz weryfikacji ewentualnych wad w postaci pęknięć czy porowatości. Wytworzone warstwy powierzchniowe miały grubość  $430$   $\mu$ m. Oznaczało to, że mają bardzo duży udział podłoża, bowiem powłoka wstępna miała grubość  $100$   $\mu$ m. Uzyskano zatem warstwy ponad czterokrotnie grubsze niż grubość naniesionej wcześniej pasty. Stwierdziłem, że wytworzona warstwa powierzchniowa nie posiada wad strukturalnych, a w dodatku jej twardość znacznie przewyższa twardość podłoża stalowego. Osiągnięto mikrotwardość przekraczającą  $500$  HV<sub>0,05</sub>, więc kolejnym etapem było wytwarzanie powłok wstępnych wzbogacanych w węgiel wolframu. Mikrostruktury wytworzonych warstw powierzchniowych W-Cr wzmacnianych cząstkami WC przedstawiono na rysunkach 6a (25%WC), 6b (50%WC) oraz 6c (75%WC). Natomiast mikrostrukturę warstwy

wytworzonej przy użyciu 100% WC przedstawiono na rysunku 6d. Dodatek cząstek WC nie spowodował powstania wad w postaci pęknięć czy porowatości. Cząstki były dobrze powiązane z osnową, jednak zaobserwowano, że jedynie większe cząstki WC nie uległy całkowitemu przetopieniu. Mniejsze cząstki stopiły się całkowicie, podobnie jak materiał osnowy. Taki stan rzeczy był spowodowany zastosowaniem proszku WC o różnej ziarnistości. Obserwując warstwę powierzchniową zawierającą 100% WC widać, że nawet tam jest stosunkowo mało cząstek pierwotnych WC. Analizując wyniki badań stwierdzono, że ilość fazy wzmacniającej ma istotny wpływ na grubość wytwarzanych warstw powierzchniowych. Uzależniono to zjawisko od pojemności cieplnej wprowadzanych faz wzmacniających. Im więcej cząstek WC znajduje się w powłoce, tym więcej ciepła odbierają te cząstki, przez co finalnie ciepło nie jest przekazywane do podłoża stalowego. W efekcie tego, zmniejsza się udział podłoża w warstwie co ma kluczowe znaczenie dla pozostałych właściwości fizykochemicznych i mechanicznych. Ponadto dostarczane ciepło było wykorzystane do całkowitego stopienia mniejszych cząstek WC, które dodatkowo modyfikowały osnowę. Aby zobrazować jak zmienia się skład chemiczny, przeprowadzono mikroanalizę EDS i skorelowano ją z wynikami badań XRD. Stwierdzono obecność faz WC,  $W_2C$ ,  $M_7C_3$  oraz  $Fe_7W_6$  oraz  $Fe\alpha$  [A2].



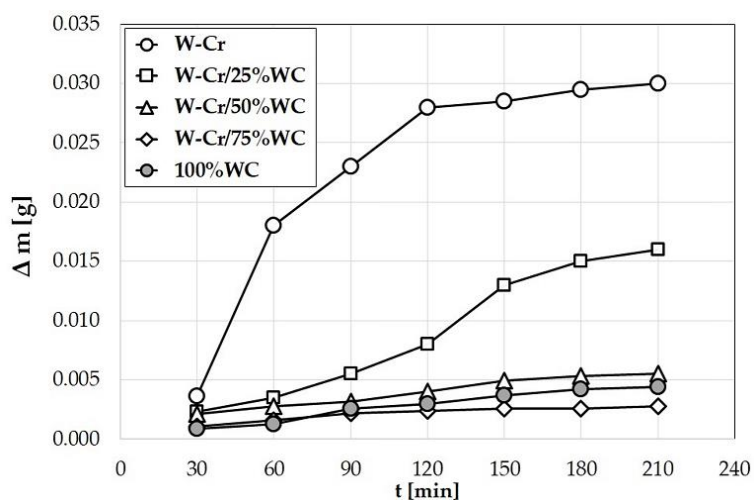
Rys. 6. Mikrostruktura warstw powierzchniowych wytworzonych poprzez przetopienie powłoki wstępnej: a) W-Cr/25% WC; b) W-Cr/50% WC; c) W-Cr/75% WC; d) 100% WC [A2]

Mikrotwardość wytworzonych warstw powierzchniowych w znaczny sposób przekraczała wartości uzyskiwane w podłożu stalowym. Stwierdzono, że brak dodatkowych cząstek wzmacniających WC umożliwił uzyskanie bardzo łagodnego profilu twardości od powierzchni do podłoża, a efektem wprowadzenia cząstek WC było zmniejszenie tego efektu. W miarę zwiększania zawartość cząstek WC w osnowie W-Cr, twardość osnowy zwiększała się kolejno od 670 HV (dla 50% WC) do około 710 HV (dla 75% WC). Zastosowanie 25% WC wypłynęło tylko w niewielkim stopniu na twardość osnowy. Gdyby jednak uwzględnić również

mikrotwardość niestopionych cząstek WC, to średnia mikrotwardość warstw powierzchniowych W-Cr/WC byłaby większa.

Ze względu na chęć pełnego scharakteryzowania wytworzonych warstw powierzchniowych w artykule [A2] uwzględniono także badania odporności na korozję w 5% NaCl. Badania te prowadzono przy użyciu metody potencjo-dynamicznej. Wyniki jasno wskazywały na największą odporność korozyjną warstwy W-Cr, w której nie zastosowano fazy wzmacniającej. Na drugim miejscu znajdowała się warstwa wytworzona ze 100% WC. Znacznie gorsze wyniki w badaniach odporności korozyjnej uzyskano dla warstw powierzchniowych W-Cr wzmocnionych cząstkami WC. Badania udowodniły, że wzrost zawartości fazy wzmacniającej WC w osnowie W-Cr powoduje pogorszenie właściwości korozyjnych. W przypadku warstw 100% WC uzyskano dobrą odporność korozyjną, co najprawdopodobniej było spowodowane wprowadzeniem do podłoża stalowego odpornych na korozję węglików wolframu bez wprowadzania innych dodatkowych faz, które mogłyby zwiększyć możliwość powstawania ogniw korozyjnych.

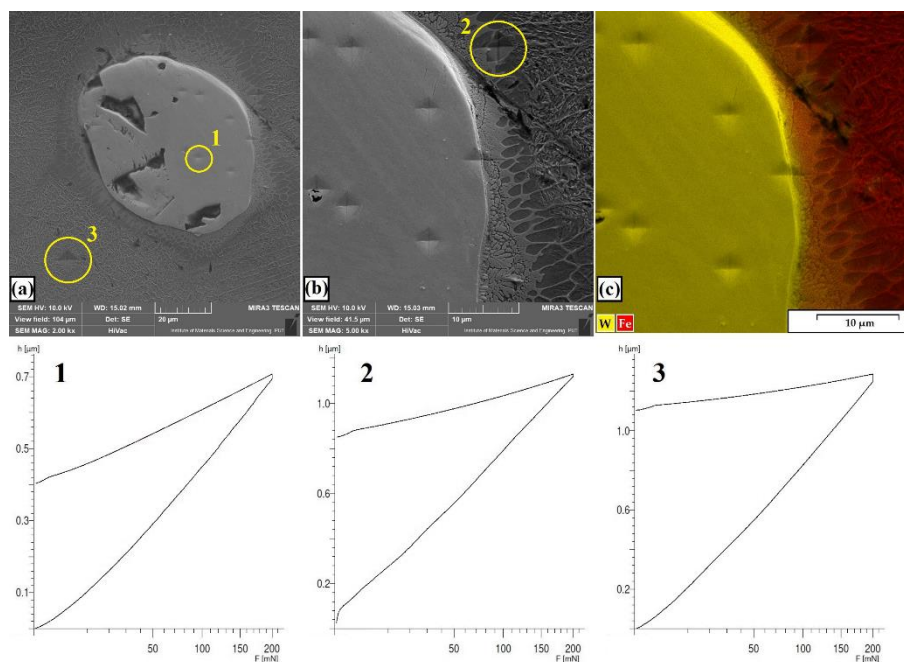
Na rysunku 7 przedstawiono wyniki badań odporności na zużycie przez tarcie w warunkach tarcia suchego. Stwierdzono istotny wpływ fazy wzmacniającej na wzrost odporności na zużycie. Już dodatek 25% WC przyczynił się do ponad dwukrotnego zmniejszenia ubytku masy próbek. Każdy kolejny wzrost zawartości WC jedynie poprawiał ten wynik. Co ciekawe powłoka zawierające 100% WC nie osiągnęła największej odporności na zużycie. Wynikało to z faktu, że warstwa ta ze względu na swoją dużą twardość była podatna na pękanie. Wpływały na to naprężenia powstałe podczas wytwarzania warstwy powierzchniowej. Pęknięcia te w nieznacznym sposób wpływały na odporność na zużycie, jednak pod względem aplikacyjnym dyskwalifikują one warstwę z możliwości zastosowania w wyrobach precyzyjnych.



Rys. 7. Odporność na zużycie przez tarcie warstw powierzchniowych W-Cr wzmocnionych cząstkami WC – na podstawie [A2]

Aby scharakteryzować właściwości mechaniczne wytworzonych warstw powierzchniowych wykonałem analizę przy użyciu nanoindentera. Miejsca wykonywanych

odcisków dobrano tak, aby uzyskać informację zarówno o cząstkach wzmacniających jak i osnowie. Miejsca pomiaru przedstawiono na rysunku 8. Wyniki wskazały, że obszar wokół węgliku miał zwiększoną twardość. Było to związane z występowaniem wtórnych faz węglkowych narastających na granicy węglík-osnowa. Fazy te miały zwiększoną zawartość wolframu, co potwierdziło mapowanie EDS. Moduł Younga wytworzonych warstw był większy niż dla podłoża stalowego, a wprowadzone fazy wzmacniające zwiększyły go trzykrotnie. Powłoki W-Cr/WC były mało podatne na odkształcenie plastyczne, co znalazło swoje odzwierciedlenie w odporności na zużycie przez tarcie. Wraz ze wzrostem zawartości WC, podatność na odkształcenie plastyczne zmniejszała się.

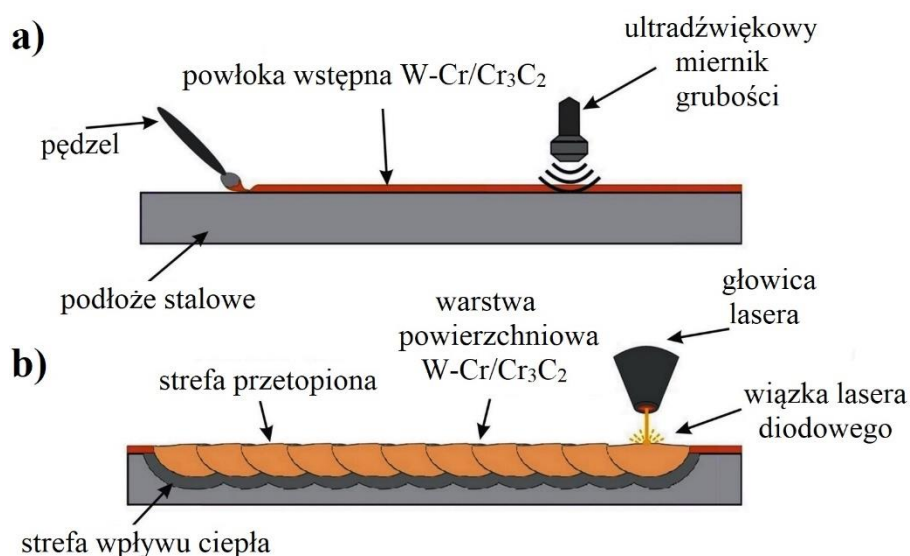


Rys. 8. Przykład mikrostruktury w obszarze nanoindentacji: a) węglík WC w osnowie W-Cr; b) granica między węglikiem a osnową; c) Mapowanie EDS obszaru nanoindentacji – na podstawie [A2]

Badania opisane w pracy [A2] potwierdziły możliwość wytworzenia twardych i odpornych na zużycie przez tarcie kompozytowych warstw powierzchniowych przy użyciu osnowy niebędącej komercyjnym stopem. Zaproponowane przeze mnie warstwy powierzchniowe na osnowie W-Cr charakteryzowały się bardzo dobrymi właściwościami, a wzmocnienie osnowy cząstkami WC zwiększyło właściwości mechaniczne i eksploatacyjne. Udowodniłem, że wzrost ilości cząstek wzmacniających wpływa na zmniejszenie grubości wytwarzanych warstw, co może stać się punktem wyjścia do projektowania grubszych powłok wstępnych w dalszych badaniach własnych oraz podpowiedzią dla badań prowadzonych przez innych badaczy.

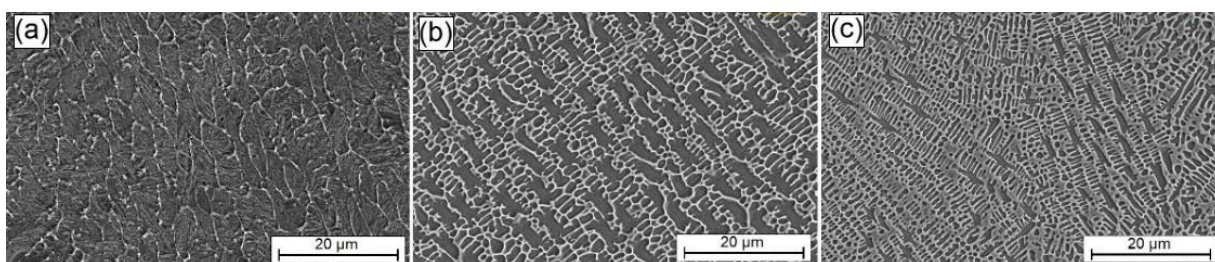
Pozytywne rezultaty uzyskane w przypadku warstw powierzchniowych W-Cr/WC skłoniły mnie do rozwinięcia tematu zastosowania opracowanej przeze mnie mieszaniny W-Cr jako osnowy dla innych cząstek wzmacniających. Rozpocząłem więc pracę nad warstwami powierzchniowymi W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. Wyniki badań opisano w pracy [A3]. Węglík chromu jest bardzo

twardym i odpornym na wysokie temperatury oraz korozję związkami chemicznymi, co stało się podstawą do zastosowania go jako cząstkę wzmacniającą w nowoprojektowanych kompozytowych warstwach powierzchniowych. Procedura wytwarzania warstw W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> była bardzo podobna jak w poprzednich badaniach. Zastosowano metodę przetapiania powłoki wstępnej w postaci pasty. Do nakładania pasty na powierzchnię stali używano pędzla. Schemat tego procesu pokazano na rysunku 9. Podobnie jak w przypadku warstw powierzchniowych W-Cr/WC, również dla warstw W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> zastosowano zwiększanie ilości cząstek wzmacniających stopniowo od ilości 25%, przez 50% aż do 75%. Wykonano także próby wytworzenia warstwy powierzchniowej poprzez stopowanie powłoki wstępnej wytworzonej z samego węgla chromu (100% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>). Zastosowano laser diodowy o mocy 3 kW oraz trzy różne moce wiązki lasera: 600 W, 900 W oraz 1200 W. Uwzględniając średnicę wiązki lasera równą 1 mm, wygenerowano gęstości mocy wiązki laser kolejno: 76 kW/cm<sup>2</sup>, 115 kW/cm<sup>2</sup> oraz 153 kW/cm<sup>2</sup>. Warstwy powierzchniowe wytwarzano na stali narzędziowej 145Cr6. Wielkości ziarna zastosowanego proszku Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> były mniejsze od 12 μm. Powłokę wstępną w postaci pasty przygotowano w taki sposób, że na każde 10 g mieszaniny proszkowej W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> przypadało 2 ml Na<sub>2</sub>O + SiO<sub>2</sub> i 2 ml wody destylowanej. Ze względu na mniejszą ziarnistość cząstek wzmacniających wykonano powłoki wstępne o większej grubości (150 μm). Uznano bowiem, że mniejsze wielkości cząstek proszku łatwiej będą ulegać przetopieniu, zatem grubsza powłoka wstępna być może ograniczy ten efekt. Grubość powłok wstępnych mierzono przy użyciu ultradźwiękowego miernika grubości. Te, które nie spełniały kryterium grubości nie zostały poddane obróbce laserowej. Stopowanie przeprowadzono tylko na serii starannie wybranych powłok wstępnych o takich samych grubościach.



Rys. 9. Schemat wytwarzania warstwy powierzchniowej W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> metodą stopowania laserowego: (a) nałożenie powłoki wstępnej i ultradźwiękowe badanie jej grubości, (b) obróbka laserowa i otrzymanie warstwy powierzchniowej – na podstawie [A3]

W wyniku przetopienia powłoki wstępnej złożonej z wolframu, chromu oraz węgliku chromu wraz z podłożem stalowym uzyskano nowe warstwy powierzchniowe. Taki typ warstw nie był wytwarzany, ani badany do tej pory przez innych badaczy co można uznać za duży wkład w rozwój nowoczesnych warstw i powłok. Należy jednak zauważyć, że wytworzone warstwy powierzchniowe nie posiadały charakteru warstw kompozytowych wzmacnianych cząstkami, gdzie wyraźnie można by rozgraniczyć osnowę i fazę wzmacniającą. Były to kompozytowe warstwy powierzchniowe *in situ*. W mikrostrukturze obserwowano siatkę węglkową, która była tym bardziej widoczna im większa była procentowa zawartość węgliku chromu w powłoce wstępnej. Wraz ze wzrostem ilości węglików siatka ta była także bardziej rozdrobniona, a finalnie osiągała kształt dendrytyczny. Dla przykładu na rysunku 10 przedstawiono mikrostruktury warstw powierzchniowych W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> wytworzonych przy gęstości mocy wiązki lasera 76 kW/cm<sup>2</sup> oraz przy trzech różnych stężeniach węgliku chromu: 25% (rys. 10a), 50% (rys. 10b) oraz 75% (rys. 10c). Wszystkie wytworzone warstwy powierzchniowe nie posiadały pęknięć, co mogło wynikać ze zbliżonej wartości współczynnika rozszerzalności cieplnej stali i Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. Stwierdzono bardzo istotny wpływ gęstości mocy wiązki lasera zarówno na grubość wytworzonych warstw powierzchniowych jak i na ich strukturę. Wzrost gęstości mocy wiązki lasera w sposób bardzo istotny powoduje zwiększenie grubości wytwarzanych warstw powierzchniowych przy jednoczesnym zwiększeniu udziału materiału podłoża (żelaza) w warstwie. Wzrost zawartości żelaza w warstwie został potwierdzony analizą składu chemicznego metodą EDS, a wyniki badań z wybranych obszarów przedstawiono w formie tabel w pracy [A3]. Stwierdzono także, że również w przypadku powłok W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> zwiększenie ilości fazy wzmacniającej przyczynia się do zmniejszenia grubości warstw powierzchniowych, co potwierdza wnioski uzyskane podczas badań nad innymi węglnikami.

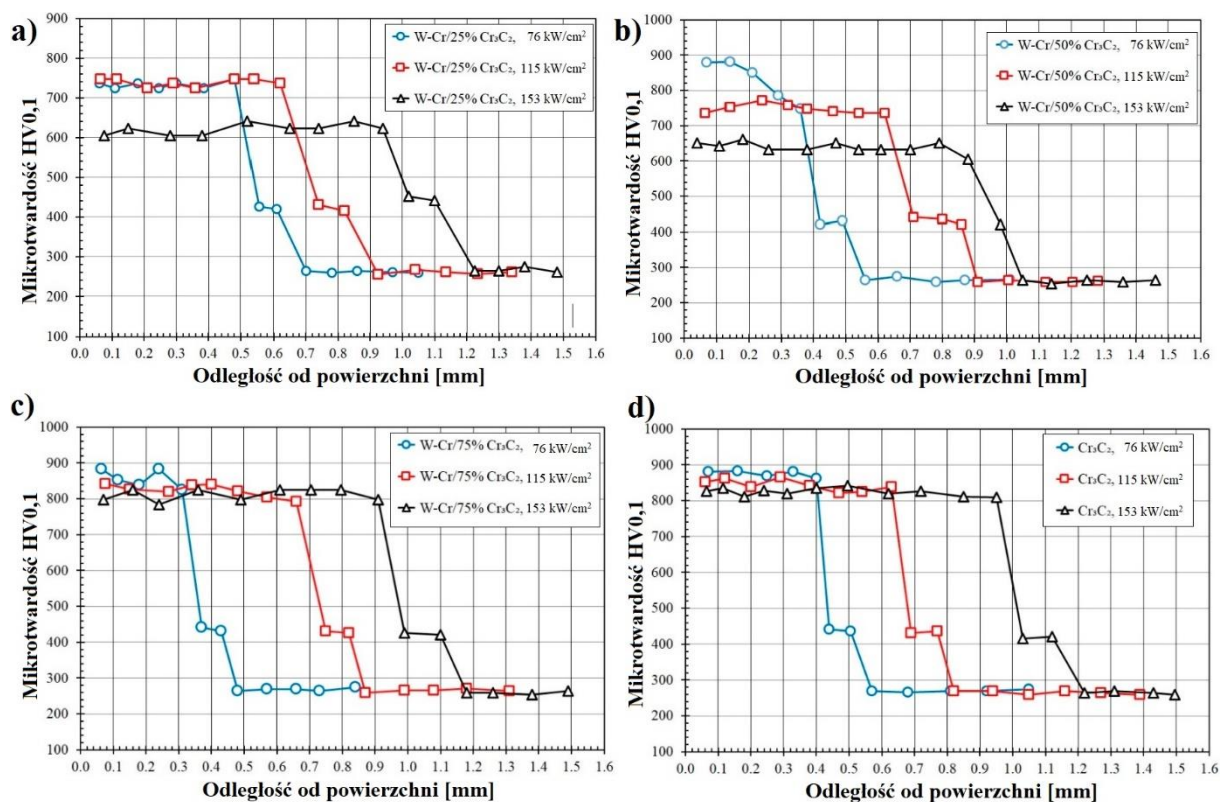


Rys. 10. Mikrostruktura warstw powierzchniowych W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> wytworzonych metodą stopowania powłoki wstępnej zawierającej: a) 25% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, b) 50% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, c) 75% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> wiązką lasera o gęstości mocy 76 kW/cm<sup>2</sup> – na podstawie [A3]

W celu oceny właściwości mechanicznych i fizykochemicznych nowo wytworzonych warstw powierzchniowych W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, przeprowadzono analizę wpływu gęstości mocy wiązki lasera między innymi na mikrotwardość, odporność na zużycie przez tarcie oraz odporność korozyjną. Pomiarzy mikrotwardości przedstawiono w formie profili twardości od powierzchni w stronę rdzenia materiału podłoża. Najniższe wartości twardości uzyskano dla warstw powierzchniowych wytworzonych przez przetopienie powłoki wstępnej zbudowanej jedynie z osnowy W-Cr. Dodanie fazy wzmacniającej skutkowało w każdym przypadku zwiększeniem twardości. Wyniki pomiarów twardości dla warstw powierzchniowych



wzmacnianych cząstkami  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  oraz warstw powierzchniowych wytworzonych z samego  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  zamieszczono na rysunku 11.

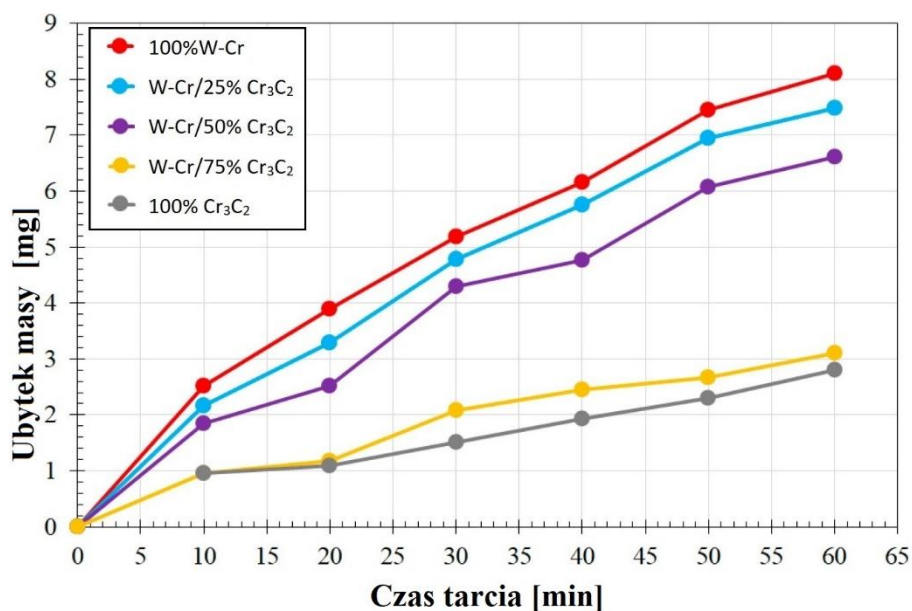


Rys. 11. Profile mikrotwardości dla warstw wytwarzanych przy trzech gęstościach mocy wiązki lasera  $76 \text{ kW/cm}^2$ ,  $115 \text{ kW/cm}^2$  oraz  $153 \text{ kW/cm}^2$  oraz przy różnych stężeniach fazy wzmacniającej: a) 25%  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , b) 50%  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , c) 75%  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  oraz d) 100%  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  – na podstawie [A3]

Stwierdzono, że przy zawartościach fazy wzmacniającej  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  do 50% w powłoce wstępnej, gęstość mocy wiązki lasera ma dość istotny wpływ na uzyskiwaną mikrotwardość. Warstwa powierzchniowa W-Cr/50% $\text{Cr}_3\text{C}_2$  wykazywała największe zmiany w twardości. W tym przypadku przy najmniejszej zastosowanej gęstości mocy wiązki lasera wytworzona warstwa powierzchniowa uzyskiwała najwyższą twardość. Jednocześnie była ona najcieńsza. Stopień rozcieńczenia fazy wzmacniającej w finalnie wytworzonej warstwie powierzchniowej był najmniejszy. Jego zwiększenie spowodowane zwiększaniem gęstości mocy wiązki lasera przyczyniało się do istotnego zmniejszenia twardości. W przypadku kolejnych warstw powierzchniowych, czyli W-Cr/75% $\text{Cr}_3\text{C}_2$  oraz 100% $\text{Cr}_3\text{C}_2$  zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera nie wpływało już tak istotnie na uzyskiwaną twardość. Należy zwrócić uwagę na to, że wysoka twardość była obserwowana na całej grubości wytworzonej warstwy powierzchniowej.

