

**Załącznik 3**

**AUTOREFERAT**

**dr inż. Adam Piasecki**

**Politechnika Poznańska**

**Wydział Inżynierii Materiałowej i Fizyki Technicznej**

**Instytut Inżynierii Materiałowej**

**Zakład Metaloznawstwa i Inżynierii Powierzchni**

**Poznań 2023**

## Spis treści

1. Dane osobowe	3
2. Posiadane stopnie naukowe	3
3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych	3
4. Omówienie osiągnięć, o których mowa w art. 219 ust. 1 pkt 2 Ustawy	4
4.1. Tytuł osiągnięcia	4
4.2. Publikacje wchodzące w skład osiągnięcia naukowego	4
4.3. Przebieg kariery naukowo-badawczej	6
4.4. Szczegółowy opis osiągnięcia naukowego oraz uzyskanych wyników	7
4.4.1. Wprowadzenie	7
4.4.2. Cel naukowy	9
4.4.3. Szczegółowe omówienie zrealizowanych badań i uzyskanych wyników	9
4.5. Podsumowanie	45
4.6. Literatura	46
5. Informacja o wykazywaniu się istotną aktywnością naukową albo artystyczną realizowaną w więcej niż jednej uczelni, instytucji naukowej lub instytucji kultury, w szczególności zagranicznej	48
6. Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę lub sztukę	52
6.1. Osiągnięcia dydaktyczne	52
6.2. Osiągnięcia organizacyjne	59
6.3. Osiągnięcia popularyzujące naukę	60
7. Inne osiągnięcia dotyczące kariery zawodowej	61
7.1. Podnoszenie kwalifikacji zawodowych	61
7.2. Nagrody	62
7.3. Wskaźniki bibliograficzne	63

## 1. Dane osobowe

Imię i nazwisko	<b>Adam PIASECKI</b>
Data urodzenia	14.02.1977

## 2. Posiadane stopnie naukowe

Stopień naukowy	<b>Doktor nauk technicznych</b>
Data nadania	19.12.2008
Nazwa jednostki	Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania
Dyscyplina	Inżynieria materiałowa
Tytuł rozprawy	Kształtowanie budowy i właściwości warstwy powierzchniowej zawierającej Ni, Al i Cr wytwarzanej na wybranych stopach żelaza metodą galwaniczno-dyfuzyjną
Promotor	dr hab. inż. Andrzej Młynarczyk, prof. PP
Recenzenci	prof. dr hab. inż. Andrzej Barbacki, dr hab inż. Ewa Kasprzycka, prof. PW.

Stopień naukowy	<b>Magister inżynier</b>
Data nadania	26.06.2002
Nazwa jednostki	Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania
Kierunek studiów	Inżynieria materiałowa
Tytuł rozprawy	Wpływ temperatury i czasu procesu dyfuzyjnego na strukturę, grubość i twardość wielofazowych warstw węglkowych TiC-VC-M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
Promotor	dr hab. inż. Andrzej Młynarczyk, prof. PP

## 3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych

Data	<b>01.01.2020 – obecnie</b>
Stanowisko	Adiunkt
Nazwa jednostki	Politechnika Poznańska, Wydział Inżynierii Materiałowej i Fizyki Technicznej, Instytut Inżynierii Materiałowej, Zakład Metaloznawstwa i Inżynierii Powierzchni

Data	<b>01.09.2020 – 31.01.2021</b>
Stanowisko	Starszy specjalista (1/2 etatu)
Nazwa jednostki	Politechnika Poznańska, Instytut Maszyn Roboczych i Pojazdów Samochodowych

Data	<b>01.10.2016 – 31.12.2019</b>
Stanowisko	Adiunkt
Nazwa jednostki	Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania, Instytut Inżynierii Materiałowej, Zakład Metaloznawstwa i Inżynierii Powierzchni

Data	<b>01.10.2008 – 30.09.2016</b>
Stanowisko	Asystent
Nazwa jednostki	Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania, Instytut Inżynierii Materiałowej, Zakład Metaloznawstwa i Inżynierii Powierzchni

Data	<b>01.10.2004 – 30.09.2008</b>
Stanowisko	Asystent
Nazwa jednostki	Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania, Instytut Inżynierii Materiałowej, Zakład Ceramiki i Kompozytów

#### **4. Omówienie osiągnięć, o których mowa w art. 219 ust. 1 pkt 2 Ustawy**

##### **4.1. Tytuł osiągnięcia**

Osiągnięciem naukowym wynikającym z art. 219 ust. 1 pkt. 2a Ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. jest cykl powiązanych tematycznie artykułów naukowych opublikowanych w czasopismach naukowych, pt.

„Samosmarujące warstwy powierzchniowe i materiały kompozytowe wytwarzane metodami laserowego stopowania oraz metalurgii proszków”.

##### **4.2. Publikacje wchodzące w skład osiągnięcia naukowego**

W skład osiągnięcia naukowego wchodzi 12 publikacji, 9 opublikowanych w czasopismach wyróżnionych w Journal Citation Reports posiadających współczynnik Impact Factor oraz 3 publikacje w recenzowanych czasopismach krajowych nieposiadających Impact Factor, wymienionych w wykazie Ministra Edukacji i Nauki. Prace zostały uszeregowane wg daty publikacji, od najnowszej do najstarszej.



- H1. **Piasecki A.**, Paczos P., Tuliński M., Kotkowiak M., Popławski M., Jakubowicz M., Boncel S., Marek A.A., Buchwald T., Gapiński B., Terzyk A.P., Korczeniewski E., Wieczorowski M., Microstructure, mechanical properties and tribological behavior of Cu-nano TiO<sub>2</sub>-MWCNTs composite sintered materials. *Wear* 2023, vol. 522, s. 204834-1-204834-16, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204834> (IF=5.000, pkt.200), *liczba cytowań, bez samocytowań: 2.*
- H2. **Piasecki A.**, Kotkowiak M., Tulinski M., Čep R. Tribological Properties of Cu-MoS<sub>2</sub>-WS<sub>2</sub>-Ag-CNT Sintered Composite Materials. *Materials* 2022, 15, 8424. <https://doi.org/10.3390/ma15238424> (IF=3.400, pkt.140) (*IF=3.400, pkt.140 – 2023*), *liczba cytowań, bez samocytowań: 1.*
- H3. **Piasecki A.**, Kotkowiak M., Tulinski M., Kubiak A. Tribological Behavior and Wear Mechanism of Ni-Nano TiO<sub>2</sub> Composite Sintered Material at Room Temperature and 600 °C. *Lubricants* 2022, 10, 120. <https://doi.org/10.3390/lubricants10060120> (IF=3.500, pkt.70) (*IF=3.500, pkt.70 – 2023*), *liczba cytowań, bez samocytowań: 1.*
- H4. Kotkowiak M., **Piasecki A.**, Kotkowiak M., Buchwald T., The Mechanism of Wear Reduction in the Ni-CaF<sub>2</sub> Composite Material: Raman and Confocal Microscopy Insights, *Materials* 2022, 15, 5501. <https://doi.org/10.3390/ma15165501> (IF=3.400, pkt.140) (*IF=3.400, pkt.140 – 2023*), *liczba cytowań, bez samocytowań: 0.*
- H5. Kotkowiak M., **Piasecki A.**, Characterization of Wear Properties of Pure Nickel Modified by Ni-Cr Composite and CaF<sub>2</sub> Solid Lubricant Addition. *Materials* 2022, 15, 7511. <https://doi.org/10.3390/ma15217511> (IF=3.400, pkt.140) (*IF=3.400, pkt.140 – 2023*), *liczba cytowań, bez samocytowań: 0.*
- H6. **Piasecki A.**, Kotkowiak M., Makuch N., Kulka M., Wear behavior of self-lubricating boride layers produced on Inconel 600-alloy by laser alloying, *Wear*, 2019, 426-427, pp. 919-933. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.12.026> (IF=4.108 pkt. 200) (*IF=5.000, pkt.200 – 2023*), *liczba cytowań, bez samocytowań: 15.*
- H7. Kotkowiak, M., **Piasecki A.**, Kulka, M., The influence of solid lubricant on tribological properties of sintered Ni–20%CaF<sub>2</sub> composite material, *Ceramics International*, 2019, 45(14), pp. 17103-17113. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.05.262> (IF=3.830, pkt.100) (*IF=5.200, pkt.100 – 2023*), *liczba cytowań, bez samocytowań: 22.*
- H8. **Piasecki A.**, Kotkowiak M., Kulka M., Self-lubricating surface layers produced using laser alloying of bearing steel, *Wear*, 2017, 376-377, pp. 993-1008. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.102> (IF=2,960, pkt. 35) (*IF=5.00, pkt.200 – 2023*), *liczba cytowań, bez samocytowań: 20.*

- H9. **Piasecki A.**, Kotkowiak M., Kulka M., The effect of CaF<sub>2</sub> and BaF<sub>2</sub> solid lubricants on wear resistance of laser-borided 100CrMnSi6-4 bearing steel, Archives of Materials Science and Engineering, 2017, 86 (1), pp. 15-23. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0010.4869> (IF=0, pkt. 13) (*IF=0, pkt.70 – 2023*), liczba cytowań, bez samocytowań: 2.
- H10. **Piasecki A.**, Kulka, M., Kotkowiak, M., Wear resistance improvement of 100CrMnSi6-4 bearing steel by laser boriding using CaF<sub>2</sub> self-lubricating addition, Tribology International, vol. 97, 2016, s.173-191. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.01.028> (IF=2.903, pkt.35) (*IF=6.200, pkt.200 - 2023*), liczba cytowań, bez samocytowań: 22.
- H11. Mikołajczak D., **Piasecki A.**, Kulka M., Makuch N., Laser alloying of 316L steel with boron using CaF<sub>2</sub> self-lubricating addition, Inżynieria Materiałowa Materials Engineering, 1 (209), 2016, s.4-9. (IF=0, pkt. 13) (*IF=0, pkt.40 – 2023*), liczba cytowań, bez samocytowań: brak danych.
- H12. **Piasecki A.**, Kotkowiak M., Kulka M., Dziarski P, Laser boriding of 100CrMnSi6-4 steel using CaF<sub>2</sub> self-lubricating addition, Inżynieria Materiałowa Materials Engineering, 2015; 6; s.266-270. (IF=0, pkt. 13) (*IF=0, pkt.40 – 2023*), liczba cytowań, bez samocytowań: brak danych.

*Sumaryczna wartość współczynnika Impact Factor cyklu publikacji wchodzących w skład osiągnięcia naukowego zgodny z latami publikacji: 32.501*

*Sumaryczna wartość współczynnika Impact Factor cyklu publikacji wchodzących w skład osiągnięcia naukowego wg stanu na dzień 26.09.2023: 40.100*

*Sumaryczna liczba punktów MNiSW oraz MEiN cyklu publikacji wchodzących w skład osiągnięcia naukowego zgodny z latami publikacji: 1099*

*Sumaryczna liczba punktów MNiSW oraz MEiN cyklu publikacji wchodzących w skład osiągnięcia naukowego wg stanu na dzień 26.09.2023: 1540*

### **4.3. Przebieg kariery naukowo - badawczej**

Po ukończeniu studiów na kierunku inżynieria materiałowa, od 01.10.2002 roku zostałem słuchaczem dziennego studium doktoranckiego na Wydziale Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej. 1 października 2004 r. zostałem zatrudniony na stanowisku asystenta w Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Poznańskiej, w którym pracuję do dnia dzisiejszego. Podczas całej kariery, moje główne zainteresowania dotyczyły modyfikacji warstwy wierzchniej stopów metali, zwłaszcza dotyczące nasycania dyfuzyjnego (chromowanie, wanadowanie, tytanowanie, aluminiowanie, chromowanowanie, chormoaluminowanie, borowanie, chromoborowanie, azotowanie), galwanicznego osadzania powłok (niklowanie, chromowanie), napawania cieplnego i stopowania laserowego. Przedmiotem mojej pracy doktorskiej pt.: „Kształtowanie budowy i właściwości warstwy powierzchniowej zawierającej Ni, Al i Cr wytwarzanej na wybranych stopach żelaza metodą

galwaniczno-dyfuzyjną”, było określenie wpływu mikrostruktury oraz składu chemicznego i fazowego warstw ochronnych zawierających Ni, Al i Cr na ich właściwości żaroodporne oraz na działanie gorącego kwasu siarkowego. Problematyka pracy dotyczyła zagadnień związanych z zapotrzebowaniem przemysłu na tanie konstrukcyjne materiały żaroodporne oraz odporne na korozję w instalacjach do produkcji kwasu siarkowego. Warstwy Ni-Al-Cr wytworzono na stali C20 i C45 metodą galwaniczno-dyfuzyjną, tzn. w pierwszym etapie próbki z w/w stale pokryto niklem metodą galwaniczną, a następnie przeprowadzono procesy nasycania dyfuzyjnego metodą kontaktowo-gazową. Przeprowadzone badania w ramach pracy doktorskiej wykazały wysoką żaroodporność oraz odporność na działanie gorącego kwasu siarkowego warstw wytwarzanych tą metodą [rozdział w monografii 3 – zał.4, s.9; 133,135-137 – zał.4, s.21].

Po uzyskaniu stopnia naukowego doktora nauk technicznych zająłem się wytwarzaniem warstw powierzchniowych metodami spawalniczymi (TIG, napawanie i stopowanie laserowe). 1 października 2016 roku zostałem zatrudniony na stanowisku adiunkta. W badaniach staram się stosować podejście interdyscyplinarne, korzystając z dorobku inżynierii materiałowej, mechanicznej i chemicznej. Część realizowanych przeze mnie badań dotyczy właściwości tribologicznych warstw powierzchniowych, w tym warstw borowanych laserowo. Warstwy borowane o dużej twardości (do 2000HV) charakteryzują się dużą odpornością na zużycie przez tarcie. Niemniej jednak o odporności na zużycie przez tarcie decyduje przede wszystkim mechanizm zużycia. W przypadku warstw borowanych głównym mechanizmem zużycia jest ścieranie. W celu jego ograniczenia, zaproponowałem zmodyfikowanie stopowania laserowego borem poprzez dodatki fluorków wapnia i baru, a w dalszej kolejności wytworzenia materiałów spiekanych, zawierających jedno – i wieloskładnikowe smary stałe, zarówno komercyjne i niekomercyjne (wytworzone w ramach grantu rektorskiego, którego jestem kierownikiem). Poza badaniami wykazanymi w cyklu publikacji, stanowiącymi osiągnięcie naukowe, obszar moich zainteresowań stanowią również inne zagadnienia z zakresu inżynierii materiałowej, mechanicznej i chemicznej. Potwierdzają to pozostałe publikacje naukowe i realizowane projekty badawcze. Jestem współautorem ponad 150 publikacji. W znacznej części z nich, moje badania naukowe koncentrują się na preparatyce próbek i ich obserwacji na skaningowym mikroskopie elektronowym, badań za pomocą mikroanalizy rentgenowskiej EDS oraz analizie otrzymanych wyników. W ramach tych prac dokonuję charakterystyki przedmiotu badań z każdej grupy materiałów. W związku z wykonywaną pracą naukowo-badawczą oraz dydaktyczną, podnoszę swoje kwalifikacje, również jako uczestnik szkoleń dotyczących m.in. tematyki SEM, EDS i EBSD. W 2021 roku odbyłem trzymiesięczny staż naukowy w Czechach (VSB-Technical University of Ostrava), a w 2022 roku dwumiesięczny staż przemysłowy w firmie ZAPROM. W czasie mojej kariery zawodowej współpracowałem i nadal współpracuję z wieloma przedsiębiorstwami w liczbie 60. W znacznej części współpraca obejmuje doradztwo, wykonanie badań właściwości materiałów, ekspertyz, przeprowadzenie szkoleń. W pracach tych występuje w roli kierownika projektu. Jestem również powoływany na biegłego sądowego, w zakresie dotyczącym inżynierii materiałowej. Szeroki zakres prowadzonych przeze mnie prac dla szeregu krajowych jednostek naukowych, sądów oraz przedsiębiorstw, w rozwiązywaniu problemów naukowych i technicznych, pozwolił mi na powiększenie wiedzy oraz umiejętności badawczych. W ramach dalszych badań zamierzam kontynuować prace w zakresie wytwarzania smarów stałych (tlenki metali), ich modyfikacji (CNTs, BNNTs), oraz wytwarzania materiałów samosmarujących. Nawiązana współpraca z naukowcami z różnych dziedzin nauki, z mojej macierzystej Uczelni, Uniwersytetu im. Adama Mickiewicza w Poznaniu, Politechniki Śląskiej w Gliwicach, Uniwersytetu Mikołaja Kopernika w Toruniu, VSB - Technical University of Ostrava, Politechniki Bydgoskiej, Politechniki Lubelskiej oraz Xi'an Jiaotong University w Chinach, stanowi bardzo dużą perspektywę w dalszym moim rozwoju naukowym.

## 4.4. Szczegółowy opis osiągnięcia naukowego oraz uzyskanych wyników

### 4.4.1. Wprowadzenie

Poszukiwanie nowych materiałów o unikalnych właściwościach, w tym właściwościach tribologicznych, jest bardzo ważne z punktu widzenia zastosowań praktycznych i ekonomicznych. Zużycie tribologiczne jest główną przyczyną zużywania się części maszyn, pojazdów i narzędzi. Szacuje się, że odpowiada za 80% ich awarii. Około 30% energii jest zużywane na pokonywanie oporów tarcia. Roczne straty ekonomiczne spowodowane zużyciem ciernym stanowią prawie 2% krajowego PKB. Dlatego badania nad tarciami i poszukiwanie nowych materiałów, w tym olejów smarowych, smarów plastycznych i smarów stałych, są aktualnymi zagadnieniami o ważnych korzyściach społecznych i ekonomicznych. Wraz z rozwojem przemysłu i nowoczesnymi technologiami produkcji wzrastają wymagania dotyczące odporności na zużycie w wymagających warunkach pracy, takich jak duże prędkości, duże obciążenia, wysoka próżnia, promieniowanie i szeroki zakres temperatury pracy. Oznacza to konieczność poszukiwania nowych materiałów i modyfikowania ich powierzchni poprzez odpowiednie zabiegi [1-4]. W przypadku zużycia tribologicznego główną rolę odgrywa warstwa wierzchnia materiału. Jego modyfikację można przeprowadzić na różne sposoby, stosując techniki przyrostowe, takie jak natryskiwanie cieplne, stopowanie, techniki PVD, CVD, galwanizacja [5-7], techniki ubytkowe, takie jak obróbka skrawaniem, obróbka strumieniowo-ścierna [8,9] oraz techniki, które praktycznie nie zmieniają wymiarów przedmiotów obrabianych, takich jak nawęglanie czy azotowanie [10,11]. Istotną rolę odgrywa również rdzeń materiału, związany między innymi z przenoszeniem obciążeń podczas eksploatacji danej części. Zatem idealny materiał powinien charakteryzować się wysoką odpornością na zużycie przez tarcie oraz dobrymi właściwościami mechanicznymi. Niemniej jednak kwestia smarowania jest nieodzownym elementem współpracy tych materiałów w węzłach tarcia. Można wyróżnić oleje smarowe, smary plastyczne i smary stałe. Prowadzenie efektywnego smarowania powierzchni styku ruchomych części jest skuteczną metodą przeciwdziałania tarcia i zmniejszania ich zużycia. Stosowane na masową skalę oleje smarowe zanieczyszczają środowisko podczas ich produkcji i praktycznie na wszystkich etapach ich użytkowania: podczas transportu do użytkowników, długiego przechowywania, podczas pracy oraz utylizacji po zakończeniu eksploatacji. Szkodliwymi dla człowieka składnikami pierwotnymi olejów są węglowodory aromatyczne i nienasycone oraz związki heteroorganiczne (zawierające siarkę, azot i tlen). Oleje i smary plastyczne mogą stanowić poważny problem w niektórych zastosowaniach, na przykład w wysokiej temperaturze, kiedy mogą odparować. Ponadto nie mogą być używane przez długi czas w wysokiej próżni większej niż  $10^{-1}$  Pa. Rozwiązaniem może być zastosowanie smarów stałych. Technologia stałego smarowania została najpierw zastosowana w przemyśle wojskowym, a następnie w zaawansowanym przemyśle kosmicznym, lotniczym i elektronicznym. Rozwiązało to wiele problemów, których nie można było zniwelować za pomocą smarowania olejem. Obecnie trwają intensywne poszukiwania samosmarujących materiałów i warstw powierzchniowych, które zawierają w swojej osnowie smary stałe [12-15]. Mogą być wytwarzane przy użyciu: metalurgii proszków (powodującej powstawanie materiałów samosmarujących), stopowania laserowego (powodującego powstawanie technologicznych warstw wierzchnich) lub natryskiwania cieplnego oraz technik PVD i CVD (powodujących powstawanie powłok) [16-20]. Do smarów stałych zalicza się między innymi fluorki, siarczki, tlenki niektórych metali, siarczany, metale miękkie, materiały węglowe [21-25]. Ich właściwości smarne w dużym stopniu zależą od warunków pracy, w tym od temperatury użytkowania. Dzieli się je na trzy grupy: pierwsza grupa – od  $-200^{\circ}\text{C}$  do temperatury pokojowej, druga grupa – od temperatury

pokojujowej do 500°C oraz trzecia grupa pracująca powyżej 500°C [26]. Wśród zainteresowań badaczy są również modyfikacje istniejących olejów i smarów plastycznych różnymi dodatkami smarów stałych, zwłaszcza w skali nanometrycznej [27-29]. Na podstawie analizy literatury stwierdzono, że wytwarzanie samosmarujących, odpornych na zużycie warstw wierzchnich oraz materiałów spiekanych zawierających smary stałe, może być jedną z najbardziej efektywnych i ekonomicznych metod zwiększania trwałości części maszyn i narzędzi.

#### 4.4.2. Cel naukowy

Cykl 12 publikacji wchodzących w skład osiągnięcia naukowego obejmuje prace, w których materiały samosmarujące wytworzono dwoma metodami tj. stopowania laserowego [H6, H8-H12] oraz metalurgii proszków [H1-H5, H7].

Głównym celem naukowym przeprowadzonych badań było:

1. Opracowanie metod laserowego stopowania borem i smarami stałymi z grupy fluorków na trzech różnych podłożach tj. stali łożyskowej 100CrMnSi6-4, austenitycznej stali nierdzewnej X2CrNiMo17-12-2 (316L wg AISI) i stopie Inconel®600 oraz zbadanie właściwości potencjalnych\* (mikrostruktura, skład chemiczny, skład fazowy, twardość) i eksploatacyjnych (odporność na zużycie przez tarcie) wytworzonych warstw powierzchniowych, jak również określenie mechanizmów zużycia przez tarcie.
2. Opracowanie metod metalurgii proszków w celu wytworzenia materiałów spiekanych o osnowie metalicznej (Cu, Ni, Ni-Cr) zawierającej smary stałe, w tym w skali nanometrycznej oraz zbadanie ich właściwości potencjalnych\* (mikrostruktura, skład chemiczny, skład fazowy, twardość) i eksploatacyjnych (odporność na zużycie przez tarcie), jak również określenie mechanizmów zużycia przez tarcie.

*\*Właściwości potencjalne – pojęcie wprowadzone przez prof. Tadeusza Burakowskiego i prof. Tadeusza Wierzchoń. Inżynieria powierzchni metali, T. Burakowski, T. Wierzchoń, WNT, 1995.*

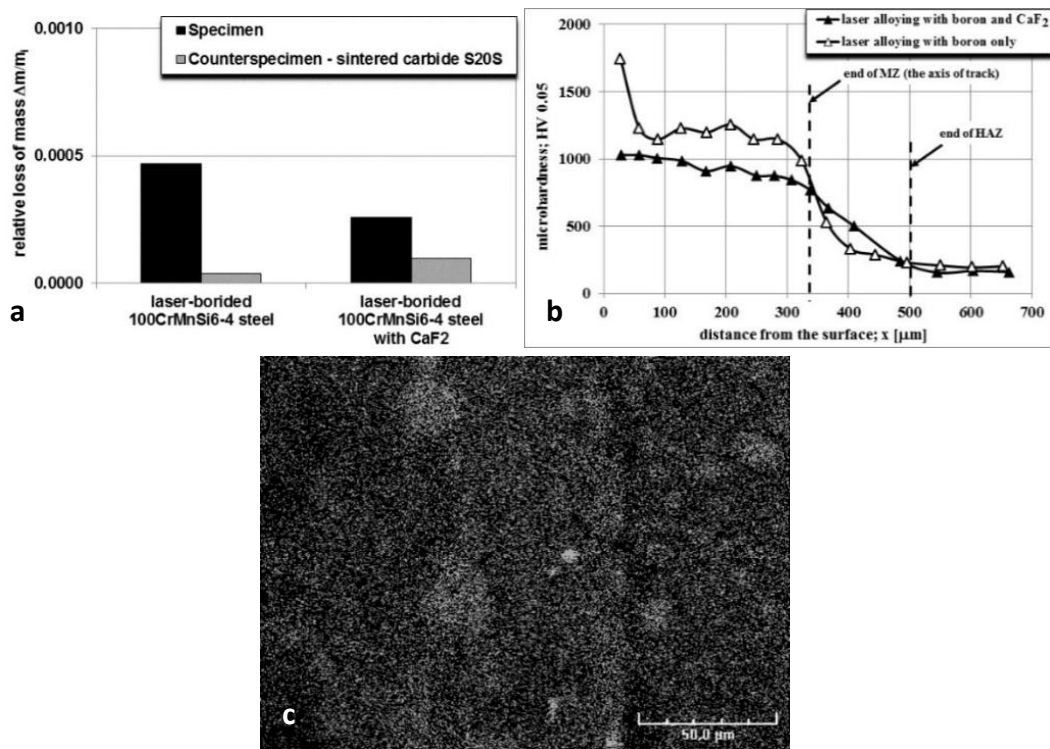
#### 4.4.3. Szczegółowe omówienie zrealizowanych badań i uzyskanych wyników

W cyklu publikacji, do wytworzenia materiałów samosmarujących wykorzystano proszki komercyjne w skali mikrometrycznej: boru, niklu, miedzi, srebra, fluorków baru i wapnia, siarczków molibdenu i wolframu, oraz niekomercyjne nanoproszki: tlenku tytanu i modyfikowanych wielościennych nanorurek węglowych. W publikacjach H6, H8-H12 w celu wytworzenia warstw powierzchniowych zawierających smary stałe zastosowano po raz pierwszy w skali światowej dwustopniowy proces laserowego stopowania, którego jestem współautorem. W pracach tych podjąłem się zbadania wpływu parametrów laserowego stopowania na właściwości warstw borowanych z dodatkiem fluorków wapnia i baru. Jako podłoże zastosowano próbki ze stali łożyskowej 100CrMnSi6-4 [H8-H10, H12], stali nierdzewnej X2CrNiMo17-12-2 [H11] oraz stopu niklu Inconel®600 [H6]. Wybór stali łożyskowej i stopu Inconel®600 na materiał podłoża związany był między innymi z wcześniejszymi badaniami dotyczącego borowania laserowego prowadzonego w Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Poznańskiej, których byłem m.in. współautorem. Stal łożyskowa 100CrMnSi6-4 jest dobrze znanym materiałem, który po obróbce cieplnej charakteryzuje się twardością rzędu 62 HRC i wysoką odpornością na zużycie przez tarcie. Z tego też powodu znalazła ona zastosowanie w produkcji łożysk tocznych. W przypadku

dwóch pozostałych wybranych do badań materiałów podłoża, odporność tych materiałów na zużycie przez tarcie jest mała, między innymi z uwagi na ich małą twardość, która dla stali X2CrNiMo17-12-2 wynosi ok. 200 HV, a dla stopu Inconel®600 – ok. 240 HV, ale przede wszystkim z uwagi na mechanizm zużycia tj. ścieranie i bruzdowanie. Głównym celem tych prac [H6, H8-H12] było zbadanie wpływu parametrów laserowego stopowania na mikrostrukturę, która wpływa na właściwości warstw powierzchniowych. Celem pośrednim było zatem wytworzenie odpornych na zużycie przez tarcie warstw powierzchniowych. **Wcześniejsze badania, których byłem współautorem, wykazały, że metoda stopowania laserowego borem pozwala otrzymać warstwy powierzchniowe o dużej odporności na zużycie przez tarcie [39,61,84,93,98,107 – załącznik 4]. Pojawiła się zatem moja koncepcja wytworzenia warstw borowanych laserowo z dodatkiem fluorków wapnia i baru, które należą do grupy smarów stałych i mogą być również stosowane w temperaturze powyżej 500°C. Według wiedzy habilitanta, na podstawie wykonanego przeglądu literatury, tematyka ta nie została podjęta wcześniej przez innych naukowców.** W pierwszym etapie zewnętrzną cylindryczną powierzchnię próbek ze stali łożyskowej 100CrMnSi6-4 [H8-H10, H12], stali nierdzewnej X2CrNiMo17-12-2 [H11] oraz stopu niklu Inconel®600 [H6] pokryto pastą zawierającą materiał stopowy. Pasty zostały przygotowane przy użyciu amorficznego boru i stałego środka smarnego ( $\text{CaF}_2$  i/lub  $\text{BaF}_2$ ), które zmieszano z alkoholem poliwinylowym. Grubość powłoki pasty wynosiła od 60-230  $\mu\text{m}$ . Stosunek masowy amorficznego boru do smaru stałego wynosił 10:1 lub 5:1. W kolejnym etapie przeprowadzono laserową obróbkę cieplną z przetopem. Do stopowania laserowego zastosowano laser CO<sub>2</sub> TRUMPF TLF 2600 Turbo o mocy nominalnej 2,6 kW. Wiązka laserowa charakteryzowała się kołowym kształtem o średnicy  $d = 2$  mm. Zastosowano tryb wielokrotny TEM01\* wiązki laserowej. Był to specjalny mod, który można było uzyskać przez nałożenie dwóch modów TEM01, obróconych względem siebie o 90°. W konsekwencji toroidalny profil natężenia promieniowania laserowego był charakterystyczny dla wiązki laserowej, a efekt obróbki laserowej nie był zależny od kierunku ruchu głowicy lasera względem powierzchni stopu. W zależności od podłoża zastosowano odpowiednie dobrane parametry obróbki laserowej, przy czym zachodzenie ścieżek wynosiło 86%. Odpowiednie zachodzenie na siebie ścieżek pozwoliło uzyskać warstwy stopowane laserowo o podobnej grubości. W celu zabezpieczenia obrabianej powierzchni przed niekontrolowanym utlenianiem podczas stopowania laserowego proces przeprowadzono w atmosferze ochronnej argonu.

