

Autoreferat

dr Rafał Jendrzejewski

Instytut Maszyn Przepływowych im. Roberta Szewalskiego PAN
Zakład Fotofizyki
ul. Fiszer 14, 80-231 Gdańsk
rafj@imp.gda.pl

1. Imię i Nazwisko: **Rafał Jendrzejewski**

2. Posiadane dyplomy, stopnie naukowe – z podaniem nazwy, miejsca i roku ich uzyskania oraz tytułu rozprawy doktorskiej:

- **magister**, Uniwersytet Gdański, Wydział Matematyki i Fizyki, 16.06.1995
- **doktor nauk technicznych** w dyscyplinie mechanika, w specjalności technika laserowa, Instytut Maszyn Przepływowych PAN Gdańsk, 25.06.2001, *Badania doświadczalne laserowego przetwarzania proszków metali dla potrzeb stereolitografii*

3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych.

1995 - 2001	asystent, Samodzielna Pracownia Laserów Przepływowych i Gazodynamicznych przekształcona w Zakład Fotofizyki i Techniki Laserowej, Instytut Maszyn Przepływowych PAN, Gdańsk
2001 - 2010	adiunkt, Ośrodek Techniki Plazmowej i Laserowej, Zakład Fotofizyki i Techniki Laserowej, Instytut Maszyn Przepływowych PAN, Gdańsk
od 07.2010	starszy specjalista, Ośrodek Techniki Plazmowej i Laserowej, Zakład Fotofizyki, Instytut Maszyn Przepływowych PAN, Gdańsk

4. Wskazanie osiągnięcia wynikającego z art. 16 ust. 2 ustawy z dnia 14 marca 2003 r. o stopniach naukowych i tytule naukowym oraz o stopniach i tytule w zakresie sztuki (Dz. U. nr 65, poz. 595 ze zm.):

a) tytuł osiągnięcia naukowego:

„Metody przyrostowej modyfikacji warstwy wierzchniej części maszyn z wykorzystaniem materiałów proszkowych oraz promieniowania laserowego”

b) publikacje wchodzące w skład osiągnięcia naukowego:

1. **R. Jendrzejewski**, A. Conde, J. de Damborenea, G. Śliwiński, *Characterisation of the laser-clad stellite layers for protective coatings*, Materials & Design **23**, 83-88, 2002
2. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, A. Conde, J. de Damborenea, *Direct laser cladding of Ni-based alloy powder for industrial applications*, Proceedings of SPIE Vol. **5120**, 688-691, 2003
3. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, A. Conde, J. de Damborenea, *Influence of the base preheating on cracking of the laser-cladded coatings*, Proceedings of SPIE **5121**, 356-361, 2003
4. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, A. Conde, J. de Damborenea, *Laser cladding of Co-based protective coatings on Cr-steel*, Proceedings of SPIE **5226**, 377-381, 2003

5. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, A. Conde, J. de Damborenea, *Laser cladding of Ni- and Co-based coatings for turbine industry applications*, Proceedings of SPIE **5229**, 233-238, 2003
6. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, M. Krawczuk, W. Ostachowicz, *Temperature and stress fields induced during laser cladding*, Computers&Structures **82**, 653-658, 2004
7. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, A. Conde, C. Navas, J. de Damborenea, *Experimental investigations of the laser cladding of protective coatings on preheated base material*, Proceedings of SPIE **5449**, 443-448, 2004
8. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, A. Conde, C. Navas, J. de Damborenea, *Direct laser cladding of stellite coatings and selection of process parameters*, Proceedings of SPIE **5777**, 921-924, 2005
9. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, M. Krawczuk, W. Ostachowicz, *Laser cladding of protective coatings of limited cracking susceptibility*, Proceedings of SPIE **5777**, 925-928, 2005
10. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, M. Krawczuk, W. Ostachowicz, *Temperature and stress during laser cladding of double-layer coatings*, Surface and Coatings Technology **201**, 3328-3334, 2006
11. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, *Investigation of temperature and stress field in laser cladding coatings*, Applied Surface Science **254**, 921-925, 2007
12. **R. Jendrzejewski**, K. Van Acker, D. Vanhoyweghen, *Laser dispersing of ceramic powders into Al-alloys*, Proceedings of SPIE **6598**, 65980D-1 – 65980D-4, 2007
13. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, M. Krawczuk, W. Ostachowicz, *Temperature and stress fields during laser cladding of stellite protective coatings*, Proceedings of SPIE **6598**, 65980E-1 – 65980E-5, 2007
14. **R. Jendrzejewski**, C. Navas, A. Conde, J. de Damborenea, G. Śliwiński, *Properties of laser-cladded stellite coatings prepared on preheated chromium steel*, Materials & Design **29**, 187-192, 2008
15. **R. Jendrzejewski**, K. Van Acker, D. Vanhoyweghen, G. Śliwiński, *Metal matrix composite production by means of laser dispersing of SiC and WC powder in Al alloy*, Applied Surface Science **255**, 5584-5587, 2009
16. **R. Jendrzejewski**, *Laser dispersing of carbide powders in Ti-6Al-4V alloy*, Proceedings of SPIE **8703**, 87030K-1 - 87030K-4, 2013
17. **R. Jendrzejewski**, G. Śliwiński, *Laser dispersing of WC and TiC powders in light metal alloys for wear resistance enhancement*, Proceedings of SPIE **9447**, 94470G-1 - 94470G-6, doi:10.1117/12.2176007, 2015

Oświadczenia współautorów publikacji, potwierdzające ich indywidualny wkład w powstanie dorobku zostały umieszczone w załączniku 5.

c) omówienie celu naukowego ww. prac i osiągniętych wyników wraz z omówieniem ich ewentualnego wykorzystania.

WSTĘP

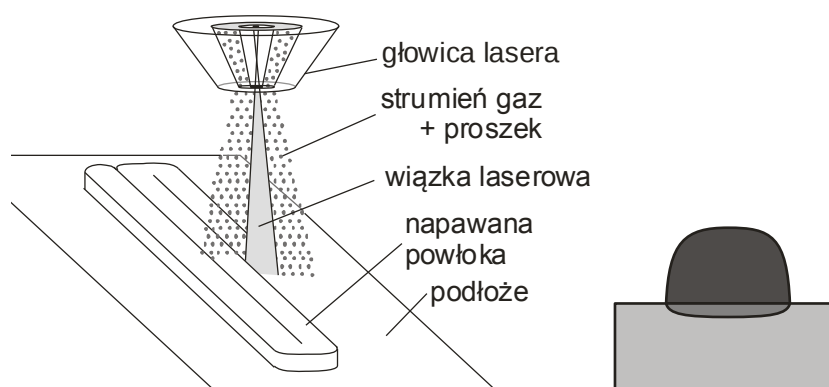
Tematyka prac badawczych prowadzonych przeze mnie po ukończeniu doktoratu i wchodzących w zakres osiągnięcia naukowego, dotyczy metod przyrostowej modyfikacji warstwy wierzchniej części maszyn, z wykorzystaniem materiałów proszkowych oraz promieniowania laserowego.

Motywy podejmowanych przeze mnie prac badawczych, zmierzających do polepszania własności eksploatacyjnych części maszyn poprzez zwiększenie odporności ich warstw wierzchnich na działanie agresywnego środowiska oraz na ścieranie, były zarówno poznawcze, jak i aplikacyjne, zwłaszcza z uwagi na możliwości zastosowania w budowie maszyn, budownictwie okrętowym, lotnictwie czy przemyśle naftowym. Wykorzystałem do tego celu dwie z kilku technik laserowych, w których do przyrostowej modyfikacji warstwy wierzchniej używa się materiałów proszkowych, mianowicie laserowe napawanie oraz wtapianie. Techniki laserowe są bowiem powszechnie stosowane w wielu dziedzinach przemysłu, a powodem ich popularności są m.in. takie cechy jak bezkontaktowość czyli brak bezpośredniego kontaktu narzędzia (lasera) z materiałem, selektywność czyli możliwość prowadzenia obróbki w wybranych obszarach materiału, oraz możliwość pełnej automatyzacji.

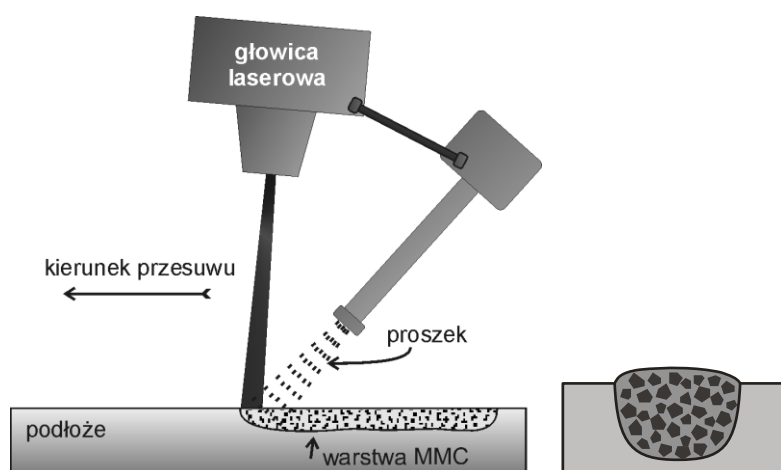
Laserowe napawanie zwane także laserowym natapianiem (*ang. laser cladding*) polega na warstwowym nanoszeniu materiału stopionego wiązką laserową na materiał podłoża, tak aby uzyskać trwałe złączenie obu materiałów i jednocześnie w ten sposób, aby strefa wpływu ciepła w podłożu była jak najmniejsza. Napoiны nakładane jako powłoki ochronne na materiał podłoża (np. na łopatki turbin energetycznych, gniazda zaworów, itp.), pozwalają na znaczne przedłużenie czasu jego użytkowania. Napawanym materiałem mogą być proszki metaliczne - najczęściej używane - lub też druty i pasty. Schemat procesu oraz jego efekt przedstawiono na Rys. 1. Znanym problemem jest duża skłonność do pęknięcia laserowo napawanych warstw, co w skrajnym przypadku może prowadzić do oderwania całości lub części warstwy od podłoża. Poza nakładaniem warstw ochronnych metoda laserowego napawania może być też stosowana do naprawy zużytych elementów urządzeń poprzez nałożenie odpowiedniej ilości warstw materiału w miejscu jego ubytku. Ponadto, laserowe napawanie proszków metali można zastosować do szybkiego wytwarzania modeli poglądowych i prototypów (*ang. rapid prototyping*) oraz elementów funkcjonalnych (*ang. rapid manufacturing*).

