

5. Weryfikacja poprawności opracowanej metodologii na podstawie wybranych technologii szczegółowych inżynierii powierzchni materiałów

5.1. Metodyka prezentacji wyników weryfikacji doświadczalnej nowo opracowanej metodologii

Poprawność nowo opracowanej metodologii komputerowo zintegrowanego prognozowania rozwoju inżynierii powierzchni materiałów zweryfikowano, przy współudziale licznego zespołu współpracowników [90-98, 161, 169-175, 339], na przykładzie ośmiu grup technologii szczegółowych: obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco (S1), laserowego przetapiania i wtapiania cząstek węglików w warstwę powierzchniową odlewniczych stopów magnezu (S2), fizycznego osadzania z fazy gazowej (PVD) powłok na stop miedzi z cynkiem (S3), wybranych technologii obróbki cieplno-chemicznej stali (S4), nakładania powłok PVD/ CVD na spiekane materiały narzędziowe (S5), teksturowania krzemu polikrystalicznego do celów fotowoltaiki (S6), wytwarzania spiekanych materiałów gradientowych klasyczną metodą metalurgii proszków (S7), wybranych technologii modyfikacji polimerowych warstw wierzchnich (S8), traktując każdy z wymienionych przykładów jako oddzielne studium przypadku (ang. *case study*). Każdorazowo wykonano pełen zestaw badań materiałoznawczych uzasadniających praktyczne pola aplikacyjne, poparte studiami literaturowymi dotyczącymi tych przypadków. Pozwoliło to za każdym razem sformułować wniosek merytoryczny dotyczący perspektyw rozwojowych analizowanych technologii kształtowania struktury i własności warstwy powierzchniowej wybranych materiałów inżynierskich, wytypowanych w tych studiach przypadków. Wyniki ocen formułowanych na podstawie klasycznych badań materiałoznawczych porównano z ocenami perspektyw rozwojowych analizowanych technologii odniesionych do wybranych materiałów, opierając się na wynikach uzyskanych z wykorzystaniem opracowanej w ramach niniejszej pracy metodologii komputerowo zintegrowanego prognozowania rozwoju inżynierii powierzchni materiałów. Na użytek porównań prowadzonych w niniejszym rozdziale sformułowano następujące **założenie**:

Wyniki klasycznych eksperymentów materiałoznawczych, służących określeniu perspektyw rozwojowych analizowanych grup technologii szczegółowych i wyniki badań heurystycznych, bazujących na opiniach ekspertów, wykonanych zgodnie z nowo opracowaną metodologią, są tożsame i pozwalają na wyciągnięcie analogicznych wniosków.

Wykazanie prawdziwości tak sformułowanego założenia stanowi cel niniejszego rozdziału rozprawy.

Bardzo duży stopień szczegółowości przeprowadzonych prac materiałoznawczo-heurystycznych, dotyczących wybranych priorytetowych innowacyjnych technologii inżynierii powierzchni materiałów i wynikająca z tego duża objętość materiału opracowanego w ramach prac własnych uniemożliwia jednak zaprezentowanie w niniejszej rozprawie pełnych wyników wykonanych badań odrębnie i w całości w odniesieniu do każdego ze studiów przypadku. Zagadnieniu temu zostało poświęcone odrębne kilkusetstronicowe angielskojęzyczne opracowanie książkowe [161], seria kilkunastu artykułów, w tym dziewięciu monograficznych, m.in. [90-98, 171-175, 180-188, 339] i kilka rozdziałów w książkach naukowych, np. [99, 169-170], w związku z czym w niniejszej pracy zdecydowano się przedstawić istotę rozpatrywanych zagadnień na reprezentatywnym przykładzie.

Wykorzystując technikę *benchmarkingu* proceduralnego [340], polegającego na implementacji istniejących sprawdzonych procedur/ rozwiązań/ podejść w odniesieniu do innego obszaru tematycznego bądź dziedziny wiedzy, do wyboru reprezentatywnego przykładu, prezentującego zakres wykonanych badań materiałoznawczo-heurystycznych przeprowadzonych w celu weryfikacji poprawności nowo opracowanej metodologii, zastosowano opisaną w podrozdziale 4.1 niniejszej pracy dendrologiczną macierz wartości technologii [181, 184]. Macierz dendrologiczna, umożliwiająca graficzną prezentację wyników analizy preferencji przeprowadzonej na podstawie metody punktacji ważonej, cechując się uniwersalnością i oryginalną formułą, może być zastosowana w różnych obszarach zarządzania wiedzą i informacją, gdy zachodzi konieczność przekształcenia ukrytej wiedzy jakościowej dostępnej jedynie ekspertom/ specjalistom w otwartą wiedzę ilościową możliwą do prezentacji z użyciem metod i narzędzi analitycznych. Zagadnienie to pojawia się wielokrotnie w badaniach naukowych, zwykle na ich początkowym i/lub końcowym etapie. Na etapie planowania zakresu badań często istnieje konieczność wyboru szczegółowej tematyki badawczej z bardzo obszernego zakresu dyscypliny lub specjalności naukowej, gdy z oczywistych powodów, jakimi są ograniczenia sprzętowe i czasowe, niemożliwe jest objęcie szczegółowymi badaniami, zwłaszcza eksperymentalnymi, wszystkich nasuwających się aspektów. Problem powraca zwykle na etapie opracowywania końcowych wyników badań, gdy z uwagi na ograniczoną objętość publikacji, z szerokiego spektrum wykonanych badań należy wybrać do prezentacji tylko niektóre, najważniejsze, najbardziej reprezentatywne bądź kluczowe dla całości prowadzonych rozważań, jak ma to miejsce w przypadku niniejszej pracy. Zastosowanie macierzy dendrologicznej, w celu zobiektywizowanego wyboru zakresu planowanych badań lub prezentowanych wyników badań, jest rozsądną alternatywą do metody wyboru losowego.

Uniwersalność i elastyczność prezentowanego podejścia potwierdza jego udane zastosowanie do rozwiązania problemów naukowych dotyczących różnych obszarów tematycznych. Przykładowo, metodę tę zastosowano w pracy habilitacyjnej [341] w obszarze inżynierii dentystrycznej do analizy grup protez, w tym protez konwencjonalnych klasycznych i podścielanych miękkim materiałem, protez utrzymywanych na jednym lub dwóch implantach różniących się ponadto typem złączy (komercyjne, silikonowe) i implantoprotez sztywnopodpartych, w celu wytypowania grup protez poddanych szczegółowym badaniom z użyciem metody elementów skończonych (MES). Znalazła ona także zastosowanie w pracach doktorskich dotyczących biomateriałów do analizy porównawczej postaci geometrycznych wewnątrzustrojowych protez przełyku [342] oraz do oceny atrakcyjności technik opracowania kanałów korzeniowych, materiału do wypełniania kanału korzeniowego, technik obturacji kanału korzeniowego i metod oceny szczelności wypełnień kanałów korzeniowych [343]. Prezentowane podejście zaimplementowano również w obszarze nanomateriałów do oceny perspektyw związanych z wytwarzaniem, charakterystyką oraz modelowaniem struktury, własności i technologii wytwarzania nowej generacji wysoko innowacyjnych rozwiniętych porowatych i kompozytowych funkcjonalnych materiałów nanostrukturalnych z nanowłóknami [344].

Analiza preferencji jest podejściem badawczym polegającym na kwalifikowaniu obiektów w ustalonej skali, czego wyrazem jest hierarchia ważności obiektów, którą przedstawia w sposób uporządkowany szereg preferencyjny [345]. Do podstawowych metod analizy preferencji należy metoda rangowania, polegająca na ustaleniu ważności obiektu w danym zbiorze pod względem ustalonych aspektów preferencyjnych, oraz metoda punktacji, polegająca na ocenie obiektów za pomocą punktów w dowolnej skali liczb rzeczywistych [346]. Do określenia wartości poszczególnych grup technologii, pod kątem przydatności do prezentacji w rozprawie, zastosowano metodę punktacji ważonej w celu oceny komparatystycznej, zmierzającej do kwalifikacji przydatności poszczególnych grup technologii w kontekście relacji między nimi. Należy zwrócić uwagę, że opisywana metoda wiąże się z zastosowaniem zasady relatywizacji kryteriów oceny, czyli założeniem różnic w istotności stosowanych kryteriów oraz zasady dopuszczalności, zakładającej określoną zbiorowość warunków dopuszczalności, stanowiącą filtr selekcyjny kwalifikujący pozytywnie lub negatywnie dany obiekt [347]. Metoda punktacji ważonej umożliwia przeprowadzenie wielokryterialnej oceny agregatywnej z wykorzystaniem skali przedziałowej. W prowadzonych badaniach zastosowano jednobiegunową skalę dodatnią bez zera, zwaną uniwersalną skalą stanów względnych, zaprezentowaną w podrozdziale 3.2 niniejszej pracy.

W celu wyboru reprezentatywnego przykładu grupy technologii szczegółowych do prezentacji w rozprawie przyjęto szczegółowe kryteria oceny atrakcyjności i potencjału rozpatrywanych grup technologii szczegółowych (tabl. 10) i wprowadzono ich gradację, przypisując określone wagi poszczególnym kryteriom, a następnie obliczono wartości ważone w odniesieniu do poszczególnych kryteriów, które zsumowano otrzymawszy wartości będące podstawą analizy porównawczej, co przedstawiono w tablicy 11. Następnie wykorzystując dendrologiczną macierz atrakcyjności technologii, otrzymane wyniki zaprezentowano w formie graficznej (rys. 43). Przeprowadzona analiza preferencji wykazuje, że najwyższą ocenę ważoną, wzięwszy pod uwagę przyjęte kryteria, otrzymuje, oznaczona na rysunku 43 kolorem zielonym, grupa technologii S1, odpowiadająca obróbce laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco i jako taka właśnie ona jest szczegółowo scharakteryzowana w kolejnym podrozdziale niniejszej rozprawy. Syntetyczne wyniki dotyczące pozostałych siedmiu grup technologii szczegółowych poddanych badaniom materiałoznawczo-heurystycznym,

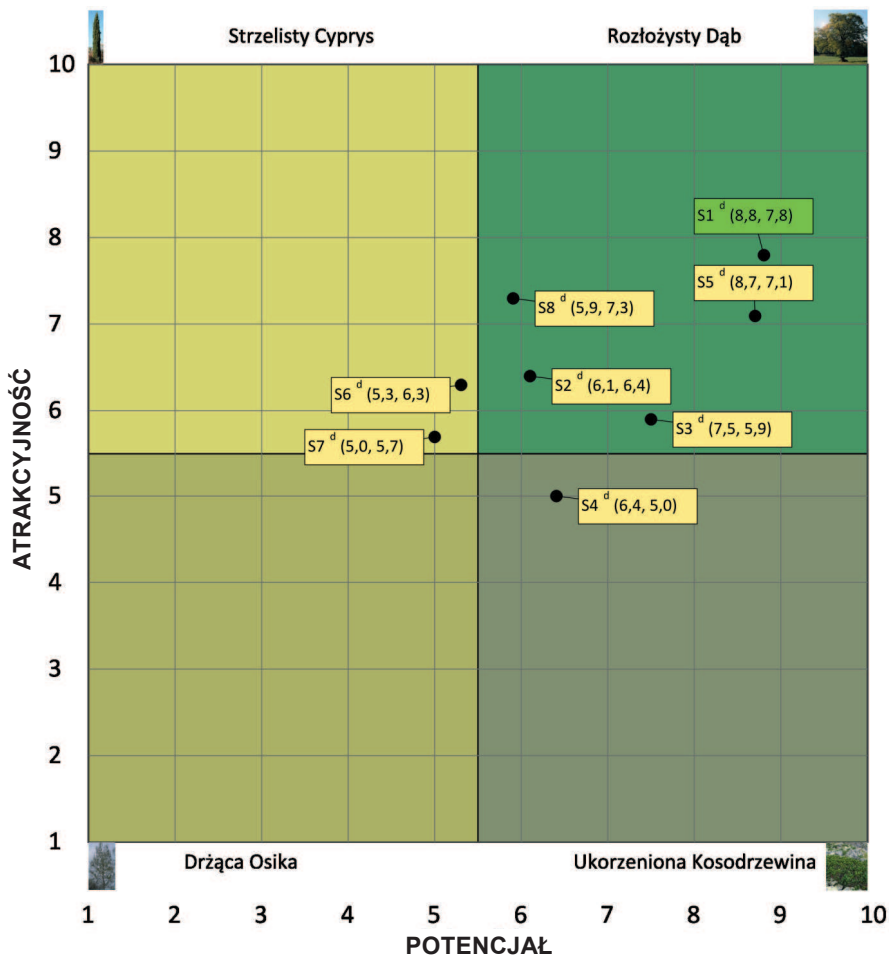
Tablica 10. Szczegółowe kryteria oceny potencjału i atrakcyjności grup technologii poddanych badaniom materiałoznawczo-heurystycznym w celu weryfikacji poprawności nowo opracowanej metodologii

	Potencjał	Waga
Kryterium 1	Liczba analizowanych technologii szczegółowych	0,1
Kryterium 2	Zakres badań materiałograficznych stanowiących wyniki badań materiałoznawczych	0,2
Kryterium 3	Zakres zestawień liczbowych stanowiących wyniki badań materiałoznawczych	0,2
Kryterium 4	Zróznicowanie wyników badań heurystycznych	0,2
Kryterium 5	Stopień jednorodności otrzymanych wyników badań umożliwiający dokonanie analizy porównawczej	0,3
	Atrakcyjność	Waga
Kryterium 1	Aktualna aplikacyjność w warunkach przemysłowych	0,1
Kryterium 2	Perspektywy aplikacyjności w przemyśle na tle innych technologii inżynierii powierzchni materiałów w oparciu o wyniki wykonanego e-foresightu [159]	0,3
Kryterium 3	Perspektywy dalszych prac naukowo-badawczych na tle innych technologii inżynierii powierzchni materiałów w oparciu o wyniki wykonanego e-foresightu [159]	0,3
Kryterium 4	Dokonania Uczelni w analizowanym obszarze mierzone liczbą wykonanych badań i publikacji z danego zakresu	0,2
Kryterium 5	Możliwość dokonania uogólnień i wysnucia szerszych wniosków	0,1

Tablica 11. Wyniki analizy wielokryterialnej grup technologii szczegółowych poddanych badaniom materiałoznawczo-heurystycznym

Symbol	Grupa technologii szczegółowych	Potencjał						Atrakcyjność					
		Kryterium 1	Kryterium 2	Kryterium 3	Kryterium 4	Kryterium 5	Srednia ważona	Kryterium 1	Kryterium 2	Kryterium 3	Kryterium 4	Kryterium 5	Srednia ważona
S1	Obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco	0,9	1,6	1,6	2	2,7	8,8	0,7	2,4	2,1	1,8	0,8	7,8
S2	Obróbka laserowa odlewniczych stopów magnezu	0,6	1,6	1,2	0,6	2,1	6,1	0,3	1,5	2,1	1,6	0,9	6,4
S3	Fizyczne osadzanie z fazy gazowej powłok na stop miedzi z cynkiem	0,4	1,6	1,6	1,2	2,7	7,5	0,3	1,5	1,8	1,4	0,9	5,9
S4	Wybrane technologie obróbki cieplno-chemicznej stali	0,4	1,6	1,6	1,6	1,2	6,4	1,0	0,9	0,3	2,0	0,8	5,0
S5	Nakładanie powłok PVD/CVD na spiekane materiały narzędziowe	1,0	1,6	1,8	1,6	2,7	8,7	0,7	1,8	1,8	1,8	1,0	7,1
S6	Tekstrowanie krzemu polikrystalicznego do celów fotowoltaiki	0,4	1,0	0,8	1,6	1,5	5,3	0,2	1,5	2,4	1,2	1,0	6,3
S7	Wytwarzanie spiekanych materiałów gradientowych klasyzną metodą metalurgii proszków	0,4	1,0	1,2	1,2	1,2	5,0	0,1	1,5	1,5	1,8	,8	5,7
S8	Wybrane technologie modyfikacji polimerowych warstw wierzchnich	0,6	0,8	1,4	1,6	1,5	5,9	0,7	2,4	1,8	1,6	0,8	7,3

analogicznym do przedstawionego szczegółowo reprezentatywnego przykładu, zamieszczono w podrozdziale 5.3 niniejszej pracy, lecz w znacznie większym uproszczeniu. Uogólniony opis zawiera krótką charakterystykę wpływu zastosowanej metody obróbki powierzchniowej na strukturę i własności badanych materiałów inżynierskich oraz pozycje strategiczne przeanalizowanych technologii lub ich grup na tle innych technologii i otoczenia dalszego, zwizualizowane z użyciem macierzy strategii kontekstowych wraz z krótkim opisem możliwości ich praktycznej aplikacji i prognozowanych kierunków rozwoju strategicznego.



Rysunek 43. Pozycjonowanie technologii szczegółowych poddanych badaniom materiałowo-heurystycznym z wykorzystaniem dendrologicznej macierzy wartości technologii

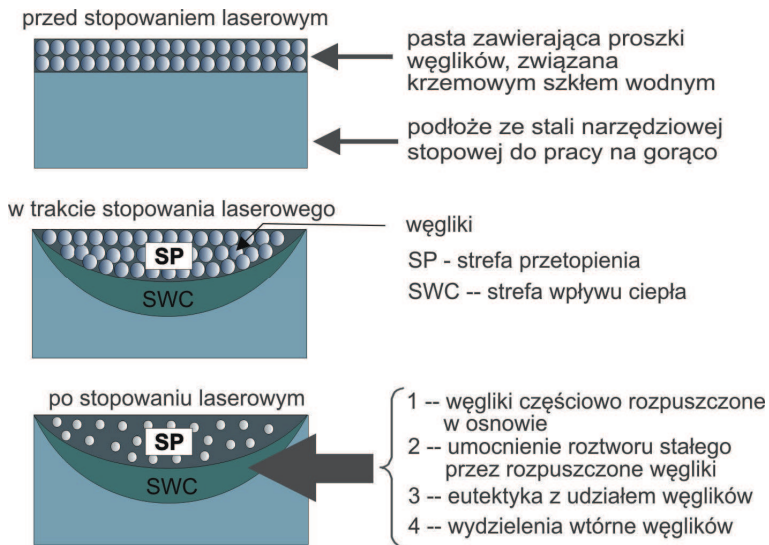
5.2. Reprezentatywny przykład implementacji metodologii w odniesieniu do obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

Wybrany przykład to obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco. Wyboru przykładu do prezentacji dokonano na podstawie wyników analizy przeprowadzonej z wykorzystaniem macierzy dendrologicznej, co samo w sobie stanowi prezentację uniwersalności metody opracowanej w niniejszej pracy i możliwości jej zastosowania do rozwiązania odrębnego zagadnienia dotyczącego zarządzania wiedzą i informacją, różnego od zasadniczo poruszanego w pracy.



S1 Obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

Wśród różnych procesów obróbki powierzchniowej oraz wytwarzania materiałów gradientowych istotną rolę odgrywają metody powierzchniowej obróbki laserowej. Metody te opisano zarówno w światowej [20, 117, 204, 205, 217], jak i krajowej [57, 116, 278] literaturze w odniesieniu do różnorodnych materiałów inżynierskich oraz w pracach własnych Wydziału Mechanicznego Technologicznego Politechniki Śląskiej w Gliwicach [95, 219, 240, 250, 256, 257, 348]. Laserowe przetapianie warstw wierzchnich materiałów służy głównie kształtowaniu ich struktury i własności, co ma miejsce w procesie wytworzenia jednorodnej chemicznie, drobnokrystalicznej warstwy wierzchniej bez zmiany składu chemicznego materiału. Stopowanie laserowe polega natomiast na polepszeniu własności mechanicznych i użytkowych materiału w wyniku umocnienia jego warstwy wierzchniej pierwiastkami stopowymi z częściowo rozpuszczonych cząstek twardych faz węglików, tlenków lub azotków. Przewagą laserowej obróbki powierzchniowej nad innymi metodami inżynierii powierzchni stanowią: krótki czas procesu, elastyczność i precyzja wykonania operacji technologicznych możliwych do realizacji na różnych typach materiałów, od trudno obrabialnych poprzez miękkie, na kruchych



Rysunek 44. Schemat wariantów zmian strukturalnych zachodzących w warstwie powierzchniowej stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco przetapianych, stopowanych i wtapianych laserowo proszkami faz międzymetalicznych [99, 345, 349]

skończywszy, z wydajnością i dokładnością niejednokrotnie znacznie przewyższającą inne stosowane obecnie metody [34, 60, 61, 97, 143, 146, 147, 174, 253, 258]. Możliwość precyzyjnej regulacji warunków procesu, takich jak: prędkość skanowania powierzchni przez wiązkę laserową i jej moc, rodzaj i grubość materiału stopującego i/lub osłona gazowa, pozwala na otrzymanie warstwy stopowanej o przewidywanych właściwościach, zależnych od warunków eksploatacji.

Stale stopowe narzędziowe do pracy na gorąco stanowią wciąż szeroko stosowaną grupę materiałów narzędziowych, szczególnie interesującą ze względu na ich relatywnie niską cenę oraz bardzo dobre właściwości użytkowe. W celu polepszenia tych właściwości tradycyjnie stosowano obróbkę cieplną, cieplno-chemiczną bądź cieplno-mechaniczną. Atrakcyjną alternatywą jest laserowa obróbka warstw wierzchnich stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco w celu poprawy ich właściwości użytkowych, zwłaszcza twardości i odporności na ścieranie. Rysunek 44 przedstawia schematycznie mechanizmy decydujące o umocnieniu stali obrabianych laserowo. Przetapianie i/ lub stopowanie laserowe dzięki swoim zaletom, głównie dużej gęstości mocy promieniowania laserowego, która umożliwia precyzyjne nagrzewanie i kontrolowane chłodzenie niewielkiej objętości materiału, cieszy się coraz większym zainteresowaniem w wielu ośrodkach badawczych i przemysłowych w kraju [90, 92, 125, 144, 145, 169, 170, 251, 252, 254, 255] i na świecie [61, 218]. Utrzymujące się znaczenie przemysłowe stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco wraz z zaletami laserowej obróbki powierzchniowej stanowiły podstawę wykonania serii interdyscyplinarnych badań materiałoznawczo-heurystycznych [92, 97, 161] w celu wyznaczenia wpływu warunków przetapiania i/lub stopowania na rozdrobnienie struktury oraz właściwości mechaniczne i użytkowe warstwy wierzchniej, a także – określenia wartości technologii laserowej obróbki powierzchniowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco na tle mikro- i makrootoczenia.

Badania wykonano na próbkach ze stali narzędziowych stopowych X40CrMoV5-1 oraz 32CrMoV12-28 do pracy na gorąco, o składzie chemicznym podanym w tablicy 12. Po

Tablica 12. Skład chemiczny badanych stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

Gatunek stali	Stężenie masowe pierwiastków								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	W	Mo	V
X40CrMoV5-1	0,41	0,44	1,09	0,015	0,010	5,40	0,01	1,41	0,95
32CrMoV12-28	0,31	0,37	0,25	0,020	0,002	2,95	–	2,70	0,54

wytopieniu w próżniowym piecu elektrycznym przy ciśnieniu ok. 1 Pa ze stali odlano ok. 250 kg wlewki i poddano je kuciu wstępemu na pręty o średnicy 76 mm i długości 3 m, które następnie wyżarzono zmiękczająco w celu zapewnienia dobrej obrabialności i równomiernego rozkładu węglików w osnowie. Metodami obróbki skrawaniem wykonano próbki, które poddano standardowej obróbce cieplnej składającej się z hartowania i dwukrotnego odpuszczania. Austenitowanie stali X40CrMoV5-1 wykonano w piecu próżniowym w temperaturze 1020°C przez 30 minut, stosując przy podgrzewaniu dwa 30-minutowe przystanki izotermiczne w 640 i 840°C. Po hartowaniu próbki odpuszczano dwukrotnie, każdorazowo przez 2 h, w temperaturze 560 i 510°C. Austenitowanie stali 32CrMoV12-28 wykonano w temperaturze 1040°C przez 30 minut, stosując dwa przystanki izotermiczne w 585 i 850°C. Po hartowaniu zastosowano dwukrotne odpuszczanie przez 2 h w temperaturze 550 i 510°C. Po obróbce cieplnej próbki piaskowano i poddano obróbce mechanicznej na szlifierce magnetycznej, zwracając szczególną uwagę, by nie dopuścić do powstania pęknięć, uniemożliwiających wykorzystanie próbek do dalszych badań.

Obróbkę powierzchniową badanych stali wykonano z użyciem lasera diodowego dużej mocy HPDL ROFIN DL 020 (rys. 45), którego dane techniczne przedstawiono w tabeli 13.



Rysunek 45. Laser diodowy dużej mocy HPDL ROFIN DL 020 w czasie pracy użyty do powierzchniowej obróbki laserowej badanych stali [92]

Tablica 13. Parametry techniczne lasera diodowego dużej mocy HPDL ROFIN DL 020

Parametr	Wartość
Długość fali promieniowania laserowego, nm	808±5
Moc wyjściowa wiązki laserowej (promieniowanie ciągłe), W	2300
Zakres mocy, W	100-2300
Długość ogniskowa wiązki laserowej, mm	82, 32
Wymiary ogniska wiązki laserowej, mm	1,8 x 6,8, 1,8 x 3,8
Zakres gęstości mocy w płaszczyźnie ogniska wiązki laserowej, kW/cm ²	0,8-36,5

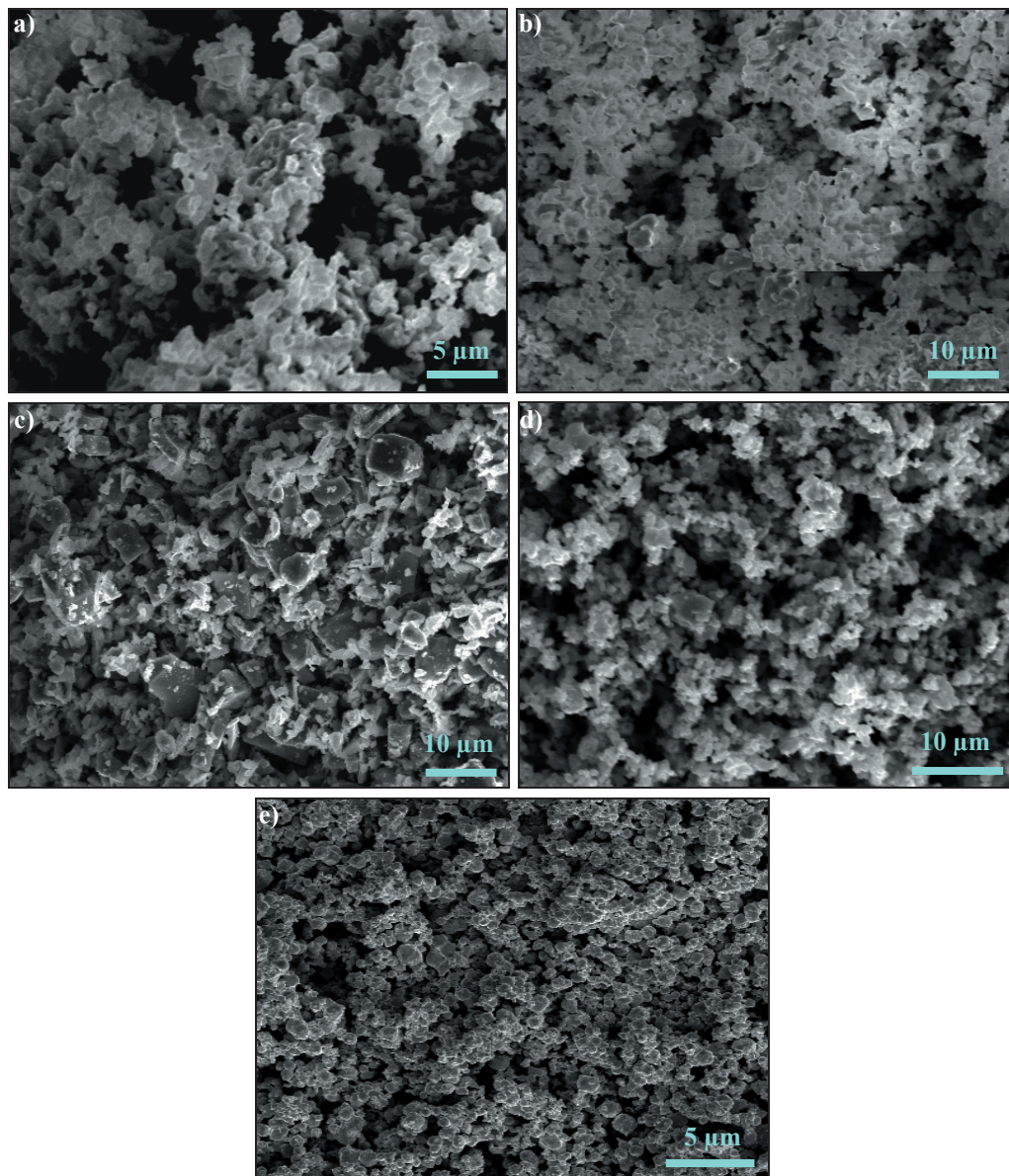
Procesy laserowej obróbki powierzchniowej wykonano przy stałej prędkości zapewniającej ich stabilność, wynoszącej 0,5 m/min, zmieniając moc wiązki laserowej w zakresie 1,2-2,3 kW, z zastosowaniem atmosfery ochronnej argonu o objętości 20 dm³/min wdmuchiwanego przez dyszę o średnicy 12 mm.

Powierzchniowa obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 obejmowała przetapianie laserowe bez użycia proszków oraz przetapianie i stopowanie proszkami węglików niobu, tantal, tytanu, wanadu i wolframu. Na odłuszczone powierzchnie próbek nałożono proszkowe powłoki o grubości 0,05 mm, w postaci pasty zawierającej węgliki związane lepiszczem nieorganicznym – krzemowym szkłem wodnym Na₄SiO₄+Na₂Si₂O₅. Własności proszków zastosowanych do badań przedstawiono w tablicy 14, natomiast na rysunkach 46a-e zaprezentowano ich zdjęcia wykonane z użyciem skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM).

Wykonano eksperymenty materiałoznawcze: badania strukturalne, własności mechanicznych, innych własności fizycznych oraz własności użytkowych stali X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 przetopionych oraz przetopionych i stopowanych laserowo, których zakres wraz z wykazem

Tablica 14. Własności proszków węglików użytych do badań

Własności proszków	NbC	TaC	TiC	VC	WC
Twardość HV, GPa	1800	1600	3200	2600	2400
Temperatura topnienia, °C	3480-3610	3780-3985	3065-3180	2650-2830	2730-2870
Gęstość, g/cm ³	7,60	14,50	4,94	5,81	15,77
Współczynnik rozszerzalności cieplnej α , 10 ⁻⁶ ·K ⁻¹	7,6	7,8	8,3	7,5	23,8



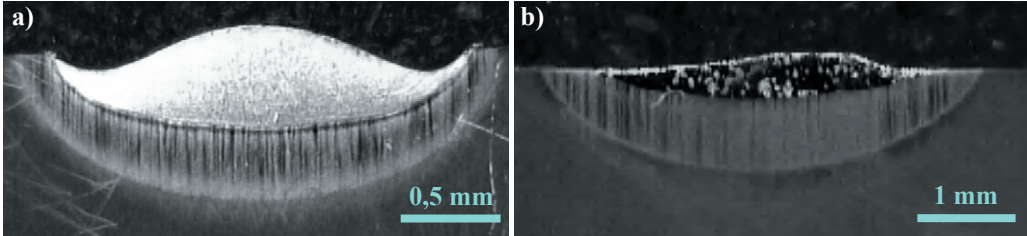
Rysunek 46. Proszki: a) NbC, b) TaC, c) TiC, d) VC, e) WC, zastosowane w procesie stopowania laserowego stali X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28; skaningowy mikroskop elektronowy[92, 97]

wykorzystanej aparatury naukowo-badawczej zestawiono w tablicy 15, stanowiącej rozszerzony i uszczegółowiony wyciąg z ogólnej metodyki badań materiałoznawczych opisanej w podrozdziale 3.3 niniejszej pracy.

Tablica 15. Szczegółowy zakres wykonanych badań materiałoznawczych wraz z wykazem aparatury naukowo-badawczej zastosowanej do badań

Rodzaj badania	Aparatura naukowo-badawcza
Badania strukturalne	
Badania matariałograficzne materiałów po laserowej obróbce powierzchniowej, proszków do badań i powierzchni zarysowanej	Mikroskop świetlny Leica MEF4A sprzężony z komputerowym analizatorem obrazu Leica-Qwin; SEM DSM-940 firmy Opton
Pomiary w mikroskali: głębokości strefy przetopienia i wpływu ciepła, szerokości lica ściegu, głębokości pęknięć	Mikroskop świetlny Leica MEF4A sprzężony z komputerowym analizatorem obrazu Leica-Qwin
Mikroanaliza rentgenowska składu chemicznego pierwiastków po obróbce powierzchniowej, ilościowa i jakościowa	Skaningowy mikroskop elektronowy DSM-940, Opton wyposażony w spektrometr energii EDS LINK ISIS firmy Oxford
Badania dyfrakcyjne i obserwacje struktury cienkich folii stali X40CrMoV5-1 po stopowaniu NbC i stali 32CrMoV12-28 po stopowaniu VC	Transmisyjny mikroskop elektronowy JEM 3010UHR firmy JEOL
Badania własności mechanicznych	
Badania twardości metodą Rockwella w skali C	Twardościomierz firmy Zwick ZHR 4150TK
Badania mikrotwardości statyczną metodą Vickersa	Ultramikrotwardościomierz DUH 202 firmy Shimadzu
Badania innych własności fizycznych	
Badania średniego arytmetycznego odchylenia profilu od linii średniej R_a (chropowatości)	Profilometr Sutronic 3+ firmy Taylor Hobson
Badania własności użytkowych	
Badania odporności na zużycie ściernie metodą metal-proszek ceramiczny (względny procent ubytku masy próbki)	Stanowisko pomiarowe do prowadzenia testu ściernalności zgodnego z amerykańską normą ASTM G65
Badania odporności na zmęczenie cieplne (głębokość pęknięć)	Urządzenie nagrzewające indukcyjnie obracające się próbki chłodzone wodą

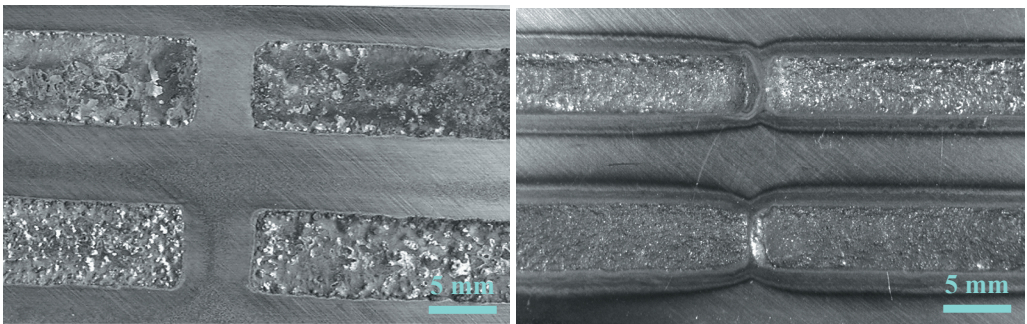
Przetapianie laserowe badanych stali w warstwie wierzchniej skutkuje utworzeniem strefy przetopienia (SP) oraz strefy wpływu ciepła (SWC), których grubość wzrasta wraz ze wzrostem zastosowanej do przetapiania mocy lasera. Przetopienie stali bez użycia proszków węglików powoduje zauważalną, acz nieznaczną poprawę własności warstw wierzchnich badanych stali w porównaniu do ich analogicznych własności uzyskanych w wyniku konwencjonalnej obróbki cieplnej, w zależności od mocy wiązki lasera zastosowanej do przetapiania.