Przydatność opracowanych i wytwarzanych przez mnie warstw powierzchniowych do zastosowań aplikacyjnych można ocenić między innymi poprzez sprawdzenie ich odporności na zużycie przez tarcie. Wyniki tych badań przedstawiono również w pracy [A3], gdzie zestawiono krzywe zużycia dla każdej z wytworzonych warstw powierzchniowych. Testy

odporności na zużycie prowadzono na tym samym tribometrze, który opisano we wcześniejszej części autoreferatu. Badania prowadzono przy stałym obciążeniu  $F = 98\text{ N}$  w warunkach tarcia suchego w otoczeniu powietrza atmosferycznego, a przeciwpróbką był pierścień ze stali C45 hartowany z temp.  $850^{\circ}\text{C}$  w wodzie i odpuszczany w temp.  $180^{\circ}\text{C}$  przez 1 godzinę. Przeciwpróbkę wprowadzano w ruch obrotowy ( $n = 250\text{ obr./min}$ ). Odporność na zużycie określono na podstawie zmiany masy próbki  $\Delta m\text{ [mg]}$  w jednostce czasu  $t\text{ [min]}$ . Stwierdzono, że najmniejszą odpornością na zużycie charakteryzuje się warstwa powierzchniowa bez dodatku fazy wzmacniającej. Natomiast najlepszą odporność na zużycie miały warstwy zawierające  $75\%\text{Cr}_3\text{C}_2$ . Zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera powodowało stopniowe pogarszanie się odporności na zużycie, co było związane ze zwiększaniem ilości materiału podłoża w warstwie powierzchniowej. Przykładowe wyniki badań odporności na zużycie dla warstw wytwarzanych przy gęstości mocy wiązki lasera  $76\text{ kW/cm}^2$  pokazano na rysunku 12.

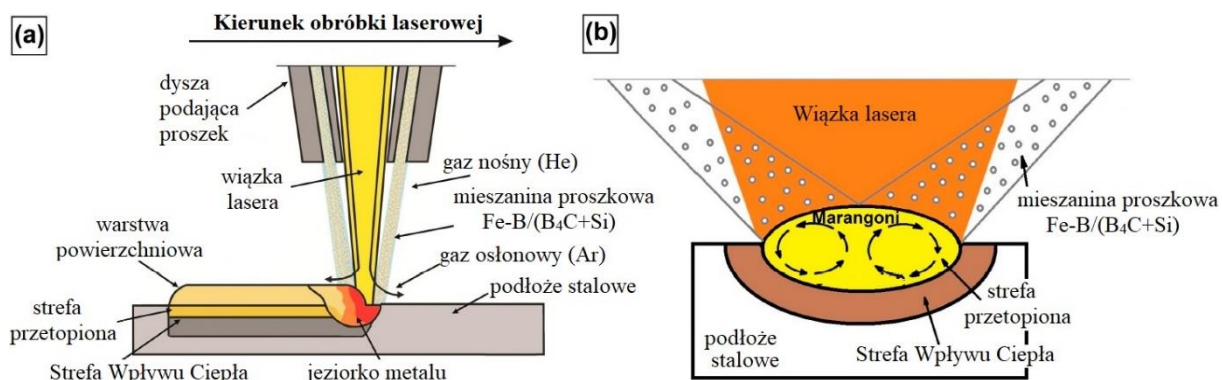


Rys. 12. Wyniki badań odporności na zużycie przez tarcie dla warstw powierzchniowych W-Cr, W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> oraz Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> wytwarzanych przy gęstości mocy wiązki lasera  $76\text{ kW/cm}^2$  – na podstawie [A3]

W przypadku warstw powierzchniowych W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> nie uzyskano struktury o charakterze kompozytu wzmacnianego cząstkami. Uzyskano natomiast warstwę kompozytową *in situ*. Cząstki węglików wprowadzone do powłoki wstępnej były na tyle małe, że całkowicie się przetopiły, a następnie wydzieliły jako nowe fazy wzmacniające w różnych formach. Fazy te przyczyniły się do zwiększenia odporności na zużycie przez tarcie. W przypadku warstw powierzchniowych W-Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> zwiększenie ilości cząstek wzmacniających w powłoce wstępnej doprowadziło więc do korzystnych rezultatów. Zaobserwowano bowiem prawie trzykrotnie wyższą odporność na ścieranie warstw powierzchniowych wytworzonych przez przetopienie powłoki wstępnej z dużą zawartością Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> w porównaniu z powłokami W-Cr nie wzbogaconymi w cząstki wzmacniające. Na podstawie opisanych dotychczas badań można jednak stwierdzić, że podczas procesów wytwarzania kompozytowych warstw powierzchniowych wzmacnianych

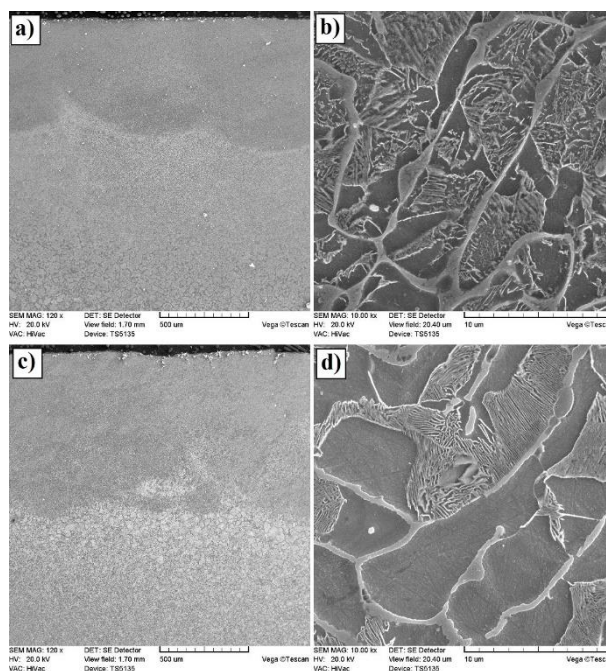
cząstkami powinny być stosowane mniejsze gęstości mocy wiązki lasera, które nie spowodują zbyt dużego przetopienia wprowadzonych cząstek wzmacniających. W pracy [A3] analizowano także odporność korozyjną wytworzonych warstw powierzchniowych. Zwiększenie gęstości mocy wiązki lasera powodowało pogorszenie właściwości korozyjnych. Było to głównie związane z wymieszaniem stopu W-Cr z mniej odpornym na korozję żelazem pochodzącym z podłoża. Im większe gęstości mocy wiązki lasera zastosowano, tym udział żelaza był większy. Dodatkowo każdy dodatek fazy wzmacniającej potęgował efekt korozji ze względu na dodatkowe różnice potencjałów między osnową, a tworzącymi się węglnikami wtórnymi. Warstw tego typu nie można zatem traktować jako typowe warstwy odporne na korozję. Są to warstwy przeznaczone do eksploatacji w warunkach tarcia.

Zastosowanie osnowy W-Cr przy wytwarzaniu warstw powierzchniowych metodą przetapiania powłoki wstępnej przyniosło dobre rezultaty. Jednak cały czas starałem się zmniejszać koszty wytwarzania warstw powierzchniowych. Zdecydowałem o zastosowaniu osnowy, której koszty będą mniejsze. Wybrałem osnowę w postaci proszku Fe-B, czyli klasycznego żelazostopu używanego w procesach metalurgicznych. Aby zwiększyć jego dość niską twardość i odporność na zużycie zdecydowałem się zastosować inny typ węgliku –  $B_4C$ , a także dodatek krzemu (Si). Oba te składniki mają podobną gęstość. Węglík boru jest materiałem bardzo twardym, natomiast krzem powoduje zwiększenie hartowności, co może również przyczynić się do zwiększenia twardości wytwarzanej warstwy powierzchniowej na bazie stopu żelaza. Badania warstw powierzchniowych Fe-B/( $B_4C$ +Si) opisano w pracy [A4]. Mieszanina Fe-B/( $B_4C$ +Si) zawierała 75% wag. Fe-B i 25% wag. cząstek wzmacniających (20%  $B_4C$  i 5% Si). Ze względu na dość niską cenę materiałów stosowanych do tych badań, zdecydowano o zastosowaniu metody napawania proszkowego (laser cladding). Procesy te przeprowadzono na urządzeniu TRUMPF Laser Cell 3008. Jest to 5-osiove laserowe centrum CNC wyposażone w laser TruDisk (Yb:YAG) o mocy nominalnej 1 kW oraz 3-strumieniowy system podawania proszku. Długość fali lasera była równa 1030 nm. Dysza jest tak zaprojektowana, że wszystkie trzy strumienie proszku zbiegają się w tym samym punkcie wiązki laserowej. Zastosowano gaz nośny – hel, natomiast jako gaz osłonowy użyto argonu. Umożliwiło to uniknięcie utleniania materiałów. Szybkość przepływu obu gazów była taka sama i wynosiła 8 l/min. Nakładanie się ścieżek lasera wynosiło 55%, a wartość tę przyjęto na podstawie doniesień literaturowych i wstępnych eksperymentów. Zastosowano dwie moce wiązki laserowej: 600 i 800 W. Uwzględniając średnicę wiązki lasera równą 1,6 mm wygenerowano gęstość mocy kolejno: 30 kW/cm<sup>2</sup> i 40 kW/cm<sup>2</sup>. Dla gęstości mocy wiązki lasera 40 kW/cm<sup>2</sup> zastosowano szybkość skanowania wiązką lasera 600 mm/min, natomiast dla gęstości mocy wiązki lasera 30 kW/cm<sup>2</sup> zastosowano trzy prędkości skanowania: 600 mm/min, 800 mm/min i 1000 mm/min. Zmiany te powodowały skrócenie czasu oddziaływania wiązki lasera na materiał kolejno z 0,160 s, przez 0,120 s, aż do 0,096 s. Schemat procesu napawania laserowego warstw powierzchniowych Fe-B/( $B_4C$ +Si) pokazano na rysunku 13.



Rys. 13. Wytwarzanie warstw powierzchniowych Fe-B/(B<sub>4</sub>C+Si) metodą proszkowego napawania laserowego: a) schemat metody, b) przedstawienie ruchów konwekcyjnych Marangoni powodujących mieszanie jeziora ciekłego metalu – na podstawie [A4]

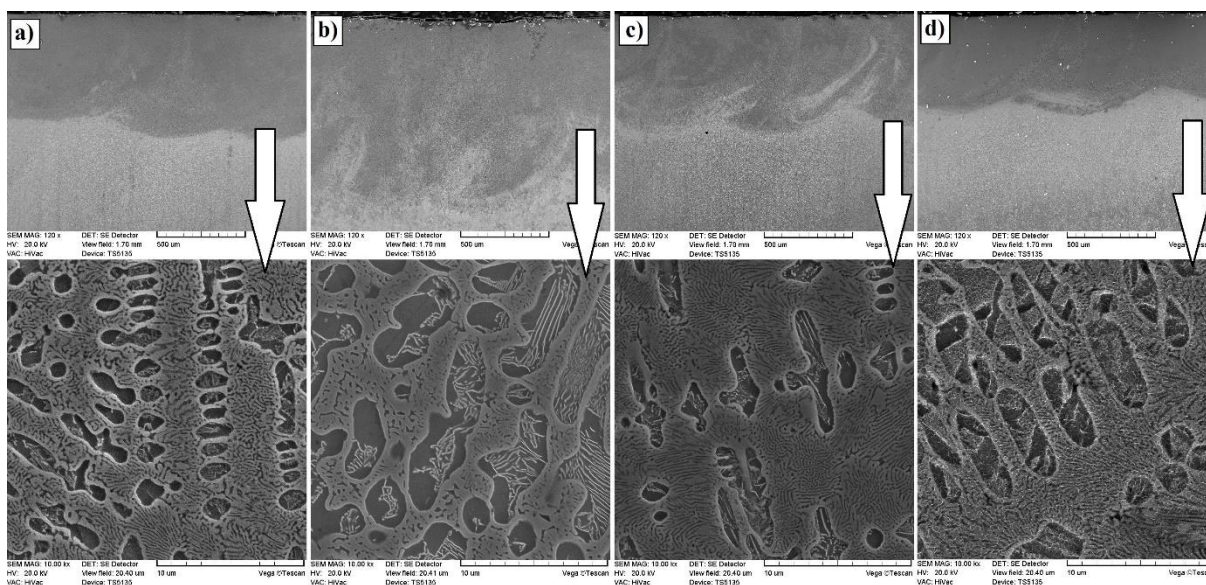
Mikrostruktura wytworzonych warstw powierzchniowych (rys. 14 i rys. 15) nie była typowa dla warstw wytwarzanych metodą laser cladding. Warstwy takie przypominają bowiem najczęściej powłoki natryskiwane cieplnie. W przypadku wytwarzanych przez mnie warstw powierzchniowych zaobserwowano duży udział podłoża stalowego.



Rys. 14. Mikrostruktura warstw powierzchniowych Fe-B wytworzonych przy prędkości skanowania wiązką lasera 600 mm/min oraz: a), b) gęstości mocy wiązki lasera 30 kW/cm<sup>2</sup>; c), d) gęstości mocy wiązki lasera 40 kW/cm<sup>2</sup> – na podstawie [A4]

Zwiększone przetopienie wynikało z konieczności zmniejszenia prędkości działania podajnika proszku. Tym samym mniej proszku trafiało do jeziora stopionego materiału, a wiązka lasera w dużym stopniu przetapiała podłoże. Było to związane z zastosowaniem mieszanki proszkowej złożonej z cząstek o nieregularnych kształtach i różnych rozmiarach. Wymiary proszku Fe-B mieściły się w zakresie 1–120 μm, Si 5–120 μm, natomiast B<sub>4</sub>C 100–300 μm. Były to dane podane przez producentów. Obserwacje proszku w skaningowym mikroskopie

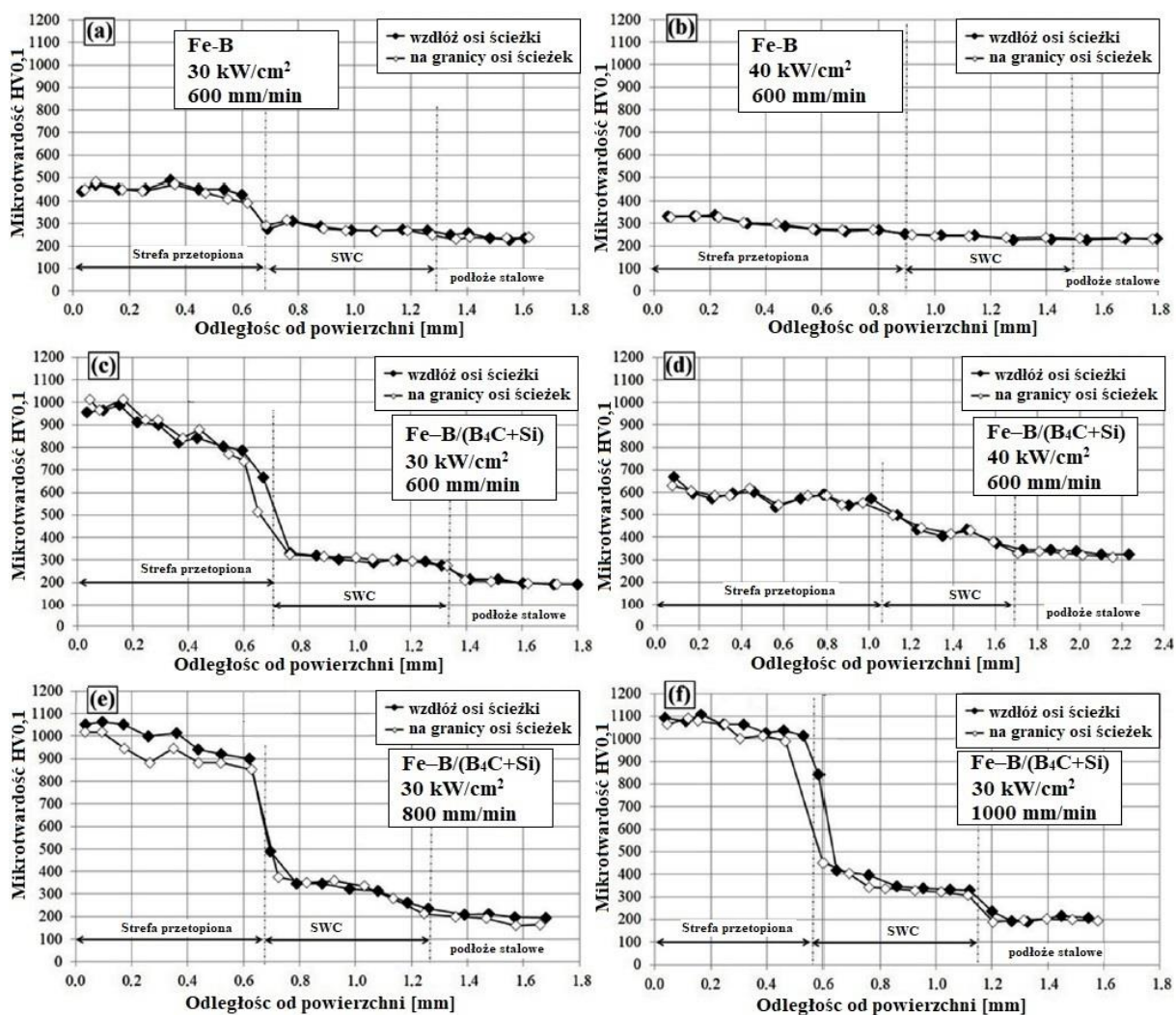
elektronowym wykazały jednak, że proszki mieściły się przeważnie w rozmiarze do  $120\ \mu\text{m}$ , co i tak było dużą wartością jak dla urządzenia, które stosowałem podczas badań. Proszek o nieregularnych kształtach i dużych rozmiarach blokował się w podajniku przy zwiększonych obrotach tarczy podajnika. Należało więc zmniejszyć szybkość jego podawania. Analizując mikrostrukturę wytworzonej warstwy Fe-B, można zaobserwować strefę przetopioną oraz strefę wpływu ciepła. Zwiększenie gęstości mocy wiązki lasera z  $30\ \text{kW}/\text{cm}^2$  na  $40\ \text{kW}/\text{cm}^2$  zwiększyło stopień przetopienia z podłożem. Średnia głębokość ścieżek laserowych zwiększyła się o około  $200\ \mu\text{m}$ . Mikrostruktura składa się ze stałego roztworu boru w żelazie oraz eutektyki. Dodatek 25% cząstek wzmacniających ( $\text{B}_4\text{C}+\text{Si}$ ) zmienił charakter mikrostruktury (rys. 15).



Rys. 15. Warstwy powierzchniowe Fe-B/ $(\text{B}_4\text{C}+\text{Si})$  wraz z ich mikrostrukturą wytworzone przy parametrach: a)  $600\ \text{mm}/\text{min}$  i  $30\ \text{kW}/\text{cm}^2$ , b)  $600\ \text{mm}/\text{min}$  i  $40\ \text{kW}/\text{cm}^2$ , c)  $800\ \text{mm}/\text{min}$  i  $30\ \text{kW}/\text{cm}^2$ , d)  $1000\ \text{mm}/\text{min}$  i  $30\ \text{kW}/\text{cm}^2$  – na podstawie [A4]

Warstwy składały się z roztworu stałego i eutektyk (borki + martenzyt). Jednak nie osiągnięto struktury kompozytu wzmacnianego cząstkami, gdzie cząstki  $\text{B}_4\text{C}$  byłyby widoczne w warstwie powierzchniowej jako osobne elementy struktury. Uzyskano warstwę kompozytową typu *in situ*, co wynikało zapewne z małej ilości wprowadzanych cząstek, które zdążyły całkowicie się przetopić. Miały na to wpływ zarówno mała ilość cząstek w mieszaninie jak i problemy z podawaniem proszku do przestrzeni roboczej. Warstwy charakteryzowały się jednak bardzo dobrym metalurgicznym powiązaniem z podłożem oraz brakiem pęknięć i porowatości. Analizując skład fazowy wytworzonych warstw stwierdzono obecność zarówno  $\text{B}_4\text{C}$  jak i fazy borku żelaza czy fazy zawierające krzem, jak  $\text{Fe}_2\text{Si}$ . Wzrost prędkości skanowania zmniejszał intensywność pików pochodzących od żelaza, co jest spowodowane zastąpieniem żelaza przez inne pierwiastki. Jedną z powstających faz był heksaborek krzemu ( $\text{SiB}_6$ ). Ten rodzaj ceramiki jest stabilny chemicznie do wysokich wartości temperatury, co może wpłynąć na zastosowanie warstw Fe-B/ $(\text{B}_4\text{C}+\text{Si})$  w warunkach tarcia. Produkty z powłokami zawierającymi fazy ceramiczne, takie jak węgliki, borki i krzemki charakteryzują się bowiem dłuższym cyklem życia.

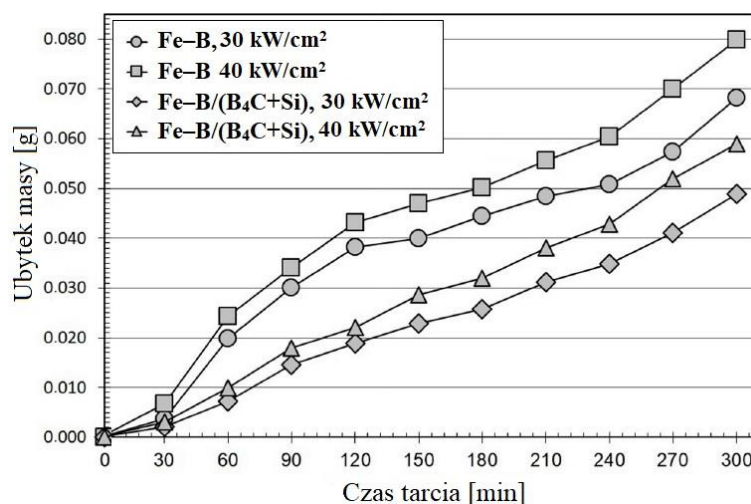
Potwierdzenia zasadności stosowania dodatku ( $B_4C+Si$ ) oraz wskazanych parametrów wiązki lasera szukano zarówno w badaniach mikrotwardości (rys. 16) jak i odporności na zużycie przez tarcie (rys. 17). Mikrotwardość badano zarówno wzdłuż osi ścieżek lasera, jak i na granicy między poszczególnymi ścieżkami lasera. Stwierdzono, że twardości te we wszystkich wytwarzanych warstwach powierzchniowych były podobne. Świadczyć to może o jednorodności właściwości warstw. Najniższe twardości uzyskano dla warstw bez cząstek wzmacniających, przy czym zwiększenie gęstości mocy wiązki lasera powodowało zmniejszenie twardości o ponad 100 HV<sub>0,1</sub>. Dodanie do warstw powierzchniowych wzmocnienia w postaci ( $B_4C+Si$ ) przyczyniło się do zwiększania wartości twardości. Dla warstwy powierzchniowej Fe-B/( $B_4C+Si$ ) wytwarzanej przy gęstości mocy wiązki lasera 30 kW/cm<sup>2</sup> oraz prędkości wiązki lasera 600 mm/min uzyskano twardość ok. 1000 HV<sub>0,1</sub>. Zwiększenie gęstości mocy wiązki lasera spowodowało znaczny spadek mikrotwardości, bo aż do około 600 HV<sub>0,1</sub>. Stwierdzono zatem, że niższe wartości gęstości mocy wiązki lasera przyczyniają się do uzyskania bardziej korzystnych właściwości.



Rys. 16. Mikrotwardość warstw powierzchniowych Fe-B wytwarzanych przy następujących parametrach: a) 30 kW/cm<sup>2</sup> i 600 mm/min, b) 40 kW/cm<sup>2</sup> i 600 mm/min oraz mikrotwardość warstw powierzchniowych Fe-B/( $B_4C+Si$ ) wytwarzanych przy następujących parametrach: c) 30 kW/cm<sup>2</sup> i 600 mm/min, d) 40 kW/cm<sup>2</sup> i 600 mm/min, e) 30 kW/cm<sup>2</sup> i 800 mm/min, f) 30 kW/cm<sup>2</sup> i 1000 mm/min – na podstawie [A4]

Aby zwiększyć wydajność wytwarzanych warstw powierzchniowych zdecydowano o zachowaniu gęstości mocy wiązki lasera na poziomie  $30 \text{ kW/cm}^2$  i zwiększeniu prędkości skanowania tą wiązką. Zwiększenie prędkości skanowania spowodowało co prawda zmniejszenie grubości wytwarzanych warstw, jednak finalnie skrócenie oddziaływania wiązki na materiał przyczyniło się do zwiększenia twardości o ok. 50 HV (dla szybkości 800 mm/min) oraz o ok. 100 HV (dla szybkości skanowania 1000 mm/min). Krzepnięcie w warstwach powierzchniowych o mniejszej grubości przebiegało w taki sposób, że uzyskiwano mikrostrukturę nadeutektyczną, podczas gdy w grubszych warstwach zidentyfikowano mikrostrukturę podeutektyczną.

W artykule [A4] dokonano także analizy wpływu gęstości mocy wiązki lasera na odporność na zużycie przez tarcie. Warstwy powierzchniowe Fe–B bez dodatku wzmocnienia ( $\text{B}_4\text{C}+\text{Si}$ ) charakteryzowały się mniejszą odpornością na zużycie niż warstwy wzmocnione. Odporność na zużycie można powiązać z wynikami badań mikrotwardości. Zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera powodowało zwiększenie ubytku masy badanych próbek. Warstwy były wówczas bardziej wymieszane z podłożem stalowym, a co za tym idzie wskaźnik rozcieńczenia twardych faz był większy. Taka sama zależność była obserwowana w warstwach Fe–B/ $(\text{B}_4\text{C}+\text{Si})$ . Stwierdzono zatem, że w przypadku tego typu warstw można skorelować wyniki mikrotwardości z wynikami odporności na zużycie przez tarcie oraz parametrami wiązki lasera. Zwiększenie gęstości mocy wiązki lasera powodowało bowiem zarówno zmniejszenie mikrotwardości jak i pogorszenie odporności na zużycie. Zalecane jest więc stosowanie możliwie małych gęstości mocy wiązki lasera, które pozwolą na wytworzenie spójnej, metalurgicznie związanej z podłożem warstwy, która może nie mieć dużej grubości, ale zachowa zadowalające właściwości mechaniczne.