Z kolei laserowe wtapianie, zwane też dyspergowaniem (*ang. laser dispersing, laser melt injection*) zaliczane jest do technik laserowego stopowania i polega na odpowiednim nadtopieniu wiązką laserową wierzchniej warstwy materiału podłoża i jednoczesnym wstrzykiwaniu do roztopionego materiału cząstek proszków (najczęściej ceramicznych). Parametry procesu dobierane są tak, aby wiązka laserowa powodowała przetop jedynie wzmacnianego materiału, bez stapiania proszku. Otrzymuje się w ten sposób powierzchniowe warstwy kompozytowe o matrycy metalicznej (*ang. metal matrix composite MMC*) o znacznie zwiększonym stosunku wytrzymałości do gęstości materiału. Schemat

procesu oraz jego efekt przedstawiono na Rys. 2. Technikę laserowego wtapiania stosuje się najczęściej w przypadku stopów metali lekkich, na bazie Al, Ti czy Mg, które, pomimo granicy sprężystości porównywalnej ze stalami i dobrej odporności na korozję, charakteryzują się przeważnie stosunkowo słabymi własnościami trybologicznymi. Stopy takie są coraz częściej stosowane w przemyśle motoryzacyjnym oraz lotniczym m.in. z uwagi na oszczędności w zużyciu paliw. Nie bez znaczenia są także aspekty dotyczące ochrony środowiska, a będące wynikiem potencjalnego zmniejszenia zużycia paliw i emisji spalin. W przypadku obróbki metali lekkich znane technologie laserowe takie jak hartowanie, stopowanie czy napawanie często okazują się trudne w realizacji, bądź prowadzą do negatywnych wyników. Laserowe wtapianie, poza wytwarzaniem powierzchni odpornych na ścieranie oraz oddziaływanie agresywnego środowiska, umożliwia również uzyskiwanie funkcjonalnych materiałów gradientowych (*ang. FGM - functionally graded materials*) o własnościach stopniowo zmieniających się w kierunku normalnym do powierzchni materiału.



Rys. 1. Schemat i efekt procesu laserowego napawania.



Rys. 2. Schemat i efekt procesu laserowego wtapiania.

Wyboru materiałów do badań dokonałem na podstawie analiz literaturowych oraz rozmów z przedstawicielami przemysłu (Alstom Power, Bimet). W przypadku laserowego napawania jako materiał podłoża wybrałem stale chromowe X20CrMoV12-1 oraz X10Cr13

stosowane w łopatkach turbin energetycznych, dla których jako warstw ochronnych pożądane jest użycie stopów na bazie kobaltu (stellit, tribaloy) lub niklu (inconel, colmonoy), zawierających ponadto takie składniki jak Cr, W, Mo, Si i C, wpływające m.in. na własności wytrzymałościowe materiału. Do badań wybrałem w szczególności proszki: stellit SF6 (na bazie Co) oraz Metco 16C (Ni), o kulistym kształcie ziaren w obydwóch przypadkach i ich średnicach wynoszących ok. 60 μm . Składy chemiczne materiałów podłoża oraz proszków podano odpowiednio w Tabelach 1 i 2.

Do badań laserowego wtapiania wybrałem powszechnie stosowane w przemyśle lotniczym i motoryzacyjnym stopy Al6061 i Ti6Al4V jako materiały podłoża (drugi ze stopów stosowany jest również w medycynie), oraz węgliki wolframu, krzemu i tytanu jako materiały proszkowe. Dane dotyczące użytych w doświadczeniach materiałów stopowych oraz proszkowych zebrano odpowiednio w Tabelach 3 i 4. W przypadku dyspergowania proszków węglkowych w stopach Al6061 oraz Ti-6Al-4V, sprzyjająca jest różnica w temperaturach topnienia materiałów. Utrudnieniem jest jednak fakt, że współczynnik absorpcji promieniowania laserowego o danej długości fali dla stopów metali lekkich jest z reguły znacznie mniejszy od absorpcji proszków. Powoduje to znaczne trudności w odpowiednim doborze parametrów procesu.

Tabela 1. Skład chemiczny stali użytych jako materiał podłoża w badaniach laserowego napawania.

stal	skład chemiczny [%] – reszta Fe								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	P	S
X20CrMoV12-1	0.2	–	<0.6	12	<0.6	1	0.5	<0.035	<0.03
X10Cr13	<0.12	<0.6	<0.6	13	<0.6	–	–	<0.035	<0.03

Tabela 2. Skład chemiczny proszków użytych w badaniach laserowego napawania.

proszek	skład chemiczny [%]										
	Co	Ni	Cr	W	Si	Fe	B	Cu	Mo	Mn	C
stellit SF6	51.4	13.5	19	7.5	2.3	<3	1.6	–	–	<1	0.7
Metco 16C	–	67	16	–	4	2.5	4	3	3	–	0.5

Tabela 3. Charakterystyka materiałów podłoża użytych w badaniach laserowego wtapiania.

stop	skład chemiczny	ρ [kg/m^3]	T_m [$^{\circ}\text{C}$]
Al6061	0.8-1.2% Mg, $\leq 0.7\%$ Fe, 0.4-0.8% Si, 0.15-0.4% Cu, $\leq 0.25\%$ Zn, $\leq 0.15\%$ Mn, 0.04-0.35% Cr, $\leq 0.15\%$ Ti, bal. Al	2700	580-650
Ti-6Al-4V	5.5-6.5% Al, 3.5-4.5% V, $\leq 0.12\%$ Fe, $\leq 0.2\%$ O, bal. Ti	4430	1650

Tabela 4. Charakterystyka proszków użytych w badaniach laserowego wtapiania.

proszek	kształt ziaren	rozmiar ziaren [μm]	ρ [kg/m^3]	T_m [$^{\circ}\text{C}$]
SiC	nieregularny, graniasty	~ 80 (60 - 100)	3200	2730
TiC	nieregularny, graniasty	~ 95 (50 - 150)	4900	3160
WC	kulisty	~ 100 (45 - 150)	16400	2870

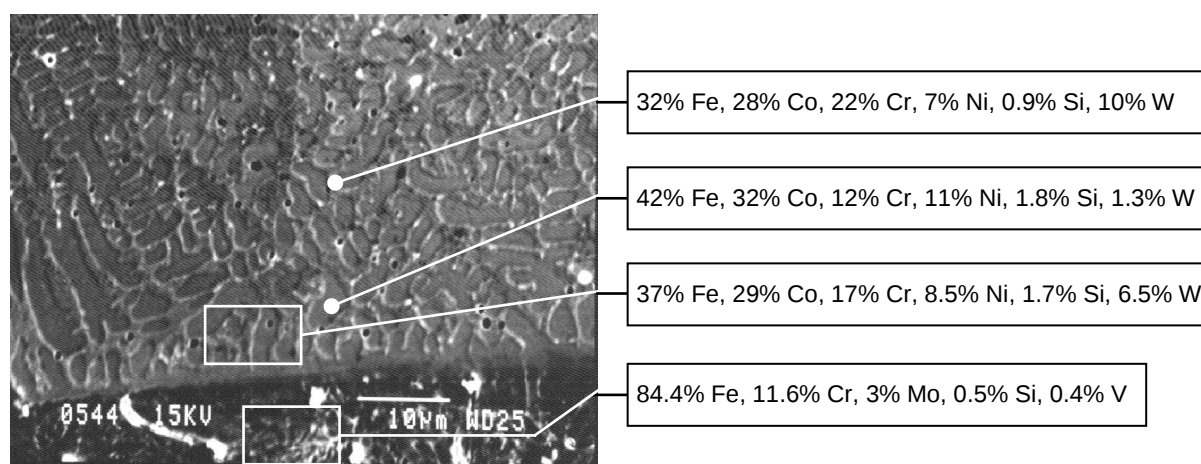
POWŁOKI OCHRONNE UZYSKIWANE METODĄ LASEROWEGO NAPAWANIA

Celem moich badań prowadzonych nad laserowym napawaniem było uzyskanie warstw ochronnych pozbawionych pęknięć oraz innych wad typu pęcherze gazowe, porowatość, brak przetopu, czy złe połączenie z podłożem, z wykorzystaniem materiałów wymienionych w Tab. 1 i 2. W doświadczeniach wykorzystywałem stanowisko badawcze lasera CO₂ o pracy ciągłej i mocy nominalnej 1.2 kW, ze sterowanym numerycznie manipulatorem XY oraz układem kontroli posuwu w osi pionowej. Materiał proszkowy dostarczany był do miejsca przetopu w strumieniu gazu nośnego (Ar), przy użyciu specjalizowanej, trójstrumieniowej dyszy podającej proszek współosiowo z wiązką laserową, zapewniającej ponadto gazową osłonę miejsca przetopu oraz toru optycznego wiązki laserowej.

Obieralnymi parametrami procesu były: moc wiązki laserowej P (750-1000 W), masowe natężenie proszku dostarczanego w miejsce przetopu m_p (0.05-0.2 g/s) oraz prędkość skanowania v_{sc} (8-15 mm/s). Odległość ogniska wiązki laserowej od powierzchni stalowych próbek dobrano tak, aby uzyskać ślad wiązki o szerokości ok. 1 mm. Stapianie ziaren proszku miało miejsce pomiędzy wylotem dyszy a materiałem podłoża, natomiast do powierzchni podłoża docierała część wiązki laserowej nie zaabsorbowana przez ziarna proszku. Z tego powodu wartości powierzchniowej gęstości mocy wiązki laserowej I w obszarach stapiania proszku oraz na podłożu próbki znacznie się różniły i były rzędu odpowiednio $5 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ oraz $5 \times 10^4 \text{ W/cm}^2$. Wynikiem doświadczeń były powłoki o powierzchni kilku cm^2 , złożone z częściowo przekrywających się ścieżek (współczynnik nałożenia wynosił ok. 30%), o szerokości pojedynczej ścieżki odpowiadającej w przybliżeniu średnicy wiązki laserowej na materiale podłoża. Wysokości pojedynczych napawanych warstw mieściły się w przedziale 0.15-0.65 mm, w zależności od parametrów procesu, głównie od prędkości skanowania i ilości podawanego proszku. Z uwagi na konieczność zeszlifowania górnej powierzchni próbek przed badaniami trybologicznymi i odporności korozyjnej, w niektórych przypadkach wykonano powłoki złożone z 2-3 warstw, tak aby uzyskać jej docelową grubość ok. 1 mm. Z tego powodu kolejnym badanym parametrem procesu była długość przerwy Δt upływającej pomiędzy napawaniem kolejnych warstw. Z uwagi na skłonność napawanych warstw do pęknięcia podczas stygnięcia, w celu zmniejszenia gradientów temperatur, w części badań stosowałem wstępne podgrzewanie materiału podłoża. Jego temperatura T_p , zmieniana w zakresie od 500 do 750°C, kontrolowana była przy użyciu pirometru. Bezpośrednio po osiągnięciu żądanej temperatury następował proces laserowego napawania.