W pracy [H12] podjąłem się zbadania wpływu stopowania laserowego borem i fluorkiem wapnia stali łożyskowej 100CrMnSi6-4 na właściwości wytworzonej warstwy powierzchniowej i porównania tych właściwości w porównaniu ze stalą stopowaną wyłącznie borem. Grubość nałożonej pasty wynosiła 60  $\mu\text{m}$ , a stosunek masowy boru do  $\text{CaF}_2$  wynosił 10:1. Do stopowania laserowego zastosowano laser TRUMPF TLF 2600 Turbo CO<sub>2</sub>. Parametry obróbki laserowej były następujące: moc wiązki laserowej  $P = 1,17$  kW i prędkość skanowania  $v_1 = 2,88$  m/min. Zachodzenie na siebie ścieżek, wynoszące 86% pozwoliło na uzyskanie warstw o podobnej grubości, wynoszące dla stali stopowanej borem 314  $\mu\text{m}$  i podobnie dla stali stopowanej borem i  $\text{CaF}_2$  – 310  $\mu\text{m}$ . W mikrostrukturze systemu areologicznego wyróżniono trzy strefy: strefę przetopioną laserowo – MZ (1), strefę wpływu ciepła – SWC (2) oraz podłoże bez widocznych efektów obróbki cieplnej (3). Badanie zużycia przez tarcie w warunkach tarcia suchego w układzie pierścien – klocek, w temperaturze pokojowej, wykonano w ciągu godziny przy obciążeniu 49 N. Względny ubytek masy warstwy borowanej laserowo, wytworzonej z dodatkiem  $\text{CaF}_2$  jako dodatku samosmarującego, był prawie dwukrotnie mniejszy niż uzyskany dla warstwy stopowanej wyłącznie borem (rys.1a), przy mniejszej twardości, która w strefie przypowierzchniowej wynosiła około 1000 HV (rys.1b). Stal stopowana laserowo 100CrMnSi6-4 z dodatkiem samego boru charakteryzowała się dużą twardością, przy powierzchni wynoszącą około 1740 HV. Dodatek fluorku wapnia spowodował zmniejszenie

mikrotwardości warstw oraz zmniejszenie gradientu twardości pomiędzy strefą przetopioną, a podłożem, co wpływa korzystnie na rozkład naprężeń. Badania za pomocą mikroanalizy rentgenowskiej potwierdziły powstanie na powierzchni próbek stopowanych borem i  $\text{CaF}_2$ , tribofilmu zbudowanego z tego dodatku (rys.1c). W pracy [H10] dokonałem dokładniejszego opisu mikrostruktur w obrębie strefy przetopionej i strefie wpływu ciepła oraz przedstawiono wyniki badań zużycia przez tarcie po 2 i 4 godzinach, oraz przy obciążeniu 49 N i 147 N. Mikrostrukturę strefy przetopionej stanowiła eutektyczna mieszanina borków żelaza i martenzytu. Badania XRD próbek borowanych laserowo potwierdziły obecność trzech rodzajów borków żelaza:  $\text{FeB}$ ,  $\text{Fe}_2\text{B}$  i  $\text{Fe}_3\text{B}$  oraz dodatku smaru stałego  $\text{CaF}_2$ . Zaobserwowano bogatszą w żelazo fazę  $\text{Fe}_3\text{B}$  z powodu segregacji boru podczas ponownego topienia. Ponadto w strefach przetopionych stwierdzono obecność martenzytu (identyfikowany jako  $\text{Fe}\alpha$ ) i borocementytu  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ . Występowanie martenzytu, wynikało z dużej szybkości chłodzenia podczas obróbki laserowej. Obecność borocementytu mogła wynikać z wysokiego stężenia węgla w materiale podłoża (stal 100CrMnSi6-4). Potwierdzono zatem, że fluorek wapnia powinien być widoczny w strefie przetopu jako odrębna faza. Obserwacje SEM warstwy stopowanej borem (rys.2b, 2c i 2d) ujawniły, że strefa przetopiona składa się z dwóch regionów: zwartej strefy borkowej (1a) z ograniczonym procentem mieszaniny eutektycznej borków i martenzytu (rys.2b i 2c) oraz strefa (1b) z dominującym udziałem procentowym tej mieszaniny eutektycznej (rys.2d).



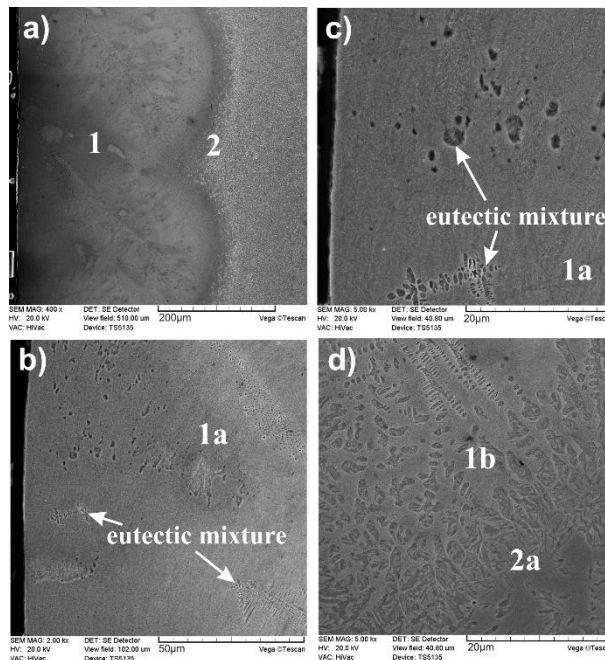
Rys.1. Wyniki badania odporności na zużycie przez tarcie w czasie 1 godziny (a), profile twardości warstw stopowanych laserowo wytworzonych na stali 100CrMnSi6-4 (b), rozkład stężenia wapnia na powierzchni zużytej przez tarcie (c). [H12]

Podczas laserowego stopowania stali borem, warstwa ta powstawała przez jednoczesne topienie pasty z borem amorficznym i cienką warstwą materiału podłoża. Zwiększony udział procentowy borków żelaza przy powierzchni (strefa 1a) wynikał z ich mniejszej gęstości w porównaniu z materiałem podłoża. Lżejsze fazy wykazywały tendencję do wypływania na

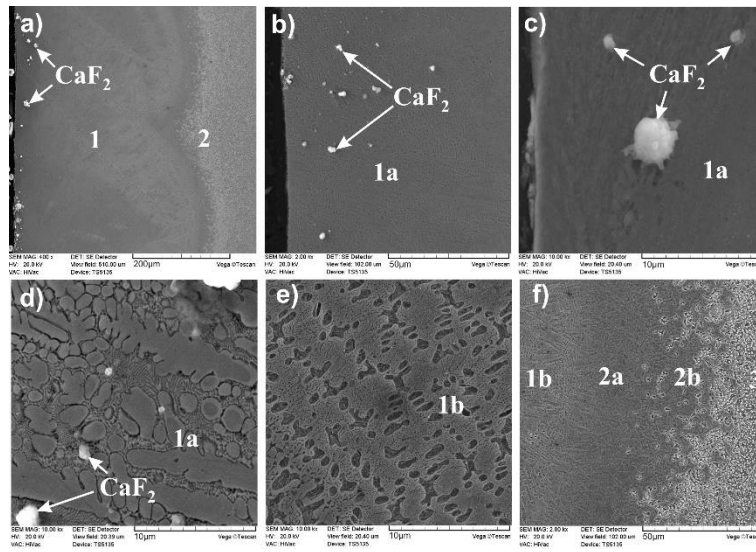
powierzchnię stopionego jeziora i unoszenia się z powodu ruchów konwekcyjnych. Przenoszenie ciepła, a tym samym szybkość chłodzenia, były znacznie zwiększone w obecności konwekcji. Stąd martenzyt był widoczny w strefie przetopionej jako składnik mieszaniny eutektycznej (rys.2b, 2c i 2d). Jednorodność redystrybucji substancji rozpuszczonej podczas laserowego stopowania powierzchni została wyjaśniona obecnością prądów konwekcyjnych w ciekłym jeziorce. Podczas szybkiego chłodzenia obszary austenitu o stosunkowo wysokim stężeniu węgla ulegały hartowaniu do martenzytu, jeśli szybkość chłodzenia była wystarczająco duża (powyżej krytycznej szybkości chłodzenia). Szybkość chłodzenia w pierwszym obszarze strefy wpływu ciepła (2a) była również wystarczająca do utworzenia martenzytu (rys.2d). Dodatkowo w tym rejonie obserwowano wysoki udział austenitu szczątkowego z powodu dużej zawartości węgla i prawdopodobnie z powodu wysokiej temperatury austenitowania. Mikrostruktura warstwy borowanej laserowo, wytworzonej z użyciem cząstek  $\text{CaF}_2$  jako dodatkowego materiału stopowego, różniła się istotnie (rys.3). Fazę  $\text{CaF}_2$  obserwowano przede wszystkim blisko powierzchni, do głębokości około  $60\ \mu\text{m}$  (rys.3a i 3b). Ponadto w strefie wpływu ciepła pojawiła się odmienna mikrostruktura. Strefa ta również składała się z dwóch regionów. Pierwszy (1a) zaobserwowano blisko powierzchni (rys.3b, 3c i 3d) i zawierał dendrytyczne lub kuliste borki żelaza z ograniczoną zawartością mieszaniny eutektycznej. Na rys. 3d pokazano, że cząstki  $\text{CaF}_2$  znajdowały się w mieszaninie eutektycznej pomiędzy borkami. Typowa eutektyczna mieszanina borków żelaza i martenzytu (rys.3e i 3f) została ujawniona na większej głębokości w drugim regionie (1b) graniczącym ze SWC z martenzytem i austenitem szczątkowym (2a). Obecność  $\text{CaF}_2$  wyłącznie przy powierzchni można wytłumaczyć stosunkowo małą gęstością tej fazy. Niewielkie różnice gęstości między  $\text{CaF}_2$ , a borem zapewniły brak segregacji tych składników podczas przygotowania powłoki pasty. Jednak podczas stopowania laserowego bor i częściowo smar rozpuszczały się w stopionym jeziorce bogatym w materiał bazowy o znacznie większej gęstości. Lekkie cząstki smaru stałego oraz boru wypływały na powierzchnię roztopionego jeziora i pływały na skutek ruchów konwekcyjnych. Bor uczestniczył w powstawaniu borków żelaza, a  $\text{CaF}_2$  nie reagował z pierwiastkami materiału podłoża. W związku z tym, po ponownym zakrzepnięciu, blisko powierzchni obserwowano wytrącanie się fazy  $\text{CaF}_2$  i zwiększony udział procentowy borków żelaza. Taki rozkład fluorku wapnia jest wskazany ze względu na dostarczanie jego podczas tarcia i tworzenie tribofilmu. Strefa wpływu ciepła składała się z dwóch regionów. Bezpośrednio pod strefą przetopioną obserwowano martenzyt z austenitem szczątkowym (strefa 2a) (rys.2f). Obszar o takiej mikrostrukturze uzyskał większą grubość w porównaniu do podobnej strefy w warstwie stopowanej laserowo samym borem. Może to być spowodowane szybszym przenoszeniem ciepła do materiału stopowego i wyższą szybkością chłodzenia z powodu niskiej temperatury topnienia smaru w porównaniu z borem. Strefa oznaczona jako 2b była poddana odpuszczaniu w wysokiej temperaturze lub zmniejszonej szybkości chłodzenia ze względu na stosunkowo duże zachodzenie na siebie ścieżek (86%). W konsekwencji w tym rejonie pojawił się sorbit lub bainit. Cząsteczki  $\text{CaF}_2$  mogły zostać wypłukane podczas przygotowywania próbki metalograficznej. Powodem tego były mniejsze ilości dodatku na zgładzie metalograficznym. W związku z tym zaproponowałem i wykonałem przełam warstwy wierzchniej (rys.4). Umożliwiło to obserwacje cząstek  $\text{CaF}_2$ , które występowały również w kształcie prostopadłościanu, czyli w pierwotnym kształcie (rys.4c,4d). Prawdopodobnie podczas stopowania laserowego cząsteczki  $\text{CaF}_2$ , uległy ponownemu stopieniu, częściowemu przetopieniu lub nawet odparowaniu. Część z nich nie uległa tym przekształceniom i pozostała w niezmiennym kształcie. W celu potwierdzenia obecności fluorku wapnia przeprowadziłem badania za pomocą mikroanalizy rentgenowskiej (rys.4b). Stosunkowo niskie stężenia wapnia i fluoru (odpowiednio 2,79% wag. i 1,01% wag.) mogło wynikać z małych mas atomowych tych pierwiastków oraz zastosowanego napięcia przyspieszającego (20 kV). Rozdzielczość mikroanalizy, czyli analizowana objętość materiału,



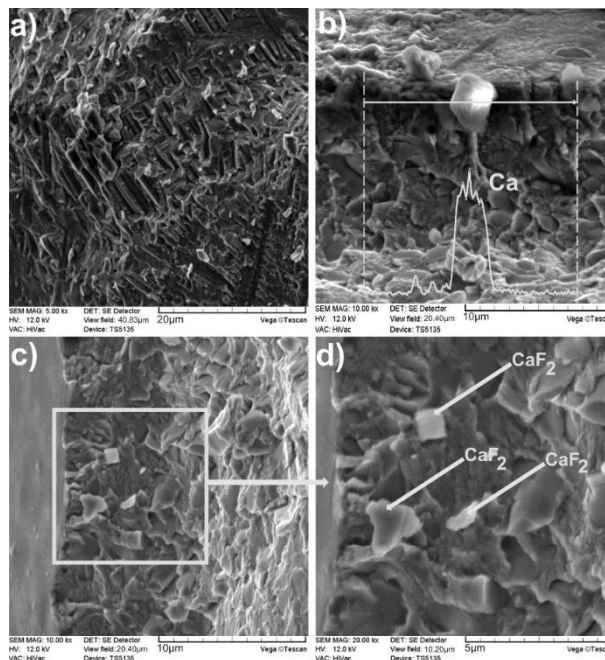
zależała od wymienionych parametrów. Podczas mikroanalizy z pojedynczej cząstki  $\text{CaF}_2$  dodatkowo występowała również emisja promieniowania rentgenowskiego z sąsiednich obszarów, a detektor EDS mierzył również energię promieniowania innych pierwiastków. Obszary występujące wokół jasnych cząstek, nie zawierały znaczącej zawartości wapnia (0,09-0,31% wag.). Potwierdziło to przypuszczenie, że fluorek wapnia jest obojętny chemicznie i nie reaguje z drugim materiałem stopowym (borem) ani z pierwiastkami materiału stopowanego (stal 100CrMnSi6-4). W strefie wpływu ciepła pod warstwą borowaną laserowo wyróżniono dwie strefy: jasny obszar oznaczony jako 2a i ciemny obszar oznaczony jako 2b. Mikrografie za pomocą mikroskopu świetlnego wykonano na osi ścieżki laserowej i na styku sąsiednich wielu ścieżek (rys.5). Obszar jasny (oznaczony jako 2a) charakteryzował się obecnością igieł martenzytu z białymi obszarami austenitu szczątkowego. Mikrostruktura obszaru oznaczonego jako 2b była zbliżona do sorbitu lub bainitu. Taki efekt mógł wynikać z wysokotemperaturowego odpuszczania lub ze zmniejszonej szybkości chłodzenia ze względu na stosunkowo duże zachodzenie na siebie ścieżek (86%). Jednocześnie jasna strefa SWC (2a), uzyskana po stopowaniu laserowym pastą zawierającą bor i  $\text{CaF}_2$  (rys. 5b), była grubsza (średnio 60  $\mu\text{m}$ ) niż strefa charakterystyczna dla warstwy stopowanej laserowo tylko borem (średnio 55  $\mu\text{m}$ ) widoczna na rys. 5a. Prawdopodobną przyczyną takiej sytuacji była niższa temperatura topnienia  $\text{CaF}_2$  (1360°C) w porównaniu z borem (2076°C), powodująca szybszy transfer ciepła do materiału stopowego i w konsekwencji większą szybkość stygnięcia. Badania zużycia przez tarcie przeprowadzone w czasie 2 i 4 godzin potwierdziły wysoką odporność na zużycie przez tarcie warstw stopowanych borem i fluorkiem wapnia w porównaniu do próbek stopowanych wyłącznie borem (rys.6). Taki stan rzeczy spowodowany był powstawaniem tribofilmu o zróżnicowanej grubości według zaproponowanego przeze mnie mechanizmu przedstawionego na rysunku 7.



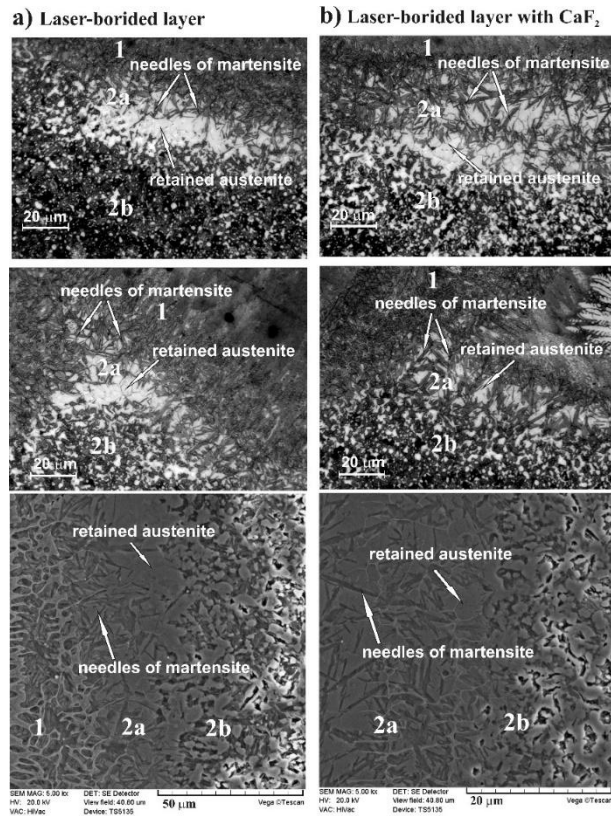
Rys.2. Mikrostruktura warstwy borowanej laserowo na stali 100CrMnSi6-4 (ścieżki wielokrotne); (a) warstwa stopowana laserowo ze strefą przetopioną (1) i strefą wpływu ciepła (2); (b), (c) strefa zwartych borków z ograniczonym udziałem mieszaniny eutektycznej (1a); (d) granica między strefą przetopioną z mieszaniną eutektyczną (1b) a strefą wpływu ciepła z martenzytem i austenitem szczątkowym (2a). [H10]



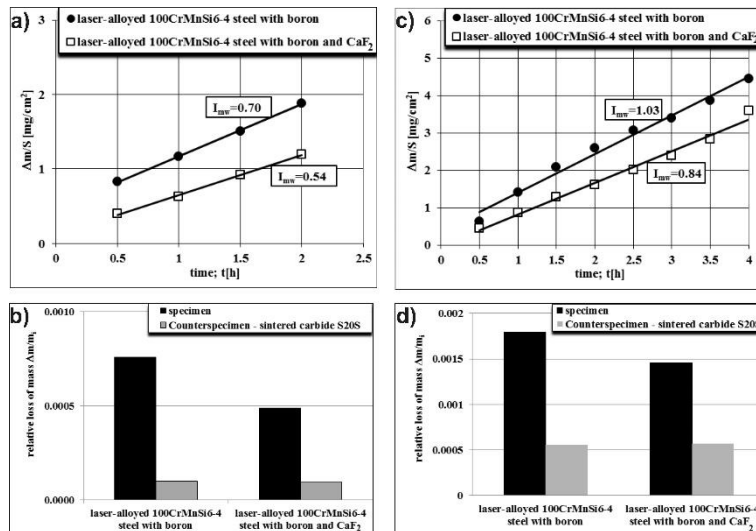
Rys.3. Mikrostruktura warstwy borowanej laserowo z  $\text{CaF}_2$  wytworzonej na stali 100CrMnSi6-4 (ścieżki wielokrotne); (a) warstwa stopowana laserowo ze strefą przetopienia (1) i strefą wpływu ciepła (2); (b), (c), (d) dendrytyczne lub kuliste borki żelaza w strefie przetopionej z ograniczonym udziałem mieszaniny eutektycznej (1a); (e) strefa przetopiona ze zwiększonym udziałem mieszaniny eutektycznej (1b); (f) granice między: strefą przetopioną ze zwiększonym udziałem mieszaniny eutektycznej (1b), strefą wpływu ciepła z martenzytem i austenitem szczątkowym (2a), strefą wpływu ciepła z bainitem lub sorbitem (2b) a materiałem rodzimym (3). [H10]



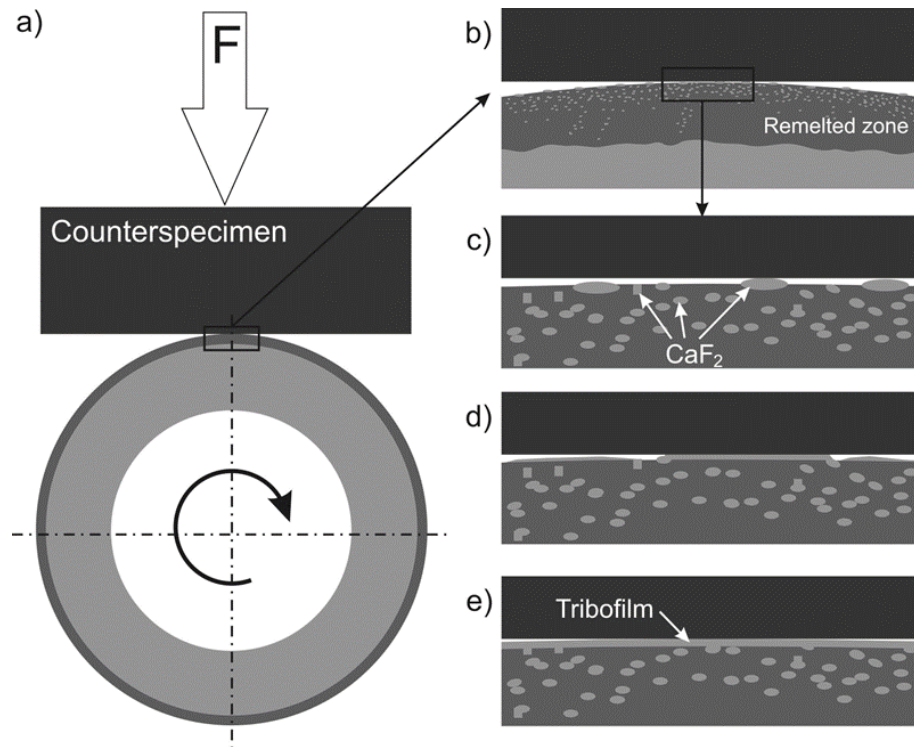
Rys.4. Przelom warstwy stopowanej laserowo borem i  $\text{CaF}_2$  z liniowym rozkładem wapnia (EDS). [H10]



Rys.5. Obrazy OM i SEM strefy wpływu ciepła w warstwie borowanej laserowo (a) oraz w warstwie borowanej laserowo z  $\text{CaF}_2$ ; 1 – strefa przetopiona; 2a – strefa wpływu ciepła z martenzytem i austenitem szczątkowym; 2b-strefa wpływu ciepła z bainitem lub sorbitem. [H10]



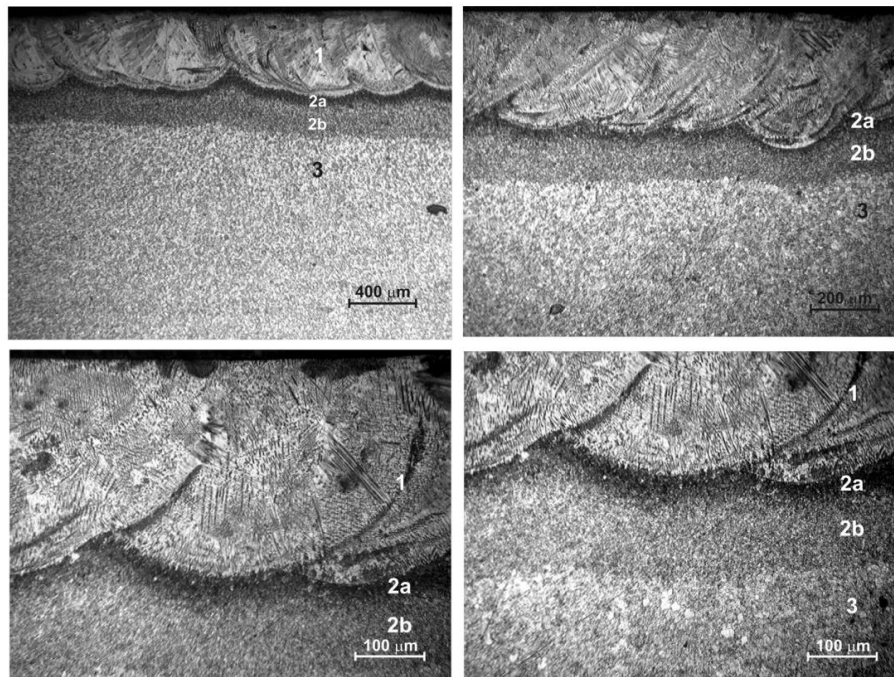
Rys.6. Wyniki badań zużycia przez tarcie; ubytek masy na jednostkę powierzchni ciernej w funkcji czasu tarcia (a) oraz względny ubytek masy próbek i przeciwpróbek (b) po dwugodzinnym badaniu zużycia przez tarcie z wymianą przeciwpróbek co 0,5 h (obciążenie  $F = 49 \text{ N}$ ); ubytek masy na jednostkę powierzchni ciernej w funkcji czasu tarcia (c) oraz względny ubytek masy próbek i przeciwpróbek (d) po czterogodzinnym badaniu zużycia przez tarcie bez wymiany przeciwpróbki (obciążenie  $F = 147 \text{ N}$ ). [H10]



Rys.7. Schemat powstawania tribofilmu: schemat badania zużycia przez tarcie (a), początkowy etap docierania (b,c), odświeżeniu cząstek  $\text{CaF}_2$  i rozsmarowanie smaru stałego na powierzchni próbki (d), utworzeniu tribofilmu o zróżnicowanej grubości (e). [H6]

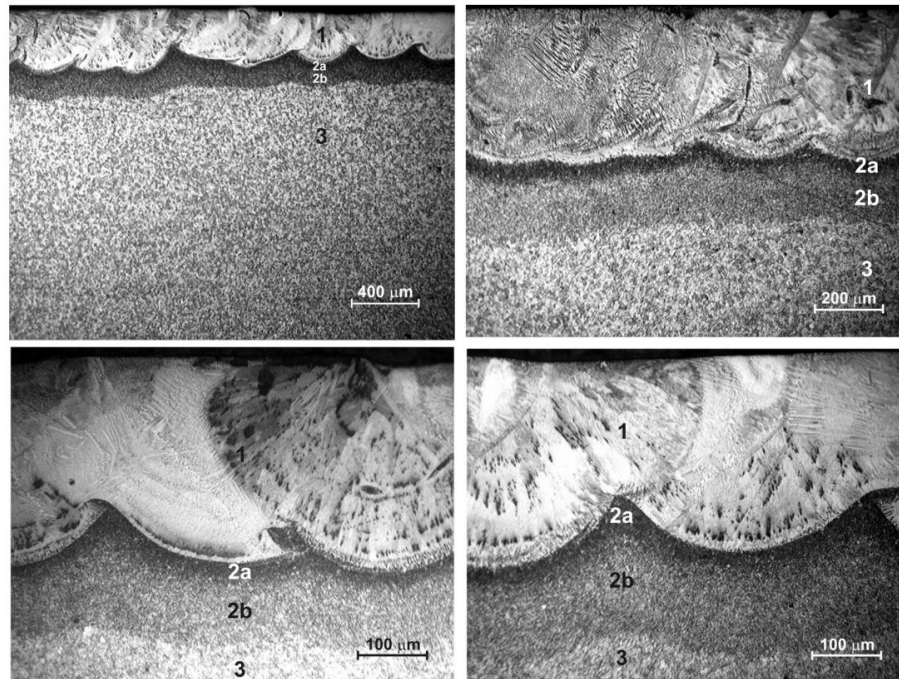
Kontynuacją badań dotyczących modyfikacji stali łożyskowej 100CrMnSi6-4 były prace [H8 i H9]. W pierwszej z nich wykonano stopowanie borem oraz fluorkami  $\text{CaF}_2$  i  $\text{BaF}_2$ , każdy osobno. Natomiast w pracy [H9] przeprowadzono proces stopowania borem z mieszaniną borków  $\text{CaF}_2$  i  $\text{BaF}_2$ . W pracy [H8] w pierwszym etapie nałożono pastę o grubości  $100\ \mu\text{m}$  i stosunku boru do smaru stałego 5:1. Parametry obróbki laserowej były następujące: moc wiązki laserowej  $P = 1,43\ \text{kW}$ , prędkość skanowania  $2,88\ \text{m/min}$ , zachodzenie ścieżek 86%. W pracy [H8] dokonałem porównania wytworzonych warstw pod względem odporności na zużycie przez tarcie z utwardzoną cieplnie próbką ze stali 100CrMnSi6-4. Po stopowaniu laserowym stali borem i fluorkami w mikrostrukturze systemu areologicznego można wyróżnić trzy strefy: strefa przetopienia (1), strefa wpływu ciepła - SWC (2) oraz materiał podłoża (3). (rys.8,9). Niezależnie od zastosowanego smaru stałego ( $\text{CaF}_2$  lub  $\text{BaF}_2$ ) w SWC zaobserwowano dwie strefy: ciemny obszar oznaczony jako 2a i jaśniejszy obszar oznaczony jako 2b. Ciemny obszar SWC po stopowaniu laserowym borem i  $\text{CaF}_2$  (rys. 10a i 10c) charakteryzował się obecnością igieł martenzytu z austenitem szczątkowym i perlitem. Duża zawartość austenitu szczątkowego wynikała z dużej zawartości węgla w SWC. W przypadku warstwy stopionej laserowo borem i  $\text{BaF}_2$  (rys.10b i 10d) stosunkowo niewielka ilość martenzytu była widoczna w obszarze oznaczonym jako 2a. Jednocześnie zaobserwowano zwiększony udział procentowy perlitu. Taki efekt mógł wynikać z różnej przewodności cieplnej  $\text{CaF}_2$  i  $\text{BaF}_2$ . Przewodność cieplna  $\text{CaF}_2$  ( $9,71\ \text{W/m}^\circ\text{C}$ ) była większa od  $\text{BaF}_2$  ( $7,1\ \text{W/m}^\circ\text{C}$ ). Może to być również przyczyną zmniejszenia głębokości strefy przetopionej i SWC dla warstwy z fluorkiem baru. Mikrostruktura obszaru oznaczonego jako 2b wskazywała na obecność sorbitu i perlitu. Szybkość chłodzenia w tej strefie została zmniejszona ze względu na zastosowaną stosunkowo dużą moc wiązki laserowej. Obecność sorbitu mogła wynikać z wysokotemperaturowego odpuszczania tego obszaru podczas formowania sąsiedniej ścieżki. Badania XRD oraz metalograficzne potwierdziły, że strefy przetopione zbudowane są z eutektycznej mieszaniny borków żelaza, borocementytu i martenzytu z cząstkami fluorku wapnia lub fluorku baru, które

znajdowały się blisko powierzchni. Warstwy były ciągłe, zwarte i jednorodne pod względem grubości, ze względu na duże nakładanie się wielu ścieżek (86%). Grubości warstw wynosiły dla warstwy stopowanej borem i fluorkiem wapnia 415  $\mu\text{m}$  i warstwy stopowanej borem i fluorkiem baru 405  $\mu\text{m}$ . Przetopione warstwy charakteryzowały się mikrostrukturą dendrytyczną, składającą się z eutektycznej mieszaniny borków, borocementytu i martenzytu. Blisko powierzchni zaobserwowano cząstki  $\text{CaF}_2$  i  $\text{BaF}_2$  (rys.11). Cząstki te znajdowały się w mieszaninie eutektycznej wśród borków. W przypadku warstwy zawierającej  $\text{CaF}_2$  wśród dendrytów wyraźnie widoczne były igły martenzytu (rys.12a i 12c). Mieszaninę eutektyczną charakteryzowała nanostruktura (rys.12c i 12d). Obecność cząstek  $\text{CaF}_2$  i  $\text{BaF}_2$  wyłącznie blisko powierzchni można wytłumaczyć małą gęstością tych faz. Podczas stopowania laserowego bor i częściowo fluorki rozpuszczały się w stopionym jeziorku bogatym w materiał podłoża o znacznie większej gęstości. Smary o małej gęstości wypływały na powierzchnię roztopionego jeziorka i pływały na skutek ruchów konwekcyjnych. Dlatego cząstki  $\text{CaF}_2$  i  $\text{BaF}_2$  obserwowano blisko powierzchni po ponownym zakrzepnięciu. Przeprowadzone przez mnie badania składu chemicznego na przelomach warstw, tak jak w pracy [H10], potwierdziły obecność cząstek fluorków wapnia i baru (rys.13). Badania ilościowe w obszarach poza występowaniem cząstek fluorków potwierdziły, że fluorki wapnia i baru są obojętne chemicznie i nie reagują z borem i pierwiastkami materiału podłoża (stal 100CrMnSi6-4).