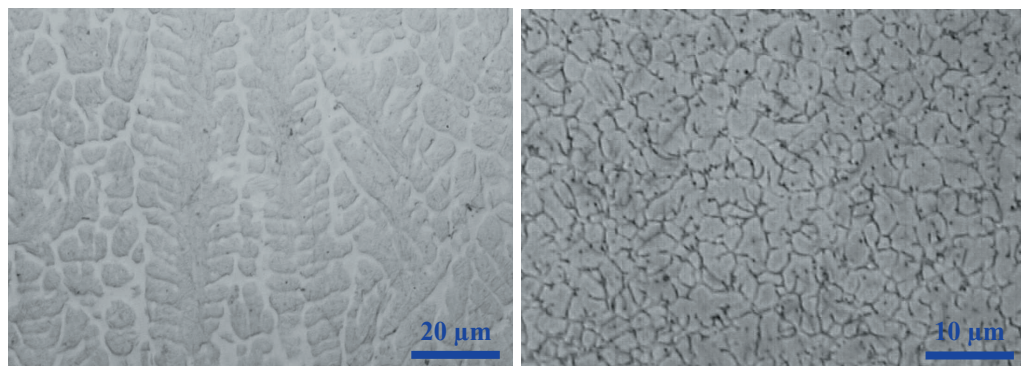
Rysunek 47. Warstwa wierzchnia po stopowaniu laserowym stali: a) X40CrMoV5-1 węglikiem tantalum, moc lasera 2,3 kW, b) 32CrMoV12-28 węglikiem wolframu, moc lasera 2,0 kW; mikroskop świetlny [92, 97]

Wprowadzanie do ciekłego jeziora metalu dodatków stopujących w postaci proszków węglików powoduje natomiast istotną poprawę własności mechanicznych i użytkowych badanych stali, w porównaniu do stali zarówno poddanych konwencjonalnej obróbce cieplnej, jak i przetapianiu laserowemu bez użycia proszków. Na rysunkach 47a, b przedstawiono przykładowe struktury warstwy wierzchniej stali X40CrMoV5-1 po stopowaniu węglikiem tantalum i stali 32CrMoV12-28 po stopowaniu węglikiem wolframu.

Na podstawie badań w mikroskopie świetlnym stwierdzono charakterystyczną topografię oraz kształt lica ściegu powstałego w wyniku przetapiania i stopowania warstw wierzchnich badanych stali do pracy na gorąco laserem diodowym dużej mocy HPDL, w zakresie 1,2-2,3 kW. Na kształt lica wpływają warunki stopowania, zwłaszcza moc wiązki lasera oraz rodzaj materiału stopującego. Na rysunku 48 przedstawiono typowe widoki lica ściegu po laserowym przetopieniu i stopowaniu warstwy wierzchniej stali X40CrMoV5-1 węglikiem wolframu (rys. 48a) i stali 32CrMoV12-28 stopowanej węglikiem wanadu (rys. 48b).

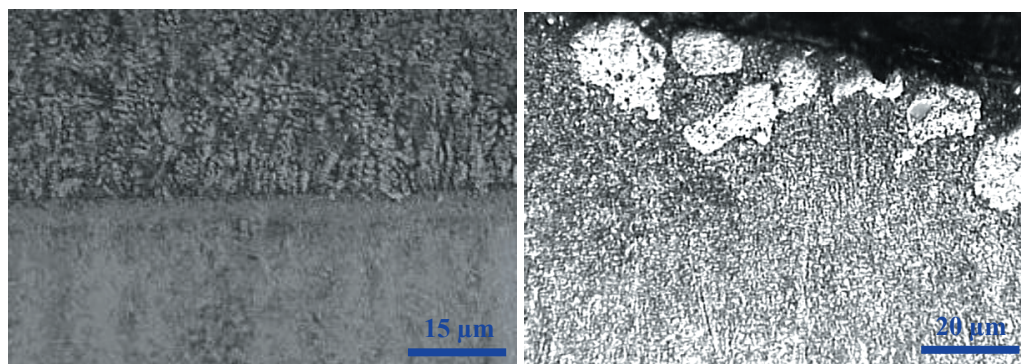


Rysunek 48. Widok lica po stopowaniu laserowym: a) stali X40CrMoV5-1 węglikiem wolframu, b) stali 32CrMoV12-28 węglikiem wanadu; moc lasera 1,2-2,3 kW; mikroskop świetlny [92, 97]



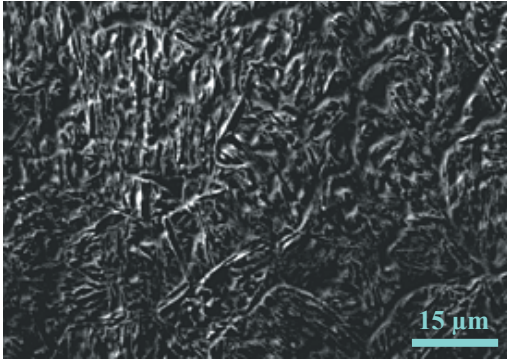
Rysunek 49. Strefa centralna przetopienia warstwy wierzchniej stali: a) X40CrMoV5-1 po stopowaniu węglikiem tytanu, moc lasera 1,2 kW, b) 32CrMoV12-28 po stopowaniu węglikiem wanadu, moc lasera 2,0 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [92, 97]

Badania struktury warstwy wierzchniej stali X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 wykonane w skaningowym mikroskopie elektronowym (SEM) wykazują, że stal zarówno po przetopieniu, jak i po stopowaniu laserowym ma w strefie przetopionej strukturę dendrytyczną, charakteryzując się występowaniem obszarów o bardzo zróżnicowanej morfologii (rys. 49-53), co jest związane z procesem krzepnięcia materiału. W obszarze centralnym strefy przetopionej odprowadzanie ciepła następuje we wszystkich kierunkach, a utworzona struktura zbudowana jest z drobnych równoosiowych kryształów z siatką węglików, co prezentują przykładowe fotografie strefy centralnej przetopienia warstwy wierzchniej (rys. 49) analizowanych stali. Bardzo wyraźna zmiana struktury występuje na granicy strefy przetopienia i wpływu ciepła

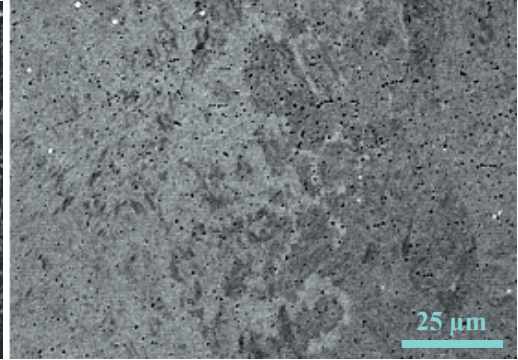


Rysunek 50. Granica strefy przetopienia warstwy wierzchniej stali X40CrMoV5-1 po stopowaniu NbC; moc lasera 2,3 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [92, 97]

Rysunek 51. Powierzchnia stali 32CrMoV12-28 po stopowaniu TaC; moc lasera 1,6 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [92, 97]



Rysunek 52. Warstwa wierzchnia stali po stopowaniu proszkiem węglika wanadu, moc lasera 2,3 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [92]

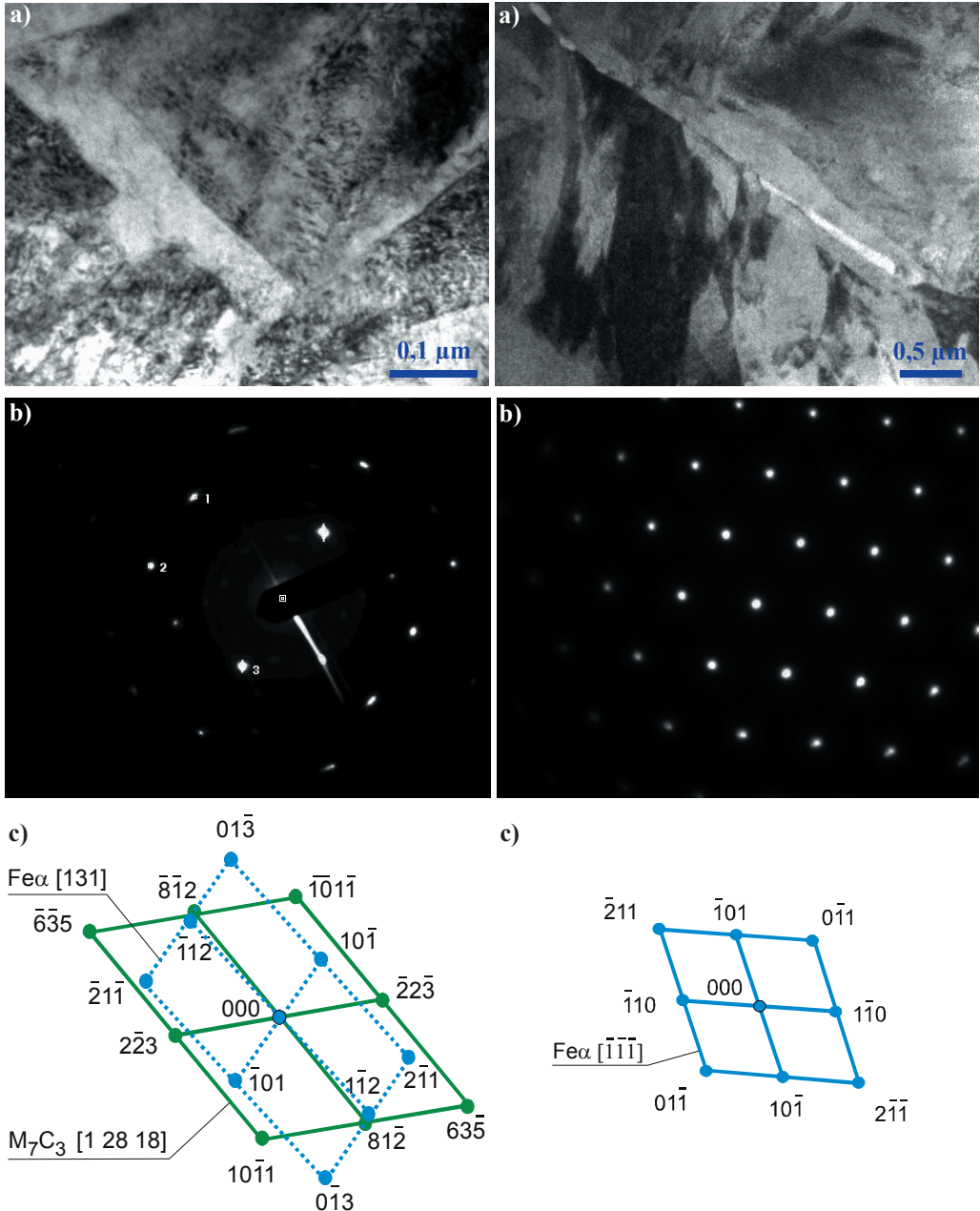


Rysunek 53. Strefowa budowa warstwy wierzchniej stali X40CrMo5-1 przetopionej laserowo, moc lasera 1,2 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [92]

stali stopowanych proszkami węglików (rys. 50). W pobliżu powierzchni występują w niektórych przypadkach aglomeraty węglików stosowanych w procesie stopowania laserowego (rys. 51). Zmiany struktury spowodowane przetapianiem laserowym (rys. 53) są mniejsze niż po stopowaniu badanych stali z użyciem proszków węglików (rys. 49-52).

Liniowa i punktowa analiza składu chemicznego, z wykorzystaniem spektrometru rozproszonego promieniowania rentgenowskiego wykonana na zglądach poprzecznych warstwy wierzchniej przetapianej i/lub stopowanej laserem o różnej mocy, wykazuje obecność pierwiastków C, Fe, Mn, Si, Cr, W, Mo, V, wchodzących w skład badanych stali X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 we właściwych dla nich, różniących się od siebie proporcjach. W toku tych badań potwierdzono także obecność w warstwie wierzchniej pierwiastków pochodzących z proszków węglików zastosowanych do stopowania [92].

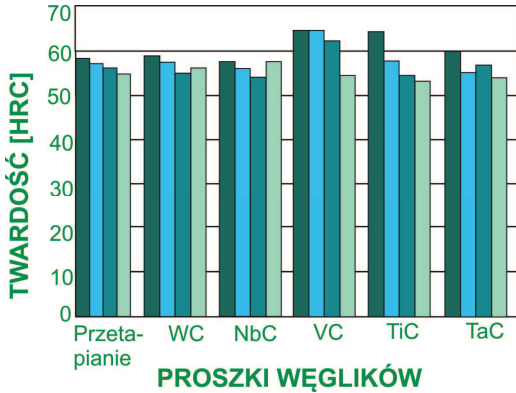
Badania struktury cienkich folii przeprowadzone w transmisyjnym mikroskopie elektronowym (TEM) na próbkach ze stali X40CrMoV5-1 po stopowaniu węglikiem wanadu (rys. 54) oraz 32CrMoV12-28 po stopowaniu węglikiem niobu (rys. 55) wykazują, że osnową warstwy wierzchniej po powierzchniowej obróbce laserowej jest martenzyt listwowy o dużej gęstości dyslokacji. W martenzycie warstwy wierzchniej stali stopowanych laserowo znajdują się również drobne dyspersyjne wydzielenia węglików typu M_3C lub M_7C_3 . Wykonane badania potwierdzają obecność w strukturze warstwy wierzchniej stali, przeważnie na granicach ziarn cząstek węglików odpowiednio wanadu i niobu, zastosowanych w procesie stopowania laserowego. Wielkości zaobserwowanych cząstek węglików są mniejsze, niż wynikałoby to



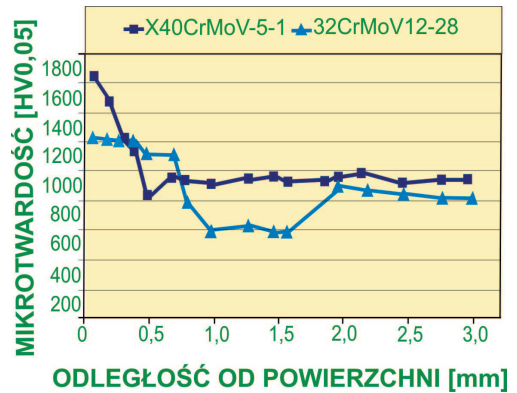
Rysunek 54. Struktura cienkiej folii*) ze stali X40CrMoV5-1 po stopowaniu węglikiem niobu; moc lasera 2,0 kW

Rysunek 55. Struktura cienkiej folii*) ze stali 32CrMoV12-28 po stopowaniu węglikiem wanadu; moc lasera 1,6 kW

*) a) obraz w polu jasnym, b) dyfraktogram z obszaru jak na rysunku a, c) rozwiązanie dyfraktogramu z rysunku b; transmisyjny mikroskop elektronowy [92, 97]



Rysunek 56. Twardość warstwy wierzchniej stali X40CrMoV5-1 przetopionej i stopowanej proszkami węglików w zakresie mocy lasera kolejno: 1,2; 1,6; 2,0 i 2,3 kW



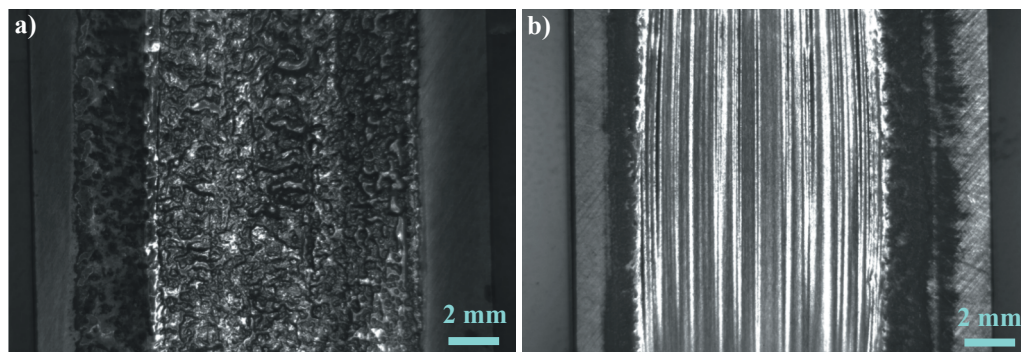
Rysunek 57. Zmiany mikrotwardości warstwy wierzchniej stali 32CrMoV12-28 stopowanej laserowo proszkami TaC i X40CrMoV5-1 stopowanej NbC; moc lasera 1,6 kW [92, 99]

z granulacji proszku węglików zastosowanego do badań, co wskazuje na częściowe rozpuszczenie się cząsteczek proszków węglików w osnowie stali. Podczas stopowania laserowego proszkami węglików może nastąpić częściowe ich rozpuszczenie w ciekłym jeziorce metalu bądź też węgliki pozostają nierozpuszczone, tworząc aglomeraty na skutek wtapienia nierozpuszczonych ziarn proszku węglików w roztopione podłoże metalowe.

W ramach prowadzonych badań materiałoznawczych zbadano także wybrane własności mechaniczne, inne własności fizyczne i własności użytkowe stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco poddanych przetapieniu i/lub stopowaniu laserowemu. W szczególności wykonano pomiary twardości, mikrotwardości, chropowatości, odporności na ścieranie i odporności na zmęczenie cieplne.

W większości przypadków laserowa obróbka powoduje wzrost twardości badanych stali (rys. 56). Twardość warstwy wierzchniej stali uzyskana w wyniku przetapienia wzrasta nieznacznie w porównaniu do twardości stali uzyskanej po konwencjonalnej obróbce cieplnej, natomiast twardość warstwy wierzchniej stopowanej proszkami węglików zwiększa się w istotny sposób wprost proporcjonalnie do mocy lasera i zależy od rodzaju proszków węglików użytych w procesie stopowania.

Podobnie, chropowatość powierzchni stali stopowanych proszkami węglików wzrasta wraz ze zwiększaniem mocy wiązki lasera w całym jej zakresie, co jest wywołane występowaniem silnych prądów konwekcyjnych w ciekłej stali spowodowanych dużą mocą wiązki lasera oraz

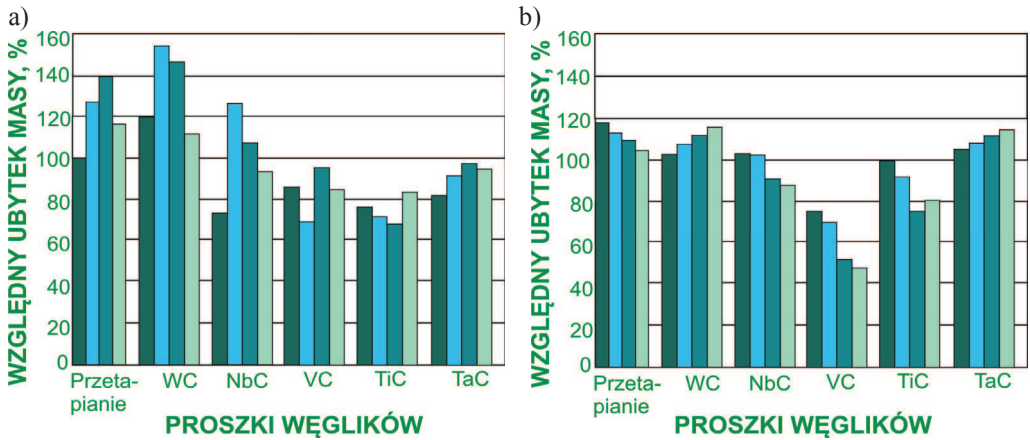


Rysunek 58. Ślad zużycia warstwy wierzchniej po badaniu ścieralności wg normy ASTM G65 stali: a) X40CrMoV5-1 stopowanej proszkiem wolframu, moc lasera 1,2 kW, b) 32CrMoV12-28 stopowanej proszkiem tytanu, moc lasera 2,0 kW; mikroskop świetlny [92, 97]

szybką krystalizacją powiązaną z oddziaływaniem strumienia gazu osłonowego. W przypadku zastosowania małych mocy wiązki lasera struktura przetopienia jest stosunkowo jednorodna, jego dno płaskie, natomiast zwiększenie mocy wiązki lasera powoduje wzrost pofalowania dna przetopienia.

Przetapianie i/lub stopowanie laserowe z udziałem proszków węglików wpływa zwykle na wzrost mikrotwardości na przekroju poprzecznym warstwy wierzchniej w funkcji odległości od powierzchni próbek (rys. 57). We wszystkich przypadkach pomiarów mikrotwardości warstwy wierzchniej stali obrobionej cieplnie, przetopionej i/lub stopowanej laserowo stwierdzono także pojawienie się obszaru, w którym zachodzi wyraźny spadek twardości na całej szerokości granicy strefy wpływu ciepła i materiału rodzimego, co następuje w wyniku odpuszczania stali podczas obróbki laserowej, podczas której stal nagrzewa się do temperatury wyższej od temperatury odpuszczania.

Wraz ze wzrostem twardości warstwy wierzchniej po stopowaniu laserowym, wynikającym z rozdrobnienia jej struktury, następuje podwyższenie własności trybologicznych stali. Ślady zużycia warstw wierzchnich stali narzędziowych X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 po badaniu ścieralności, zgodnie z normą ASTM G65, przedstawiono na rysunku 58. Po próbach ścieralności obliczano względny ubytek masy, przyjmując za 100% ubytek masy próbki ze stali X40CrMoV5-1 przetapianej wiązką lasera o mocy 1,2 kW (rys. 59a) i odpowiednio stali 32CrMoV12-28 – stopowanej proszkiem TiC wiązką lasera o mocy 1,2 kW (rys. 59b). Odporność na zużycie ściernie wzrasta w porównaniu z odpornością stali po standardowej obróbce cieplnej.



Rysunek. 59. Względny ubytek masy zmierzony po badaniach odporności na zużycie stali a) X40CrMoV5-1, b) 32CrMoV12-28, przetapianych i stopowanych laserowo proszkami węglików w zakresie mocy lasera kolejno: 1,2; 1,6; 2,0 i 2,3 kW [92, 97]

Odporność na zmęczenie cieplne badanych stali, której miarą jest średnia głębokość pęknięć powstałych podczas nagrzewania indukcyjnego warstwy wierzchniej obracających się próbek chłodzonych wodą [350], w przypadku materiału poddanego wyłącznie przetapianiu laserowemu jest nieznacznie większa od uzyskanej po standardowej obróbce cieplnej, wzrasta natomiast istotnie po stopowaniu proszkami węglików.

Prawidłowo dobrane warunki stopowania, takie jak moc lasera oraz prędkość skanowania pozwalają na uzyskanie wysokiej jakości warstw wierzchnich pozbawionych pęknięć i z regularnym płaskim kształtem lica przetopienia. Wykonane badania, których szczegółowe wyniki zestawiono w tablicy 16, dowodzą, że warstwy wierzchnie uzyskane w wyniku laserowego przetapiania i/lub stopowania proszkami węglików stali X40CrMoV5-1 oraz 32CrMoV12-28 przy użyciu lasera diodowego dużej mocy (HPDL), pracującego w zakresie 1,2-2,3 kW, charakteryzują się wyższymi własnościami mechanicznymi i użytkowymi w porównaniu do stali poddanych konwencjonalnej obróbce cieplnej [251, 252]. Uzyskane wyniki badań materiałoznawczych wskazują zatem na celowość rozwoju technologii laserowej obróbki stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco i uzasadniają rozwój tej technologii w przyszłości.

W celu określenia długoterminowych perspektyw rozwojowych powierzchniowej obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco przeprowadzono także badania heurystyczne z użyciem metodologii nowo opracowanej w niniejszej pracy, przyjmując jako

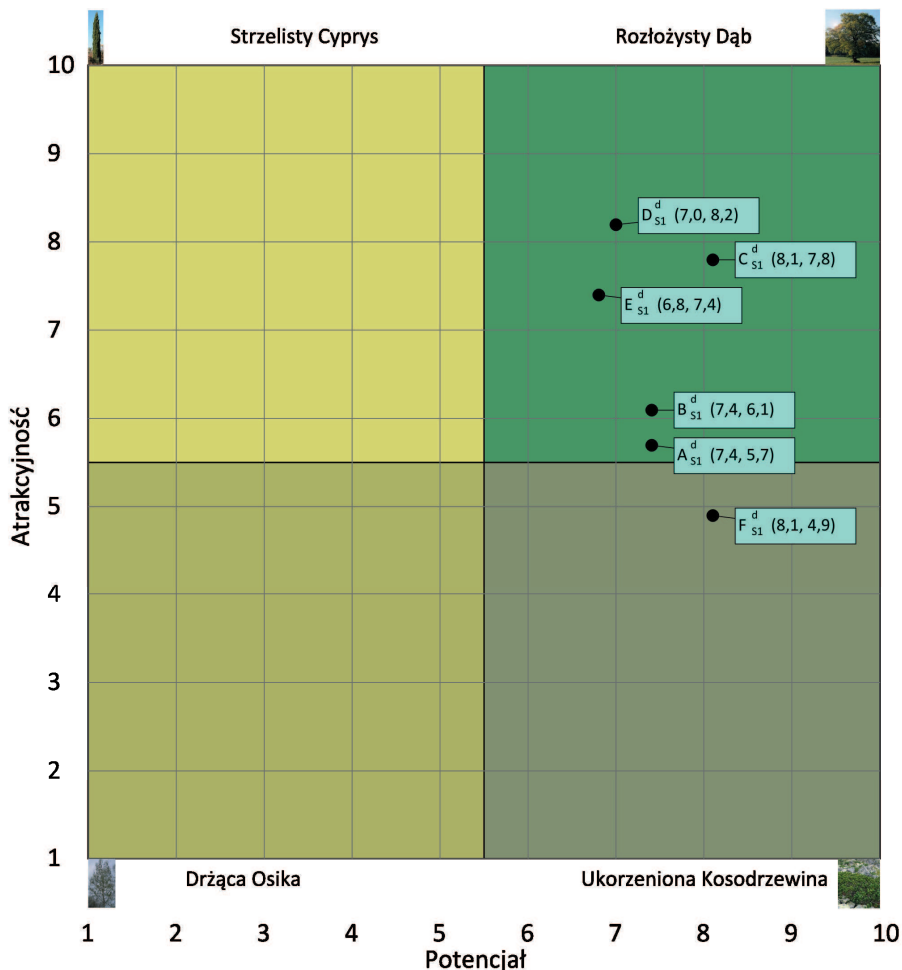
Tablica 16. Własności mechaniczne i użytkowe stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco przetapianych i stopowanych z użyciem lasera dużej mocy [97, 99]

Material podłoża	Moc lasera, kW	Głębokość przetopienia warstwy wierzchniej, mm	Chropowatość R_a , μm	Twardość, HRC	Mikrotwardość wyrażona w uniwersalnej skali stanów względnych ^{*)}	Odporność na ścieranie ^{**)} (względny ubytek masy próbki), %	Odporność na zmęczenie cieplne – średnia głębokość pęknięć, μm
(A_{S1}) Stopowanie laserowe proszkiem NbC							
X40CrMoV5-1	1,2	1,43	12,1	58,4	8	72	bd.***)
	1,6	1,90	14,8	55,7	7	78	bd.
	2,0	2,64	23,2	56,6	9	67	bd.
	2,3	3,32	25,9	58,4	10	71	bd.
32CrMoV12-28	1,2	1,28	6,4	55,2	6	104	67
	1,6	1,74	9,8	56,1	7	104	54
	2,0	2,45	11,2	60,7	8	91	62
	2,3	2,61	18,2	60,7	9	90	51
(B_{S1}) Stopowanie laserowe proszkiem TaC							
X40CrMoV5-1	1,2	1,62	4,9	56,7	6	52,5	24
	1,6	2,33	5,4	58,8	8	56	25
	2,0	3,00	5,6	58,4	8	61	19
	2,3	3,52	8,7	60,3	9	55	18
32CrMoV12-28	1,2	0,99	6,8	65,1	9	105	bd.
	1,6	1,87	9,4	65,5	10	106	bd.
	2,0	2,56	9,3	67,3	10	110	bd.
	2,3	2,79	14,4	67,1	10	112	bd.
(C_{S1}) Stopowanie laserowe proszkiem TiC							
X40CrMoV5-1	1,2	1,42	2,5	55,3	10	49	24
	1,6	1,66	5,3	56,5	8	47	24
	2,0	2,21	6,1	57,5	8	46	20
	2,3	2,56	8,4	62,1	9	52	16
32CrMoV12-28	1,2	0,85	7,8	53,2	1	100	18
	1,6	1,39	11,1	51,5	1	96	15
	2,0	1,78	12,7	44,6	2	76	1
	2,3	2,13	12,9	41,1	2	82	8
(D_{S1}) Stopowanie laserowe proszkiem VC							
X40CrMoV5-1	1,2	1,32	9,2	55,7	8	53	24
	1,6	1,62	9,6	61,8	7	45	24
	2,0	2,18	9,8	62,6	7	58	23
	2,3	2,40	10,8	62,6	8	50	22
32CrMoV12-28	1,2	1,30	9,60	57,2	5	77	16
	1,6	1,55	10,6	56,7	5	73	14
	2,0	1,93	11,6	57,3	5	55	7
	2,3	2,27	19,2	58,4	6	53	4

Material podłoża	Moc lasera, kW	Głębokość przetopienia warstwy wierzchniej, mm	Chropowatość R_a , μm	Twardość, HRC	Mikrotwardość wyrażona w uniwersalnej skali stanów względnych ^{*)}	Odporność na ścieranie ^{**)} (względny ubytek masy próbki), %	Odporność na zmęczenie cieplne – średnia głębokość pęknięć, μm
(E_{S1}) Stopowanie laserowe proszkiem WC							
X40CrMoV5-1	1,2	1,46	18,6	55,6	5	76	61
	1,6	1,79	20,4	57,5	1	94	50
	2,0	1,98	23,8	57,9	1	94	46
	2,3	2,12	36,7	58,7	5	67	47
32CrMoV12-28	1,2	0,81	26,8	53,2	5	104	bd.
	1,6	1,27	30,4	51,5	5	107	bd.
	2,0	1,39	33,7	44,6	6	115	bd.
	2,3	1,91	33,8	41,1	6	117	bd.
(F_{S1}) Przetapianie laserowe bez użycia proszku							
X40CrMoV5-1	1,2	0,56	1,3	54,5	6	64	42
	1,6	1,03	1,5	56,0	3	78	39
	2,0	1,47	2,6	56,8	5	85	32
	2,3	1,67	3,6	57,7	6	70	28
32CrMoV12-28	1,2	0,52	0,6	53,2	1	120	76
	1,6	0,92	0,6	51,5	1	116	74
	2,0	1,13	0,7	44,6	2	114	63
	2,3	1,67	0,8	41,1	2	110	6
^{*)} W dziesięciostopniowej skali wartość 1 odpowiada 500 HV, a 10 odpowiada 1800 HV. ^{**)} Względny ubytek masy po próbie ścieralności obliczono przyjmując za 100% ubytek masy próbek ze stali 32CrMoV12-28 stopowanej laserowo proszkiem TiC z mocą lasera 1,2 kW. ^{***)} Skrót <i>bd.</i> oznacza brak danych.							

kryterium analizy porównawczej rodzaj proszku nanoszonego na podłoże lub jego brak. Wyodrębniono tym samym sześć homogenicznych grup technologii:

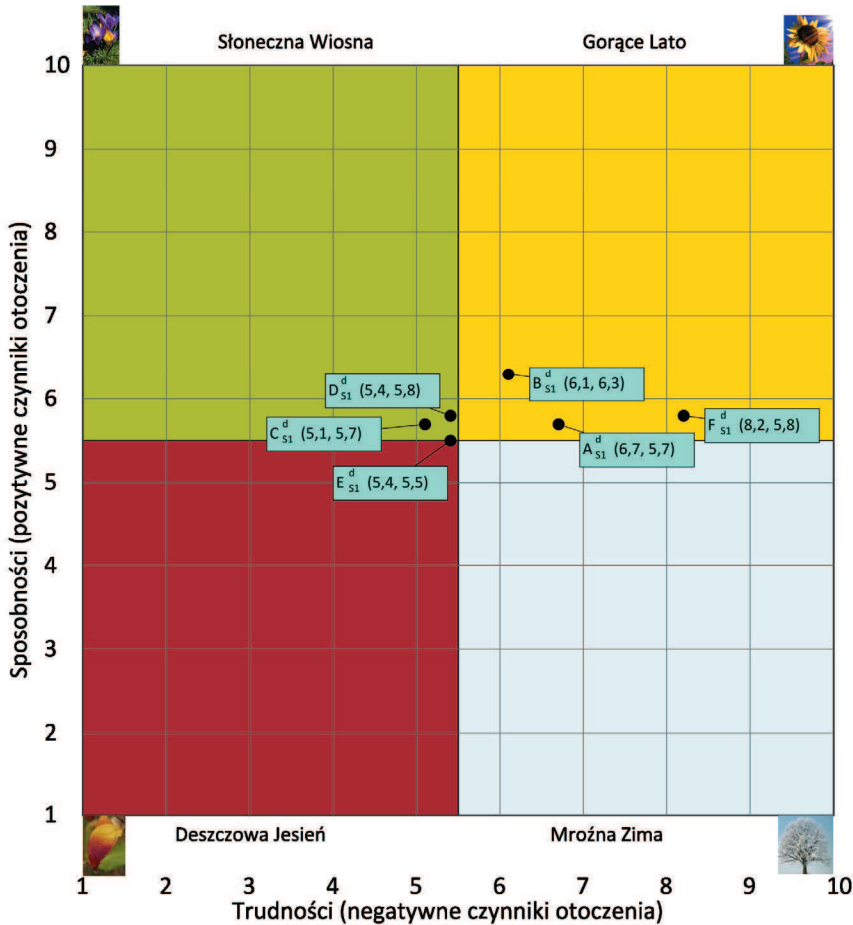
- A_{S1} : powierzchniową obróbkę laserową stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla niobu,
- B_{S1} : powierzchniową obróbkę laserową stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla tantalum,
- C_{S1} : powierzchniową obróbkę laserową stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla tytanu,
- D_{S1} : powierzchniową obróbkę laserową stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla wanadu,
- E_{S1} : powierzchniową obróbkę laserową stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla wolframu,



Rysunek 60. Dendrologiczna macierz wartości technologii dotycząca technologii laserowej obróbki powierzchniowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

- F_{S1} : przetapianie laserowe stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco bez użycia proszków.