Reprezentatywne próbki poddano czynnościom przygotowawczym (cięcie, inkludowanie, szlifowanie, polerowanie, trawienie) a następnie szczegółowym badaniom metalograficznym (mikroskop optyczny, SEM, badania mikrotwardości, ścieralności oraz składu chemicznego). Charakterystyczna dla uzyskanych próbek stelliteowych była drobnoziarnista, dendrytyczna struktura o układzie dendrytów zgodnym z kierunkiem odprowadzania ciepła (Rys. 3). We wszystkich przypadkach wykonane powłoki były trwale połączone z materiałem podłoża. Wartości mikrotwardości mierzonej metodą Vickersa dla powłoki stelliteowej (do 1000 HV) były kilkakrotnie większe od wartości uzyskanych dla

materiału podłoża (rzędu 200 HV). Badania składu chemicznego wykonano metodą spektroskopii energo-dyspersyjnej (XEDS) z jednoczesną obserwacją przy użyciu mikroskopu SEM, co umożliwiało wybór obszaru do analizy składu. Analiza zmian w składzie chemicznym oraz porównanie z wartościami dla oryginalnych materiałów wskazała na wzbogacenie materiału powłoki w żelazo. Z kolei skład podłoża badany w pobliżu złączenia z powłoką stelliteową był zgodny ze składem wyjściowym użytej stali chromowej. Obserwowana migracja składników podłoża do napawanej warstwy była wynikiem jego wstępnego podgrzania. Wzbogacenie to miało znacznie wyraźniejszy charakter w przy wyższych temperaturach wstępnie podgrzewanego podłoża. W badaniach, w których nie stosowano podgrzewania, uzyskano zgodność składu chemicznego powłoki i materiału proszkowego.

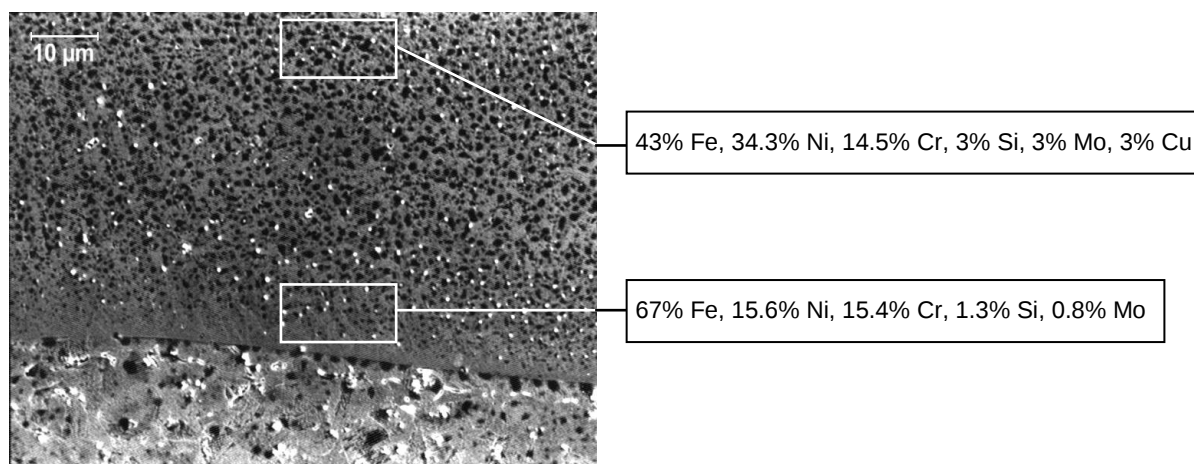


Rys. 3. Zdjęcie SEM warstwy stellite SF6 w pobliżu złączenia z podłożem X20CrMoV12-1 oraz składy chemiczne wybranych obszarów i punktów; warunki doświadczalne:

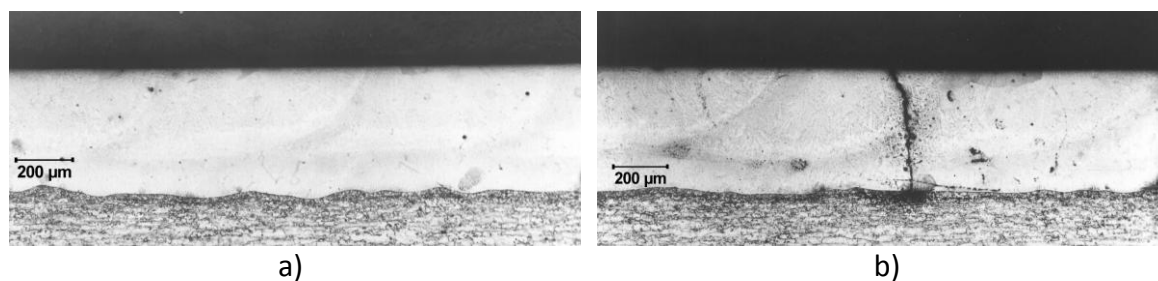
$P = 800 \text{ W}$, $v_{sc} = 10 \text{ mm/s}$, $T_p = 720^\circ\text{C}$.

Drobnoziarnistą mikrostrukturę wykazuje również powłoka z Metco 16C (Rys. 4). Struktura taka jest charakterystyczna dla procesów obróbki laserowej. Ma to związek z czasem oddziaływania, powstającymi gradientami temperatur i wynikającą stąd szybkością chłodzenia. Im jest ona większa, tym bardziej drobnoziarnista jest otrzymywana struktura. Struktura taka jest korzystna z punktu widzenia własności wytrzymałościowych materiału. Wysoki wzrost zawartości Fe w materiale powłoki w porównaniu ze składem proszku Metco 16C należy tłumaczyć podobnie jak w przypadku stellite SF6.

Badania wykazały, że wraz ze zwiększaniem temperatury podłoża uzyskano zmniejszenie ilość pęknięć w powłokach, aż do całkowitego ich wyeliminowania przy wartościach T_p począwszy od ok. 620°C dla powłok stelliteowych oraz 540°C dla warstw ze stopu na bazie Ni. Jednakże dla tej samej wartości T_p lepsze rezultaty uzyskano przy braku przerwy pomiędzy napawaniem kolejnych warstw (Rys. 5).



Rys. 4. Zdjęcie SEM złączenia warstwy Metco 16C z podłożem X10Cr13 oraz składy chemiczne wybranych obszarów; warunki doświadczalne: $P = 800 \text{ W}$, $v_{sc} = 12 \text{ mm/s}$, $T_p = 550^\circ\text{C}$.



Rys. 5. Wolna od pęknięć powłoka stellitowa na podłożu podgrzanym wstępnie do 635°C (a) oraz pojedyncze pęknięcie w powłoce wykonanej w podobnych warunkach, ale z dłuższą przerwą pomiędzy napawaniem pierwszej i drugiej warstwy (b).

Badania korozyjne, przeprowadzone w roztworze NaCl o stężeniu 3,56% (warunki odpowiadające wodzie morskiej), wykazały, że potencjał korozyjny zmierzony dla napawanych powłok jest zawsze większy od wartości otrzymanej dla podłoża bez powłoki. Podobnie, zachowanie zmierzonych krzywych opisujących odporność korozyjną jest zawsze lepsze w przypadku powłok ochronnych, niezależnie od wartości parametrów procesu. Występują jednak różnice w rezultatach otrzymanych dla powłok napawanych w różnych warunkach eksperymentalnych. Najlepsze wyniki otrzymano dla powłoki nałożonej na podłoże podgrzane do wyższych temperatury T_p (powyżej 650°C) i jednocześnie przy dłuższej przerwie pomiędzy napawaniem kolejnych warstw powłoki. Podobne zachowanie wykazywały również próbki napawane na podłoże podgrzane do niższej T_p , podczas wykonywania których nie było przerwy pomiędzy napawaniem kolejnych warstw. Najgorsze wyniki (jednak ciągle lepsze niż dla podłoża bez napawanej powłoki) uzyskano dla wysokich wartości T_p i jednocześnie dla braku przerwy pomiędzy napawaniem warstw, czyli dla największej średniej temperatury całej powłoki. Takie zachowanie jest spowodowane zależnym od temperatury wzbogacaniem powłoki w żelazo migrujące ze stalowego podłoża, opisanym powyżej przy omawianiu wyników badań składu chemicznego.

Badania odporności na ścieranie wykonane metodą „ball-on-disc” wykazały, że wraz ze wzrostem temperatury podgrzewania podłoża T_p zmniejsza się odporność na ścieranie, zarówno samego podłoża, jak i napawanych laserowo powłok ochronnych. Stanowiło to potwierdzenie znanego z literatury faktu, że przy wyższych wartościach T_p , tzn. przy niższych prędkościach chłodzenia, zwiększa się prawdopodobieństwo wytrącania się podczas krzepnięcia większych węglików metali M_6C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 i M_3C , co z kolei prowadzi do obniżenia odporności na zużycie ścierne. Z drugiej strony, testy odporności na ścieralność wykazały, że straty masy badanych próbek stellitowych są znacznie mniejsze od referencyjnej próbki bez powłoki ochronnej. Wykazano również, że odporność cierna uzyskanych próbek jest niewiele gorsza od odporności TiN - materiału o bardzo dużej odporności na różnego rodzaju zużycia.