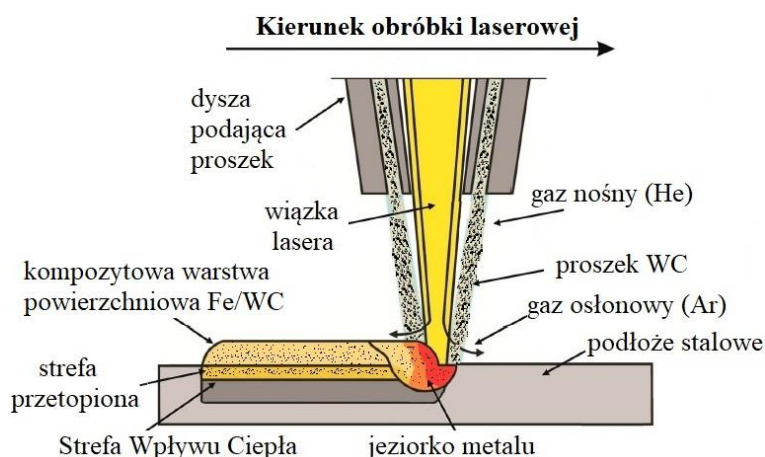


Rys. 17. Odporność na zużycie przez tarcie dla warstw powierzchniowych Fe–B oraz Fe–B/ $(\text{B}_4\text{C}+\text{Si})$  wytwarzanych przy prędkości skanowania 600 mm/min oraz różnych parametrach gęstości mocy wiązki lasera – na podstawie [A4]

Omawiane do tej pory wyniki badań dotyczyły warstw powierzchniowych wytwarzanych przy użyciu różnych metod (przetapianie powłoki wstępnej, czy metoda laser cladding), ale z zastosowaniem materiału dodatkowego złożonego z osnowy i cząstek wzmocniających. Badałem komercyjny stop Stellite-6, następnie zaproponowałem nową osnowę w postaci W-Cr,

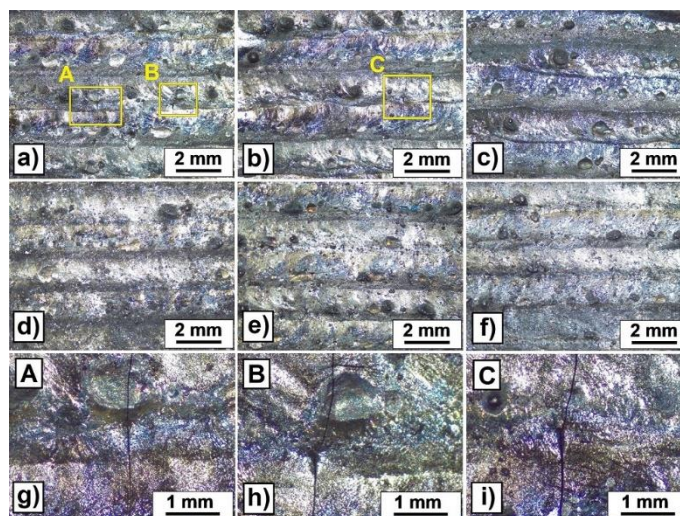
która nie była stosowana przez innych badaczy, a finalnie przedstawiłem wyniki badań na osnowie Fe-B, której zastosowanie miało na celu zmniejszenie kosztów materiałów dodatkowych. W części tych badań wytwarzałem także warstwy, które były pozbawione dodatkowo wprowadzanej osnowy. Miało to miejsce dla wybranych próbek w pracach [A2] oraz [A3]. Dość dobre rezultaty osiągnąłem w pracy [A2], gdzie poza warstwami kompozytowymi W-Cr/WC wytwarzałem warstwy 100% WC. Ze względu na powszechną dostępność do cząstek węgla wolframu (WC), uznałem, że warto przeprowadzić dalsze badania i sprawdzić, czy jest możliwość wytworzenia warstw powierzchniowych tylko przy użyciu proszku WC, ale w taki sposób, aby uniknąć pęknięć opisanych w artykule [A2]. Zamysł nowej pracy postanowiłem zrealizować przy użyciu metody proszkowego napawania laserowego (rys. 18). W związku z tym, po przeprowadzeniu analizy literatury i upewnieniu się, że takie prace nie były wcześniej prowadzone podjąłem się trudu wytworzenia warstw powierzchniowych korzystając z lasera dyskowego oraz podajnika proszku, który dozowałby tylko czysty węgiel wolframu bez proszku osnowy. Badania te opisano w pracy [A5], a część analizy strukturalnej prowadzono w czasie mojego 4-tygodniowego pobytu w Trnawie na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Technologii, Słowackiego Uniwersytetu Technicznego w Bratysławie. Doświadczenie zdobyte podczas prac nad warstwami powierzchniowymi umożliwiło mi odpowiedni dobór parametrów wytwarzania. Na podstawie wcześniejszych badań [31,32] stwierdziłem, że przy szybkości skanowania około 400 mm/min, najlepsza gęstość mocy wiązki lasera do wytworzenia warstw metoda laser cladding to około 37 kW/cm<sup>2</sup>. Jednak mając na uwadze zapotrzebowanie przemysłu na różnego rodzaju warstwy powierzchniowe, miałem świadomość konieczności zwiększania wydajności procesów. Uznałem, że zasadnym będzie wykonanie warstw powierzchniowych przy większych prędkościach skanowania. W związku z tym w ramach badań opisanych w pracy [A5] zwiększono prędkość skanowania wiązką lasera do 600 mm/min, co jednocześnie wymagało zwiększenia gęstości mocy wiązki lasera, która zapewni wytworzenie warstwy powierzchniowej. Testowano trzy moce wiązki: 600 W, 700 W i 800 W, co przy średnicy wiązki równej 1,6 mm powodowało uzyskanie gęstości mocy kolejno: 37 kW/cm<sup>2</sup>, 43 kW/cm<sup>2</sup> oraz 49 kW/cm<sup>2</sup>. Zastosowano także dwie szybkości podawania proszku 6,25 g/min oraz 12,5 g/min. Zarówno w artykułach [31,32], jak i w omawianym artykule [A5] do wyznaczenia szybkości podawania proszku zastosowany opracowany w ramach rozprawy doktorskiej i opublikowany w pracy [30], mój autorski wzór biorący pod uwagę gęstości poszczególnych składników proszku oraz obroty tarczy podajnika. W przypadku pracy [A5], przeprowadzono analizę wpływu zastosowanych parametrów wytwarzania na uzyskaną mikrostrukturę i podstawowe właściwości fizykochemiczne i mechaniczne. Ze względu na to, że jedyną możliwą do uzyskania osnową było żelazo pochodzące z podłoża, to zaproponowano, aby warstwy te nazywały się Fe/WC.





Rys. 18. Schemat wytwarzania warstw powierzchniowych Fe/WC metodą proszkowego napawania laserowego (laser cladding)

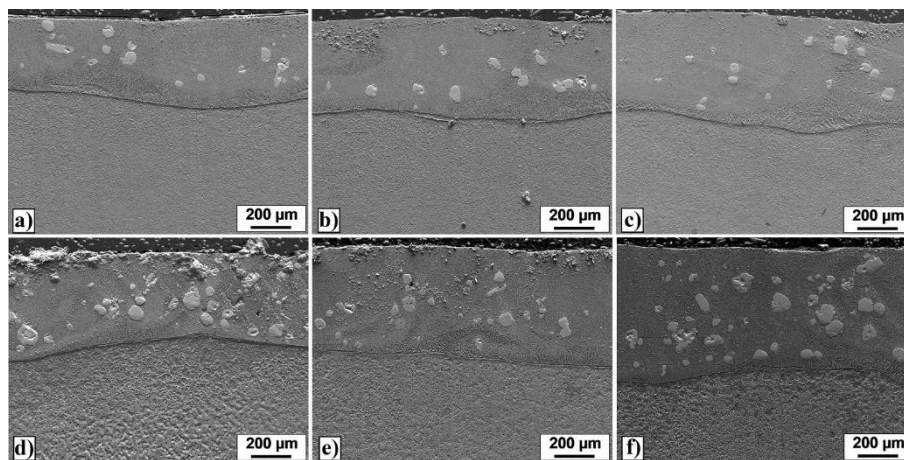
W pierwszym etapie oceniono stan powierzchni warstw. Przedstawiono go na rysunku 19, przy czym rysunki 19g-19i przedstawiają powiększone obszary zaznaczone żółtymi kwadratami. Obszary te wskazano ze względu na identyfikację pęknięć w tych miejscach. Niewielkich rozmiarów pęknięcia obserwowano tylko dla mniejszej szybkości podawania proszku oraz gęstości mocy wiązki lasera  $37 \text{ kW/cm}^2$  i  $43 \text{ kW/cm}^2$ . Przy zwiększeniu gęstości mocy wiązki lasera do  $49 \text{ kW/cm}^2$ , nie zaobserwowano pęknięć. W przypadku zastosowania większej szybkości podawania proszku ( $12,5 \text{ g/min}$ ), pęknięcia w ogóle nie występowały, co było dobrą informacją, ponieważ zwiększenie wydajności wytwarzania powłok nie wpływało na pogorszenie ich stanu powierzchni.



Rys. 19. Stan powierzchni warstw powierzchniowych Fe/WC utworzonych metodą proszkowego napawania laserowego, przy różnych prędkościach podawania proszku i gęstości mocy wiązki laserowej: a)  $6,25 \text{ g/min}$  i  $37 \text{ kW/cm}^2$ , b)  $6,25 \text{ g/min}$  i  $43 \text{ kW/cm}^2$ , c)  $6,25 \text{ g/min}$  i  $49 \text{ kW/cm}^2$ , d)  $12,50 \text{ g/min}$  i  $37 \text{ kW/cm}^2$ , e)  $12,50 \text{ g/min}$  i  $43 \text{ kW/cm}^2$ , f)  $12,50 \text{ g/min}$  i  $49 \text{ kW/cm}^2$ , g) powiększenie obszaru A, h) powiększenie obszaru B, i) powiększenie obszar C – na podstawie [A5]

Stwierdzono, że brak pęknięć w warstwach powierzchniowych, powstałych przy większej szybkości podawania proszku, można wiązać z akumulacją większej ilości ciepła w powłoce,

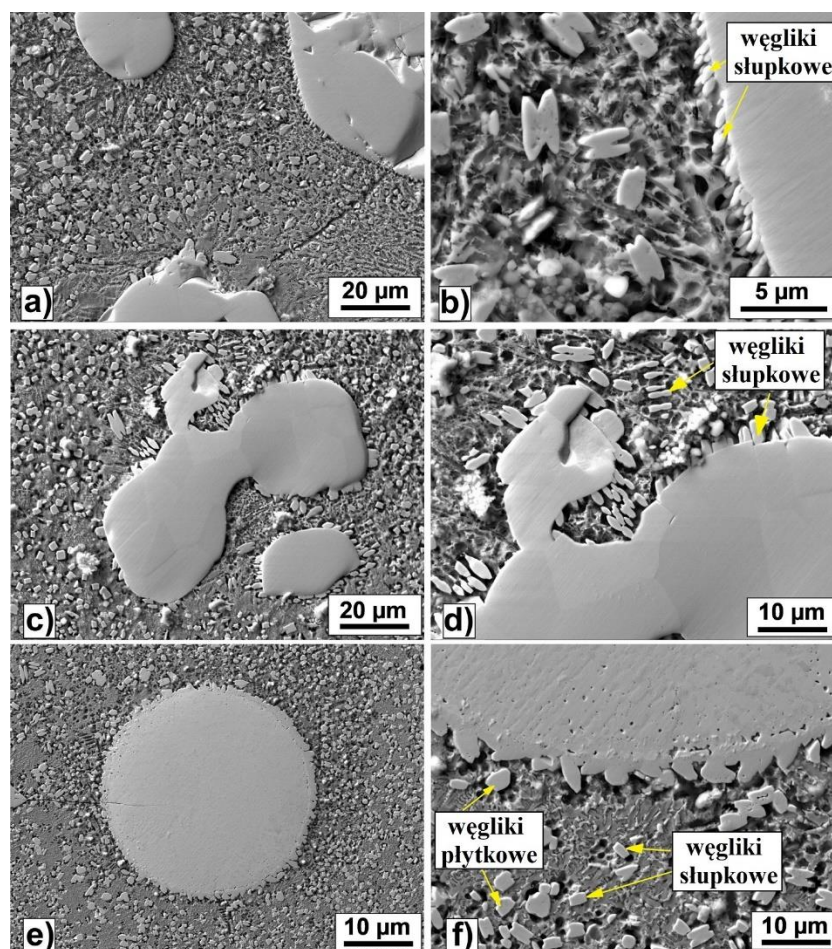
z powodu większej ilości cząstek WC. Powłoka dłużej utrzymywała ciepło, co zmniejszyło szybkość chłodzenia i ograniczyło powstawanie pęknięć. Analizując mikrostrukturę wytworzonych warstw powierzchniowych (rys. 20) stwierdzono, że grubość warstw wzrasta wraz ze zwiększaniem gęstości mocy wiązki lasera, bez względu na szybkość podawania proszku. Przy czym większa szybkość podawania proszku przyczynia się do uzyskania większych grubości powłoki. Pomimo tego, że szybkości podawania proszku zwiększono dwukrotnie, to grubości warstw powierzchniowych zwiększały się jedynie o 11-14%.



Rys. 20. Mikrostruktura warstw powierzchniowych Fe/WC wytworzonych przy: a) 600 W i 6,25 g/min, b) 700 W i 6,25 g/min, c) 800 W i 6,25 g/min, d) 600 W i 12,50 g/min, e) 700 W i 12,50 g/min, f) 800 W i 12,50 g/min – na podstawie [A5]

Obserwując przekroje warstw powierzchniowych można odnieść wrażenie, że znajduje się tam bardzo mało cząstek węgla wolframu, jednak należy podkreślić, że proszek WC użyty do badań miał ziarnistość od 10 do 100 µm, co sprawiło, że wiązka lasera całkowicie rozpuściła mniejsze ziarna proszku, natomiast większe ziarna lub aglomeraty jedynie nadtopiła. W omawianym artykule, przeprowadzono więc szczegółowe obserwacje mikrostruktury połączone z analizą składu chemicznego EDS oraz wynikami dyfrakcji rentgenowskiej XRD. Dla przykładu, w przypadku warstwy powierzchniowej wytworzonej przy szybkości podawania proszku 12,5 g/min, bez względu na gęstość mocy wiązki lasera, obserwuje się bardzo dużą ilość wtórnych wydzieleni węgla wolframu (rys. 21). Podobne wyniki uzyskali także Riabkina-Fishman i in. [33], którzy stwierdzili, że jest to faza  $W_2C$ . W przypadku zaproponowanych przeze mnie warstw, badania XRD również wykazały zwiększenie ilości tej fazy. Pomimo braku zaobserwowania pęknięć na powierzchni próbek wytworzonych przy większej szybkości podawania proszku, stwierdziłem obecność mikropęknięć. Były one jednak widoczne dopiero w bardzo dużym powiększeniu, co pokazano na rys. 21a. Ogniskiem tego pęknięcia były twarde cząstki węgla wolframu, które były bardzo szybko nagrzewane i chłodzone podczas procesu napawania laserowego. Stwierdzono, że duże cząstki węglików są podatne na takie pęknięcia. Taka informacja jest cenna w kontekście prowadzenia dalszych badań naukowych. Dość charakterystycznymi wydzieleniami były węgliki wtórne w postaci płytek o wielkości 2-3 µm oraz węgliki w kształcie słupkowym o długości w zakresie

1-1,5  $\mu\text{m}$  zarodkujące na powierzchni dużych cząstek węglików wolframu (rys. 20b). Wzrost gęstości mocy wiązki lasera powodował zwiększenie wymiarów tych wydzielań. Przyjmując założenie, że osnową jest obszar pomiędzy dużymi cząstkami WC, można stwierdzić, że osnowa jest wzbogacona w węgiel i wolfram, przez co znajduje się w niej bardzo dużo różnego rodzaju wtórnych wydzielań węglików lub węglików złożonych. Potwierdzają to badania XRD, w których zidentyfikowano fazy takie jak: WC,  $\text{W}_2\text{C}$ ,  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  czy MC. Skutkuje tu uzyskaniem bardzo dużej twardości tejże osnowy, znacznie przewyższającej 1000 HV<sub>0,1</sub> i dochodzącej w niektórych przypadkach do 1400 HV<sub>0,1</sub> (dla gęstości mocy wiązki 49 kW/cm<sup>2</sup> i szybkości podawania proszku 12,5 g/min).

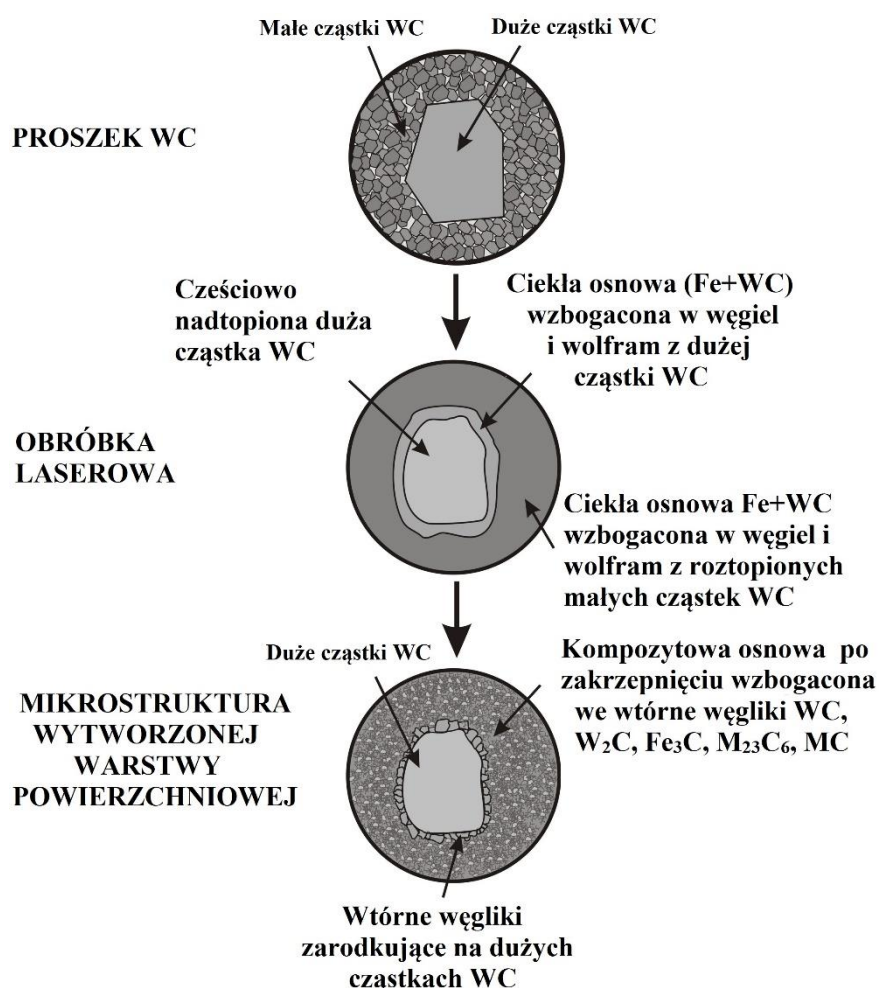


Rys. 21. Wybrany pierwotny węglik WC i granica węglik-osnowa warstwy Fe/WC wytworzonej przy prędkości podawania proszku 12,5 g/min oraz: a), b) gęstości mocy wiązki laserowej 37 kW/cm<sup>2</sup>, c), d) gęstości mocy wiązki laserowej 43 kW/cm<sup>2</sup>, e), f) gęstości mocy wiązki laserowej 49 kW/cm<sup>2</sup> – na podstawie [A5]

W ramach badań wchodzących w skład pracy [A5] przeprowadzono badania odporności korozyjnej celem sprawdzenia czy zwiększenie ilości WC również będzie przyczyniać się do zmniejszenia odporności korozyjnej. Okazało się, że wyniki stoją w sprzeczności do tych uzyskanych przez mnie dla warstw powierzchniowych Stellite-6/WC, gdzie wzrost WC nasilał problem korozji. W przypadku stopów Stellite-6 omawianych w pracach [31,32] mamy

do czynienia z materiałem osnowy odpornym na korozję. Modyfikacja tego materiału powodowała więc pogorszenie tej odporności [30]. W przypadku omawianym w artykule [A5], mamy do czynienia z osnową będącą efektem połączenia podłoża stalowego oraz węgla wolframu. W skład osnowy wchodzi więc w dużej mierze żelazo. Dodatek cząstek WC do stopu podatnego na korozję, zwiększa odporność korozyjną tego stopu, tym bardziej, że osnowa zbudowana jest w przeważającej ilości z wtórnych wydzieleni węglkowych. Zatem im więcej cząstek WC wprowadzano do warstwy powierzchniowej tym większą odporność korozyjną uzyskiwano. Jest to również dobra informacja w kontekście zastosowania tego typu warstw powierzchniowych oraz możliwości ich wytwarzania z większą wydajnością.

Moim niewątpliwym osiągnięciem jest zaproponowanie modelu tworzenia warstw powierzchniowych i opublikowanie go w pracy [A5]. Model ten (rys. 22) został dobrze odebrany przez międzynarodowe środowisko naukowe, a artykuł dość szybko zyskał cytowania. Na bazie tego modelu, przeprowadzono część badań opisanych w kolejnej części autoreferatu, które dotyczą innych faz węglkowych wprowadzanych bezpośrednio do podłoża z pominięciem dodawania osnowy.



Rys. 22. Model tworzenia osnowy w powłoce kompozytowej Fe/WC – na podstawie [A5]

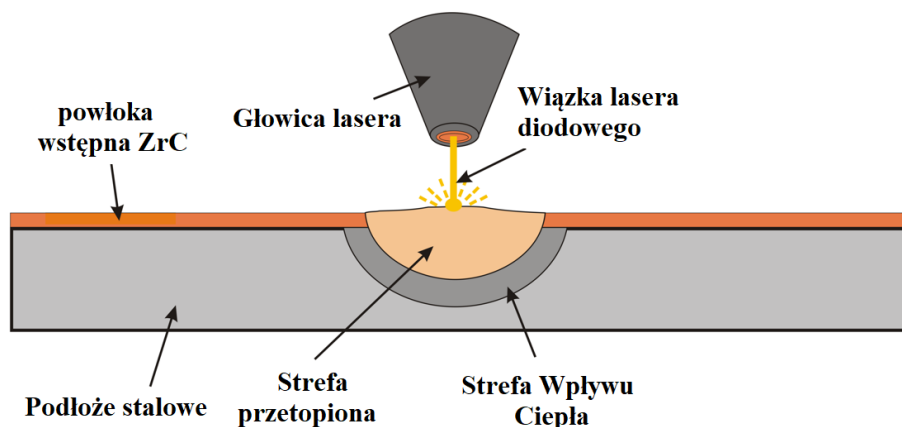
Zgodnie z modelem, w pierwszym etapie, przygotowywany jest proszek węglika charakteryzujący się różną wielkością cząstek. Następujący po nim proces laserowego napawania powoduje całkowite topienie mniejszych cząstek, natomiast te większe jedynie nadtopia. Całkowitemu przetopieniu ulega także powierzchnia obrabianego materiału, dlatego też stopione węgliki mieszają się z żelazem. Powstaje wówczas ciekła matryca Fe + WC. Krzepnięcie rozpoczyna się w sposób niejednorodny i jednocześnie w różnych miejscach. Nieprzetopiona stal (podłoże) o niższej temperaturze, może służyć jako ochładzalnik, tj. jedno z miejsc będących źródłem zarodków krystalizacji. Inne zarodki to nieprzetopione lub częściowo przetopione pierwotne cząstki węglika wolframu. Przy niższej zawartości wolframu w powłoce obserwowane były węgliki wtórne w postaci dendrytycznej. Natomiast większa zawartość wolframu sprzyjała krystalizacji węglików w kształcie płytek lub prętów. Mechanizm powstawania warstwy kompozytowej przez wprowadzenie do podłoża jedynie cząstek wzmacniających został opisany przeze mnie po raz pierwszy.

**Wytworzone przez mnie twarde warstwy powierzchniowe Fe/WC, są pierwszymi tego typu warstwami opisanymi w literaturze międzynarodowej.** Charakteryzują się bardzo dobrymi właściwościami mechanicznymi oraz dodatkowo dobrą odpornością na korozję. **Są zatem unikatowe i stanowią mój wkład w dziedzinę inżynierii mechanicznej.** Ponadto zaproponowany model w połączeniu ze znajomością wielkości ziaren proszku i temperaturą topnienia poszczególnych składników układu, może ułatwić dobór parametrów wytwarzania.

Wiedzę i doświadczenie zdobyte podczas prowadzenia badań nad zastosowaniem węglików wolframu do wzmacniania warstw powierzchniowych postanowiłem wykorzystać w dalszych pracach badawczych. Skupiłem się nad zastosowaniem innych rodzajów węglików metali m.in. cyrkonu [A6-A8], tantalalu [A9, A10] oraz wanadu [A11]. Węgliki cyrkonu i węgliki tantalalu są składnikami cermetali, więc zasadnym było sprawdzanie czy te twarde cząstki można wprowadzić do powierzchni stopów metali tworząc kompozytową warstwę powierzchniową wzmacnianą cząstkami lub warstwę będącą kompozytem typu *in situ*. W autorskiej pracy [A6] opisano proces wytwarzania oraz podstawowe właściwości kompozytowych warstw powierzchniowych Fe/ZrC wytwarzanych poprzez przetopienie pasty zawierającej 100% cząstek węglików cyrkonu bez dodawania jakiegokolwiek materiału osnowy. Ze względu na dość znaczne koszty węglika cyrkonu, zdecydowano o zastosowaniu metody stopowania powłoki wstępnej właśnie w postaci pasty. W ramach samodzielnych badań wytworzono pojedyncze ścieżki laserowe. Natomiast w pracy [A7] wraz z zespołem badawczym, rozwinięto tematykę warstw Fe/ZrC o wytwarzanie ścieżek wielokrotnych. Podjęto także próbę, zakończoną dobrymi wynikami, wytwarzania warstw powierzchniowych z węglika cyrkonu na jednofazowym stopie Monel®400 [A8].

W autorskiej pracy [A6] dokonano analizy wpływu gęstości mocy wiązki lasera diodowego na mikrostrukturę i wybrane właściwości nowych, wcześniej nie opisywanych przez innych badaczy warstw powierzchniowych Fe/ZrC. Warstwy powierzchniowe były wytwarzane przez stopowanie laserowe wcześniej wytworzonej powłoki wstępnej (rys. 23). Zastosowano

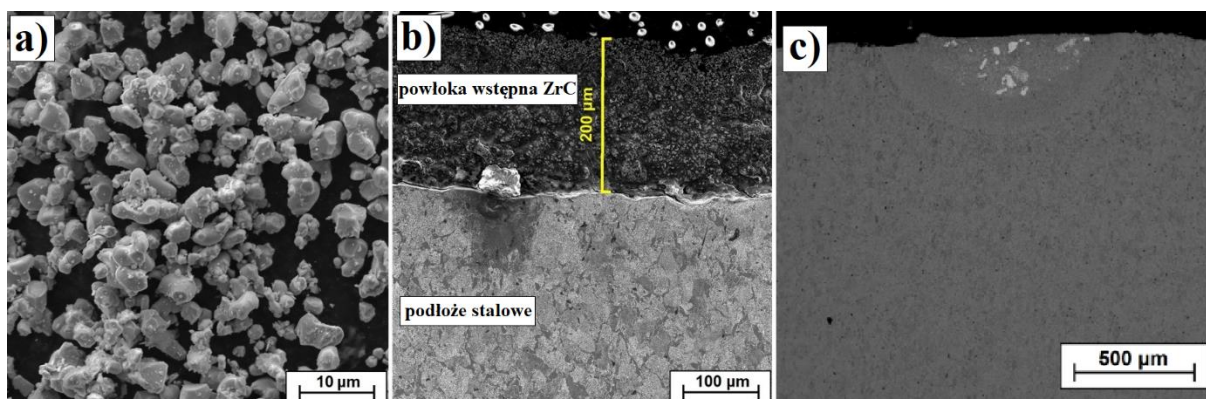
cztery wartości mocy wiązki lasera: 500 W, 700 W, 900 W oraz 1100 W co przy średnicy wiązki lasera równej 1 mm generowało gęstość mocy wiązki kolejni: 64 kW/cm<sup>2</sup>, 89 kW/cm<sup>2</sup>, 115 kW/cm<sup>2</sup>, 140 kW/cm<sup>2</sup>. Zastosowano także stałą wartość szybkości skanowania wiązką lasera równą 3 m/min. Wartość ta była dość często stosowana przez mnie w wielu innych badaniach dotyczących wytwarzania warstw powierzchniowych. Jako podłoże zastosowano stal narzędziową 145Cr6.