Poszczególne grupy technologii zostały ocenione przez ekspertów kluczowych pod kątem atrakcyjności i potencjału z zastosowaniem dziesięciopunktowej uniwersalnej skali stanów względnych. Wykorzystując analizę wielokryterialną, obliczono średnią ważoną z rozpatrywanych kryteriów szczegółowych wyodrębnionych w ramach atrakcyjności i potencjału, a otrzymane wyniki dotyczące poszczególnych grup technologii naniesiono na dendrologiczną macierz wartości technologii (rys. 60). W wyniku przeprowadzonej analizy wszystkie technologie



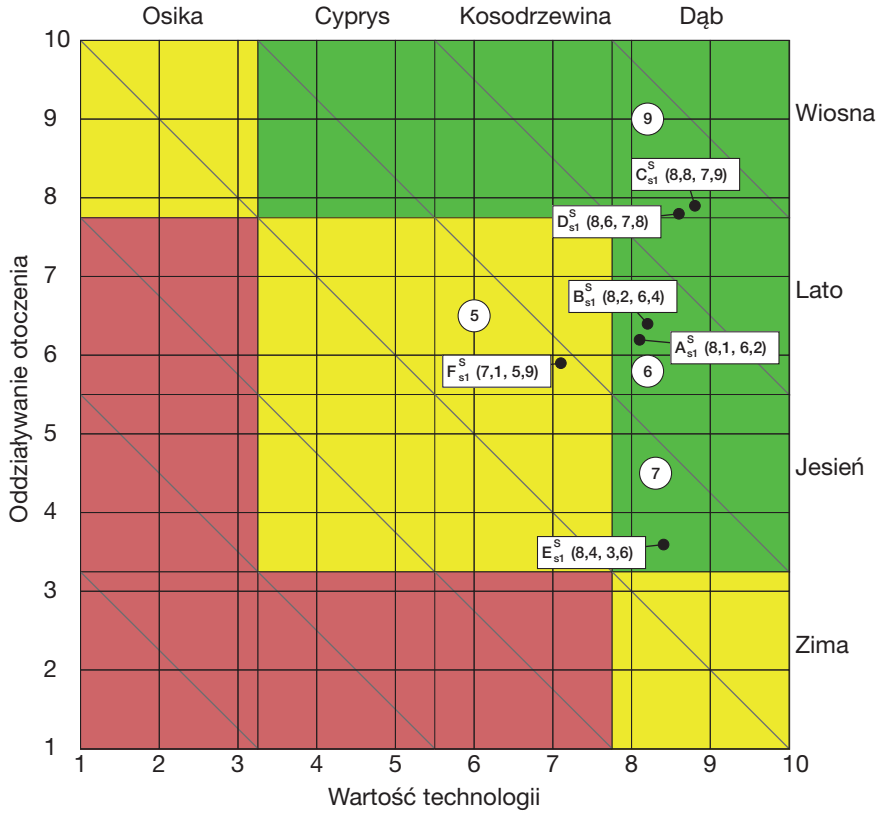
Rysunek 61. Meteorologiczna macierz oddziaływania otoczenia dotycząca technologii laserowej obróbki powierzchniowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

obróbki laserowej z użyciem proszków węglików (A_{S1} - E_{S1}) zakwalifikowano do najbardziej obiecującej ćwiartki macierzy, zawierającej technologie charakteryzujące się zarówno dużym potencjałem, jak i wysoką atrakcyjnością, zwanej rozłożystym dębem. Najwyższym potencjałem określającym obiektywną wartość technologii charakteryzuje się powierzchniowa obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla tytanu C_{S1}^d (8,1, 7,8). Najwyższą atrakcyjnością odzwierciedlającą subiektywne postrzeganie danej technologii wśród jej potencjalnych użytkowników, zdaniem ekspertów, cechuje się natomiast obróbka laserowa stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla wanadu D_{S1}^d (7,0, 8,2). Przetapianie laserowe stopowych stali

narzędziowych do pracy na gorąco bez użycia proszków F_{S1}^d (8,1,4,9) zostało natomiast umieszczone w ćwiartce zwanej ukorzenioną kosodrzewiną, charakteryzującą dobrze poznane technologie o dużym potencjale i ograniczonej atrakcyjności.

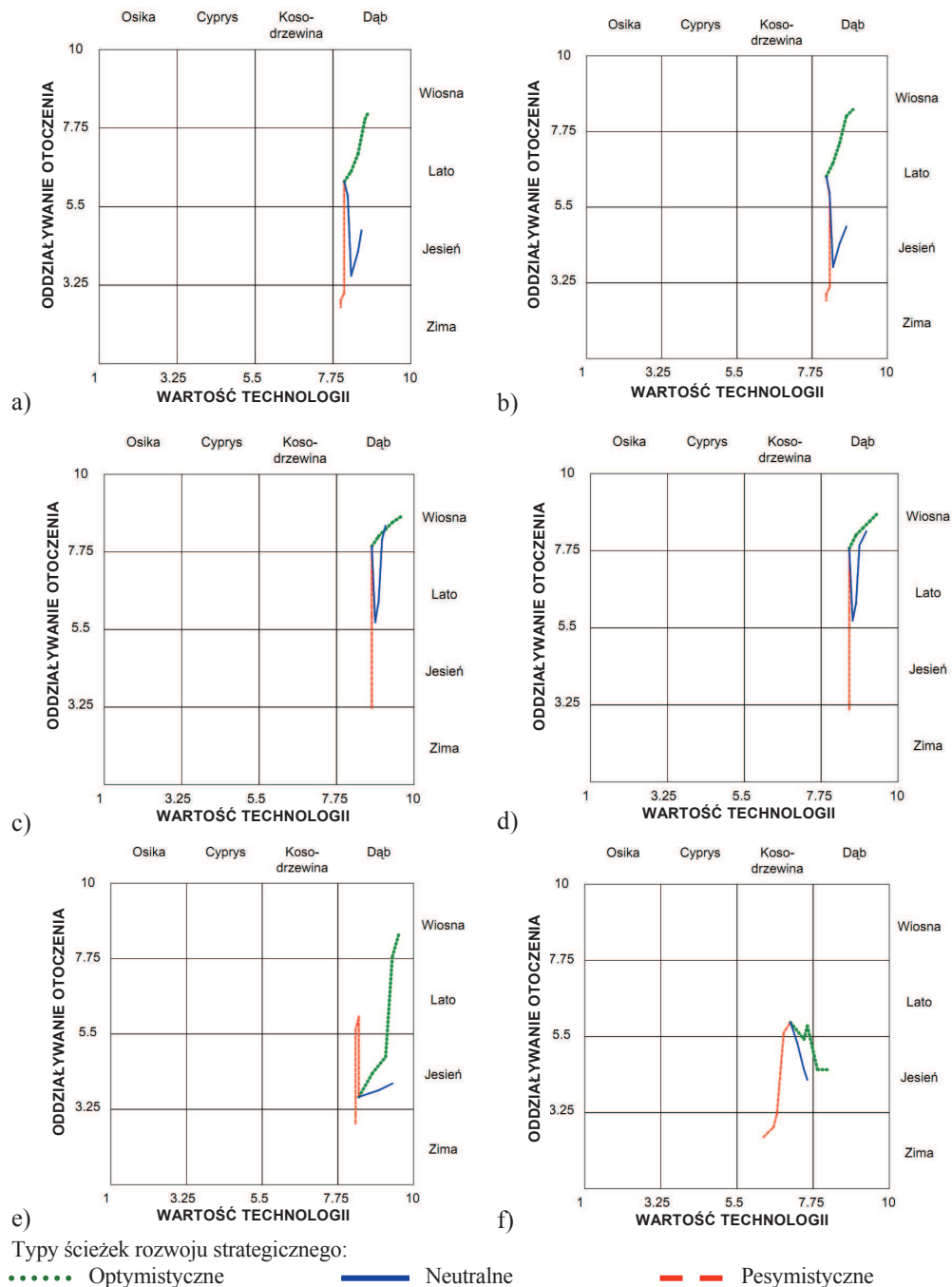
Meteorologiczna macierz oddziaływania otoczenia służy do oceny pozytywnego i negatywnego oddziaływania otoczenia na poszczególne grupy technologii. Wyniki analizy wielokryterialnej, której poddano pozyskane w procesie ankietyzacji oceny ekspertów, wypełniających kwestionariusz ankietowy złożony z kilkudziesięciu pytań, naniesiono na macierz meteorologiczną (rys. 61). Przeprowadzone badania wykazują, że najbardziej sprzyjające warunki otoczenia odpowiadające słonecznej wiosnie towarzyszą grupom technologii C_{S1}^m (5,1,5,7) obróbki laserowej stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla tytanu oraz D_{S1}^m (5,4,5,8) – proszku węgla wanadu. Gorące lato niosące zarówno dużo sposobności, jak i trudności, stanowi otoczenie grup technologii A_{S1}^m (6,7,5,7) obróbki laserowej stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla niobu, B_{S1}^m (6,1,6,3), co odpowiada użyciu proszku węgla tantalum oraz zastosowaniu przetapiania laserowego bez użycia proszków F_{S1}^m (8,2,5,8). Niemalże w samym środku macierzy, jednak w polu deszczowej jesieni o małej liczbie zarówno szans, jak i trudności, znajduje się natomiast obróbka laserowa stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla wolframu oznaczona symbolem alfanumerycznym E_{S1}^m (5,4,5,5).

Otrzymane wyniki z wykorzystaniem programu komputerowego naniesiono na macierz strategii dla technologii (rys. 62). W odniesieniu do najwyższej ocenionych technologii C_{S1}^s (8,8,7,9) obróbki laserowej stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla tytanu oraz D_{S1}^s (8,6,7,8) odpowiadającej użyciu proszku węgla wanadu, których perspektywy rozwojowe oceniono na 9 punktów w dziesięciopunktowej skali, zaleca się zastosowanie strategii dębu wiosną. Strategia ta polega na rozwijaniu, umacnianiu i implementowaniu atrakcyjnej technologii o dużym potencjale w praktyce przemysłowej w celu odniesienia spektakularnego sukcesu. Długoterminowe perspektywy rozwojowe technologii A_{S1}^s (8,1,6,2) obróbki laserowej stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla niobu oraz B_{S1}^s (8,2,6,4), co odpowiada użyciu proszku węgla tantalum, określono jako umiarkowane (6 punktów). Technologie te znajdują się w polu dębu latem, a zalecana dla nich strategia zakłada wykorzystywanie atrakcyjności i potencjału technologii w ryzykownym otoczeniu i unikanie mogących wystąpić trudności,



Rysunek 62. Macierz strategii dotycząca technologii laserowej obróbki powierzchniowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

przy równoczesnym dopasowaniu produktu do wymagań klienta, poprzedzonego gruntownymi badaniami marketingowymi. Możliwości rozwojowe obróbki laserowej stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla wolframu oznaczonej symbolem E_{s1}^s (8,4, 3,6) oceniono dość wysoko (7 punktów) i wymaga ona, zgodnie ze wskazaniem macierzy, implementacji strategii dębu jesienią. Postępowanie to wiąże się z odnoszeniem sukcesów z atrakcyjną stabilną technologią na przewidywalnym rynku połączone z poszukiwaniem nowych rynków, grup klientów i produktów możliwych do wytwarzania tą technologią. W odniesieniu do przetapiania laserowego stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco F_{s1}^s (7,1, 5,9) ocenionego średnio (5 punktów) rekomendowane jest zastosowanie strategii kosodrzewiny latem zalecającej uatrakcyjnienie i unowocześnianie technologii o dużym potencjale oraz przeprowadzenie badań marketingowych i dopasowanie produktu finalnego do wymagań klienta.



Rysunek 63. Ścieżki rozwoju strategicznego dotyczące powierzchniowej obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszków: a) NbC, b) TaC, c) TiC, d) VC, e) WC i f) bez użycia proszków [97]

Na macierz strategii dla technologii w następnej kolejności naniesiono ścieżki rozwoju strategicznego dotyczące poszczególnych technologii szczegółowych stanowiących prognozę ich rozwoju kolejno w latach: 2015, 2020, 2025 i 2030 w trzech wariantach: optymistycznym, pesymistycznym i najbardziej prawdopodobnym. Uproszczone wykresy prezentujące wyniki wszystkich badań przeprowadzonych w odniesieniu do sześciu przeanalizowanych grup technologii, odpowiadających różnym rodzajom nanoszonych proszków lub przetopieniu bez użycia proszków, przedstawiono na rysunkach 63a-f.

Szczególne własności, w tym twardość, mikrotwardość, odporność na ścieranie i odporność na zmęczenie cieplne, jakie zapewnia laserowa obróbka powierzchniowa wraz z możliwością połączenia ciągłego rdzenia z twardą powierzchnią, znakomicie zakreślają zakres zastosowań grupy stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco. Oczekiwany zakres zastosowań badanych stali obrobionych laserowo w przemyśle ciężkim, maszynowym, motoryzacyjnym i lotniczym można podzielić na trzy grupy. Pierwszą grupę stanowią stale stosowane na matryce do pras i formy do odlewów pod ciśnieniem, które ze względu na długi kontakt gorącego materiału z narzędziem i związane z tym silne nagrzewanie się powierzchni pracującej powinny charakteryzować się dobrą ciągliwością zapewnioną przez stosunkowo niskie stężenie węgla (0,3-0,4%) i wysoką temperaturą austenitzowania, gwarantującą rozpuszczenie się węglików W, Mo, V, Cr w osnowie. Drugą grupę stanowią stale używane do wytworzenia stosunkowo dużej wielkości matryc kuźniczych i kowadeł do młotów, cechujące się wysoką hartownością i ciągliwością, co jest wymagane ze względu na duże naciski i uderzenia związane z kuciem, mające miejsce podczas pracy narzędzia, przy równoczesnym stosunkowo krótkim kontakcie narzędzia z gorącą odkuwką. Trzecią grupę stanowią stale, z których wytwarzane są walce do walcowania na gorąco, wkładki matrycowe pras i kuźniarek oraz stemple do wyciskania i spęczania produktów, m.in. ze stopów miedzi i aluminium. Zestaw własności użytkowych badanych stali, zapewnionych w wyniku powierzchniowej obróbki laserowej, i zakres możliwych zastosowań wskazują na potrzebę rozwoju zarówno tej grupy materiałów, jak również omawianej grupy technologii służących ich obróbce. Bezspornie, zarówno wyniki wykonanych i szczegółowo opisanych w niniejszym rozdziale klasycznych badań materiałoznawczych, jak i wykonanych niezależnie badań heurystycznych bazujących na opiniach ekspertów, wykonanych zgodnie z metodologią komputerowo zintegrowanego prognozowania rozwoju inżynierii powierzchni materiałów, stanowiącą istotę niniejszej

MAPA DROGOWA TECHNOLOGII		Nazwa technologii: <i>Obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku NbC</i>	Nr katalogowy: <i>SI-01-2010-12</i>	
		Obszar tematyczny: <i>Przetapianie i stopowanie stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco</i>		
Kiedy?	Interwały czasowe	DZIŚ 2010-12	2020	2030
Dlaczego?	Perspektywy ogólnospołeczne i gospodarcze	Tworzenie Księgi Technologii Krytycznych	Rozwój priorytetowych innowacyjnych technologii	Statystycznie wysoki poziom technologii implementowanych w praktyce przemysłowej
		Tworzenie scenariuszy przyszłych wydarzeń	Wykorzystywanie sposobności i unikanie trudności	Zrównoważony rozwój
		Rozwijanie społeczeństwa informacyjnego i kapitału intelektualnego	Szeroka edukacja i efektywna intensywna współpraca między przedstawicielami Nauki i Przemysłu	Gospodarka oparta na wiedzy i innowacyjności
	Strategia dla technologii	Strategia debiutem. Przeanalizować rynek i wykorzystać sposobności.		Wykorzystywać atrakcyjność i potencjał
	Oddziaływanie otoczenia	Gorące lato	technologii w ryzykownym otoczeniu, unikać trudności, przeprowadzić badania marketingowe i dopasować produkt do	
	Wartość technologii	Rozłożysty dąb	wymagań klienta	
Co?	Produkt	Formy odlewnicze, tłoczniaki, matryce, narzędzia pracujące w warunkach dużego gradientu temperatury		
	Jakość produktu na tle zagranicznej konkurencji	(7) Dość wysoka	(8) Wysoka	(8) Wysoka
	Podłoże	Stopowe stale narzędziowe do pracy na gorąco 32CrMoV12-28, X40CrMoV5-1		
	Rodzaj powłok/ warstw wierzchnich/ procesów na powierzchni podłoża	Węgiel niobu NbC		
Jak?	Polepszone własności materiału	Polepszenie własności mechanicznych i użytkowych wytworzonych elementów, w szczególności twardości; zwiększenie odporności na zmęczenie cieplne i odporności na ścieranie		
	Aparatura diagnostyczno-badawcza	Laser diodowy dużej mocy - HPDL, mikroskopy: świetlny, elektronowy transmisyjny, elektronowy skaningowy, mikrotwardościomierz, scratch tester, dyfraktometr rentgenowski, mikroanalizator rentgenowski, stanowisko do badania zmęczenia cieplnego i odporności na ścieranie		
Gdzie?	Technologia	Stopowanie laserowe stopowych stali narzędziowych 32CrMoV12-28, X40CrMoV5-1 do pracy na gorąco z wykorzystaniem proszku węgla niobu		
	Faza cyklu życia	(9) Eksperymentalna	(7) Wzrostowa	(6) Wczesnodojrzała
	Typ produkcji	Jednostkowa	Średnioseryjna	Średnio- i wielkoseryjna
	Forma organizacji prod.	Gniazdowa	Gniazdowa	Gniazdowa, rytmiczna
	Nowoczesność parku maszynowego	(10) Wybitnie wysoka	(10) Wybitnie wysoka	(10) Wybitnie wysoka
	Automatyzacja i robotyzacja	(7) Dość wysoka	(8) Wysoka	(9) Bardzo wysoka
	Jakość i niezawodność	(7) Dość wysoka	(8) Wysoka	(7) Dość wysoka
	Proekologiczność	(8) Wysoka	(8) Wysoka	(7) Dość wysoka
Kto?	Rodzaj organizacji	Ośrodki naukowo-badawcze, centra transferu technologii, technoparki	Ośrodki naukowo-badawcze, centra transferu technologii, technoparki, średnie przedsiębiorstwa	Duże i średnie przedsiębiorstwa
	Reprezentowane gałęzie przemysłu	Przemysł ciężki, motoryzacyjny, maszynowy		
Ile?	Poziom edukacji pracowników	(8) Wysoki	(8) Wysoki	(7) Dość wysoki
	Zaangażowanie kadry naukowo-badawczej	(9) Bardzo wysokie	(8) Wysokie	(7) Dość wysokie
	Wymagania kapitałowe	(10) Wybitnie wysokie	(8) Wysokie	(6) Umiarkowane
	Wartość produkcji w firmie warunkująca opłacalność	(5) Średnia	(7) Dość wysoka	(8) Wysoka
	Wartość produkcji w kraju	(1) Minimalna	(3) Niska	(5) Średnia

LEGENDA: → Związki przyczynowo-skutkowe → Powiązania kapitałowe → Korelacje czasowe ↔ Dwukierunkowe przepływy danych i/lub zasobów

Rysunek 64. Mapa drogowa technologii dotycząca powierzchniowej obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla niobu; współautorzy: A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, E. Jonda, K. Labisz

rozprawy, niezależnie potwierdzają potrzebę rozwoju technologii obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco.

Wyniki tradycyjnych badań materiałoznawczych i badań heurystycznych bazujących na opiniach ekspertów stanowiły kanwę utworzenia serii map drogowych analizowanych grup technologii. Rysunek 64 przedstawia reprezentatywną mapę drogową technologii, dotyczącą powierzchniowej obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla niobu, natomiast zestawienie zbiorcze zawierające wybrane dane źródłowe wykorzystane do sporządzenia map drogowych wszystkich analizowanych technologii powierzchniowej obróbki laserowej tej grupy stali przedstawiono w tabelicy 17. Opracowane według autorskiej koncepcji mapy drogowe technologii stanowią bardzo wygodne narzędzie analizy porównawczej, umożliwiając wybór najlepszej z technologii pod względem wybranego kryterium. Ponadto, ich niezaprzeczalną zaletą jest elastyczność, dzięki której

Tablica 17. Wybrane dane źródłowe wykorzystane do sporządzenia map drogowych technologii dotyczących badanych technologii powierzchniowej obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

Symbol technologii	Analizowany czynnik																							
	(1)			(2)			(3)			(4)			(5)			(6)			(7)			(8)		
	Horyzont czasowy																							
	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c
A_{SI}	7	8	8	9	7	6	7	8	9	8	7	8	8	8	7	8	8	7	9	8	7	9	9	10
B_{SI}	8	8	8	9	7	6	7	9	9	7	7	8	8	7	7	8	8	6	9	8	7	9	9	8
C_{SI}	6	8	8	9	7	5	7	8	10	5	6	8	9	9	9	9	7	4	9	8	5	8	6	4
D_{SI}	6	8	8	9	7	5	7	8	9	5	7	8	8	8	8	8	7	5	9	6	4	7	5	3
E_{SI}	6	7	8	9	7	5	7	8	10	5	7	9	8	8	8	8	7	3	9	5	4	5	4	4
F_{SI}	6	6	5	4	4	3	6	7	7	5	5	6	7	8	8	5	4	3	5	4	3	4	3	3

Analizowane czynniki:

(1) Jakość produktu na tle zagranicznej konkurencji	(5) Proekologiczność	Horyzont czasowy: a: lata 2010-2012 b: rok 2020 c: rok 2030
(2) Faza cyklu życia technologii	(6) Poziom edukacji pracowników	
(3) Poziom automatyzacji i robotyzacji	(7) Zaangażowanie kadry naukowo-badawczej	
(4) Jakość i niezawodność	(8) Wymagania kapitałowe	

w razie potrzeby mapy można uzupełniać i rozbudowywać o dodatkowe podwarstwy dostosowując je do specyfiki branży, wielkości przedsiębiorstwa, skali działalności firmy bądź indywidualnych oczekiwań przedsiębiorcy. W ramach prowadzonych prac utworzono także kartę informacyjną technologii stanowiącą uszczegółowienie i uzupełnienie map drogowych technologii. Dwustronicowa karta dotycząca powierzchniowej obróbki stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco (rys. 65a,b) zawiera informacje techniczne przedstawione w formie tabelarycznej, w tym treści opisowe, graficznie przedstawiony schemat procesu, a także wyniki ocen eksperckich dokonanych w dziesięciostopniowej uniwersalnej skali stanów względnych. Mapy drogowe i karty informacyjne technologii przygotowano w ujednolicony sposób w odniesieniu do wszystkich 140 analizowanych technologii szczegółowych i technologii krytycznych inżynierii powierzchni materiałów. Wszystkie wykonane mapy i karty zebrano w Księdze Technologii Krytycznych inżynierii powierzchni materiałów, która zostanie opublikowana w formie książkowej, lecz planuje się, że głównym źródłem rozpowszechniania informacji w niej zawartych będzie Internet. E-Księga Technologii Krytycznych, zgodnie z nowo opracowaną koncepcją e-transferu technologii [99, 161, 175], zostanie udostępniona bezpłatnie i bez żadnych ograniczeń na ogólnodostępnej platformie internetowej, aby stanowiła pomoc podczas wdrażania technologii w praktyce przemysłowej, w szczególności w małych i średnich przedsiębiorstwach, niedysponujących kapitałem pozwalającym na przeprowadzenie badań własnych w tym zakresie.

Informacje podane w niniejszym rozdziale potwierdzają w odniesieniu do stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco oraz wytypowanej technologii obróbki laserowej ich warstwy powierzchniowej prawdziwość przyjętego założenia, że wyniki klasycznych eksperymentów materiałoznawczych i wyniki badań heurystycznych bazujących na opiniach ekspertów, wykonane zgodnie z nowo opracowaną metodologią, są tożsame i pozwalają na wyciągnięcie analogicznych wniosków dotyczących perspektyw rozwojowych analizowanej grupy technologii. Ponadto, wyniki badań uzyskane niezależnie w dwojaki sposób mają walory synergiczne i chociaż wykonanie zaplanowanych badań z wykorzystaniem któregośkolwiek z nich prowadzi do porównywalnego wnioskowania, to wykonanie ich pełnego cyklu, aczkolwiek nie jest konieczne, powoduje większą jednoznaczność wniosków dotyczących perspektyw rozwojowych rozpatrywanej technologii i danej grupy materiałów inżynierskich. W odniesieniu do formułowania wniosków dotyczących perspektyw rozwojowych danych technologii i materiałów inżynierskich, klasyczne badania materiałoznawcze umożliwiają

a)

KARTA INFORMACYJNA TECHNOLOGII		Nazwa technologii	<i>Powierzniowa obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco</i>	Nr katalogowy		
		Obszar tematyczny	<i>Technologie laserowe w inżynierii powierzchni</i>	S1-01/2010-12		
Istota zjawiska fizykochemicznego			Wpływ aplikacji technologii na przewidywane i oczekiwane własności materiału	Poziom		
Laserowe wzbogacanie warstw wierzchnich w dodatki stopowe ma na celu zmianę własności materiałów w wąskiej strefie przypowierzniowej dzięki wtapianiu pierwiastków pochodzących z odpowiednio przygotowanej i naniesionej powłoki. Istotą tego procesu jest przetopienie naniesionej warstwy materiału stopującego oraz podłoża poprzez gwałtowne nagrzanie niewielkiej objętości materiału, intensywne wymieszanie, a następnie krzepnięcie przy bardzo szybkim chłodzeniu. Powstaje wówczas drobnokrystaliczna struktura oraz występuje znaczne przesycenie roztworów stałych, jak również powstają fazy metastabilne. Możliwość precyzyjnej regulacji warunków procesu takich jak: prędkość skanowania powierzchni przez wiązkę laserową oraz jej moc, rodzaj i grubość materiału stopującego, osłona gazowa, pozwala na otrzymanie warstwy stopowanej o przewidywanych własnościach w zależności od warunków eksploatacji.			Oporność na erozję	Dość wysoki (7)		
			Oporność na zmęczenie	Dość wysoki (7)		
			Twardość	Dość wysoki (7)		
			Oporność na ścieranie	Dość wysoki (7)		
			Oporność na oddziaływanie wysokiej temperatury	Dość wysoki (7)		
			Oporność na korozję	Dość wysoki (7)		
			Niższy koszt wytwarzania	Umiarkowany (6)		
			Wysoka wytrzymałość	Średni (5)		
Rodzaj możliwej powłoki/ warstwy wierzchniej lub procesów zachodzących na powierzchni podłoża			Skuteczność przeciwdziałania technologii skutkom zużycia	Poziom		
X	jednowarstwowa	wielofazowa	amorficzna	Zużycie ściernie	Wysoki (8)	
X	wielowarstwowa	X gradientowa	nanokrystaliczna	Erozja	Dość wysoki (7)	
	multiwarstwowa (>100 warstw)	X kompozytowa	hybrydowa	Fretting	Dość wysoki (7)	
X	przemiany fazowe powierzchni podłoża	X zmiana składu chemicznego na powierzchni podłoża	procesy fizyczne na powierzchni podłoża	Zużycie cieplne	Dość wysoki (7)	
Szczególne własności powłok/ warstw wierzchnich/ powierzchni podłoża w wyniku zajścia procesów			Pitting (zużycie gruzełkowe)	Dość wysoki (7)		
X	mechaniczne	magnetyczne	optyczne	X trybologiczne	Zmęczenie cieplne	Dość wysoki (7)
	chemiczne	dyfuzyjne	termiczne	X antykorozyjne	Zużycie adhezyjne	Dość wysoki (7)
	elektryczne	hydromechaniczne	akustyczne	Inne:	Korozja naprężeniowa i zmęczenie	Umiarkowany (6)
Zalety		Wady		Sekcje przemysłu wg klasyfikacji PKD o najwyższej aplikacyjności technologii	Poziom	
Wysoka oporność na zużycie ściernie warstwy wierzchniej; uzyskanie drobnokrystalicznej struktury; podwyższona twardość warstwy wierzchniej i oporność na zmęczenie cieplne.		Wysoki koszt urządzenia; wzrost chropowatości powierzchni stwarzający konieczność zastosowania dodatkowej obróbki wykończającej; możliwość powstawania pęknięć w warstwie wierzchniej.		Badania naukowe i prace rozwojowe	Dość wysoki (7)	
Najbardziej perspektywiczne technologie szczegółowe i/lub obszary zastosowań			Produkcja metalowych wyrobów gotowych (...)	Dość wysoki (7)		
Możliwość wykorzystania w celu opracowania metody zwiększenia trwałości eksploatacyjnej narzędzi wykonanych ze stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco w efekcie stopowania laserowego powierzchni z naniesioną warstwą proszków węglików.			Produkcja maszyn i urządzeń (...)	Średni (5)		
Technologie zastępcze/ alternatywne			Produkcja pozostałego sprzętu transportowego	Średni (5)		
Technologie plazmowe			Produkcja pojazdów samochodowych (...)	Średni (5)		
			Naprawa i instalowanie maszyn i urządzeń	Średni (5)		
			Działalność w zakresie architektury i inżynierii (...)	Dość niski (4)		
			Roboty budowlane specjalistyczne	Niski (3)		
			Aplikacyjność metod modelowania i sterowania komputerowego w odniesieniu do technologii	Poziom		
Rekomendowane źródła literaturowe			Modelowanie matematyczne	Wysoki (8)		
1	F. Bachman, Industrial applications of high power diode lasers in materials processing, Applied Surface Science (2003) 15-21.		Modelowanie wieloskalowe	Dość wysoki (7)		
2	J. Kusiński, Technologie laserowe w inżynierii materiałowej, Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika, z. 82, 2005, 27-33.		Sztuczne sieci neuronowe	Dość wysoki (7)		
3	L.A. Dobrzański, E. Jonda, K. Labisz, M. Bonek, A. Klimpel, Abrasive wear resistance of the hot work tool steels remelted or alloyed by HPDL laser, 13 th International Materials Symposium, Pamukkale, 2010, 49-55.		Algorytmy genetyczne	Dość wysoki (7)		
			Dynamika molekularna	Średni (5)		
			Aktualna faza cyklu życia technologii	Eksperymentalna (9)		
			Perspektywy rozwojowe	Wysokie (7)		

b)

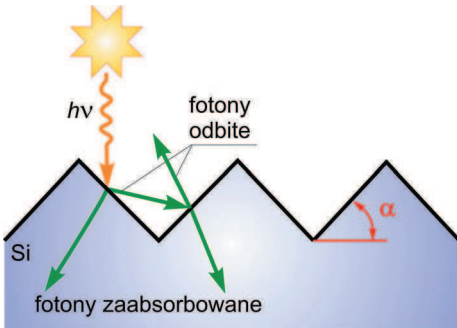
KARTA INFORMACYJNA TECHNOLOGII	Nazwa technologii	<i>Powierzchniowa obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco</i>		Nr katalogowy
	Obszar tematyczny	<i>Technologie laserowe w inżynierii powierzchni</i>		S1-01/2010-12
Opis przebiegu procesu technologicznego				
<p>Stopowanie za pomocą wiązki lasera diodowego (HPDL) warstw wierzchnich stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco stanowi efektywną, wysokowydajną metodę kształtowania własności warstw wierzchnich, pozwalającą na dodatkowe zwiększenie własności eksploatacyjnych. Proces stopowania polega na naniesieniu na podłoże materiału stopującego i na następnym przetopieniu go wraz z warstwą wierzchnią materiału podłoża. Najczęściej stosowanymi materiałami stopującymi są różne fazy, głównie węgliki metali trudno topliwych: TiC, NbC, VC, TaC, WC lub stopy tych metali np. W-Co-Cr-V, Co-W, Cr-Ti, stelliity i nadstopy nanoszone przez natryskiwanie cieplne lub elektroiskrowe oraz w postaci past. Przetopienie cienkiej warstwy wierzchniej i jej szybka krystalizacja pozwalają uzyskać strukturę jednorodną chemicznie, drobnokrystaliczną i charakteryzującą się dużą twardością. W zależności od rodzaju zastosowanych dodatków stopujących w postaci proszków węglików, jak również od zastosowanej mocy lasera HPDL, następuje utworzenie drobnej struktury dendrytycznej, a także umocnienie przez wzbogacanie warstwy wierzchniej w dodatki stopowe pochodzące z rozpuszczających się węglików. Materiał w warstwie stopowanej po zakończeniu oddziaływania wiązki laserowej krzepnie, a materiał podłoża w jego sąsiedztwie ulega zahartowaniu. Struktura tej warstwy, jej skład chemiczny i własności fizykochemiczne różnią się od podłoża i od materiału stopującego. Po stopowaniu laserowym konieczne jest zastosowanie obróbki wykończającej, np. szlifowania.</p>				
Ogólne fizykochemiczne warunki realizacji procesu technologicznego				
Standardowy zakres parametru procesu		Jednostka	od	do
Temperatura		°C	>1300	
Ciśnienie		Pa	ok. 10 ⁵	
Moc lasera		kW	1,2	2,3
Prędkość skanowania wiązki laserowej		m/min	0,3	0,5
Środowisko/ atmosfera		Powietrze, gazy ochronne np. argon		
Specyficzne warunki realizacji procesu		Atmosfera ochronna w postaci nadmuchu gazu osłonowego (argonu) przez dyszę kołową.		
Metod(a)-y wstępnego przygotowania materiału podłoża				
Standardowa obróbka cieplna, polegająca na hartowaniu i dwukrotnym odpuszczaniu; piaskowanie i obróbka mechaniczna na szlifierce magnetycznej, odtłuszczenie powierzchni obrabianej.				
Typ/ rodzaj urządzenia				
Laser Diodowy Dużej Mocy (HPDL) Roфин SINAR DL 020				
Specyficzne oprzyrządowanie				
Stolik roboczy, dysza gazu ochronnego, głowica laserowa, układ zasilania i chłodzenia, oraz system komputerowy sterujący pracą lasera i położeniem stolika roboczego.				

Schemat procesu laserowego stopowania warstwy wierzchniej materiałów.

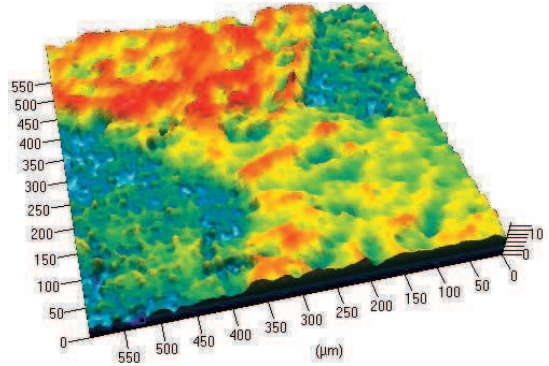
Widok stanowiska wykorzystanego podczas stopowania laserowego stali proszkami węglików.