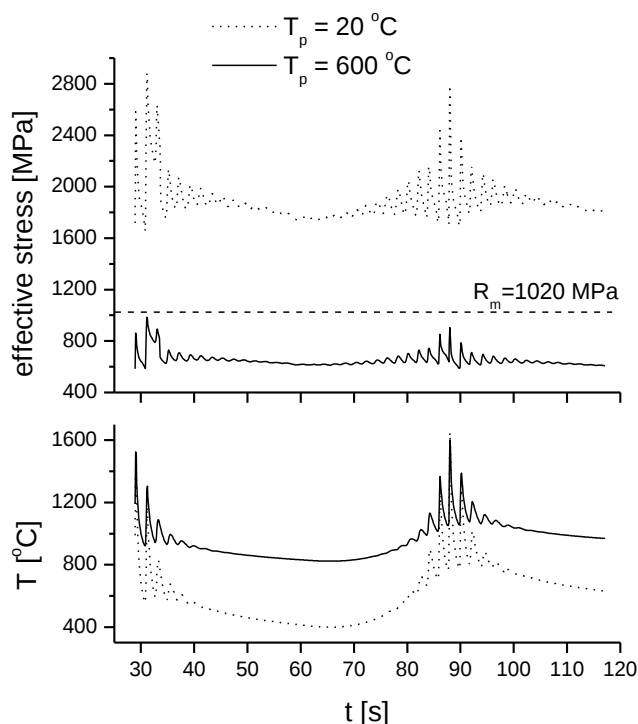
Wyniki wskazują, że wymagania dotyczące warunków eksperymentalnych koniecznych do uzyskania powłok pozbawionych pęknięć oraz warunków, dla których otrzymuje się powłoki o największej odporności korozyjnej oraz ściernej, wydają się wzajemnie wykluczać. Dlatego konieczna jest dokładna kontrola warunków procesu i takie określenie wartości T_p i Δt , dla których nie będą występowały pęknięcia i jednocześnie powłoka będzie miała jak najlepsze własności wytrzymałościowe. Celem bardziej świadomego wyboru parametrów procesu koniecznych do uzyskania prawidłowego wyniku technologicznego, wykonano analizę numeryczną pól temperatur, przemieszczeń, odkształceń i naprężeń w wytwarzanych warstwach. Znając stan naprężeń oraz wartości naprężeń krytycznych dla warstwy napawanej, można wnioskować o możliwości występowania pęknięć.

Analizę rozkładu temperatur oraz stanu naprężeń i odkształceń w powłokach stellitowych prowadzono przy wykorzystaniu systemu MES ADINA ver 7.5, modelując wymianę ciepła związaną z przewodzeniem, konwekcją i promieniowaniem, efekty termiczne związane ze zmianą fazy materiału oraz uwzględniając zależność parametrów materiałowych od temperatury. W wyniku obliczeń wykonanych w module ADINA T uzyskano zmienne w czasie rozkłady temperatur, które zostały następnie wykorzystane w obliczeniach wytrzymałościowych w module ADINA. Obliczenia wykonano dla powłok jedno- i dwuwarstwowej. W przypadku powłoki dwuwarstwowej obliczenia wykonano dla dwóch wartości przerwy czasowej Δt upływającej między napawaniem kolejnych warstw.

Na podstawie uzyskanych wyników obliczeń stwierdzono, że w celu osiągnięcia naprężeń mniejszych od granicznej wytrzymałości na rozciąganie dla stellitu, konieczne jest ogrzanie materiału podłoża przed procesem napawaniem do temperatury ok. 600°C - por. górna część Rys. 6. Jego skutkiem jest wyrównanie rozkładu temperatur w napawanym materiale i materiale podłoża, co powoduje z kolei obniżenie naprężeń generowanych w napawanym materiale. Natomiast niezależnie od T_p na styku napawanej warstwy z podłożem osiągnięta została temperatura przekraczająca temperaturę topnienia zarówno stali chromowej jak i stellitu (dolna część Rys. 6), co w warunkach doświadczalnych zostało potwierdzone trwałym połączeniem powłoki z podłożem.

Z analizy wyników obliczeń wynikało ponadto, że z punktu widzenia naprężeń niekorzystne jest stosowanie powłoki składającej się z dwóch lub więcej warstw a niepożądany efekt potęguje się przy wydłużaniu przerwy pomiędzy napawaniem kolejnych

warstw. Wykazano również, że przy napawaniu kolejnych warstw konieczna jest odpowiednia redukcja natężenia wiązki laserowej, w innym wypadku prowadzić to może do nadmiernego wzrostu temperatury powłoki i ponownego przetopu poprzedniej warstwy. Wyniki modelowania są w dużej zgodności z wynikami badań doświadczalnych (por. Rys. 5).



Rys. 6. Zmiany czasowe temperatury oraz naprężenia obliczone dla punktu pośrodku pierwszej warstwy dla podłoża o $T_p = 20^\circ\text{C}$ (linia kropkowana) oraz 600°C (linia ciągła), dla $\Delta t = 1\text{ s}$.

Szczegółowy opis badań laserowego napawania oraz dyskusję uzyskanych wyników zawarto w publikacjach 1-11, 13-14 wymienionych w punkcie 4b).

WZBOGACENIE WARSTWY WIERZCHNIEJ METODĄ LASEROWEGO WTAPIANIA

Celem prowadzonych przeze mnie badań nad laserowym wtapieniem było uzyskanie modyfikacji warstwy wierzchniej stopów aluminium oraz tytanu poprzez wprowadzenie do nich proszków węglkowych. W procesie decydujące jest dopasowanie czasów oddziaływania wiązki laserowej z materiałem podłoża i ziarnami proszku, oraz czasu przebywania drobin w stopionym materiale podłoża, co wiąże się z odpowiednim usytuowaniem dyszy proszkowej względem wiązki laserowej, a także z optymalizacją prędkości skanowania oraz cząstek proszku. Aby zapobiec powstawaniu niepożądanych faz w uzyskiwanych warstwach MMC, ziarna proszku nie powinien być stapiane wiązką laserową. Korzystne jest tu stosowanie autonomicznej dyszy proszkowej, gdyż taka konfiguracja umożliwia ograniczenie kontaktu między ziarnami proszku a wiązką lasera, zwłaszcza gdy strumień proszku pada za wiązką laserową. Jednakże w tym przypadku jeziorko spawalnicze powinno być rozciągnięte poza plamką lasera, a taka sytuacja może mieć miejsce w przypadku materiałów

o stosunkowo niskiej przewodności cieplnej. Innym, niezbędnym warunkiem poprawności efektu technologicznego laserowego wtapiania jest jednorodność strumienia proszku dostarczanego z dyszy. W przypadku niezachowania tego warunku możliwe jest występowanie w uzyskiwanych próbkach wad, takich jak nierównomierności w rozmieszczeniu ziaren proszku w przetopionej warstwie podłoża czy wręcz miejscowe braki proszku. Dlatego przeprowadziłem wstępne doświadczenia mające na celu wizualizację strumienia proszku na wylocie dyszy proszkowej oraz wyznaczyłem doświadczalnie wartości prędkości cząstek proszku w strumieniu gazu nośnego, a także wydatku masowego, to znaczy masy proszku podawanego z dyszy w jednostce czasu.

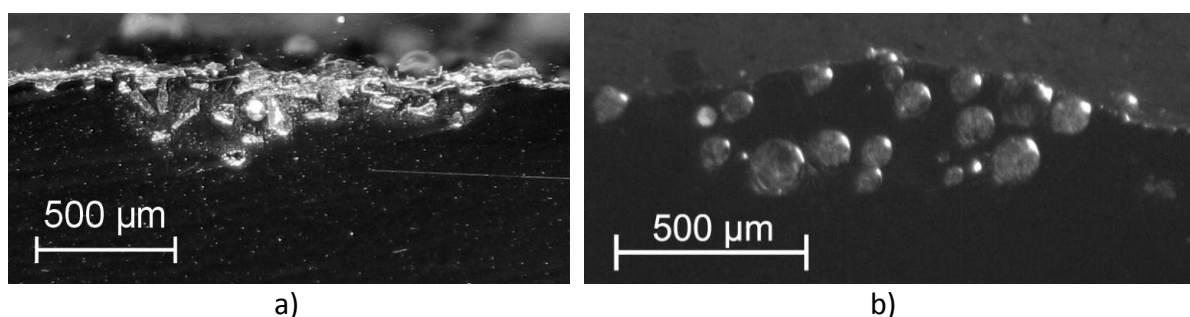
W badaniach zastosowałem trzy źródła promieniowania: laser CO₂ MLT 2500 (IMP PAN Gdańsk) o mocy do 2 kW i długości fali promieniowania 10.6 μ m, laser dyskowy Yb:YAG TruDisk 8002 (Trumpf) o mocy do 8 kW i długości fali promieniowania 1030 nm oraz laser diodowy DF022 (Rofin Sinar) o mocy maksymalnej 2650 W, którego wiązka laserowa była mieszkanką promieniowania o dwóch długościach fali: 808 i 940 nm. We wszystkich przypadkach użyto podajnika proszku oraz autonomicznej dyszy proszkowej i argonu jako gazu roboczego, z dodatkowym nadmuchem gazu osłonowego.

W części badań z wykorzystaniem stanowiska lasera CO₂ ze sterowanym numerycznie manipulatorem XYZ, jako materiału podłoża użyłem jedynie stopu Ti6Al4V, ze względu na niski współczynnik absorpcji promieniowania o długości fali 10.6 μ m dla stopu Al6061. W celu znalezienia optymalnych warunków procesu dla tego źródła laserowego, wykonano próby dla różnych wartości prędkości skanowania (5 ÷ 15 mm/s), ilości wstrzykiwanego proszku (0.7 ÷ 3.5 g/min dla SiC, 2 ÷ 7.5 g/min dla TiC, 18 ÷ 40 g/min dla WC), średnicy plamki lasera na powierzchni próbki (1.4 ÷ 2.6 mm) oraz powierzchniowej gęstości mocy wiązki laserowej (160 ÷ 920 W/mm²), a także dla różnych geometrii układu doświadczalnego (m.in. dystansu pomiędzy punktami przecięcia osi dyszy oraz osi wiązki laserowej z powierzchnią próbki). Dysza podająca proszek była nachylona w stosunku do wiązki laserowej pod kątem ok. 45°. Z kolei kąt pomiędzy wiązką laserową a normalną do powierzchni próbki wynosił ok. 6°. W części badań próbki ustawione były pod kątem ostrym do padającej wiązki laserowej w kierunku ruchu głowicy lasera względem próbki, a w części - pod kątem rozwartym. W pierwszej konfiguracji składowa wbijająca (prostopadła do podłoża) wektora prędkości ziaren proszku była większa w porównaniu z konfiguracją drugą, bezpieczniejszą z kolei z uwagi na możliwe odbicia wiązki laserowej od podłoża.