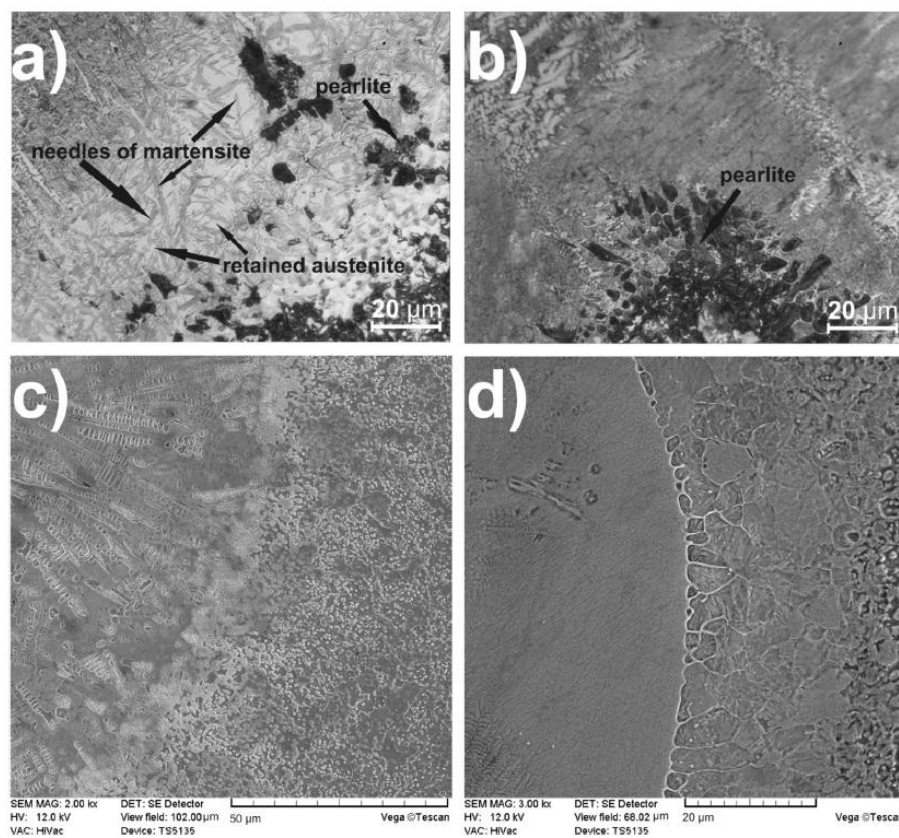


Rys.8. Mikrostruktura stali 100CrMnSi6-4 stopowanej laserowo borem i  $\text{CaF}_2$ ; 1 – strefa przetopiona; 2a – strefa wpływu ciepła z martenzytem, austenitem szczątkowym i perlitem; 2b – strefa wpływu ciepła z perlitem i sorbitem; 3 – materiał podłoża. [H8]

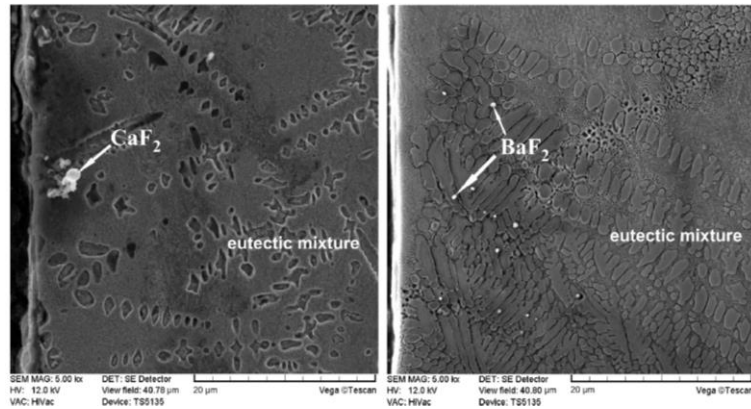




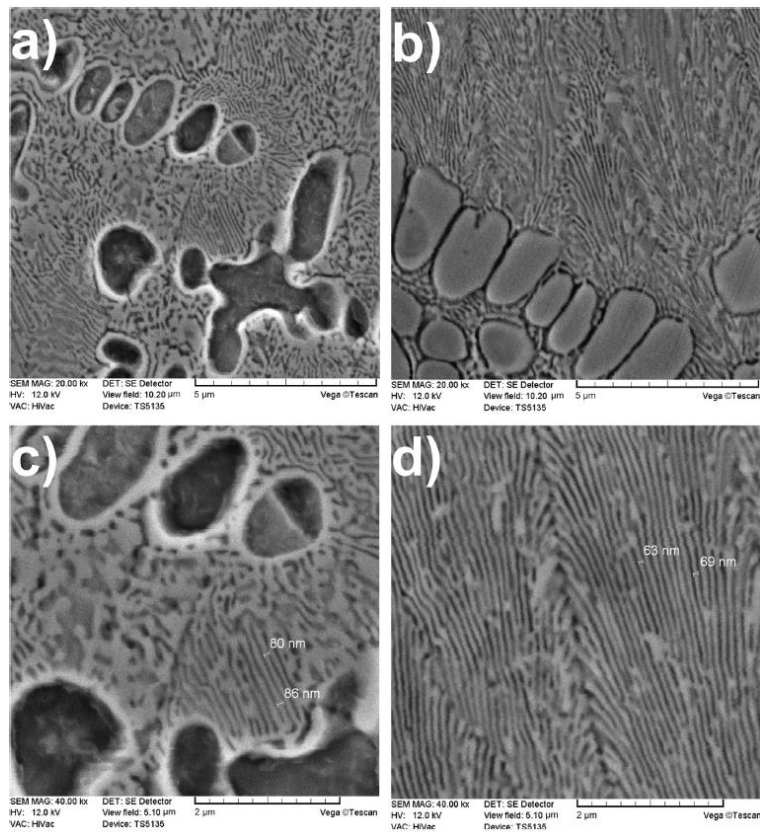
Rys.9. Mikrostruktura stali 100CrMnSi6-4 stopowanej laserowo borem i BaF<sub>2</sub>; 1 – strefa przetopiona; 2a – strefa wpływu ciepła z martenzytem i perlitem; 2b – strefa wpływu ciepła z perlitem i sorbitem; 3 – materiał podłoża. [H8]



Rys.10. Obrazy OM i SEM strefy wpływu ciepła w warstwie stopowanej laserowo borem i CaF<sub>2</sub> (a, c) oraz w warstwie stopowanej laserowo borem i BaF<sub>2</sub> (b, d). [H8]



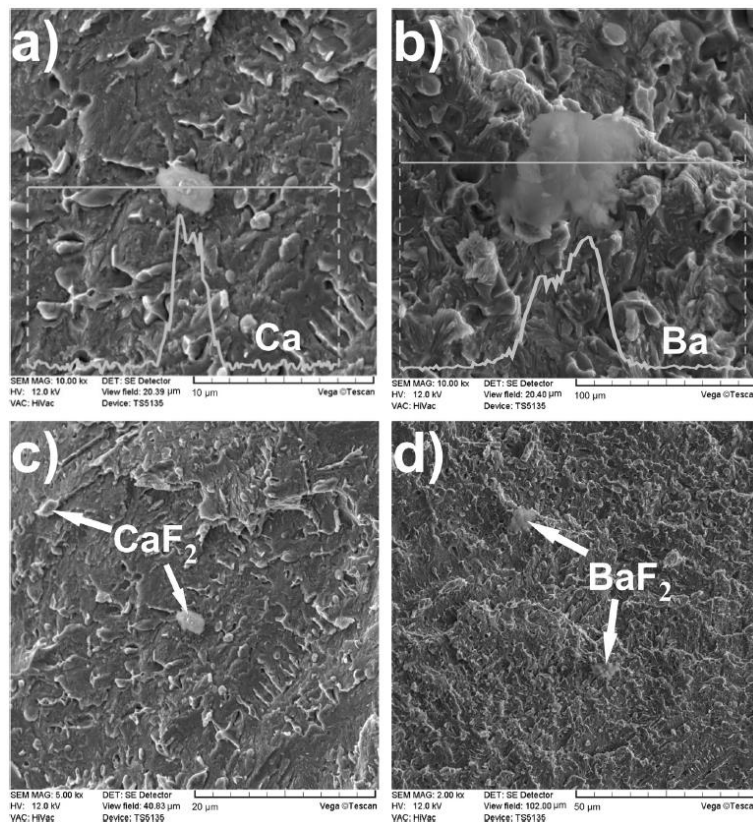
Rys.11. Mikrostruktura warstw stopowanych laserowo borem i  $\text{CaF}_2$  (a) oraz z borem i  $\text{BaF}_2$  (b). [H8]



Rys.12. Mikrostruktura mieszaniny eutektycznej z nanostrukturą w warstwach stopowanych laserowo borem i  $\text{CaF}_2$  (a, c) oraz z borem i  $\text{BaF}_2$  (b, d). [H8]

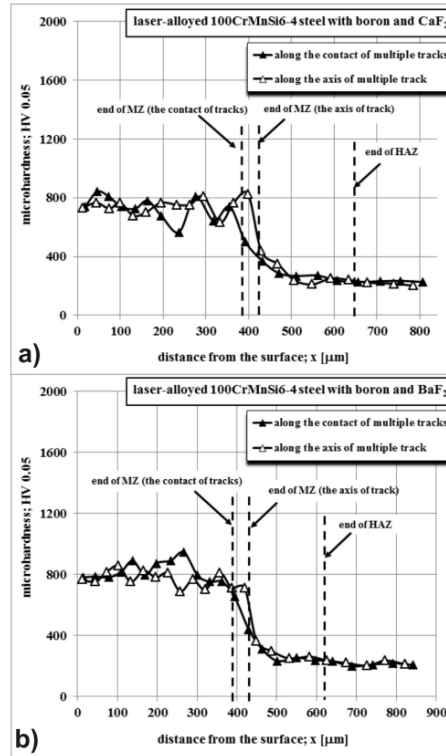
Mikrotwardość strefy przetopionej była bardzo podobna w przypadku dwóch warstw stopowanych laserowo i wynosiła około 800 HV (rys.14). W pracach [H10, H12] podano, że mikrotwardość warstwy stopowanej laserowo borem i  $\text{CaF}_2$  była wyższa i wynosiła około 1000 HV. Powodem takiej sytuacji były różne parametry obróbki laserowej. W prezentowanych badaniach udział smarów stałych w powłoce pasty był dwukrotnie większy, co powodowało zmniejszenie udziału twardych borków żelaza w strefie przetopionej. W pracy [H8] wykorzystano większą moc wiązki laserowej. Wprawdzie zwiększono grubość pasty (z 60 do 100  $\mu\text{m}$ ) w celu uzyskania zbliżonego stosunku rozcieńczenia, ale musiało to spowodować pogorszenie warunków chłodzenia, czyli mniejszą szybkość chłodzenia. Prawdopodobnie

w niektórych rejonach strefy przetopionej tempo ochładzania mogło być niższe od krytycznej szybkości chłodzenia. W konsekwencji zmniejszył się udział martenzytu w strefie przetopionej. Potwierdziły to również wspomniane wyżej obserwacje mikrostruktury SWC oraz zmniejszona mikrotwardość SWC w porównaniu z badaniami w pracach [H10, H12]. Różnice przewodnictwa cieplnego zastosowanych smarów stałych wskazywały na szybsze przenoszenie ciepła w warstwie stopowanej laserowo borem i fluorkiem wapnia. Mogło to wpływać na szybkość stygnięcia i powodować nieco wyższy udział martenzytu w SWC dla takiej warstwy. Stosunkowo niewielki gradient twardości w SWC mógłby skutkować odpowiednim związaniem warstwy wierzchniej z materiałem podłoża oraz korzystnym rozkładem naprężeń pomiędzy warstwą samosmarującą a podłożem. Badania zużycia przeprowadzono przy obciążeniu 49 N w warunkach tarcia suchego w czasie 2 godzin (rys.15). Zbadano odporność na zużycie przez tarcie dwóch wytworzonych warstw samosmarujących: warstwy stopowanej laserowo borem i fluorkiem wapnia oraz borem i fluorkiem baru. Równocześnie temu samemu testowi poddano stal 100CrMnSi6-4 poddaną obróbce cieplnej (hartowanie i odpuszczanie). Podczas testu zużycia smary stałe ( $\text{CaF}_2$  lub  $\text{BaF}_2$ ) zostały rozsmarowane na zużytej powierzchni próbki, tworząc tribofilm. Zostało to potwierdzone badaniami mikroanalizy rentgenowskiej EDS. Powstawanie tribofilmu na powierzchni powodowało zmniejszenie zużycia zarówno próbki stopowanej laserowo, jak i przeciwpróbki, pomimo mniejszej twardości warstw zawierających fluorki. W obszarach, w których tribofilm był cienki lub prawie niewidoczny, mogło dojść do ścierania lub utleniania. Mechanizmem zużycia stali 100CrMnSi6-4 poddanej obróbce cieplnej (hartowanie i odpuszczanie) było wyłącznie ścieranie.

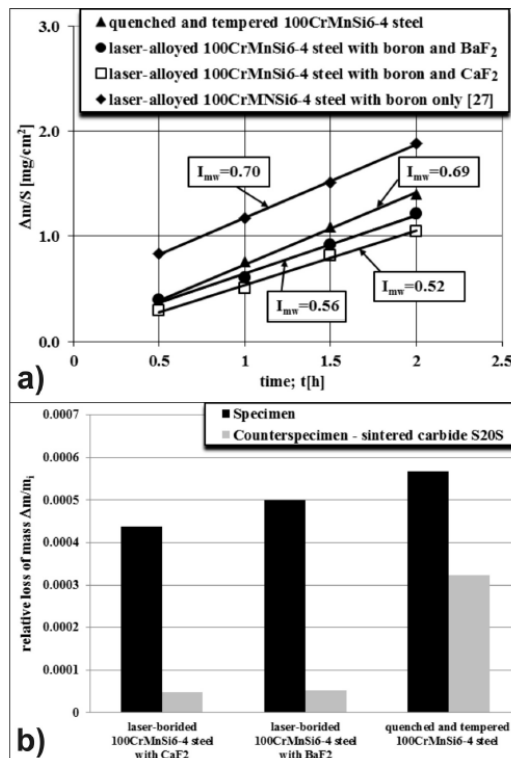


Rys.13. Przelomy warstw stopowanych laserowo borem i  $\text{CaF}_2$  (a, c) oraz z borem i  $\text{BaF}_2$  (b, d); liniowa mikroanaliza rentgenowska wapnia i baru. [H8]



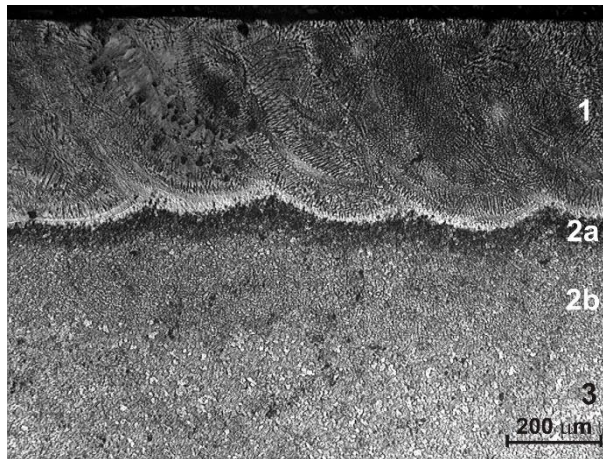


Rys.14. Profile mikrotwardości warstw stopowanych laserowo borem i  $\text{CaF}_2$  (a) oraz z borem i  $\text{BaF}_2$  (b). [H8]

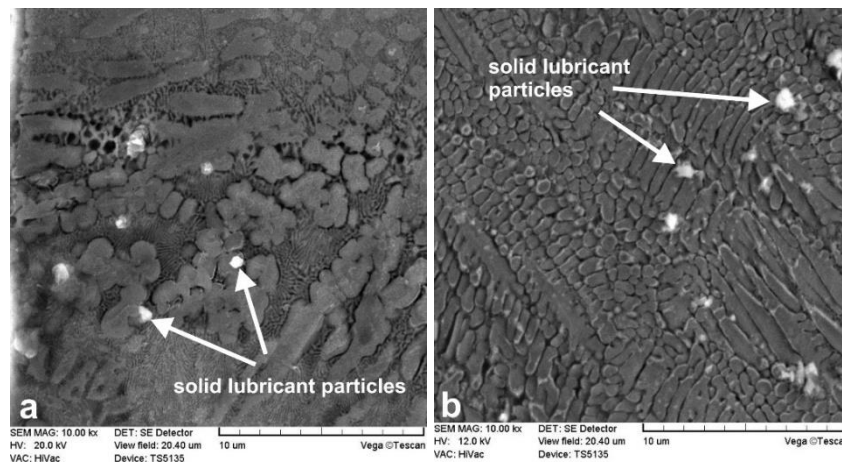


Rys.15. Wyniki badań zużycia przez tarcie; ubytek masy na jednostkę powierzchni tarcia w funkcji czasu tarcia (a) oraz względny ubytek masy próbek i przeciwp próbek (b) po dwóch godzinach test zużycia z (obciążenie  $F = 49 \text{ N}$ ). [H8]

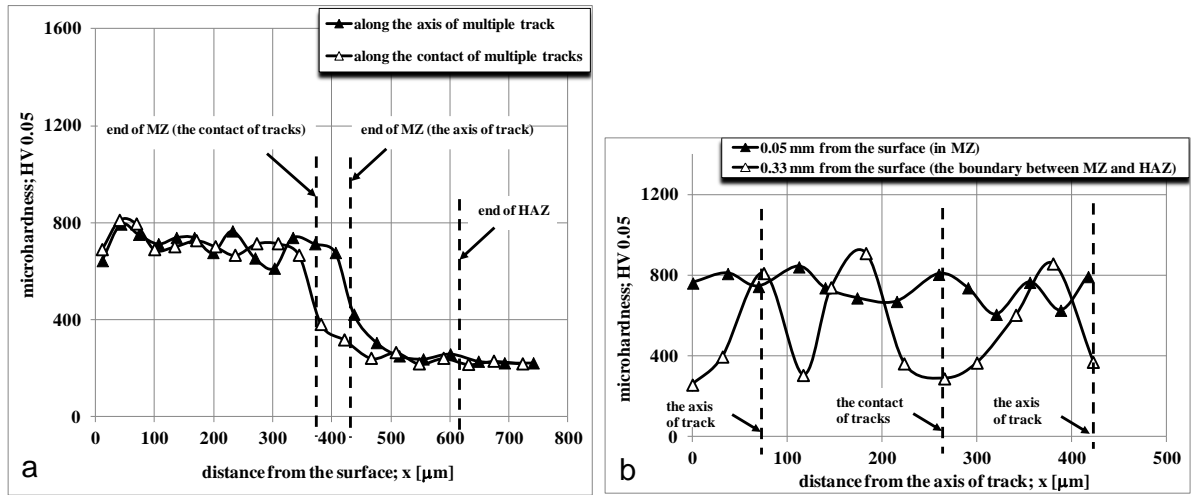
Wyniki badań warstw wytworzonych przez stopowanie laserowe borem oraz fluorkiem baru i wapnia w stosunku masowym 10:1:1 przedstawiono w pracy [H9]. Otrzymana warstwa tak jak w pracach [H12, H10, H8] była ciągła, zwarta i jednorodna pod względem grubości, wynoszącą około 400  $\mu\text{m}$ . Wynikało to z nakładania ścieżek, które również w tym przypadku wynosiło 86%. Budowa systemu areologicznego była również trzystrefowa (rys. 16). Strefa przetopiona składała się z dendrytycznych lub kulistych borków żelaza oraz eutektycznej mieszaniny borków, borocementytu i martenzytu. Wyniki składu fazowego potwierdzone zostały badaniami XRD. Cząstki smarów stałych były wyraźnie widoczne, głównie blisko powierzchni, do głębokości około 50-60  $\mu\text{m}$ . Cząstki  $\text{CaF}_2$  i  $\text{BaF}_2$  znajdowały się w mieszaninie eutektycznej pomiędzy borkami (rys. 17). Mikrostruktura strefy wpływu ciepła, bezpośrednio pod warstwą przetopioną (oznaczoną jako 2a), charakteryzowała się obecnością martenzytu i austenitu szczątkowego. Mikrostruktura regionu, oznaczona jako 2b, składała się z sorbitu i perlitu. Dla otrzymanej warstwy mikrotwardość (rys. 18) w strefie przetopionej wahała się od 665 do 810 HV w osi ścieżki laserowej oraz od 613 do 795 HV na styku ścieżek. Mikrotwardość strefy przetopionej w odległości 50  $\mu\text{m}$  od powierzchni wynosiła od 608 do 810 HV.



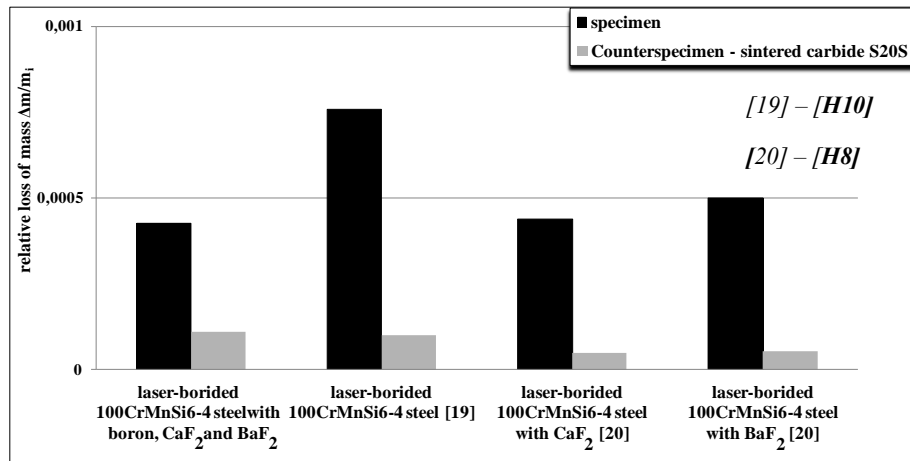
Rys.16. Mikrostruktura stali 100CrMnSi6-4 stopowanej laserowo borem,  $\text{CaF}_2$  i  $\text{BaF}_2$ ; 1 – strefa przetopiona, 2 – strefa wpływu ciepła, 3 – podłoże. [H9]



Rys.17. Mikrostruktura stali 100CrMnSi6-4 stopowanej laserowo borem,  $\text{CaF}_2$  i  $\text{BaF}_2$ ; SEM. [H9]

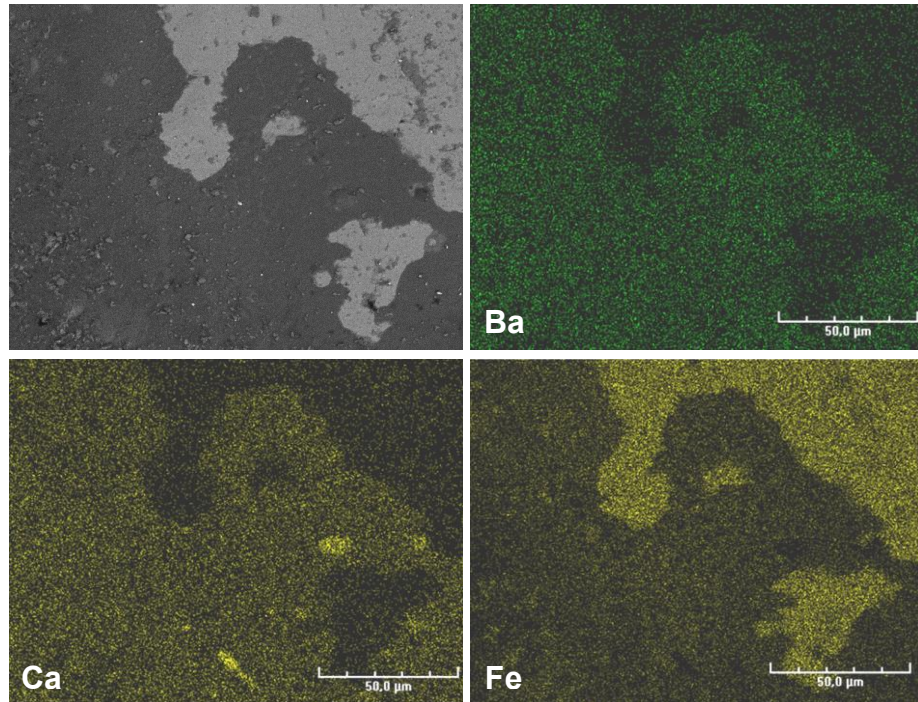


Rys.18. Profile mikrotwardości stali 100CrMnSi6-4 stopowej laserowo borem, CaF<sub>2</sub> i BaF<sub>2</sub>. [H9]



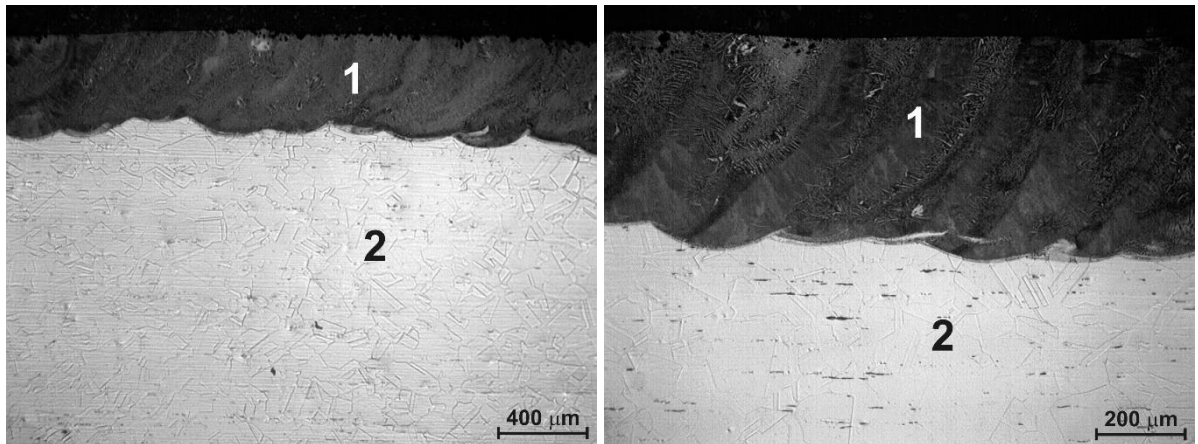
Rys.19. Wyniki badań zużycia. [H9]

Oporność na zużycie przez tarcie wytworzonej warstwy była zbliżona do warstw borowanych laserowo z dodatkiem samego CaF<sub>2</sub> lub samego BaF<sub>2</sub> (rys.19). Zaobserwowano znaczny wzrost odporności na zużycie warstwy borowanej laserowo z CaF<sub>2</sub> i BaF<sub>2</sub>, zwłaszcza w porównaniu z warstwą stopowaną laserowo tylko borem. Wytworzone warstwy w pracach [H10, H8 i H9] można sklasyfikować pod względem odporności na zużycie przez tarcie w następujący sposób: najwyższą odpornością charakteryzowała się warstwa borowana laserowo z dodatkiem CaF<sub>2</sub>, następnie warstwa borowana laserowo z mieszaniną CaF<sub>2</sub> + BaF<sub>2</sub> i dalej warstwa laserowo borowana z BaF<sub>2</sub>. Wzrost odporności na zużycie przez tarcie warstwy wytworzonej w pracy [H9] wynikał z tworzenia się tribofilmu między współpracującą parą, który chronił powierzchnie próbki i przeciwp próbki. Obecność tribofilmu, składającego się ze smaru stałego, potwierdzono na zużytej powierzchni metodą mikroanalizy rentgenowskiej metodą EDS (rys.20).