Rysunek 65. Karta informacyjna technologii dotycząca powierzchniowej obróbki stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco;

a) 1. strona, b) 2. strona; współautorzy: A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, E. Jonda

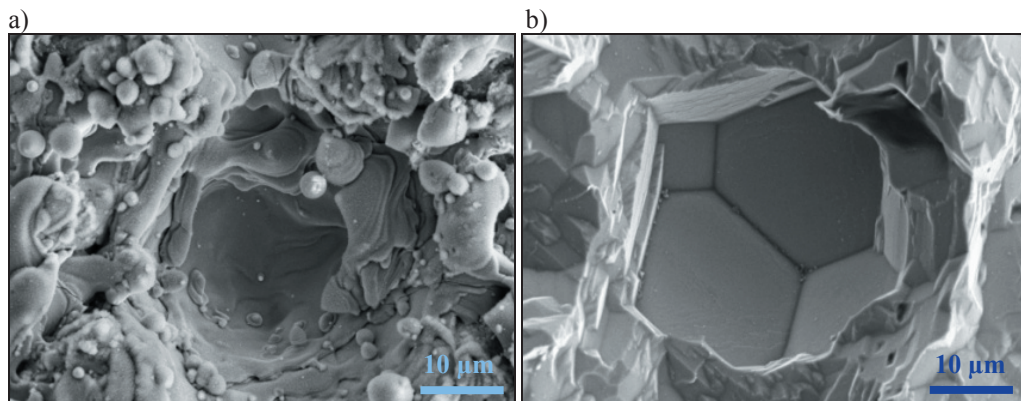


Rysunek 91. Odbicie i absorpcja fotonów padających na teksturowaną powierzchnię krzemu polikrystalicznego [95, 99, 161]

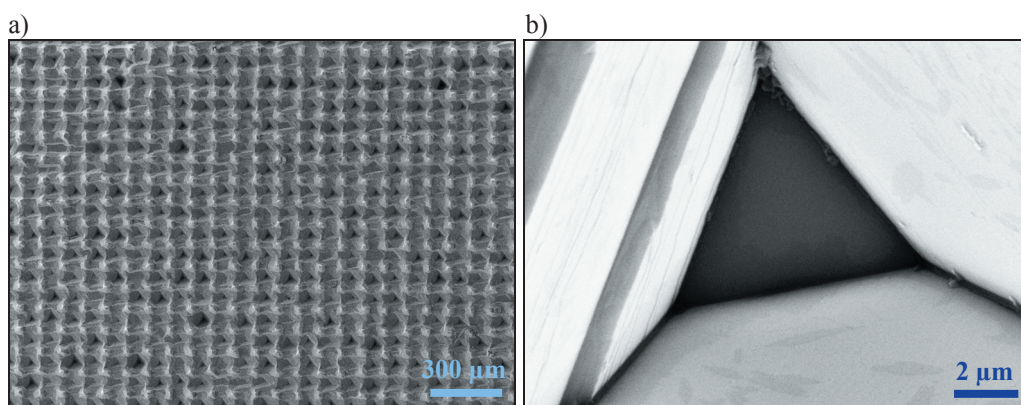


Rysunek 92. Trójwymiarowa topografia powierzchni płytki teksturowanej w roztworze 40%KOH:IPA:DIH₂O; mikroskop konfokalny [95, 161]

Na podstawie wykonanych badań stwierdzono ograniczone możliwości zastosowania konwencjonalnej metody anizotropowego trawienia na mokro w zasadowym roztworze 40% KOH:IPA:DIH₂O w temperaturze 80°C w odniesieniu do teksturowania powierzchni krzemu polikrystalicznego, mimo szerokiego zakresu zastosowań tego rodzaju metod do obróbki powierzchniowej krzemu monokrystalicznego. Trawienie krzemu polikrystalicznego w KOH sprawia bowiem, że jego powierzchnia staje się niejednorodna, z uskokami pomiędzy ziarnami (rys. 92), co powoduje przerwy w metalowych kontaktach nanoszonych metodą sitodruku. Alternatywą jest teksturowanie laserowe, polegające na utworzeniu na całej powierzchni materiału tekstury w postaci równoległych lub przecinających się rowków, którego zaletą jest bezkontaktowość i selektywność, a wadą powstanie uszkodzeń warstwy w miejscu oddziaływania wiązki laserowej i w obszarze z nim sąsiadującym. Na podstawie obserwacji w skaningowym mikroskopie elektronowym topografii powierzchni płytek teksturowanych laserowo stwierdzono, że kształt rowków jest nieregularny z wypływkami na brzegach (rys. 93a). Wytworzone zagłębienia są wtórnie zalane stopionym i nie w pełni odparowanym materiałem. Obszary między wypływkami sąsiednich rowków są pokryte zakrzepłym materiałem, który został wyrzucony z zagłębienia, oraz osadzonymi z fazy gazowej produktami wydobywającymi się podczas odparowania materiału na zewnątrz rowka. Na powierzchni poddanej teksturowaniu występują mikropęknięcia i mikroszczeliny zarówno w zagłębieniach, jak i w wypływkach. Trawienie chemiczne umożliwia ujawnienie właściwej tekstury (rys. 93b) w postaci równoległych rowków w dwóch prostopadłych do siebie kierunkach (rys. 94).

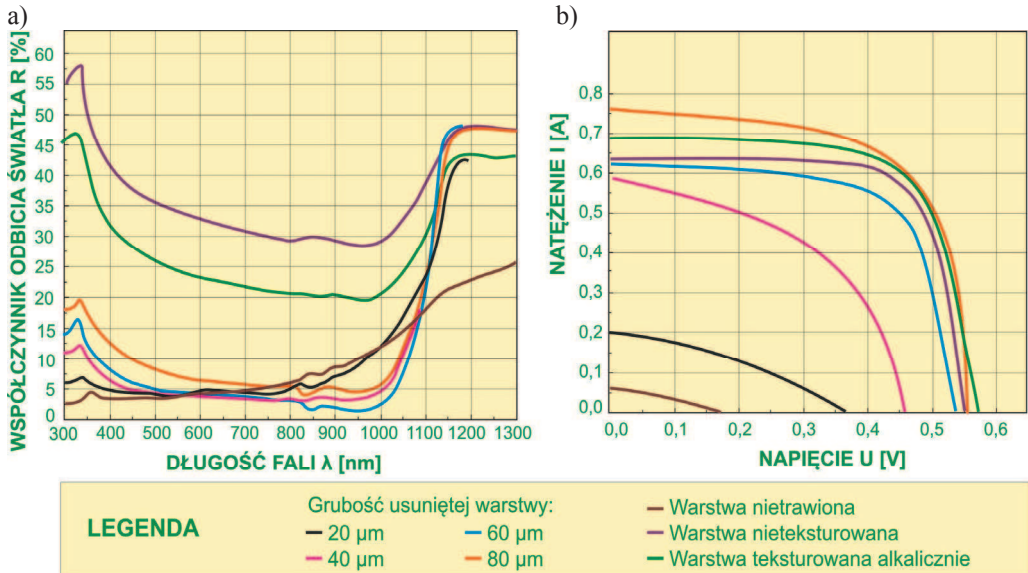


Rysunek 93. Topografia powierzchni krzemu polikrystalicznego: a) po teksturowaniu laserowym i b) po teksturowaniu laserowym z chemicznym trawieniem; skaningowy mikroskop elektronowy [174]



Rysunek 94. Topografia powierzchni krzemu polikrystalicznego teksturowanego laserowo po strawieniu 80 μm warstwy uszkodzonej promieniem lasera; skaningowy mikroskop elektronowy [95, 161]

W ramach wykonanych badań porównano własności optyczne i elektryczne nieteksturowanych płytek krzemowych oraz teksturowanych różnymi metodami: alkaliczną, laserową i laserową z chemicznym trawieniem, z uwzględnieniem grubości warstw usuniętych podczas trawienia (rys. 95). Zarówno alkaliczne, jak i laserowe teksturowanie powoduje zmniejszenie efektywnego współczynnika R_{eff} odbicia światła w funkcji długości fali padającego promieniowania, w porównaniu z płytkami niepoddanymi żadnej obróbce powierzchniowej. W miarę postępu trawienia chemicznego płytek uprzednio teksturowanych laserowo wyraźne zwiększenie wartości współczynnika R_{eff} następuje dopiero po usunięciu uszkodzonej przez laser



Rysunek 95. Wartości współczynnika odbicia światła (a) i charakterystyki prądowo-napięciowe (b) ogniw fotowoltaicznych, dotyczące płytek nieteksturowanych, teksturowanych alkalicznie, teksturowanych laserowo i teksturowanych laserowo z chemicznym trawieniem z uwzględnieniem grubości warstw usuniętych podczas tego procesu [95, 161]

warstwy o grubości 80 μm . Wyniki pomiarów charakterystyk prądowo-napięciowych wskazują, że teksturowanie krzemu polikrystalicznego w wodnym roztworze KOH poprawia własności elektryczne wytworzonych ogniw fotowoltaicznych, lecz zwiększenie ich sprawności w porównaniu do płytek nieteksturowanych jest niewielkie, z uwagi na przypadkową orientację krystalograficzną poszczególnych ziarn. Laserowe teksturowanie powierzchni krzemu polikrystalicznego pogarsza własności elektryczne ogniw fotowoltaicznych wykonanych z przygotowanych w ten sposób płytek. Na całej laserowo teksturowanej powierzchni bezpośrednio po wykonaniu siatki rowków znajduje się warstwa uszkodzonego materiału powstała w wyniku kondensacji fazy ciekło-gazowej występującej w trakcie obróbki laserowej. Po usunięciu uszkodzonej warstwy materiału przez trawienie sprawność ogniw fotowoltaicznych wzrasta i jest największa, gdy wytrawiona jest warstwa o grubości 80 μm . Zastosowana metoda mokrego trawienia powierzchni umożliwia poprawę własności elektrycznych ogniw fotowoltaicznych wytworzonych z płytek krzemu polikrystalicznego uprzednio teksturowanych laserowo, w porównaniu z ogniwami wykonanymi z płytek nieteksturowanych i teksturowanych alkalicznie. W wyniku trawienia następuje wygładzenie powierzchni. Początkowo

następuje stopniowe zmniejszenie szerokości i wysokości wypływek, następnie pojawiają się w nich luki, po czym następuje ich całkowite usunięcie. Trawieniu ulegają również ściany boczne i dno zagłębienia. W czasie trawienia wypływki są całkowicie usuwane oraz powstają zagłębienia powtarzalne na całej teksturowanej powierzchni, o regularnym wielościennym kształcie, zależnym od orientacji krystalograficznej podłoża (rys. 93b i 94).

Badania materiałograficzne potwierdzają atrakcyjność i celowość rozwoju technologii laserowego teksturowania krzemu polikrystalicznego z chemicznym trawieniem, wskazując równocześnie na jego znaczącą przewagę nad innymi analizowanymi technologiami teksturowania.

Analiza przeprowadzona z użyciem macierzy dendrologicznej wykazuje, że najwyższą atrakcyjnością i potencjałem charakteryzuje się laserowe teksturowanie krzemu polikrystalicznego z chemicznym trawieniem C_{S6}^d (7,0, 8,0), które zakwalifikowano do ćwiartki macierzy zwanej rozłożystym dębem. Wytworzone tą technologią płytki krzemowe charakteryzuje najniższy (najkorzystniejszy) efektywny współczynnik odbicia R_{eff} , zwłaszcza po strawieniu chemicznym warstwy o grubości 40 i 60 μm (odpowiednio 11,71 i 11,79%), jak również sprawność wytworzonych z tych płytek ogniw fotowoltaicznych osiąga najwyższą (najkorzystniejszą) wartość 11,01%, co ma miejsce po strawieniu warstwy o grubości 80 μm . Alkaliczne teksturowanie krzemu polikrystalicznego A_{S6}^d (6,2, 4,9) umieszczono w ćwiartce zwanej ukorzoną kosodrzewiną, odpowiadającej technologiom o dużym potencjale i małej atrakcyjności. W porównaniu do technologii C_{S6} płytki krzemowe wytworzone technologią A_{S6} mają znacznie gorsze własności optyczne (efektywny współczynnik odbicia R_{eff} 24,65%), a wykonane z nich ogniwa fotowoltaiczne mają gorsze własności elektryczne (sprawność 10,79%). Laserowe teksturowanie krzemu polikrystalicznego B_{S6}^d (4,7, 6,1) charakteryzuje się dużą atrakcyjnością ze względu na bardzo obiecujące własności optyczne wyrażone najniższą wartością R_{eff} (10,21%) wytworzonych tą technologią płytek krzemowych. Stosunkowo niski potencjał tej technologii wynika z faktu, że laserowe teksturowanie powierzchni krzemu diametralnie pogarsza własności ogniw fotowoltaicznych wykonanych z przygotowanych w ten sposób płytek (sprawność 0,14%). Przyczyną tego zjawiska jest warstwa uszkodzonego materiału powstała w wyniku kondensacji fazy ciekło-gazowej występującej w trakcie obróbki laserowej. Technologię tę zakwalifikowano zatem do ćwiartki macierzy zwanej strzelistym cyprysem, w której zawierają się technologie o dużej atrakcyjności i ograniczonym potencjale.

Wyniki oceny pozytywnego i negatywnego oddziaływania otoczenia na poszczególne technologie zwizualizowano z wykorzystaniem meteorologicznej macierzy oddziaływania otoczenia. Ankietowani eksperci ocenili, że otoczenie młodych technologii $B_{S_6}^m$ (7,9, 6,1) i $C_{S_6}^m$ (5,9, 8,3) należy do burzliwych, ze względu na bardzo atrakcyjny, perspektywiczny obszar przyszłych aplikacji przemysłowych (liczne sposobności) oraz towarzyszącą temu dużą konkurencją światową i szerokie alternatywne poszukiwania efektywnych technologii wytwarzania ogniw fotowoltaicznych (liczne trudności). W przypadku dojrzałej technologii $A_{S_6}^m$ (5,0, 5,2) stosowanej od lat na skalę przemysłową w odniesieniu do krzemu monokrystalicznego otoczenie jest przewidywalne i stabilne o neutralnym charakterze. Alkaliczne wytwarzanie krzemu polikrystalicznego, w porównaniu do jego monokrystalicznej postaci, daje możliwość wytworzenia tańszych, lecz mniej sprawnych ogniw fotowoltaicznych, co przy braku konkretnych znacząco lepszych alternatyw może być wystarczającym przyczynkiem do dalszego umiarkowanego rozwoju tej technologii.

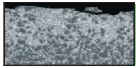
Wyrażone liczbowo strategiczne perspektywy rozwojowe analizowanych technologii teksturowania naniesiono na macierz strategii dla technologii. Najlepiej rokuje laserowe teksturowanie krzemu polikrystalicznego z chemicznym trawieniem $C_{S_6}^s$ (8,6, 7,1) ocenione na 7 punktów w dziesięciostopniowej skali, którego aplikacja zapewnia zarówno dobre własności optyczne wytwarzanych płytek krzemowych, jak i dobre własności wytworzonych z nich ogniw fotowoltaicznych. W odniesieniu do technologii C_{S_6} rekomendowane jest zastosowanie strategii dębu latem, co wiąże się z efektywnym wykorzystywaniem jej atrakcyjności i potencjału w ryzykownym otoczeniu, szukaniem sposobności i unikaniem trudności oraz intensywną promocją poprzedzoną badaniami marketingowymi, w celu jak najlepszego dopasowania produktu do wymagań klienta. Największe nadzieje związane są ze skróceniem czasu działania impulsu laserowego do nano- (10^{-9}), piko- (10^{-12}) lub nawet femto- (10^{-15}) sekundy. Wykonane eksperymenty wykazują bowiem, że im krótszy czas działania impulsu, tym mniejsze uszkodzenia materiału podłoża. Na chwilę obecną wydaje się, że mimo bardzo krótkiego działania lasera uszkodzenia wierzchniej warstwy krzemu polikrystalicznego będą pogarszać własności elektryczne wytworzonych z niego ogniw fotowoltaicznych na tyle, że choćby krótkie trawienie chemiczne będzie niezbędne w celu ich polepszenia. Strategia kosodrzewiny jesienią, zalecana w odniesieniu do technologii $A_{S_6}^s$ (6,6, 3,8) ocenionej na 6 punktów, zakłada czerpanie zysków z realizacji produkcji w stabilnym, przewidywalnym

otoczeniu z wykorzystaniem solidnej technologii, którą należy unowocześniać i intensywnie promować w celu wzmocnienia jej atrakcyjności. Średnie perspektywy rozwojowe (5 punktów) charakteryzują laserowe tekstuowanie krzemu polikrystalicznego B_{S6}^s (4,3, 6,1), w odniesieniu do którego zaleca się zastosowanie strategii cyprysa latem, polegającej na wzmacnianiu potencjału atrakcyjnej technologii w ryzykownych warunkach otoczenia i ocenie ryzyka. W zależności od wyniku tej oceny należy podjąć agresywną walkę o klienta lub powoli wycofywać technologię z rynku.

Zainteresowanie technologiami tekstuowania krzemu polikrystalicznego wynika z przesłanek ekonomicznych. Powszechność występowania krzemu w skorupie ziemskiej, głównie w postaci krzemionki, decyduje o celowości poszukiwań jego przemysłowego wykorzystania na szeroką skalę. Możliwość wykorzystania krzemu w procesach przetwarzania energii promieniowania słonecznego na energię elektryczną w dobie coraz większego zapotrzebowania na energię, wyczerpywania się tradycyjnych źródeł energii, kontrowersji wokół bezpieczeństwa wykorzystania paliwa nuklearnego i wzrostu świadomości proekologicznej społeczeństw otwiera drogę do jego masowego wykorzystania w przyszłości. Wytwarzanie ogniw fotowoltaicznych z krzemu poprzedza proces jego krystalizacji, w wyniku którego otrzymywane są jego dwie postaci: mono- lub polikrystaliczna. Wytwarzanie krzemu monokrystalicznego charakteryzującego się jednakową orientacją krystalograficzną ziarn jest droższe, lecz powstałe z niego ogniwa fotowoltaiczne cechuje wysoka sprawność. Proces krystalizacji krzemu polikrystalicznego o przypadkowej orientacji krystalograficznej ziarn jest szybszy i tańszy, lecz obecność defektów strukturalnych powoduje, że wytworzone z niego ogniwa fotowoltaiczne mają niższą sprawność niż ogniwa wytworzone z jego monokrystalicznej postaci. Zasadne jest zatem poszukiwanie nowych technologii wytwarzania ogniw fotowoltaicznych z krzemu polikrystalicznego, które zapewniłyby uzyskanie większej sprawności tych ogniw przy zachowaniu stosunkowo niskich kosztów. Efektem tych poszukiwań jest opisana technologia laserowego tekstuowania krzemu polikrystalicznego z chemicznym trawieniem, zdaniem ekspertów o najlepszych, spośród analizowanych trzech metod tekstuowania, perspektywach rozwojowych. Istotnym zagadnieniem, z punktu widzenia rozwoju strategicznego tej technologii, jest towarzyszące jej burzliwe otoczenie, które niesie zarówno wiele sposobności, wynikających z bardzo atrakcyjnego perspektywicznego obszaru przyszłych aplikacji przemysłowych, jak i liczne trudności związane z dużą konkurencją światową

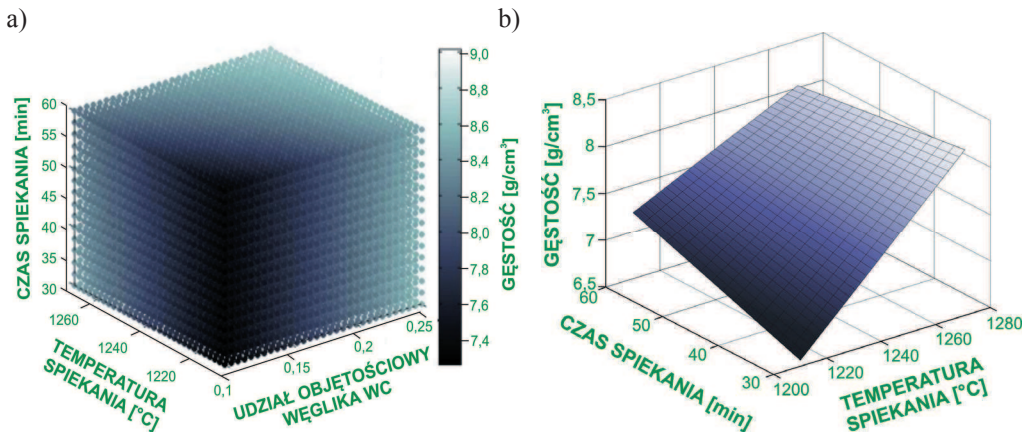
i szerokimi alternatywnymi poszukiwaniami efektywnych technologii wytwarzania ogniw fotowoltaicznych, takich jak: trawienie w roztworach kwasowych, reaktywne trawienie jonowe i teksturuwanie mechaniczne z wykorzystaniem ostrza diamentowego.

Nowo opracowana metodologia jest w pełni przydatna do oceny rozwoju technologii teksturyzacji powierzchni krzemu polikrystalicznego stosowanych do wytwarzania ogniw fotowoltaicznych. Badania materiałograficzne są wprawdzie istotnym uzupełnieniem opracowanych prognoz, lecz nie są niezbędne do sporządzenia prognozy przez ekspertów. Prezentowane studium przypadku potwierdza zatem prawdziwość założenia podanego w podrozdziale 5.1 pracy.



S7 Wytwarzanie spiekanych materiałów gradientowych klasyczną metodą metalurgii proszków

Na potrzeby wykonanych badań [96, 161] w grupie technologii S7 obejmującej wytwarzanie spiekanych materiałów narzędziowych o strukturze gradientowej konwencjonalną metodą metalurgii proszków, przyjmując za kryterium podziału materiał osnowy i procentowy udział proszków w mieszaninie, wyróżniono trzy technologie szczegółowe: wytwarzanie materiałów gradientowych MG-90HSS/10WC na osnowie stali szybko tnących wzmacnianych węglikiem wolframu o 10% (A_{S7}) i 25% (B_{S7}) udziale objętościowym węglika wolframu w warstwie wierzchniej oraz materiałów narzędziowych MG-3Co/97WC na osnowie kobaltowej

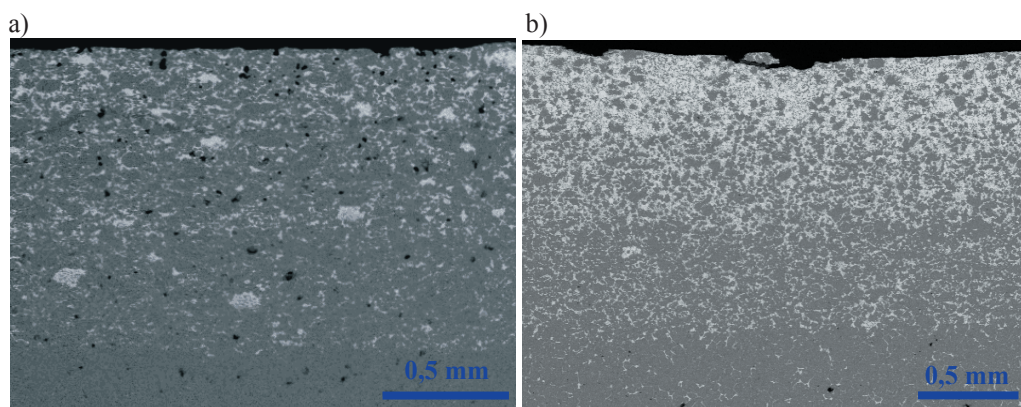


Rysunek 96. Wykresy funkcji regresji opisujące: a) zależność gęstości od udziału objętościowego fazy wzmacniającej oraz temperatury i czasu spiekania w próżni gradientowych materiałów narzędziowych na osnowie stali szybko tnącej HS6-5-2 zawierających wzmacniającą fazę węglika wolframu, b) zależność gęstości materiału MG-75HSS/25WC od temperatury i czasu spiekania w atmosferze ($N_2 + 5\% H_2$) [96, 161]

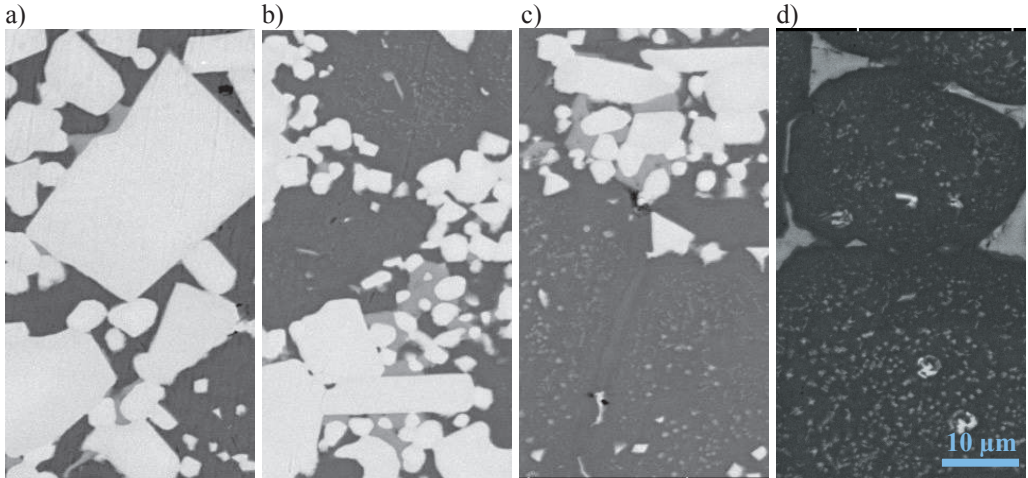
zawierających cząstki węglika wolframu o 97% udziale objętościowym w warstwie wierzchniej (C_{57}).

Wyniki pomiarów gęstości spiekanych węglkostali gradientowych wskazują, że znaczący wpływ na jej wartość mają temperatura i atmosfera spiekania, natomiast czas procesu nie odgrywa istotnej roli (rys. 96). Gęstość węglkostali gradientowych MG-90HSS/10WC wynosi od 6,4 do 8,3 g/cm³, a MG-75HSS/25WC od 7,5 do 8,6 g/cm³. Na twardość badanych materiałów gradientowych spiekanych w piecu próżniowym i w piecu z atmosferą przepływającego azotu z dodatkiem wodoru wpływają warunki spiekania oraz udział zastosowanej fazy wzmacniającej, natomiast nie stwierdzono znaczącego wpływu rodzaju atmosfery, w której przeprowadzano procesy spiekania.

Twardość warstw wierzchnich materiału MG-90HSS/10WC mieści się w zakresie 55,7-80,8 HRA, a materiału MG 75HSS/25WC w zakresie 64,7-84,2 HRA. Wraz ze wzrostem temperatury i udziału objętościowego węglika wolframu wzrasta twardość warstw wierzchnich tych materiałów. Maksymalną twardość warstwy wierzchniej, wynoszącą ok. 84,2 HRA, wykazuje materiał MG-75HSS/25WC, spiekany w piecu próżniowym, w temperaturze 1230°C przez 30 minut. Wyniki pomiarów twardości wskazują na gradientową zmianę własności badanych materiałów w ich objętości, czemu towarzyszy zmiana ich struktury (rys. 97 i 98). Wartość twardości wszystkich badanych materiałów, niezależnie od warunków spiekania, zmienia się wraz ze zmianą odległości punktu pomiarowego od powierzchni zewnętrznej warstwy wierzchniej. Twardość materiału MG-90HSS/10WC spiekanego w próżni, w zależności

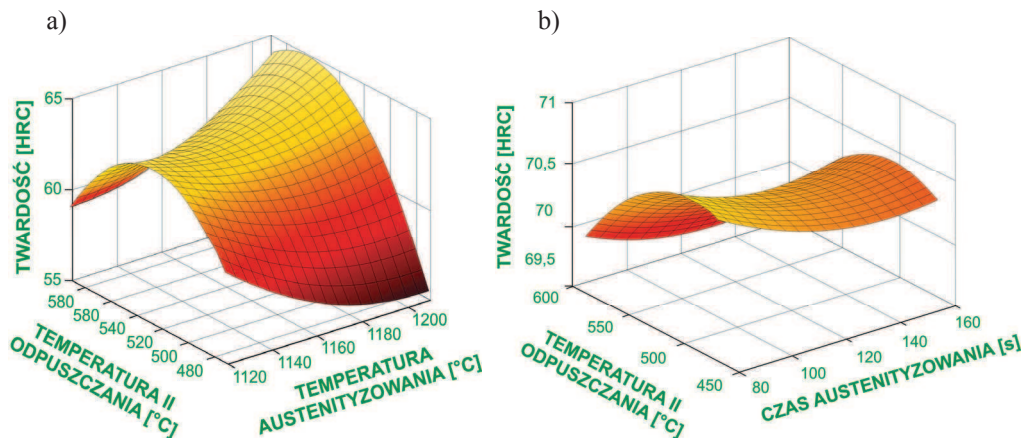


Rysunek 97. Struktury gradientowych materiałów narzędziowych: a) MG-90HSS/10WC i b) MG-75HSS/25WC spiekanych w piecu próżniowym w temperaturze 1230°C przez 30 min; skaningowy mikroskop elektronowy [96, 161]



Rysunek 98. *Struktura warstw materiału MG-75HSS/25WC spiekane go w piecu próżniowym w temperaturze 1230°C, przez 60 min: a) warstwa wierzchnia, b),c) warstwy pośrednie, d) warstwa podłoża; skaningowy mikroskop elektronowy [96, 161]*

od temperatury spiekania, mieści się w zakresie 500-800 HV w warstwie wierzchniej i maleje, wraz ze wzrostem odległości punktu pomiarowego od powierzchni zewnętrznej warstwy wierzchniej, do 270-510 HV w warstwie podłoża. Twardość materiału MG-90HSS/10WC spiekane go w atmosferze przepływającej mieszanki gazów $N_2+5\% H_2$, mieści się w zakresie 580-680 HV w warstwie wierzchniej i także maleje wraz ze wzrostem odległości punktu pomiarowego od powierzchni zewnętrznej aż do 350-540 HV. W materiale MG-75HSS/25WC, w którym udział fazy wzmacniającej WC w poszczególnych warstwach jest większy (25% WC w warstwie wierzchniej), zmiana twardości jest jeszcze większa, o około 100 HV, w warstwie wierzchniej. Twardość materiałów MG-75HSS/25WC, spiekanych w próżni mieści się w zakresie 600-900 HV i spada do wartości 250-470 HV, natomiast materiałów MG-75HSS/25WC, spiekanych w atmosferze przepływającej mieszanki gazów, wynosi 300-860 HV w warstwie wierzchniej i maleje wraz ze wzrostem odległości punktu pomiarowego od powierzchni zewnętrznej warstwy wierzchniej, do 240-510 HV w warstwie podłoża. Na twardość badanych narzędziowych materiałów gradientowych w stanie zahartowanym i odpuszczonym w warstwach podłoża, składających się wyłącznie ze stali szybko-tnącej bez fazy wzmacniającej, wpływają warunki obróbki cieplnej (rys. 99), a zwłaszcza stwierdzono wyraźny wpływ temperatury odpuszczania na twardość HRC, która w warstwie wierzchniej materiałów gradientowych mieści się w zakresie 69,2-71,6 HRC. Maksymalny

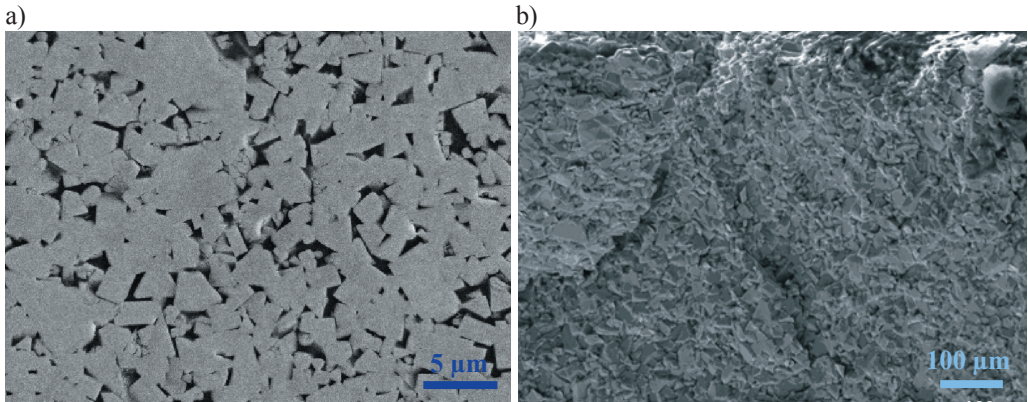


Rysunek 99. Wykresy funkcji regresji opisujące zależność twardości: a) podłoża gradientowego materiału narzędziowego MG-75HSS/25WC od temperatury austenitzowania przez 120 s oraz od temperatury II odpuszczania, b) warstwy wierzchniej tego materiału od czasu austenitzowania w temperaturze 1150°C oraz od temperatury II odpuszczania [96, 161]

efekt twardości wtórnej, wynoszący ok. 66,7 HRC, uzyskano w materiałach austenitzowanych w temperaturze 1210°C przez 80 s, zahartowanych i odpuszczonych w temperaturze 560°C. Obróbka cieplna powoduje znaczące zwiększenie twardości w warstwie wierzchniej materiałów o 5,8-8,2 HRC. Maksymalną twardością warstwy wierzchniej, wynoszącą 71,6 HRC, charakteryzuje się materiał austenitzowany w temperaturze 1120°C przez 120 s, zahartowany, a następnie dwukrotnie odpuszczony w temperaturze 530°C.

Gęstość materiałów MG-3Co/97WC o osnowie kobaltowej uzyskanych po spiekaniu z zastosowaniem izostatycznego dogęszczania na gorąco w temperaturze 1460+1425°C wynosi 14,6 g/cm³, a gęstość materiałów poddanych spiekaniu swobodnemu w temperaturze 1460°C, których strukturę warstwy wierzchniej zaprezentowano na rysunku 100a, wynosi 12,96 g/cm³.