Otrzymane w eksperymencie próbki poddano wstępnym oględzinom, a dla wykazujących poprawny efekt technologiczny wykonano zgłady metalograficzne oraz badania przy użyciu mikroskopu optycznego. Strefy przetopu w wykonanych ścieżkach osiągały głębokości do 500 μ m. Głębszy przetop materiału podłoża i jednocześnie lepszą penetrację cząstkami proszku uzyskano poprzez zwiększenie powierzchniowej gęstości mocy w miejscu przetopu oraz zmniejszenie prędkości skanowania. Przy znacznej gęstości mocy oraz przy mniejszych prędkościach skanowania, ilość ciepła dostarczanego do danej objętości była większa, przez co jeziorko spawalnicze było głębsze i dłuższe, a wstrzykiwany proszek miał możliwość większej penetracji podłoża. Wpływ na głębokość przetopu oraz ilość i rozkład wstrzykniętych ziaren proszku miała także geometria układu doświadczalnego. W większości otrzymanych próbek materiał domieszkowany rozłożony był dość

równomiernie w przetopionym obszarze. W kilku przypadkach, dla większych wartości gęstości mocy wiązki laserowej oraz minimalnych prędkości skanowania, stwierdzono znaczne nadtopienie wstrzykniętych ziaren proszku węglowego.

W wyniku badań wtapiania przy użyciu lasera CO₂ uzyskano pojedyncze ścieżki kompozytowe na bazie stopu Ti6Al4V ze wstrzykniętymi ziarnami proszku SiC, WC oraz TiC. Stwierdzono, że stopień modyfikacji stopu zależy od doboru odpowiednich parametrów procesu, takich jak: moc wiązki laserowej, odległość ogniska wiązki od podłoża, prędkość skanowania oraz ilość wstrzykiwanego proszku i ustawienie dyszy. Najlepsze wyniki dla badanych par materiałów uzyskano stosując stosunkowo niewielkie wartości prędkości skanowania rzędu 6-10 mm/s, przy wartości gęstości mocy wiązki laserowej rzędu 400-800 W/mm², dla średnicy wiązki laserowej na powierzchni podłoża pomiędzy 1.5 a 2 mm, oraz dla wydatków wstrzykiwanych proszków rzędu 1.0 g/min (SiC), 20 g/min (WC) i 4 g/min (TiC). Przykładowe wyniki w postaci przekrojów poprzecznych ścieżek kompozytowych Ti6Al4V+SiC oraz Ti6Al4V+WC pokazano na Rys. 7. Z uwagi małą szerokość pojedynczych ścieżek uzyskanych dla tego źródła laserowego, badania mające na celu uzyskanie powierzchni składającej z wielu sąsiednich ścieżek wykonałem w ograniczonym zakresie.



Rys. 7. Przekrój przez ścieżkę kompozytową na bazie stopu Ti6Al4V z proszkiem SiC (a) oraz WC (b); warunki eksperymentalne: laser CO₂, $I = 380 \text{ W/mm}^2$, $v_{sc} = 10 \text{ mm/s}$, $m_p = 0.9 \text{ g/min}$ (a) oraz $I = 580 \text{ W/mm}^2$, $v_{sc} = 7,5 \text{ mm/s}$, $m_p = 18.5 \text{ g/min}$ (b)

W doświadczeniach z użyciem lasera diodowego dużej mocy, którego wiązka skupiana była do prostokątnej plamki o rozmiarach $3.9 \times 2.1 \text{ mm}$, użyłem proszku SiC oraz stopu Al6061. W celu osiągnięcia prawidłowego efektu polegającego na wtopieniu cząstek proszku na głębokość ok. 1 mm i ich równomiernym rozłożeniu, zmieniałem następujące parametry procesu: moc wiązki laserowej P ($1780 \div 2650 \text{ W}$), powierzchniową gęstość mocy I ($230 \div 340 \text{ W/mm}^2$), prędkość skanowania v_{sc} ($6.7 \div 25 \text{ mm/s}$), natężenie doprowadzanego proszku m_p ($0.5 \div 4.0 \text{ g/min}$), strumień gazu roboczego (Ar, $2 \div 5 \text{ dm}^3/\text{min}$), kierunek skanowania (z uwagi na brak symetryczności wiązki laserowej), odległość między podłożem a głowicą laserową oraz wzajemne nakładanie się wiązki laserowej i strumienia proszku na powierzchni podłoża. Z przeprowadzonych studiów literaturowych wynikało, że do uzyskania prawidłowego efektu dla pary Al6061 i SiC konieczne jest wstępne ogrzanie podłoża. Trudno jest bowiem nadać lekkim cząstkom proszku SiC prędkości wystarczającej do penetracji warstwy tlenków na powierzchni stopu Al, stanowiącej barierę dla ziaren proszku. Stopień utlenienia powierzchni zmniejsza się wraz z temperaturą. Jednak oddziaływanie wyłącznie wiązki laserowej jest zbyt krótkotrwałe, aby powierzchnia materiału osiągnęła wystarczającą

temperaturę przed dotarciem do niej proszku SiC. Dlatego ważnym, badanym parametrem była temperatura wstępnego podgrzewania podłoża T_p , którą zmieniałem w zakresie 200÷350°C. Skanowałem pojedyncze ścieżki oraz, dla wybranego, zawężonego zakresu parametrów podjąłem próby uzyskania powierzchni 5 x 5 cm² składającej się z nakładających się na siebie ścieżek stopionego i wzbogaconego materiału. W tym ostatnim przypadku zmieniałem również odległość między środkami kolejnych ścieżek d (3 ÷ 5.6 mm). Ze względu na geometrię układu doświadczalnego każda ścieżka była skanowana w tym samym kierunku. W celu uniknięcia niepożądanego odbicia wiązki, wiązka laserowa była odchylona o 15° względem normalnej do powierzchni podłoża.

Otrzymane próbki były badane przy użyciu mikroskopu optycznego oraz skaningowego (SEM), wykonano ponadto badania składu chemicznego metodą EDS, dyfraktometrii rentgenowskiej (XRD) oraz, w przypadku skanowanych powierzchni, odporności ściernej metodą "ball-on-disc". Przykładowe zdjęcie przekroju poprzecznego próbki z pojedynczą ścieżką stopionego i wzbogaconego w cząstki proszku SiC stopu Al6061, wykonane przy użyciu mikroskopu optycznego, przedstawiono na Rys. 8.



Rys. 8. Przekrój przez laserowo przetopiony stop Al 6061 z wstrzykniętymi ziarnami SiC; warunki eksperymentalne: laser diodowy, $I = 340 \text{ W/mm}^2$, $v_{sc} = 8.3 \text{ mm/s}$, $m_p = 2 \text{ g/min}$, $T_p = 340^\circ\text{C}$.

Najlepsze wyniki uzyskałem dla stosunkowo małej prędkości skanowania, dużych temperatur wstępnego podgrzewania podłoża oraz dla maksymalnej możliwej do uzyskania mocy wiązki laserowej. Pozytywne rezultaty otrzymałem zarówno w przypadku pojedynczych ścieżek jak i dla powierzchni składającej się z nakładających się na siebie ścieżek. Dla wybranej pary materiałów w dostępnej literaturze brak było doniesień o uzyskaniu takiej powierzchni. Wyniki badania odporności na ścieranie, wykazały, że szybkości ścierania powierzchni ze wstrzykniętymi cząsteczkami SiC były prawie 7 razy mniejsze od wartości otrzymanej dla próbki referencyjnej tzn. czystego stopu Al i wynosiły odpowiednio 3×10^{-4} oraz $20 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$. Świadczy to o znacznej poprawie odporności ściernej.

Kolejną część badań nad laserowym wtapianiem przeprowadziłem przy użyciu lasera dyskowego Yb:YAG z głowicą umieszczoną na 6-osiowym robocie (Kuka). W celu znalezienia optymalnych warunków procesu dla każdej pary materiałów podłoże + proszek, wymienionych w Tab. 3 i 4, wykonałem próby dla różnych wartości moc wiązki laserowej

(800 ÷ 5000 W), prędkości skanowania (5 ÷ 30 mm/s), ilości wstrzykiwanego proszku (1.6 ÷ 6 g/min dla TiC, 15.9 ÷ 34 g/min dla WC, 1.3 ÷ 4 g/min dla SiC), średnicy plamki lasera na powierzchni próbki (1.3 ÷ 3.1 mm), powierzchniowej gęstości mocy wiązki laserowej (110 ÷ 2810 W/mm²), oraz dla różnych geometrii układu doświadczalnego.

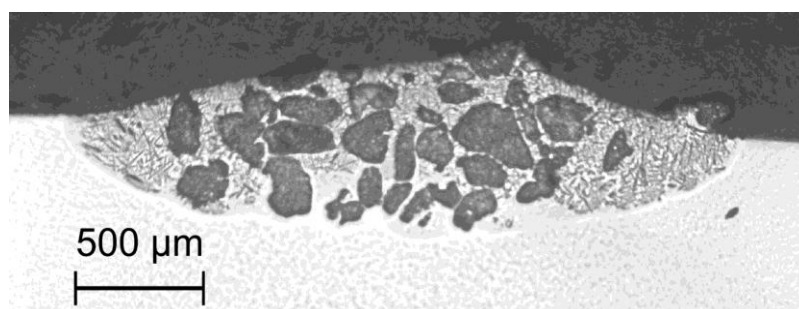
Oś dyszy podającej proszek była nachylona w stosunku do powierzchni podłoża pod kątem ok. 45°. Z kolei głowica z wiązką laserową była nachylona w stosunku do powierzchni podłoża pod niewielkim kątem, zapobiegającym trafilaniu do światłowodu promieniowania odbitego od podłoża. Układ doświadczalny umożliwiał ponadto zmianę usytuowania wylotu dyszy proszkowej względem miejsca padania wiązki laserowej na podłoże.