Rys.20. Zużyta powierzchnia stali 100CrMnSi6-4 stopowanej laserowo borem,  $\text{CaF}_2$  i  $\text{BaF}_2$ . Mapy EDS rozkładu stężeń baru, wapnia i żelaza. [H9]

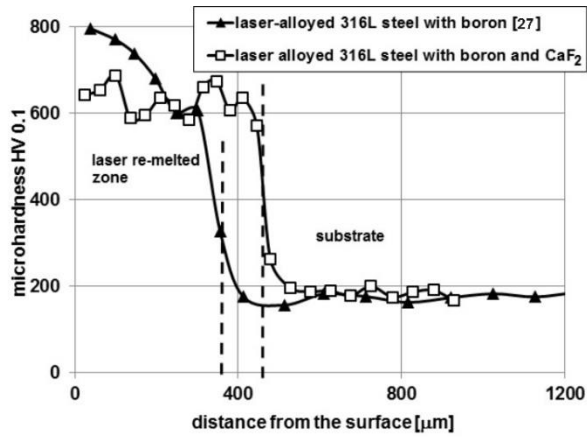
W pracy [H11] przedstawiono wyniki badań warstwy stopowanej laserowo stali 316L borem i  $\text{CaF}_2$  w stosunku masowym 10:1. Grubość pasty wynosiła 200  $\mu\text{m}$ , moc wiązki laserowej 1,82 kW. Warstwa była zwarta i jednorodna pod względem grubości, średnia grubość wynosiła około 460  $\mu\text{m}$ . Na podstawie badań mikrostruktury nie zaobserwowano zmian bezpośrednio pod strefą przetopioną (rys.21).



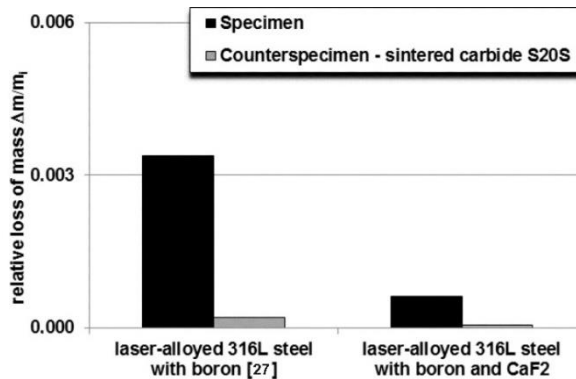
Rys.21. Mikrostruktura stali 316L laserowo stopowanej borem i  $\text{CaF}_2$ ,  $P = 1,82 \text{ kW}$ ; 1 – strefa przetopiona; 2 – podłoże. [H11]

Występowanie mikrostruktury kompozytu wzmocnionego twardymi fazami ceramicznymi (borki, borowęglik) było przyczyną wzrostu twardości przy powierzchni i w całej strefie przetopienia. Obecność  $\text{CaF}_2$  spowodowała zmniejszenie mikrotwardości strefy przetopionej, która była w przedziale 600-700 HV (rys.22). Zaobserwowano znaczny wzrost odporności na zużycie przez tarcie warstwy stopowanej laserowo borem i  $\text{CaF}_2$  w porównaniu z warstwą stopowaną tylko borem (rys.23). Badania zużycia przez tarcie wykazały, że względny ubytek masy był ponad czterokrotnie mniejszy niż uzyskany dla stali 316L borowanej laserowo.





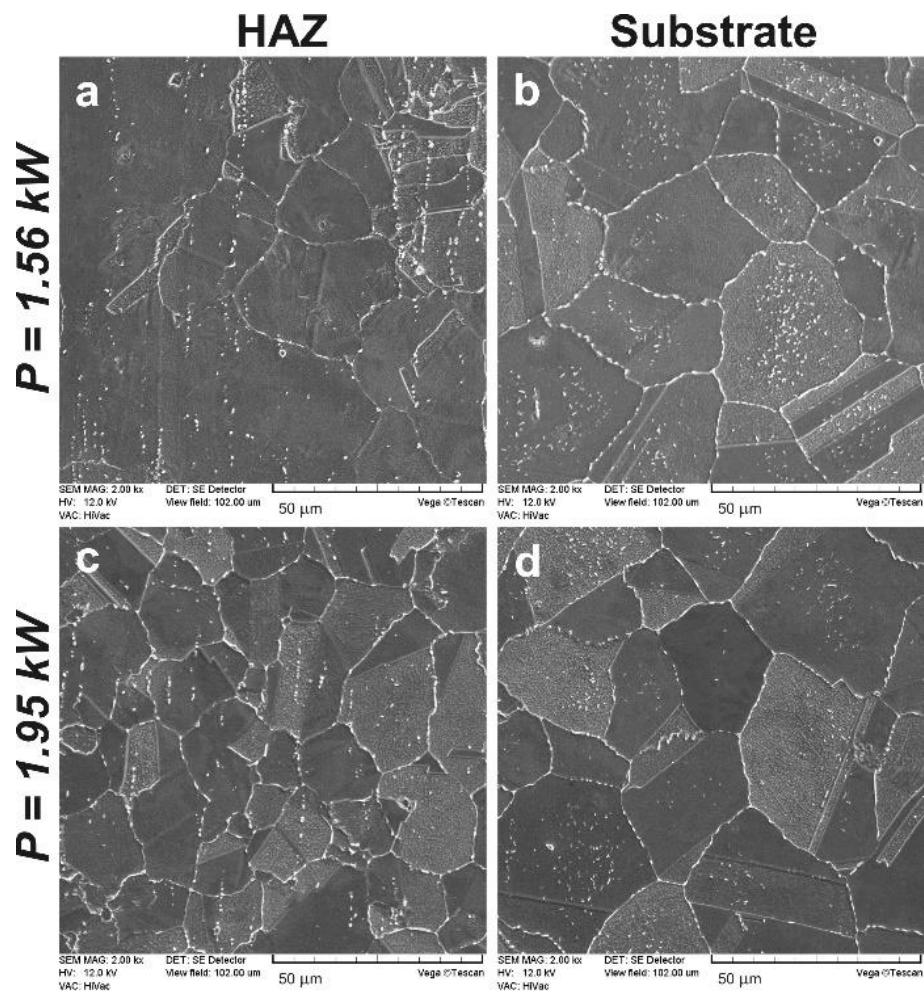
Rys.22. Profile twardości stali 316L laserowo stopowanej borem i CaF<sub>2</sub> oraz wyłącznie borem. [H11]



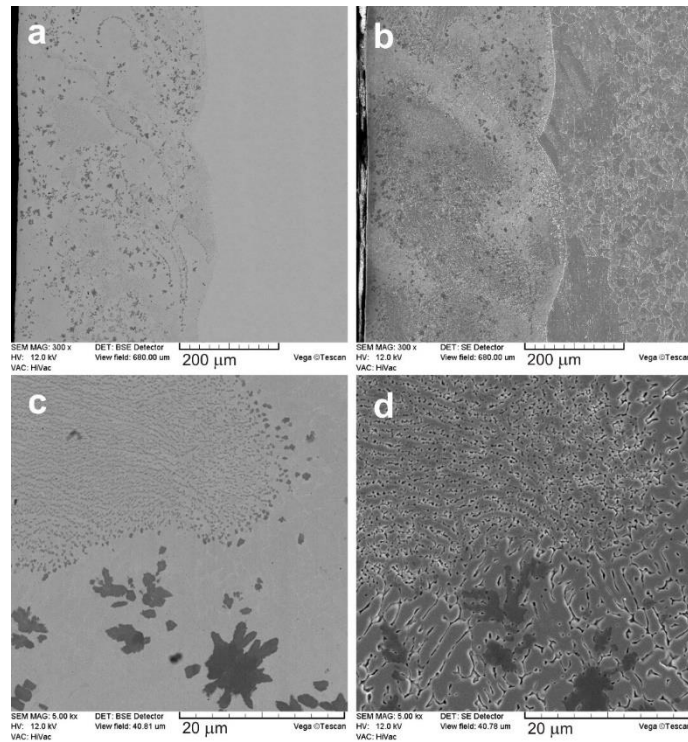
Rys.23. Wyniki testów odporności na zużycie. [H11]

Publikacją, która zamyka badania dotyczące laserowego stopowania jest praca [H6]. W pracy tej wytworzono warstwy samosmarujące na stopie niklu Inconel<sup>®</sup>600 w wyniku stopowania borem i CaF<sub>2</sub>. Do stopowania laserowego zastosowano wiązkę laserową o mocy 1,56 kW i 1,95 kW. Na podstawie wyników XRD stwierdzono, że wytworzone warstwy zbudowane są z mieszaniny borków niklu (Ni<sub>2</sub>B, Ni<sub>3</sub>B), borków chromu (CrB, Cr<sub>2</sub>B), borków żelaza Fe<sub>3</sub>B i niklu. Potwierdzono również obecność fluorku wapnia jako oddzielnej fazy. W mikrostrukturze występują strefy: 1 – strefa przetopiona, strefa wpływu ciepła oraz 3 – podłoże. W pracy tej dokładnie przebadano mikrostruktury stref przetopionych oraz strefy wpływu ciepła. Uzyskana mikrostruktura zależy od zastosowanej mocy wiązki laserowej. W strefie wpływu ciepła pod warstwą stopowaną laserowo przy mocy wiązki laserowej 1,56 kW zaobserwowałem nieznaczny rozrost ziaren (rys.24a). Natomiast dla warstwy wytworzonej przy mocy 1,95 kW w strefie wpływu ciepła ziarna są wyraźnie mniejsze (rys.24c). Stwierdziłem, że prawdopodobną przyczyną takiej sytuacji była rekrytalizacja ziaren w tej strefie podczas formowania kolejnych ścieżek. Przy mocy wiązki laserowej 1,56 kW temperatura była zbyt niska do zajścia procesu rekrytalizacji. Oczywiście w przypadku warstwy, wytwarzanej przy zastosowaniu mocy 1,96 kW, również następował rozrost ziaren. W tym przypadku, w wyniku powstawania kolejnych ścieżek temperatura była jednak wyższa. Prawdopodobnie taka temperatura była wystarczająca do wywołania rekrytalizacji w strefie wpływu ciepła, co umożliwiło uzyskanie mniejszych ziaren. Mikrostruktury podłoża poniżej stref wpływu ciepła nie różnią się w obu przypadkach (rys.24b i 24d). Opis stref wpływu ciepła

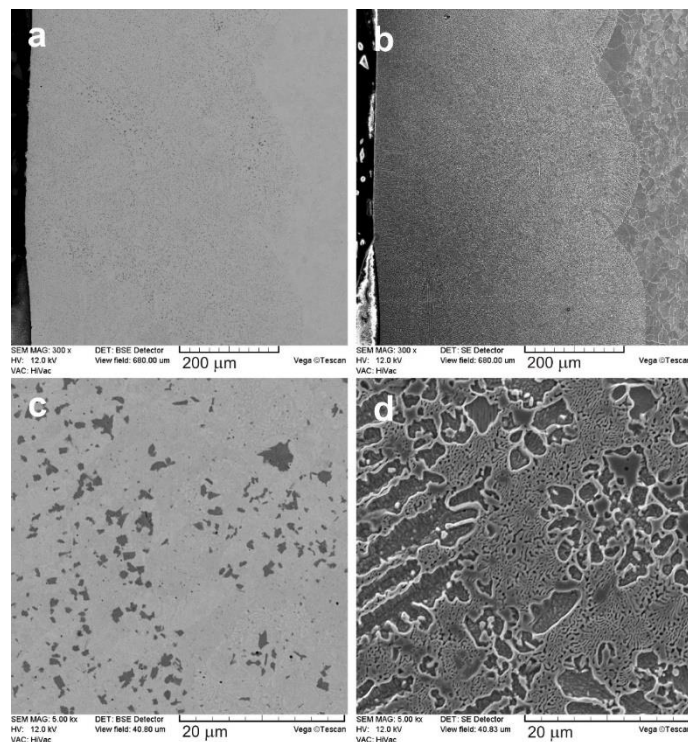
jest często pomijany w publikacjach, niemniej jednak jest to ważny punkt dotyczący całego systemu aerologicznego. Szczegółową analizę każdej warstwy stopowanej laserowo przeprowadziłem za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego SEM (rys.25-29) oraz przy pomocy mikroanalizy rentgenowskiej EDS. W pierwszej kolejności przeanalizowałem nietrawione próbki metalograficzne i dokonałem obserwacji w kontraście elektronów wstecznie rozproszonych (BSE). Wyniki tych badań przedstawiono na rys.25a, 25c, 26a, 26c i 27. Pozwala to na ujawnienie różnic w mikrostrukturze pomimo nieprzeprowadzenia procesu trawienia próbek. Ciemniejsze fazy zawierają więcej lekkich pierwiastków. Natomiast cięższe pierwiastki występują w jaśniejszych fazach. Warstwa stopowana laserowo, wytworzona przy większej mocy wiązki laserowej (1,95 kW), charakteryzuje się drobnymi wydzieleniami ciemnych faz (rys.26a i 26c), które są równomiernie rozmieszczone w całej warstwie.



Rys.24. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła i podłoża;  $P = 1,56 \text{ kW}$  (a,b) i  $1,95 \text{ kW}$  (c,d). [H6]

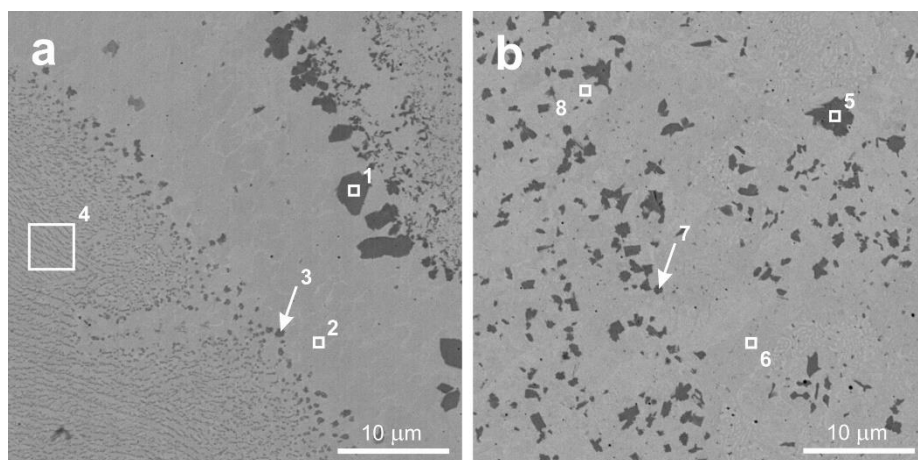


Rys.25. Mikrostruktura stopowanego laserowo stopu Inconel<sup>®</sup>600 borem i CaF<sub>2</sub> przy mocy wiązki laserowej 1,56 kW, BSE (a, c), SE (b, d). [H6]



Rys.26. Mikrostruktura stopowanego laserowo stopu Inconel<sup>®</sup>600 borem i CaF<sub>2</sub> przy mocy wiązki laserowej 1,95 kW, BSE (a, c), SE (b, d). [H6]

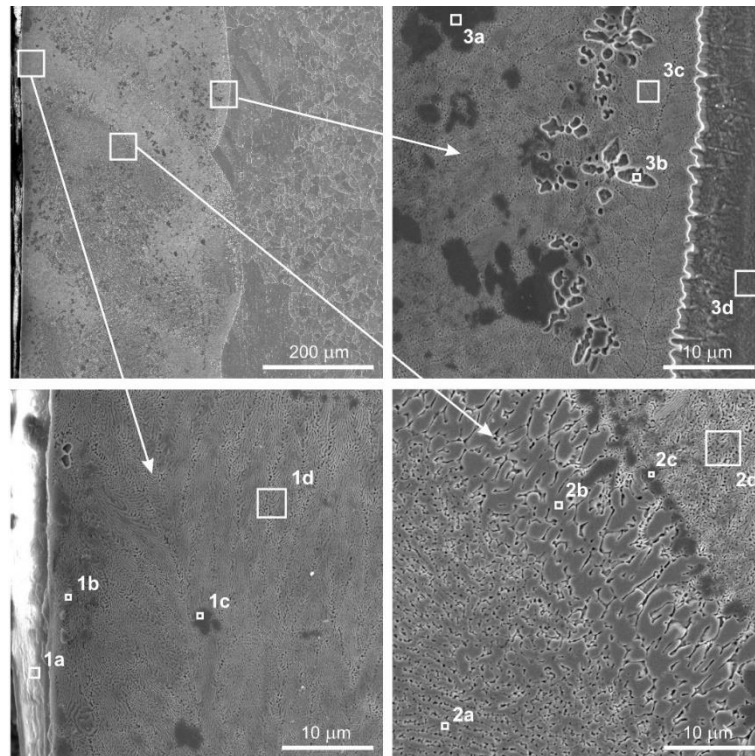
Nierównomierny rozkład faz ciemnych o różnej wielkości jest charakterystyczny dla warstwy wytwarzanej przy mocy 1,56 kW (rys.25a, 25c). Ciemne fazy przybierają nieregularne kształty, pozbawione charakteru dendrytycznego. Największe skupiska fazy ciemnej obserwuje się wzdłuż styku sąsiednich ścieżek. Na podstawie tej obserwacji i biorąc pod uwagę kształt ciemnych faz stwierdziłem, że najpierw powstają one podczas ponownego krzepnięcia jeziora. Ponadto ich rozkład wskazuje na ruchy konwekcyjne w roztopionym jeziorze podczas laserowego stopowania stopu Inconel® 600 borem i CaF<sub>2</sub>. Mikroanaliza rentgenowska EDS wykazała w fazach ciemnych wysoką zawartość chromu (około 75%) i stosunkowo niską zawartość niklu (około 6%). W jaśniejszych obszarach stężenie niklu jest wyższe (około 67%). Natomiast zawartość chromu jest niższa (9-13%). Co więcej, wyższa zawartość wapnia jest wykrywana w fazach ciemniejszych. Mikrostruktura warstw i podłoży po wytrawieniu próbek metalograficznych odczynnikami Marble'a przedstawiono na rys. 25b, 25d, 26b i 26d. Blisko powierzchni warstwy, wytwarzanej przy mocy 1,56 kW, obserwuje się bardzo drobną mieszaninę eutektyczną. Ziarna fazy ciemniejszej są bogate w chrom. Fazy bogate w nikiel o strukturze dendrytycznej widoczne są w mikrostrukturze na większej głębokości warstwy. Ponadto w tych obszarach występują ciemne fazy. Otoczone są droбноziarnistą mieszaniną eutektyczną. Warstwa wytworzona przy mocy 1,95 kW charakteryzuje się inną mikrostrukturą. W tym przypadku struktura dendrytyczna jest wyraźnie widoczna. Pomiędzy dendrytami faz bogatych w nikiel, struktura eutektyczna otacza mniejsze ziarna fazy ciemnej bogatej w chrom. Droбноziarnista mikrostruktura warstwy wytwarzanej przy mocy lasera 1,95 kW spowodowana jest wyższym współczynnikiem rozcieńczenia (0,56) oraz większym przechłodzeniem. Szybkość krystalizacji jest funkcją szybkości zarodkowania i szybkości wzrostu ziarna. Wyższy stopień przechłodzenia skutkuje wyższą szybkością zarodkowania i mniejszą szybkością wzrostu.



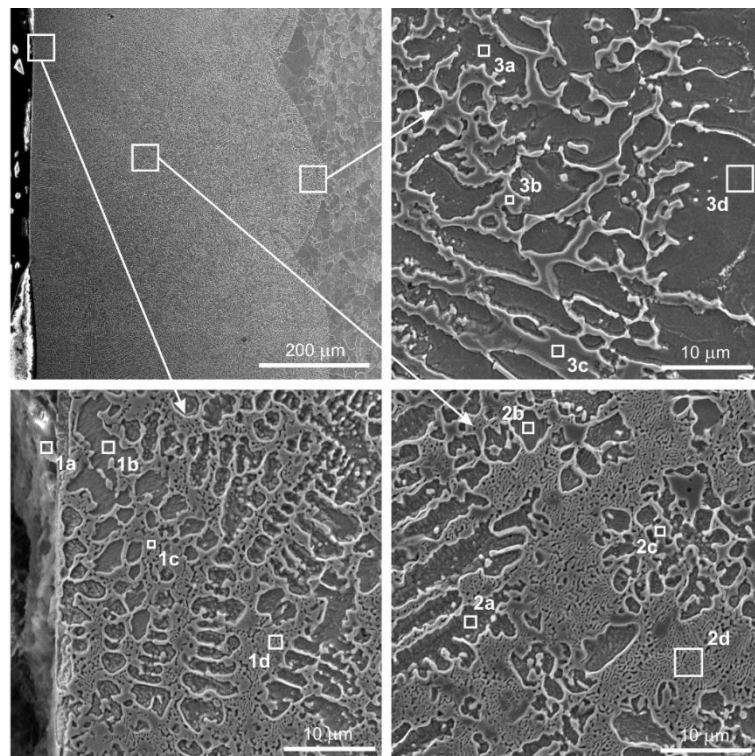
Rys.27. Mikrostruktura SEM w kontraście elektronów wstecznie rozproszonych (BSE) oraz obszary mikroanalizy rentgenowskiej laserowo stopowanego stopu Inconel® 600 borem i CaF<sub>2</sub> przy mocy wiązki laserowej 1,56 kW (a) i 1,95 kW (b). [H6]

Podobnie jak w pracach poprzednich w celu obserwacji cząstek smarów stałych wykonałem przełomy warstw, a następnie przeprowadziłem analizę składu chemicznego EDS, która potwierdziła ich obecność (rys.30,31). Zawartość wapnia w cząsteczkach CaF<sub>2</sub> mieści się w przedziale 11,04-35,61% wag. Taka zawartość wynika z niskiej masy atomowej wapnia i zastosowanego napięcia przyspieszającego, które wpływa na wielkość strefy wzbudzenia. Z tego powodu w wynikach analizy EDS występują również pierwiastki pochodzące z podłoża. Przełomy pozwoliły również na obserwację powstałego tribofilmu po badaniach zużycia przez tarcie (rys.32).

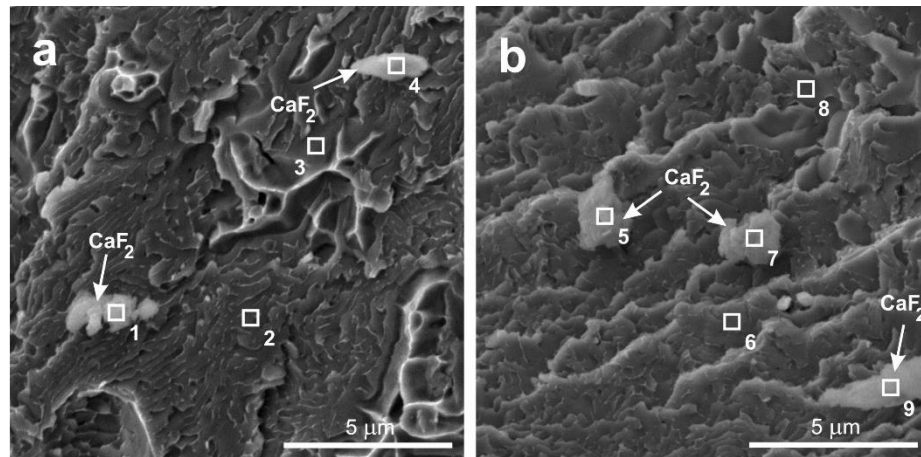




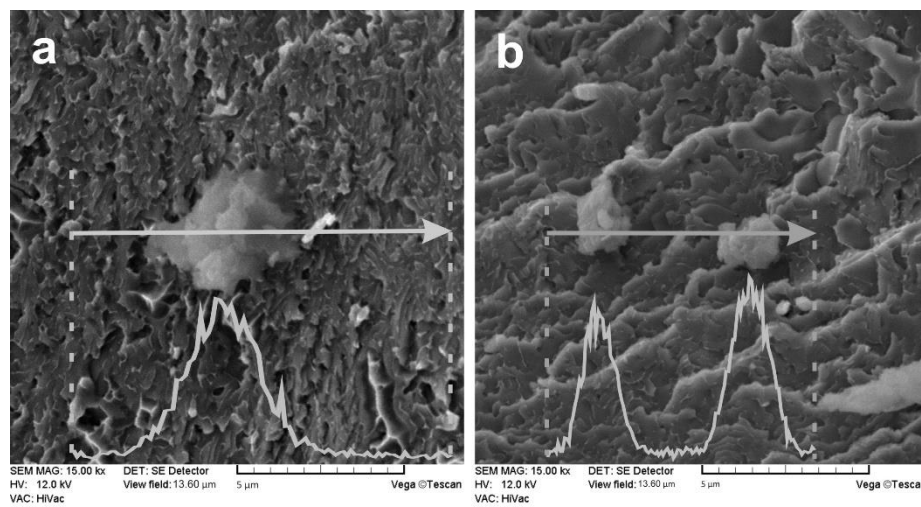
Rys.28. Mikrostruktura SEM w kontraście elektronów wtórnych (SE) i obszary mikroanalizy rentgenowskiej laserowo stopowanego stopu Inconel® 600 z borem i  $\text{CaF}_2$  przy mocy wiązki laserowej 1,56 kW. [H6]



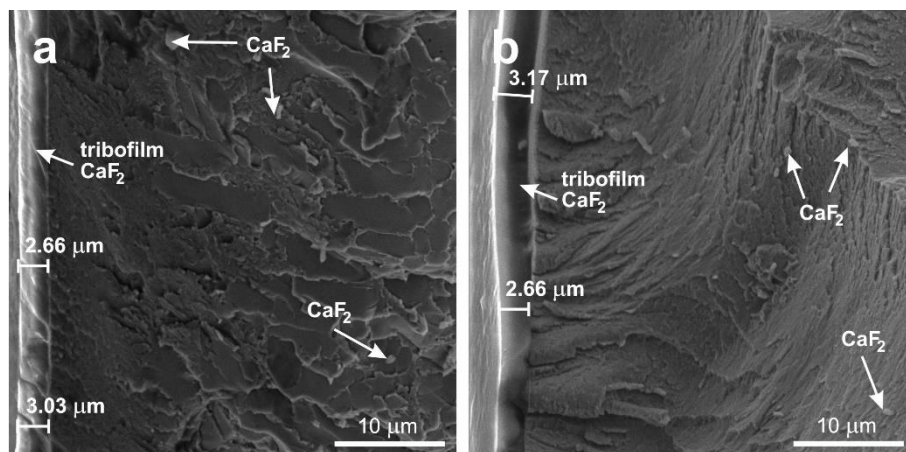
Rys.29. Mikrostruktura SEM w kontraście elektronów wtórnych (SE) i obszary mikroanalizy rentgenowskiej laserowo stopowanego stopu Inconel® 600 z borem i  $\text{CaF}_2$  przy mocy wiązki laserowej 1,95 kW. [H6]



Rys.30. Przelomy warstw stopowanych laserowo borem i  $\text{CaF}_2$ ; 1,56 kW (a), 1,95 kW (b). [H6]



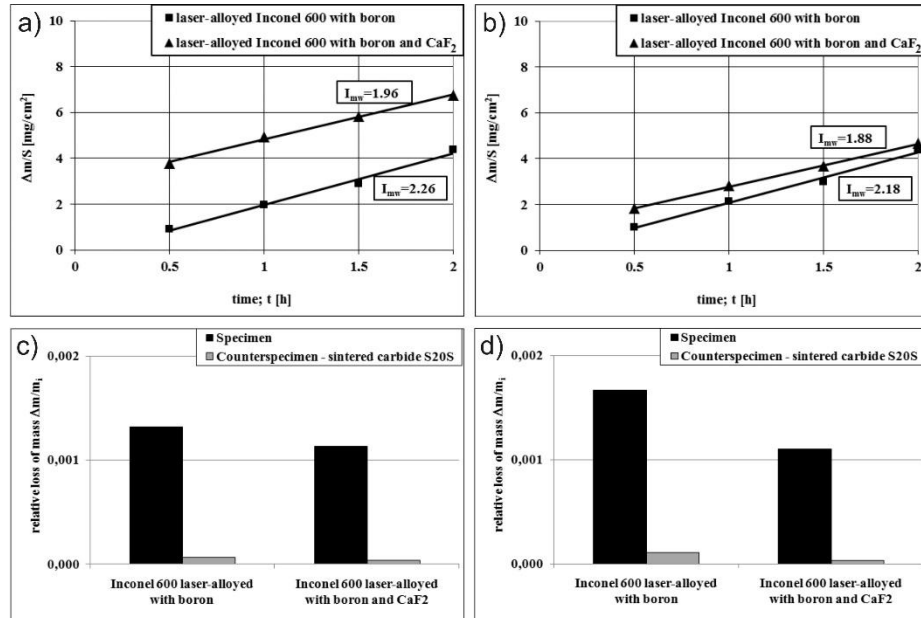
Rys.31. Liniowa mikroanaliza rentgenowska warstw stopowych laserowo borem i  $\text{CaF}_2$  przy 1,56 kW (a) i 1,95 kW (b). [H6]



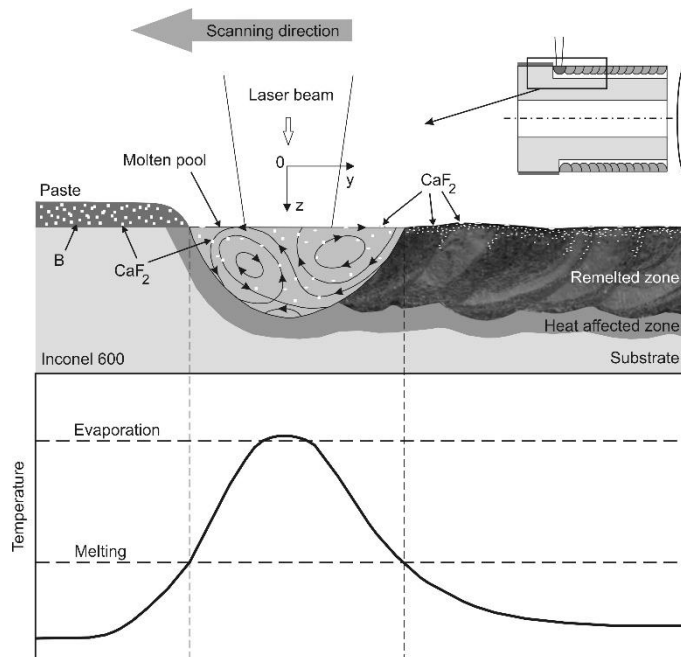
Rys.32. Grubość tribofilmu; laserowo stopowany stop Inconel<sup>®</sup> 600 borem i  $\text{CaF}_2$  przy mocy wiązki laserowej 1,56 kW (a) i 1,95 kW (b). [H6]

Warstwa samosmarująca, wytworzona przy większej mocy wiązki laserowej, charakteryzowała się wyższym współczynnikiem rozcieńczenia (0,56), grubością warstwy (542 µm) i wyższą twardością (ok. 1250 HV) w porównaniu z warstwą wytworzoną przy mocy 1,56 kW (0,4, 384 µm, ok. 800 HV). Równomierny rozkład twardości wskazuje na regularny skład fazowy

warstwy stopowanej laserowo borem i  $\text{CaF}_2$  przy mocy 1,95 kW. Dodatek fluorku wapnia powoduje zmniejszenie mikrotwardości warstw oraz zmniejszenie gradientu twardości pomiędzy strefą przetopioną a podłożem, co wpływa korzystnie na rozkład naprężeń. Ponadto wytworzone warstwy charakteryzowały się wysoką odpornością na zużycie przez tarcie (rys.33), wyższą niż warstw stopowanych wyłącznie borem, związaną z powstawaniem tribofilmu. Jego obecność zmniejszała zużycie współpracujących par ciernych i poprawiała ich właściwości tribologiczne.