Twardość HV wytworzonych materiałów narzędziowych o rosnącym udziale węgla WC w stosunku do osnowy kobaltowej w kierunku powierzchni narzędzia stopniowo zwiększa się. Twardość warstwy wierzchniej materiału spiekanego w temperaturze 1460°C w próżni mieści się w zakresie 1410-1295 HV, a spiekanego w temperaturze 1460°C i dogęszczanego izostatycznie w temperaturze 1425°C w zakresie 1430-1326 HV i wartości te maleją w kierunku podłoża. Wyniki badań odporności na kruche pęknięcie K_{Ic} spiekanych gradientowych materiałów narzędziowych o różnym udziale objętościowym faz WC i Co w każdej z czterech warstw materiału

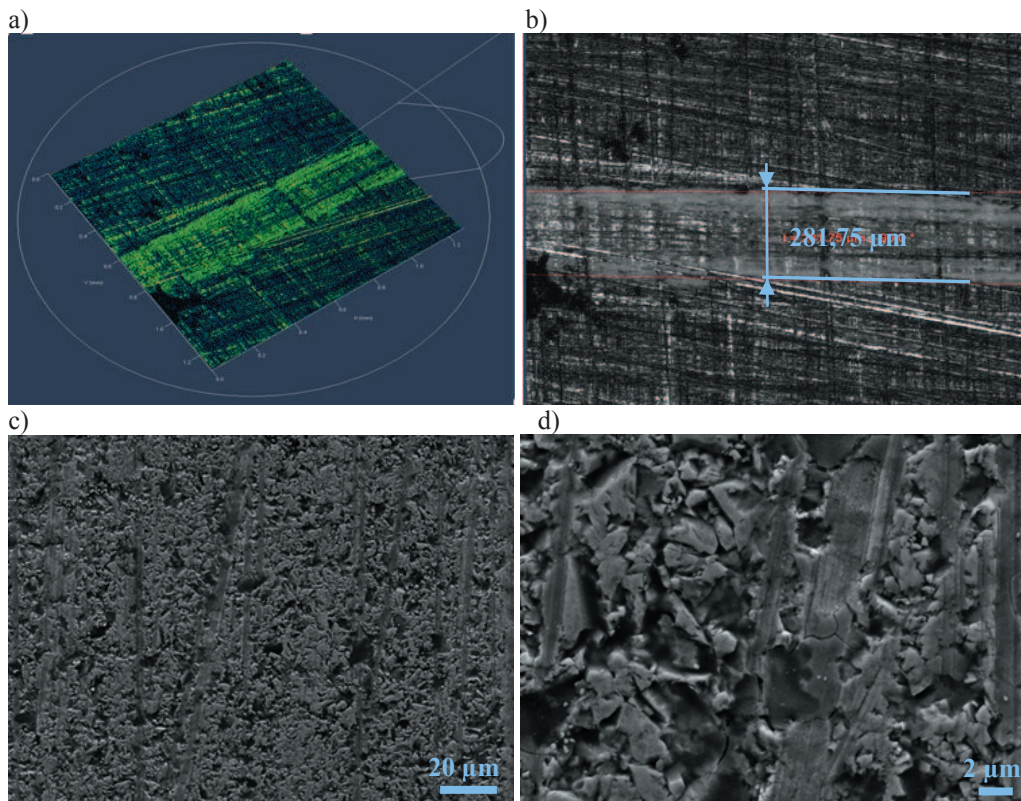


Rysunek 100. Struktura warstwy wierzchniej (a) i przełom warstwy wierzchniej (b) materiału MG-3Co/97WC spiekanego w piecu próżniowym w temperaturze 1460°C; skaningowy mikroskop elektronowy [96, 161]

wskazują na istotną zależność między parametrami spiekania a odpornością na pękanie poszczególnych materiałów narzędziowych. Materiał MG-3Co/97WC spiekany w temperaturze 1460°C charakteryzuje się wysoką odpornością na kruche pękanie, osiągając średnią wartość współczynnika K_{Ic} w warstwie wierzchniej 21 $\text{MNm}^{-3/2}$ i 16 $\text{MNm}^{-3/2}$ na podłożu. Wykonane obserwacje mikroskopowe wskazują, że przełomy próbek (rys. 100b) charakteryzują się układami wgłębień i wypukłościami, nadając łuskowaty charakter złomu, typowy dla materiałów kruchych. Gradientowe materiały narzędziowe o różnym udziale objętościowym faz WC i Co w każdej warstwie materiału, spiekane z dogęszczaniem izostaticznym, charakteryzują się dużo mniejszym zużyciem ściernym niż materiały otrzymane w wyniku spiekania swobodnego. Wyniki pomiaru zużycia ściernego (rys. 101b), na które ma wpływ udział fazy wiążącej, wartość obciążenia przeciwpróbkki i droga tarcia, wskazują na gradientową zmianę własności badanych materiałów w zależności od udziału fazy wiążącej.

Wykonane badania materiałoznawcze wskazują na możliwość rozwoju omawianych technologii w razie ich dopracowania, wobec czego warto kontynuować prace naukowo-badawcze z tego zakresu.

W celu określenia wartości analizowanych technologii wyniki oceny eksperckiej, poddanej następnie analizie wielokryterialnej, naniesiono na dendrologiczną macierz wartości technologii. Wyniki wykonanych badań wykazują, że wszystkie analizowane technologie znajdujące się w embrionalnej (10) fazie rozwoju charakteryzują się dużą atrakcyjnością



Rysunek 101. Ślad wytarcia materiału MG-3Co/97WC, spiekanego w próżni temperaturze 1460 °C i dogęszczanego izostatycznie w temperaturze 1425 °C, po 1000 cykli z obciążeniem 2,5 N w podłożu; a) i b) obrazy z mikroskopu konfokalnego, c) i d) obrazy ze skaningowego mikroskopu elektronowego [96, 161]

i ograniczonym potencjałem, co powoduje, że umieszczono je w ćwiartce macierzy dendrologicznej zwanej strzelistym cyprysem. Bardzo zbliżone oceny eksperckie otrzymują technologie wytwarzania materiałów MG-75HSS/25WC B_{S7}^d (4,8, 8,1) i MG-3Co/97WC C_{S7}^d (4,5, 8,5). Technologia B_{S7} zapewnia otrzymanie oczekiwanych własności materiału obejmujących jego gęstość, porowatość i twardość warstwy wierzchniej zarówno po spiekaniu, jak i po obróbce cieplnej przy zachowaniu ciągłości podłoża ze stali szybko tnącej. Technologia C_{S7} umożliwi natomiast wytworzenie materiału o zmieniającym się gradiencie składu chemicznego w poszczególnych jego warstwach, co wiąże się ze stopniowym różnicowaniem twardości w kolejnych warstwach materiału, przy zapewnieniu oczekiwanej odporności na zużycie ściernie, odporności na kruche pękanie i wartości

naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej, wpływających na odporność na tworzenie się i propagację pęknięć. Technologia A_{S7}^d (3,7, 6,2) wytwarzania materiału MG-90HSS/10WC pozwala na osiągnięcie mniejszej twardości warstwy wierzchniej mierzonej metodami Rockwella i Vickersa w porównaniu do technologii C_{S7} . Ponadto, ze względu na mniejsze stężenie węgla w mieszaninie proszków, proces spiekania wymaga dłuższego czasu i wyższej temperatury w odniesieniu do technologii C_{S7} , a tym samym jest mniej ekologiczny, stąd technologia ta została oceniona przez ekspertów relatywnie najniżej.

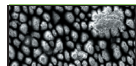
Wyniki oceny pozytywnego i negatywnego oddziaływania otoczenia na poszczególne technologie zwizualizowano z wykorzystaniem meteorologicznej macierzy oddziaływania otoczenia. Ankietowani eksperci ocenili, że otoczenie wszystkich analizowanych embrionalnych technologii wytwarzania spiekanych gradientowych materiałów narzędziowych należy do burzliwych, stąd umieszczono je w ćwiartce macierzy meteorologicznej zwanej upalnym latem. Otoczenie analizowanych technologii niesie liczne sposobności związane z atrakcyjnym perspektywicznym obszarem przyszłych aplikacji w przemyśle narzędziowym, którym jednakże towarzyszą liczne trudności związane z dużą konkurencją światową i alternatywnymi poszukiwaniami efektywnych technologii wytwarzania gradientowych materiałów narzędziowych. Zbliżone wyniki uzyskują technologie B_{S7}^m (6,0, 8,8) i C_{S7}^m (6,2, 8,3), natomiast technologia A_{S7}^m (7,1, 7,8) plasuje się na słabszej pozycji, co oznacza więcej trudności i mniej sposobności, które będą w przyszłości jej towarzyszyć.

Konkretne wartości liczbowe zawarte w czteropolowych macierzach dendrologicznej i meteorologicznej przetransformowano z użyciem programu komputerowego i naniesiono na szesnastopolową macierz strategii dla technologii. W odniesieniu do wszystkich analizowanych technologii rekomendowane jest zastosowanie strategii cyprysa latem. Zgodnie z oceną ekspercką perspektywy rozwojowe technologii B_{S7}^s (4,8, 7,2) i C_{S7}^s (4,8, 7,0) są umiarkowane (6 punktów), a technologii A_{S7}^s (4,1, 6,6) średnie (5 punktów). Rekomendowana strategia cyprysa latem zakłada konieczność wzmacniania potencjału atrakcyjnych technologii, co wiąże się z wykonywaniem dalszych prac naukowo-badawczych zmierzających do opracowania optymalnych parametrów i warunków procesu technologicznego w ryzykownych warunkach otoczenia, a także przeprowadzeniem oceny ryzyka, od wyniku której zależy dalsze postępowanie polegające na agresywnej walce o klienta, bądź powolnym wycofywaniu technologii z rynku. Strategia cyprysa latem zalecana w odniesieniu do

analizowanych embrionalnych technologii wytwarzania spiekanych gradientowych materiałów narzędziowych należy do strategii niepewnych. Na stosunkowo surową ocenę tych obiecujących innowacyjnych technologii, łatwych do szerokiego zastosowania w przemyśle, w tym w małych i średnich przedsiębiorstwach (MSP), ze względu na stosunkowo niewielkie koszty i możliwość wykorzystania w produkcji tradycyjnych pras, wpływa wysoki poziom niepewności kształtowany przez specyficzne i systematyczne [351] czynniki ryzyka płynące z otoczenia. Do specyficznych czynników ryzyka należy zaliczyć aktualnie nieznanne wyniki dalszych prac naukowo-badawczych koniecznych do wykonania, w celu wzmocnienia potencjału embrionalnych technologii o dużej atrakcyjności oraz dostępność środków finansowych na ich realizację. Niekorzystnym zjawiskiem towarzyszącym wytwarzaniu materiałów MG-75HSS/25WC jest duży skurcz próbki spowodowany wysokim udziałem proszku WC w poszczególnych warstwach próbki poddanej spiekaniu, co związane jest z jej deformacją przestrzenną. Zmniejszenie udziału węgla wolframu w mieszaninie proszków powinno spowodować wyeliminowanie tej wady, konieczne są jednak dalsze badania w tym obszarze. Optymalizacji procesu wytwarzania materiału MG-3Co/97WC powinny natomiast służyć dalsze badania w tym zakresie dotyczące ustalenia najkorzystniejszych proporcji mieszaniny proszków kobaltu i węgla wolframu oraz warunków procesu technologicznego, obejmującego mielenie mieszaniny proszków, formowanie wyprasek i spiekanie, decydujących o twardości, odporności na ścieranie, odporności na kruche pękanie oraz wartości naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej materiału, wpływających na jego odporność oraz na tworzenie się i propagację pęknięć. Wykonując w przyszłości eksperymenty, należy zwrócić także uwagę na fakt, że w materiale MG-3Co/97WC zbyt długo wygrzewanym (90 min) w wysokiej temperaturze spiekania 1460°C, a następnie dogęszczanym izostatycznie w temperaturze 1425°C następuje lokalne wyrównanie składu fazowego w strefach połączeń i zanik struktury gradientowej w całej objętości spieku. Systematyczne czynniki ryzyka obejmują natomiast bezpośrednią konkurencję w postaci intensywnie rozwijających się alternatywnych technologii wytwarzania gradientowych materiałów narzędziowych w procesach wtapiania i stopowania laserowego, fizycznego osadzania powłok z fazy gazowej (PVD) i powierzchniowej obróbki hybrydowej (np. nanoszenia powłok PVD poprzedzonego plazmową obróbką cieplno-chemiczną).

Zastosowanie konwencjonalnej metody metalurgii proszków do wytwarzania gradientowych materiałów narzędziowych stwarza możliwość zapewnienia warstwie wierzchniej wysokiej odporności na zużycie ściernie, przy równoczesnym zachowaniu dużej ciągliwości rdzenia, po relatywnie niskich kosztach. Taka budowa materiału pozwala na swobodne kształtowanie własności zależnie od warunków pracy narzędzia, umożliwiając np. zastosowanie w miejscach narażonych na ścieranie twardych warstw wierzchnich, a w innych narażonych na uderzenia – pozostawienie ciągliwego rdzenia. Metoda metalurgii proszków umożliwia relatywnie łatwą w realizacji kontrolę rozmieszczenia cząstek faz wzmacniających w osnowie, pełne wykorzystanie surowca oraz bardzo wysoką powtarzalność otrzymywanych wyników, a także wyjątkowo proste łączenie różnych składników w celu uzyskania wymaganych własności materiału, niemożliwych do osiągnięcia innymi metodami po ekonomicznie uzasadnionych kosztach. Liczne badania dotyczące spiekanych materiałów narzędziowych wskazują, że dzięki zastosowaniu metalurgii proszków można otrzymywać materiały o ściśle określonym składzie chemicznym i wysokim stopniu czystości. Najpopularniejsze formowanie materiałów poprzez zasypywanie i prasowanie proszków w matrycy charakteryzuje się prostotą aplikacji w warunkach przemysłowych z użyciem tradycyjnych pras, co może mieć kluczowe znaczenie dla potencjalnego zastosowania spiekanych gradientowych materiałów narzędziowych w małych i średnich przedsiębiorstwach (MSP). Do zalet wytwarzania omawianych materiałów w warunkach przemysłowych należy zaliczyć ekologiczną bezodpadową produkcję i krótki cykl produkcyjny, natomiast ograniczeniem jest możliwość wytwarzania produktów o niewielkich wymiarach i kształcie zdeterminowanym możliwościami konstrukcyjnymi matryc. Specyficzne własności spiekanych gradientowych materiałów narzędziowych predestynują je w szczególności do zastosowania na wysokowydajne narzędzia do skrawania z bardzo dużymi prędkościami, narzędzia skrawające kształtowe, narzędzia wykrojnikiowe i do obróbki plastycznej na gorąco oraz na ostrza narzędzi górniczych i wiertniczych.

Analogicznie jak w poprzednich studiach przypadku, również w odniesieniu do gradientowych materiałów narzędziowych wytwarzanych konwencjonalnymi metodami metalurgii proszków, wyniki badań materiałoznawczych prowadzą do wniosków tożsamyh z wnioskami wynikającymi z oceny dokonanej nowo opracowaną autorską zintegrowaną metodologią, zatem możliwe jest po raz kolejny potwierdzenie prawdziwości przyjętego założenia dotyczącego weryfikacji doświadczalnej, podanego w podrozdziale 5.1 rozprawy.

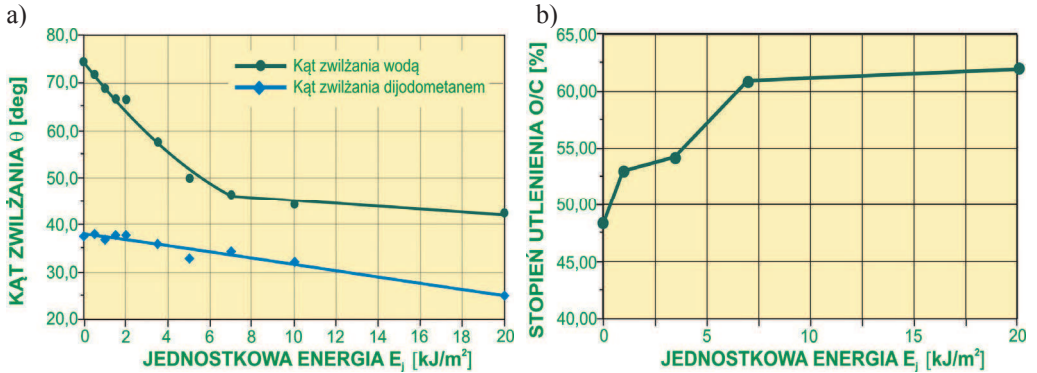


S8 Wybrane technologie modyfikacji polimerowych warstw wierzchnich

Grupę technologii S8 obejmującą wybrane technologie modyfikacji polimerowych warstw wierzchnich, na potrzeby wykonanych badań eksperymentalno-porównawczych [98, 161] – stosując jako kryterium podziału procesy fizyczne, w wyniku których ma miejsce modyfikacja warstwy wierzchniej materiału polimerowego – podzielono na następujące technologie szczegółowe: wyładowania koronowe (A_{S8}), obróbkę plazmą niskotemperaturową generowaną w powietrzu przez generator znajdujący się poza strefą modyfikowania materiału (ang.: *Remote Plasma Treatment* – RPT) (B_{S8}), obróbkę plazmą niskotemperaturową w warunkach obniżonego ciśnienia (ang.: *Low Pressure Plasma Treatment* – LPPT) (C_{S8}), obróbkę laserową (D_{S8}) i obróbkę wysokoenergetycznym promieniowaniem elektronowym (ang.: *Electron-Beam Irradiation* – EBI) (E_{S8}).

Wykonano badania materiałoznawcze, mające na celu określenie wpływu wybranych metod obróbki powierzchniowej na własności badanych materiałów polimerowych, obejmujące zwilżalność, swobodną energię powierzchniową (SEP), stopień utlenienia warstwy wierzchniej i wytrzymałość połączeń adhezyjnych. Wykonano także, z wykorzystaniem skaningowego mikroskopu elektronowego, badania topografii powierzchni, badania fraktograficzne, pomiar grubości zmodyfikowanej warstwy wierzchniej oraz mikroanalizę rentgenowską ilościową.

Działaniu wyładowań koronowych (WK) w temperaturze otoczenia (ok. 23°C) pod ciśnieniem atmosferycznym w powietrzu poddano próbki poliaktydu (PLA). Badania wpływu wartości jednostkowej energii modyfikowania na kąt zwilżania wodą i diiodometanem modyfikowanych próbek wykazują, że wraz ze wzrostem wartości energii następuje spadek wartości obu kątów zwilżania, zwłaszcza wodą, ponieważ w tym przypadku siły polarne mają większy udział w oddziaływaniach międzycząsteczkowych przy niewielkim znaczeniu oddziaływań dyspersyjnych (rys. 102a). Swobodna energia powierzchniowa (SEP) badanych próbek poliaktydu (PLA), obliczona metodą Owena-Wendta, a zwłaszcza jej składowa polarna, rośnie wraz ze wzrostem wartości jednostkowej energii. Badania stopnia utlenienia (O/C) warstwy wierzchniej PLA (rys. 102b) – zdefiniowanego jako wyrażony w procentach iloraz liczby atomów tlenu i węgla występujących w badanej warstwie wierzchniej – wykazują, że rośnie on wraz ze wzrostem wartości jednostkowej energii.

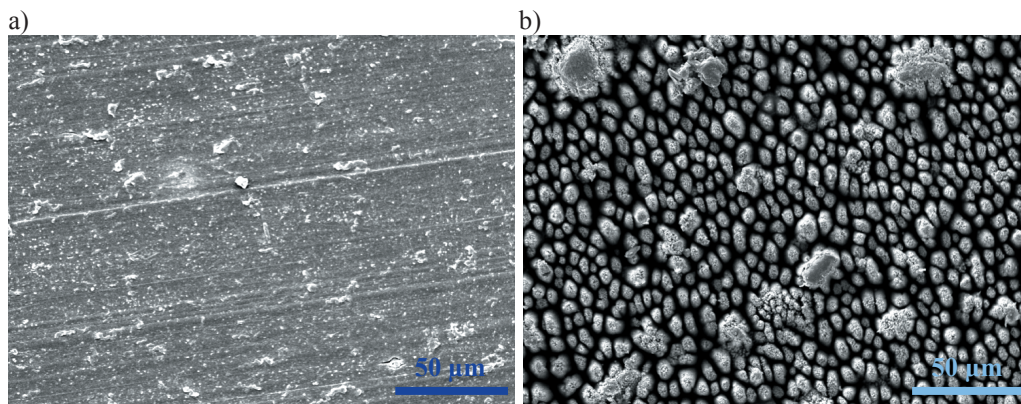


Rysunek 102. Wpływ wartości jednostkowej energii modyfikowania na: a) kąt zwilżania wodą i diiodometanem próbek modyfikowanych w powietrzu i b) na stopień utleniania warstwy wierzchniej próbek poliaktyny modyfikowanych w powietrzu [98, 161]

Poddanie próbek poliaktyny wyładowaniom koronowym powoduje ponadto zwiększenie wytrzymałości adhezyjnej, której poziom odpowiada wymaganiom stawianym w technice drukarskiej.

Obróbce powierzchniowej z użyciem różnej liczby impulsów lasera ekscymerowego ArF poddano próbki wykonane z poliwęglanu (PC), poli(tereftalanu etylenu) (PET) i polistyrenu (PS). Badania wykazują, że stopień utlenienia warstwy wierzchniej badanych materiałów rośnie wraz ze wzrostem liczby impulsów lasera, przy czym charakter tych zmian jest eksponencjalny w przypadku PC i PET, osiągającego najwyższe wartości, i liniowy w przypadku PS. Obróbka laserowa z energią większą od progu ablacji daje możliwość indukowania bardzo intensywnych zmian struktury chemicznej i geometrycznej napromieniowanych materiałów polimerowych, a także inicjowania reakcji chemicznych składników dodatkowych występujących w tych materiałach. Taki sposób modyfikacji laserowej wykorzystywany jest do metalizacji bezprądowej materiałów polimerowych i umożliwia tworzenie ścieżek przewodzących o różnych kształtach. W wyniku działania promieniowania laserowego na powierzchnię i warstwę wierzchnią materiału polimerowego, zawierającego odpowiedni prekursor, następuje jego termiczna degradacja i powstają klastry metalu (których źródłem jest ten prekursor), inicjujące i katalizujące autokatalityczny proces metalizowania tego materiału.

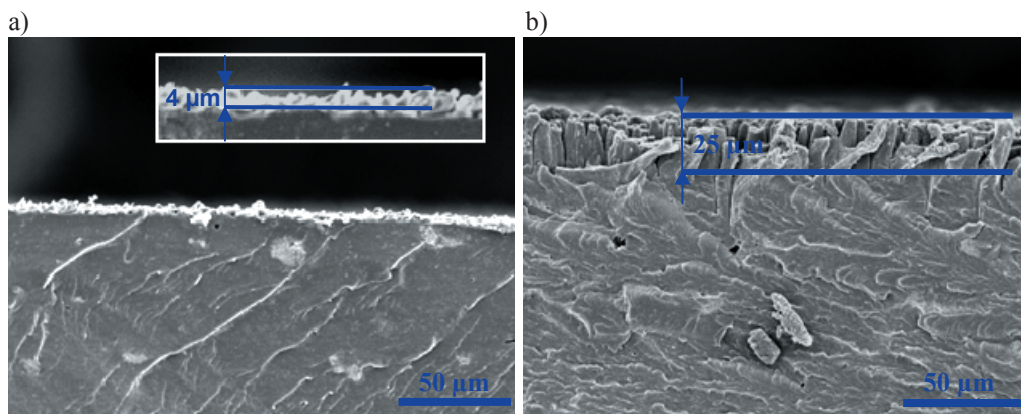
Poszukując nowych materiałów polimerowych do autokatalitycznego metalizowania, wprowadzono inne niż dotychczas stosowane prekursory metalizowania na etapie przetwórstwa tworzyw polimerowych, co doprowadziło do opracowania nowego kompozytu polimerowego



Rysunek 103. Powierzchnia badanego kompozytu: a) niemodyfikowana, b) modyfikowana laserem ekscymerowym ArF; skaninygowy mikroskop elektronowy [98, 161]

o osnowie poliamidu 6 zawierającego dwa prekursorzy metalizowania: acetyloacetonian miedzi (II) $\text{Cu}(\text{acac})_2$ oraz tlenek miedzi (II) CuO , który to kompozyt poddano następnie obróbce powierzchniowej różną liczbą impulsów (5, 10, 50, 100 i 500) lasera ekscymerowego ArF. Badania w skaningowym mikroskopie elektronowym wykazują, że w wyniku laserowego modyfikowania powierzchnia nowo opracowanego kompozytu ulega istotnym zmianom. Niemodyfikowana powierzchnia próbki charakteryzuje się małą chropowatością z widocznymi nierównościami, będącymi repliką ścian formy wtryskowej (rys. 103a), natomiast po obróbce laserem nierówności zanikają, a na powierzchni pojawia się *las* wydzielen w postaci stożkowej, inicjujących wzrost kolumnowy (rys. 103b). Zwiększenie liczby impulsów lasera wpływa w decydujący sposób na zwiększenie grubości warstwy modyfikowanej i chropowatości powierzchni (rys. 104). Laserowe napromieniowywanie nowo opracowanego kompozytu prowadzi do rozpadu prekursorów metalizowania z wytworzeniem klastrów metalicznej miedzi, co potwierdzają wyniki analizy rozkładu miedzi w warstwie wierzchniej kompozytu (rys. 105), wykonanej z użyciem spektrometru energii promieniowania rentgenowskiego (EDS). Znajdujące się w warstwie wierzchniej materiału atomy miedzi inicjują i katalizują proces jego metalizowania, co umożliwia osadzenie na powierzchni tego kompozytu warstwy miedzi metalicznej już po 5 impulsach lasera.

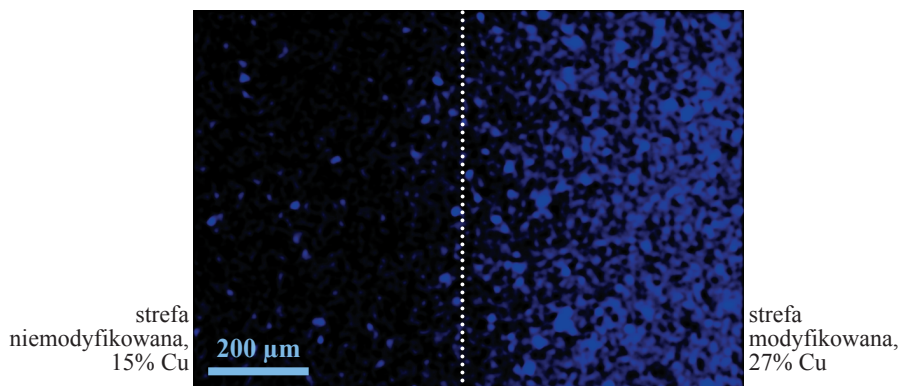
W toku badań wysokoenergetycznemu promieniowaniu elektronowemu (EBI), w celu określenia wpływu tej obróbki na utlenianie warstwy wierzchniej, a tym samym na zwiększenie zwilżalności i swobodnej energii powierzchniowej, przyczyniających się do poprawy



Rysunek 104. Przelomy badanego kompozytu modyfikowanego: a) 50 i b) 500 impulsami lasera o energii 120 mJ/cm^2 ; skaningowy mikroskop elektronowy [98, 161]

własności adhezyjnych materiału, poddano kompozyty różniące się składem polimerów użytych do ich wytworzenia i zawierające kompatybilizator TMPTA. Próbki wytworzonych mieszanin umieszczano na przenośniku, który porusza się z dokładnie regulowaną prędkością, od której zależy dawka promieniowania elektronowego pochłoniętego przez próbki (25, 50, 100 i 300 kGy). Wykonane badania wykazują, że kąt zwilżania maleje monotonicznie wraz ze wzrostem dawek napromieniowywania badanych kompozytów. Zmiany swobodnej energii powierzchniowej (SEP) dotyczące wszystkich kompozytów, zachodzące pod wpływem promieniowania elektronowego, są podobne. Energia ta rośnie monotonicznie w całym zakresie stosowanych dawek, przy czym najszybszy wzrost obserwuje się w zakresie dawek do 50 kGy, wolniejszy w przedziale od 50 do 100 kGy, a znacznie wolniejszy powyżej 100 kGy. Wzrost zwilżalności i swobodnej energii powierzchniowej, zachodzące wskutek napromienienia elektronowego, jest spowodowany głównie implementacją polarnych grup tlenowych w warstwie wierzchniej napromienianych kompozytów. Ponadto, kompatybilizator TMPTA znacząco wpływa na wzrost stopnia utlenienia warstwy wierzchniej napromienionych kompozytów, co wynika z jego struktury chemicznej zawierającej wiązania podwójne, ulegające pękaniu pod wpływem napromienienia elektronowego, a powstające wskutek tego rodniki reagują z tlenem występującym w warstwie wierzchniej i powodują wzrost jej stopnia utlenienia.

Badania materiałograficzne pozwalają na sformułowanie wniosków, dotyczących spodziewanego intensywnego rozwoju nowoczesnych technologii obróbki powierzchni wybranych materiałów polimerowych.



Rysunek 105. Rozkład powierzchniowy Cu na przekroju poprzecznym warstwy wierzchniej badanego kompozytu napromienionej 500 impulsami lasera o energii 120 mJ/cm^2 (linią kropkowaną zaznaczono granicę oddziaływań impulsów lasera); skaningowy mikroskop elektronowy [98, 161]

Poszczególne technologie eksperci ocenili pod kątem atrakcyjności i potencjału, a otrzymane wyniki naniesiono na dendrologiczną macierz wartości technologii. Bazowa technologia wyładowań koronowych A_{S8}^d (7,2, 5,5) oraz dojrzała technologia modyfikowania warstwy wierzchniej materiałów polimerowych za pomocą plazmy niskotemperaturowej w warunkach obniżonego ciśnienia C_{S8}^d (6,7, 5,1) znajdują się w polu ukorzenionej kosodrzewiny, o wysokim potencjale i ograniczonej atrakcyjności. Prototypowa technologia laserowego modyfikowania polimerowych warstw wierzchnich D_{S8}^d (3,6, 8,7) o bardzo obiecujących perspektywach rozwojowych, zwłaszcza w przemyśle elektronicznym i komputerowym, wzrostowa technologia modyfikowania warstwy wierzchniej materiałów polimerowych za pomocą plazmy generowanej poza strefą modyfikowania B_{S8}^d (4,1, 6,7) oraz prototypowa technologia modyfikowania warstwy wierzchniej materiałów polimerowych za pomocą wiązki elektronów o dużej energii E_{S8}^d (5,0, 6,6) znajdują się w polu strzelistego cyprysa, odpowiadającym technologiom atrakcyjnym o ograniczonym potencjale, z czym wiąże się konieczność wykonania dodatkowych badań, umacniających te technologie i będących bazą do przyszłych szerokich aplikacji przemysłowych.

Pozytywne i negatywne oddziaływanie otoczenia na poszczególne technologie zaprezentowano graficznie z użyciem meteorologicznej macierzy oddziaływania otoczenia. Otoczenie większości technologii: A_{S8}^m (1,7, 7,5), B_{S8}^m (2,9, 6,8), C_{S8}^m (2,1, 6,8) i D_{S8}^m (3,1, 8,2) jest niezwykle sprzyjające, charakteryzujące się dużą liczbą sposobności i niewielką liczbą trudności,

stąd umieszczono je w polu słonecznej wiosny. Technologia E_{S8}^m (6,4, 7,0) polegająca na modyfikacji warstwy wierzchniej polimerów wiązką elektronów o dużej energii znajduje się natomiast w otoczeniu burzliwym, ponieważ towarzyszą jej zarówno liczne sposobności w postaci nowych zastosowań i możliwości wejścia na nowe rynki, jak i trudności związane z wysokimi kosztami inwestycyjnymi, koniecznością zatrudnienia wysoko wykwalifikowanej kadry, silną pozycją nabywców i dostawców w łańcuchu dostaw, a także wysokim stopniem specjalizacji i aplikowalnością w odniesieniu do wąskiej grupy produktów.

Macierz strategii dla technologii przedstawia graficznie miejsce badanych technologii modyfikacji polimerowych warstw wierzchnich z uwzględnieniem ich wartości i intensywności oddziaływania otoczenia, wskazując odpowiednią strategię postępowania. Perspektywy rozwojowe technologii A_{S8}^s (7,0, 9,1) wyładowań koronowych i C_{S8}^s (6,8, 8,8) modyfikacji warstwy wierzchniej polimerów plazmą niskotemperaturową w warunkach obniżonego ciśnienia oceniono na 9 punktów, w dziesięciostopniowej uniwersalnej skali stanów względnych, i znalazły się one w polu kosodrzewiny wiosną. W odniesieniu do tych technologii zaleca się wykorzystywanie dobrej koniunktury na rynku przy równoczesnym wzmacnianiu atrakcyjności technologii o dużym potencjale dotyczącym zwłaszcza jej unowocześniania, automatyzowania, komputeryzowania i intensywnej promocji w celu utrzymania przewagi konkurencyjnej. Równie wysoko (9 punktów) oceniono technologię D_{S8}^s (4,7, 8,8) laserowego modyfikowania polimerowych warstw wierzchnich, a 8 punktów przyznano technologii B_{S8}^s (4,3, 8,6) odpowiadającej modyfikacji warstwy wierzchniej polimerów plazmą generowaną poza strefą modyfikowania. Obie te technologie znalazły się w polu cyprysa wiosną, w odniesieniu do którego zalecana strategia rozwojowa obejmuje badanie, udoskonalanie i doinwestowywanie atrakcyjnej technologii z wykorzystaniem dobrej koniunktury na rynku. Perspektywy rozwojowe technologii E_{S8}^s (4,5, 6,6) – modyfikowania warstwy wierzchniej materiałów polimerowych za pomocą wiązki elektronów o dużej energii, zostały ocenione jako umiarkowane (6 punktów) ze względu na burzliwe otoczenie niosące zarówno wiele sposobności, jak i wiele trudności. Strategia cyprysa latem, właściwa dla technologii E_{S8} , polega na wzmacnianiu potencjału atrakcyjnej technologii w niepewnych warunkach otoczenia, indywidualnej ocenie ryzyka i w zależności od jej wyniku podjęciu agresywnej walki o klienta lub powolnym wycofywaniu technologii z rynku, w przypadku gdyby trudności przeważały korzyści płynące z otoczenia.

Przeprowadzona analiza wykazuje bardzo szerokie perspektywy rozwojowe technologii bazowej modyfikowania warstwy wierzchniej polimerów za pomocą wyładowań koronowych (barierowych) w powietrzu lub w innych gazach (A_{SS}), która jest obecnie stosowana powszechnie w przemyśle, zwłaszcza opakowaniowym, spożywczym, motoryzacyjnym, farmaceutycznym oraz w produkcji sprzętu sportowego i AGD. W wyniku modyfikowania materiałów z użyciem wyładowań koronowych w warstwie wierzchniej polimerów zostają zaimplementowane grupy tlenowe i następuje wzrost jej chropowatości, co powoduje wzrost zwilżalności materiału i wzrost swobodnej energii powierzchniowej umożliwiając lub ułatwiając klejenie, drukowanie i zdobienie zmodyfikowanych polimerów. Przewidywany rozwój i niezagrożona pozycja strategiczna wyładowań koronowych w najbliższych 20 latach wynika z faktu, że jest to technologia stosunkowo prosta, wysokowydajna, niepochłaniająca dużych nakładów na etapie zarówno inwestycji, jak i późniejszej eksploatacji, a także niewymagająca zaangażowania wysoko wykwalifikowanego personelu. Do wad metody należy zaliczyć możliwość uszkodzeń bardzo cienkich folii o grubości mniejszej niż 15 μm , kurczenie się materiału w trakcie procesu oraz konieczność neutralizowania lub odprowadzania ozonu. Dalszy rozwój wyładowań koronowych będzie dotyczył zapewne ulepszonych konstrukcji aktywatorów i aparatury pomiarowej oraz układów automatycznego sterowania tym procesem. Nowy obszar przyszłych zastosowań to funkcja sterylizacyjna w odniesieniu do różnych mikroorganizmów, co może znaleźć zastosowanie w przemyśle spożywczym, farmaceutycznym i medycznym.