Wstępne badania wykonałem dla pojedynczych ścieżek przetapianego materiału stopowego. Otrzymane w eksperymencie próbki poddałem oględzinom, a dla wykazujących poprawny efekt technologiczny wykonano zgłady metalograficzne oraz przeprowadziłem badania mikroskopowe.

W wyniku badań laserowego wtapiania przy użyciu lasera Yb:YAG uzyskane zostały pojedyncze ściegi kompozytowe zarówno dla stopu Ti6Al4V ze wstrzykniętymi ziarnami proszku WC, TiC oraz SiC, jak i dla stopu Al6061 oraz proszków WC i TiC. Strefy przetopu w wykonanych ściegach w stopie Ti6Al4V osiągały głębokości od 600 do 1000 μm, wystarczające do powstania powierzchniowej warstwy MMC, nawet z uwzględnieniem szlifowania powierzchni docelowych próbek. Z kolei szerokości przetopów w zależności od użytych parametrów mieściły się w przedziale 2.4 ÷ 4 mm. Natomiast dla stopu Al6061 głębokości strefy przetopu wynosiły od 0.8 do 1.6 mm, a ich szerokości mieściły się w przedziale 3.7 ÷ 5.1 mm. Różnice w szerokościach i głębokościach przetopów dla obydwu materiałów, otrzymane przy podobnych parametrach procesu, wynikają ze znacznej różnicy wartości współczynnika przewodzenia ciepła.

Najlepsze wyniki w przypadku stopu Ti6Al4V uzyskano stosując prędkości skanowania rzędu 10-15 mm/s, przy wartości gęstości mocy wiązki laserowej rzędu 200-330 W/mm² oraz dla średnicy wiązki laserowej na powierzchni podłoża równej 2.5 lub 3.1 mm.

Dla wydatków wstrzykiwanego proszku TiC rzędu 5 g/min, współczynnik wypełnienia strefy przetopu materiałem domieszkowanym wynosił około 45%, a szerokość śladu z ziarnami TiC stanowiła 64-88% szerokości przetopionej ścieżki (Rys. 9). Przy stosowanych parametrach stwierdziłem obecność wtrąceń powstałych w wyniku nadtopienia wstrzykniętych ziaren proszku węgla tytanu i reakcji z matrycą Ti6Al4V.



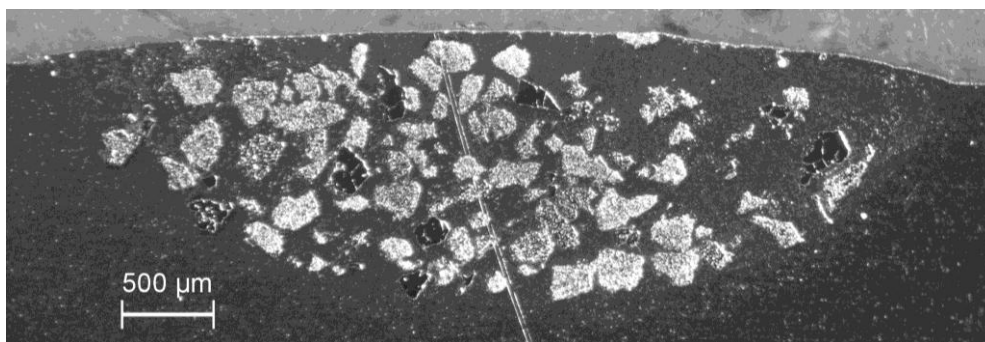
Rys. 9. Przekrój przez ścieżkę kompozytową na bazie stopu Ti6Al4V z proszkiem TiC; warunki eksperymentalne: laser Yb:YAG, $I = 200 \text{ W/mm}^2$, $v_{sc} = 10 \text{ mm/s}$, $m_p = 5 \text{ g/min}$.

Z kolei w badaniach laserowego wtapiania ziaren proszku WC w stop Ti6Al4V, dla wydatku proszku rzędu 25 g/min, ziarna wypełniały prawie całą szerokość strefy przetopu (82-94%), ale w większości otrzymanych próbek materiał domieszkowany rozłożony był dość równomiernie jedynie w dolnej części strefy przetopu. Jednak uwzględniając zeszlifowanie powierzchni próbek o ok. 250-300 μm , otrzymałem ścieżki kompozytowe o równomiernym rozłożeniu ziaren proszku w całej objętości, o wysokości wystarczającej do powstania technologicznie akceptowalnej powierzchniowej warstwy MMC o współczynniku wypełnienia strefy przetopu materiałem domieszkowanym ok. 40%.

Natomiast dla proszku SiC i stopu Ti6Al4V ziarna węgla krzemu w większości próbek występowały jedynie blisko powierzchni przetopionego i zmodyfikowanego materiału podłoża, w części przypadków tworząc charakterystyczne wyrzuszenia - aglomeracje z większą ilością ziaren. Jako w miarę poprawną uznałem jedynie ścieżkę wykonaną dla wartości prędkości skanowania $v_{sc} = 10 \text{ mm/s}$, przy wartości gęstości mocy wiązki laserowej $I = 110 \text{ W/mm}^2$, dla średnicy wiązki laserowej na powierzchni podłoża równej 3.1 mm, oraz dla wydatku wstrzykiwanego proszku $m_p = 1.4 \text{ g/min}$.

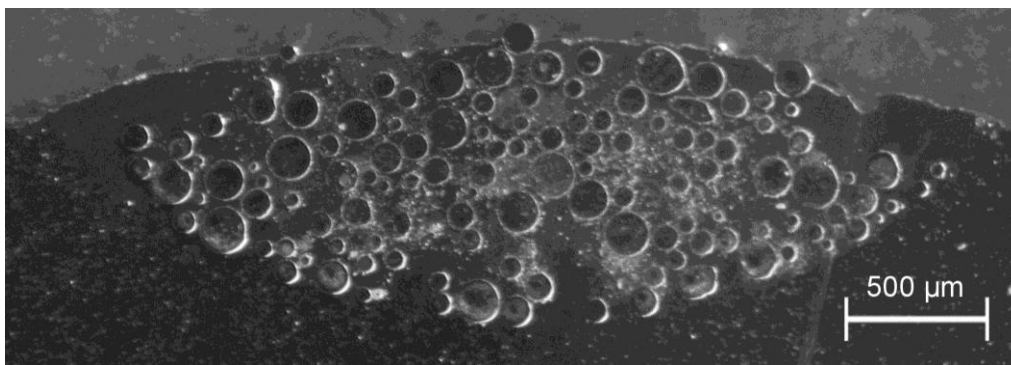
Natomiast dla stopu Al6061 najlepsze rezultaty otrzymałem dla podobnego jak dla Ti6Al4V zakresu prędkości skanowania, gęstości mocy wiązki laserowej rzędu 260-530 W/mm^2 oraz średnicy wiązki laserowej na powierzchni podłoża równej 3.1 mm.

Dla ww. stopu i proszku TiC najlepsze wyniki uzyskałem dla wydatków proszku rzędu 5-5.5 g/min (Rys. 10). W tych przypadkach materiał domieszkowany rozłożony był równomiernie w przetopionym obszarze, szerokość śladu z ziarnami TiC stanowiła 78-84% szerokości przetopionej ścieżki, a współczynnik wypełnienia wynosił powyżej 35%.



Rys. 10. Przekrój przez ścieżkę kompozytową na bazie stopu Al6061 z proszkiem TiC; warunki eksperymentalne: laser Yb:YAG, $I = 530 \text{ W/mm}^2$, $v_{sc} = 5 \text{ mm/s}$, $m_p = 5 \text{ g/min}$.

Najlepsze wyniki dla pary materiałów Al6061 + WC uzyskałem przy wydatku wstrzykiwanego proszku rzędu 22.5-30 g/min (Rys. 11). W ścieżkach tych materiał domieszkowany rozłożony był równomiernie w przetopionym obszarze, szerokość śladu z wtopionymi ziarnami WC stanowiła 80-85% szerokości przetopionej ścieżki, a współczynnik wypełnienia strefy przetopu ziarnami proszku wynosił od 30 do 40%. Biorąc pod uwagę możliwość docelowego zeszlifowania próbek o ok. 500 μm , za prawidłowo wykonane można też było uznać ścieżki, dla których wypełnienie ziarnami proszku dolnej części strefy przetopu wynosiło powyżej 40%.



Rys. 11. Przekrój przez ścieżkę kompozytową na bazie stopu Al6061 z proszkiem WC; warunki eksperymentalne: laser Yb:YAG, $I = 260 \text{ W/mm}^2$, $v_{sc} = 10 \text{ mm/s}$, $m_p = 30 \text{ g/min}$.

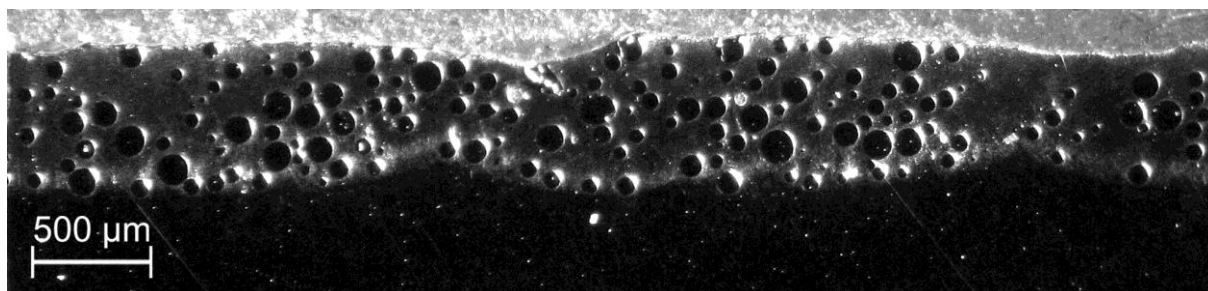
W przypadku ściegów kompozytowych ze stopu Al6061 i proszku SiC, stosunek głębokości wtopienia ziaren do całkowitej głębokości przetopu stopu Al6061 był niewystarczający do uznania wyniku za prawidłowy. Stanowiło to potwierdzenie wcześniejszych doświadczeń oraz doniesień literaturowych, z których wynika, że do uzyskania warstwy kompozytowej dla tej pary materiałów konieczne jest wstępne podgrzanie stopu Al do temperatury ok. 300°C .