Rys.33. Wyniki badań zużycia warstw stopowanych laserowo tylko borem [13] oraz warstw stopowanych laserowo borem i  $\text{CaF}_2$  przy mocy wiązki laserowej 1,56 kW (a, c) i 1,95 kW (b, d). [H6]

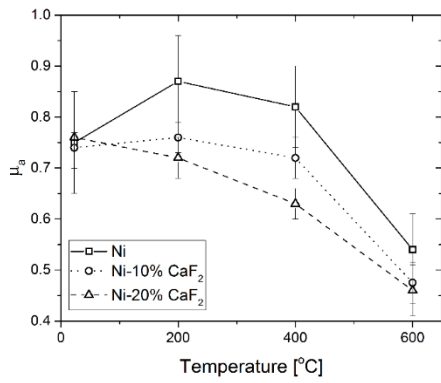


Rys.34. Schemat dwustopniowego procesu laserowego stopowania Inconel®600 z borem i  $\text{CaF}_2$ . [H6]

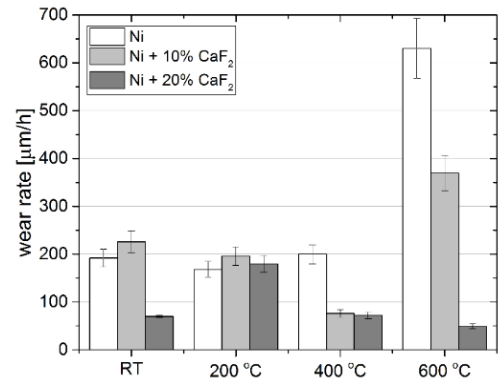
**Efektom końcowym pracy było opracowanie przez mnie mechanizmu laserowego stopowania borem i stałymi smarami (rys.34),** który pokazuje powstawanie przetopionej warstwy, strefy wpływu ciepła i ruchy konwekcyjne w roztopionym jeziorce oraz rozkład temperatury podczas obróbki laserowej. Zaproponowany mechanizm może być wykorzystany w przypadku pozostałych prac [H8-H12], jak również przez innych Autorów, w których warstwy wytwarzane są metodą stopowania laserowego zawierającego fazy o różnej gęstości.

Wytworzone warstwy metodą stopowania laserowego na podłożach ze stali łożyskowej 100CrMnSi6-4 [H8-H10, H12], stali nierdzewnej X2CrNiMo17-12-2 [H11] oraz stopie niklu Inconel® 600 [H6] pozwoliły otrzymać systemy aerologiczne o bardzo dobrych właściwościach tribologicznych. Na podstawie badań stwierdziłem, że dodatki smarów stałych po procesie laserowego stopowania znajdują się w strefie przypowierzchniowej warstw wierzchnich. Skłoniło mnie to do zastosowania innej metody wytwarzania materiałów samosmarujących. W pierwszym etapie próbowałem wytworzyć warstwy metodą napawania laserowego (ang. laser cladding) w ramach współpracy z Przemysłowym Instytutem Maszyn Rolniczych w Poznaniu (obecnie Sieć Badawcza Łukasiewicz - Poznański Instytut Technologiczny, Centrum Technologii Rolniczej i Spożywczej). Ze względu na osadzanie się proszków smarów stałych na ściankach wewnętrznych przewodów doprowadzających proszek i problemów z tym związanych m.in. trudnością oszacowania ilości podanego proszku smaru stałego, **w dalszych badaniach do wytworzenia materiałów samosmarujących, które pozwalają na otrzymanie kompozytów, z równomiernie rozmieszczonymi dodatkami, wykorzystałem metodę metalurgii proszków.** Wyniki tych badań opisane są w pracach [H1-H5, H7]. Badania zużycia przez tarcie wytworzonych materiałów spiekanych przeprowadzono w układzie trzpień-tarcza na urządzeniu T-21 (ITE, Radom), który umożliwia badania również w wysokiej temperaturze.

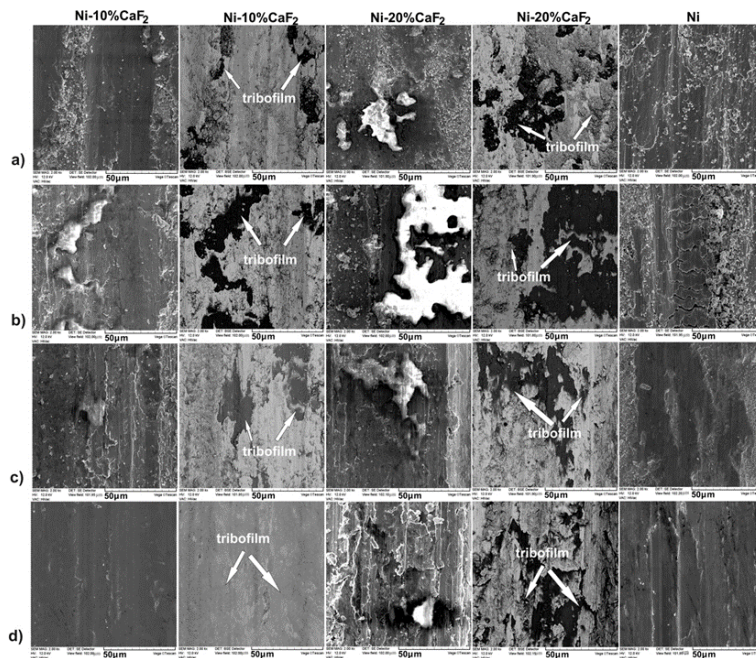
W pracach [H7, H4] wytworzono metodą metalurgii proszków kompozytowe materiały spiekane o osnowie czystego niklu z dodatkiem 20% wag.  $\text{CaF}_2$  [H7] i 10% wag.  $\text{CaF}_2$  [H5]. Moje wstępne badania, jak również studia literaturowe wykazały, że ilość smaru stałego w ilości 20% wag. stanowi wartość maksymalną, która zapewnia otrzymanie litych spieków. Wprowadzenie 20%  $\text{CaF}_2$  do osnowy niklowej spowodowało zwiększenie twardości spieku do około 87 HV. Twardość spieku czystego niklu wynosiła 66 HV. Badania zużycia przez tarcie przeprowadzono w temperaturze pokojowej, 200, 400 i 600°C. Właściwości tribologiczne zależą od warunków przeprowadzonych badań tj. temperatury oraz od materiału spiekanego. Spieki zawierające  $\text{CaF}_2$  charakteryzowały się mniejszym współczynnikiem tarcia oraz zużyciem (rys.35,36), przy czym wskaźniki te były mniejsze w wyższej temperaturze. Związane jest to potwierdzonymi przeze mnie badaniami SEM oraz mikroanalizy rentgenowskiej EDS (rys.37,38). Ponadto w pracy [H4] przeprowadzono badania metodą spektroskopii ramanowskiej, celem potwierdzenia powstawania tribofilmu na powierzchniach spieków. Również w pracy [H5] stwierdzono pozytywny wpływ dodatku 20% wag.  $\text{CaF}_2$  na właściwości tribologiczne spieków o osnowie Ni-Cr, związany z powstawaniem tribofilmu (rys.39).



Rys.35. Średnie współczynniki tarcia w funkcji temperatury tarcia dla spieków współpracujących ze stopem Inconel® 625. [H4]

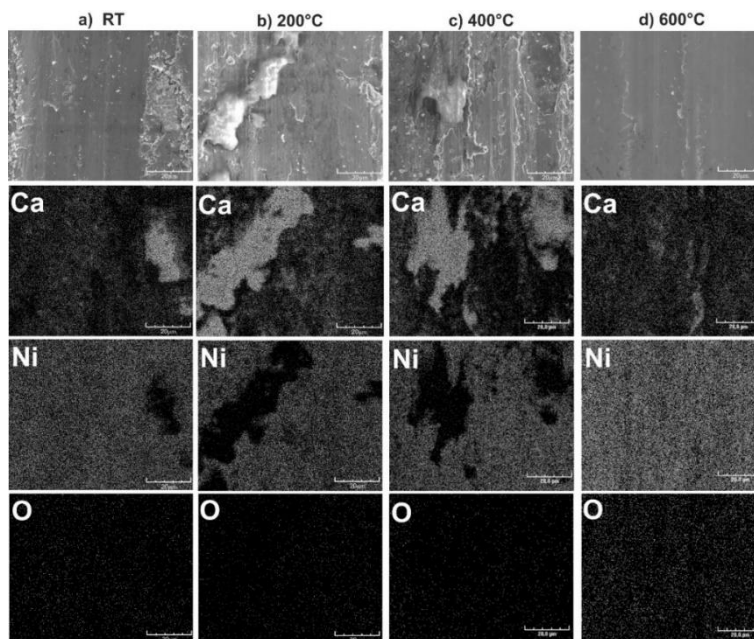


Rys.36. Szybkość zużycia, obliczona jako całkowite liniowe zużycie próbki i przeciwpróbki na godzinę. [H4]

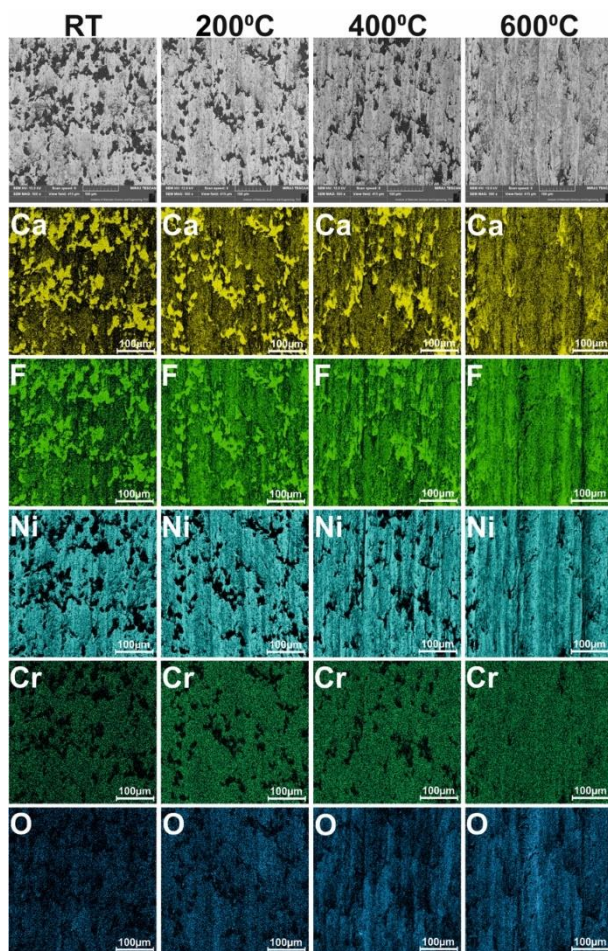


Rys.37. Powierzchnia zużytych próbek badanych w temperaturze 23°C (a), w temperaturze 200°C (b), w temperaturze 400°C (c), w 600°C (d). [H4]



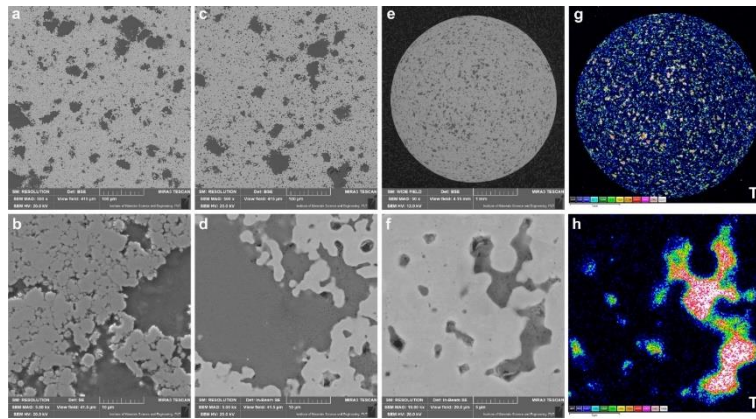


Rys.38. Wyniki analizy EDS powierzchni spieków Ni-10%CaF<sub>2</sub> po badaniach zużycia przez tarcie [H4]

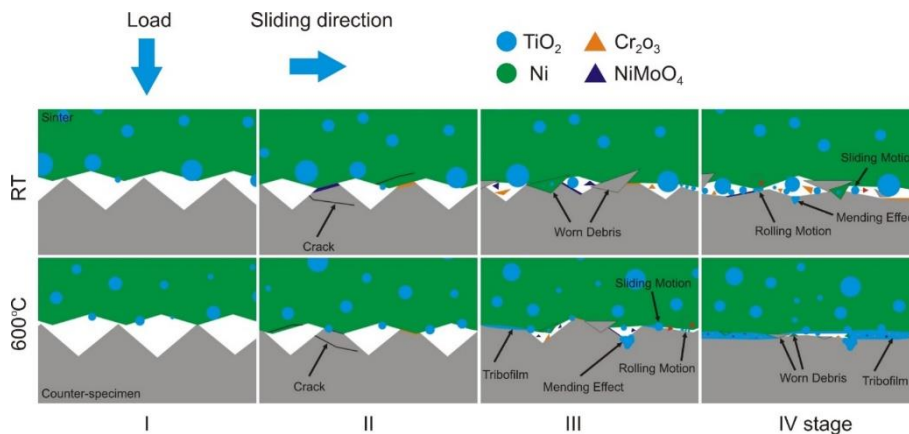


Rys.39. Wyniki analizy EDS powierzchni spieków Ni-40%NiCr(80/20)-20%CaF<sub>2</sub> po badaniach zużycia przez tarcie. [H5]

**Kontynuacją badań materiałów spiekanych zawierających smary stałe, jest praca [H3], związana z realizowanym przeze mnie grantem rektorskim 0513/SIGR/4744 pt.: *Nowa generacja materiałów spiekanych o osnowie metalicznej z udziałem wybranych fluorków, tlenków metali i nanorurek węglowych - właściwości, analiza mechanizmów oddziaływania synergicznego, w którym jestem kierownikiem.* Jako dodatku użyłem proszku dwutlenku tytanu  $\text{TiO}_2$ , o budowie nanometrycznej (około 30 nm), który został wytworzony w ramach grantu. Wytworzone spieki charakteryzowały się równomiernym rozłożeniem cząstek  $\text{TiO}_2$  w postaci aglomeratów (rys.40) i twardością około 110 HV. Badania odporności na zużycie przez tarcie przeprowadzono w temperaturze pokojowej i 600°C. Średni współczynnik tarcia w temperaturze dla par ciernych spiek Ni-10% wag.  $\text{TiO}_2$  w temperaturze pokojowej wynosił 0,52 (0,75 dla pary ciernej z czystym niklem [H7]), natomiast w temperaturze 600°C wynosił 0,35 (0,54 dla pary ciernej z czystym niklem [H7]). Wyniki wykonanych przeze mnie badań mikroskopowych i EDS oraz analizy XRD zarówno powierzchni zużycia oraz produktów zużycia, pozwoliły mi opracować mechanizm zużycia pary ciernej Ni-10% wag.  $\text{TiO}_2$  – Inconel®625 (rys.41). Mechanizm ten można podzielić na cztery etapy. Pierwsze dwa etapy były takie same zarówno w temperaturze badania 23°C i 600°C. W początkowej fazie następuje docieranie. Nierówności powierzchni przeciwpróbek i spieków są ścinane i uwalniane są nanocząstki  $\text{TiO}_2$ . Ponadto powierzchnia Inconel®625 ulega utlenieniu, tworzą się tlenki  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  i  $\text{NiMoO}_4$ , które następnie są usuwane podczas kolejnych obrotów trzpienia (spieku) na tarczy i stanowią część produktów zużycia. Po ich usunięciu powierzchnia ponownie ulega utlenieniu. Obecność tych tlenków potwierdzono analizą XRD. Następnie produkty zużycia są kruszone na mniejsze cząstki, przy czym następuje dalsze uwalnianie cząstek  $\text{TiO}_2$  ze spieku. W obu badanych temperaturach obserwuje się proces samoregeneracji powierzchni poprzez wypełnianie rowków tlenkiem. W przypadku testu zużycia przez tarcie w temperaturze pokojowej, w trzecim i czwartym etapie obserwuje się dwa oddziaływania nanocząstek  $\text{TiO}_2$  - część z nich zachowuje się jak kulki w łożysku tocznym, a część ślizga się po powierzchni. Nie dochodzi jednak do powstawania tribofilmu. Cząstki tlenków wraz z innymi zużytymi produktami powodują mikroskrawanie i mikrobruzdowanie, a w niektórych miejscach polerowanie powierzchni pary ciernej. Ponadto na powierzchniach pary ciernej rozmazuje się część zużytych zanieczyszczeń i następuje dalsze uwalnianie  $\text{TiO}_2$ . W przypadku pary ciernej pracującej w temperaturze 600°C w trzecim etapie następuje tworzenie się tribofilmu złożonego z tlenków tytanu i ciągle uwalnianie tlenków z cząstek spieku rozsmarowanych na powierzchniach pary ciernej. Ponadto część tlenków  $\text{TiO}_2$  oraz tlenków  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  i  $\text{NiMoO}_4$  powstających podczas tarcia może odpowiadać za efekt toczenia i ślizgania się powierzchni pary ciernej, co powoduje z kolei ich mikropolerowanie. W czwartym etapie na powierzchni spieku tworzy się tribofilm o różnej grubości, zawierający drobne produkty zużycia. Zaproponowany mechanizm zużycia pozwolił na lepsze zrozumienie zjawisk zachodzących podczas tarciowej pracy pary ciernej spiek Ni-10% wag.  $\text{TiO}_2$  – Inconel®625 i może być przeniesiony na inne pary pracujące w warunkach tarcia suchego w obecności  $\text{TiO}_2$ .**



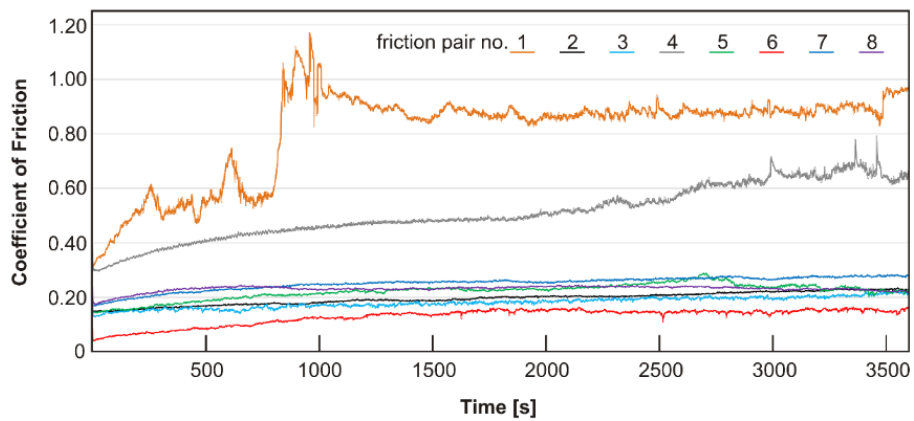
Rys. 40. Mikrostruktura wypraski (a, b), spieku (c-f) oraz mapa EDS rozkładu tytanu (g, h). [H3]



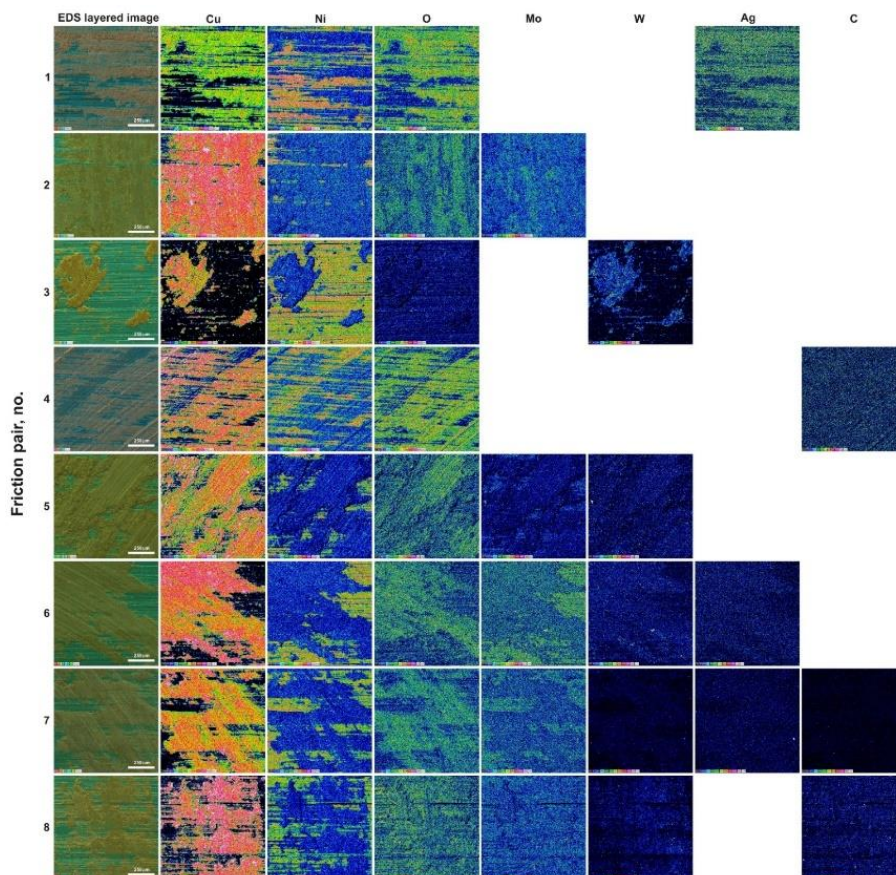
Rys. 41. Mechanizm zużycia pary ciernej Ni-10% wag. TiO<sub>2</sub> – Inconel® 625. [H3]

W kolejnej pracy [H2], będącej efektem stażu, powstałej w ramach współpracy z prof. Robertem Čep (VSB-Technical University of Ostrava) podjąłem się określenia właściwości tribologicznych spieków o osnowie miedzianej, zawierające pojedyncze smary stałe MoS<sub>2</sub>, WS<sub>2</sub>, Ag i CNTs oraz smary wieloskładnikowe. **Przeprowadzone prace pozwoliły na wytworzenie zaproponowanych przeze mnie innowacyjnych spieków wieloskładnikowych, niewytworzonych i niebadanych wcześniej przez innych autorów.** Wytworzone spieki wieloskładnikowe współpracujące w parze ciernej ze stopem niklu Inconel® 625 w temperaturze pokojowej, charakteryzowały się niską wartością współczynników tarcia, wynoszącą około 0,2 (rys.42). Materiały spiekane zawierające 3-4 dodatki w łącznej ilości 12-14% wag., charakteryzowały się mniejszym lub podobnym współczynnikiem tarcia w porównaniu do spieków zawierających wyłącznie pojedyncze siarczki w maksymalnej ilości gwarantującej otrzymanie litych spieków tj. 20% wag. W pracy stwierdziłem pozytywny wpływ nanorurek węglowych na właściwości tribologiczne. Dodatek ich do spieków zawierających inne smary stałe powodował m.in. wygładzenie krzywych zmian współczynnika tarcia, co świadczy o zdolności nanorurek węglowych do tłumienia drgań. Przeprowadzone przeze mnie badania powierzchni zużycia przeciwpróbek (rys.43) oraz materiałów spiekanych (rys.44), jak również produktów zużycia, pozwoliły mi na opisanie mechanizmów zużycia przez tarcie. Głównymi mechanizmami zużycia wytworzonych spieków były mikroskrawanie i mikrobrzdowanie. Ponadto zaobserwowano zużycie adhezyjne i utleniające. Na zużytych powierzchniach spieków i przeciwpróbek zaobserwowano obecność tribofilmu. Zaobserwowane pierwotne ślady procesu szlifowania w ścieżkach tarcia wskazywały na niewielkie zużycie przeciwpróbek.