Rys. 23. Schemat wytwarzania warstw powierzchniowych Fe/ZrC metodą stopowania laserowego powłoki wstępnej ZrC

Powłokę wstępną w postaci pasty przygotowano stosując na każde 10 g węgla cyrkonu, 3 g szkła wodnego i 3 g wody destylowanej. Wielkość ziarna proszku jaką dysponowano nie przekraczała 15  $\mu\text{m}$ , jednak obserwacje pod mikroskopem skaningowym wykazały, że przeważająca ilość osiągała górne granice wielkości cząstek (rys. 24a). Wytworzono powłoki wstępne o grubości 200  $\mu\text{m}$ . Jak widać na rysunku 24b powłoka wstępna ma równą powierzchnię, bez sklejaną, bruzd czy pęcherzyków gazu. Powłoka ta wytwarzana była przez kilkukrotne nanoszenie pędzlem na podłoże stalowe, jednak nie zaobserwowano śladów połączenia poszczególnych warstw. Przedstawione w pracy [A6] badania miały na celu ocenę możliwości wytwarzania nowych warstw powierzchniowych o charakterze kompozytowym i wytypowaniu parametrów do dalszych badań. Oceniono między innymi stan powierzchni wytworzonych ścieżek laserowych. Stwierdzono, że zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera wpływa na zwiększenie szerokości ścieżek. Nie zaobserwowano pęknięć ani porowatości na wytworzonych warstwach w postaci ścieżek pojedynczych. Stan powierzchni oceniono między innymi przy użyciu parametru chropowatości Ra. Profile chropowatości powierzchni wyznaczono na podstawie obrazów SEM oraz oprogramowania Mountains<sup>®</sup> SEM. Wartość Ra zmniejszała się wraz ze wzrostem gęstości mocy wiązki laserowej. Od minimalnej do maksymalnej zastosowanej gęstości mocy wiązki lasera chropowatość została zmniejszona około 2,5-krotnie. Można zatem stwierdzić, że pod względem stanu powierzchni, zastosowanie większych gęstości mocy wiązki lasera wydaje się uzasadnione. Analizując mikrostrukturę, stwierdzono, że stopowanie laserowe powłoki wstępnej ZrC umożliwia wytworzenie warstwy powierzchniowej o charakterze kompozytu wzmocnianego cząstkami węglaków. Przykładowa

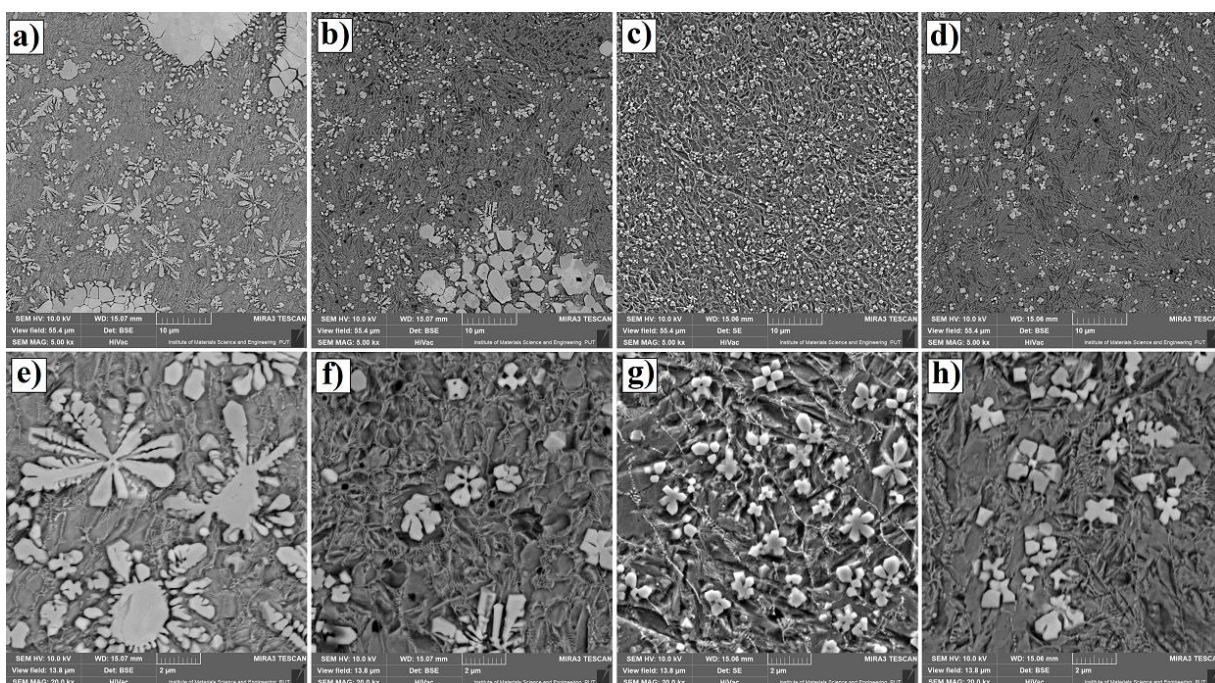
warstwa powierzchniowa w postaci ścieżki pojedynczej przedstawiona jest na rysunku 24c. Warstwę tą wytworzono przy gęstości mocy wiązki lasera  $89 \text{ kW/cm}^2$ . Jednak wszystkie dobrane parametry wytwarzania pozwoliły na zachowanie kompozytowego charakteru wytworzonych warstw, czego dowiedziono w pracy [A6]. Różnice jakie zaobserwowano dotyczyły ilości i rodzajów fazy wzmacniającej występującej w wytworzonych warstwach. Na rysunku 24c można zidentyfikować trzy strefy: strefę przetopioną, strefę wpływu ciepła oraz podłoże stalowe. Odpowiednie sterowanie parametrami wiązki lasera umożliwiało zmianę grubości poszczególnych stref. Wraz ze wzrostem gęstości mocy wiązki lasera strefa przetopiona zwiększała grubość od około  $190 \mu\text{m}$  przy  $64 \text{ kW/cm}^2$ , do około  $250 \mu\text{m}$  ( $89 \text{ kW/cm}^2$ ) i dalej do  $280 \mu\text{m}$  ( $115 \text{ kW/cm}^2$ ) aż do około  $410 \mu\text{m}$  dla powłoki wytwarzanej przy gęstości mocy  $140 \text{ kW/cm}^2$ . Strefa wpływu ciepła zwiększała się znacznie mniej, gdyż wartości grubości wyniosły odpowiednio:  $150 \mu\text{m}$ ,  $160 \mu\text{m}$ ,  $185 \mu\text{m}$  i  $204 \mu\text{m}$ .



Rys. 24. Warstwy powierzchniowe Fe/ZrC: morfologia proszku węgliku cyrkonu stosowanego podczas badań, b) wytworzona powłoka wstępna ZrC, c) warstwa powierzchniowa uzyskana przez stopowanie powłoki wstępnej ZrC wiązką lasera – na podstawie [A6]

W celu udowodnienia tego, że zaproponowane i zastosowane przeze mnie parametry pozwoliły na wytworzenie warstw powierzchniowych Fe/ZrC charakteryzujących się strukturą kompozytu wzmacnianego cząstkami, gdzie wyraźnie można oddzielić osnowę od cząstek, przeprowadzono badania mikrostruktury przy użyciu SEM. Szczegółowe badania strukturalne przedstawiono w pracy [A6], natomiast wybrane obrazy zamieszczono na rysunku 25. Mikrostruktura obszarów dla strefy przetopionej była inna dla części przypowierzchniowej, środkowej i przy podłożu. Przy podłożu widoczne było, że warstwa powierzchniowa znacznie szybciej krzepnie. Podłoże stalowe pełniło rolę pewnego rodzaju ochładzalnika. Z kolei przy powierzchni ciepło wprowadzane przez wiązkę lasera oddawane było wolniej. Dlatego w niniejszym opracowaniu pokazano obszar pośredni czyli środkową część strefy przetopionej. Obrazy zestawione są na podstawie pracy [A6] i przedstawiono je w dwóch różnych powiększeniach. W przypadku warstw powierzchniowych Fe/ZrC wytwarzanych przy gęstości mocy wiązki lasera  $64 \text{ kW/cm}^2$  obserwowano wydzielania dendrytyczne. Powstawały one na skutek przetopienia węglików cyrkonu i zarodkowania nowych dendrytycznych węglików. Miejscami zarodkowania były

najczęściej inne cząstki nie w pełni przetopionych ZrC. Widoczne jest to dobrze na rysunku 25e. W miarę zwiększa gęstości mocy wiązki lasera (do  $89 \text{ kW/cm}^2$ , rys. 25b,f) coraz więcej cząstek ZrC ulegało całkowitemu przetopieniu, ale ze względu na duże nasycenie osnowy stalowej (żelazowej) cyrkonem i węglem, wydzielały się nowe węgliki. Zwiększenie gęstości mocy wiązki lasera do  $115 \text{ kW/cm}^2$  spowodował niemalże całkowity zanik wydzielań dendrytycznych, na rzecz wydzielań w postaci wielokątów lub wydzielań gwieździstych z wyraźnie widocznym miejscem zarodkowania w ich centralnej części. Dalsze zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera (do  $140 \text{ kW/cm}^2$ ) prowadzi do znacznego zmniejszenia wydzielań węglkowych, a osnowa przybiera formę iglastą. Ze względu na to, że powłoka wstępna bez względu na zastosowaną gęstość mocy wiązki lasera była takiej samej grubości, to zwiększanie tej gęstości powodowało, że taka sama ilość węglków była rozprowadzona w coraz to większej ilości żelaza z podłoża. Można zatem kolejny raz odnieść się do współczynnika rozcieńczenia. W pracy [A6] zaproponowano zamianę zdjęć SEM wykonanych w obrazie BSE na obrazy czarno-białe, gdzie jasne miejsca przedstawiają węgliki w różnej formie (węgliki pierwotne węgliki wtórne oraz aglomeraty), natomiast ciemne miejsca osnowę na bazie żelaza. Na podstawie wyników stwierdzono dość znaczne różnice w procentowej ilości jasnych miejsc w stosunku do ciemnych. Blisko dwukrotny wzrost gęstości mocy wiązki lasera powoduje zmniejszenie jasnych obszarów o około cztery razy. W pracy [A6] przedstawiono także badania składu chemicznego metodą EDS, aby potwierdzić, że występowanie jasnych obszarów jest związane z obecnością cyrkonu.

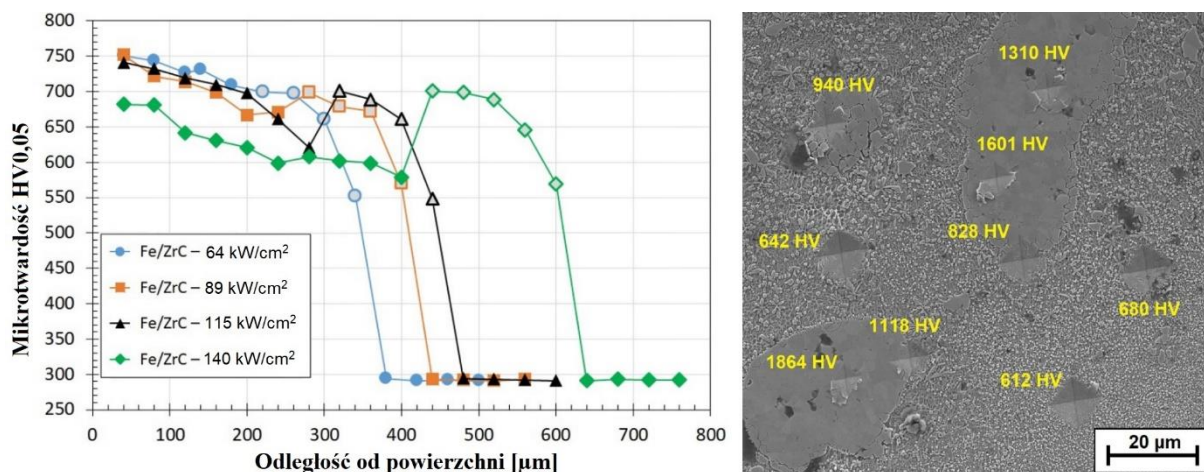


Rys. 25. Środkowy obszar strefy przetopionej w dwóch powiększeniach dla warstw powierzchniowych Fe/ZrC wytworzonych przy gęstości mocy wiązki lasera: a), e)  $64 \text{ kW/cm}^2$ ; b), f)  $89 \text{ kW/cm}^2$ ; c), g)  $115 \text{ kW/cm}^2$ ; d), h)  $140 \text{ kW/cm}^2$  – na podstawie [A6]

Aby wstępnie ocenić właściwości mechaniczne warstw powierzchniowych Fe/ZrC, przeprowadzono pomiary mikrotwardości. Wyniki tych badań przedstawiono na rysunku 26.



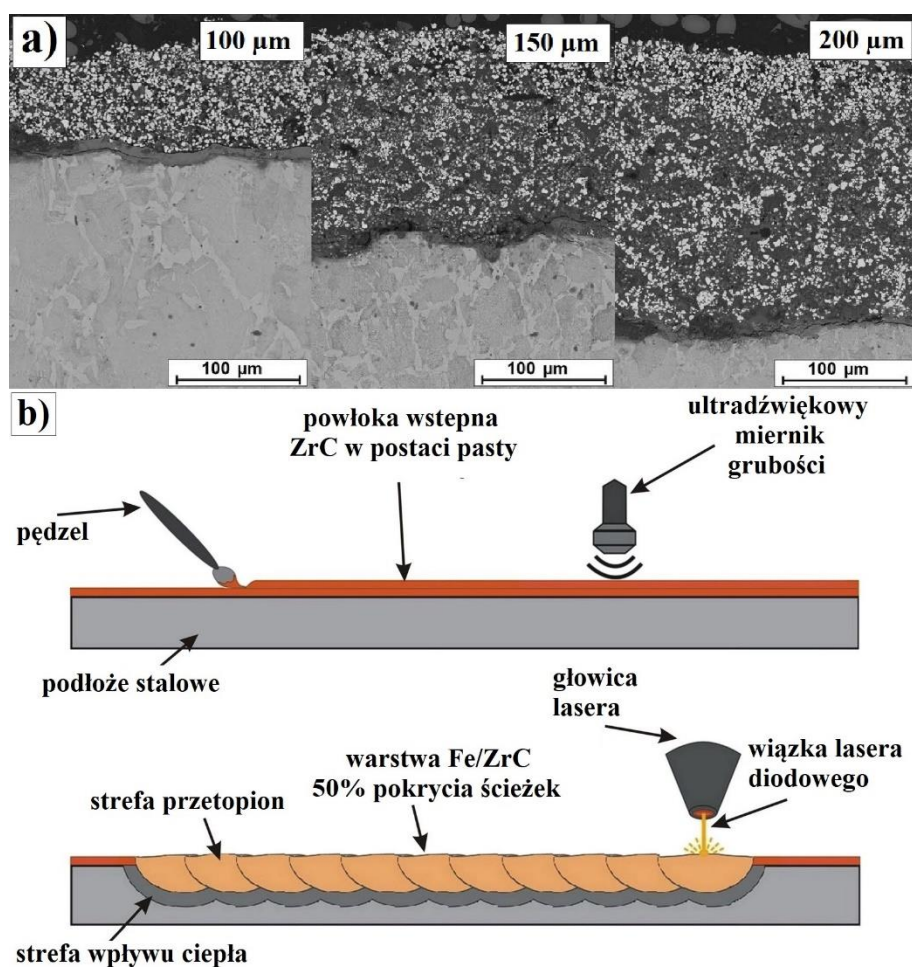
Profile mikrotwardości wykonano na podstawie pomiaru odcisków z pominięciem pierwotnych cząstek ZrC oraz miejsc występowania aglomeratów tych cząstek. Gdyby uwzględnić te cząstki to średnia twardość warstw powierzchniowych byłaby znacznie większa. Dla przykładu na rysunku 26b zaznaczono pomiary twardości wybranych cząstek oraz osnowy. Niemniej jednak uzyskane twardości to od około 650 HV<sub>0,05</sub> do około 750 HV<sub>0,05</sub> co dla osnowy, która ma swoje źródło w materiale podłoża było dość dużą wartością.



Rys. 26. Mikrotwardość warstw powierzchniowych Fe/ZrC: a) profile mikrotwardości, b) przykładowe pomiary twardości na strukturze kompozytowej – na podstawie [A6]

Stwierdzono, że zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera ma istotny wpływ na zmniejszanie twardości wytworzonych warstw powierzchniowych. Było to związane ze zwiększaniem udziału podłoża w wytworzonych warstwach. Zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera nie miało jednak wpływu na twardość strefy wpływu ciepła. Podłoże stalowe ulegało hartowaniu na podobną twardość w każdym z zastosowanych wariantów gęstości mocy wiązki lasera. W pracy [A6] udowodniono, że jest możliwość wytworzenia warstw powierzchniowych gdzie osnową będzie materiał podłoża (głównie żelazo), a fazą wzmacniającą węgliki cyrkonu (ZrC). Udowodniono, że nie ma potrzeby wprowadzania dodatkowej osnowy, aby zachować charakter kompozytu wzmacnianego cząstkami. Należy jednak odpowiednio dobrać parametry wytwarzania. Wiedza, którą zdobyłem podczas badań nad warstwami powierzchniowymi Fe/ZrC wytwarzanymi w postaci ścieżki pojedynczej została wykorzystana przeze mnie w dalszych badaniach opisanych w pracy [A7]. W pracy tej wytworzono ścieżki wielokrotne, czyli pełnowymiarowe warstwy powierzchniowe wykonane na stali. Wykonanie ścieżek wielokrotnych umożliwiło rozszerzenie prac badawczych nad warstwami Fe/ZrC. Prace badawcze prowadzono w dużej mierze w Trnawie na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Technologii, Słowackiego Uniwersytetu Technicznego w Bratysławie, gdzie równolegle prowadzę działalność naukową wspólnie z zespołem profesora Petera Jurči. Procedura wytwarzania była taka sama jak w badaniach nad ścieżkami pojedynczymi, z tą różnicą, że zastosowano trzy różne grubości powłok wstępnych (100 μm, 150 μm, 200 μm), a także trzy gęstości mocy wiązki lasera 64 kW/cm<sup>2</sup>, 89 kW/cm<sup>2</sup> oraz 115 kW/cm<sup>2</sup>. Schemat wytwarzania oraz powłoki wstępne pokazano na rysunku 27.

Bezpośrednio po wytworzeniu powłok kompozytowych Fe/ZrC obserwowano je zarówno okiem nieuzbrojonym, jak i pod mikroskopem stereoskopowym. Wytworzone powłoki charakteryzowały się bardzo zbliżoną szerokością ścieżek laserowych. Na powierzchni żadnej z powłok nie zaobserwowano porowatości, natomiast na powłokach wykonanych przy użyciu powłoki wstępnej o największej grubości stwierdzono występowanie pęknięć. Na rysunku 28 przedstawiono efekt przetopienia powłok wstępnych wiązką lasera diodowego na przekroju od powierzchni do podłoża stalowego.

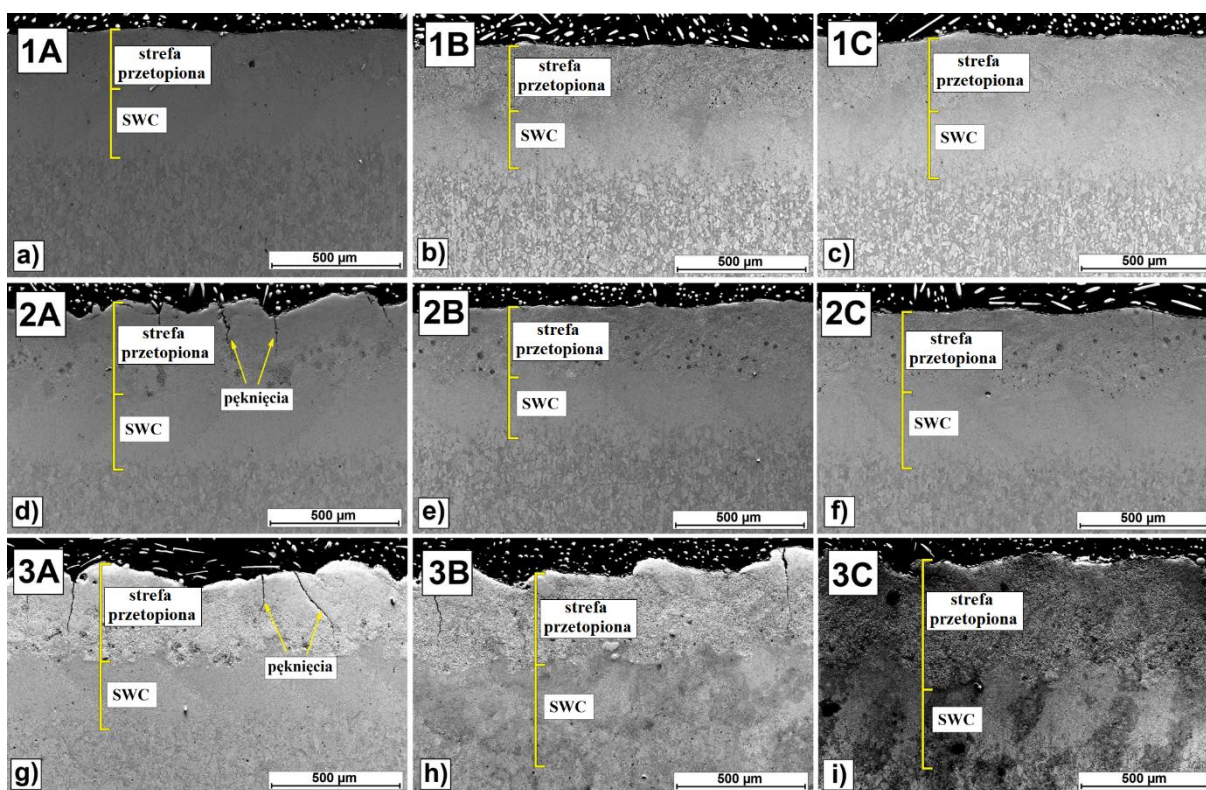


Rys. 27. Wytwarzanie warstw powierzchniowych Fe/ZrC: a) powłoki wstępne ZrC o różnych grubościach, b) schemat wytwarzania ścieżek wielokrotnych – na podstawie [A7]

Wyniki badań mikrostruktury warstw ZrC w formie ścieżek wielokrotnych różniły się od tych w formie ścieżek pojedynczych przede wszystkim występowaniem pęknięć w warstwach wykonanych przy najniższej gęstości mocy wiązki lasera oraz potwierdziły wady warstw wytworzonych przy użyciu najgrubszych powłok wstępnych. Należy zauważyć, że zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera zmniejszało ilość pęknięć, a w przypadku warstw wytwarzanych przy udziale powłoki wstępnej 150 μm, pęknięcia całkowicie wyeliminowano. Stwierdzono, że wraz ze wzrostem grubości powłoki wstępnej wzrasta również grubość wytwarzanych warstw Fe/ZrC. Wzrost grubości warstw powodowany jest także przez

zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera. Wiąże się to zarówno z dostarczeniem większej ilości materiału dodatkowego w postaci ZrC, jak i zwiększeniem ilości dostarczanego ciepła.

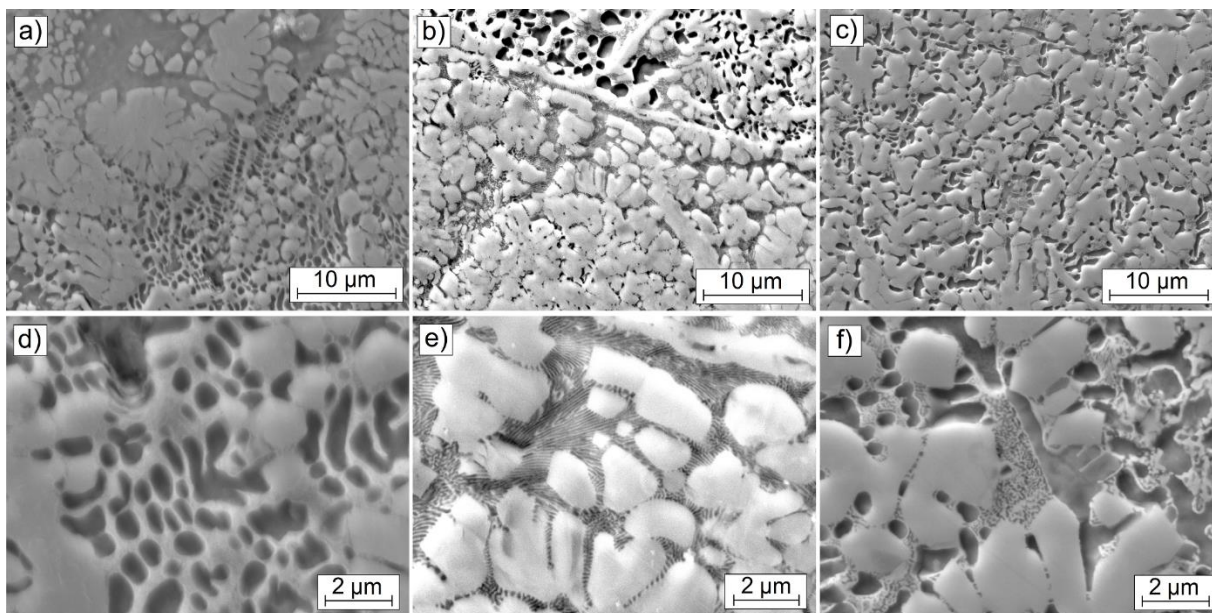
W artykule [A7] szczegółowo opisano mikrostrukturę wytwarzanych warstw powierzchniowych Fe/ZrC. Stwierdzono, że przy najmniejszych grubościach powłoki wstępnej (100  $\mu\text{m}$ ) węgliki przyjmują postać dendrytyczną, a miejscem zarodkowania są pierwotne węgliki ZrC, które nie uległy przetopieniu. Zwiększając grubość powłoki wstępnej do 150  $\mu\text{m}$ , większa liczba wysokotopliwych cząstek ZrC intensywniej pochłaniała ciepło wiązki laserowej, dlatego użycie tych samych gęstości mocy nie pozwala już na całkowite przetopienie większości cząstek ZrC i tym samym na wydzielanie się węgliku w formie dendrytycznej. Zwiększenie grubości powłoki wstępnej do 200  $\mu\text{m}$  spowodowało powstanie struktury zbliżonej do węgliku spiekane.