Dla tych par materiałów, dla których uzyskałem prawidłowe pojedyncze ścieżki kompozytowe przy użyciu lasera Yb:YAG (tj. dla Ti6Al4V + WC, Ti6Al4V + TiC, Al6061 + WC oraz Al6061 + TiC), kolejnym etapem badań doświadczalnych było wykonanie warstw kompozytowych składających się z kilkunastu stykających się ze sobą ścieżek wzbogaconych ziarnami proszków węglkowych. Dla każdej z wymienionych par materiałów podłoże + proszek wykonano próby przy różnych wartościach prędkości skanowania, ilości wstrzykiwanego proszku, powierzchniowej gęstości mocy wiązki laserowej oraz dla różnych geometrii układu doświadczalnego. Zakres zmian badanych parametrów procesu został zawężony do wartości uznanych za optymalne w badaniach dla pojedynczych ścieżek kompozytowych. W zależności od średnicy wiązki laserowej na powierzchni próbek dobierano ilość ścieżek ($11 \div 18$) oraz odległość między kolejnymi ścieżkami ($1.8 \div 3 \text{ mm}$), tak aby uzyskać powierzchnię o rozmiarach ok. $35 \text{ mm} \times 35 \text{ mm}$. Z uwagi na geometrię układu doświadczalnego wszystkie równoległe ścieżki powstały przez skanowanie w tym samym kierunku.

Najlepsze wyniki tzn. najbardziej równomiernie rozłożony materiał proszkowy w całym przetopionym obszarze uzyskano dla par materiałów Ti6Al4V + WC (Rys. 12), Ti6Al4V + TiC (Rys. 13) oraz Al6061 + WC (Rys. 14), a uwzględniając możliwość zeszlifowania powierzchni próbki o ok. $600 \mu\text{m}$ także dla pary Al6061 + TiC (Rys. 15 - przerywaną linią zaznaczono górną powierzchnię po zeszlifowaniu).

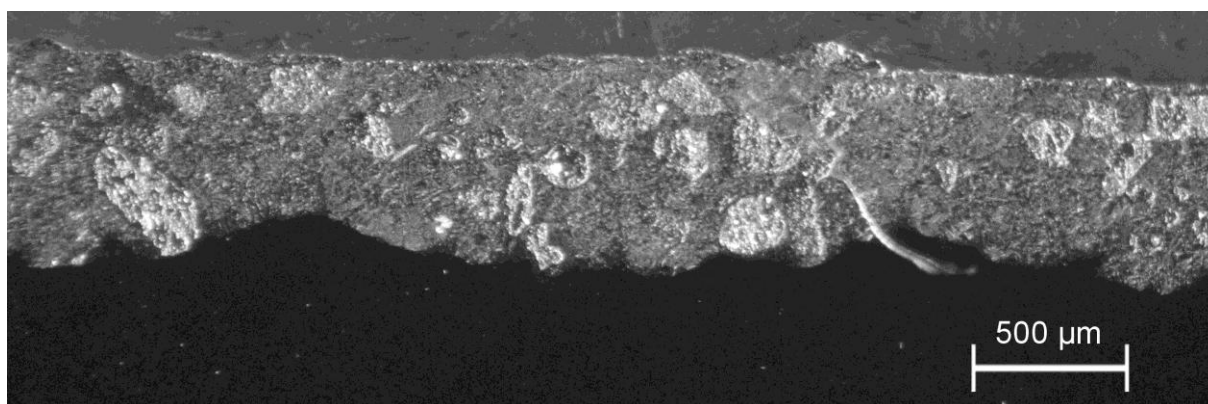
W badaniach wtapiania ziaren WC w stop Ti6Al4V najlepszy wynik uzyskano dla prędkości skanowania $v_{sc}=15 \text{ mm/s}$, przy gęstości mocy wiązki laserowej $I=200 \text{ W/mm}^2$, dla średnicy wiązki laserowej na powierzchni podłoża $d=3.1 \text{ mm}$, odstępnie między kolejnymi ścieżkami $\Delta x=2.5 \text{ mm}$, oraz dla wydatku wstrzykiwanego proszku $m_p=16.5 \text{ g/min}$. Głębokości przetopów wynosiły tu od 0.5 mm w przewężeniu pomiędzy ścieżkami do 0.6 mm na środku

ścieżek. Zwężenia w strefach nakładania się ścieżek są wynikiem sposobu rozchodzenia się ciepła w materiale po obróbce laserowej.



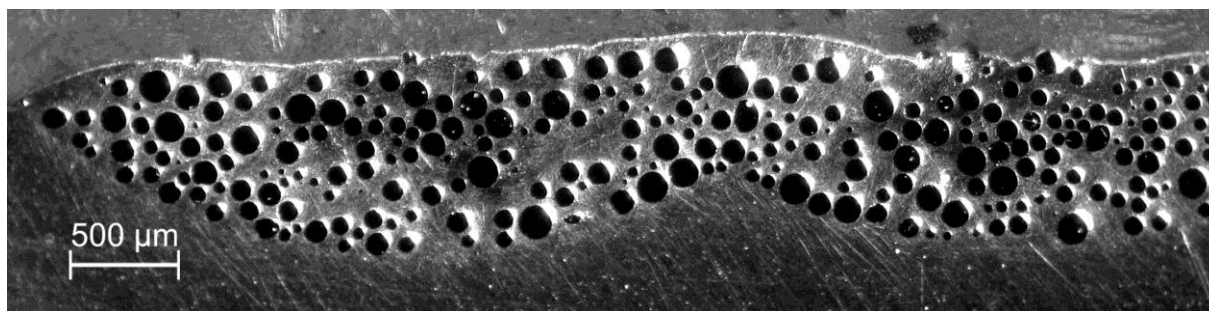
Rys. 12. Przekrój przez warstwę kompozytową na bazie stopu Ti6Al4V z proszkiem WC; warunki eksperymentalne: laser Yb:YAG, $I = 200 \text{ W/mm}^2$, $v_{sc} = 15 \text{ mm/s}$, $m_p = 16.5 \text{ g/min}$.

Najlepsze warstwy kompozytowe ze stopu Ti6Al4V wzbogaconego ziarnami TiC uzyskano przy prędkości skanowania $v_{sc}=10 \text{ mm/s}$, gęstości mocy wiązki laserowej $I=200 \text{ W/mm}^2$, dla średnicy wiązki laserowej na powierzchni podłoża równej 2.5 mm, odstępzie między kolejnymi ścieżkami 1.8 mm, oraz dla wydatku wstrzykiwanego proszku rzędu 4 g/min (Rys. 13). W próbkach tych głębokości przetopów osiągały wartości od 0.45 mm w przewężeniu pomiędzy ścieżkami do 0.7 mm na środku ścieżek.



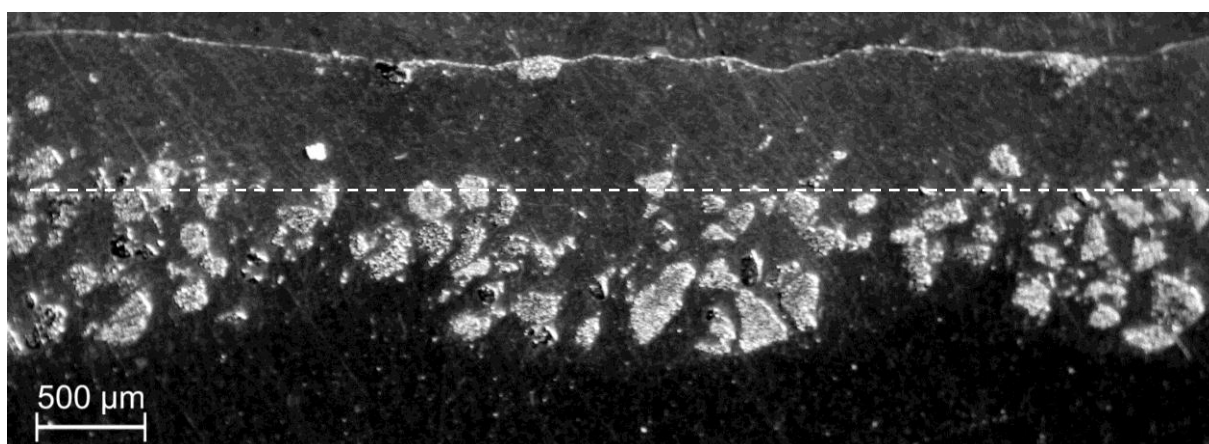
Rys. 13. Przekrój przez warstwę kompozytową na bazie stopu Ti6Al4V z proszkiem TiC; warunki eksperymentalne: laser Yb:YAG, $I = 200 \text{ W/mm}^2$, $v_{sc} = 10 \text{ mm/s}$, $m_p = 4 \text{ g/min}$.

Dla pary materiałów Al6061 + WC najlepszy wynik otrzymano dla $v_{sc}=10 \text{ mm/s}$, $I=260 \text{ W/mm}^2$, $d=3.1 \text{ mm}$, $\Delta x=3 \text{ mm}$ oraz $m_p=30 \text{ g/min}$. Głębokości przetopów osiągały tu wartości od 0.6 mm w przewężeniu pomiędzy nachodzącymi na siebie ścieżkami do 0.9 mm pośrodku ścieżek (Rys. 14). Po zeszlifowaniu powierzchni o ok. 0.5-0.7 mm także inne próbki uzyskane przy mniejszych wartościach m_p i podobnych wartościach innych parametrów można było uznać za spełniające założenia dla warstwy kompozytowej.



Rys. 14. Przekrój przez warstwę kompozytową na bazie stopu Al6061 z proszkiem WC; warunki eksperymentalne: laser Yb:YAG, $I = 260 \text{ W/mm}^2$, $v_{sc} = 10 \text{ mm/s}$, $m_p = 30 \text{ g/min}$.