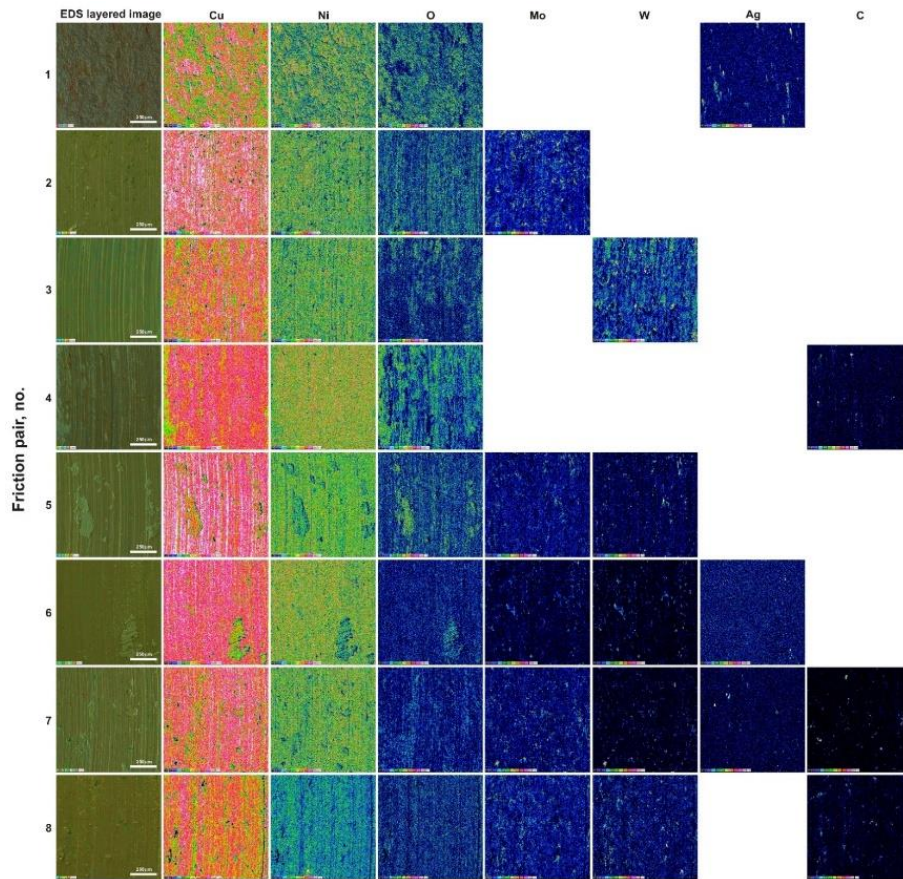




Rys.42. Współczynnik tarcia pary ciernej spiek Ni-10% wag.  $TiO_2$  – Inconel®625 w funkcji czasu w temperaturze pokojowej. [H2]



Rys.43. Powierzchnia zużycia przeciwpróbek (mapy rozkładu stężeń pierwiastków). [H2]

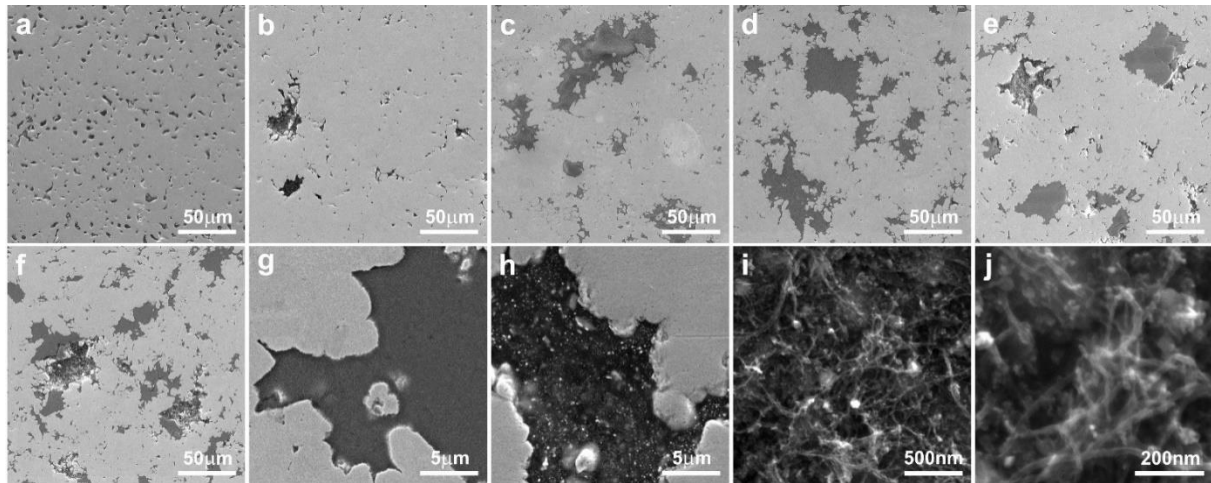


Rys.44. Powierzchnia zużycia materiałów spiekanych (mapy rozkładu stężeń pierwiastków). [H2]

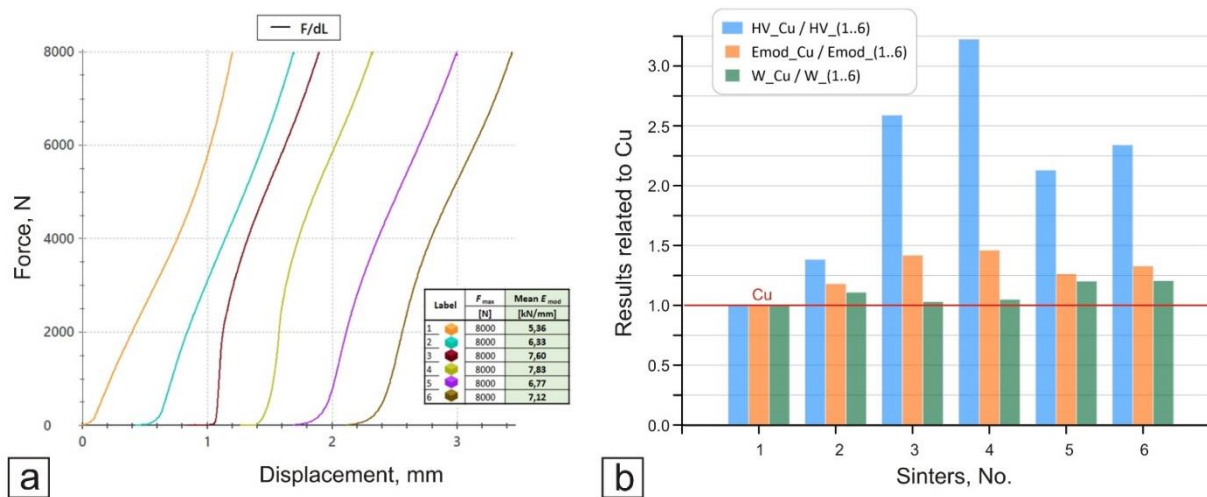
Korzystny wpływ nanorurek węglowych [H2] oraz tlenku tytanu [H3] na właściwości tribologiczne spieków, spowodował powstanie kolejnej pracy [H1]. Praca ta, której jestem również pomysłodawcą, jest pracą interdyscyplinarną zawierającą zagadnienia z inżynierii materiałowej, chemii i inżynierii mechanicznej. W związku z tym do współtworzenia jej zaprosiłem wybitnych naukowców. Podczas przygotowywania mieszanin proszkowych zauważyłem, że nanorurki węglowe mają tendencję do migracji na jej powierzchnię. Związane jest to z niską masą atomową. W związku z tym **zaproponowałem modyfikację wielościennych nanorurek węglowych (MWCNTs) poprzez dekorowanie ich miedzią [H1] lub niklem**, z zależności od przewidywanej osnowy metalicznej. Ponadto cząstki metaliczne na powierzchni nanorurek węglowych zwiększyły ich adhezję do metalicznego proszku, będącego osnową w wytwarzanych przeze mnie materiałach spiekanych. W pracy [H1] wytworzono spieki zawierające niekomercyjny nanometryczny dwutlenek tytanu oraz tzw. hybrydy MWCNTs/Cu. Celem pracy było określenie właściwości i mechanizmu zużycia wytworzonych spieków z pojedynczymi dodatkami oraz zbadanie synergicznego oddziaływania dwutlenku tytanu i nanorurek węglowych. Dokonano pełnej analizy wytworzonych hybryd, obejmujące badania TEM, SEM, TGA i spektroskopię Ramana. W pracy przedstawiłem wyniki badań mikrostruktury, badań mechanicznych i tribologicznych. Badania zużycia przeprowadzono metodą trzpień – tarcza (Inconel®625) w temperaturze pokojowej i 600°C. Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdziłem, że czysty spiek miedzi charakteryzuje się znaczną mikroporowatością wynoszącą około 10% i wielkością porów dochodzącą do około 10 μm. W przypadku spieków zawierających dodatki TiO<sub>2</sub> i/lub MWCNTs osnowa miedzi charakteryzuje się zwartą strukturą pozbawioną porowatości (rys.45). Przestrzenie pomiędzy proszkiem miedzi, o kształcie dendrytów, zostały szczelnie



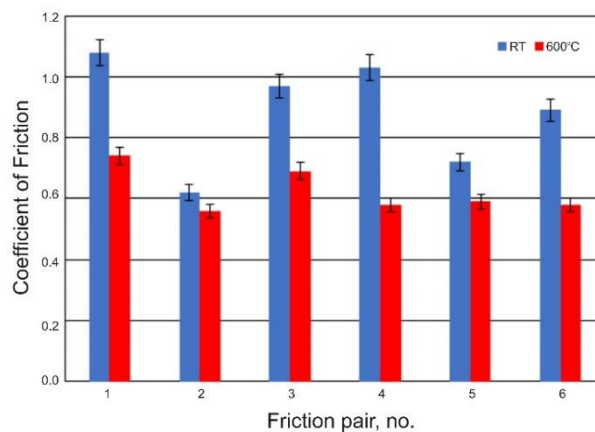
wypełnione tymi dodatkami. MWCNTs/Cu i TiO<sub>2</sub> nie uległy degradacji podczas procesu spiekania, o czym świadczą obrazy SEM oraz co zostało potwierdzone w pracy za pomocą spektroskopii ramanowskiej.



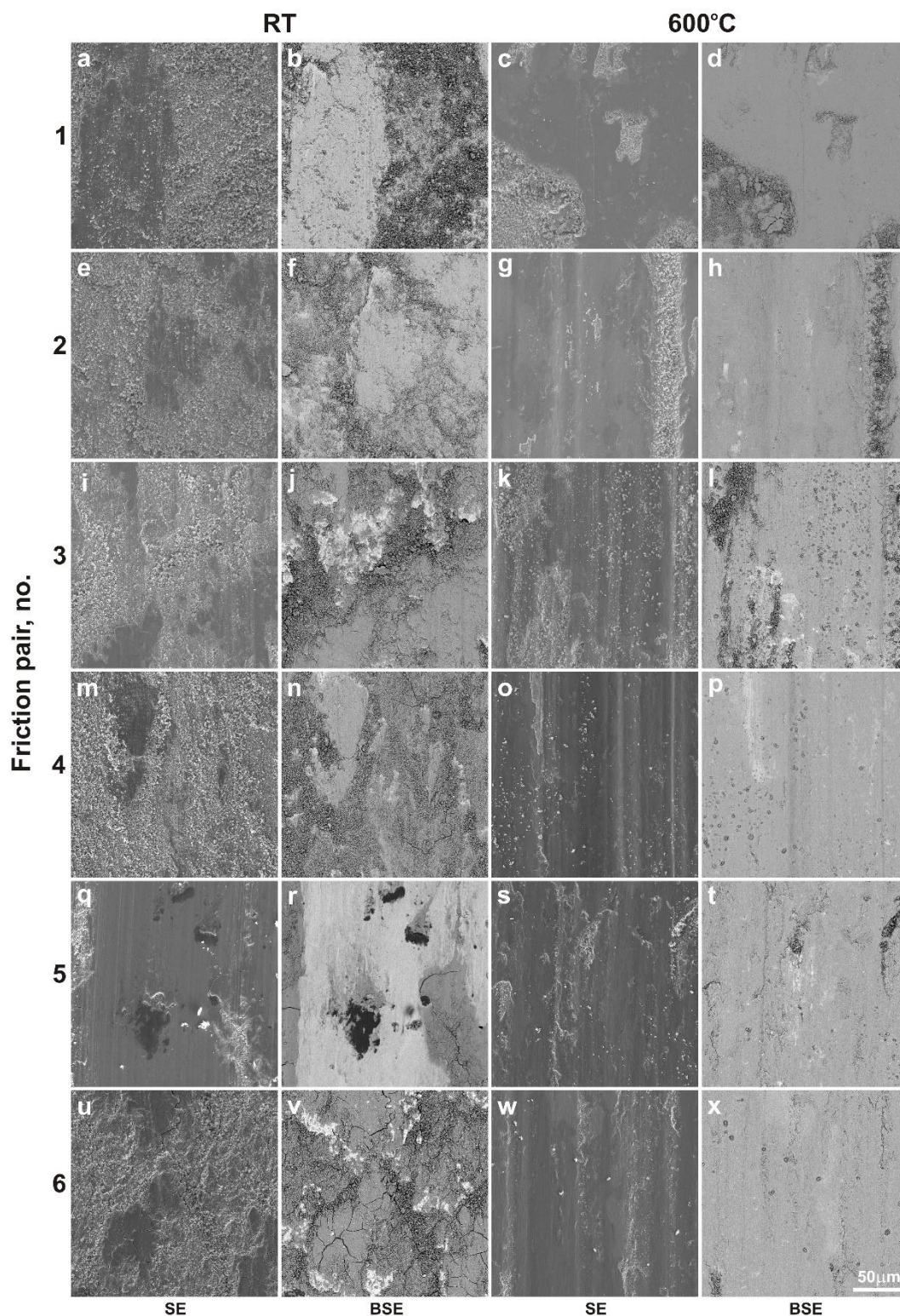
Rys.45. Mikrostruktury spieków; Cu (a), Cu-1%CNTs (b,h,i,j), Cu-5%TiO<sub>2</sub> (c), Cu-10%TiO<sub>2</sub> (d,g), Cu-1%MWCNTs/Cu-%TiO<sub>2</sub> (e), Cu-1%MWCNTs/Cu-10%TiO<sub>2</sub> (f). [H1]



Rys.46. Wykres siła-przemieszczenie (a); wyniki w porównaniu do czystej miedzi (b). [H1]



Rys.47. Współczynnik tarcia w temperaturze pokojowej i 600°C. [H1]



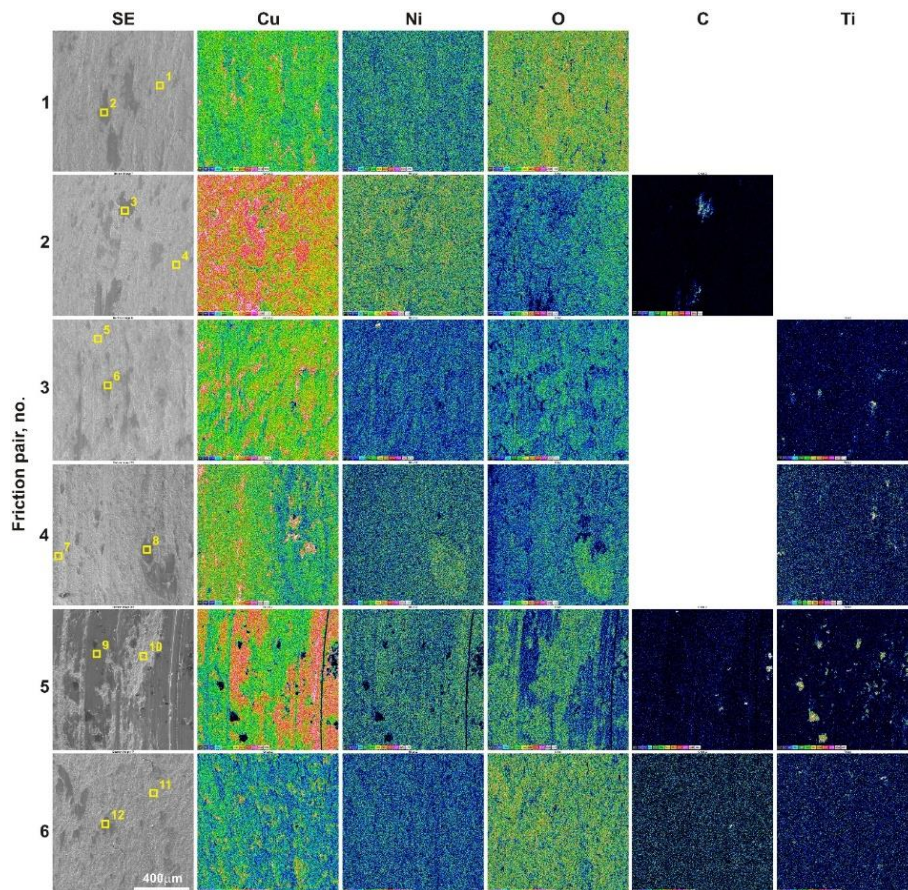
Rys.48. Powierzchnia zużycia spieków. [HI]

Dodatek MWCNTs/Cu do spieku miedzi zwiększa jej sztywność o 18% i twardość o 38% w porównaniu do czystej miedzi (rys.46). Największy wzrost sztywności i twardości w stosunku do czystej miedzi odnotowano dla spieków zawierających 10% mas. Nano TiO<sub>2</sub>, który wynosił odpowiednio 46% i ponad 200%. Dodatek 1% mas. MWCNTs/Cu do spieków zawierających TiO<sub>2</sub> zmniejsza ich sztywność i twardość w stosunku do spieków zawierających tylko TiO<sub>2</sub>. Hybrydy MWNCTs/Cu zmniejszają współczynnik rozszerzalności spiekanej

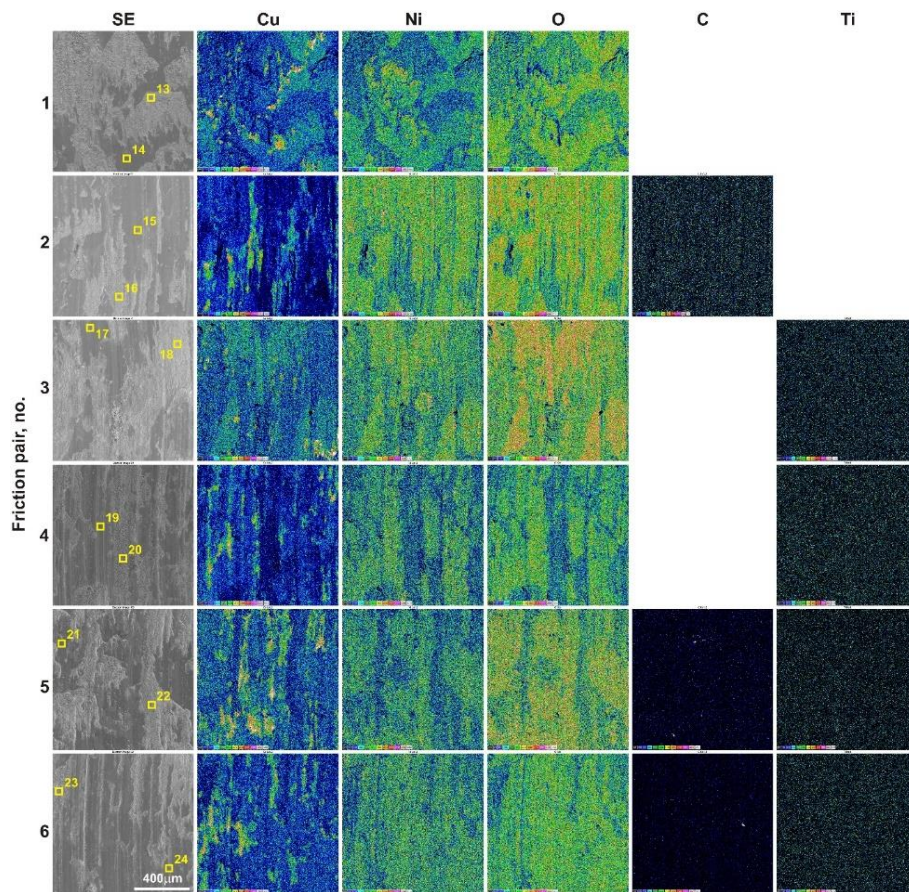


miedzi. W przypadku próbek zawierających  $\text{TiO}_2$  zaobserwowano zjawisko skurczu podczas spiekania. W pracy wykonałem badania mechanizmu zużycia, wykorzystując metody SEM, EDS, XRD oraz spektroskopię Ramana. Zbadałem zarówno powierzchnie zużycia przez tarcie materiałów spiekanych i przeciwpróbek oraz produktów zużycia. Takie podejście umożliwiło mi na bardzo szczegółowe określenie mechanizmów zużycia. Para cierna Cu + 1% mas. MWCNTs/Cu charakteryzowała się najniższym współczynnikiem tarcia w temperaturze pokojowej i  $600^\circ\text{C}$ , wynoszącym odpowiednio około 0,62 i 0,56 (rys.47). Spieki zawierające smary dwuskładnikowe charakteryzowały się współczynnikiem tarcia 0,59 i 0,58, odpowiednio dla pary ciernej z 5% wag.  $\text{TiO}_2$  i z 10% wag. odpowiednio  $\text{TiO}_2$ . Rysunek 48 przedstawia zużyte powierzchnie spieków w temperaturze pokojowej i  $600^\circ\text{C}$ . Zdjęcia SEM wykonano w kontraście elektronów wtórnych (SE) i elektronów wstecznie rozproszonych (BSE). W tych badaniach ciemne obszary odpowiadają tlenkom metali i węgla. Potwierdzają to także badania składu chemicznego (rys.49). Na obrazach SE dla wszystkich próbek poddanych zużyciu przez tarcie w temperaturze pokojowej (rys.48) obserwuje się obszary gładkie oraz obszary z produktami zużycia. Dodatkowo widoczne są ślady mikroskrawania. Badania składu chemicznego, w postaci map rozkładu stężeń pierwiastków oraz ilościowej analizy punktowej, potwierdziły obecność na powierzchni składników poszczególnych spieków. Stwierdzono, że miejsca oznaczone jako gładkie zawierają podwyższoną zawartość miedzi. Na powierzchni spieków stwierdzono obecność tlenu oraz pierwiastków pochodzących ze stopu Inconel<sup>®</sup>625, tj. niklu, chromu, niobu i żelaza. Świadczy to o ścieraniu przeciwpróbek w temperaturze pokojowej oraz o ciągłym utlenianiu fizycznie czystych powierzchni osnowy miedzianej i produktów zużycia pochodzących ze stopu niklu. Po badaniu zużycia przez tarcie w temperaturze  $600^\circ\text{C}$  powierzchnie spieków są gładziej i poza mikroskrawaniem w warstwie wierzchniej widoczna jest delaminacja. Na zużytych powierzchniach znajdują się również niewielkie ilości luźnych produktów zużycia, które mogą zmniejszyć zużycie poprzez efekt toczenia, zmniejszając zużycie adhezyjne. Na obrazach BSE są one widoczne jako ciemniejsze, co oznacza, że zawierają lekkie pierwiastki. Odmienna barwa szarości w kontraście BSE może wskazywać na różną grubość tribofilmu powstałego na powierzchni spieków. Badania składu chemicznego wykazały, że na powierzchni spieków badanych pod kątem zużycia w temperaturze  $600^\circ\text{C}$  występowała większa zawartość składników materiału przeciwpróbki. Badania ilościowe składu chemicznego potwierdziły obecność tytanu. W przypadku badań w temperaturze pokojowej wartości te wahały się w granicach 1-9% wag. i w temperaturze  $600^\circ\text{C}$  od 0,7 do 1,4% wag. Niska zawartość tytanu wskazuje, że w temperaturze pokojowej tlenek tytanu w wyniku ruchu tocznego zmniejsza współczynnik tarcia i stanowi luźne cząstki, które zostały częściowo usunięte w trakcie badania i przygotowania próbek do obserwacji SEM. W temperaturze  $600^\circ\text{C}$ , poza ruchem tocznym, tlenek ulega rozsmarowaniu na powierzchni spieków (rys.50). Ze względu na ograniczenia metody EDS nie określono zawartości węgla na powierzchni spieków zawierających w osnowie nanorurki węglowe. Na podstawie badań mikroskopii ramanowskiej stwierdzono, że podczas badania zużycia przez tarcie nanorurki węglowe nie ulegają degradacji (rys.51). Wprowadzenie nanorurek węglowych do spieku zmniejsza adhezję pomiędzy stykającymi się powierzchniami, unikając bezpośredniego kontaktu metalu z metalem. Korzystne działanie nanorurek węglowych może wynikać z dwóch efektów, a mianowicie mogą wprowadzać ruch toczny lub mogą ulegać degradacji i rozmazywaniu na zużytej powierzchni. W niniejszych badaniach prawdopodobnie główny mechanizm oddziaływania nanorurek węglowych podczas tarcia związany jest z ich ruchem tocznym pomiędzy współpracującymi powierzchniami. Nie można jednak wykluczyć powstania warstwy węgla w niektórych obszarach. Ponadto prawdopodobne jest, że nanorurki węglowe uległy skróceniu w wyniku tarcia, co ułatwia wypełnienie struktury rowkowej powierzchni ciernej i zmniejsza chropowatość powierzchni. Badania składu fazowego XRD, oprócz głównych składników, czyli Cu,  $\text{TiO}_2$  i C, wykazały obecność tlenków  $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{NiMoO}_4$

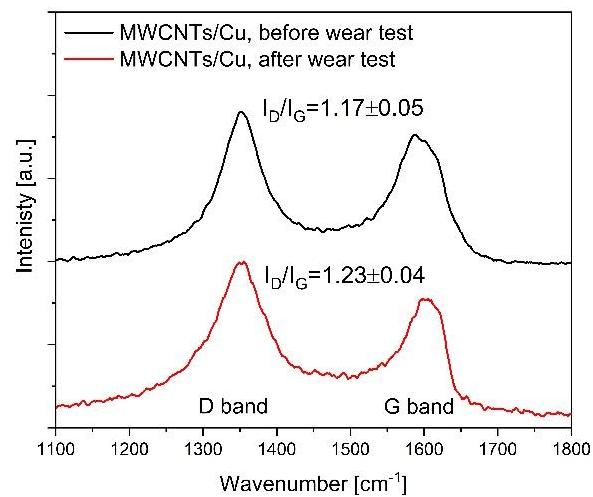
i  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  na powierzchni wszystkich spieków, zarówno po badaniu zużycia przez tarcie w temperaturze pokojowej, jak i w temperaturze  $600^\circ\text{C}$ . Świadczy to o zużyciu przez utlenianie. Głównymi mechanizmami zużycia par ciernych badanych w temperaturze pokojowej było zużycie adhezyjne, ściernie i przez utlenianie (rys.48,49,52,53). Spiekany materiał wypełniał rowki na powierzchni przeciwpróbek (rys.52,53). Rowki te powstały podczas przygotowania przeciwpróbek do badań na papierze ściernym. Dodatek MWCNTs/Cu i  $\text{TiO}_2$  do spieków powoduje zmniejszenie zużycia w wyniku wprowadzenia ruchu tocznego przez te cząstki między współpracującymi powierzchniami, zmniejszając tym samym zużycie adhezyjne. Ponadto kuliste ziarna  $\text{TiO}_2$  powodują mikropolerowanie powierzchni. Główne mechanizmy zużywania się par ciernych w temperaturze  $600^\circ\text{C}$  są podobne do tych w temperaturze pokojowej (rys.48,50,52,54). Tworzenie się większej ilości tlenków  $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{NiMoO}_4$  i  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  w temperaturze  $600^\circ\text{C}$  intensyfikuje zużycie ściernie i przez utlenianie, szczególnie w przypadku Inconel<sup>®</sup>625, w początkowej fazie tarcia. Analiza składu chemicznego potwierdziła obecność składników spieków w ścieżkach tarcia (rys.54). W kolejnym etapie między współpracującymi powierzchniami powstaje tribofilm, który zmniejsza zużycie przez tarcie.



Rys.49. Mapy EDS rozkładów stężeń pierwiastków na powierzchni spieków po badaniu zużycia przez tarcie w temperaturze pokojowej. [H1]

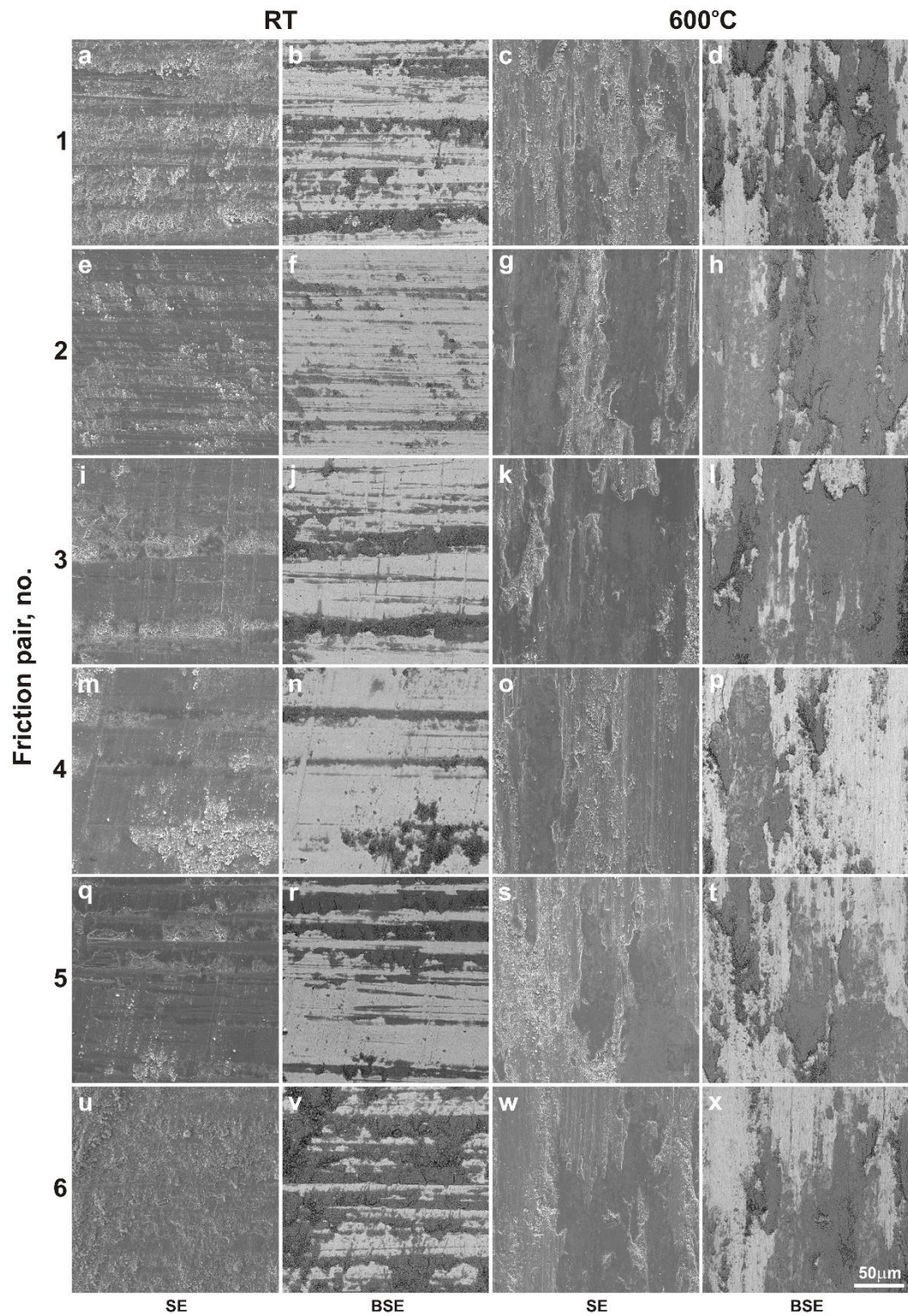


Rys.50. Mapy EDS rozkładów stężeń pierwiastków na powierzchni spieków po badaniu zużycia przez tarcie w temperaturze 600°C. [H1]