Rys. 28. Morfologia warstw powierzchniowych Fe/ZrC wytwarzanych przy różnych grubościach powłoki wstępnej: 1 - 100  $\mu\text{m}$ , 2 - 150  $\mu\text{m}$ , 3 - 200  $\mu\text{m}$  oraz przy różnych gęstościach mocy wiązki lasera: A - 64  $\text{kW}/\text{cm}^2$ , B - 89  $\text{kW}/\text{cm}^2$ , C - 115  $\text{kW}/\text{cm}^2$  – na podstawie [A7]

Co ciekawe, w przypadku ścieżek pojedynczych opisanych w pracy [A6] zastosowanie powłoki wstępnej o grubości 200  $\mu\text{m}$  oraz gęstości mocy wiązki lasera równej 64  $\text{kW}/\text{cm}^2$  skutkowało uzyskaniem innej struktury. Było to jednak związane z dość dużym udziałem aglomeratów ZrC. Zdecydowano zatem o bardziej intensywnym mieszanii pasty z której wytwarzano powłokę wstępną. Dodatkowo mieszano ją w obecności fal ultradźwiękowych. Pozwoliło to na wytworzenie powłok wstępnych pozbawionych aglomeratów i jednocześnie przyczyniło się do uzyskania oczekiwanej struktury. Przykład mikrostruktury warstwy powierzchniowej Fe/ZrC wytworzonej przez przetopienie powłoki wstępnej o grubości 200  $\mu\text{m}$  przedstawiono na

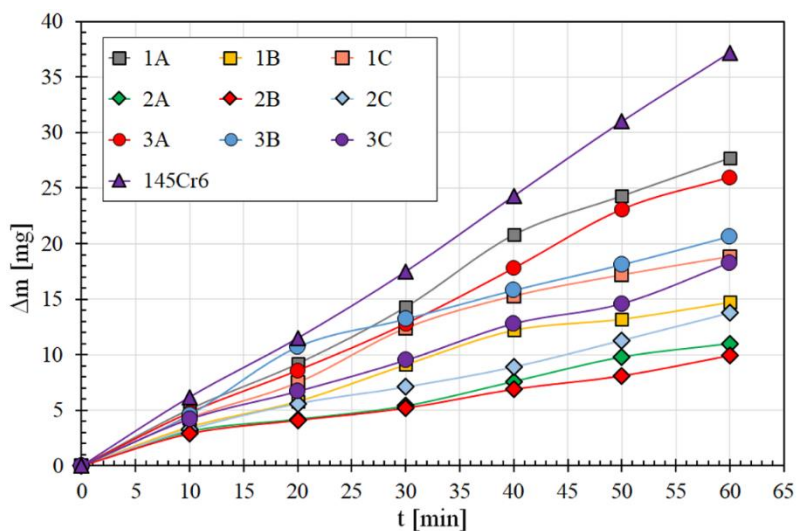
rysunku 29. W przypadku ścieżek pojedynczych ciepło wiązki lasera było w dużej mierze odbierane przez duże aglomeraty, a mniejsze cząstki ZrC topiły się całkowicie z osnową. W przypadku ścieżek wielokrotnych uzyskano jednorodny rozkład ZrC dzięki czemu finalne warstwy powierzchniowe również charakteryzowały się jednorodnością.



Rys. 29. Mikrostruktura środkowego obszaru strefy przetopionej dla warstw powierzchniowych Fe/ZrC wytworzonych przy udziale powłoki wstępnej ZrC o grubości 200 µm oraz gęstości mocy wiązki lasera: a), d) 64 kW/cm<sup>2</sup>; b), e) 89 kW/cm<sup>2</sup>; c), f) 115 kW/cm<sup>2</sup> – na podstawie [A7]

Wyniki badań mikrotwardości wytworzonych warstw powierzchniowych zależały bezpośrednio od parametrów wytwarzania, czyli od grubości powłoki wstępnej ZrC oraz od gęstości mocy wiązki lasera. Wyniki przedstawione w pracy [A7] pokazują twardość osnowy z pominięciem wyraźnie widocznych cząstek wzmacniających. Z zamieszczonego w artykule wykresu wynika, że najlepszą twardością charakteryzowały się warstwy Fe/ZrC wytworzone przy pomocy powłoki wstępnej o grubości 150 µm oraz gęstości mocy wiązki lasera 64 kW/cm<sup>2</sup>. Nieznacznie gorsze były te wytworzone przy tej samej gęstości mocy wiązki lasera ale przy większej grubości powłoki wstępnej. Bardzo wysoka twardość tych warstw była przyczyną ich pęknięcia, co uwidoczniono na rysunku 28d oraz 28g. W przypadku warstw wytwarzanych przy grubszych powłokach wstępnych, można było zauważyć zależność zmniejszania się twardości w miarę zwiększania zastosowanej gęstości mocy wiązki lasera. Nie można była zaobserwować takiej zależności przy cienkich powłokach wstępnych. Przeprowadzono zatem testy odporności na zużycie przez tarcie (rys. 30). Pierwszym, od razu nasuwającym się wnioskiem z badań było to, że każda z warstw powierzchniowych Fe/ZrC znacząco poprawia odporność na zużycie w porównaniu z podłożem stalowym. Najlepsze z wytworzonych warstw kompozytowych zwiększyły ponad trzykrotnie odporność na zużycie. Pod względem odporności na zużycie najlepszą warstwą powierzchniową była warstwa Fe/ZrC powstała w wyniku przetopienia powłoki wstępnej o grubości 150 µm wiązką lasera o gęstości mocy 89 kW/cm<sup>2</sup>. Nieznacznie gorszy wynik uzyskano dla warstwy

wytworzonej przy tej samej powłoce wstępnej, ale przy niższej gęstości mocy wiązki lasera  $64 \text{ kW/cm}^2$ . Wynikało to zapewne ze zbyt małego przetopienia fazy wzmacniającej, która przez niewystarczająco dobre połączenie z osnową była z niej wrywana. Rozwarstwienia będące efektem takiego mechanizmu obserwowano przy użyciu SEM. Warstwy kompozytowe Fe/ZrC wytworzone przy największej grubości warstwy wstępnej ( $200 \mu\text{m}$ ) mogą wydawać się najbardziej odporne na zużycie. Jednak przy zastosowaniu wiązki laserowej o gęstości mocy  $64 \text{ kW/cm}^2$  i  $89 \text{ kW/cm}^2$  na tych powłokach pojawiły się nierówności i pęknięcia, co miało negatywne skutki podczas testów zużycia. Zwiększenie gęstości mocy, tym samym zmniejszenie nierówności powierzchni, a także wyeliminowanie pęknięć pozwoliło na zachowanie dobrej odporności na zużycie przez tarcie.

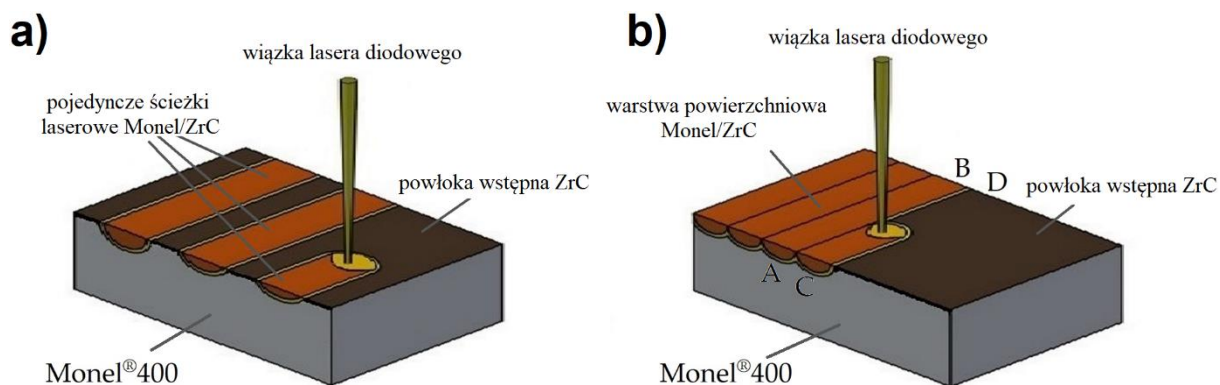


Rys. 30. Odporność na zużycie przez tarcie warstw powierzchniowych Fe/ZrC wytwarzanych przy różnych grubościach powłoki wstępnej: 1 -  $100 \mu\text{m}$ , 2 -  $150 \mu\text{m}$ , 3 -  $200 \mu\text{m}$  oraz przy różnych gęstościach mocy wiązki lasera: A -  $64 \text{ kW/cm}^2$ , B -  $89 \text{ kW/cm}^2$ , C -  $115 \text{ kW/cm}^2$  – na podstawie [A7]

Podsumowując, bardzo ważnym parametrem podczas wytwarzania warstw powierzchniowych Fe/ZrC jest gęstość mocy wiązki laserowej, którą należy dobrać do grubości powłoki wstępnej. Nie może być ona zbyt mała, gdyż prowadzi to do problemów z jakością powierzchni oraz problemów ze powiązaniem osnowy z fazą wzmacniającą. Nie może też być zbyt duża, aby nie stopić nadmiernie podłoża, którego składniki mają mniejszą twardość niż faza wzmacniająca.

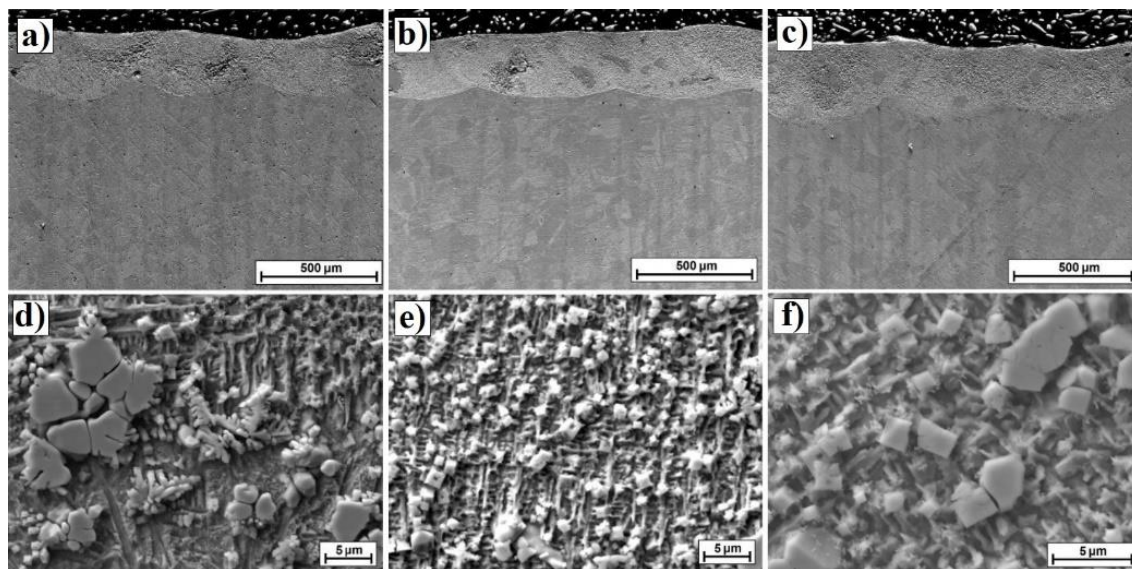
Postanowiłem sprawdzić, czy warstwy kompozytowe wzmacniane węglikiem cyrkonu (ZrC) wytwarzane przy użyciu opracowanej przeze mnie metody nieuwzględniającej dodatkowej osnowy można z powodzeniem uzyskać na innych materiałach. Ze względu na równoległe toczące się odrębne badania nad stopem Monel®400 w których brałem udział, wziąłem pod uwagę ten jednofazowy stop jako podłoża do warstw węglkowych ZrC. W artykule [A8] przedstawiono wyniki badań zarówno dla ścieżek pojedynczych jak i wielokrotnych (rys. 31). Wytworzono zatem powłoki wstępne o grubości  $200 \mu\text{m}$  na stopie miedziowo-niklowym Monel®400. Obraz SEM powłoki wstępnej wraz z mapami rozkładu pierwiastków zamieszczono

w omawianym artykule. Podczas badań zastosowano ten sam parametr szybkości skanowania wiązką lasera (3 m/min), ale ze względu na niższą temperaturę topnienia stopu Monel w porównaniu do stali, zastosowano mniejsze moce wiązki lasera, kolejno: 350 W, 450 W oraz 550 W, które przy zastosowaniu średnicy wiązki lasera równej 1 mm wygenerowały gęstość mocy o wartościach kolejno: 45 kW/cm<sup>2</sup>, 57 kW/cm<sup>2</sup> i 70 kW/cm<sup>2</sup>.



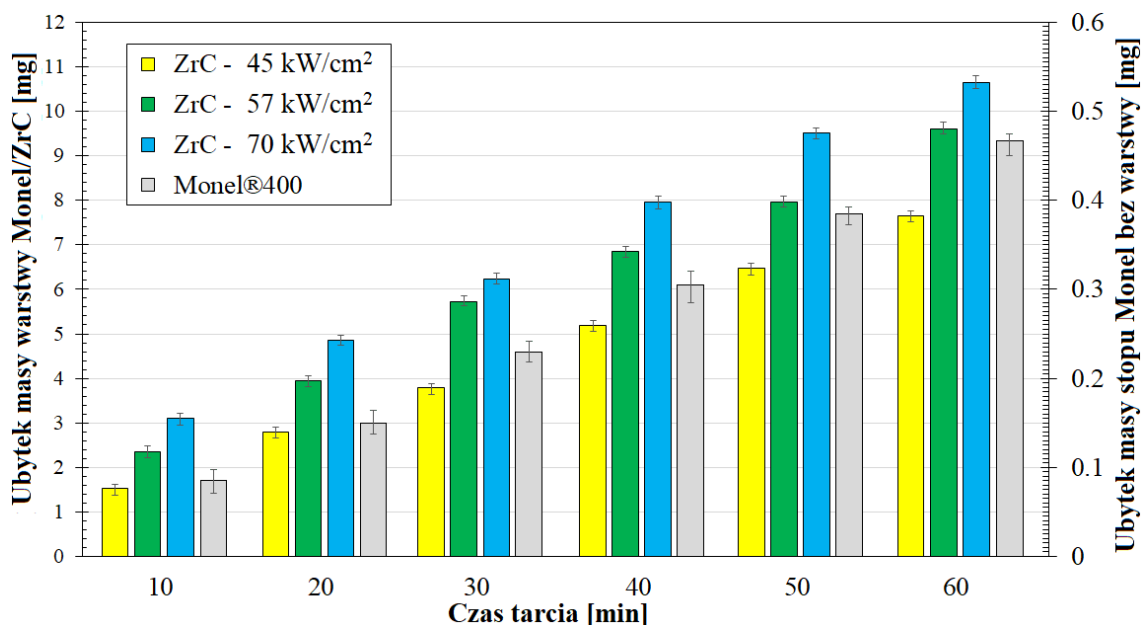
Rys. 31. Schemat procesu wytwarzania warstw Monel/ZrC: a) ścieżki pojedyncze, b) ścieżki wielokrotne (litery ABCD pokazują poszczególne etapy ruchu wiązki lasera) – na podstawie [A8]

Pierwsza część artykułu przedstawia pojedyncze ścieżki laserowe, których wytworzenie było niejako sprawdzeniem możliwości dalszego stosowania wytypowanych parametrów. Pomimo przygotowania pasty na powłokę wstępną poprzez mieszanie w obecności ultradźwięków, nie udało się usunąć powstających aglomeratów w ścieżkach pojedynczych. Jednak wykonanie ścieżek wielokrotnych z nakładaniem 50% pozwoliło na dobre wymieszanie się warstwy powierzchniowej siłami konwekcyjnymi Marangoni. Dzięki temu uzyskano pozytywne rezultaty i wytworzono warstwy powierzchniowe Monel/ZrC o charakterze kompozytu wzmocnianego cząstkami ZrC (rys. 32).



Rys. 32. Warstwy powierzchniowe Monel/ZrC wytworzone przez przetopienie powłoki wstępnej ZrC wiązką lasera o gęstości mocy: a), d) 45 kW/cm<sup>2</sup>; b), e) 57 kW/cm<sup>2</sup> oraz c), f) 70 kW/cm<sup>2</sup> – na podstawie [A8]

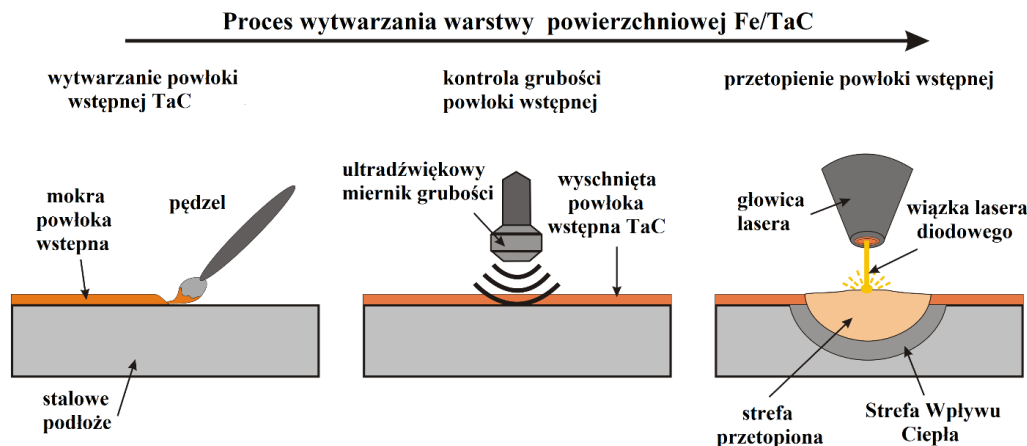
Twardość tych warstw ze względu na materiał tworzący osnowę, dość trudno ocenić. Były bowiem miejsca w osnowie, które często nie osiągały twardości nawet 400 HV<sub>0,05</sub>. W innych miejscach twardość ta wzrastała nawet do ponad 1000 HV<sub>0,05</sub>. Zależało to od rozmieszczenia aglomeratów cząstek ZrC. Aby ocenić potencjalne możliwości zastosowania warstw Monel/ZrC do zwiększania cyklu życia wyrobów wytworzonych ze stopu Monel, przeprowadzono testy odporności na zużycie przez tarcie. Przebadano wszystkie rodzaje warstw powierzchniowych oraz stop Monel bez wytworzonej warstwy powierzchniowej. Wyniki tych badań przedstawione są na rysunku 33, jednak należy zaznaczyć, że ze względu na bardzo duże różnice w ubytku masy warstw i materiału podłoża, dla stopu Monel wyznaczono dodatkową skalę po prawej stronie wykresu. Stwierdzono, że wraz ze wzrostem gęstości mocy wiązki lasera zwiększa się ubytek masy warstw powierzchniowych. Im większa gęstość mocy wiązki lasera tym gorsza odporność na zużycie przez tarcie. Wynika to ze zwiększenia stopnia przetopienia węglików ZrC. Zmiany te doprowadziły do zmniejszenia ilości pierwotnych cząstek ZrC o wysokiej twardości, które prawdopodobnie odpowiadały za wysoką odporność na zużycie. Dane liczbowe przedstawione na wykresie zostały poparte obrazami zużytej powierzchni oraz pomiarami głębokości zużycia. Dane te zamieszczono w pracy [A8].



Rys. 33. Ubytek masy po testach odporności na zużycie dla warstw Monel/ZrC oraz dla stopu Monel – na podstawie [A8]

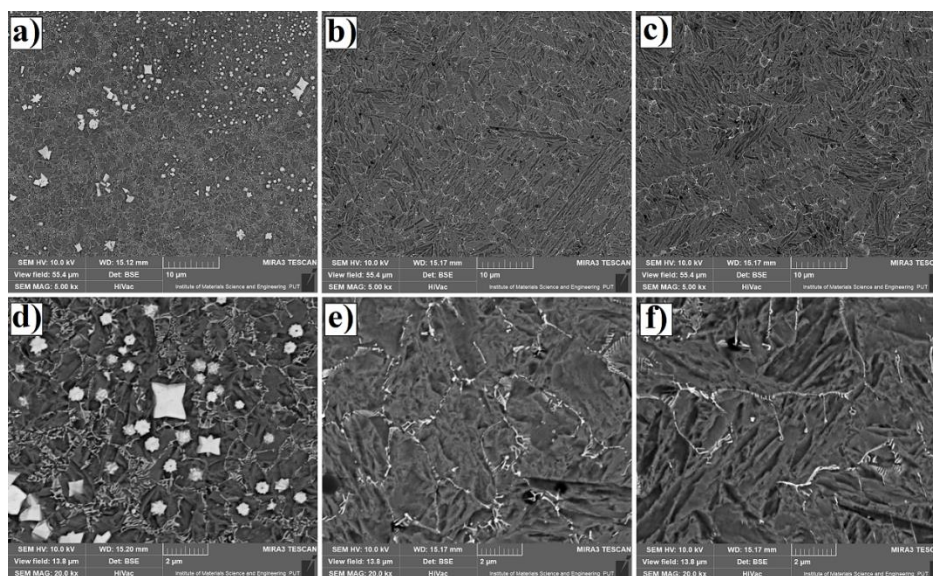
Równocześnie prowadziłem samodzielne badania nad wytwarzaniem warstw powierzchniowych zbudowanych z innego składnika wchodzącego w skład cermetali, czyli TaC. Węgiel ten to nieorganiczny związek chemiczny o bardzo wysokiej temperaturze topnienia (3 880°C) oraz bardzo dużej twardości. W ramach badań wstępnych wytwarzałem pojedyncze ścieżki laserowe na stali narzędziowej 145Cr6 uzyskując warstwy powierzchniowe Fe/TaC. Wyniki opisano w pracy [A9]. Procedura wytwarzania warstw powierzchniowych była taka sama jak w przypadku warstw Fe/ZrC, jednak parametry wytwarzania były inne. Powłokę wstępną w postaci pasty nakładano na podłoże stalowe. Zastosowano trzy grubości powłok wstępnych:

30  $\mu\text{m}$ , 60  $\mu\text{m}$  oraz 90  $\mu\text{m}$ . Wynikało to z zastosowania bardzo drobnego proszku TaC. Średnia wielkość ziarna nie przekraczała 6  $\mu\text{m}$ . Z proszku o tak małej ziarnistości trudno było wytworzyć pastę o konsystencji odpowiedniej do nanoszenia na stalowe podłoże. Zdecydowano więc o zmniejszeniu grubości powłok. Zastosowano trzy moce wiązki lasera: 500 W, 800 W oraz 1100 W, co przy średnicy wiązki lasera równej 1 mm generowało gęstość mocy równą kolejno: 64  $\text{kW}/\text{cm}^2$ , 102  $\text{kW}/\text{cm}^2$  i 140  $\text{kW}/\text{cm}^2$ . Schemat metody wytwarzania pojedynczych ścieżek laserowych Fe/TaC pokazano na rysunku 34.



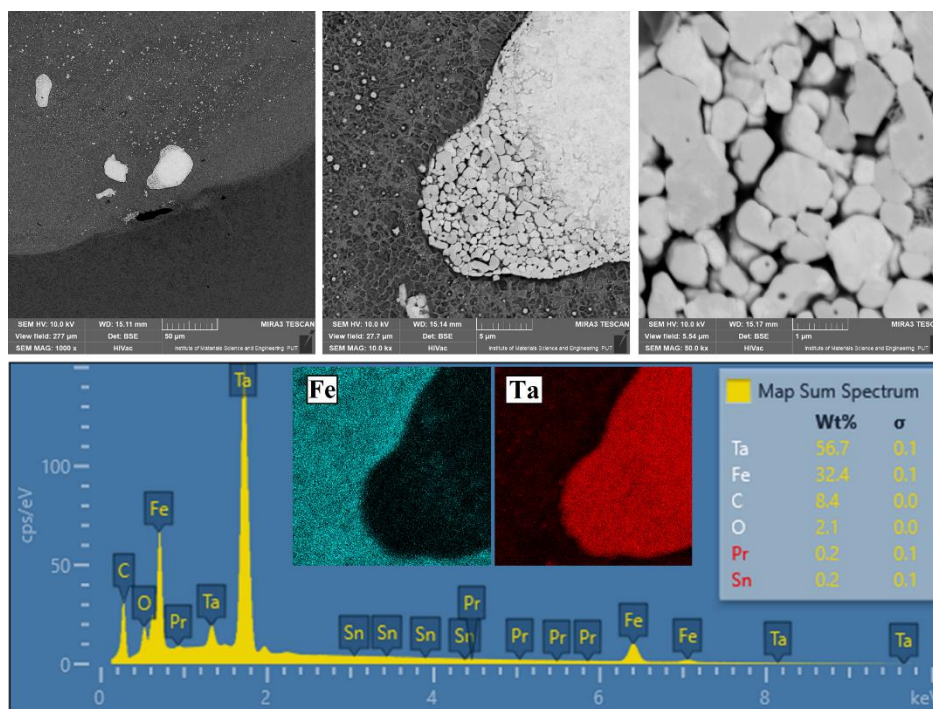
Stopniowe zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera miało wpływ na zwiększanie się szerokości ścieżek. Przy większych gęstościach mocy wiązki lasera grubość powłok wstępnych nie miała dużego wpływu na ich wymiary. Przy zastosowaniu najmniejszej gęstości mocy wiązki lasera, było natomiast widać wpływ grubości powłok wstępnych. W tym przypadku, im grubsza powłoka wstępna TaC, tym mniejszej grubości była warstwa powierzchniowa. Zatem energia cieplna była w dużym stopniu odbierana przez wysokotopliwe cząstki TaC. Podczas badań udowodniono, że bardziej oczekiwane pod względem uzyskania struktury kompozytowej wzmocnionej cząstkami jest stosowanie niższych gęstości mocy wiązki lasera, co było także widoczne w poprzednich badaniach nad warstwami Fe/ZrC oraz Fe/WC. W przypadku TaC pożądane jest także stosowanie możliwie jak największych grubości powłok wstępnych. Wiąże się to bowiem z wprowadzeniem dużej ilości cząstek węglików do podłoża. Na rysunku 35 przedstawiono struktury warstw powierzchniowych Fe/TaC wytworzonych przy użyciu najgrubszej powłoki wstępnej oraz trzech stosowanych gęstościach mocy wiązki lasera. Wyraźnie widać kompozytowy charakter warstw wytworzonych przy gęstości mocy wiązki lasera 64  $\text{kW}/\text{cm}^2$  (rys. 35a). Obraz SEM wykonany przy powiększeniu 20 000x (rys. 35d) uwidocznił nadtopione cząstki TaC, wyraźnie oddzielone od osnowy. Zastosowanie większej gęstości mocy wiązki laserowej tj. 102  $\text{kW}/\text{cm}^2$  (rys. 35b,e) oraz 140  $\text{kW}/\text{cm}^2$  (rys. 35c,f) spowodowało znaczne przetopienie cząstek TaC, co skutkowało uzyskaniem warstwy kompozytowej typu *in situ*, gdzie węgliki wydzielają się w postaci siatki. Należy także zwrócić uwagę na to, że bardzo drobny proszek TaC, trudny w nakładaniu na powierzchnię stali, miał tendencję do aglomerowania.