Pozycję strategiczną technologii (C_{SS}) odpowiadającej modyfikowaniu warstwy wierzchniej materiałów polimerowych za pomocą plazmy niskotemperaturowej w warunkach obniżonego ciśnienia (0,05-5 hPa) również oceniono bardzo wysoko. Ta stosunkowo prosta technologia umożliwia bardzo równomierne i łagodne modyfikowanie cienkich folii polimerowych, a także elementów o złożonych kształtach (3D). Odrębną grupą produktów wytwarzanych tym sposobem są nośniki elementów lub obwodów elektronicznych instalowanych w układach sterowania lub regulacji różnych urządzeń. Technologia modyfikacji polimerów plazmą niskotemperaturową w warunkach obniżonego ciśnienia aktualnie jest najczęściej stosowana do produkcji opakowań, sprzętu elektronicznego, sportowego i AGD oraz w przemyśle motoryzacyjnym. Przewidywane kierunki doskonalenia tej technologii dotyczyć będą skrócenia czasu modyfikowania, który aktualnie wynosi kilkadziesiąt minut i determinuje ograniczoną

wydajność procesu, doskonalenia konstrukcji komór wyładowczych o wymaganej wysokiej szczelności oraz przebiegu samego procesu w celu wyeliminowania jego cykliczności na rzecz zapewnienia modyfikacji w sposób ciągły.

Na poziomie bardzo wysokim oceniono także perspektywy rozwojowe modyfikacji warstw wierzchnich polimerów z użyciem różnego rodzaju laserów, w tym laserów ekscymerowych (D_{SS}). Technologia ta znajdująca się aktualnie w prototypowej fazie cyklu życia umożliwia precyzyjne modyfikowanie wybranych fragmentów warstwy wierzchniej danego materiału, w tym wcześniej zaprojektowanych ścieżek przewodzących o małej szerokości, a także innych obszarów o złożonych kształtach. W związku z tym w przyszłości powinna znaleźć zastosowanie w elektronice, zwłaszcza w produkcji komputerów, oraz w przemyśle maszynowym i opakowaniowym. Potencjał modyfikowania laserem polimerowych warstw wierzchnich w najbliższych latach zapewne ulegnie wzmocnieniu poprzez doskonalenie konstrukcji laserów, aparatury pomiarowej i układów automatycznego sterowania tym procesem. W chwili obecnej ograniczeniem tej technologii jest brak możliwości modyfikowania obszarów o dużych polach powierzchni oraz stosunkowo duże zużycie energii elektrycznej dostarczanej do lasera w przeliczeniu na jednostkę pola powierzchni modyfikowanej, a zagadnienia te z pewnością staną się przedmiotem dalszych badań służących udoskonalaniu tej technologii w ciągu najbliższych 20 lat.

Perspektywy rozwojowe znajdującej się aktualnie w fazie wzrostu technologii modyfikowania warstwy wierzchniej materiałów polimerowych za pomocą plazmy generowanej poza strefą modyfikowania przez wyładowania niezupełne w powietrzu lub w innych gazach (B_{SS}) oceniono na poziomie wysokim. Pomimo ograniczeń tej technologii polegających na stosunkowo niewielkiej wydajności procesu modyfikowania i na obecnym etapie rozwoju częstej konieczności prowadzenia tego procesu ręcznie, ma ona zasadniczą przewagę w odniesieniu do klasycznej metody wyładowań koronowych (A_{SS}), polegającą na możliwości modyfikowania elementów o złożonych, nieregularnych kształtach przestrzennych (3D) oraz otworów i części przelotowych elementów konstrukcyjnych. Technologia ta umożliwia generowanie plazmy o różnych własnościach, w różnych gazach, także z użyciem niewielkich urządzeń przenośnych lub montowanych w uchwytach robotów, co aktualnie znajduje zastosowanie głównie w produkcji złożonych mechanizmów różnych urządzeń wykonanych z materiałów polimerowych oraz w produkcji samochodów i sprzętu AGD. Przyszłe trendy rozwojowe będą zapewne dotyczyć zwiększenia wydajności generatorów plazmy i automatyzacji procesu.

5. Weryfikacja poprawności opracowanej metodologii na podstawie wybranych technologii szczegółowych inżynierii powierzchni materiałów

5.1. Metodyka prezentacji wyników weryfikacji doświadczalnej nowo opracowanej metodologii

Poprawność nowo opracowanej metodologii komputerowo zintegrowanego prognozowania rozwoju inżynierii powierzchni materiałów zweryfikowano, przy współudziale licznego zespołu współpracowników [90-98, 161, 169-175, 339], na przykładzie ośmiu grup technologii szczegółowych: obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco (S1), laserowego przetapiania i wtapiania cząstek węglików w warstwę powierzchniową odlewniczych stopów magnezu (S2), fizycznego osadzania z fazy gazowej (PVD) powłok na stop miedzi z cynkiem (S3), wybranych technologii obróbki cieplno-chemicznej stali (S4), nakładania powłok PVD/ CVD na spiekane materiały narzędziowe (S5), teksturowania krzemu polikrystalicznego do celów fotowoltaiki (S6), wytwarzania spiekanych materiałów gradientowych klasyczną metodą metalurgii proszków (S7), wybranych technologii modyfikacji polimerowych warstw wierzchnich (S8), traktując każdy z wymienionych przykładów jako oddzielne studium przypadku (ang. *case study*). Każdorazowo wykonano pełen zestaw badań materiałoznawczych uzasadniających praktyczne pola aplikacyjne, poparte studiami literaturowymi dotyczącymi tych przypadków. Pozwoliło to za każdym razem sformułować wniosek merytoryczny dotyczący perspektyw rozwojowych analizowanych technologii kształtowania struktury i własności warstwy powierzchniowej wybranych materiałów inżynierskich, wytypowanych w tych studiach przypadków. Wyniki ocen formułowanych na podstawie klasycznych badań materiałoznawczych porównano z ocenami perspektyw rozwojowych analizowanych technologii odniesionych do wybranych materiałów, opierając się na wynikach uzyskanych z wykorzystaniem opracowanej w ramach niniejszej pracy metodologii komputerowo zintegrowanego prognozowania rozwoju inżynierii powierzchni materiałów. Na użytek porównań prowadzonych w niniejszym rozdziale sformułowano następujące **założenie**:

Wyniki klasycznych eksperymentów materiałoznawczych, służących określeniu perspektyw rozwojowych analizowanych grup technologii szczegółowych i wyniki badań heurystycznych, bazujących na opiniach ekspertów, wykonanych zgodnie z nowo opracowaną metodologią, są tożsame i pozwalają na wyciągnięcie analogicznych wniosków.

Wykazanie prawdziwości tak sformułowanego założenia stanowi cel niniejszego rozdziału rozprawy.

Bardzo duży stopień szczegółowości przeprowadzonych prac materiałoznawczo-heurystycznych, dotyczących wybranych priorytetowych innowacyjnych technologii inżynierii powierzchni materiałów i wynikająca z tego duża objętość materiału opracowanego w ramach prac własnych uniemożliwia jednak zaprezentowanie w niniejszej rozprawie pełnych wyników wykonanych badań odrębnie i w całości w odniesieniu do każdego ze studiów przypadku. Zagadnieniu temu zostało poświęcone odrębne kilkusetstronicowe angielskojęzyczne opracowanie książkowe [161], seria kilkunastu artykułów, w tym dziewięciu monograficznych, m.in. [90-98, 171-175, 180-188, 339] i kilka rozdziałów w książkach naukowych, np. [99, 169-170], w związku z czym w niniejszej pracy zdecydowano się przedstawić istotę rozpatrywanych zagadnień na reprezentatywnym przykładzie.

Wykorzystując technikę *benchmarkingu* proceduralnego [340], polegającego na implementacji istniejących sprawdzonych procedur/ rozwiązań/ podejść w odniesieniu do innego obszaru tematycznego bądź dziedziny wiedzy, do wyboru reprezentatywnego przykładu, prezentującego zakres wykonanych badań materiałoznawczo-heurystycznych przeprowadzonych w celu weryfikacji poprawności nowo opracowanej metodologii, zastosowano opisaną w podrozdziale 4.1 niniejszej pracy dendrologiczną macierz wartości technologii [181, 184]. Macierz dendrologiczna, umożliwiająca graficzną prezentację wyników analizy preferencji przeprowadzonej na podstawie metody punktacji ważonej, cechując się uniwersalnością i oryginalną formułą, może być zastosowana w różnych obszarach zarządzania wiedzą i informacją, gdy zachodzi konieczność przekształcenia ukrytej wiedzy jakościowej dostępnej jedynie ekspertom/ specjalistom w otwartą wiedzę ilościową możliwą do prezentacji z użyciem metod i narzędzi analitycznych. Zagadnienie to pojawia się wielokrotnie w badaniach naukowych, zwykle na ich początkowym i/lub końcowym etapie. Na etapie planowania zakresu badań często istnieje konieczność wyboru szczegółowej tematyki badawczej z bardzo obszernego zakresu dyscypliny lub specjalności naukowej, gdy z oczywistych powodów, jakimi są ograniczenia sprzętowe i czasowe, niemożliwe jest objęcie szczegółowymi badaniami, zwłaszcza eksperymentalnymi, wszystkich nasuwających się aspektów. Problem powraca zwykle na etapie opracowywania końcowych wyników badań, gdy z uwagi na ograniczoną objętość publikacji, z szerokiego spektrum wykonanych badań należy wybrać do prezentacji tylko niektóre, najważniejsze, najbardziej reprezentatywne bądź kluczowe dla całości prowadzonych rozważań, jak ma to miejsce w przypadku niniejszej pracy. Zastosowanie macierzy dendrologicznej, w celu zobiektywizowanego wyboru zakresu planowanych badań lub prezentowanych wyników badań, jest rozsądną alternatywą do metody wyboru losowego.

Uniwersalność i elastyczność prezentowanego podejścia potwierdza jego udane zastosowanie do rozwiązania problemów naukowych dotyczących różnych obszarów tematycznych. Przykładowo, metodę tę zastosowano w pracy habilitacyjnej [341] w obszarze inżynierii dentystrycznej do analizy grup protez, w tym protez konwencjonalnych klasycznych i podścielanych miękkim materiałem, protez utrzymywanych na jednym lub dwóch implantach różniących się ponadto typem złączy (komercyjne, silikonowe) i implantoprotez sztywnopodpartych, w celu wytypowania grup protez poddanych szczegółowym badaniom z użyciem metody elementów skończonych (MES). Znalazła ona także zastosowanie w pracach doktorskich dotyczących biomateriałów do analizy porównawczej postaci geometrycznych wewnątrzustrojowych protez przełyku [342] oraz do oceny atrakcyjności technik opracowania kanałów korzeniowych, materiału do wypełniania kanału korzeniowego, technik obturacji kanału korzeniowego i metod oceny szczelności wypełnień kanałów korzeniowych [343]. Prezentowane podejście zaimplementowano również w obszarze nanomateriałów do oceny perspektyw związanych z wytwarzaniem, charakterystyką oraz modelowaniem struktury, własności i technologii wytwarzania nowej generacji wysoko innowacyjnych rozwiniętych porowatych i kompozytowych funkcjonalnych materiałów nanostrukturalnych z nanowłóknami [344].

Analiza preferencji jest podejściem badawczym polegającym na kwalifikowaniu obiektów w ustalonej skali, czego wyrazem jest hierarchia ważności obiektów, którą przedstawia w sposób uporządkowany szereg preferencyjny [345]. Do podstawowych metod analizy preferencji należy metoda rangowania, polegająca na ustaleniu ważności obiektu w danym zbiorze pod względem ustalonych aspektów preferencyjnych, oraz metoda punktacji, polegająca na ocenie obiektów za pomocą punktów w dowolnej skali liczb rzeczywistych [346]. Do określenia wartości poszczególnych grup technologii, pod kątem przydatności do prezentacji w rozprawie, zastosowano metodę punktacji ważonej w celu oceny komparatystycznej, zmierzającej do kwalifikacji przydatności poszczególnych grup technologii w kontekście relacji między nimi. Należy zwrócić uwagę, że opisywana metoda wiąże się z zastosowaniem zasady relatywizacji kryteriów oceny, czyli założeniem różnic w istotności stosowanych kryteriów oraz zasady dopuszczalności, zakładającej określoną zbiorowość warunków dopuszczalności, stanowiącą filtr selekcyjny kwalifikujący pozytywnie lub negatywnie dany obiekt [347]. Metoda punktacji ważonej umożliwia przeprowadzenie wielokryterialnej oceny agregatywnej z wykorzystaniem skali przedziałowej. W prowadzonych badaniach zastosowano jednobiegunową skalę dodatnią bez zera, zwaną uniwersalną skalą stanów względnych, zaprezentowaną w podrozdziale 3.2 niniejszej pracy.

W celu wyboru reprezentatywnego przykładu grupy technologii szczegółowych do prezentacji w rozprawie przyjęto szczegółowe kryteria oceny atrakcyjności i potencjału rozpatrywanych grup technologii szczegółowych (tabl. 10) i wprowadzono ich gradację, przypisując określone wagi poszczególnym kryteriom, a następnie obliczono wartości ważone w odniesieniu do poszczególnych kryteriów, które zsumowano otrzymawszy wartości będące podstawą analizy porównawczej, co przedstawiono w tablicy 11. Następnie wykorzystując dendrologiczną macierz atrakcyjności technologii, otrzymane wyniki zaprezentowano w formie graficznej (rys. 43). Przeprowadzona analiza preferencji wykazuje, że najwyższą ocenę ważoną, wzięwszy pod uwagę przyjęte kryteria, otrzymuje, oznaczona na rysunku 43 kolorem zielonym, grupa technologii S1, odpowiadająca obróbce laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco i jako taka właśnie ona jest szczegółowo scharakteryzowana w kolejnym podrozdziale niniejszej rozprawy. Syntetyczne wyniki dotyczące pozostałych siedmiu grup technologii szczegółowych poddanych badaniom materiałoznawczo-heurystycznym,

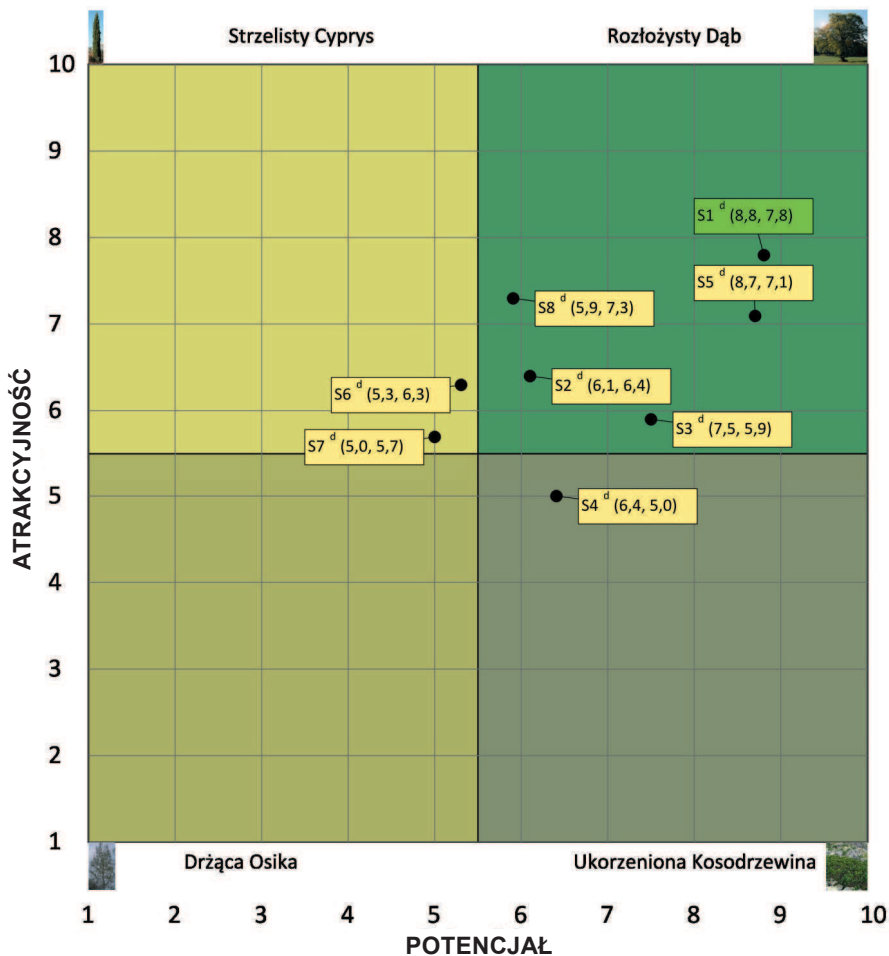
Tablica 10. Szczegółowe kryteria oceny potencjału i atrakcyjności grup technologii poddanych badaniom materiałoznawczo-heurystycznym w celu weryfikacji poprawności nowo opracowanej metodologii

	Potencjał	Waga
Kryterium 1	Liczba analizowanych technologii szczegółowych	0,1
Kryterium 2	Zakres badań materiałograficznych stanowiących wyniki badań materiałoznawczych	0,2
Kryterium 3	Zakres zestawień liczbowych stanowiących wyniki badań materiałoznawczych	0,2
Kryterium 4	Zróznicowanie wyników badań heurystycznych	0,2
Kryterium 5	Stopień jednorodności otrzymanych wyników badań umożliwiający dokonanie analizy porównawczej	0,3
	Atrakcyjność	Waga
Kryterium 1	Aktualna aplikacyjność w warunkach przemysłowych	0,1
Kryterium 2	Perspektywy aplikacyjności w przemyśle na tle innych technologii inżynierii powierzchni materiałów w oparciu o wyniki wykonanego e-foresightu [159]	0,3
Kryterium 3	Perspektywy dalszych prac naukowo-badawczych na tle innych technologii inżynierii powierzchni materiałów w oparciu o wyniki wykonanego e-foresightu [159]	0,3
Kryterium 4	Dokonania Uczelni w analizowanym obszarze mierzone liczbą wykonanych badań i publikacji z danego zakresu	0,2
Kryterium 5	Możliwość dokonania uogólnień i wysnucia szerszych wniosków	0,1

Tablica 11. Wyniki analizy wielokryterialnej grup technologii szczegółowych poddanych badaniom materiałoznawczo-heurystycznym

Symbol	Grupa technologii szczegółowych	Potencjał						Atrakcyjność					
		Kryterium 1	Kryterium 2	Kryterium 3	Kryterium 4	Kryterium 5	Srednia ważona	Kryterium 1	Kryterium 2	Kryterium 3	Kryterium 4	Kryterium 5	Srednia ważona
S1	Obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco	0,9	1,6	1,6	2	2,7	8,8	0,7	2,4	2,1	1,8	0,8	7,8
S2	Obróbka laserowa odlewniczych stopów magnezu	0,6	1,6	1,2	0,6	2,1	6,1	0,3	1,5	2,1	1,6	0,9	6,4
S3	Fizyczne osadzanie z fazy gazowej powłok na stop miedzi z cynkiem	0,4	1,6	1,6	1,2	2,7	7,5	0,3	1,5	1,8	1,4	0,9	5,9
S4	Wybrane technologie obróbki cieplno-chemicznej stali	0,4	1,6	1,6	1,6	1,2	6,4	1,0	0,9	0,3	2,0	0,8	5,0
S5	Nakładanie powłok PVD/CVD na spiekane materiały narzędziowe	1,0	1,6	1,8	1,6	2,7	8,7	0,7	1,8	1,8	1,8	1,0	7,1
S6	Tekstrowanie krzemu polikrystalicznego do celów fotowoltaiki	0,4	1,0	0,8	1,6	1,5	5,3	0,2	1,5	2,4	1,2	1,0	6,3
S7	Wytwarzanie spiekanych materiałów gradientowych klasyczną metodą metalurgii proszków	0,4	1,0	1,2	1,2	1,2	5,0	0,1	1,5	1,5	1,8	,8	5,7
S8	Wybrane technologie modyfikacji polimerowych warstw wierzchnich	0,6	0,8	1,4	1,6	1,5	5,9	0,7	2,4	1,8	1,6	0,8	7,3

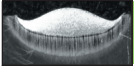
analogicznym do przedstawionego szczegółowo reprezentatywnego przykładu, zamieszczono w podrozdziale 5.3 niniejszej pracy, lecz w znacznie większym uproszczeniu. Uogólniony opis zawiera krótką charakterystykę wpływu zastosowanej metody obróbki powierzchniowej na strukturę i własności badanych materiałów inżynierskich oraz pozycje strategiczne przeanalizowanych technologii lub ich grup na tle innych technologii i otoczenia dalszego, zwizualizowane z użyciem macierzy strategii kontekstowych wraz z krótkim opisem możliwości ich praktycznej aplikacji i prognozowanych kierunków rozwoju strategicznego.



Rysunek 43. Pozycjonowanie technologii szczegółowych poddanych badaniom materiałowo-heurystycznym z wykorzystaniem dendrologicznej macierzy wartości technologii

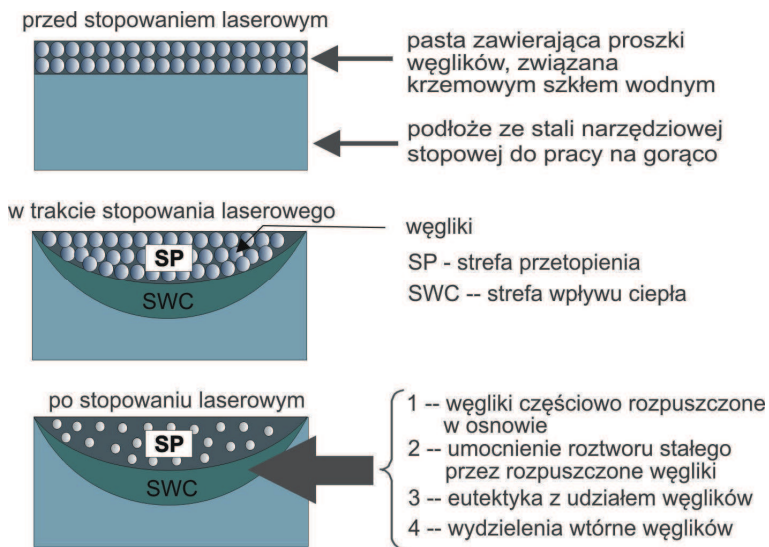
5.2. Reprezentatywny przykład implementacji metodologii w odniesieniu do obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

Wybrany przykład to obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco. Wyboru przykładu do prezentacji dokonano na podstawie wyników analizy przeprowadzonej z wykorzystaniem macierzy dendrologicznej, co samo w sobie stanowi prezentację uniwersalności metody opracowanej w niniejszej pracy i możliwości jej zastosowania do rozwiązania odrębnego zagadnienia dotyczącego zarządzania wiedzą i informacją, różnego od zasadniczo poruszanego w pracy.



S1 Obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

Wśród różnych procesów obróbki powierzchniowej oraz wytwarzania materiałów gradientowych istotną rolę odgrywają metody powierzchniowej obróbki laserowej. Metody te opisano zarówno w światowej [20, 117, 204, 205, 217], jak i krajowej [57, 116, 278] literaturze w odniesieniu do różnorodnych materiałów inżynierskich oraz w pracach własnych Wydziału Mechanicznego Technologicznego Politechniki Śląskiej w Gliwicach [95, 219, 240, 250, 256, 257, 348]. Laserowe przetapianie warstw wierzchnich materiałów służy głównie kształtowaniu ich struktury i własności, co ma miejsce w procesie wytworzenia jednorodnej chemicznie, drobnokrystalicznej warstwy wierzchniej bez zmiany składu chemicznego materiału. Stopowanie laserowe polega natomiast na polepszeniu własności mechanicznych i użytkowych materiału w wyniku umocnienia jego warstwy wierzchniej pierwiastkami stopowymi z częściowo rozpuszczonych cząstek twardych faz węglików, tlenków lub azotków. Przewagą laserowej obróbki powierzchniowej nad innymi metodami inżynierii powierzchni stanowią: krótki czas procesu, elastyczność i precyzja wykonania operacji technologicznych możliwych do realizacji na różnych typach materiałów, od trudno obrabialnych poprzez miękkie, na kruchych



Rysunek 44. Schemat wariantów zmian strukturalnych zachodzących w warstwie powierzchniowej stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco przetapianych, stopowanych i wtapianych laserowo proszkami faz międzymetalicznych [99, 345, 349]

skończywszy, z wydajnością i dokładnością niejednokrotnie znacznie przewyższającą inne stosowane obecnie metody [34, 60, 61, 97, 143, 146, 147, 174, 253, 258]. Możliwość precyzyjnej regulacji warunków procesu, takich jak: prędkość skanowania powierzchni przez wiązkę laserową i jej moc, rodzaj i grubość materiału stopującego i/lub osłona gazowa, pozwala na otrzymanie warstwy stopowanej o przewidywanych właściwościach, zależnych od warunków eksploatacji.

Stale stopowe narzędziowe do pracy na gorąco stanowią wciąż szeroko stosowaną grupę materiałów narzędziowych, szczególnie interesującą ze względu na ich relatywnie niską cenę oraz bardzo dobre właściwości użytkowe. W celu polepszenia tych właściwości tradycyjnie stosowano obróbkę cieplną, cieplno-chemiczną bądź cieplno-mechaniczną. Atrakcyjną alternatywą jest laserowa obróbka warstw wierzchnich stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco w celu poprawy ich właściwości użytkowych, zwłaszcza twardości i odporności na ścieranie. Rysunek 44 przedstawia schematycznie mechanizmy decydujące o umocnieniu stali obrabianych laserowo. Przetapianie i/ lub stopowanie laserowe dzięki swoim zaletom, głównie dużej gęstości mocy promieniowania laserowego, która umożliwia precyzyjne nagrzewanie i kontrolowane chłodzenie niewielkiej objętości materiału, cieszy się coraz większym zainteresowaniem w wielu ośrodkach badawczych i przemysłowych w kraju [90, 92, 125, 144, 145, 169, 170, 251, 252, 254, 255] i na świecie [61, 218]. Utrzymujące się znaczenie przemysłowe stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco wraz z zaletami laserowej obróbki powierzchniowej stanowiły podstawę wykonania serii interdyscyplinarnych badań materiałoznawczo-heurystycznych [92, 97, 161] w celu wyznaczenia wpływu warunków przetapiania i/lub stopowania na rozdrobnienie struktury oraz właściwości mechaniczne i użytkowe warstwy wierzchniej, a także – określenia wartości technologii laserowej obróbki powierzchniowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco na tle mikro- i makrootoczenia.

Badania wykonano na próbkach ze stali narzędziowych stopowych X40CrMoV5-1 oraz 32CrMoV12-28 do pracy na gorąco, o składzie chemicznym podanym w tablicy 12. Po

Tablica 12. Skład chemiczny badanych stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

Gatunek stali	Stężenie masowe pierwiastków								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	W	Mo	V
X40CrMoV5-1	0,41	0,44	1,09	0,015	0,010	5,40	0,01	1,41	0,95
32CrMoV12-28	0,31	0,37	0,25	0,020	0,002	2,95	–	2,70	0,54

wytopieniu w próżniowym piecu elektrycznym przy ciśnieniu ok. 1 Pa ze stali odlano ok. 250 kg wlewki i poddano je kuciu wstępnemu na pręty o średnicy 76 mm i długości 3 m, które następnie wyżarzone zmiękczająco w celu zapewnienia dobrej obrabialności i równomiernego rozkładu węglików w osnowie. Metodami obróbki skrawaniem wykonano próbki, które poddano standardowej obróbce cieplnej składającej się z hartowania i dwukrotnego odpuszczania. Austenitizowanie stali X40CrMoV5-1 wykonano w piecu próżniowym w temperaturze 1020°C przez 30 minut, stosując przy podgrzewaniu dwa 30-minutowe przystanki izotermiczne w 640 i 840°C. Po hartowaniu próbki odpuszczano dwukrotnie, każdorazowo przez 2 h, w temperaturze 560 i 510°C. Austenitizowanie stali 32CrMoV12-28 wykonano w temperaturze 1040°C przez 30 minut, stosując dwa przystanki izotermiczne w 585 i 850°C. Po hartowaniu zastosowano dwukrotne odpuszczanie przez 2 h w temperaturze 550 i 510°C. Po obróbce cieplnej próbki piaskowano i poddano obróbce mechanicznej na szlifierce magnetycznej, zwracając szczególną uwagę, by nie dopuścić do powstania pęknięć, uniemożliwiających wykorzystanie próbek do dalszych badań.

Obróbkę powierzchniową badanych stali wykonano z użyciem lasera diodowego dużej mocy HPDL ROFIN DL 020 (rys. 45), którego dane techniczne przedstawiono w tabelicy 13.



Rysunek 45. Laser diodowy dużej mocy HPDL ROFIN DL 020 w czasie pracy użyty do powierzchniowej obróbki laserowej badanych stali [92]

Tablica 13. Parametry techniczne lasera diodowego dużej mocy HPDL ROFIN DL 020

Parametr	Wartość
Długość fali promieniowania laserowego, nm	808±5
Moc wyjściowa wiązki laserowej (promieniowanie ciągłe), W	2300
Zakres mocy, W	100-2300
Długość ogniskowa wiązki laserowej, mm	82, 32
Wymiary ogniska wiązki laserowej, mm	1,8 x 6,8, 1,8 x 3,8
Zakres gęstości mocy w płaszczyźnie ogniska wiązki laserowej, kW/cm ²	0,8-36,5

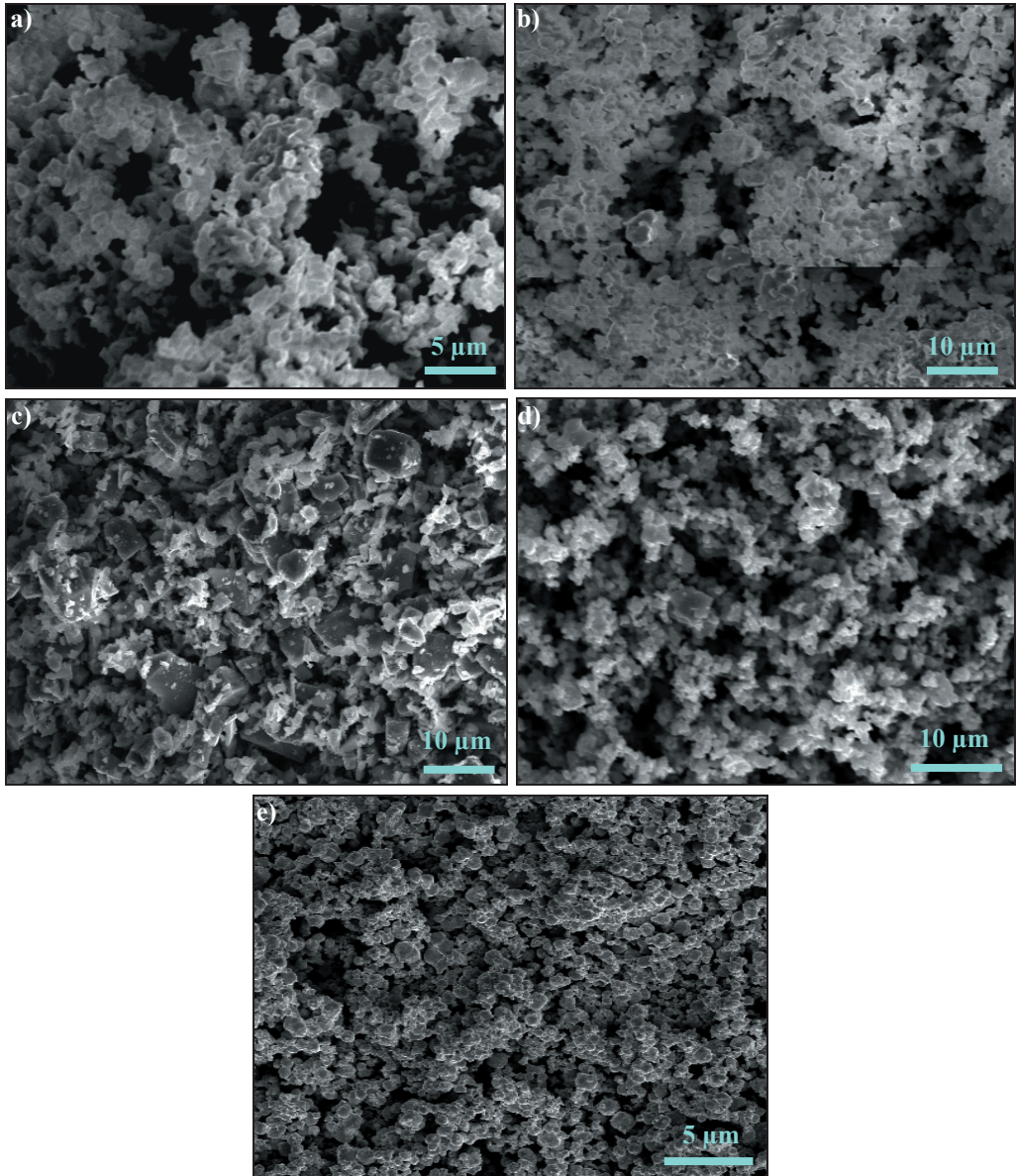
Procesy laserowej obróbki powierzchniowej wykonano przy stałej prędkości zapewniającej ich stabilność, wynoszącej 0,5 m/min, zmieniając moc wiązki laserowej w zakresie 1,2-2,3 kW, z zastosowaniem atmosfery ochronnej argonu o objętości 20 dm³/min wdmuchiwanego przez dyszę o średnicy 12 mm.

Powierzchniowa obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 obejmowała przetapianie laserowe bez użycia proszków oraz przetapianie i stopowanie proszkami węglików niobu, tantal, tytanu, wanadu i wolframu. Na odłuszczone powierzchnie próbek nałożono proszkowe powłoki o grubości 0,05 mm, w postaci pasty zawierającej węgliki związane lepiszczem nieorganicznym – krzemowym szkłem wodnym Na₄SiO₄+Na₂Si₂O₅. Własności proszków zastosowanych do badań przedstawiono w tablicy 14, natomiast na rysunkach 46a-e zaprezentowano ich zdjęcia wykonane z użyciem skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM).