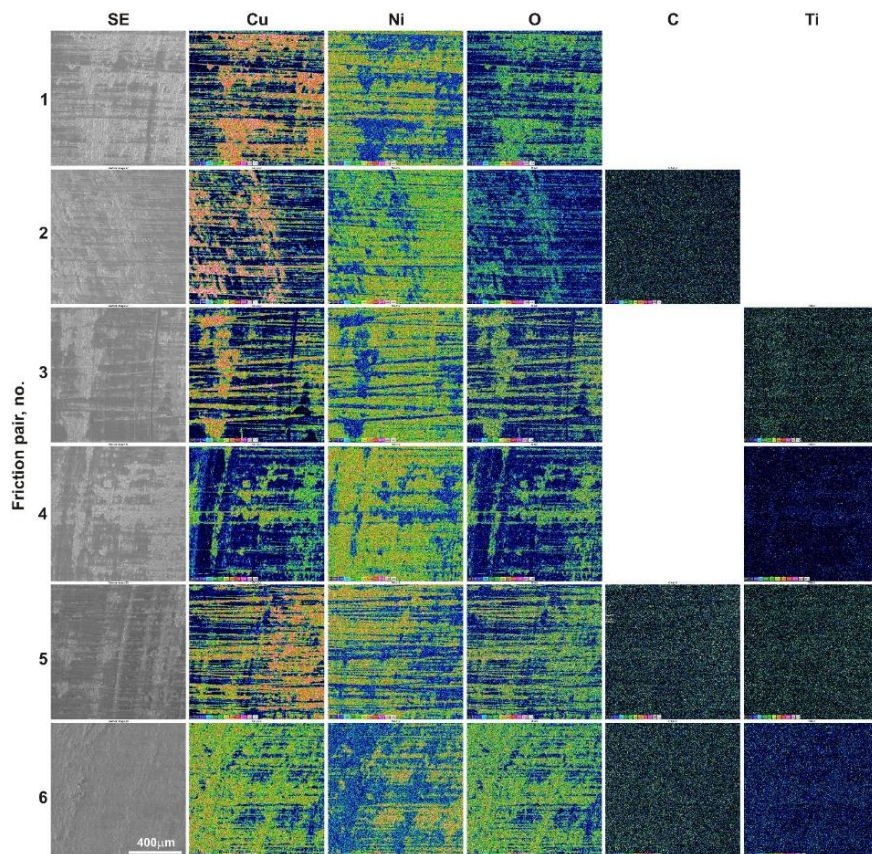
Rys.51. Widma Ramana MWCNTs przed i po badniu zużycia przez tarcie. [H1]



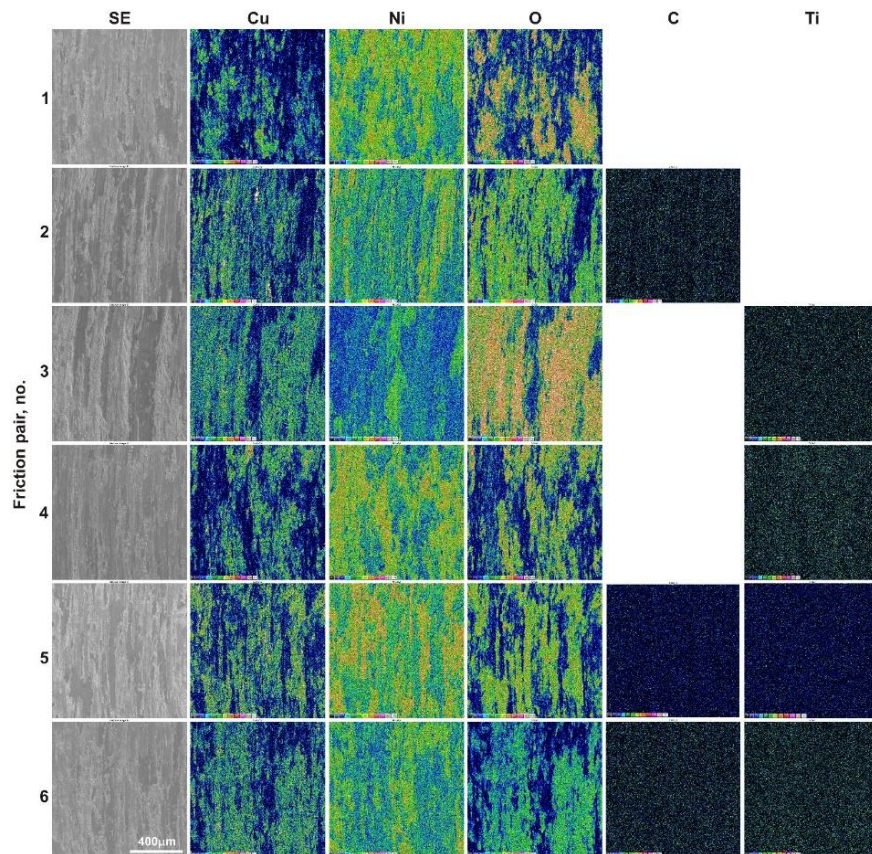


Rys.52. Powierzchnia zużycia przeciwpróbek. [H1]





Rys.53. Mapy EDS rozkładów stężeń pierwiastków na powierzchni przeciwpróbek po badaniu zużycia przez tarcie w temperaturze pokojowej. [H1]



Rys.54. Mapy EDS rozkładów stężeń pierwiastków na powierzchni przeciwpróbek po badaniu zużycia przez tarcie w temperaturze 600°C. [H1]

#### 4.5. Podsumowanie

Cykl 12 powiązanych tematycznie artykułów opublikowanych w czasopismach naukowych, pt. „Samosmarujące warstwy powierzchniowe i materiały kompozytowe wytwarzane metodami laserowego stopowania oraz metalurgii proszków”, dotyczy wytwarzania nowych materiałów o unikalnych właściwościach tribologicznych. Na podstawie aktualnego stanu wiedzy, podejmowane przeze mnie prace badawcze stanowią nowy, oryginalny i istotny wkład w dyscyplinę inżynieria materiałowa. **Przedstawione w artykułach wyniki badań były prezentowane przeze mnie na konferencjach krajowych i zagranicznych, w tym, na trzech międzynarodowych Wear of Materials, organizowanych przez Elsevier.** Publikacje w renomowanych czasopismach z listy Ministerstwa Edukacji i Nauki, w tym czasopismach wyróżnionych w Journal Citation Reports, świadczą o oryginalności badań i globalnym ich zasięgu.

**Za najważniejsze osiągnięcia i elementy nowości naukowej, zawarte w cyklu publikacji, można wskazać:**

- zastosowanie po raz pierwszy laserowego stopowania smarami stałymi w celu modyfikacji warstw borowanych;
- określenie wpływu parametrów laserowego stopowania na właściwości warstw samosmarujących, wytworzonych na stalach 100CrMnSi6-4, X2CrNiMo17-12-2 (316L wg AISI) oraz stopie niklu Inconel<sup>®</sup>600;
- szczegółowe opisanie stref wpływu ciepła pod wytworzonymi warstwami powierzchniowymi;
- określenie mechanizmu zużycia warstw powierzchniowych zawierających smary stałe i współpracujących z nimi materiałów;
- określenie wpływu smarów stałych na właściwości potencjalne i tribologiczne warstw powierzchniowych oraz materiałów spiekanych;
- opracowanie metody przygotowania mieszanin proszkowych zawierających nanometryczne smary stałe;
- określenie parametrów wytwarzania kompozytowych materiałów spiekanych, zawierających smary stałe;
- wytworzenie spiekanych materiałów kompozytowych, zawierających pojedyncze, binarne i wieloskładnikowe nanometryczne niekomercyjne smary stałe;
- określenie synergicznego oddziaływania dwu i wieloskładnikowych smarów stałych w kompozytowych materiałach spiekanych;
- określenie mechanizmu zużycia kompozytowych materiałów spiekanych, zawierających smary stałe i współpracujących z nimi materiałów.

#### 4.6. Literatura

- [1] Wu M., Pan L., Duan H., Wan C., Yang T., Gao M., Yu S., Study on Wear Resistance and Corrosion Resistance of HVOF Surface Coating Refabricate for Hydraulic Support Column. *Coatings* (2021), 11, 1457. <https://doi.org/10.3390/coatings11121457>.
- [2] Omrani E., Moghadam A.D., Kasar A.K., Rohatgi P., Menezes P.L., Tribological Performance of Graphite Nanoplatelets Reinforced Al and Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Self-Lubricating Composites. *Materials* (2021), 14, 1183. <https://doi.org/10.3390/ma14051183>.
- [3] Wang X., Tang B., Wang L., Wang D., Dong W., Li X., Microstructure, Microhardness and Tribological Properties of Bronze–Steel Bimetallic Composite Produced by Vacuum Diffusion Welding. *Materials* (2022), 15, 1588. <https://doi.org/10.3390/ma15041588>.

- [4] Zhang R., Chen B., Liu F., Sun M., Zhang H., Wu C., Microstructure and Mechanical Properties of Composites Obtained by Spark Plasma Sintering of Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>-15 vol.% Cu Mixtures. *Materials* (2022), 15, 2515. <https://doi.org/10.3390/ma15072515>.
- [5] de Castilho B.C.N.M., Rodrigues A.M., Avila P.R.T., Apolinario R.C., de Souza Nossa T., Walczak M., Fernandes J.V., Menezes R.R., de Araújo Neves G., Pinto H.C., Hybrid magnetron sputtering of ceramic superlattices for application in a next generation of combustion engines, *Sci Rep.* 12 (2022). <https://doi.org/10.1038/s41598-022-06131-9>.
- [6] Jasempoor F., Elmkhah H., Imantalab O., Fattah-alhosseini A., Improving the mechanical, tribological, and electrochemical behavior of AISI 304 stainless steel by applying CrN single layer and Cr/CrN multilayer coatings, *Wear* (2022), 504–505 <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204425>.
- [7] Alidokht S.A., Chromik R.R., Sliding wear behavior of cold-sprayed Ni-WC composite coatings: Influence of WC content, *Wear* (2021), 477. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203792>.
- [8] Attabi S., Himour A., Laouar L., Motallebzadeh A., Mechanical and wear behaviors of 316L stainless steel after ball burnishing treatment, *Journal of Materials Research and Technology* (2021), 15, 3255–3267. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.081>.
- [9] Melentiev R., Kang C., Shen G., Fang F., Study on surface roughness generated by micro-blasting on Co-Cr-Mo bio-implant, *Wear* (2019), 428–429, 111–126. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.005>.
- [10] Izciler M., Tabur M., Abrasive wear behavior of different case depth gas carburized AISI 8620 gear steel, *Wear* (2006), 260, 90–98. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.12.034>.
- [11] Dan N.E., bin Hussain P., Shaik N.B., Bakthavatchalam B., Mohapatra R.K., Behera A., Improved Surface Morphology and Corrosion Resistance Performance of 2205 Duplex Stainless Steel by Low Temperature Gas Nitriding, *J Bio Tribocorros.* (2022), 8. <https://doi.org/10.1007/s40735-022-00698-6>.
- [12] Tang H., Cao K., Wu Q., Li C., Yang X., Yan X., Synthesis and tribological properties of copper matrix solid self-lubricant composites reinforced with NbSe<sub>2</sub> nanoparticles. *Cryst. Res. Technol.* (2011), 46, 195–200. <https://doi.org/10.1002/crat.201000499>.
- [13] Zhao Y., Feng K., Yao Ch., Nie P., Huang J., Li Z., Microstructure and tribological properties of laser cladded self-lubricating nickel-base composite coatings containing nano-Cu and h-BN solid lubricants. *Surf. Coat. Technol.* (2019), 359, 485–494. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.12.017>.
- [14] Elkady O.A.M., Abu-Oqail A., Ewais E.M.M., El-Sheikh M., Physico-mechanical and tribological properties of Cu/h-BN nanocomposites synthesized by PM route. *J. Alloy. Compd.* (2015), 625, 309–317. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.10.171>.
- [15] Zhang A., Han J., Su B., Meng J., A novel CoCrFeNi high entropy alloy matrix self-lubricating composite. *J. Alloy. Compd.* (2017), 725, 700–710. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.07.197>.
- [16] Wen S., Dai C., Mao W., Ren Z., Wang X., Zhao Y., Han G., Microstructure and Wear Properties of HVOF Sprayed Cu-Zr-Al-Ag-Co Amorphous Coatings at Different Spray Temperatures. *Coatings* (2022), 12, 458. <https://doi.org/10.3390/coatings12040458>.
- [17] Zhang R., Zhang H., Liu F., Microstructure and Tribological Properties of Spark-Plasma-Sintered Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>-Pb-Ag Composites at Elevated Temperatures. *Materials* (2022), 15, 1437. <https://doi.org/10.3390/ma15041437>.
- [18] Ye F., Lou Z., Wang Y., Liu W., Wear mechanism of Ag as solid lubricant for wide range temperature application in micro-beam plasma cladded Ni60 coatings. *Tribol. Int.* (2022), 167, 107402. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107402>.
- [19] Wang D., Chen W., Sun Q., Wang L., Zhu S., Cheng J., Yang J., Tribological properties of Ni<sub>3</sub>Al-Ni<sub>3</sub>Nb-Ag self-lubricating alloys at a wide temperature range. *Wear* (2021), 480–481, 203933. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203933>.
- [20] Mi P., Ye F., Wear performance of the WC/Cu self-lubricating textured coating. *Vacuum* (2018), 157, 17–20. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.08.029>.
- [21] Dorri Moghadam A., Omrani E., Menezes P.L., Rohatgi P.K., Mechanical and tribological properties of self-lubricating metal matrix nanocomposites reinforced by carbon nanotubes (CNTs) and graphene - A review, *Compos B Eng.* (2015), 77 402–420. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2015.03.014>.
- [22] Gong H., Yu C., Zhang L., Xie G., Guo D., Luo J., Intelligent lubricating materials: A review, *Compos B Eng.* (2020), 202. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.108450>.
- [23] Zhang X., Luster B., Church A., Muratore C., Voevodin A.A., Kohli P., Aouadi S., Talapatra S., Carbon nanotube-MoS<sub>2</sub> composites as solid lubricants, *ACS Appl Mater Interfaces.* (2009), 1, 735–739. <https://doi.org/10.1021/am800240e>.

- [24] Zhang X., Zhang K., Kang X., Zhang L., Friction maps and wear maps of Ag/MoS<sub>2</sub>/WS<sub>2</sub> nanocomposite with different sliding speed and normal force, Tribol Int. (2021), 164. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107228>.
- [25] Li B., Gao Y., Li C., Kang Y., Hou X., Liu F., Zhao S., Improved tribological performance of nickel based high temperature lubricating composites with addition of metallic oxides, Wear (2021), 480–481. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203938>.
- [26] Yang J.F., Jiang Y., Hardell J., Prakash B., Fang Q.F., Influence of service temperature on tribological characteristics of self-lubricant coatings: A review, Front Mater Sci. (2013), 7, 28–39. <https://doi.org/10.1007/s11706-013-0190-z>.
- [27] Singh A., Chauhan P., Mamatha T.G., A review on tribological performance of lubricants with nanoparticles additives. Materials Today: Proceedings (2020), 25, 586-591. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.245>.
- [28] Wang B., Qiu F., Barber G.C., Zou Q., Wang J., Guo S., Yuan Y., Jiang Q., Role of nano-sized materials as lubricant additives in friction and wear reduction: A review. Wear (2022), 490–491. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204206>
- [29] Waqas M., Zahid R., Bhutta M.U., Khan Z.A., Saeed A., A Review of Friction Performance of Lubricants with Nano Additives. Materials (2021), 14, 6310.

## 5. Informacja o wykazywaniu się istotną aktywnością naukową albo artystyczną realizowaną w więcej niż jednej uczelni, instytucji naukowej lub instytucji kultury, w szczególności zagranicznej

### Współpraca z naukowymi jednostkami zagranicznymi:

1. Faculty of Mechanical Engineering of VSB - Technical University of Ostrava, Czechy - Prof. Ing. Robert Čep, Ph. D., *staż naukowy 24.05.2021 – 31.08.2021. Efektem stażu jest publikacja wchodząca w skład osiągnięcia naukowego H2. Piasecki A., Kotkowiak M., Tulinski M., Čep R. Tribological Properties of Cu-MoS<sub>2</sub>-WS<sub>2</sub>-Ag-CNT Sintered Composite Materials. Materials 2022, 15, 8424. <https://doi.org/10.3390/ma15238424> (IF= 3.748, pkt.140)*
2. School of Aerospace Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an, Shaanxi, Chiny – prof. Oleksand Tisov. Współpraca od 2023 roku dotyczy badań właściwości tribologicznych materiałów dla zastosowań w lotnictwie oraz badań spieków samosmarujących.
3. Université des Sciences et de la Technologie Houari Boumediene, Bab-Ezzouar, Algeria – prof. Mourad Keddam. Współpraca dotyczy badań właściwości tribologicznych, SEM i EDS warstw borowanych. Efektem współpracy są 3 publikacje:
  - Makuch, N., Kulka, M., Keddam, M., **Piasecki, A.**, Growth Kinetics, Microstructure Evolution, and Some Mechanical Properties of Boride Layers Produced on X165CrV12 Tool Steel, (2023) Materials, 16 (1), art. No. 26, DOI: 10.3390/ma16010026
  - Keddam, M., Makuch, N., Boumaali, B., **Piasecki, A.**, Miklaszewski, A., Kulka, M., Liquid Boriding of Cp-Ti and Ti6Al4V Alloy: Characterization of Boride Layers and Tribological Properties, (2020) Surface Engineering and Applied Electrochemistry, 56 (3), pp. 348-357., DOI: 10.3103/S1068375520030096
  - Zouzou, C., Keddam, M., Bouarour, B., **Piasecki, A.**, Miklaszewski, A., Kulka, M., Characterization and boronizing kinetics of EN-GJL-250 lamellar gray cast



iron, (2020) *Annales de Chimie: Science des Materiaux*, 44 (1), pp. 23-28., DOI: 10.18280/acsm.440103

oraz **naukowymi jednostkami polskimi:**

4. Wydział Chemiczny, Politechnika Śląska, Gliwice – prof. dr hab. inż. Sławomir Boncel, dr Adam Marek. Współpraca w zakresie modyfikacji nanorurek węglowych i ich charakterystyki. **Efektym współpracy jest publikacja wchodząca w skład osiągnięcia naukowego H1. Piasecki A., Paczos P., Tuliński M., Kotkowiak M., Popławski M., Jakubowicz M., Boncel S., Marek A.A., Buchwald T., Gapiński B., Terzyk A.P., Korczeniowski E., Wieczorowski M.,** Microstructure, mechanical properties and tribological behavior of Cu-nano TiO<sub>2</sub>-MWCNTs composite sintered materials. *Wear* 2023, vol. 522, s. 204834-1-204834-16, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204834> (IF= 4.695, pkt.200)
5. Wydział Chemii, Uniwersytet Mikołaja Kopernika w Toruniu – prof. dr hab. Artur P. Terzyk. Współpraca w zakresie charakterystyki nanorurek węglowych. **Efektym współpracy jest publikacja wchodząca w skład osiągnięcia naukowego H1. Piasecki A., Paczos P., Tuliński M., Kotkowiak M., Popławski M., Jakubowicz M., Boncel S., Marek A.A., Buchwald T., Gapiński B., Terzyk A.P., Korczeniowski E., Wieczorowski M.,** Microstructure, mechanical properties and tribological behavior of Cu-nano TiO<sub>2</sub>-MWCNTs composite sintered materials. *Wear* 2023, vol. 522, s. 204834-1-204834-16, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204834> (IF= 4.695, pkt.200)
6. Wydział Chemii, Uniwersytet im. Adama Mickiewicza w Poznaniu – dr inż. Adam Kubiak. Współpraca w zakresie wytwarzania tlenków metali. **Efektym współpracy jest publikacja wchodząca w skład osiągnięcia naukowego H3. Piasecki A., Kotkowiak M., Tulinski M., Kubiak A.** Tribological Behavior and Wear Mechanism of Ni-Nano TiO<sub>2</sub> Composite Sintered Material at Room Temperature and 600 °C. *Lubricants* 2022, 10, 120. <https://doi.org/10.3390/lubricants10060120> (IF= 3.584, pkt.70)
7. Wydział Chemiczny, Politechnika Gdańska, Gdańsk – dr inż. Paulina Kosmela, dr inż. Krzysztof Formela. Współpraca dotyczy przygotowania próbek do obserwacji SEM/EDS, wykonaniu tych badań i analizie wyników. Efektym współpracy jest 9 publikacji:
  - Hejna, A., Kosmela, P., Olszewski, A., Formela, K., Zedler, Ł., **Piasecki, A., Skórczewska, K.**, The impact of filler thermomechanical modifications on static and dynamic mechanical performance of flexible foamed polyurethane/ground tire rubber/zinc borate composites (2023) *Composites Theory and Practice*, 23 (2), pp. 76-83.
  - Hejna, A., Kosmela, P., Olszewski, A., Zedler, Ł., Formela, K., Skórczewska, K., **Piasecki, A., Marć, M., Barczewski, R., Barczewski, M.**, Management of ground tire rubber waste by incorporation into polyurethane-based composite foams, (2023) *Environmental Science and Pollution Research*, DOI: 10.1007/s11356-023-25387-w
  - Olszewski, A., Kosmela, P., **Piasecki, A., Barczewski, M., Hejna, A.**, The Impact of Isocyanate Index and Filler Functionalities on the Performance of Flexible Foamed Polyurethane/Ground Tire Rubber Composites, (2022) *Polymers*, 14 (24), art. no. 5558., DOI: 10.3390/polym14245558
  - Olszewski, A., Kosmela, P., **Piasecki, A., Żukowska, W., Szczepański, M., Wojtasz, P., Barczewski, M., Barczewski, R., Hejna, A.**, Comprehensive



- Investigation of Stoichiometry–Structure–Performance Relationships in Flexible Polyurethane Foams, (2022) *Polymers*, 14 (18), art. no. 3813, DOI: 10.3390/polym14183813
- Żukowska, W., Kosmela, P., Wojtasz, P., Szczepański, M., **Piasecki, A.**, Barczewski, R., Barczewski, M., Hejna, A., Comprehensive Enhancement of Prepolymer-Based Flexible Polyurethane Foams' Performance by Introduction of Cost-Effective Waste-Based Ground Tire Rubber Particles, (2022) *Materials*, 15 (16), art. no. 5728, DOI: 10.3390/ma15165728
  - Barczewski, M., Hejna, A., Kosmela, P., Mysiukiewicz, O., **Piasecki, A.**, Sałasińska, K., High-density Polyethylene - Expanded Perlite Composites: Structural Oriented Analysis of Mechanical and Thermomechanical Properties, (2022) *Materiale Plastice*, 59 (3), pp. 52-63., DOI: 10.37358/MP.22.3.5605
  - Kosmela, P., Olszewski, A., Zedler, Ł., Burger, P., **Piasecki, A.**, Formela, K., Hejna, A., Ground tire rubber filled flexible polyurethane foam—effect of waste rubber treatment on composite performance, (2021) *Materials*, 14 (14), art. no. 3807, DOI: 10.3390/ma14143807
  - Hejna, A., Korol, J., Kosmela, P., Kuzmin, A., **Piasecki, A.**, Kulawik, A., Chmielnicki, B., By-products from food industry as a promising alternative for the conventional fillers for wood–polymer composites, (2021) *Polymers*, 13 (6), art. no. 893, DOI: 10.3390/polym13060893
  - Hejna, A., Barczewski, M., Andrzejewski, J., Kosmela, P., **Piasecki, A.**, Szostak, M., Kuang, T., Rotational molding of linear low-density polyethylene composites filled with wheat bran, (2020) *Polymers*, 12 (5), art. no. 1004, DOI: 10.3390/POLYM12051004
8. Przemysłowy Instytut Maszyn Rolniczych w Poznaniu (obecnie Sieć Badawcza Łukasiewicz - Poznański Instytut Technologiczny, Centrum Technologii Rolniczej i Spożywczej) – dr inż. Marek Gościański, dr inż. Bartłomiej Dudziak. Współpraca dotyczyła wytwarzania warstw za pomocą napawania laserowego oraz badania ich właściwości potencjalnych i eksploatacyjnych. Efektem współpracy jest 6 publikacji:
- Bartkowski, D., Młynarczak, 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, (2015) *Optics and Laser Technology*, 68, pp. 191-201., DOI: 10.1016/j.optlastec.2014.12.005
  - Bartkowski D., Dudziak B., **Piasecki A.**, Matysiak W.: Possibilities of production of the composite coatings reinforced by hard ceramic particles by laser cladding. *Journal of Research and Applications in Agricultural Engineering* 60 (2) (2015) 17-20.
  - Bartkowski D., Kinal G., Dudziak B., **Piasecki A.**, Matysiak W.: Microstructure and wear resistance of Stellite-6/WC metal matrix composite coatings. *Journal of Research and Applications in Agricultural Engineering* 60 (2) (2015) 21-25.
  - **Piasecki A.**, Młynarczak A., Bartkowski D., Dudziak B., Gościański M., Paczkowska M., Popławski M., Kompozytowe warstwy powierzchniowe z cząstkami WC w osnowie stopu niklu wytworzone metodą napawania laserowego, *Inżynieria Materiałowa*, 2014, nr 5, s. 397-400.
  - **Piasecki A.**, Bartkowski D., Młynarczak A., Dudziak B., Gościański M., Kasprowiak M., Laser cladding of Stellite 6 on low carbon steel for repairing

- components in automotive applications using disk laser, Archives of Mechanical Technology and Automation, 2013, 2, s.7-16.
- Bartkowski D., Młynarczak A., **Piasecki A.**, Dudziak B., The effect of steel substrate type on properties of surface layer produced from Co-based alloy powder by laser cladding, Inżynieria Materiałowa, 2013, 6, s. 620-623.
9. Wydział Technologii i Inżynierii Chemicznej, Politechnika Bydgoska – dr inż. Katarzyna Skórczewska. Współpraca dotyczy przygotowania próbek do obserwacji SEM/EDS, wykonaniu tych badań i analizie wyników. Efektem współpracy jest 9 publikacji:
- Hejna, A., Kosmela, P., Olszewski, A., Formela, K., Zedler, Ł., **Piasecki, A.**, Skórczewska, K., The impact of filler thermomechanical modifications on static and dynamic mechanical performance of flexible foamed polyurethane/ground tire rubber/zinc borate composites (2023) Composites Theory and Practice, 23 (2), pp. 76-83.
  - Hejna, A., Kosmela, P., Olszewski, A., Zedler, Ł., Formela, K., Skórczewska, K., **Piasecki, A.**, Marć, M., Barczewski, R., Barczewski, M., Management of ground tire rubber waste by incorporation into polyurethane-based composite foams, (2023) Environmental Science and Pollution Research, DOI: 10.1007/s11356-023-25387-w
  - Barczewski, M., Mysiukiewicz, O., Andrzejewski, J., Matykiewicz, D., Skórczewska, K., Lewandowski, K., Jakubowicz, M., Aniśko, J., Gapiński, B., Sałasińska, K., **Piasecki, A.**, Dutkiewicz, M., bioXpul™ - technology for manufacturing PLA-based biocomposites with increased thermomechanical stability, (2023) Manufacturing Letters, 35, pp. 43-47., DOI: 10.1016/j.mfglet.2022.11.007
  - Aniśko, J., Barczewski, M., **Piasecki, A.**, Skórczewska, K., Szulc, J., Szostak, M., The Relationship between a Rotational Molding Processing Procedure and the Structure and Properties of Biobased Polyethylene Composites Filled with Expanded Vermiculite, (2022) Materials, 15 (17), art. no. 5903, DOI: 10.3390/ma15175903
  - Barczewski, M., Hejna, A., Sałasińska, K., Aniśko, J., **Piasecki, A.**, Skórczewska, K., Andrzejewski, J., Thermomechanical and Fire Properties of Polyethylene-Composite-Filled Ammonium Polyphosphate and Inorganic Fillers: An Evaluation of Their Modification Efficiency, (2022) Polymers, 14 (12), art. no. 2501, DOI: 10.3390/polym14122501
  - Barczewski, M., Mysiukiewicz, O., Lewandowski, K., Nowak, D., Matykiewicz, D., Andrzejewski, J., Skórczewska, K., **Piasecki, A.**, Effect of basalt powder surface treatments on mechanical and processing properties of polylactide-based composites, (2020) Materials, 13 (23), art. no. 5436, pp. 1-25., DOI: 10.3390/ma13235436
  - Barczewski, M., Mysiukiewicz, O., Matykiewicz, D., Skórczewska, K., Lewandowski, K., Andrzejewski, J., **Piasecki, A.**, Development of polylactide composites with improved thermomechanical properties by simultaneous use of basalt powder and a nucleating agent, (2020) Polymer Composites, 41 (7), pp. 2947-2957., DOI: 10.1002/pc.25589
  - Barczewski, M., Matykiewicz, D., Sałasińska, K., Kozicki, D., **Piasecki, A.**, Skórczewska, K., Lewandowski, K., Poly(vinyl chloride) powder as a low-cost flame retardant modifier for epoxy composites, (2019) International Journal of Polymer Analysis and Characterization, 24 (5), pp. 447-456., DOI: 10.1080/1023666X.2019.1602915

- Barczewski, M., Sałasińska, K., Kloziński, A., Skórczewska, K., Szulc, J., **Piasecki, A.**, Application of the Basalt Powder as a Filler for Polypropylene Composites With Improved Thermo-Mechanical Stability and Reduced Flammability, (2019) Polymer Engineering and Science, 59 (s2), pp. E71-E79., DOI: 10.1002/pen.24962
10. Instytut Ochrony Roślin – Państwowy Instytut Badawczy w Poznaniu – śp. prof. dr hab. Piotr Grzesiak. Współpraca w zakresie badań w kwasie siarkowym (3 rozdziały w monografiach, *przed uzyskaniem stopnia doktora*):
- **Piasecki A.**, Młynarczak A., Jakubowski J., Grzesiak P.: Kwaso- i żaroodporne galwaniczno-dyfuzyjne warstwy Ni-Al-Cr, Monografia: Kwas siarkowy – nowe możliwości, Wydawnictwo Instytutu Ochrony Roślin Poznań, 2008, s.25-35.
  - Młynarczak A., **Piasecki A.**, Grzesiak P., Skład fazowy i chemiczny dyfuzyjnych warstw węglików chromu, wanadu i tytanu a ich odporność na korozyjne działanie kwasu siarkowego. Kwas siarkowy. Nowa rzeczywistość / red. Piotr Grzesiak, Grzegorz Schroeder, Stefan Pruszyński - Poznań, Polska. Wydawnictwo Instytutu Ochrony Roślin, 2005 - s. 207-220.
  - Młynarczak A., Grzesiak P., **Piasecki A.**, Odporność wybranych stopów kwasoodpornych na działanie czystego kwasu siarkowego oraz kwasu zawierającego jony chlorkowe. Kwas Siarkowy - Nowe Wyzwania, Wydawnictwo Instytutu Ochrony Roślin, Poznań 2003, s.139-154.
11. Wydział Inżynierii Mechanicznej, Politechnika Bydgoska – prof. dr hab. inż. Dariusz Boroński. Współpraca od 2023 roku dotyczy wykonania próbek, pobranych ze spieków i badania ich właściwości mechanicznych określanych podczas próby rozciągania.
12. Wydział Podstaw Techniki, Politechnika Lubelska – Prof. dr hab. inż. Mychajło Paszczko. Współpraca od 2023 roku dotyczy badania właściwości mechanicznych i tribologicznych spieków samosmarujących.