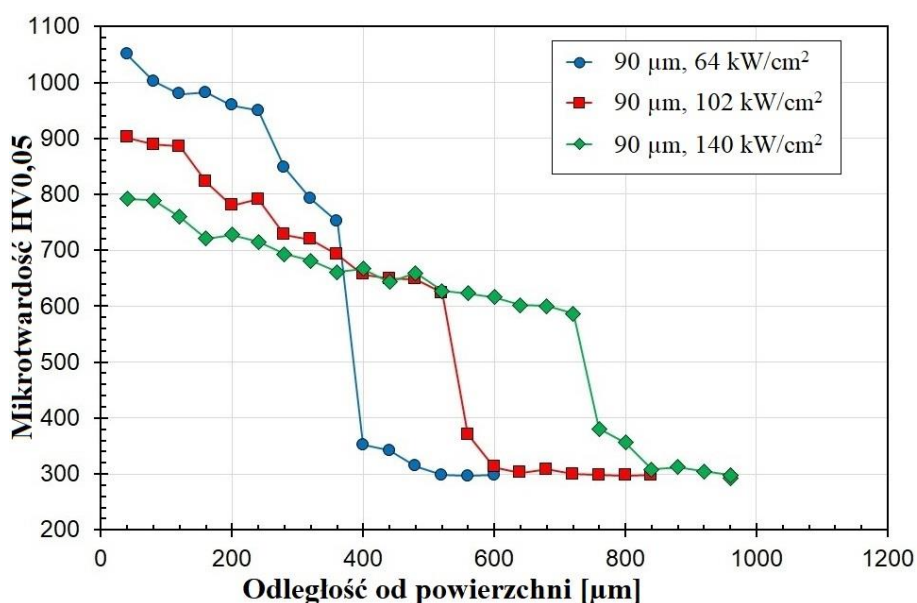
Rys. 35. Mikrostruktura warstw powierzchniowych Fe/TaC - środkowy obszar strefy przetopionej uzyskany przez przetopienie powłoki wstępnej o grubości 90  $\mu\text{m}$  oraz gęstości mocy wiązki lasera: a), d) 64  $\text{kW}/\text{cm}^2$ ; b), e) 102  $\text{kW}/\text{cm}^2$  oraz c), f) 140  $\text{kW}/\text{cm}^2$  – na podstawie [A9]

Powstające aglomeraty tworzyły dość dużej wielkości formacje, które przyczyniały się do nierównomiernego rozkładu cząstek w warstwie powierzchniowej. Aglomeraty te są widoczne na rysunku 36. Kolejne powiększenie tych obszarów uwidacznia rzeczywistą wielkość frakcji proszku TaC, która jest podatna na tworzenie aglomeratów (wielkości te oscylują w okolicach 1  $\mu\text{m}$ ).



Rys. 36. Aglomeraty powstające w warstwach powierzchniowych Fe/TaC: a) morfologia warstwy, b) powiększenie granicy aglomerat - osnowa, c) powiększenie struktury aglomeratu, d) skład chemiczny aglomeratu – na podstawie [A9]

W pracy [A9] przeprowadzono także badania wpływu parametrów wytwarzania na mikrotwardość. Stwierdzono istotny wpływ początkowej grubości powłoki wstępnej TaC na uzyskiwane wartości: im grubsza jest powłoka wstępna, tym większa jest twardość otrzymanych powłok. Było to spowodowane dostarczeniem większej ilości twardych cząstek TaC. Na rysunku 37 przedstawiono wyniki twardości właśnie dla warstw wytworzonych przy najgrubszej powłoce wstępnej. Stwierdziłem także, że zwiększanie gęstości mocy wiązki lasera zmniejsza twardość wytworzonych warstw Fe/TaC. Dzieje się to z powodu zwiększania przetopienia i tym samym zwiększania ilości żelaza z podłoża w wytwarzanej warstwie. Tym samym największą twardość (około 1050 HV<sub>0,05</sub>) uzyskano dla powłoki Fe/TaC wytworzonej przy użyciu powłoki wstępnej o grubości 90 μm i gęstości mocy wiązki laserowej 64 kW/cm<sup>2</sup>. Dla wszystkich wytworzonych warstw powierzchniowych Fe/TaC zaobserwowano łagodny gradient twardości od powierzchni do podłoża, co jest korzystne z punktu widzenia rozkładu naprężeń podczas ewentualnej eksploatacji.

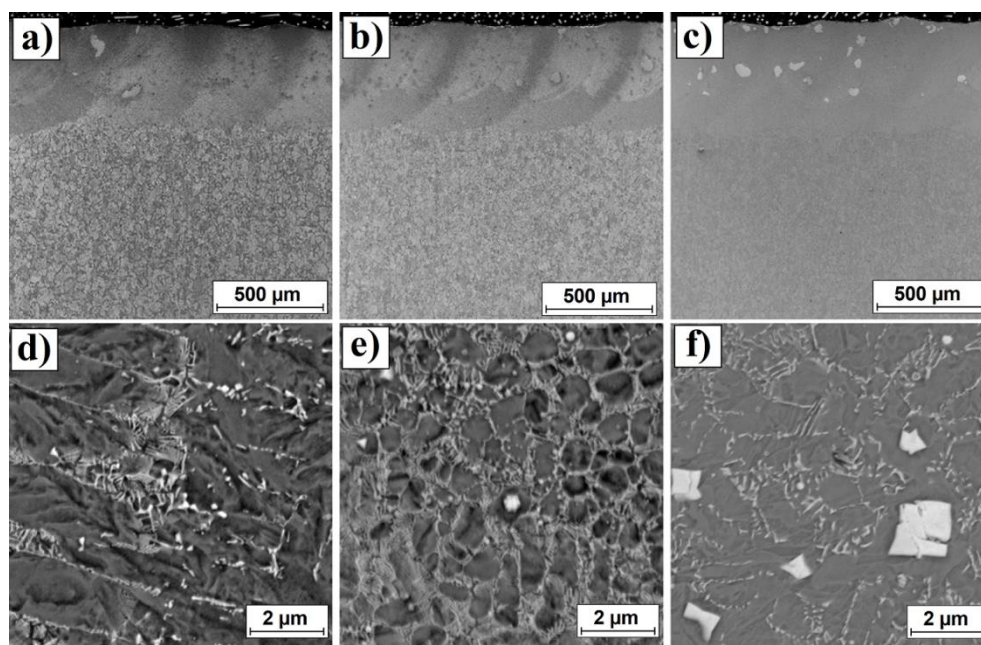


Rys. 37. Mikrotwardość warstw powierzchniowych Fe/TaC uzyskanych przez przetopienie powłoki wstępnej o grubości 90 μm oraz gęstości mocy wiązki lasera: 64 kW/cm<sup>2</sup>, 102 kW/cm<sup>2</sup> oraz 140 kW/cm<sup>2</sup> – na podstawie [A9]

Moim głównym osiągnięciem opisanymi w pracy [A9] jest stwierdzenie, że **dzięki stopowaniu laserowemu powłoki wstępnej TaC wytworzonej na stali możliwe jest wytworzenie powłok kompozytowych Fe/TaC, w których osnową jest żelazo z podłoża stalowego wzbogaconego tantalum, a fazą wzmacniającą są pierwotne cząstki węgliku tantalu TaC.** Do osiągnięcia tego celu należy odpowiednio dobrać parametry, a w szczególności grubość powłoki wstępnej i parametry wiązki lasera.

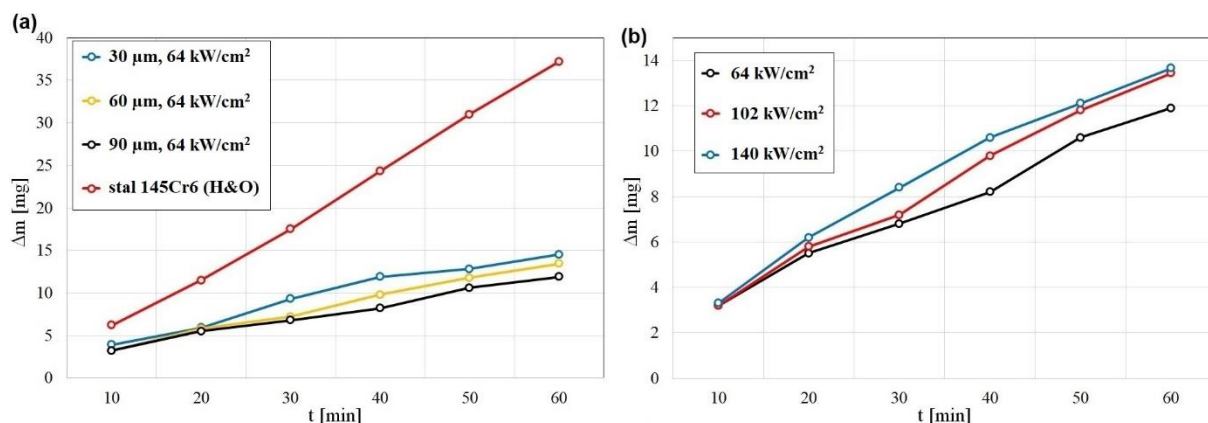
Wiedzę zdobytą podczas badań wstępnych nad pojedynczymi ścieżkami Fe/TaC mogłem zastosować podczas badań nad pełnowymiarowymi warstwami powierzchniowymi Fe/TaC, wytwarzanymi jako ścieżki wielokrotne. Badania te zostały opisane w pracy [A-10]. Ścieżki wielokrotne wytwarzano przy takich samych warunkach jak ścieżki pojedyncze opisane w pracy

[A-9], jednak zastosowano nakładanie się ścieżek o wartości 50%. Podczas badań stwierdzono, że na geometrię ścieżek laserowych wpływa zarówno gęstość mocy wiązki laserowej, jak i grubość powłoki wstępnej. Zwiększenie gęstości mocy wiązki laserowej z  $64 \text{ kW/cm}^2$  do  $140 \text{ kW/cm}^2$  wyraźnie skutkowało powstawaniem nieregularnych śladów niezależnie od grubości warstwy wstępnej. Należy jednak zauważyć, że im grubsza warstwa podkładowa, tym większa nieregularność. Jest to związane z konsystencją nakładanej pasty i trudnościami w jej aplikacji w grubszych warstwach podkładowych i tym samym powstającymi aglomeratami cząstek TaC. Analizując mikrostrukturę wszystkich wytworzonych warstw powierzchniowych Fe/TaC stwierdzono, że charakter kompozytu wzmocnianego cząstkami uzyskano dla najgrubszej powłoki wstępnej ( $90 \mu\text{m}$ ) oraz dla najmniejszej gęstości mocy wiązki lasera równej  $64 \text{ kW/cm}^2$ . Na rysunku 38 pokazano porównanie wpływu grubości powłoki wstępnej na uzyskaną mikrostrukturę warstwy powierzchniowej Fe/TaC wytworzonej przy gęstości mocy wiązki lasera  $64 \text{ kW/cm}^2$ . Niestety w żadnym z przypadków nie udało się uniknąć aglomeratów w związku z tym planowane są badania z udziałem proszku o większej ziarnistości. Dla potwierdzenia obecności węglików tantalów oraz innych faz węglkowych w pracy [A10] wykonano zarówno badania składu chemicznego metodą EDS jak i składu fazowego metodą XRD. Podczas badań stwierdzono obecność twardych faz węglkowych. Przeanalizowano wpływ gęstości mocy wiązki laserowej na skład fazowy warstwy wytworzonej przy najgrubszej powłoce wstępnej TaC. Zaobserwowano, że przy gęstości mocy wiązki laserowej  $64 \text{ kW/cm}^2$  występowały wyraźne piki pochodzące od węglków TaC i  $\text{Ta}_2\text{C}$ , oraz bogatej w tantal fazy  $\text{TaFe}_2$ . Jednak zwiększenie gęstości mocy wiązki laserowej powodowało zmniejszenie intensywności występowania lub nawet całkowity zanik niektórych faz przy jednoczesnym wzroście intensywności występowania żelaza.



Rys. 38. Mikrostruktura warstw Fe/TaC wytworzonych przy użyciu gęstości mocy  $64 \text{ kW/cm}^2$  oraz grubości powłoki wstępnej: a), d)  $30 \mu\text{m}$ ; b), e)  $60 \mu\text{m}$ ; c), f)  $90 \mu\text{m}$  – na podstawie [A10]

W pracy [A10] oceniono wpływ parametrów wytwarzania na właściwości mechaniczne takie jak mikrotwardość oraz odporność na zużycie. Uzyskane profile mikrotwardości przedstawiają łagodny spadek twardości od powierzchni w stronę materiału podłoża. Stwierdzono, że wzrost gęstości mocy wiązki lasera wpływa niekorzystnie na twardość warstw powierzchniowych, co pokrywa się z wcześniejszymi badaniami twardości prowadzonymi na innych warstwach. Największe wartości twardości uzyskano dla największej grubości powłoki wstępnej. Można zatem stwierdzić, że zastosowanie małej gęstości mocy wiązki lasera i najgrubszej powłoki nie tylko pozwala na uzyskanie struktury kompozytu, ale ma bardzo dobry wpływ na twardość. Dla warstw wytwarzanych przy najkorzystniejszych parametrach uzyskano twardość osnowy osiagającą 850 HV<sub>0,05</sub>, a w osnowie tej są umieszczone także twarde cząstki TaC osiagające twardość do 2000 HV. Jest to zatem warstwa powierzchniowa, która mogła mieć dobrą odporność na zużycie przez tarcie. W związku z tym przeprowadzono testy odporności na zużycie, a ich wynik zamieszczono na rysunku 39. Na rysunku 39a przedstawiono wpływ grubości powłoki wstępnej TaC oraz gęstości mocy wiązki laserowej 64 kW/cm<sup>2</sup> na odporność na zużycie wytworzonych warstw powierzchniowych Fe/TaC. Wyniki porównano z testami przeprowadzonymi na stali z jakiej wykonano podłoże (145Cr6 po procesie hartowania i odpuszczania). Można zauważyć, że wykonanie warstwy zwiększają w znaczący sposób odporność podłoża na zużycie przez tarcie.

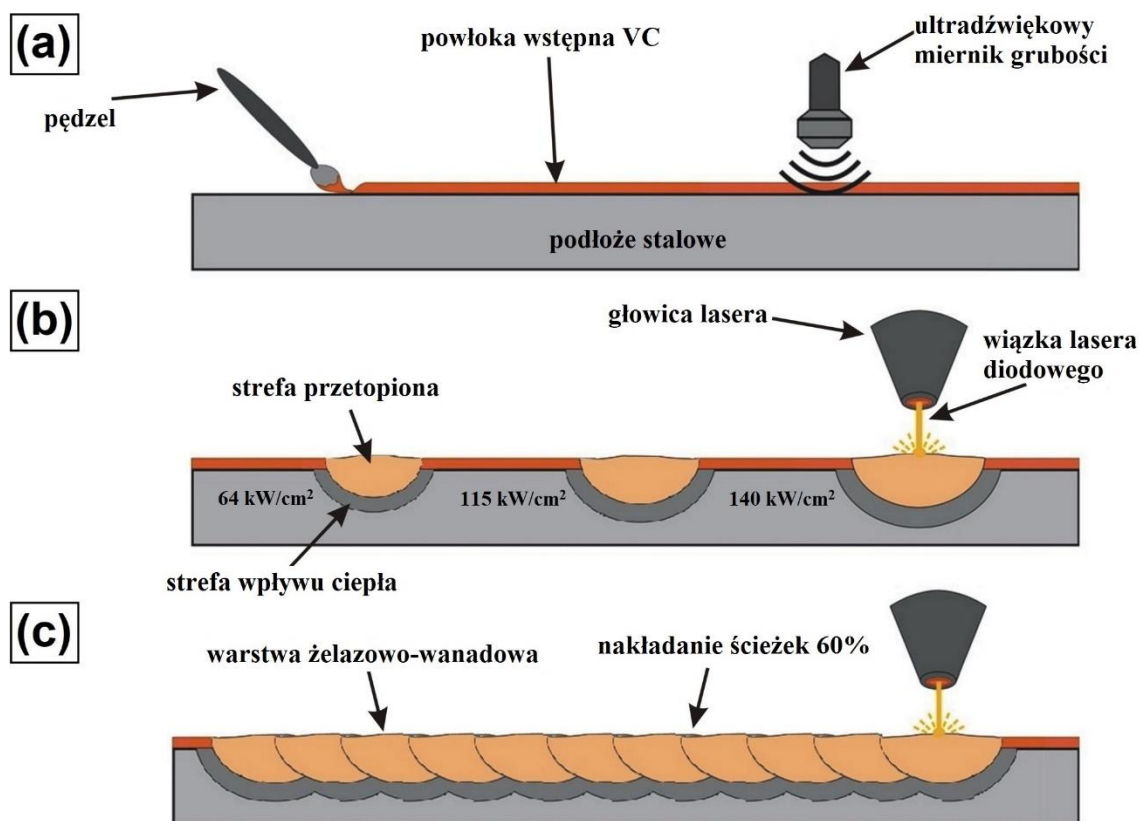


Rys. 39. Odporność na ścieranie warstw powierzchniowych Fe/TaC: a) wpływ grubości powłoki wstępnej na odporność na ścieranie warstw wytworzonych przy użyciu gęstości mocy wiązki lasera 64 kW/cm<sup>2</sup>, b) wpływ mocy wiązki lasera na odporność na zużycie warstw wykonanych przy użyciu powłoki wstępnej o grubości 90 µm – na podstawie [A10]

Dowiedziano, że największą odpornością na zużycie charakteryzowały się warstwy, które osiągały najwyższe wartości twardości. Analizowano także wpływ gęstości mocy wiązki laserowej na odporność na zużycie warstw wytworzonych przy stałej grubości powłoki wstępnej. Do badań wytypowano warstwy wytwarzane przy grubości powłoki wstępnej 90 µm. Stwierdzono, że im mniejsza gęstość mocy wiązki lasera, tym odporność na zużycie jest większa. Aby określić mechanizm zużycia warstw powierzchniowych, obserwowano stan powierzchni próbek po testach tarcia. Stwierdzono, że powstające aglomeraty kruszą się pod wpływem tarcia i odrywają od warstwy powierzchniowej dostając się pomiędzy parę trącą. Dlatego w przypadku warstw powierzchniowych wytwarzanych przy gęstości mocy wiązki lasera 64 kW/cm<sup>2</sup> można

było zidentyfikować mechanizm ścierania i mikrołuszczenia. Dodatkowo stwierdzono wysoką zawartość tlenu, co wskazuje na utlenianie powierzchni podczas testów odporności na zużycie przez tarcie. W przypadku warstw powierzchniowych Fe/TaC wytwarzanych przy gęstości mocy wiązki lasera  $102 \text{ kW/cm}^2$ , na powierzchni widoczne były efekty tarcia w postaci rowków. Pod obciążeniem przyłożonym podczas testów warstwa pękała i łuszczyła się, co prowadziło do powstawania kraterów. Natomiast w warstwach wytworzonych przy największej gęstości mocy wiązki laserowej głównym mechanizmem zużycia było ścieranie i adhezja połączona z utlenianiem. Nieregularne rozwarstwienia wskazują na zużycie adhezyjne, podczas gdy podłużne rowki wskazują na efekt mikroskrawania i bruzdowania. Podczas badań najbardziej równomierny ślad powierzchni zużycia zaobserwowano dla powłok kompozytowych Fe/TaC wytwarzanych przy najniższej gęstości mocy wiązki laserowej ( $64 \text{ kW/cm}^2$ ). Można zatem wnioskować, że podobnie jak w przypadku innych warstw kompozytowych, duże gęstości mocy wiązki lasera nie są korzystne. Zależność taka nie jest przypadkowa i występuje w wielu moich pracach badawczych związanych z warstwami kompozytowymi. Odnosi się więc ona do ogółu warstw wytwarzanych przez przetapianie powłoki wstępnej i stanowi jedno z moich osiągnięć naukowych. Wyniki badań opisane w pracy [A10] dowodzą o możliwości wytwarzania pełnowymiarowych warstw kompozytowych Fe/TaC i wskazują w jaki sposób dobierać parametry wytwarzania, aby uzyskiwać dobre właściwości mechaniczne.

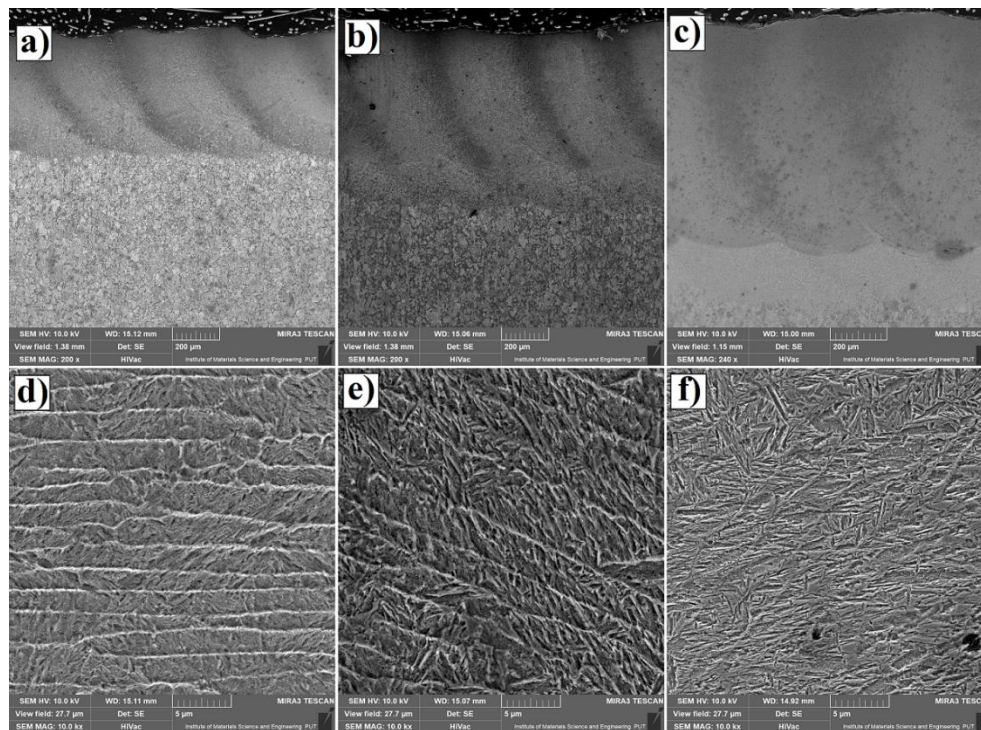
Pozytywne wyniki prac nad warstwami wzmocnianymi cząstkami WC,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , ZrC oraz TaC skłoniły mnie do dalszych badań w kierunku zastosowania innych cząstek wzmocniających. W pracy [A11] podjęto próbę wytworzenia warstw powierzchniowych wzmocnianych węglikiem wanadu. Warstwy te wytwarzano także na stali narzędziowej 145Cr6. Zastosowano metodę przetapiania powłoki wstępnej węgliku wanadu (VC) o grubości  $100 \mu\text{m}$  wiązką lasera diodowego o mocach: 500 W, 900 W i 1100 W i prędkości skanowania wiązką laserową 3 m/min. Wybrane moce wiązki lasera przy zastosowaniu średnicy wiązki 1 mm pozwalały na wygenerowanie gęstości mocy wiązki równej odpowiedni:  $64 \text{ kW/cm}^2$ ,  $115 \text{ kW/cm}^2$  oraz  $140 \text{ kW/cm}^2$ . Przeprowadzono zarówno badania na pojedynczych jak i na wielokrotnych ścieżkach laserowych (rys. 40). Na potrzeby tego opracowania zostały przeanalizowane jedynie ścieżki wielokrotne, jako pełnowymiarowe warstwy powierzchniowe. Warstwy te przedstawiono na rysunku 41. Można stwierdzić, że zastosowane parametry wytwarzania nie pozwoliły na wytworzenie warstw kompozytowych wzmocnianych cząstkami VC. Warstwy miały w większości przypadków charakter kompozytu *in situ*, w którym twarde fazy wydzielają się jako siatka. Jako przyczynę wskazano zbyt małą wielkość ziaren proszku VC, która nie przekraczała  $2 \mu\text{m}$ . Ziarna o takiej wielkości przetapiały się całkowicie, a węgliki wydzielają się *in situ* w czasie krzepnięcia warstwy powierzchniowej. Ze względu na inny charakter warstw uznano, że nie można nazywać ich warstwami Fe/VC. W badaniach rentgenowskich nie stwierdzono bowiem występowania czystej fazy VC. Występowały tam węgliki takie jak  $\text{VC}_{0.5}$  czy  $\text{VC}_{0.9}$ . Wytworzone warstwy nazwano warstwami żelazowo-wanadowymi.



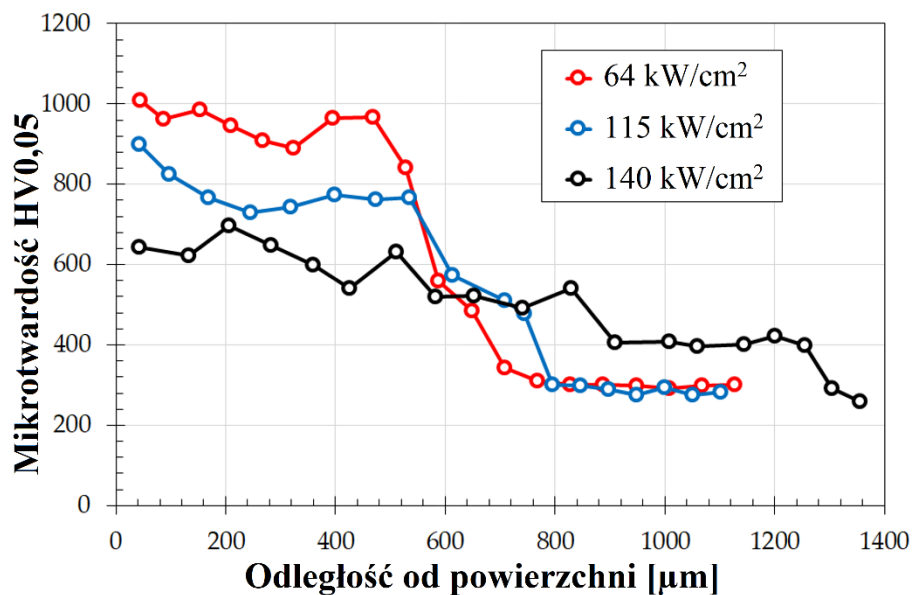
Rys. 40. Schemat wytwarzania warstw powierzchniowych wzmocnionych węglikiem wanadu: a) nakładanie powłoki wstępnej, b) wytwarzanie ścieżek pojedynczych, c) wytwarzanie ścieżek wielokrotnych – na podstawie [A11]

Struktura warstw była jednorodna w całej ich objętości i charakteryzowała się występowaniem jasnej siatki węglkowej (badania EDS wskazały zwiększoną koncentrację wanadu i węgla), która zmniejsza swój udział w miarę zwiększania gęstości mocy wiązki lasera. Zanik tej siatki obserwowano przy zastosowaniu największej gęstości mocy wiązki lasera  $140 \text{ kW/cm}^2$ , a w zamian niej można dostrzec strukturę iglastą. W miarę zwiększania gęstości mocy wiązki lasera zaobserwowano także znaczne zwiększenie grubości strefy przetopionej, przy jednak dość małym zwiększaniu grubości strefy wpływu ciepła. W pracy [A11] przeprowadzono również analizę wpływu parametrów wytwarzania na takie właściwości jak mikrotwardość i odporność na zużycie przez tarcie. W przypadku pojedynczych ścieżek laserowych uzyskana mikrotwardość była podobna bez względu na zastosowane wartości gęstości mocy wiązki lasera. Wytworzenie ścieżek wielokrotnych, a co za tym idzie większe mieszanie stopionego materiału spowodowało dość istotne zmiany w twardości. Na rysunku 42 widać, że warstwy wytwarzane przy gęstości mocy wiązki lasera  $64 \text{ kW/cm}^2$  charakteryzują się największą twardością (ok.  $1000 \text{ HV}_{0,05}$ ), natomiast zwiększenie gęstości mocy wiązki lasera powoduje zmniejszenie tych wartości aż do około  $600 \text{ HV}_{0,05}$  w przypadku gęstości mocy wiązki lasera  $140 \text{ kW/cm}^2$ . Analiza wykresów twardości prowadzi do wniosku, że w przypadku wytwarzanych powłok wzmocnionych VC użycie wiązki laserowej o małej gęstości mocy powoduje powstanie warstwy powierzchniowej o znacznie większej twardości, niż podłoże. Zastosowanie zbyt dużej gęstości mocy wiązki

laserowej powoduje jedynie niewielki wzrost twardości, co nie jest korzystne ani z punktu widzenia zastosowań, ani ze względów ekonomicznych.