Wykonano eksperymenty materiałoznawcze: badania strukturalne, własności mechanicznych, innych własności fizycznych oraz własności użytkowych stali X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 przetopionych oraz przetopionych i stopowanych laserowo, których zakres wraz z wykazem

Tablica 14. Własności proszków węglików użytych do badań

Własności proszków	NbC	TaC	TiC	VC	WC
Twardość HV, GPa	1800	1600	3200	2600	2400
Temperatura topnienia, °C	3480-3610	3780-3985	3065-3180	2650-2830	2730-2870
Gęstość, g/cm ³	7,60	14,50	4,94	5,81	15,77
Współczynnik rozszerzalności cieplnej α , 10 ⁻⁶ ·K ⁻¹	7,6	7,8	8,3	7,5	23,8



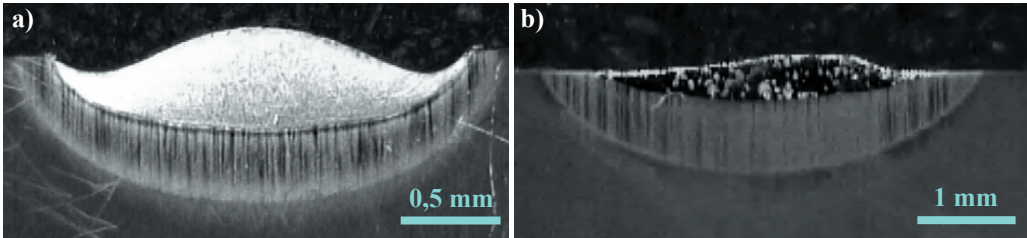
Rysunek 46. Proszki: a) NbC, b) TaC, c) TiC, d) VC, e) WC, zastosowane w procesie stopowania laserowego stali X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28; skaningowy mikroskop elektronowy[92, 97]

wykorzystanej aparatury naukowo-badawczej zestawiono w tablicy 15, stanowiącej rozszerzony i uszczegółowiony wyciąg z ogólnej metodyki badań materiałoznawczych opisanej w podrozdziale 3.3 niniejszej pracy.

Tablica 15. Szczegółowy zakres wykonanych badań materiałoznawczych wraz z wykazem aparatury naukowo-badawczej zastosowanej do badań

Rodzaj badania	Aparatura naukowo-badawcza
Badania strukturalne	
Badania matariałograficzne materiałów po laserowej obróbce powierzchniowej, proszków do badań i powierzchni zarysowanej	Mikroskop świetlny Leica MEF4A sprzężony z komputerowym analizatorem obrazu Leica-Qwin; SEM DSM-940 firmy Opton
Pomiary w mikroskali: głębokości strefy przetopienia i wpływu ciepła, szerokości lica ściegu, głębokości pęknięć	Mikroskop świetlny Leica MEF4A sprzężony z komputerowym analizatorem obrazu Leica-Qwin
Mikroanaliza rentgenowska składu chemicznego pierwiastków po obróbce powierzchniowej, ilościowa i jakościowa	Skaningowy mikroskop elektronowy DSM-940, Opton wyposażony w spektrometr energii EDS LINK ISIS firmy Oxford
Badania dyfrakcyjne i obserwacje struktury cienkich folii stali X40CrMoV5-1 po stopowaniu NbC i stali 32CrMoV12-28 po stopowaniu VC	Transmisyjny mikroskop elektronowy JEM 3010UHR firmy JEOL
Badania własności mechanicznych	
Badania twardości metodą Rockwella w skali C	Twardościomierz firmy Zwick ZHR 4150TK
Badania mikrotwardości statyczną metodą Vickersa	Ultramikrotwardościomierz DUH 202 firmy Shimadzu
Badania innych własności fizycznych	
Badania średniego arytmetycznego odchylenia profilu od linii średniej R_a (chropowatości)	Profilometr Sutronic 3+ firmy Taylor Hobson
Badania własności użytkowych	
Badania odporności na zużycie ściernie metodą metal-proszek ceramiczny (względny procent ubytku masy próbki)	Stanowisko pomiarowe do prowadzenia testu ścieralności zgodnego z amerykańską normą ASTM G65
Badania odporności na zmęczenie cieplne (głębokość pęknięć)	Urządzenie nagrzewające indukcyjnie obracające się próbki chłodzone wodą

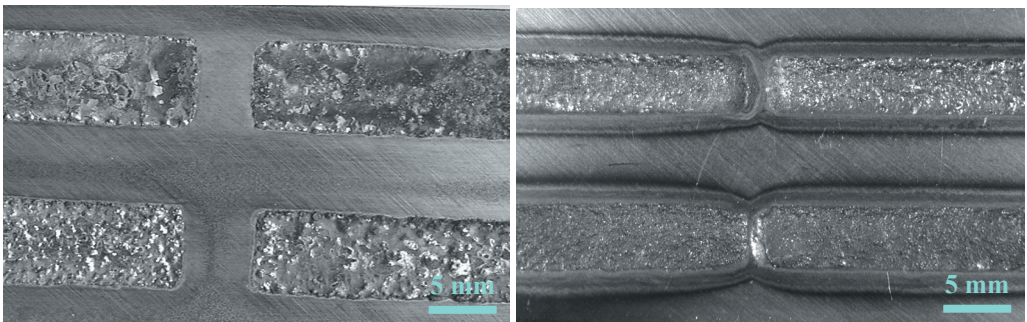
Przetapianie laserowe badanych stali w warstwie wierzchniej skutkuje utworzeniem strefy przetopienia (SP) oraz strefy wpływu ciepła (SWC), których grubość wzrasta wraz ze wzrostem zastosowanej do przetapiania mocy lasera. Przetopienie stali bez użycia proszków węglików powoduje zauważalną, acz nieznaczną poprawę własności warstw wierzchnich badanych stali w porównaniu do ich analogicznych własności uzyskanych w wyniku konwencjonalnej obróbki cieplnej, w zależności od mocy wiązki lasera zastosowanej do przetapiania.



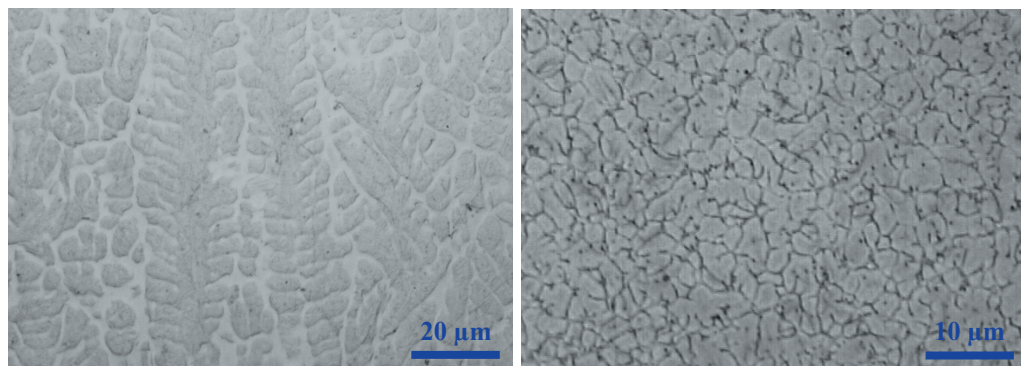
Rysunek 47. Warstwa wierzchnia po stopowaniu laserowym stali: a) X40CrMoV5-1 węglikiem tantalum, moc lasera 2,3 kW, b) 32CrMoV12-28 węglikiem wolframu, moc lasera 2,0 kW; mikroskop świetlny [92, 97]

Wprowadzanie do ciekłego jeziora metalu dodatków stopujących w postaci proszków węglików powoduje natomiast istotną poprawę własności mechanicznych i użytkowych badanych stali, w porównaniu do stali zarówno poddanych konwencjonalnej obróbce cieplnej, jak i przetapianiu laserowemu bez użycia proszków. Na rysunkach 47a, b przedstawiono przykładowe struktury warstwy wierzchniej stali X40CrMoV5-1 po stopowaniu węglikiem tantalum i stali 32CrMoV12-28 po stopowaniu węglikiem wolframu.

Na podstawie badań w mikroskopie świetlnym stwierdzono charakterystyczną topografię oraz kształt lica ściegu powstałego w wyniku przetapiania i stopowania warstw wierzchnich badanych stali do pracy na gorąco laserem diodowym dużej mocy HPDL, w zakresie 1,2-2,3 kW. Na kształt lica wpływają warunki stopowania, zwłaszcza moc wiązki lasera oraz rodzaj materiału stopującego. Na rysunku 48 przedstawiono typowe widoki lica ściegu po laserowym przetopieniu i stopowaniu warstwy wierzchniej stali X40CrMoV5-1 węglikiem wolframu (rys. 48a) i stali 32CrMoV12-28 stopowanej węglikiem wanadu (rys. 48b).

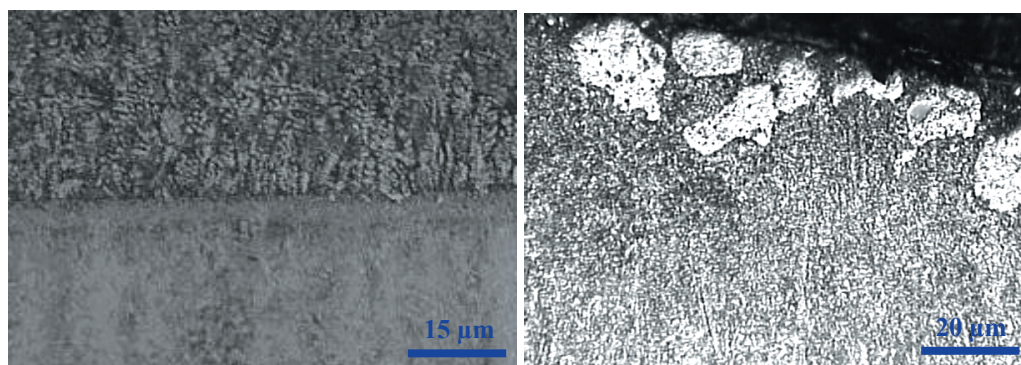


Rysunek 48. Widok lica po stopowaniu laserowym: a) stali X40CrMoV5-1 węglikiem wolframu, b) stali 32CrMoV12-28 węglikiem wanadu; moc lasera 1,2-2,3 kW; mikroskop świetlny [92, 97]



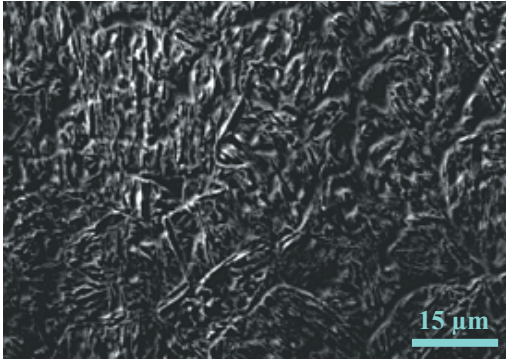
Rysunek 49. Strefa centralna przetopienia warstwy wierzchniej stali: a) X40CrMoV5-1 po stopowaniu węglikiem tytanu, moc lasera 1,2 kW, b) 32CrMoV12-28 po stopowaniu węglikiem wanadu, moc lasera 2,0 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [92, 97]

Badania struktury warstwy wierzchniej stali X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 wykonane w skaningowym mikroskopie elektronowym (SEM) wykazują, że stal zarówno po przetopieniu, jak i po stopowaniu laserowym ma w strefie przetopionej strukturę dendrytyczną, charakteryzując się występowaniem obszarów o bardzo zróżnicowanej morfologii (rys. 49-53), co jest związane z procesem krzepnięcia materiału. W obszarze centralnym strefy przetopionej odprowadzanie ciepła następuje we wszystkich kierunkach, a utworzona struktura zbudowana jest z drobnych równoosiowych kryształów z siatką węglików, co prezentują przykładowe fotografie strefy centralnej przetopienia warstwy wierzchniej (rys. 49) analizowanych stali. Bardzo wyraźna zmiana struktury występuje na granicy strefy przetopienia i wpływu ciepła

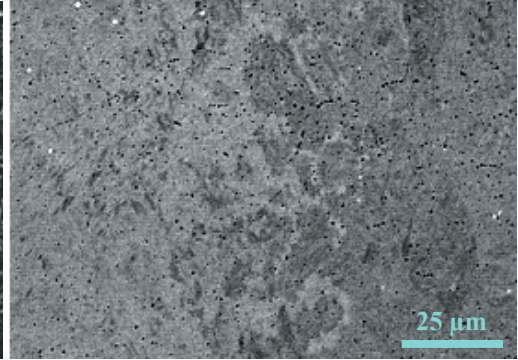


Rysunek 50. Granica strefy przetopienia warstwy wierzchniej stali X40CrMoV5-1 po stopowaniu NbC; moc lasera 2,3 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [92, 97]

Rysunek 51. Powierzchnia stali 32CrMoV12-28 po stopowaniu TaC; moc lasera 1,6 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [92, 97]



Rysunek 52. Warstwa wierzchnia stali po stopowaniu proszkiem węglika wanadu, moc lasera 2,3 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [92]

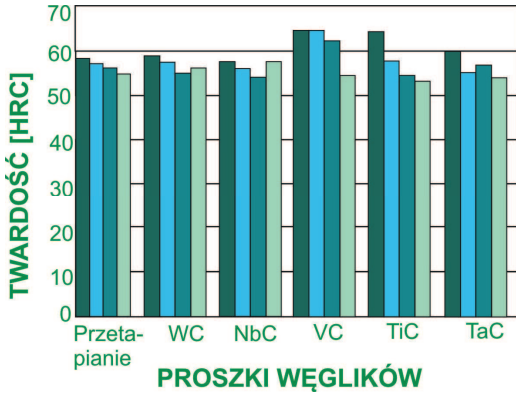


Rysunek 53. Strefowa budowa warstwy wierzchniej stali X40CrMo5-1 przetopionej laserowo, moc lasera 1,2 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [92]

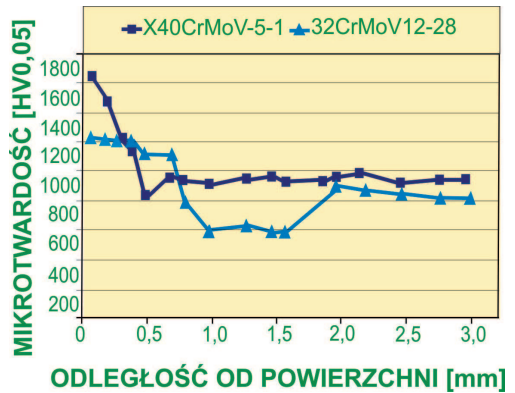
stali stopowanych proszkami węglików (rys. 50). W pobliżu powierzchni występują w niektórych przypadkach aglomeraty węglików stosowanych w procesie stopowania laserowego (rys. 51). Zmiany struktury spowodowane przetapianiem laserowym (rys. 53) są mniejsze niż po stopowaniu badanych stali z użyciem proszków węglików (rys. 49-52).

Liniowa i punktowa analiza składu chemicznego, z wykorzystaniem spektrometru rozproszonego promieniowania rentgenowskiego wykonana na zglądach poprzecznych warstwy wierzchniej przetapianej i/lub stopowanej laserem o różnej mocy, wykazuje obecność pierwiastków C, Fe, Mn, Si, Cr, W, Mo, V, wchodzących w skład badanych stali X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 we właściwych dla nich, różniących się od siebie proporcjach. W toku tych badań potwierdzono także obecność w warstwie wierzchniej pierwiastków pochodzących z proszków węglików zastosowanych do stopowania [92].

Badania struktury cienkich folii przeprowadzone w transmisyjnym mikroskopie elektronowym (TEM) na próbkach ze stali X40CrMoV5-1 po stopowaniu węglikiem wanadu (rys. 54) oraz 32CrMoV12-28 po stopowaniu węglikiem niobu (rys. 55) wykazują, że osnową warstwy wierzchniej po powierzchniowej obróbce laserowej jest martenzyt listwowy o dużej gęstości dyslokacji. W martenzycie warstwy wierzchniej stali stopowanych laserowo znajdują się również drobne dyspersyjne wydzielenia węglików typu M_3C lub M_7C_3 . Wykonane badania potwierdzają obecność w strukturze warstwy wierzchniej stali, przeważnie na granicach ziarn cząstek węglików odpowiednio wanadu i niobu, zastosowanych w procesie stopowania laserowego. Wielkości zaobserwowanych cząstek węglików są mniejsze, niż wynikałoby to



Rysunek 56. Twardość warstwy wierzchniej stali X40CrMoV5-1 przetopionej i stopowanej proszkami węglików w zakresie mocy lasera kolejno: 1,2; 1,6; 2,0 i 2,3 kW



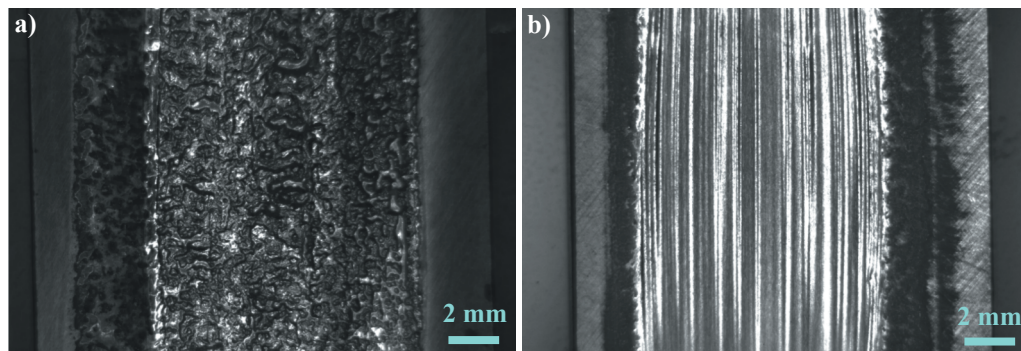
Rysunek 57. Zmiany mikrotwardości warstwy wierzchniej stali 32CrMoV12-28 stopowanej laserowo proszkami TaC i X40CrMoV5-1 stopowanej NbC; moc lasera 1,6 kW [92, 99]

z granulacji proszku węglików zastosowanego do badań, co wskazuje na częściowe rozpuszczenie się cząsteczek proszków węglików w osnowie stali. Podczas stopowania laserowego proszkami węglików może nastąpić częściowe ich rozpuszczenie w ciekłym jeziorzku metalu bądź też węgliki pozostają nierozpuszczone, tworząc aglomeraty na skutek wtapienia nierozpuszczonych ziarn proszku węglików w roztopione podłoże metalowe.

W ramach prowadzonych badań materiałoznawczych zbadano także wybrane własności mechaniczne, inne własności fizyczne i własności użytkowe stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco poddanych przetapianiu i/lub stopowaniu laserowemu. W szczególności wykonano pomiary twardości, mikrotwardości, chropowatości, odporności na ścieranie i odporności na zmęczenie cieplne.

W większości przypadków laserowa obróbka powoduje wzrost twardości badanych stali (rys. 56). Twardość warstwy wierzchniej stali uzyskana w wyniku przetapiania wzrasta nieznacznie w porównaniu do twardości stali uzyskanej po konwencjonalnej obróbce cieplnej, natomiast twardość warstwy wierzchniej stopowanej proszkami węglików zwiększa się w istotny sposób wprost proporcjonalnie do mocy lasera i zależy od rodzaju proszków węglików użytych w procesie stopowania.

Podobnie, chropowatość powierzchni stali stopowanych proszkami węglików wzrasta wraz ze zwiększaniem mocy wiązki lasera w całym jej zakresie, co jest wywołane występowaniem silnych prądów konwekcyjnych w ciekłej stali spowodowanych dużą mocą wiązki lasera oraz

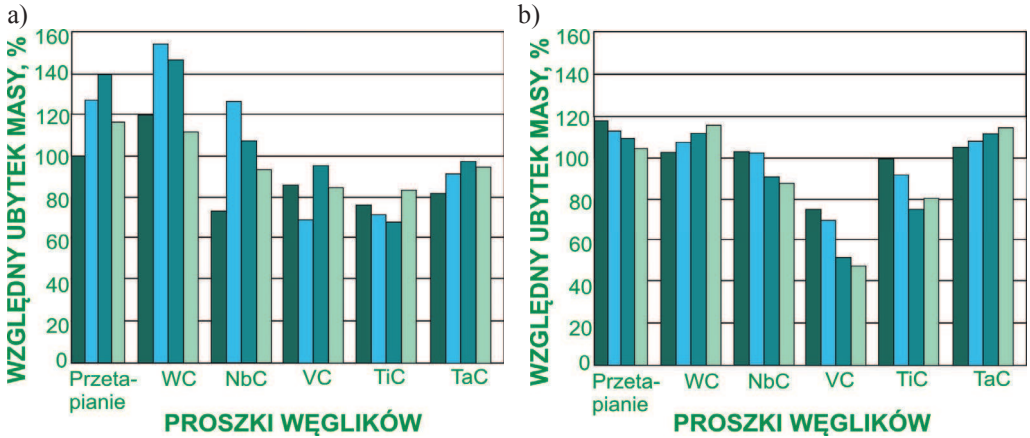


Rysunek 58. Ślad zużycia warstwy wierzchniej po badaniu ścieralności wg normy ASTM G65 stali: a) X40CrMoV5-1 stopowanej proszkiem wolframu, moc lasera 1,2 kW, b) 32CrMoV12-28 stopowanej proszkiem tytanu, moc lasera 2,0 kW; mikroskop świetlny [92, 97]

szybką krystalizacją powiązaną z oddziaływaniem strumienia gazu osłonowego. W przypadku zastosowania małych mocy wiązki lasera struktura przetopienia jest stosunkowo jednorodna, jego dno płaskie, natomiast zwiększenie mocy wiązki lasera powoduje wzrost pofalowania dna przetopienia.

Przetapianie i/lub stopowanie laserowe z udziałem proszków węglików wpływa zwykle na wzrost mikrotwardości na przekroju poprzecznym warstwy wierzchniej w funkcji odległości od powierzchni próbek (rys. 57). We wszystkich przypadkach pomiarów mikrotwardości warstwy wierzchniej stali obrabianej cieplnie, przetopionej i/lub stopowanej laserowo stwierdzono także pojawienie się obszaru, w którym zachodzi wyraźny spadek twardości na całej szerokości granicy strefy wpływu ciepła i materiału rodzimego, co następuje w wyniku odpuszczania stali podczas obróbki laserowej, podczas której stal nagrzewa się do temperatury wyższej od temperatury odpuszczania.

Wraz ze wzrostem twardości warstwy wierzchniej po stopowaniu laserowym, wynikającym z rozdrobnienia jej struktury, następuje podwyższenie własności trybologicznych stali. Ślady zużycia warstw wierzchnich stali narzędziowych X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 po badaniu ścieralności, zgodnie z normą ASTM G65, przedstawiono na rysunku 58. Po próbach ścieralności obliczano względny ubytek masy, przyjmując za 100% ubytek masy próbki ze stali X40CrMoV5-1 przetapianej wiązką lasera o mocy 1,2 kW (rys. 59a) i odpowiednio stali 32CrMoV12-28 – stopowanej proszkiem TiC wiązką lasera o mocy 1,2 kW (rys. 59b). Odporność na zużycie ściernie wzrasta w porównaniu z odpornością stali po standardowej obróbce cieplnej.



Rysunek. 59. Względny ubytek masy zmierzony po badaniach odporności na zużycie stali a) X40CrMoV5-1, b) 32CrMoV12-28, przetapianych i stopowanych laserowo proszkami węglików w zakresie mocy lasera kolejno: 1,2; 1,6; 2,0 i 2,3 kW [92, 97]

Odporność na zmęczenie cieplne badanych stali, której miarą jest średnia głębokość pęknięć powstałych podczas nagrzewania indukcyjnego warstwy wierzchniej obracających się próbek chłodzonych wodą [350], w przypadku materiału poddanego wyłącznie przetapianiu laserowemu jest nieznacznie większa od uzyskanej po standardowej obróbce cieplnej, wzrasta natomiast istotnie po stopowaniu proszkami węglików.

Prawidłowo dobrane warunki stopowania, takie jak moc lasera oraz prędkość skanowania pozwalają na uzyskanie wysokiej jakości warstw wierzchnich pozbawionych pęknięć i z regularnym płaskim kształtem lica przetopienia. Wykonane badania, których szczegółowe wyniki zestawiono w tablicy 16, dowodzą, że warstwy wierzchnie uzyskane w wyniku laserowego przetapiania i/lub stopowania proszkami węglików stali X40CrMoV5-1 oraz 32CrMoV12-28 przy użyciu lasera diodowego dużej mocy (HPDL), pracującego w zakresie 1,2-2,3 kW, charakteryzują się wyższymi własnościami mechanicznymi i użytkowymi w porównaniu do stali poddanych konwencjonalnej obróbce cieplnej [251, 252]. Uzyskane wyniki badań materiałoznawczych wskazują zatem na celowość rozwoju technologii laserowej obróbki stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco i uzasadniają rozwój tej technologii w przyszłości.

W celu określenia długoterminowych perspektyw rozwojowych powierzchniowej obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco przeprowadzono także badania heurystyczne z użyciem metodologii nowo opracowanej w niniejszej pracy, przyjmując jako

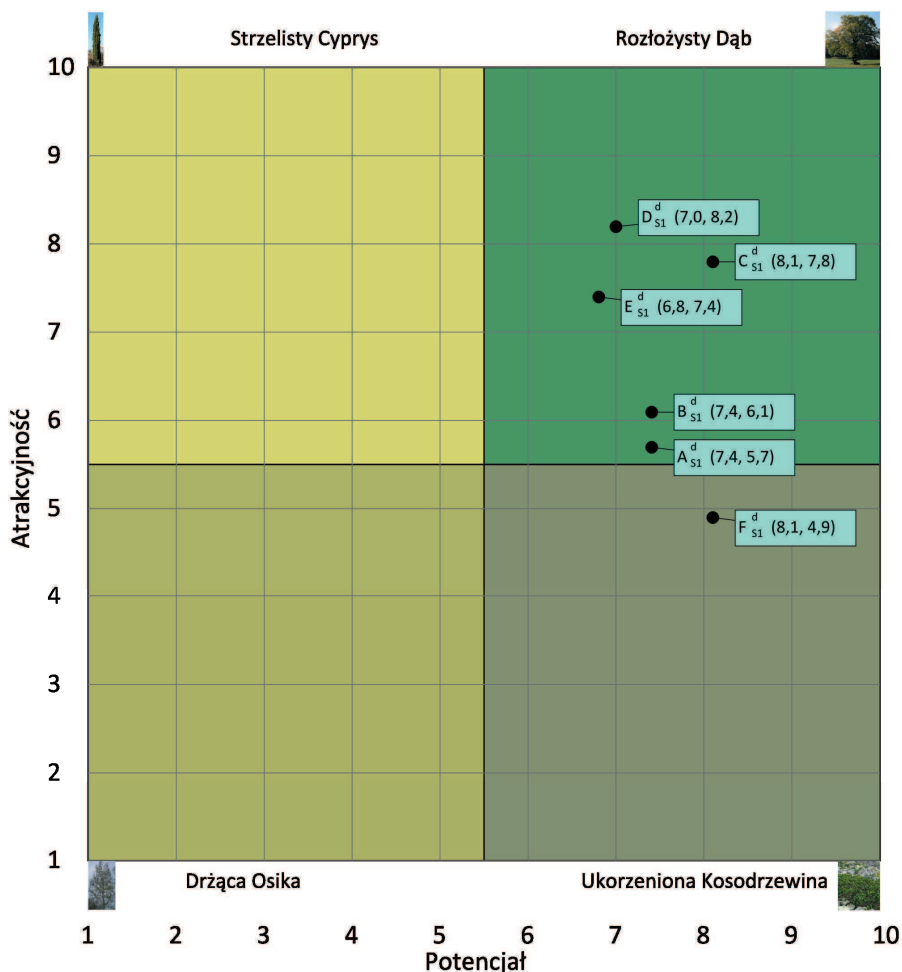
Tablica 16. Własności mechaniczne i użytkowe stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco przetapianych i stopowanych z użyciem lasera dużej mocy [97, 99]

Material podłoża	Moc lasera, kW	Głębokość przetopienia warstwy wierzchniej, mm	Chropowatość R_a , μm	Twardość, HRC	Mikrotwardość wyrażona w uniwersalnej skali stanów względnych ^{*)}	Odporność na ścieranie ^{**)} (względny ubytek masy próbki), %	Odporność na zmęczenie cieplne – średnia głębokość pęknięć, μm
(A_{S1}) Stopowanie laserowe proszkiem NbC							
X40CrMoV5-1	1,2	1,43	12,1	58,4	8	72	bd.***)
	1,6	1,90	14,8	55,7	7	78	bd.
	2,0	2,64	23,2	56,6	9	67	bd.
	2,3	3,32	25,9	58,4	10	71	bd.
32CrMoV12-28	1,2	1,28	6,4	55,2	6	104	67
	1,6	1,74	9,8	56,1	7	104	54
	2,0	2,45	11,2	60,7	8	91	62
	2,3	2,61	18,2	60,7	9	90	51
(B_{S1}) Stopowanie laserowe proszkiem TaC							
X40CrMoV5-1	1,2	1,62	4,9	56,7	6	52,5	24
	1,6	2,33	5,4	58,8	8	56	25
	2,0	3,00	5,6	58,4	8	61	19
	2,3	3,52	8,7	60,3	9	55	18
32CrMoV12-28	1,2	0,99	6,8	65,1	9	105	bd.
	1,6	1,87	9,4	65,5	10	106	bd.
	2,0	2,56	9,3	67,3	10	110	bd.
	2,3	2,79	14,4	67,1	10	112	bd.
(C_{S1}) Stopowanie laserowe proszkiem TiC							
X40CrMoV5-1	1,2	1,42	2,5	55,3	10	49	24
	1,6	1,66	5,3	56,5	8	47	24
	2,0	2,21	6,1	57,5	8	46	20
	2,3	2,56	8,4	62,1	9	52	16
32CrMoV12-28	1,2	0,85	7,8	53,2	1	100	18
	1,6	1,39	11,1	51,5	1	96	15
	2,0	1,78	12,7	44,6	2	76	1
	2,3	2,13	12,9	41,1	2	82	8
(D_{S1}) Stopowanie laserowe proszkiem VC							
X40CrMoV5-1	1,2	1,32	9,2	55,7	8	53	24
	1,6	1,62	9,6	61,8	7	45	24
	2,0	2,18	9,8	62,6	7	58	23
	2,3	2,40	10,8	62,6	8	50	22
32CrMoV12-28	1,2	1,30	9,60	57,2	5	77	16
	1,6	1,55	10,6	56,7	5	73	14
	2,0	1,93	11,6	57,3	5	55	7
	2,3	2,27	19,2	58,4	6	53	4

Material podłoża	Moc lasera, kW	Głębokość przetopienia warstwy wierzchniej, mm	Chropowatość R_a , μm	Twardość, HRC	Mikrotwardość wyrażona w uniwersalnej skali stanów względnych ^{*)}	Odporność na ścieranie ^{**)} (względny ubytek masy próbki), %	Odporność na zmęczenie cieplne – średnia głębokość pęknięć, μm
(E_{S1}) Stopowanie laserowe proszkiem WC							
X40CrMoV5-1	1,2	1,46	18,6	55,6	5	76	61
	1,6	1,79	20,4	57,5	1	94	50
	2,0	1,98	23,8	57,9	1	94	46
	2,3	2,12	36,7	58,7	5	67	47
32CrMoV12-28	1,2	0,81	26,8	53,2	5	104	bd.
	1,6	1,27	30,4	51,5	5	107	bd.
	2,0	1,39	33,7	44,6	6	115	bd.
	2,3	1,91	33,8	41,1	6	117	bd.
(F_{S1}) Przetapianie laserowe bez użycia proszku							
X40CrMoV5-1	1,2	0,56	1,3	54,5	6	64	42
	1,6	1,03	1,5	56,0	3	78	39
	2,0	1,47	2,6	56,8	5	85	32
	2,3	1,67	3,6	57,7	6	70	28
32CrMoV12-28	1,2	0,52	0,6	53,2	1	120	76
	1,6	0,92	0,6	51,5	1	116	74
	2,0	1,13	0,7	44,6	2	114	63
	2,3	1,67	0,8	41,1	2	110	6
^{*)} W dziesięciostopniowej skali wartość 1 odpowiada 500 HV, a 10 odpowiada 1800 HV. ^{**)} Względny ubytek masy po próbie ścieralności obliczono przyjmując za 100% ubytek masy próbek ze stali 32CrMoV12-28 stopowanej laserowo proszkiem TiC z mocą lasera 1,2 kW. ^{***)} Skrót <i>bd.</i> oznacza brak danych.							

kryterium analizy porównawczej rodzaj proszku nanoszonego na podłoże lub jego brak. Wyodrębniono tym samym sześć homogenicznych grup technologii:

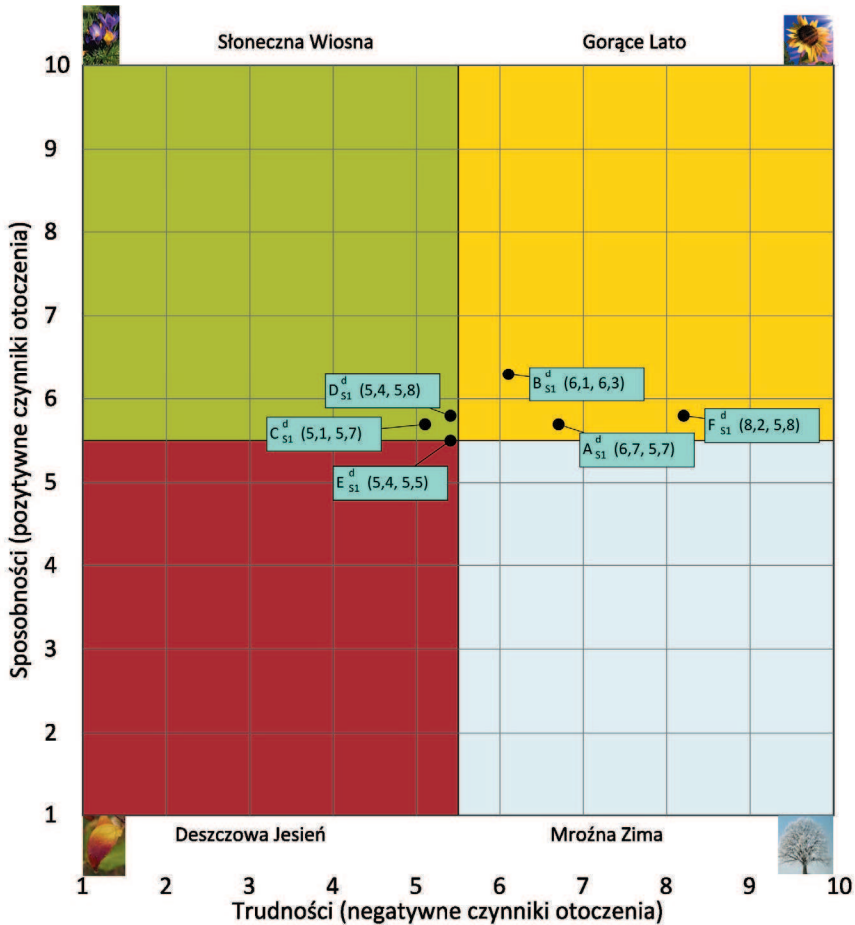
- A_{S1} : powierzchniową obróbkę laserową stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla niobu,
- B_{S1} : powierzchniową obróbkę laserową stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla tantalum,
- C_{S1} : powierzchniową obróbkę laserową stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla tytanu,
- D_{S1} : powierzchniową obróbkę laserową stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla wanadu,
- E_{S1} : powierzchniową obróbkę laserową stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla wolframu,



Rysunek 60. Dendrologiczna macierz wartości technologii dotycząca technologii laserowej obróbki powierzchniowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

- F_{S1} : przetapianie laserowe stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco bez użycia proszków.