## 6. Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę lub sztukę

### 6.1. Osiągnięcia dydaktyczne

Poniższy wykaz obejmuje opracowanie programów, przygotowanie i realizację zajęć od początku mojego zatrudnienia na Politechnice Poznańskiej.

Lp.	Nazwa przedmiotu	Forma zajęć	Kierunek studiów
1	Badania właściwości biomateriałów i tkanek*	wykład, ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria biomedyczna
2	Dobór materiałów konstrukcyjnych*	wykład, projekt	Mechatronika
3	Inżynieria powierzchni*	wykład, ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria materiałowa
4	Materiałoznawstwo z elementami chemii	ćwiczenia laboratoryjne	Zarządzanie i inżynieria produkcji
5	Materiałoznawstwo	ćwiczenia laboratoryjne	Logistyka, inżynieria bezpieczeństwa
6	Materiały dla budownictwa	wykład, projekt	Inżynieria materiałowa

7	Materiały konstrukcyjne	ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria materiałowa
8	Metale i stopy	ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria materiałowa
9	Metody mikroskopowe*	wykład, ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria materiałowa
10	Nauka o materiałach z elementami chemii*	ćwiczenia laboratoryjne	Mechanika i budowa maszyn
11	Nowoczesne metody badań materiałów*	wykład, ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria materiałowa
12	Nowoczesne stopy techniczne	ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria materiałowa
13	Obróbka powierzchniowa*	wykład, ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria materiałowa
14	Wybrane zagadnienia z areologii*	wykład, ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria materiałowa
15	Wybrane zagadnienia z inżynierii powierzchni	wykład, ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria materiałowa
16	Współczesne materiały inżynierskiej i kryteria ich dobru*	wykład, projekt	Mechanika i budowa maszyn
17	Zaawansowane metody badania struktury i właściwości materiałów*	ćwiczenia laboratoryjne	Inżynieria materiałowa

\* aktualnie prowadzone przeze mnie zajęcia

Poza działalnością dotyczącą regularnych zajęć dydaktycznych, skupiam się na pomocy studentom w realizacji ich prac doktorskich, magisterskich i inżynierskich. W trakcie mojej dotychczasowej działalności dydaktycznej byłem promotorem pomocniczym w trzech przewodach doktorskich, w 1 jestem aktualnie. Ponadto byłem promotorem 61 prac dyplomowych inżynierskich, 43 prac dyplomowych magisterskich. Zrecenzowałem 58 prac dyplomowych inżynierskich i 14 prac dyplomowych magisterskich. Wszystkie realizowane dyplomy pod moim nadzorem miały charakter badawczy, a część z nich realizowana była w zakładach produkcyjnych. Praca dyplomowa magisterska Pana mgr inż. Mateusza Kotkowiaka (obecnie dr inż.), którego byłem promotorem, realizowana w roku akademickim 2013/2014 pt. „Właściwości warstw chromoaluminowanych wytworzonych na wybranych stopach niklu”, uzyskała w 2015 roku III nagrodę w konkursie na wyróżniającą się pracę dyplomową w obszarze techniki oraz organizacji i usług organizowanym przez Federację Stowarzyszeń Naukowo – Technicznych NOT w Poznaniu oraz I wyróżnienie w konkursie o nagrodę Dziekana Wydziału Budowy Maszyn i Zarządzania PP. Wyniki pracy zostały opublikowane: Kotkowiak, M., Piasecki, A., Kotkowiak, M., Kulka, M., Heat-Resisting Aluminized Coatings Modified by Chromium Addition Produced on Nickel-Based Alloys, (2018) Transactions of the Indian Institute of Metals, 71 (12), pp. 2919-2931., DOI: 10.1007/s12666-018-1391-z, IF = 1.176 (2018).

**Trzeci stopień studiów - studia doktoranckie (promotor pomocniczy)**

Lp.	Rok obrony	Imię i nazwisko doktoranta, tytuł pracy	Nazwa jednostki, dyscyplina
1	2015	Dariusz Bartkowski, <i>Kompozytowe warstwy powierzchniowe w układzie osnowa metaliczna – faza międzywęzłowa napawane laserowo na niskowęglowych stalach konstrukcyjnych</i>	Politechnika Poznańska, Inżynieria materiałowa
2	2018	Katarzyna Peta, <i>Ocena lutowanych połączeń w samochodowych wymiennikach ciepła za pomocą sztucznych sieci neuronowych</i>	Politechnika Poznańska, Budowa i eksploatacja maszyn
3	2021	Mateusz Kotkowiak, <i>Samosmarujące warstwy stopowane laserowo i materiały spiekane wytwarzane z zastosowaniem fluorków wapnia i baru</i>	Politechnika Poznańska, Inżynieria materiałowa
4	- Data powołania 17.12.2021	Natalia Wierzbicka, <i>Właściwości tribologiczne kompozytów na osnowie silikonowej z nieorganicznymi dodatkami</i>	Politechnika Poznańska, Inżynieria mechaniczna

**Drugi stopień studiów (studia magisterskie - promotorstwo)**

Lp.	Rok	Tytuł pracy	Kierunek studiów
1	2023	<i>Wpływ parametrów spawania metodą MIG na właściwości połączeń spawanych stopu aluminium 5083</i>	Inżynieria materiałowa
2	2022	<i>Wybrane właściwości ostrzy chirurgicznych</i>	Inżynieria biomedyczna
3	2022	<i>Badanie właściwości tribologicznych smaru litowego z dodatkiem nanocząstek TiO<sub>2</sub> i nanorurek węglowych</i>	Inżynieria materiałowa
4	2022	<i>Wpływ parametrów wytwarzania na właściwości materiału Mediloy S-Co, wytworzonego metodą selektywnego topienia laserowego</i>	Inżynieria materiałowa
5	2020	<i>Badanie wybranych właściwości nanokompozytu polimerowego do zastosowań w stomatologii</i>	Inżynieria materiałowa
6	2020	<i>Wpływ dodatku smaru stałego CaF<sub>2</sub> na właściwości tribologiczne spieku NiCrSiB</i>	Inżynieria materiałowa
7	2020	<i>Wpływ mieszaniny smarów stałych CaF<sub>2</sub> i BaF<sub>2</sub> na właściwości tribologiczne spieku NiCrBSi</i>	Inżynieria materiałowa
8	2019	<i>Odporność na zużycie przez tarcie chromowanej dyfuzyjnie stali narzędziowej w podwyższonej temperaturze</i>	Inżynieria materiałowa

9	2019	<i>Powłoki hydroksyapatytowe wytwarzane metodą natryskiwania próżniowego na zimno</i>	Inżynieria materiałowa
10	2019	<i>Wpływ dodatku samosmarnego CaF<sub>2</sub> na właściwości tribologiczne miedzi</i>	Inżynieria materiałowa
11	2018	<i>Badanie wybranych właściwości endoprotezy stawu kolanowego</i>	Inżynieria biomedyczna
12	2018	<i>Wpływ CaF<sub>2</sub> na właściwości tribologiczne stali nierdzewnej</i>	Inżynieria materiałowa
13	2018	<i>Wpływ rodzaju smaru na współczynniki tarcia stali łożyskowej w układzie kula-tarcza</i>	Mechanika i budowa maszyn
14	2018	<i>Wybrane właściwości materiałów stosowanych na pokrowce do materaców przeciwoślizgowych</i>	Inżynieria biomedyczna
15	2017	<i>Wpływ wybranych smarów stałych na właściwości tribologiczne miedzi i brązu aluminiowego</i>	Inżynieria materiałowa
16	2016	<i>Jakość złączy spawanych wykonanych ze stali S235JR metodą TIG i MIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
17	2016	<i>Jakość złączy spawanych wykonanych ze stali S435JRG2 metodą gazową i MIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
18	2016	<i>Opracowanie algorytmu badania spoin czołowych</i>	Mechanika i budowa maszyn
19	2016	<i>Dyfuzyjne aluminiowanie tytanu Grade 2</i>	Inżynieria materiałowa
20	2016	<i>Dyfuzyjne nasycanie tytanu grade 2 chromem oraz aluminium</i>	Inżynieria materiałowa
21	2016	<i>Ocena właściwości nowoczesnych opatrunków stosowanych w leczeniu ran</i>	Inżynieria biomedyczna
22	2016	<i>Wpływ alkalicznego roztworu sztucznego potu na właściwości taśm stosowanych w metodzie kinesiotaping</i>	Inżynieria biomedyczna
23	2016	<i>Wpływ sztucznego płynu ustrojowego na właściwości nici i igieł chirurgicznych</i>	Inżynieria biomedyczna
24	2015	<i>Wpływ parametrów napawania laserowego proszkiem Nano 5 na stali RAEX 450</i>	Inżynieria materiałowa
25	2015	<i>Wpływ parametrów napawania laserowego stali Raex 450 proszkiem Nano 4 na wybrane właściwości</i>	Inżynieria materiałowa
26	2015	<i>Napawanie laserowe stali RAEX 450 proszkiem Stellite 1</i>	Inżynieria materiałowa
27	2015	<i>Wpływ parametrów napawania laserowego stali Raex 450 proszkiem NiCrSiB/WC na wybrane właściwości</i>	Inżynieria materiałowa
28	2014	<i>Jakość technologiczna połączeń spawanych elementów karoserii</i>	Zarządzanie i produkcja
29	2014	<i>Wpływ obróbki kriogenicznej na właściwości stali 100Cr6</i>	Inżynieria materiałowa
30	2014	<i>Właściwości warstw Al + B<sub>4</sub>C napawanych laserowo na stali 18G2A</i>	Inżynieria materiałowa



31	2014	<i>Wpływ parametrów procesu napawania laserowego na właściwości napawanej warstwy NiCrBSi/WC</i>	Inżynieria materiałowa
32	2014	<i>Właściwości warstw chromoaluminiumowych wytworzonych na wybranych stopach niklu</i>	Inżynieria materiałowa
33	2014	<i>Napawanie laserowe stali S235 proszkiem NiCrBSi</i>	Inżynieria materiałowa
34	2013	<i>Napawanie laserowe stali S355 stopem kobaltu</i>	Zarządzanie i inżynieria produkcji
35	2013	<i>Wpływ parametrów napawania laserowego na właściwości dwuwarstwowych napoin wytworzonych na stali S235</i>	Inżynieria materiałowa
36	2013	<i>Jakość technologiczna warstw napawanych laserowo na narzędziach rolniczych</i>	Zarządzanie i produkcja
37	2013	<i>Odporność korozyjna warstw napawanych laserowo proszkiem Stellite 6</i>	Inżynieria materiałowa
38	2012	<i>Właściwości warstw napawanych na bazie stopu kobaltu i WC wytworzonych metodą TIG</i>	Inżynieria materiałowa
39	2011	<i>Właściwości warstw aluminiumowych, chromoaluminiumowych i krzemoaluminiumowych wytworzonych na stopie niklu Nimonic 90</i>	Inżynieria materiałowa
40	2011	<i>Właściwości warstw powierzchniowych napawanych węglikiem B4C i Fe na stali 18G2A</i>	Inżynieria materiałowa
41	2011	<i>Charakterystyka zmian eksploatacyjnych w warstwie wierzchniej stali szyn kolejowych</i>	Inżynieria materiałowa
42	2010	<i>Napawanie plazmowe stali 18G2A proszkami B4C i Fe</i>	Mechanika i budowa maszyn
43	2010	<i>Napawanie plazmowe stali 18G2A proszkami SiC i Fe</i>	Mechanika i budowa maszyn

#### Pierwszy stopień studiów (studia inżynierskie - promotorstwo)

Lp.	Rok	Tytuł pracy	Kierunek studiów
1	2023	<i>Mikrostruktura, właściwości mechaniczne i tribologiczne kompozytu Cu-MWCNTs</i>	Inżynieria materiałowa
2	2023	<i>Wpływ dodatku nanorurek węglowych na właściwości tribologiczne smaru plastycznego</i>	Inżynieria materiałowa
3	2022	<i>Badanie na zużycie przez tarcie wybranych stali azotowanych</i>	Inżynieria materiałowa
4	2022	<i>Spawanie stopów aluminium</i>	Inżynieria materiałowa
5	2022	<i>Wpływ TiO2 na właściwości tribologiczne spieków</i>	Inżynieria materiałowa
6	2021	<i>Właściwości powłok Fe/Zn12/A/T1 wytworzonych na wyrobach stalowych</i>	Inżynieria materiałowa

7	2021	<i>Wpływ chromowania dyfuzyjnego na właściwości stali narzędziowych</i>	Inżynieria materiałowa
8	2021	<i>Wpływ smaru stałego MoS<sub>2</sub> na właściwości tribologiczne spieków</i>	Inżynieria materiałowa
9	2021	<i>Wpływ smaru stałego WS<sub>2</sub> na właściwości tribologiczne spieków</i>	Inżynieria materiałowa
10	2019	<i>Spawanie wybranych stali metodą MAG i elektrodą otuloną</i>	Inżynieria materiałowa
11	2019	<i>Badanie wybranych właściwości odlewniczych stopów aluminium</i>	Inżynieria materiałowa
12	2019	<i>Wpływ podwyższonej temperatury na współczynniki tarcia wybranych par ciernych w układzie kula - tarcza</i>	Inżynieria materiałowa
13	2019	<i>Wpływ wybranych parametrów nawęglania i obróbki cieplnej na mikrostrukturę i właściwości stali AMS 6265</i>	Inżynieria materiałowa
14	2018	<i>Spawalnicze metody naprawy kolektora wylotowego silnika spalinowego</i>	Mechanika i budowa maszyn
15	2018	<i>Spawanie stali różnoimiennych</i>	Mechanika i budowa maszyn
16	2018	<i>Wyznaczanie współczynników tarcia wybranych par ciernych w układzie kula-tarcza</i>	Inżynieria materiałowa
17	2017	<i>Badanie odporności korozyjnej wybranych stopów żelaza w rozcieńczonym kwasie solnym</i>	Inżynieria materiałowa
18	2017	<i>Charakterystyka materiałów stosowanych na instrumentarium chirurgiczne</i>	Inżynieria materiałowa
19	2017	<i>Właściwości narzędzi po obróbce plastycznej na gorąco</i>	Inżynieria materiałowa
20	2017	<i>Właściwości powłok cynkowanych ogniowo</i>	Inżynieria materiałowa
21	2017	<i>Wpływ CaF<sub>2</sub> na właściwości tribologiczne materiałów stosowanych na łożyska ślizgowe</i>	Inżynieria materiałowa
22	2017	<i>Spawanie konstrukcji stalowych metodą MAG i MMA</i>	Mechanika i budowa maszyn
23	2016	<i>Boroaluminowanie i borowanie dyfuzyjne metodą proszkową na stopach Inconel 600 i Inconel 625</i>	Inżynieria materiałowa
24	2016	<i>Boroaluminowanie wybranych stopów żelaza</i>	Inżynieria materiałowa
25	2016	<i>Napawanie laserowe stali borowej B27 mieszaniną proszków stopu niklu i węglików wolframu</i>	Inżynieria materiałowa
26	2016	<i>Niklowanie chemiczne wybranych stopów metali</i>	Inżynieria materiałowa
27	2016	<i>Odporność korozyjna stali 304L na działanie wody rzecznej</i>	Inżynieria materiałowa
28	2015	<i>Spawanie stali S275JR metodą TIG i MAG</i>	Mechanika i budowa maszyn

29	2015	<i>Napawanie laserowe stopu Stellite 6 na stali Raex 450</i>	Mechanika i budowa maszyn
30	2015	<i>Spawanie stali kwasoodpornej X5CrNi18-10 metodami TIG, MIG oraz MMA</i>	Mechanika i budowa maszyn
31	2015	<i>Laserowa napawanie kompozytowych warstw powierzchniowych Inconel 625/WC</i>	Inżynieria materiałowa
32	2015	<i>Napawanie laserowe jako metoda regeneracji zużytych części na przykładzie osi wirnika turbiny</i>	Inżynieria materiałowa
33	2015	<i>Napawanie laserowe stopu Stellite 6 na stali Raex 450</i>	Inżynieria materiałowa
34	2014	<i>Spawanie zbiornika ciśnieniowego ze stali kwasoodpornej</i>	Mechanika i budowa maszyn
35	2014	<i>Spawanie stali S235JR metodą TIG i MIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
36	2014	<i>Spawanie stali S435JRG2 metodą gazową i MIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
37	2014	<i>Spawanie stali X5CrNi18-10 metodą TIG i MIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
38	2014	<i>Analiza przyczyn zużycia i charakterystyka materiału matrycy granulatora</i>	Inżynieria materiałowa
39	2014	<i>Badanie odporności korozyjnej wybranych stopów żelaza w wodzie morskiej</i>	Inżynieria materiałowa
40	2014	<i>Spawanie stali S355J2C+N metodą MAG</i>	Inżynieria materiałowa
41	2014	<i>Hartowanie laserowe stali S235, S355 oraz C45</i>	Inżynieria materiałowa
42	2014	<i>Hartowanie laserowe stali S 355</i>	Inżynieria materiałowa
43	2013	<i>Spawanie stali S235JR metodą MAG i TIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
44	2013	<i>Spawanie stali S235 metodami MMA i MIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
45	2013	<i>Spawanie stopu AlCu4Mg1 metodą TIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
46	2013	<i>Wpływ natężenia prądu spawania na mikrostrukturę i właściwości złącza spawanego metodą TIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
47	2013	<i>Wpływ parametrów spawania stopu AlZn5,5MgCu na właściwości spoiny</i>	Mechanika i budowa maszyn
48	2013	<i>Napawanie jako metoda regeneracji zużytych części na przykładzie koła pasowego wału korbowego samochodu osobowego</i>	Inżynieria materiałowa
49	2013	<i>Napawanie stali 18G2A proszkiem WC/CoCrWC metodą TIG</i>	Inżynieria materiałowa
50	2013	<i>Wpływ składu mieszaniny proszkowej na właściwości warstw chromoaluminiumowanych wytworzonych na stopie niklu Inconel 601</i>	Inżynieria materiałowa

51	2013	<i>Wpływ parametrów obróbki strumieniowo-ścierniej na budowę warstwy wierzchniej stali S235JR</i>	Mechanika i budowa maszyn
52	2012	<i>Napawanie stali 18G2A proszkami Fe-Cr i WC metodą TIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
53	2012	<i>Chromoaluminowanie stali C45</i>	Inżynieria materiałowa
54	2012	<i>Napawanie plazmowe stali 18G2A proszkami WC i Fe-Cr</i>	Inżynieria materiałowa
55	2011	<i>Napawanie plazmowe stali 18G2A proszkami na bazie kobaltu i WC</i>	Mechanika i budowa maszyn
56	2011	<i>Porównanie spawania stali S235JR2 ze stalą 304 metodami MIG i TIG</i>	Mechanika i budowa maszyn
57	2011	<i>Wpływ natężenia prądu na właściwości napoin na bazie kobaltu i WC</i>	Mechanika i budowa maszyn
58	2011	<i>Napawanie plazmowe stali 18G2A proszkami na bazie kobaltu</i>	Inżynieria materiałowa
59	2011	<i>Napawanie plazmowe stali 18G2A proszkami WC i Fe</i>	Inżynieria materiałowa
60	2010	<i>Krzemowo-aluminowanie stopu niklu Inconel 601</i>	Inżynieria materiałowa
61	2010	<i>Natapianie plazmowe stali konstrukcyjnej proszkami B4C i SiC</i>	Inżynieria materiałowa

## 6.2. Osiągnięcia organizacyjne

1. Członek koła naukowego inżynierii materiałowej *Alotropia*.
2. Członek Komisji do spraw odbioru prac badawczych w ramach działalności statutowej w Instytucie Inżynierii Materiałowej PP w latach 2016-2017.
3. Członek Kolegium Elektorskiego w wyborach JM Rektora PP w kadencji 2020-2024.
4. Członek Zespołu Zadaniowego ds. Efektów Kształcenia na kierunku Inżynieria Materiałowa na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Fizyki Technicznej w kadencji 2021-2024.
5. Członek Zespołu Zadaniowego ds. Klas Akademickich na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Fizyki Technicznej w kadencji 2021-2024.
6. Przewodniczący Komisji do spraw odbioru prac badawczych w ramach działalności statutowej w Instytucie Inżynierii Materiałowej PP w latach 2018-2020.
7. Osoba odpowiedzialna w Instytucie Inżynierii Materiałowej PP za kontakt z Repozytorium PP.
8. Osoba upoważniona w Instytucie Inżynierii Materiałowej PP do wprowadzania zleceń i wystawiania faktur w systemie ERP oraz umów w systemie EOD.
9. Opiekun praktyk realizowanych w Instytucie Inżynierii Materiałowej PP w latach 2012, 2013.
10. Koordynator wydziałowy w roku 2023 ds. projektu *Kształcenie dla branż kluczowych*.
11. Koordynator wydziałowy w roku 2023 ds. projektu *Kształcenie na potrzeby gospodarki – umiejętności w szkolnictwie wyższym*.

12. Sekretarz komisji podczas obrony 5 doktoratów: Natalia Makuch, Aneta Bartkowska, Przemysław Borecki, Piotr Dziarski, Daniel Andrzejewski.
13. Organizacja wyjazdu oraz opieka dla studentów – członków Koła Naukowego *Alotropia* na Seminarium Skaningowej Mikroskopii Elektronowej, Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica, Wydział Odlewnictwa, Kraków, 22-24.06.2022.
14. Organizacja wizyt studentów w zakładach pracy i instytutach naukowych powiązanych z inżynierią materiałową:
  - Sieć Badawcza ŁUKASIEWICZ – Instytut Obróbki Plastycznej, Poznań, 2023;
  - Volkswagen Poznań Sp. z o.o., Zakłady Caddy/T w Antoninku, styczeń 2023;
  - Volkswagen Poznań Sp. z o.o., Zakład Crafter Września, 2020;
  - Sieć Badawcza ŁUKASIEWICZ - Przemysłowy Instytut Maszyn Rolniczych, Poznań, 2019;
  - Wytwórnia Sprzętu Komunikacyjnego – Poznań Sp. z o.o., 2019.

### 6.3. Osiągnięcia popularyzujące naukę

#### Po uzyskaniu stopnia naukowego doktora:

1. Gra edukacyjna MEG (Materials Engineering Game) – autorzy I. Szafraniak-Wiza, **A. Piasecki**, <https://phys.put.poznan.pl/arttykul/gra-edukacyjna>
2. Gra edukacyjna „Znajdź różnice w inżynierii materiałowej” autorzy: I. Szafraniak-Wiza, **A. Piasecki**, G. Adamek. <https://phys.put.poznan.pl/node/4563>
3. Współorganizator na Politechnice Poznańskiej V Zjazdu Absolwentów Inżynierii Materiałowej 78’ – 16.05.2023 – prezentacja możliwości badawczych skaningowego mikroskopu elektronowego i systemu mikroanalizy rentgenowskiej EDS, prezentacja laboratoriów.
4. Ogólnopolski Dzień Inżynierii Materiałowej (I edycja) – 17.03.2023 – zajęcia laboratoryjne dotyczące skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) i mikroanalizy rentgenowskiej EDS.
5. Promocja Wydziału Inżynierii Materiałowej i Fizyki Technicznej na Targach Edukacyjnych w Poznaniu – 2022, 2023.
6. „Zdalnie ale na PUT” – 2022 – przeprowadzenie zajęć dotyczących obserwacji SEM i mikroanalizy rentgenowskiej EDS w formie zdalnej.
7. „Salon Maturzystów” w PP – 2022 – promocja kierunku inżynieria materiałowa, Wydziału i Uczelni na stoisku, prezentacja laboratoriów.
8. Organizacja i przeprowadzenie zajęć dotyczących obserwacji SEM i mikroanalizy rentgenowskiej EDS w formie zdalnej dla uczniów szkół średnich – klasy maturalne 2021.
9. Organizacja i przeprowadzenie zajęć dotyczących obserwacji SEM i mikroanalizy rentgenowskiej EDS, zwiedzanie laboratoriów, dla uczniów ze Szkoły Podstawowej nr 68 w Poznaniu, 2021.
10. Wolontariusz w akcji charytatywnej „Drukuj dla lekarza” prowadzonej przez Politechnikę Poznańską mającej na celu wsparcie medyków podczas pandemii Covid 19.

11. „Dziewczyny na Politechniki” 2015, 2022 – promocja kierunku inżynieria materiałowa, Wydziału i Uczelni na stoisku.
12. Festiwale Nauki i Sztuki, 2012-2015.

**Przed uzyskaniem stopnia naukowego doktora:**

13. Promocja kierunku Inżynieria materiałowa – Targi Edukacji 22-24.02.2008 – MTP Poznań.
14. Promocja kierunku Inżynieria materiałowa (luty-kwiecień 2006): przygotowanie ulotek, prezentacji multimedialnej, prezentacja multimedialna w szkołach średnich dla klas maturalnych, rozprowadzanie ulotek.

## 7. Inne osiągnięcia dotyczące kariery zawodowej

### 7.1. Podnoszenie kwalifikacji zawodowych

Okres	Nazwa instytucji, miejscowość	Zakres szkolenia
18.05.2023	MS Spektrum, Warszawa Politechnika Poznańska	Warsztaty Analityczne ze Spektrometrii Atomowej
24.06.2022	Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie, Wydział Odlewnictwa; Uni-Export Instruments Polska; Tescan; Oxford Instruments	Szkolenie z zakresu elektronowej mikroskopii skaningowej, EDS, oraz EBSD
20.10.2020	Uni-Export Instruments Polska, Warszawa, Politechnika Poznańska	Szkolenie z zakresu przetwarzania i analiz obrazów przy użyciu oprogramowania Mountains <sup>®</sup> SEM firmy Digital Surf
9-10.01.2019	Uni-Export Instruments Polska, Warszawa, Politechnika Poznańska	Szkolenie z zakresu teorii i praktyki pracy na wysokorozdzielczym SEM Tescan-Mira 3 XMU
21.07.2018	Politechnika Poznańska	szkolenie w zakresie FV sprzedaż w systemie ERP
23.05.2017	Uni-Export Instruments Polska, Warszawa, Oxford Instruments	Szkolenie z zakresu teorii i praktyki pracy na wysokorozdzielczym SEM Tescan-Mira 3 XMU, oraz mikroanalizatorze EDS Aztec Energy
23-24.09.2014	Uniwersytet Jagielloński, Kraków	Szkolenie z zakresu FEG SEM, EDS, EBSD
24.10.2012	Uni-Export Instruments Polska, Warszawa	Szkolenie – Szkoła operatorów mikroskopów skaningowych TESCAN oraz systemów mikroanalizy rentgenowskiej



12-13.04.2011	Uni-Export Instruments Polska, Warszawa, Centralne Laboratorium Agroekologiczne Uniwersytetu Przyrodniczego w Lublinie Katolicki Uniwersytet Lubelski, Instytut Ochrony Środowiska	Szkolenie – Szkoła operatorów mikroskopów skaningowych TESCAN oraz systemów mikroanalizy rentgenowskiej
2011 r.	Politechnika Poznańska, Wydział Inżynierii Zarządzania	Studia podyplomowe <i>Bezpieczeństwo i higiena pracy</i> , Nr świadectwa 9502 12.10.2011 r.

## 7.2. Nagrody

1. Nagroda indywidualna JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku 2021.
2. Nagroda indywidualna JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku 2020.
3. Nagroda zespołowa JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku 2019.
4. Nagroda zespołowa JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku 2018.
5. Nagroda zespołowa JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku 2017.
6. Nagroda zespołowa JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku 2016.
7. Nagroda zespołowa JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku 2014.
8. Nagroda zespołowa JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku 2013.
9. Nagroda zespołowa JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku akademickim 2012.
10. Nagroda zespołowa JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku akademickim 2011.
11. Nagroda zespołowa JM Rektora Politechniki Poznańskiej za osiągnięcia naukowe w roku akademickim 2008.

### 7.3. Wskaźniki bibliograficzne

Wykaz ilościowy dorobku naukowego – badawczego na dzień 26 września 2023 roku.

Nr ORCID: 0000-0002-1019-633X

Scopus Author ID: 54796925700

WoS Researcher ID: G-2095-2014

Wskaźnik	Przed doktoratem	Po doktoracie	Łącznie
Ogólna liczba publikacji	9	144	153
Publikacje w czasopismach wyróżnionych w Journal Citation Reports (JCR) posiadające IF	-	94	94
Konferencje krajowe – referat ustny	5	9	14
Konferencje międzynarodowe – referat ustny	-	3	3
Konferencje krajowe – poster	3	12	15
Konferencje międzynarodowe – poster	-	6	6
Współautorstwo rozdziału monografii	3	2	5
Kierownik w projektach badawczych	-	3	3
Wykonawca w projektach badawczych (NCN)	-	3	3
Wykonawca w projektach badawczych (NCBiR)	-	1	1
Kierownik w projektach realizowanych w ramach PRJG (ekspertyzy, opinie)	-	265	265
Promotor pomocniczy przy rozprawach doktorskich	-	4	4
Recenzje w czasopismach naukowych	-	247	247
Członek rady recenzentów	-	1	1
Redaktor gościnny w wydaniu specjalnym (MDPI)	-	2	2
Staże krajowe i zagraniczne (dłuższe niż 2 tygodnie)	-	1	1
Staże przemysłowe	-	1	1
Członkostwo w krajowych organizacjach oraz towarzystwach naukowych	-	4	4
Członkostwo w międzynarodowych organizacjach oraz towarzystwach naukowych	-	2	2
Wskaźnik Hirscha, H-Index <i>Wg bazy Scopus* / wg Web of Science</i>	-	18/22	18/22

\*bez autocytaowań wszystkich współautorów



.....  
podpis wnioskodawcy