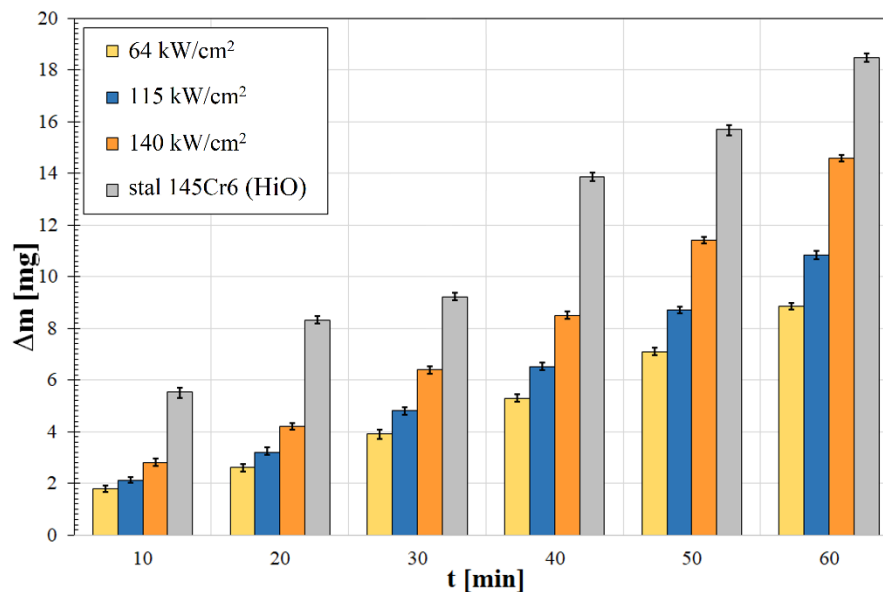
Rys. 41. Mikrostruktura warstw żelazowo-wanadowych wytwarzanych przy gęstości mocy wiązki lasera: a), d) 64 kW/cm<sup>2</sup>; b), e) 115 kW/cm<sup>2</sup>; c), f) 140 kW/cm<sup>2</sup> – na podstawie [A11]



Rys. 42. Mikrotwardość warstw żelazowo-wanadowych – na podstawie [A11]

Aby mieć szerszy pogląd na zależności między parametrami wytwarzania, a innymi właściwościami mechanicznymi, w pracy [A11] omówiono także wyniki testów odporności na zużycie przez tarcie. Aby nie budzić wątpliwości, czy warstwy powierzchniowe będą miały lepsze

czy gorsze właściwości eksploatacyjne niż podłoże, to porównano je właśnie z podłożem, czyli stalą narzędziową obrobioną cieplnie w taki sposób, w jaki wykonuje się obróbkę cieplną na gotowe narzędzia. Jak widać na wykresie przedstawionym na rysunku 43, każda z wytworzonych warstw powierzchniowych posiada lepszą odporność na zużycie niż podłoże stalowe.



Rys. 43. Odporność na zużycie przez tarcie warstw żelazowo-wanadowych oraz materiału podłoża po obróbce cieplnej – na podstawie [A11]

Stwierdzono jednak, że ubytek masy warstwy powierzchniowej wytworzonej wiązką lasera o gęstości mocy 140 kW/cm<sup>2</sup> gwałtownie wzrasta po około 30 min tarcia. Można zatem stwierdzić, że zwiększanie gęstości mocy wiązki laserowej do tej wartości nie jest korzystne. Jest to związane z dużym przetopieniem i tym samym znacznym udziałem podłoża w warstwie powierzchniowej. Biorąc pod uwagę wszystkie wytworzone warstwy, to mechanizmem zużycia były głównie mikroskrawanie i bruzdowanie, czego dowodzą zdjęcia SEM powierzchni zużycia, zamieszczone w omawianej pracy. Najlepsze wyniki odporności na zużycie uzyskano dla warstwy powierzchniowej wytwarzanej przy gęstości mocy wiązki lasera 64 kW/cm<sup>2</sup>.

Podsumowując pracę [A11] stwierdzono, że istnieje możliwość znacznej poprawy właściwości powierzchni stali narzędziowej przez zastosowanie warstwy powierzchniowej wytworzonej przez przetopienie powłoki wstępnej zawierającej cząstki węgliku wanadu o wielkości ok. 2 μm, jednak warstwa ta nie będzie miała charakteru kompozytu wzmacnianego cząstkami. Główną przyczyną jest zbyt mały rozmiar wprowadzanych cząstek wzmacniających. Stwierdzono jednak, że na właściwości warstwy, znaczący wpływ mają parametry wiązki lasera. Można przyjąć, że im mniejsza gęstość mocy wiązki lasera tym uzyskiwane właściwości są lepsze. Musi to być jednak gęstość mocy wiązki, która doprowadzi do przetopienia powłoki wstępnej i jej metalurgicznego powiązania z podłożem.



## 5.5. Podsumowanie i dalsze plany badawcze

Na podstawie przedstawionych prac [A1–A11] stwierdziłem, że jest możliwość wytwarzania kompozytowych warstw powierzchniowych wzmocnianych twardymi cząstkami różnego rodzaju węglików. Istnieje jednak kilka istotnych warunków doboru parametrów procesu. Są to zarówno parametry wiązki lasera takie jak szybkość skanowania, moc wiązki lasera, wielkość średnicy wiązki lasera (co za tym idzie gęstość mocy wiązki), rodzaj stosowanego lasera, ale także szereg innych czynników takich jak przede wszystkim zastosowana metoda wytwarzania. Prowadzone przeze mnie badania dotyczyły zarówno metody laser cladding, jak i metody stopowania powłoki wstępnej. Używając obydwu tych metod zaproponowałem wzmocnianie warstw powierzchniowych cząstkami węglików bez użycia dodatkowej osnowy, co jest nowością nieopisywaną przez innych badaczy. Do tej pory badacze zajmowali się dodawaniem cząstek wzmocniających do proszku osnowy. Zaprezentowane przeze mnie osiągnięcia naukowe w postaci publikacji w czasopiśmie z bazy JCR, są źródłem wiedzy na temat wpływu parametrów wytwarzania na możliwość wytwarzania i właściwości kompozytowych warstw powierzchniowych, a zależności jakie opisałem mogą być wykorzystywane do wytwarzania innych tego typu warstw. Udowodniłem, że pomimo wysokich wartości temperatury topnienia cząstek wzmocniających, nie zawsze jest możliwość ich wyodrębnienia jako faza wzmocniająca w warstwie kompozytowej. Wówczas całkowicie przetopione cząstki wzmocniające wydzielają się *in situ* w nowopowstałej warstwie powierzchniowej.

Podsumowując moim wkładem w dziedzinę inżynieria mechaniczna oraz moimi osiągnięciami naukowymi są:

- opracowanie metody wytwarzania kompozytowych warstw powierzchniowych zawierających węgliki wchodzące w skład cermetali tj. ZrC oraz TaC,
- określenie parametrów przetopienia laserem powłoki wstępnej w postaci pasty, które umożliwiają wytworzenie warstw powierzchniowych o charakterze kompozytu wzmocnianego cząstkami lub w formie kompozytu *in situ*,
- opracowanie warstw powierzchniowych wzmocnianych cząstkami węglików bez dodawania materiału osnowy - materiałem wiążącym węgliki staje się przetopiony materiał podłoża,
- określenie wpływu parametrów wiązki lasera dyskowego oraz diodowego na możliwości wytwarzania warstw kompozytowych wzmocnianych cząstkami oraz na ich podstawowe właściwości i mikrostrukturę,
- opracowanie niekomercyjnej osnowy W-Cr, która może znaleźć zastosowanie w wytwarzaniu kompozytowych warstw powierzchniowych wzmocnianych twardymi cząstkami.

Prezentowane dane są oryginalne w skali międzynarodowej, czego potwierdzeniem jest opublikowanie ich w renomowanych, recenzowanych czasopiśmie z listy JCR. Wyniki te były

również przedmiotem kilku wystąpień na konferencjach o zasięgu międzynarodowym i krajowym.

Prace badawcze, które przedstawiłem będą kontynuowane. Najbliższe badania będą dotyczyć warstw powierzchniowych wzmocnianych kolejnymi węglkami. Wraz z zespołem prof. Petera Jurči ze Słowackiego Uniwersytetu Technicznego w Bratysławie z Wydziału Inżynierii Materiałowej i Technologii z którym od wielu lat współpracuje, prowadzimy badania nad wytwarzaniem warstw Fe/Mo<sub>2</sub>C oraz Fe/NbC.

Moje plany badawcze nie ograniczają się do wytwarzania warstw powierzchniowych. W dobie nowoczesnych technologii druku 3D staram się rozwijać także w tym kierunku i współpracuję z dwoma zespołami zajmującymi się tą technologią. Wraz z jednym z tych zespołów (Politechnika Wrocławska) opublikowałem już pracę badawczą w renomowanym czasopiśmie z bazy JCR (Tribology International). Kolejne prace wykonuje we współudziale z laboratorium druku 3D w Uniwersytecie Technicznym w Ostrawie. W przyszłości pragnę połączyć technikę druku 3D z wytwarzaniem gradientowych warstw powierzchniowych o budowie kompozytowej.

## 5.6. Literatura

- [1] Dwivedi D.K. Surface Engineering. Enhancing Life of Tribological Components. Springer (India) Pvt. Ltd., part of Springer Nature 2018; ISBN 978-81-322-3777-8.
- [2] Burakowski T., Wierzchon T. Surface Engineering of Metals. Principles, Equipment, Technologies; CRC Press/Taylor & Francis Group: Boca Raton, FL, USA, 2020; ISBN 9780367400125.
- [3] Foley A.G., Chisholm C.J., McLees V.A. Wear of ceramic-protected agricultural subsoilers, Tribol. Int. 1988, 21, 97–103.
- [4] Napiórkowski J., Kołakowski K., Pergoń A. Ocena zużycia nowoczesnych materiałów konstrukcyjnych stosowanych na narzędzia obrabiające glebę, Inżynieria Rolnicza 2011, 130, 191–197.
- [5] Gharahbagh E.A., Qiu T., Rostami J. Evaluation of granular soil abrasivity for wear on cutting tools in excavation and tunneling equipment, J. Geotech. Geoenviron. 2013, 139, 1718–1726.
- [6] Müller M., Chotěborský R., Valášek P., Hloch S. Unusual possibility of wear resistance increase research in the sphere of soil cultivation, Tehnicki Vjesnik 2013, 20, 641–646.
- [7] Dizdar S., Maroli B. Abrasive wear resistance of thermal surfacing materials for soil tillage applications, Proceedings of the International Thermal Spray Conference 2013, 543–554.
- [8] Schaaf P. Laser Processing of Materials: Fundamentals, Applications and Developments; Springer: Berlin/Heidelberg, Germany; GmbH & Co. KG: Berlin, Germany, 2010; ISBN 9783642132810.
- [9] Steen W.M., Mazumder J. Laser Material Processing, 4th ed.; Springer: London, UK, 2010; eBook ISBN 978-1-84996-062-5.

- [10] Lawrence J. R., Waugh D. Laser surface engineering: Processes and applications. In Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering Book, 1st ed.; Kindle Edition; Elsevier: Amsterdam, The Netherlands, 2015; ISBN 978-1-78242-074-3.
- [11] Kruusing A. Handbook of Liquids-Assisted Laser Processing; Elsevier: Amsterdam, The Netherlands, 2008; ISBN 978-0-08-044498-7.
- [12] Dowden J., Schulz W. The Theory of Laser Materials Processing: Heat and Mass Transfer in Modern Technology, 2nd ed.; Springer Series in Materials Science; Springer: Berlin/Heidelberg, Germany, 2017; ISBN 978-3-319567105.
- [13] Fan L.I., Dong Y., Chen H., Dong L., Yin Y. Wear Properties of Plasma Transferred Arc Fe-based Coatings Reinforced by 453 Spherical WC Particles, *J. Wuhan Univ. Technol.-Mat. Sci. Edit.* 2019, 34, 433–439.
- [14] Afzal M., Ajma M., Nusair Khan A., Hussain A., Akhter R. Surface modification of air plasma spraying WC–12%Co cermet coating. *Opt. Laser Technol.* 2014, 56, 202–206.
- [15] Zhang Z., Chen Y., Zuo L., Zhang Y., Qi Y., Gao K. The effect of volume fraction of WC particles on wear behavior of in-situ WC/Fe composites by spark plasma sintering. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2017, 69, 196–208.
- [16] Cavaliere P. Laser Cladding of Metals; Springer: Cham, Switzerland, 2021; ISBN 978-3-030-53195-9.
- [17] Toyserkani E., Khajepour A., Corbin S. Laser Cladding, 1st ed.; Taylor & Francis Group: London, UK, 2005; eBook ISBN 9780429121890.
- [18] Smurov I. Laser cladding and laser assisted direct manufacturing. *Surf. Coat. Technol.* 2008, 202, 4496–4502.
- [19] Bartkowska A., Pertek A. Laser production of B-Ni complex layers, *Surf. Coat. Technol.* 2014, 248, 23–29.
- [20] Bartkowski D., Młynarczak A., Gościański M. The effect of diffusion boriding on durability of the agricultural tools used in the soil. *Archives of Mechanical Technology and Automation*, 2012, 32, 7-14.
- [21] St-Georges L. Development and characterization of composite Ni–Cr + WC laser cladding, *Wear* 2007, 263, 562–566.
- [22] Guo C., Zhou J., Chen J., Zhao J., Yu Y., Zhou H. High temperature wear resistance of laser cladding NiCrBSi and NiCrBSi/WC-Ni composite coatings, *Wear* 2011, 270, 492–498.
- [23] Baidridge T., Poling G., Foroozmehr E., Kadekar V., Gupta M.C. Laser cladding of Inconel 690 on Inconel 600 superalloy for corrosion protection in nuclear applications, *Opt. Lasers Eng.* 2013, 51, 180–184.
- [24] Huebner J., Rutkowski P., Kata D., Kusiński J. Microstructural and mechanical study of Inconel 625 – tungsten carbide composite coatings obtained by powder laser cladding. *Arch Metall Mater* 2017, 62, 531–538.
- [25] Jendrzewski R., Navas C., Conde A., de Damborenea J.J., Śliwiński G. Properties of laser-cladded stellite coatings prepared on preheated chromium steel, *Mater. Des.* 2008, 29, 187–192.
- [26] Gholipour A., Shamanian M., Ashrafizadeh F. Microstructure and wear behavior of stellite 6 cladding on 17-4 PH stainless steel, *J. Alloys Compd.* 2011, 509, 4905–4909.
- [27] Farnia A., Malek Ghaini F., Rao J.C., Ocelík V., de Hosson J.T.M. Effect of Ta on the microstructure and hardness of Stellite 6 coating deposited by low power pulse laser treatments, *Surf. Coat. Technol.* 2012, 213, 278–284.

- [28] Hutasoit N., Yan W., Cottam R., Brandt M., Blicblau A. Evaluation of microstructure and mechanical properties at the interface region of laser-clad stellite 6 on steel using nanoindentation, *Metallogr. Microstruct. Anal.* 2013, 2, 328–336.
- [29] Kasmoko A., Dunne D., Li H.J. Wear behaviour of stellite 6 coatings produced on an austenitic stainless steel substrate by laser cladding using two different heat inputs, *Appl. Mech. Mater.* 2014, 619, 13–17.
- [30] Bartkowski D., Młynarczyk A., Piasecki A., Dudziak B., Gościański M., Bartkowska A. Microstructure, microhardness and corrosion resistance of Stellite-6 coatings reinforced with WC particles using laser cladding. *Opt Laser Technol* 2015, 68, 191–201.
- [31] Bartkowski D., Kinal G. Microstructure and wear resistance of Stellite-6/WC MMC coatings produced by laser cladding using Yb:YAG disk laser. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2016, 58, 157–164.
- [32] Bartkowski D., Bartkowska A. Wear resistance in the soil of Stellite-6/WC coatings produced using laser cladding method. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2017, 64, 20–26.
- [33] Kwok C.T., Cheng F.T., Man H.C. Laser-fabricated Fe-Ni-Co-Cr-B austenitic alloy on steels. Part I: Microstructures and cavitation erosion behaviour. *Surf. Coat. Technol.* 2001, 145, 198–205.
- [34] Riabkina-Fishman M., Rabkin E., Galun R., Maiwald T., Mordike B.L. Structure and composition of laser produced WC alloyed layers on M2 high-speed steel, *J. Mater. Sci.* 2001, 20, 1917–1920.

## 6. Informacje o wykazaniu się istotną aktywnością naukową w więcej niż jednej uczelni lub instytucji naukowej w szczególności zagranicznej

Na przestrzeni całej kariery naukowej współpracowałem naukowo łącznie z ośmioma zewnętrznymi jednostkami naukowymi krajowymi i zagranicznymi, co potwierdzają zarówno odbyte staże, wizyty oraz przede wszystkim publikacje naukowe z pracownikami tych jednostek. Spośród wielu wizyt i staży naukowych należy podkreślić, te, które najbardziej przyczyniły się do mojego rozwoju naukowego:

- **3-miesięczny staż naukowy** w Slovak University of Technology in Bratislava, Faculty of Materials Science and Technology of the Slovak Technical University in Trnava (Słowacja) realizowany w 2022 roku.
- **6-miesięczny staż naukowo-przemysłowy** w Przemysłowym Instytucie Maszyn Rolniczych w Poznaniu – Sieć Badawcza Łukasiewicz (obecnie: Poznański Instytut Technologiczny) realizowany na przełomie roku 2021 i 2022.
- **1-miesięczny staż naukowy** w Slovak University of Technology in Bratislava, Faculty of Materials Science and Technology of the Slovak Technical University in Trnava (Słowacja) realizowany w 2019 roku.

Z racji pełnienia funkcji koordynatora wydziałowego programu Erasmus Plus współpracowałem również z wieloma europejskimi uczelniami w zakresie działalności dydaktycznej oraz popularyzacji nauki, uczelni oraz wydziału.

### 6.1. Współpraca z zagranicznymi jednostkami naukowymi

- **Slovak University of Technology in Bratislava, Faculty of Materials Science and Technology with seat in Trnava (Słowacja)**

Współpracę z profesorem Peterem Jurči z Trnawy rozpocząłem w roku 2017 z racji prowadzenia działalności naukowej w zespole badawczym zajmującym się modyfikacją laserową stali narzędziowych Vandis-6. Efektem pracy zespołu były dwie publikacje które ukazały się w latach 2017 oraz 2018. Ze względu na wspólne zainteresowania naukowe oraz chęć zwiększenie umiędzynarodowienia moich badań, w 2019 roku odbyłem miesięczną mobilność w ramach programu Erasmus Plus u profesora Petera Jurči, która pozwoliła na rozpoczęcie mojej aktywności naukowej za granicą. W ramach tej mobilności (1-miesięcznego staż) prowadziłem między innymi badania dostarczonych przeze mnie próbek stalowych z wytworzonymi laserowo warstwami powierzchniowymi wzmocnianymi cząstkami węgla wolframu. Kontynuacja mojej współpracy dotyczyła zarówno badań związanych z wytwarzaniem powłok węglowych jak i procesów technologicznych

związanych z obróbką podzerową stali zawierających węgliki (głównie Vanadis). Moją współpracę z profesorem rozwijałem podczas kolejnych regularnych mobilności Erasmus, a wspólne zainteresowania naukowe skłoniły mnie do złożenia wniosku do Słowackiej Akademickiej Agencji Informacyjnej (SAIA - Slovenská Akademická Informačná Agentúra) o przyznanie stypendium w ramach Krajowego Programu Stypendialnego Republiki Słowackiej. Stypendium to otrzymałem w roku 2022. W związku z tym w okresie od 1 czerwca do 31 sierpnia 2022 roku **odbyłem 3-miesięczny staż naukowy w Słowackim Uniwersytecie Technicznym w Bratysławie na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Technologii w Trnawie.** W ramach w/w stypendium wykonywałem zarówno badania z zakresu kompozytowych warstw powierzchniowych wzmacnianych cząstkami węglików, jak i badania z zakresu podzerowej obróbki stali Sverker. **W czasie realizacji stażu byłem wykonawcą w projekcie „Determination of optimal cryogenic treatment regime for tool steels” (Program VEGA 1/0112/20) kierowanym przez profesora Petera Jurči.** Projekt był związany z metodami obróbki termicznej stali Sverker. W ramach współpracy naukowej z prof. Peterem Jurči oraz jego zespołem **opublikowałem 10 artykułów naukowych w tym 7 w czasopismach z listy JCR** (*Optics & Laser Technology, Coatings, Archives of Metallurgy and Materials, Materials, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*). Wspólne prace badawcze były także przedstawiane na konferencjach naukowych w Czechach (Brno) oraz w Polsce (Brenna). Staram się prowadzić działalność naukową w Słowackim Uniwersytecie Technicznym w miarę możliwości przez osobistą obecność w Trnawie, regularnie biorąc udział w różnego rodzaju wymianach akademickich. W czasie kiedy taka mobilność nie jest możliwa, kontakt z uczelnią utrzymuję w formie zdalnej. Moje plany współpracy obejmują również złożenie kolejnego wniosku o staż naukowy. Aktualnie w przygotowaniu są wspólne publikacje naukowe dotyczące metod laserowego wytwarzania kompozytowych warstw powierzchniowych wzmacnianych cząstkami Mo<sub>2</sub>C oraz NbC, a także publikacje finalizujące projekt związany ze stalą Sverker.

- **Technical University of Kosice, Faculty of Manufacturing Technologies with a seat in Presov (Słowacja)**

Współpraca rozpoczęła się w 2015 roku, w czasie kiedy byłem uczestnikiem studiów doktoranckich Politechniki Poznańskiej. W Preszowie odbywałem staż naukowy, który był częścią uzyskanego przeze mnie zadania badawczego w ramach projektu: „*Inżynier przyszłości. Wzmocnienie potencjału dydaktycznego Politechniki Poznańskiej*” realizowanego w ramach Programu Operacyjnego Kapitał Ludzki. Tematyka stażu dotyczyła głównie metod montażu. Współpraca rozwinęła

i zaowocowała 2 publikacjami naukowymi z zakresu wytwarzania warstw powierzchniowych na stali oraz wywijania kołnierzy otworów.

- **VŠB Technical University of Ostrava, Department of Working and Assembly (Czechy)**

Współpraca rozpoczęła się w 2016 roku w ramach prac związanych z przygotowaniem artykułu naukowego dotyczącego wywijania kołnierzy otworów blach grubych. Aktualnie wznowiłem współpracę z tą jednostką badawczą i wraz z panią prof. Janą Petru prowadzimy badania dotyczące druku 3D. Analizujemy zarówno parametry wytwarzania jak i właściwości próbek z różnych stopów metali wytwarzanych w technologii druku 3D. Moja współpraca jest ściśle związana z laboratorium Proto-Lab działającym w obrębie uczelni i zajmującym się technologiami przyrostowymi. Aktualnie wspólnie z zespołem z Ostrawy przygotowuję publikację naukową, która będzie prezentować porównanie materiałów uzyskiwanych przy różnych parametrach drukowania 3D. Próbki będą także porównywane z klasycznymi odpowiednikami materiałów z jakich zostały wydrukowane.

- **Inne zagraniczne jednostki naukowe, z którymi współpraca zaowocowała opublikowaniem artykułów naukowych:**

- Czech Technical University in Prague, Department of Materials Engineering (Czechy) – 1 artykuł naukowy
- Czech Technical University in Prague, Faculty of Mechanical Engineering (Czechy) – 1 artykuł naukowy

## 6.2. Współpraca z krajowymi jednostkami naukowymi

- **Przemysłowy Instytut Maszyn Rolniczych w Poznaniu – Sieć Badawcza Łukasiewicz (obecnie: Poznański Instytut Technologiczny)**

Moją współpracę z Przemysłowym Instytutem Maszyn Rolniczych rozpocząłem w roku 2011 w trakcie przygotowywania mojej pracy magisterskiej na Politechnice Poznańskiej. Tematyką pracy była trwałość narzędzi rolniczych pracujących w glebie. W ramach pracy wykonywałem procesy borowania dyfuzyjnego na narzędziach rolniczych przy zastosowaniu różnych parametrów wytwarzania. Narzędzia z wytworzonymi warstwami dyfuzyjnymi były następnie przekazane na badania

eksploatacyjne (badania polowe) w rzeczywistych warunkach tarcia w glebie. Jednocześnie wykonywałem badania laboratoryjne. Wyniki prac badawczych zostały opublikowane w czasopiśmie Archives of Mechanical Technology and Automation, a mój artykuł ukazał się w roku 2012. Dalsza współpraca z Instytutem dotyczyła realizacji części badań do mojej pracy doktorskiej. Korzystając z urządzenia laserowego, umożliwiającego napawanie proszkowe, wytwarzałem kompozytowe warstwy powierzchniowe Stellite-6/WC. Warstwy te wytwarzano zarówno na próbkach jak i na narzędziach rolniczych. Współpraca z instytutem pozwoliła mi na prowadzenie badań eksploatacyjnych w gospodarstwach rolnych, gdzie narzędzia z opracowanymi przeze mnie warstwami mogły być poddawane testom zużycia w glebie w warunkach rzeczywistych. Współpraca z Przemysłowym Instytutem Maszyn Rolniczych cały czas jest kontynuowana. Od początku jej trwania opublikowałem wraz z pracownikami Instytutu 9 publikacji naukowych z czego 1 artykuł ukazał się w czasopiśmie z listy JCR i uzyskał bardzo dużo cytowań tj. 159/180 odpowiednio w bazach Scopus/Google Scholar. Pozostałe artykuły były publikowane w czasopiśmie polskich. W okresie od października 2021 do kwietnia 2022 **odbyłem 6-miesięczny staż naukowo-przemysłowy w Przemysłowym Instytucie Maszyn Rolniczych – Sieć Badawcza Łukasiewicz, a obecnie Poznańskim Instytucie Technologicznym**, pod czas którego realizowałem badania statutowe Instytutu.

- **Politechnika Wrocławska, Wydział Mechaniczny, Katedra Technologii Laserowych, Automatykacji i Organizacji Produkcji**

Moją współpracę z Politechniką Wrocławską rozpocząłem w roku 2022 pracami nad badaniem właściwości materiałów metalowych wytwarzanych w technologiach addytywnych – druk 3D. Wspólnie z zespołem badawczym z Politechniki Poznańskiej i Politechniki Wrocławskiej opublikowaliśmy artykuł naukowy dotyczący porównania właściwości tribologicznych stopu Inconel 718 wytwarzanego metodami przyrostowymi oraz uzyskiwanego w sposób klasyczny. Artykuł ukazał się w renomowanym czasopiśmie Tribology International. Niedawno ukończyliśmy kolejny artykuł, który aktualnie jest w recenzji jednym z renomowanych czasopism.