Z kolei, w badaniach dyspergowania stopu Al6061 ziarnami proszku TiC, najlepsze wyniki, uwzględniając możliwość zeszlifowania powierzchni o ok. $600 \mu\text{m}$ (por. przerywana linia na Rys. 15), zostały uzyskane dla wartości prędkości skanowania v_{sc} rzędu $6\text{--}10 \text{ mm/s}$, przy gęstości mocy wiązki laserowej I równej 400 W/mm^2 , dla średnicy wiązki laserowej na powierzchni podłoża równej 3.1 mm i odstępnie między kolejnymi ścieżkami 2.8 mm , oraz dla wydatku wstrzykiwanego proszku m_p rzędu 6 g/min . W próbkach tych materiał domieszkowany rozłożony był równomiernie w dolnej części przetopionego obszaru, a głębokości przetopów osiągały wartości od 0.9 mm w przewężeniu pomiędzy ścieżkami do 1.4 mm na środku ścieżek. Po zeszlifowaniu próbek o ok. 0.6 mm wysokość warstwy kompozytywnej w przekroju poprzecznym zmieniała się od 0.3 do 0.8 mm .



Rys. 15. Przekrój przez warstwę kompozytową na bazie stopu Al6061 z proszkiem TiC; warunki eksperymentalne: laser Yb:YAG, $I = 400 \text{ W/mm}^2$, $v_{sc} = 10 \text{ mm/s}$, $m_p = 6 \text{ g/min}$.

Wybrane próbki zostały poddane badaniom ścieralności metodą "ball-on-disc", które wykazały znaczną poprawę odporności na ścieranie uzyskanych powierzchni kompozytowych w porównaniu z wyjściowymi materiałami stopowymi. Szybkości ścierania powierzchni ze wstrzykniętymi ziarnami proszków były $5\text{--}10$ razy mniejsze od wartości otrzymanych dla próbek referencyjnych.

Przeprowadzone badania wykazały, że laserowe wtapianie z użyciem proszków węglkowych jest obiecującą metodą wytwarzania odpornych na ścieranie materiałów kompozytowych na bazie metali lekkich, takich jak stopy Al6061 czy Ti6Al4V. Wyniki badań

pokazały, że ze względu na znacznie większą absorpcję preferowane jest użycie źródła laserowego o długości fali promieniowania w bliskiej podczerwieni. Wybór ten może znacząco wpłynąć na wydajność procesu, ponieważ przy porównywalnych wartościach gęstości wiązki laserowej, wysokość i szerokość przetopionych i wzbogaconych obszarów są znacznie wyższe w przypadku lasera dyskowego czy diodowego. Dla poszczególnych par materiałów określono zakres parametrów zapewniających prawidłowy efekt technologiczny w postaci równomiernego rozłożenia materiału proszkowego w całym przetopionym obszarze badanych stopów.

Szczegółowy opis badań laserowego wtapiania oraz dyskusję uzyskanych wyników zawarto w publikacjach 12, 15-17 wymienionych w punkcie 4b).

Opisane wyżej i opublikowane w pracach 1-17 wyniki badań dotyczących metod przyrostowej modyfikacji warstwy wierzchniej części maszyn, z wykorzystaniem materiałów proszkowych oraz promieniowania laserowego, są istotnym wkładem do rozwoju tej dziedziny nauki. M.in. metodą laserowego wtapiania uzyskałem warstwę kompozytową dla pary materiałów Al6061 oraz SiC, dla której wcześniej nie otrzymano prawidłowych wyników. Pozytywne rezultaty badań stwarzają potencjalną możliwość zastosowania metod w przemyśle lotniczym, motoryzacyjnym czy okrętowym.

5. Omówienie pozostałych osiągnięć naukowo - badawczych:

W roku 2001 otrzymałem tytuł doktora nauk technicznych z wyróżnieniem, w dyscyplinie mechanika, specjalność technika laserowa. Moja praca doktorska, dotycząca laserowych metod wytwarzania struktur wielowarstwowych z proszków metali i stopów uzyskała Nagrodę Gdańskiego Towarzystwa Naukowego za prace naukowe ukończone lub opublikowane w roku 2001 w dziedzinie nauk technicznych.

W latach 2001-2015, poza głównymi tematami badawczymi, które są przedmiotem autoreferatu, zajmowałem się także:

- nieinwazyjnymi, spektroskopowymi technikami diagnostyki materiałów, głównie zabytkowych, w tym głównie analizą fluorescencji rentgenowskiej (XRF), w której identyfikacja pierwiastków odbywa się na podstawie analizy charakterystycznego widma wtórnego pierwiastków wzbudzanych wiązką promieniowania rentgenowskiego. Brałem m.in. udział w badaniach spektrometrem XRF malowideł ściennych w Ratuszu Głównego Miasta w Gdańsku, obrazów Józefa Pankiewicza w Muzeum Narodowym w Krakowie, Muzeum Śląskim w Katowicach i Muzeum Narodowym w Poznaniu, rysunków oraz obrazów Szymona Czechowicza w Muzeum Narodowym w Warszawie, kolekcji alabastrów ze zbiorów muzeów europejskich zebranych na wystawie „Materia światła i ciała” w Muzeum Narodowym w Gdańsku, miniatur z „Apokalipsy św. Jana” Heinricha von Hesler w Bibliotece UMK w Toruniu, czy dział armatnich z wraku W-6 "Solen" w Centralnym Muzeum Morskim w Gdańsku;

- analizą struktur wielowarstwowych techniką LIBS (*Laser Induced Breakdown Spectroscopy*) przy użyciu zestawu złożonego z monochromatora i kamery spektroskopowej. Technika ta polega na wzbudzeniu plazmy na powierzchni próbki, rejestracji widma promieniowania rekombinacyjnego jonów i atomów oraz analizie spektralnej, tj. identyfikacji linii widmowych w oparciu o biblioteki widm standardowych, co umożliwia określenie składu pierwiastkowego badanej próbki. W przypadku struktur wielowarstwowych, kierując wiązką laserową cały czas w to samo miejsce, można uzyskać informację o składzie pierwiastkowym kolejnych warstw. Znając szybkość ablacji tzn. ilość mikrometrów odrywanych jednym impulsem, można wyznaczać grubość poszczególnych warstw. Ponieważ średnica wiązki laserowej zogniskowanej na powierzchni próbki jest rzędu kilkudziesięciu μm , można przyjąć, że technika LIBS jest praktycznie nieniszcząca. M.in. na podstawie analizy LIBS oszacowano szybkość ablacji wiązką laserową kolejnych warstw powłok stosowanych w panewkach łożysk ślizgowych produkowanych przez Federal-Mogul Bimet S.A. w Gdańsku, gdzie grubość kolejnych warstw odgrywa kluczową rolę - uzyskane dane mogą być wykorzystywane np. podczas kontroli procesu produkcji;

- badaniami oddziaływania impulsowych wiązek laserowych z materiałem, a w szczególności badaniami mikroobrobki ceramiki AlN przy użyciu lasera Nd:YAG o długości fali 532 i 1064 nm. Próbkę ceramiki, w której drążono laserem otwory, były badane przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego oraz poddane analizie EDX. Dodatkowo mierzono widma plazmy (LIBS) generowanej podczas procesu ablacji ceramiki dla różnych parametrów procesu ablacji. Na podstawie pomiarów spektroskopowych określono stopień jonizacji produktów ablacji w zależności od gęstości energii promieniowania laserowego;

- pomiarami geometrii obiektów metodą skanowania laserowego 3D. Przykładem może być skanowanie 3D XVI-wiecznej figury św. Jerzego walczącego ze smokiem, łącznie z cyfrową rekonstrukcją palca lewej ręki figury. Motyw rekonstrukcyjny miało też skanowanie ozdobnych konsol na wieży katedry św. Janów w Toruniu. Inne przykłady wykonanych przeze mnie badań z wykorzystaniem laserowego skanowania to m.in. porównanie remontowanego wirnika Francisza z projektem, badania deformacji modeli burty statku przy symulowanym zderzeniu ze skałą, pomiary skoków oraz przekrojów poprzecznych łopatek śrub napędowych statków;

- badaniami laserowego oczyszczania powierzchni obiektów, głównie zabytkowych, obejmującymi wybór parametrów oczyszczania laserowego różnych materiałów (obiektów metalowych, piaskowca, alabastru, marmuru, ceramiki, złocień, warstw polichromowanych), pomiary efektów oczyszczania technikami analitycznymi (analizy pierwiastkowe, mikrostruktury, kolorymetria, zwilżalność), stosowanie diagnostyki procesu (monitoring spektroskopowy i/lub akustyczny), badania porównawcze efektów oczyszczania laserowego oraz oczyszczania metodami konwencjonalnymi, a także ocenę stopnia degradacji materiałów w wyniku laserowego oczyszczania i sztucznego postarzenia. Gdy ograniczenia techniczne na obiekcie i inne przyczyny obiektywne wykluczają możliwość użycia aparatury pomiarowej, czy też pobierania i analizowania próbek, duże znaczenie ma doświadczenie i wiedza osoby stosującej laser, oparte na uprzednio zgromadzonym materiale badań i analiz dotyczących laserowego oczyszczania danego przypadku. Pomocne są również

przygotowane uprzednio procedury laserowego oczyszczania, oparte na jednolitym schemacie postępowania niezależnie od przypadku. Brałem udział w opracowaniu takich procedur dla: piaskowca z nawarstwieniem pochodzącym od zanieczyszczeń atmosferycznych, alabastru z nawarstwieniem typu pokost i zanieczyszczenia, złocień z nawarstwieniem, miedzi z patyną, nawarstwieniami korozyjnymi i zanieczyszczeniami oraz polichromii pokrytej lakierem i warstwą zanieczyszczeń. Zdobyta wiedza i doświadczenie pozwoliła mi na ich praktyczne wykorzystanie i uczestnictwo m.in. w laserowym czyszczeniu skutków wandalizmu na murach Bazyliki Mariackiej w Gdańsku, badaniach pozostałości pigmentów oraz oczyszczaniu laserowym rzeźb kamiennych ryzalitu środkowego elewacji Urzędu Miasta w Szczecinie, oczyszczaniu laserowym elementów Grobu Nieznanego Żołnierza w Warszawie, oczyszczeniu elementów fasady katedry św. Janów w Toruniu, badaniach składu chemicznego próbek tynków i nawarstwień oraz oczyszczaniu laserowym elementów kamiennych na elewacji klasztoru sióstr Wizek w Warszawie oraz laserowym czyszczeniu płycin kamiennych przedproża Domu Przyrodników w Gdańsku.

Szczegółowy wykaz osiągnięć naukowo-badawczych zawarłem w Załączniku 3 pt. „Wykaz opublikowanych prac naukowych oraz informacja o osiągnięciach dydaktycznych, współpracy naukowej i popularyzacji nauki”.



podpis