- **Inne krajowe jednostki naukowe, z którymi współpraca zaowocowała opublikowaniem artykułów naukowych:**
  - Instytut Metalurgii Żelaza w Gliwicach – Sieć Badawcza Łukasiewicz (Górnośląski Instytut Technologiczny) – 2 artykuły naukowe
  - Uniwersytet Warmińsko-Mazurski w Olsztynie, Wydział Nauk Technicznych – 1 artykuł naukowy



## 7. Informacje o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz działaniach popularyzujących naukę

### 7.1. Działalność dydaktyczna

#### Prowadzenie zajęć dydaktycznych na Politechnice Poznańskiej

Jestem pracownikiem naukowo-dydaktycznym, w związku z tym poza działalnością naukową zajmuję się także działalnością dydaktyczną. Prowadzę zajęcia na Wydziale Inżynierii Mechanicznej oraz na Wydziale Inżynierii Zarządzania Politechniki Poznańskiej głównie z zakresu technologii obróbki plastycznej metali. W tabeli wyszczególniono prowadzone przeze mnie zajęcia dydaktyczne w okresie od początku zatrudnienia (01.10.2014) do chwili obecnej z podziałem na zajęcia prowadzone przed uzyskaniem stopnia doktora i po uzyskaniu stopnia doktora wraz ze wskazaniem formy zajęć dydaktycznych. Tabela nie uwzględnia zajęć prowadzonych w okresie odbywania przeze mnie studiów doktoranckich. Objasnienia skrótów znajdują się pod tabelą.

Nazwa przedmiotu	Forma zajęć	Kierunek studiów	Stopień studiów	Rodzaj studiów
Zajęcia dydaktyczne, które prowadziłem <b>po uzyskaniu stopnia doktora</b> Sumaryczna liczba wypracowanych godzin dydaktycznych: <b>2 973</b>				
Obróbka plastyczna	W, L	ZiIP, MiBM, MCH, IM, ETI, IBM	I	S
Technologia wytwarzania	W, L	LOG	I	S, N
Maszyny technologiczne	W, L	LOG	I	S, N
Obróbka plastyczna i ubytkowa	W, L	ETI	I	S
Plastic working of metal <b>(ENG)</b>	W, L	Erasmus+	I	S
Machine Technology and Design of Production Processes <b>(ENG)</b>	W	EM	I	S
Technologia maszyn	W, L	LOG	I	N
Kierunki rozwoju technologii bezubytkowych	L	MiBM	II	N
Technologie materiałowe	W	ZiIP	II	N
Projektowanie wyrobów kształtowanych obróbką plastyczną	W, P	MiBM	I	S, N
Zajęcia dydaktyczne, które prowadziłem <b>przed uzyskaniem stopnia doktora</b> Sumaryczna liczba wypracowanych godzin dydaktycznych: <b>345</b>				
Obróbka plastyczna	L	ZiIP, IM, IBM, MiBM, MCH	I	S
Maszyny technologiczne	L	LOG	I	S

**Legenda:**

L – laboratorium, W – wykład, P – projekt, N – studia niestacjonarne, S – studia stacjonarne, (ENG) – przedmiot prowadzony w języku angielskim, ZIIP – Zarządzanie i Inżynieria Produkcji, IM – Inżynieria Materiałowa, IBM – Inżynieria Biomedyczna, MiBM – Mechanika i Budowa Maszyn, MCH – Mechatronika, LOG – Logistyka, ETI – Edukacja Techniczno-Informatyczna, EM - Engineering Management, Erasmus+ – zajęcia dla studentów Erasmus Plus incoming

**Działalność dydaktyczna w jednostkach zagranicznych prowadzona w języku angielskim**

Prowadziłem zajęcia dydaktyczne w jednostkach zagranicznych w ramach dwóch programów wymiany akademickiej: CEEPUS (Central European Exchange Program for University Studies) oraz Erasmus Plus Staff Mobility of Teaching. Zajęcia lub seminaria dotyczyły zarówno zagadnień związanych z prowadzonymi przeze mnie badaniami naukowymi czyli wytwarzaniem kompozytowych warstw powierzchniowych na stalach, ale także z obróbką plastyczną metali i kierunkami rozwoju tej technologii, co jest związane z prowadzoną przeze mnie działalnością dydaktyczną na Politechnice Poznańskiej. Spis mobilności dydaktycznych zamieszczono w poniższej tabeli:

Termin	Uczelnia	Wydział	Kraj	Program
08.05.2023 18.05.2023	Slovak University of Technology in Bratislava	Faculty of Materials Science and Technology STU in Trnawa	Słowacja	CEEPUS
01.03.2023 24.03.2023	Technical University of Ostrava	Faculty of Mechanical Engineering	Czechy	CEEPUS
03.10.2022 14.10.2022	Slovak University of Technology in Bratislava	Faculty of Mechanical Engineering	Słowacja	CEEPUS
16.05.2022 25.05.2022	Technical University of Cluj-Napoca	Machine Building Faculty – Department of Manufacturing Engineering	Rumunia	CEEPUS
20.09.2021 30.09.2021	Technical University of Cluj-Napoca	Machine Building Faculty – Department of Manufacturing Engineering	Rumunia	CEEPUS
19.02.2020 29.02.2020	Technical University of Cluj-Napoca	Machine Building Faculty – Department of Manufacturing Engineering	Rumunia	CEEPUS
09.12.2019 13.12.2019	Slovak University of Technology in Bratislava	Faculty of Mechanical Engineering	Słowacja	CEEPUS
02.10.2019 06.10.2019	Technical University of Cluj-Napoca	Machine Building Faculty – Department of Manufacturing Engineering	Rumunia	Erasmus+
20.03.2019 26.03.2019	University of Žilina	Department of Machining and Automation	Słowacja	CEEPUS

07.01.2019 28.01.2019	University of Osijek	Mechanical Engineering Faculty in Slavonski Brod	Chorwacja	CEEPUS
09.12.2018 15.12.2018	Technical University of Kosice	Faculty of Manufacturing Technologies with a seat in Prešov	Słowacja	Erasmus+
05.06.2018 10.06.2018	University of Novi Sad	Faculty of Technical Sciences	Serbia	CEEPUS
04.01.2018 31.01.2018	Technical University of Ostrava	Faculty of Mechanical Engineering	Czechy	CEEPUS
02.10.2017 07.10.2017	Slovak University of Technology in Bratislava	Faculty of Materials Science and Technology STU in Trnawa	Słowacja	CEEPUS
05.02.2017 11.02.2017	Technical University in Košice	Faculty of Manufacturing Technologies in Presov	Słowacja	Erasmus+
02.05.2016 23.05.2016	University of Miskolc	Faculty of Mechanical Engineering	Węgry	CEEPUS
07.12.2016 22.12.2016	Technical University of Cluj- Napoca	Machine Building Faculty – Department of Manufacturing Engineering	Rumunia	CEEPUS
29.11.2015 05.12.2015	College of Nyíregyháza	Institute of Engineering, Nyíregyháza	Węgry	Erasmus+

### Promotorstwo prac dyplomowych inżynierskich

Od momentu uzyskania stopnia doktora **byłem promotorem 20 prac dyplomowych inżynierskich** o tematyce zarówno związanej z wytwarzaniem warstw powierzchniowych jak i dotyczących technologii obróbki plastycznej metali. Wykaz prac dyplomowych znajduje się zarówno w Systemie Informacji Naukowej Politechniki Poznańskiej (<https://sin.put.poznan.pl/people/details/dariusz.bartkowski#theses-for-promoter>), jak i w poniższej tabeli:

Lp.	Imię i nazwisko Dyplomanta	Temat pracy dyplomowej	Rok
1.	Michał BŁASZCZYK	Kompozytowe powłoki Fe/Mo <sub>2</sub> C wytwarzane na stalach narzędziowych przy użyciu obróbki laserowej	2023
2.	Piotr SZARAN	Analiza procesu wytwarzania na przykładzie części bocznej skrzyni z blachy stalowej	2022
3.	Tomasz ŁUKASIEWICZ	Technologia wytwarzania oraz budowa oprzyrządowania do cięcia i gięcia drutu stalowego na przykładzie skobla do zamka stalowego	2022

4.	Hubert RUTKOWSKI	Technologia wytwarzania oraz budowa oprzyrządowania do wykrawania i tłoczenia na przykładzie części mocującej uchwyt skrzyni stalowej	2022
5.	Aleksandra SZULCZEWSKA	Obróbka laserowa powłoki wstępnej VC nałożonej w postaci pasty na stalowe podłoże	2022
6.	Patryk MROCZKOWSKI	Analiza procesu wytwarzania wyposażenia kasety stalowej do transportu elektronarzędzi na przykładzie wybranego przedsiębiorstwa	2021
7.	Adam FILIPIAK	Wpływ parametrów cięcia laserowego na proces tłoczenia wyrobu o kształcie cylindrycznym	2020
8.	Szymon WILMAŃSKI	Właściwości połączeń przetłoczonych blach stalowych, miedzianych i aluminiowych	2020
9.	Marcin GMITRZAK	Proces technologiczny wykrawania i tłoczenia uchwytu stalowego	2019
10.	Agnieszka RYBICKA	Analiza procesu wytwarzania korpusu głowicy zaczepowej do przyczepy samochodowej na przykładzie wybranego przedsiębiorstwa	2019
11.	Kamil PRZYBYSZ	Właściwości narzędzi do obróbki plastycznej metali laserowo modyfikowanych węglnikami wolframu	2018
12.	Tomasz IKERT	Analiza wybranych właściwości blachy stalowej uzyskanych podczas procesu gięcia na prasie krawędziowej	2018
13.	Mikołaj WIETRZYKOWSKI	Opracowanie metody badań odporności na zużycie przez tarcie warstw powierzchniowych wytwarzanych na narzędzia eksploatowanych na prasach mimośrodowych	2018
14.	Przemysław PACHOLSKI	Warstwy powierzchniowe na narzędzia do obróbki plastycznej wytwarzane technologią laserową	2018
15.	Marta DZIURLA	Zarządzanie procesem wytwarzania narzędzia rolniczego ze zmodyfikowaną warstwą powierzchniową	2018
16.	Sylwia PIĘTEK	Zarządzanie procesem wytwarzania wyrobu w postaci stalowego zamknięcia do skrzyni	2018
17.	Jan ŚWITAŁA	Właściwości laserowo wytwarzanych warstw powierzchniowych i możliwości ich zastosowania na narzędzia do obróbki plastycznej	2017
18.	Kamila STOCHAJ	Zastosowanie technologii FlowDrill do wywijania obrzeży otworów w materiałach z powłoką napawaną laserowo	2017
19.	Adam ŚNIEGOCKI	Projekt konstrukcji systemu podnoszenia i wywracania pojemnika na odpady w powozie konnym Equivert	2016
20.	Patrycja BIENIASZEWSKA	Analiza procesu produkcyjnego na przykładzie wybranego przedsiębiorstwa	2016

**Promotorstwo prac dyplomowych magisterskich**

Od momentu uzyskania stopnia doktora **byłem promotorem 10 prac dyplomowych magisterskich** o tematyce zarówno związanej z wytwarzaniem warstw powierzchniowych jak i dotyczących technologii obróbki plastycznej metali. Wykaz prac dyplomowych znajduje się zarówno w Systemie Informacji Naukowej Politechniki Poznańskiej (<https://sin.put.poznan.pl/people/details/dariusz.bartkowski#theses-for-promoter>), jak i w poniższej tabeli

Lp.	Imię i nazwisko Studenta	Temat pracy dyplomowej	Rok
1.	Tomasz ŁUKASIEWICZ	Zastosowanie metody "zero defect line" w przedsiębiorstwie zajmującą się obróbką stali	2023
2.	Gracjan FYNYK	Analiza procesu wytwarzania organizera stalowego na przykładzie wybranego przedsiębiorstwa	2023
3.	Marcin GMITRZAK	Badania jakości oraz analiza procesu wytwarzania wyrobu w postaci stalowej skrzyni transportowej	2023
4.	Mateusz JURECKI	Analiza procesu wytwarzania skrzynki stalowej do transportu elektronarzędzi na przykładzie wybranego przedsiębiorstwa	2021
5.	Agnieszka RYBICKA	Analiza procesu produkcji zamka apteczki na przykładzie wybranego przedsiębiorstwa	2020
6.	Zofia PRZYGÓRZEWSKA	Zarządzanie produkcją wyrobu ze stali głębokotłocznej na przykładzie wybranego przedsiębiorstwa	2019
7.	Sylwia PIĘTEK	Zarządzanie produkcją uchwytu ze stali głębokotłocznej na przykładzie wybranego przedsiębiorstwa produkcyjnego	2019
8.	Marta BINIEK	Wpływ parametrów wiązki lasera na wyroby kształtowane obróbką plastyczną	2019
9.	Błażej FRĄTCZAK	Analiza organizacji produkcji w procesie wykrawania i gięcia komponentów do szaf elektrycznych na przykładzie wybranego przedsiębiorstwa	2019
10.	Błażej TUTA	Wytwarzanie materiałów narzędziowych do obróbki plastycznej z zastosowaniem techniki laserowej	2017

**Recenzje prac dyplomowych**

Wykonałem w sumie 26 recenzji prac dyplomowych. Wykaz recenzji prac dyplomowych znajduje się zarówno w Systemie Informacji Naukowej Politechniki Poznańskiej (<https://sin.put.poznan.pl/people/details/dariusz.bartkowski#theses-for-reviewer>) jak i w tabeli poniżej:

Lp.	Imię i nazwisko Studenta	Temat pracy dyplomowej	Rok obrony
1.	Seweryn TYMEK	Doskonalenie informatycznego systemu zarządzania wybranymi zasobami w strefie produkcji przedsiębiorstwa branży automotive	2022
2.	Marcin KOWALCZYK	Analiza procesu produkcji innowacyjnej soczewki reflektora dla branży automotive	2021
3.	Anna KULIŃSKA	Analiza procesów logistycznych w wybranym przedsiębiorstwie kolejowym	2020
4.	Ewa SZLACHTA	Opracowanie konstrukcji kabiny wybranego ciągnika firmy Kubota	2020
5.	Marcin BILSKI	Ocena dynamiki frezowania precyzyjnego elementów cienkościennych	2019
6.	Aleksander HAMROL	Analiza systemów produkcyjnych do mikrofrezowania w aspekcie dynamiki procesu i zużycia ostrzy	2019
7.	Jakub BRZOZOWSKI	Łączenie przetłoczone blach na wybranym przykładzie	2019
8.	Jakub ORCZYKOWSKI	Monitorowanie stanu technicznego pieca szklarskiego	2019
9.	Marcin ZBIERSKI	Projekt giętarki do gięcia drutu	2019
10.	Mateusz SZCZEPANIAK	Projekt giętarki do gięcia rur	2019
11.	Krzysztof BRUDZIKOWSKI	Technologia zgrzewania tłoczonych elementów stalowych o różnym składzie chemicznym	2019
12.	Dawid BRODA	Analiza jakości procesu wytwarzania wyrobów kształtowanych obróbką plastyczną na wybranym przykładzie	2018
13.	Monika SAWICKA	Zastosowanie narzędzi kontroli jakości wybranych elementów wytwarzanych w procesie wycinania laserowego	2018
14.	Malwina FILODA	Analiza procesu technologicznego gięcia wyrobów na wybranym przykładzie	2018
15.	Andrzej JAGÓDKA	Konstrukcja oprzyrządowania do procesu wyciskania wyrobów z stopów aluminium	2018
16.	Ewa STANISZEWSKA	Projekt drukarki 3D	2018

17.	Robert RAKOWSKI	Projekt giętarki do gięcia złożonych kształtów z drutu	2018
18.	Mateusz WYPYCH	Projekt siłownika elektrycznego i sterownika do otwierania bramy dwuskrzydłowej	2018
19.	Łukasz MICHALCZYK	Analiza czasu przezbrajania maszyn na wybranym przykładzie	2018
20.	Tomasz WACHOWIAK	Proces technologiczny kształtowania dźwięcznika instrumentu dętego	2017
21.	Rafał LIPSKI	Analiza procesu produkcji dystrybutora talerzy	2017
22.	Marcin BOROWIAK	Techniczno-organizacyjne przygotowanie produkcji konstrukcji stalowej	2017
23.	Kamil ZABŁOCKI	Techniczno-organizacyjne przygotowanie procesu produkcji maskownicy technologią obróbki plastycznej	2017
24.	Marcin JUJKA	Proces stopowania powierzchni narzędzi do obróbki plastycznej	2016
25.	Paweł DYBALSKI	Projekt konstrukcji hydraulicznej łuparki do drewna z napędem WOM	2016
26.	Anna FURMANEK-CZEKAJŁO	Analiza zużycia matryc stosowanych w procesach kształtowania	2015

## 7.2. Działalność organizacyjna

### Działalność organizacyjna prowadzona na Politechnice Poznańskiej po uzyskaniu stopnia doktora

- Jestem **koordynatorem programu Erasmus Plus** na Wydziale Inżynierii Mechanicznej. Pełnię tę funkcję nieprzerwanie od roku 2016. Zajmuję się zarówno rekrutacją studentów przyjeżdżających jak i wyjeżdżających jak i opieką nad studentami biorącymi udział w programie. Zajmuje się także monitoringiem programu Erasmus Plus na wydziale. Przygotowuje raporty dotyczące działalności programu, a także zajmuje się promocją programu wśród studentów wydziału, a także wśród studentów uczelni zagranicznych. Do moich obowiązków należy także prowadzenie dokumentacji Erasmus oraz obsługa systemu Online Learning Agreement (OLA). W ramach obowiązków związanych z pełnieniem funkcji koordynatora, jestem zobowiązany do kontrolowania różnic programowych podczas mobilności studentów wydziału. Organizuję także spotkania ze studentami przyjeżdżającymi w celu określenia im

warunków pobytu. Zajmuję się także organizacją ich zajęć dydaktycznych w czasie trwania semestru.

- Wielokrotnie byłem **członkiem komisji rekrutacyjnych i kwalifikacyjnych** na studia II stopnia. W komisjach tych biorę udział regularnie od roku 2016 do chwili obecnej. Zajmuję się rekrutacją zarówno studentów stacjonarnych jak i niestacjonarnych. Przykładowe powołania załączam na nośniku danych.
- Wielokrotnie byłem **członkiem zespołu przygotowującego raport samooceny na cele wizytacji zespołu oceniającego Polskiej Komisji Akredytacyjnej (PKA)**. W zespole byłem odpowiedzialny za przygotowanie części związanej z wymianą międzynarodową studentów i pracowników wydziału. Byłem członkiem w zespołach przygotowujących raport na kierunkach: Zarządzanie i Inżynieria Produkcji (2016/2017), Inżynieria Biomedyczna (2022/2023), Mechanika i Budowa Maszyn (2022/2023).
- Jestem **członkiem komisji rekrutacyjnej cudzoziemców** na Politechnice Poznańskiej w roku akademickim 2019/2020 oraz 2022/2023.
- Jestem **członkiem zespołu przygotowującego sprawozdania z działalności Wydziału**. Funkcję tą pełnię nieprzerwanie od 2017 roku najpierw na Wydziale Budowy Maszyn i Zarządzania w latach 2017-2019, a następnie po zmianie nazwy wydziału, na Wydziale Inżynierii Mechanicznej w latach 2019-2022.
- Byłem **opiekunem pierwszego roku kierunku Mechanika i Budowa Maszyn** na Wydziale Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej w roku akademickim 2015/2016.

### 7.3. Działalność związana z popularyzacją nauki

#### Działalność związana z popularyzacją nauki prowadzona po uzyskaniu stopnia doktora

- Staram się popularyzować naukę przez **prowadzenie badań i przygotowanie publikacji naukowych ze studentami**. Poniżej lista wspólnych prac ze studentami. Dane osobowe studenta zapisano kursywą i podkreślono:
  - **Bartkowski D.**, Bartkowska A., *Olszewska J.*, Przystacki D, Ulbrich D.: Stellite-6/(WC+TiC) Composite Coatings Produced by Laser Alloying on S355 Steel. Materials 2023, 16 (14) 5000-1-5000-19
  - Bartkowska A., **Bartkowski D.**, Przystacki D., *Talarczyk M.*: *Microstructure and selected properties of boronized layers produced on C45 and CT90 steels after modification by diode laser*. Archives of Mechanical Technology and Materials 2016, 36, 51-58.



- W celu zapoznania dzieci i młodzieży z pracą naukowo-badawczą, **organizowałem wycieczki dla szkoły podstawowej**. Uczniowie mogli zwiedzić laboratoria Instytutu Technologii Materiałów i wykonywać proste prace badawcze.
- Promowałem działalność naukowo-badawczą oraz wartości szkolnictwa wyższego poprzez **prowadzenie zajęć i wykładów dla uczniów Szkoły Podstawowej nr 3** w Jarocinie dnia 27.05.2022 r.
- Biorę czynny udział w promowaniu Politechniki Poznańskiej oraz Wydziału Inżynierii Mechanicznej oraz umiędzynarodowianiu procesów kształcenia poza granicami Polski. Wygłaszałem między innymi **wykłady na zaproszenie** University of Nyíregyháza (Węgry) podczas dwóch konferencji związanych z umiędzynarodowieniem. Obie konferencje odbyły się w dniach 16-18 kwietnia 2018 roku. Na konferencji: Nyíregyháza Thematic University, Universities for the European Cultural Dialogue zaprezentowałem wykład „*Cultural activities at the Poznan University of Technology and the city of Poznan*”, natomiast na konferencji: Erasmus+ International Days, Theme: Education Without Borders zaprezentowałem wykład: „*Opportunities for students and PhD students at the Poznan University of Technology*”. Skan zaproszenia załączony został do dokumentacji.

## 8. Ważne informacje dotyczące kariery zawodowej

### 8.1. Uzyskane nagrody i stypendia

#### Nagrody i stypendia otrzymane po uzyskaniu stopnia doktora

- Za prowadzoną działalność naukową uzyskałem **Stypendium Ministra Edukacji i Nauki dla wybitnych młodych naukowców (edycja 17)**. Stypendium to przyznano mi dnia 29.06.2022 r.
- Uzyskałem **Indywidualną nagrodę Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe** w roku 2021. Nagrodę przyznano mi dnia 05.10.2022
- Uzyskałem **stypendium z Narodowego Programu Stypendialnego Republiki Słowackiej** (Národný Štipendijný Program Slovenskej Republiky) na odbycie stażu naukowego w Słowackim Uniwersytecie Technicznym w Bratysławie, na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Technologii w Trnawie. Stypendium było finansowane przez rząd Republiki Słowacji. Stypendium oficjalnie przyznano mi dnia 10.03.2022.
- Uzyskałem **III miejsce w sesji posterowej** podczas VI Ogólnopolskiej Konferencji Naukowej „Nowoczesne Technologie w inżynierii Powierzchni”, która odbyła się w dniach 25-28.09.2016 w Spale
- Jestem wielokrotnym **stypendystom programów Erasmus Plus oraz CEEPUS** (Central European Exchange Program for University Studies) w krajach takich jak: Czechy, Słowacja Rumunia, Węgry, Chorwacja, Serbia, Bośnia i Hercegowina. Uzyskałem także stypendium na mobilność do University of Gonder w Etiopii na rok

2024. Uzyskiwane stypendia związane są zarówno działalnością o charakterze dydaktycznym (wyszczególnione w podrozdziale 7.1. Działalność dydaktyczna), jak i o charakterze szkoleniowo-naukowym (szczegółową listę przedstawiam w wykazie osiągnięć naukowych).

## 8.2. Staże naukowe

### Wykaz najważniejszych staży naukowych odbytych po uzyskaniu stopnia doktora

01.06.2022 31.08.2022	Odbyłem <b>3-miesięczny staż naukowy</b> w Slovak University of Technology in Bratislava, Faculty of Materials Science and Technology STU in Trnava. Jest to najlepsza uczelnia techniczna na Słowacji. Wydział w Trnawie jest jednym z najlepiej wyposażonych jednostek naukowych w tym kraju. Miałem możliwość korzystania z aparatury naukowej, prowadzenia działalności naukowej związanej ściśle z moją tematyką badawczą, a także uczestnictwa w projekcie badawczym. Moim opiekunem był prof. Ing. Peter Jurči, Ph.D. Staż odbywał się w ramach Narodowe Programu Stypendialnego Republiki Słowackiej (Národný Štipendijný Program Slovenskej Republiky) i był finansowany przez rząd Republiki Słowacji oraz SAIA. Do wniosku załączam dokument przyznający stypendium oraz zaświadczenie odbycia stażu.
26.04.2019 24.05.2019	Odbyłem <b>1-miesięczny staż naukowy</b> w Slovak University of Technology in Bratislava, Faculty of Materials Science and Technology STU in Trnava. Moim opiekunem był Prof. Ing. Peter Jurči, Ph.D. W czasie 1-miesięcznego pobytu w Trnawie nawiązałem bardzo dobrą współpracę naukową, która trwa do dzisiaj i jest cały czas rozwijana.

## 8.3. Staże przemysłowe

### Wykaz staży naukowo-przemysłowych odbytych po uzyskaniu stopnia doktora

01.10.2021 31.03.2022	Odbyłem <b>6-miesięczny staż naukowo-przemysłowy</b> w Sieci Badawczej Łukasiewicz – Przemysłowy Instytut Maszyn Rolniczych, Poznański Instytut Technologiczny. Opiekunem mojego stażu była dr inż. Dorota Kapcińska-Popowska. Staż odbywał się w czasie trwania roku akademickiego. W dni wolne od zajęć dydaktycznych przebywałem na stażu. Uzyskałem zgodę Rektora na realizację stażu równoległe z pracą na Politechnice Poznańskiej. Do wniosku załączam zaświadczenie odbycia stażu.
--------------------------	--

#### 8.4. Szkolenia

1. *Korupcja w biznesie* – certyfikat nr P-00384/2022/00005915592 wystawiony 20.12.2022
2. *Korupcja w administracji publicznej* – certyfikat nr P-00365/2022/00005912101 wystawiony 20.12.2022
3. *Przeciwdziałanie korupcji* – certyfikat nr P-00385/2022/00005915969 wystawiony 21.12.2022
4. *Obsługa mikroskopu optyczno-cyfrowego Olympus DSX1000 wraz z zaawansowaną analizą obrazu* – szkolenie organizowane przez firmę Olympus Polska Sp. z o.o. w dniu 16.11.2021
5. *Efektywne zarządzanie czasem i pracą własną w biurze uczelni z uwzględnieniem sytuacji pandemii COVID-19* – szkolenie odbyło się w dniu 05.03.2021 w ramach projektu „PP dookoła świata – rok międzykulturowy” realizowanego na Politechnice Poznańskiej
6. *Szkolenie z zakresu obsługi urządzenia FM-810 Vickers/Knopp Hardness Tester prod. Future Tech* organizowane przez firmę Technolusions
7. *Obsługa arkuszy kalkulacyjnych w programie MS Excel (poziom średniozaawansowany)* – szkolenie w dniach 23-24.02.2021 w ramach projektu „PP dookoła świata – rok międzykulturowy” realizowanego na Politechnice Poznańskiej

*Dariusz Bartkowski*

Podpis wnioskodawcy