Poszczególne grupy technologii zostały ocenione przez ekspertów kluczowych pod kątem atrakcyjności i potencjału z zastosowaniem dziesięciopunktowej uniwersalnej skali stanów względnych. Wykorzystując analizę wielokryterialną, obliczono średnią ważoną z rozpatrywanych kryteriów szczegółowych wyodrębnionych w ramach atrakcyjności i potencjału, a otrzymane wyniki dotyczące poszczególnych grup technologii naniesiono na dendrologiczną macierz wartości technologii (rys. 60). W wyniku przeprowadzonej analizy wszystkie technologie



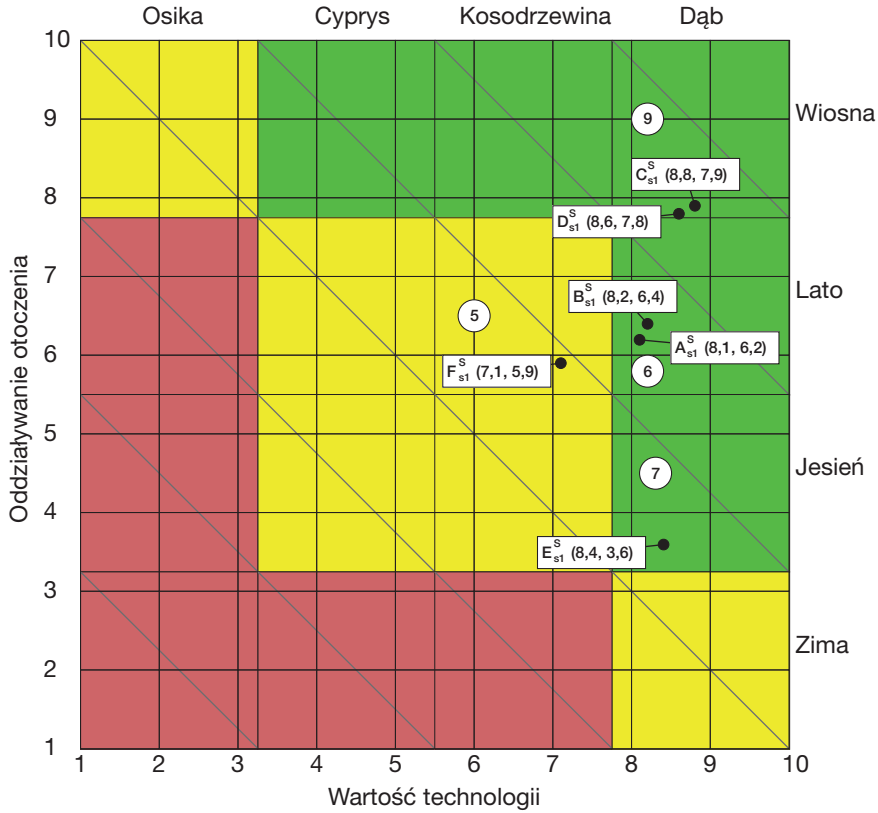
Rysunek 61. Meteorologiczna macierz oddziaływania otoczenia dotycząca technologii laserowej obróbki powierzchniowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

obróbki laserowej z użyciem proszków węglików (A_{S1} - E_{S1}) zakwalifikowano do najbardziej obiecującej ćwiartki macierzy, zawierającej technologie charakteryzujące się zarówno dużym potencjałem, jak i wysoką atrakcyjnością, zwanej rozłożystym dębem. Najwyższym potencjałem określającym obiektywną wartość technologii charakteryzuje się powierzchniowa obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla tytanu C_{S1}^d (8,1, 7,8). Najwyższą atrakcyjnością odzwierciedlającą subiektywne postrzeganie danej technologii wśród jej potencjalnych użytkowników, zdaniem ekspertów, cechuje się natomiast obróbka laserowa stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla wanadu D_{S1}^d (7,0, 8,2). Przetapianie laserowe stopowych stali

narzędziowych do pracy na gorąco bez użycia proszków F_{S1}^d (8,1,4,9) zostało natomiast umieszczone w ćwiartce zwanej ukorzenioną kosodrzewiną, charakteryzującą dobrze poznane technologie o dużym potencjale i ograniczonej atrakcyjności.

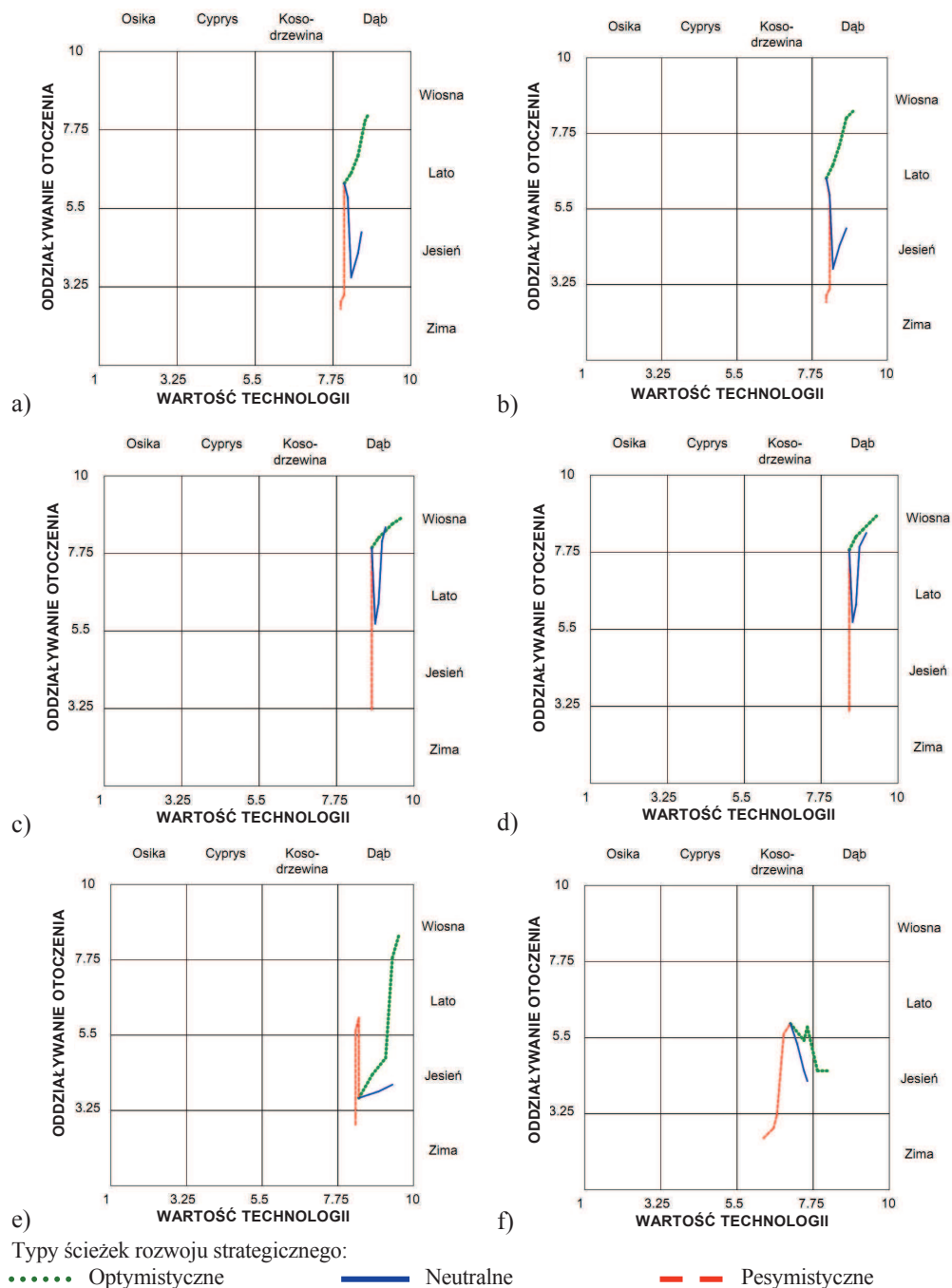
Meteorologiczna macierz oddziaływania otoczenia służy do oceny pozytywnego i negatywnego oddziaływania otoczenia na poszczególne grupy technologii. Wyniki analizy wielokryterialnej, której poddano pozyskane w procesie ankietyzacji oceny ekspertów, wypełniających kwestionariusz ankietowy złożony z kilkudziesięciu pytań, naniesiono na macierz meteorologiczną (rys. 61). Przeprowadzone badania wykazują, że najbardziej sprzyjające warunki otoczenia odpowiadające słonecznej wiosnie towarzyszą grupom technologii C_{S1}^m (5,1,5,7) obróbki laserowej stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla tytanu oraz D_{S1}^m (5,4,5,8) – proszku węgla wanadu. Gorące lato niosące zarówno dużo sposobności, jak i trudności, stanowi otoczenie grup technologii A_{S1}^m (6,7,5,7) obróbki laserowej stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla niobu, B_{S1}^m (6,1,6,3), co odpowiada użyciu proszku węgla tantalum oraz zastosowaniu przetapiania laserowego bez użycia proszków F_{S1}^m (8,2,5,8). Niemalże w samym środku macierzy, jednak w polu deszczowej jesieni o małej liczbie zarówno szans, jak i trudności, znajduje się natomiast obróbka laserowa stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla wolframu oznaczona symbolem alfanumerycznym E_{S1}^m (5,4,5,5).

Otrzymane wyniki z wykorzystaniem programu komputerowego naniesiono na macierz strategii dla technologii (rys. 62). W odniesieniu do najwyższej ocenionych technologii C_{S1}^s (8,8,7,9) obróbki laserowej stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla tytanu oraz D_{S1}^s (8,6,7,8) odpowiadającej użyciu proszku węgla wanadu, których perspektywy rozwojowe oceniono na 9 punktów w dziesięciopunktowej skali, zaleca się zastosowanie strategii dębu wiosną. Strategia ta polega na rozwijaniu, umacnianiu i implementowaniu atrakcyjnej technologii o dużym potencjale w praktyce przemysłowej w celu odniesienia spektakularnego sukcesu. Długoterminowe perspektywy rozwojowe technologii A_{S1}^s (8,1,6,2) obróbki laserowej stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla niobu oraz B_{S1}^s (8,2,6,4), co odpowiada użyciu proszku węgla tantalum, określono jako umiarkowane (6 punktów). Technologie te znajdują się w polu dębu latem, a zalecana dla nich strategia zakłada wykorzystywanie atrakcyjności i potencjału technologii w ryzykownym otoczeniu i unikanie mogących wystąpić trudności,



Rysunek 62. Macierz strategii dotycząca technologii laserowej obróbki powierzchniowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

przy równoczesnym dopasowaniu produktu do wymagań klienta, poprzedzonego gruntownymi badaniami marketingowymi. Możliwości rozwojowe obróbki laserowej stali stopowych narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla wolframu oznaczonej symbolem E_{s1}^s (8,4, 3,6) oceniono dość wysoko (7 punktów) i wymaga ona, zgodnie ze wskazaniem macierzy, implementacji strategii dębu jesienią. Postępowanie to wiąże się z odnoszeniem sukcesów z atrakcyjną stabilną technologią na przewidywalnym rynku połączone z poszukiwaniem nowych rynków, grup klientów i produktów możliwych do wytwarzania tą technologią. W odniesieniu do przetapiania laserowego stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco F_{s1}^s (7,1, 5,9) ocenionego średnio (5 punktów) rekomendowane jest zastosowanie strategii kosodrzewiny latem zalecającej uatrakcyjnienie i unowocześnianie technologii o dużym potencjale oraz przeprowadzenie badań marketingowych i dopasowanie produktu finalnego do wymagań klienta.



Rysunek 63. Ścieżki rozwoju strategicznego dotyczące powierzchniowej obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszków: a) NbC, b) TaC, c) TiC, d) VC, e) WC i f) bez użycia proszków [97]

Na macierz strategii dla technologii w następnej kolejności naniesiono ścieżki rozwoju strategicznego dotyczące poszczególnych technologii szczegółowych stanowiących prognozę ich rozwoju kolejno w latach: 2015, 2020, 2025 i 2030 w trzech wariantach: optymistycznym, pesymistycznym i najbardziej prawdopodobnym. Uproszczone wykresy prezentujące wyniki wszystkich badań przeprowadzonych w odniesieniu do sześciu przeanalizowanych grup technologii, odpowiadających różnym rodzajom nanoszonych proszków lub przetopieniu bez użycia proszków, przedstawiono na rysunkach 63a-f.

Szczególne własności, w tym twardość, mikrotwardość, odporność na ścieranie i odporność na zmęczenie cieplne, jakie zapewnia laserowa obróbka powierzchniowa wraz z możliwością połączenia ciągłego rdzenia z twardą powierzchnią, znakomicie zakreślają zakres zastosowań grupy stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco. Oczekiwany zakres zastosowań badanych stali obrobionych laserowo w przemyśle ciężkim, maszynowym, motoryzacyjnym i lotniczym można podzielić na trzy grupy. Pierwszą grupę stanowią stale stosowane na matryce do pras i formy do odlewów pod ciśnieniem, które ze względu na długi kontakt gorącego materiału z narzędziem i związane z tym silne nagrzewanie się powierzchni pracującej powinny charakteryzować się dobrą ciągliwością zapewnioną przez stosunkowo niskie stężenie węgla (0,3-0,4%) i wysoką temperaturą austenitzowania, gwarantującą rozpuszczenie się węglików W, Mo, V, Cr w osnowie. Drugą grupę stanowią stale używane do wytworzenia stosunkowo dużej wielkości matryc kuźniczych i kowadeł do młotów, cechujące się wysoką hartownością i ciągliwością, co jest wymagane ze względu na duże naciski i uderzenia związane z kuciem, mające miejsce podczas pracy narzędzia, przy równoczesnym stosunkowo krótkim kontakcie narzędzia z gorącą odkuwką. Trzecią grupę stanowią stale, z których wytwarzane są walce do walcowania na gorąco, wkładki matrycowe pras i kuźniarek oraz stemple do wyciskania i spęczania produktów, m.in. ze stopów miedzi i aluminium. Zestaw własności użytkowych badanych stali, zapewnionych w wyniku powierzchniowej obróbki laserowej, i zakres możliwych zastosowań wskazują na potrzebę rozwoju zarówno tej grupy materiałów, jak również omawianej grupy technologii służących ich obróbce. Bezspornie, zarówno wyniki wykonanych i szczegółowo opisanych w niniejszym rozdziale klasycznych badań materiałoznawczych, jak i wykonanych niezależnie badań heurystycznych bazujących na opiniach ekspertów, wykonanych zgodnie z metodologią komputerowo zintegrowanego prognozowania rozwoju inżynierii powierzchni materiałów, stanowiącą istotę niniejszej

MAPA DROGOWA TECHNOLOGII		Nazwa technologii: <i>Obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku NbC</i>	Nr katalogowy: <i>SI-01-2010-12</i>	
		Obszar tematyczny: <i>Przetapianie i stopowanie stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco</i>		
Kiedy?	Interwały czasowe	DZIŚ 2010-12	2020	2030
Dlaczego?	Perspektywy ogólnospołeczne i gospodarcze	Tworzenie Księgi Technologii Krytycznych Tworzenie scenariuszy przyszłych wydarzeń Rozwijanie społeczeństwa informacyjnego I kapitału intelektualnego	Rozwój priorytetowych innowacyjnych technologii Wykorzystywanie sposobności i unikanie trudności Szeroka edukacja i efektywna intensywna współpraca między przedstawicielami Nauki i Przemysłu	Statystycznie wysoki poziom technologii implementowanych w praktyce przemysłowej Zrównoważony rozwój Gospodarka oparta na wiedzy i innowacyjności
	Strategia dla technologii Oddziaływanie otoczenia Wartość technologii	Gorące lato Rozłożysty dąb	Strategia debiutem. Przeanalizować rynek i wykorzystać sposobności. Wymagań klienta	Wykorzystywać atrakcyjność i potencjał badania marketingowe i dopasować produkt do
Co?	Produkt	Formy odlewnicze, tłoczniaki, matryce, narzędzia pracujące w warunkach dużego gradientu temperatury		
	Jakość produktu na tle zagranicznej konkurencji Podłoże Rodzaj powłok/ warstw wierzchnich/ procesów na powierzchni podłoża Poproszone własności materiału Aparatura diagnostyczno-badawcza	(7) Dość wysoka Stopowe stale narzędziowe do pracy na gorąco 32CrMoV12-28, X40CrMoV5-1 Węglik niobu NbC Poproszone własności mechanicznych i użytkowych wytworzonych elementów, w szczególności twardości; zwiększenie odporności na zmęczenie cieplne i odporności na ścieranie Laser diodowy dużej mocy - HPDL, mikroskopy: świetlny, elektronowy transmisyjny, elektronowy skaningowy, mikrotwardościomierz, scratch tester, dyfraktometr rentgenowski, mikroanalizator rentgenowski, stanowisko do badania zmęczenia cieplnego i odporności na ścieranie	(8) Wysoka	(8) Wysoka
Jak?	Technologia	Stopowanie laserowe stopowych stali narzędziowych 32CrMoV12-28, X40CrMoV5-1 do pracy na gorąco z wykorzystaniem proszku węgla niobu		
	Faza cyklu życia Typ produkcji Forma organizacji prod. Nowoczesność parku maszynowego Automatyzacja i robotyzacja Jakość i niezawodność Proekologiczność	(9) Eksperymentalna Jednostkowa Gniazdowa (10) Wybitnie wysoka (7) Dość wysoka (7) Dość wysoka (8) Wysoka	(7) Wzrostowa Średnioseryjna Gniazdowa (10) Wybitnie wysoka (8) Wysoka (8) Wysoka	(6) Wczesnodojrzała Średnio- i wielkoseryjna Gniazdowa, rytmiczna (10) Wybitnie wysoka (9) Bardzo wysoka (7) Dość wysoka (7) Dość wysoka
Gdzie?	Rodzaj organizacji Reprezentowane gałęzie przemysłu	Ośrodki naukowo-badawcze, centra transferu technologii, technoparki Przemysł ciężki, motoryzacyjny, maszynowy	Ośrodki naukowo-badawcze, centra transferu technologii, technoparki, średnie przedsiębiorstwa	Duże i średnie przedsiębiorstwa
Kto?	Poziom edukacji pracowników Zaangażowanie kadry naukowo-badawczej	(8) Wysoki (9) Bardzo wysokie	(8) Wysoki (8) Wysokie	(7) Dość wysoki (7) Dość wysokie
Ile?	Wymagania kapitałowe	(10) Wybitnie wysokie	(8) Wysokie	(6) Umiarkowane
	Wartość produkcji w firmie warunkująca opłacalność Wartość produkcji w kraju	(5) Średnia (1) Minimalna	(7) Dość wysoka (3) Niska	(8) Wysoka (5) Średnia

LEGENDA: → Związki przyczynowo-skutkowe → Powiązania kapitałowe → Korelacje czasowe ↔ Dwukierunkowe przepływy danych i/lub zasobów

Rysunek 64. Mapa drogowa technologii dotycząca powierzchniowej obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla niobu; współautorzy: A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, E. Jonda, K. Labisz

rozprawy, niezależnie potwierdzają potrzebę rozwoju technologii obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco.

Wyniki tradycyjnych badań materiałoznawczych i badań heurystycznych bazujących na opiniach ekspertów stanowiły kanwę utworzenia serii map drogowych analizowanych grup technologii. Rysunek 64 przedstawia reprezentatywną mapę drogową technologii, dotyczącą powierzchniowej obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco z użyciem proszku węgla niobu, natomiast zestawienie zbiorcze zawierające wybrane dane źródłowe wykorzystane do sporządzenia map drogowych wszystkich analizowanych technologii powierzchniowej obróbki laserowej tej grupy stali przedstawiono w tabelicy 17. Opracowane według autorskiej koncepcji mapy drogowe technologii stanowią bardzo wygodne narzędzie analizy porównawczej, umożliwiając wybór najlepszej z technologii pod względem wybranego kryterium. Ponadto, ich niezaprzeczalną zaletą jest elastyczność, dzięki której

Tablica 17. Wybrane dane źródłowe wykorzystane do sporządzenia map drogowych technologii dotyczących badanych technologii powierzchniowej obróbki laserowej stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco

Symbol technologii	Analizowany czynnik																							
	(1)			(2)			(3)			(4)			(5)			(6)			(7)			(8)		
	Horyzont czasowy																							
	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c
A_{SI}	7	8	8	9	7	6	7	8	9	8	7	8	8	8	7	8	8	7	9	8	7	9	9	10
B_{SI}	8	8	8	9	7	6	7	9	9	7	7	8	8	7	7	8	8	6	9	8	7	9	9	8
C_{SI}	6	8	8	9	7	5	7	8	10	5	6	8	9	9	9	9	7	4	9	8	5	8	6	4
D_{SI}	6	8	8	9	7	5	7	8	9	5	7	8	8	8	8	8	7	5	9	6	4	7	5	3
E_{SI}	6	7	8	9	7	5	7	8	10	5	7	9	8	8	8	8	7	3	9	5	4	5	4	4
F_{SI}	6	6	5	4	4	3	6	7	7	5	5	6	7	8	8	5	4	3	5	4	3	4	3	3

Analizowane czynniki:

(1) Jakość produktu na tle zagranicznej konkurencji	(5) Proekologiczność	Horyzont czasowy: a: lata 2010-2012 b: rok 2020 c: rok 2030
(2) Faza cyklu życia technologii	(6) Poziom edukacji pracowników	
(3) Poziom automatyzacji i robotyzacji	(7) Zaangażowanie kadry naukowo-badawczej	
(4) Jakość i niezawodność	(8) Wymagania kapitałowe	

w razie potrzeby mapy można uzupełniać i rozbudowywać o dodatkowe podwarstwy dostosowując je do specyfiki branży, wielkości przedsiębiorstwa, skali działalności firmy bądź indywidualnych oczekiwań przedsiębiorcy. W ramach prowadzonych prac utworzono także kartę informacyjną technologii stanowiącą uszczegółowienie i uzupełnienie map drogowych technologii. Dwustronicowa karta dotycząca powierzchniowej obróbki stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco (rys. 65a,b) zawiera informacje techniczne przedstawione w formie tabelarycznej, w tym treści opisowe, graficznie przedstawiony schemat procesu, a także wyniki ocen eksperckich dokonanych w dziesięciostopniowej uniwersalnej skali stanów względnych. Mapy drogowe i karty informacyjne technologii przygotowano w ujednolicony sposób w odniesieniu do wszystkich 140 analizowanych technologii szczegółowych i technologii krytycznych inżynierii powierzchni materiałów. Wszystkie wykonane mapy i karty zebrano w Księdze Technologii Krytycznych inżynierii powierzchni materiałów, która zostanie opublikowana w formie książkowej, lecz planuje się, że głównym źródłem rozpowszechniania informacji w niej zawartych będzie Internet. E-Księga Technologii Krytycznych, zgodnie z nowo opracowaną koncepcją e-transferu technologii [99, 161, 175], zostanie udostępniona bezpłatnie i bez żadnych ograniczeń na ogólnodostępnej platformie internetowej, aby stanowiła pomoc podczas wdrażania technologii w praktyce przemysłowej, w szczególności w małych i średnich przedsiębiorstwach, niedysponujących kapitałem pozwalającym na przeprowadzenie badań własnych w tym zakresie.

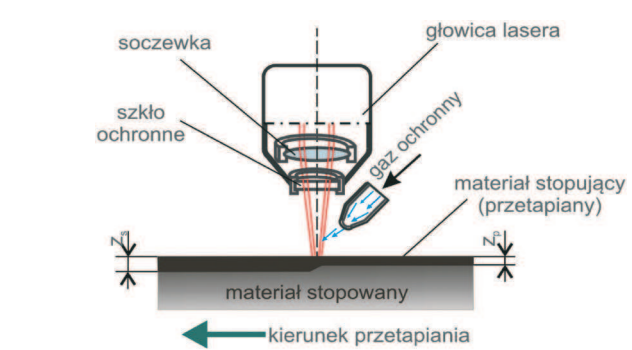
Informacje podane w niniejszym rozdziale potwierdzają w odniesieniu do stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco oraz wytypowanej technologii obróbki laserowej ich warstwy powierzchniowej prawdziwość przyjętego założenia, że wyniki klasycznych eksperymentów materiałoznawczych i wyniki badań heurystycznych bazujących na opiniach ekspertów, wykonane zgodnie z nowo opracowaną metodologią, są tożsame i pozwalają na wyciągnięcie analogicznych wniosków dotyczących perspektyw rozwojowych analizowanej grupy technologii. Ponadto, wyniki badań uzyskane niezależnie w dwojaki sposób mają walory synergiczne i chociaż wykonanie zaplanowanych badań z wykorzystaniem któregośkolwiek z nich prowadzi do porównywalnego wnioskowania, to wykonanie ich pełnego cyklu, aczkolwiek nie jest konieczne, powoduje większą jednoznaczność wniosków dotyczących perspektyw rozwojowych rozpatrywanej technologii i danej grupy materiałów inżynierskich. W odniesieniu do formułowania wniosków dotyczących perspektyw rozwojowych danych technologii i materiałów inżynierskich, klasyczne badania materiałoznawcze umożliwiają

a)

KARTA INFORMACYJNA TECHNOLOGII		Nazwa technologii	<i>Powierzniowa obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco</i>	Nr katalogowy		
		Obszar tematyczny	<i>Technologie laserowe w inżynierii powierzchni</i>	S1-01/2010-12		
Istota zjawiska fizykochemicznego			Wpływ aplikacji technologii na przewidywane i oczekiwane własności materiału	Poziom		
Laserowe wzbogacanie warstw wierzchnich w dodatki stopowe ma na celu zmianę własności materiałów w wąskiej strefie przypowierzniowej dzięki wtapianiu pierwiastków pochodzących z odpowiednio przygotowanej i naniesionej powłoki. Istotą tego procesu jest przetopienie naniesionej warstwy materiału stopującego oraz podłoża poprzez gwałtowne nagrzanie niewielkiej objętości materiału, intensywne wymieszanie, a następnie krzepnięcie przy bardzo szybkim chłodzeniu. Powstaje wówczas drobnokrystaliczna struktura oraz występuje znaczne przesycenie roztworów stałych, jak również powstają fazy metastabilne. Możliwość precyzyjnej regulacji warunków procesu takich jak: prędkość skanowania powierzchni przez wiązkę laserową oraz jej moc, rodzaj i grubość materiału stopującego, osłona gazowa, pozwala na otrzymanie warstwy stopowanej o przewidywanych własnościach w zależności od warunków eksploatacji.			Oporność na erozję	Dość wysoki (7)		
			Oporność na zmęczenie	Dość wysoki (7)		
			Twardość	Dość wysoki (7)		
			Oporność na ścieranie	Dość wysoki (7)		
			Oporność na oddziaływanie wysokiej temperatury	Dość wysoki (7)		
			Oporność na korozję	Dość wysoki (7)		
			Niższy koszt wytwarzania	Umiarkowany (6)		
			Wysoka wytrzymałość	Średni (5)		
Rodzaj możliwej powłoki/ warstwy wierzchniej lub procesów zachodzących na powierzchni podłoża			Skuteczność przeciwdziałania technologii skutkom zużycia	Poziom		
X	jednowarstwowa	wielofazowa	amorficzna	Zużycie ściernie	Wysoki (8)	
X	wielowarstwowa	X gradientowa	nanokrystaliczna	Erozja	Dość wysoki (7)	
	multiwarstwowa (>100 warstw)	X kompozytowa	hybrydowa	Fretting	Dość wysoki (7)	
X	przemiany fazowe powierzchni podłoża	X zmiana składu chemicznego na powierzchni podłoża	procesy fizyczne na powierzchni podłoża	Zużycie cieplne	Dość wysoki (7)	
Szczególne własności powłok/ warstw wierzchnich/ powierzchni podłoża w wyniku zajścia procesów			Pitting (zużycie gruzełkowe)	Dość wysoki (7)		
X	mechaniczne	magnetyczne	optyczne	X trybologiczne	Zmęczenie cieplne	Dość wysoki (7)
	chemiczne	dyfuzyjne	termiczne	X antykorozyjne	Zużycie adhezyjne	Dość wysoki (7)
	elektryczne	hydromechaniczne	akustyczne	Inne:	Korozja naprężeniowa i zmęczenie	Umiarkowany (6)
Zalety		Wady		Sekcje przemysłu wg klasyfikacji PKD o najwyższej aplikacyjności technologii	Poziom	
Wysoka oporność na zużycie ściernie warstwy wierzchniej; uzyskanie drobnokrystalicznej struktury; podwyższona twardość warstwy wierzchniej i oporność na zmęczenie cieplne.		Wysoki koszt urządzenia; wzrost chropowatości powierzchni stwarzający konieczność zastosowania dodatkowej obróbki wykończającej; możliwość powstawania pęknięć w warstwie wierzchniej.		Badania naukowe i prace rozwojowe	Dość wysoki (7)	
Najbardziej perspektywiczne technologie szczegółowe i/lub obszary zastosowań			Produkcja metalowych wyrobów gotowych (...)	Produkcja pozostałego sprzętu transportowego	Dość wysoki (7)	
Możliwość wykorzystania w celu opracowania metody zwiększenia trwałości eksploatacyjnej narzędzi wykonanych ze stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco w efekcie stopowania laserowego powierzchni z naniesioną warstwą proszków węglików.			Produkcja pojazdów samochodowych (...)	Naprawa i instalowanie maszyn i urządzeń	Średni (5)	
Technologie zastępcze/ alternatywne			Działalność w zakresie architektury i inżynierii (...)	Roboty budowlane specjalistyczne	Średni (5)	
Technologie plazmowe			Roboty budowlane specjalistyczne	Aplikacyjność metod modelowania i sterowania komputerowego w odniesieniu do technologii	Dość niski (4)	
Rekomendowane źródła literaturowe			Modelowanie matematyczne	Modelowanie wieloskalowe	Niski (3)	
1	F. Bachman, Industrial applications of high power diode lasers in materials processing, Applied Surface Science (2003) 15-21.		Sztuczne sieci neuronowe	Algorytmy genetyczne	Poziom	
2	J. Kusiński, Technologie laserowe w inżynierii materiałowej, Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika, z. 82, 2005, 27-33.		Dynamika molekularna	Aktualna faza cyklu życia technologii	Wysoki (8)	
3	L.A. Dobrzański, E. Jonda, K. Labisz, M. Bonek, A. Klimpel, Abrasive wear resistance of the hot work tool steels remelted or alloyed by HPDL laser, 13 th International Materials Symposium, Pamukkale, 2010, 49-55.		Perspektywy rozwojowe	Perspektywy rozwojowe	Dość wysoki (7)	

b)

KARTA INFORMACYJNA TECHNOLOGII	Nazwa technologii	Powierzchniowa obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco		Nr katalogowy
	Obszar tematyczny	Technologie laserowe w inżynierii powierzchni		S1-01/2010-12
Opis przebiegu procesu technologicznego				
<p>Stopowanie za pomocą wiązki lasera diodowego (HPDL) warstw wierzchnich stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco stanowi efektywną, wysokowydajną metodę kształtowania własności warstw wierzchnich, pozwalającą na dodatkowe zwiększenie własności eksploatacyjnych. Proces stopowania polega na naniesieniu na podłoże materiału stopującego i na następnym przetopieniu go wraz z warstwą wierzchnią materiału podłoża. Najczęściej stosowanymi materiałami stopującymi są różne fazy, głównie węgliki metali trudno topliwych: TiC, NbC, VC, TaC, WC lub stopy tych metali np. W-Co-Cr-V, Co-W, Cr-Ti, stelliity i nadstopy nanoszone przez natryskiwanie cieplne lub elektroiskrowe oraz w postaci past. Przetopienie cienkiej warstwy wierzchniej i jej szybka krystalizacja pozwalają uzyskać strukturę jednorodną chemicznie, drobnokrystaliczną i charakteryzującą się dużą twardością. W zależności od rodzaju zastosowanych dodatków stopujących w postaci proszków węglików, jak również od zastosowanej mocy lasera HPDL, następuje utworzenie drobnej struktury dendrytycznej, a także umocnienie przez wzbogacanie warstwy wierzchniej w dodatki stopowe pochodzące z rozpuszczających się węglików. Materiał w warstwie stopowanej po zakończeniu oddziaływania wiązki laserowej krzepnie, a materiał podłoża w jego sąsiedztwie ulega zahartowaniu. Struktura tej warstwy, jej skład chemiczny i własności fizykochemiczne różnią się od podłoża i od materiału stopującego. Po stopowaniu laserowym konieczne jest zastosowanie obróbki wykończającej, np. szlifowania.</p>				
Ogólne fizykochemiczne warunki realizacji procesu technologicznego				
Standardowy zakres parametru procesu		Jednostka	od	do
Temperatura		°C	>1300	
Ciśnienie		Pa	ok. 10^5	
Moc lasera		kW	1,2	2,3
Prędkość skanowania wiązki laserowej		m/min	0,3	0,5
Środowisko/ atmosfera		Powietrze, gazy ochronne np. argon		
Specyficzne warunki realizacji procesu		Atmosfera ochronna w postaci nadmuchu gazu osłonowego (argonu) przez dyszę kołową.		
Metod(a)-y wstępnego przygotowania materiału podłoża				
Standardowa obróbka cieplna, polegająca na hartowaniu i dwukrotnym odpuszczaniu; piaskowanie i obróbka mechaniczna na szlifierce magnetycznej, odtłuszczenie powierzchni obrabianej.				
Typ/ rodzaj urządzenia				
Laser Diodowy Dużej Mocy (HPDL) Roфин SINAR DL 020				
Specyficzne oprzyrządowanie				
Stolik roboczy, dysza gazu ochronnego, głowica laserowa, układ zasilania i chłodzenia, oraz system komputerowy sterujący pracą lasera i położeniem stoika roboczego.				



Schemat procesu laserowego stopowania warstwy wierzchniej materiałów.



Widok stanowiska wykorzystanego podczas stopowania laserowego stali proszkami węglików.

Rysunek 65. Karta informacyjna technologii dotycząca powierzchniowej obróbki stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco; a) 1. strona, b) 2. strona; współautorzy: A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, E. Jonda

jedynie formułowanie opisowych wniosków jakościowych i to zwykle w formie postulatywnej. Badania heurystyczne, zgodnie z prezentowaną koncepcją metodologiczną, pozwalają natomiast na formułowanie ocen ilościowych, walidację tych ocen i ich rangowanie, co jest podstawą wykonania analizy porównawczej opierającej się na założonych kryteriach i czyni prognozę bardziej wiarygodną niż w przypadku, gdy takich danych ilościowych z przyczyn obiektywnych pozyskać nie można.

Opisane studium przypadku pozwala na jednoznaczną ocenę, że sformułowaną i sformalizowaną w niniejszej pracy metodologię komputerowo zintegrowanego prognozowania rozwoju inżynierii powierzchni materiałów w analizowanym przypadku pozytywnie zweryfikowano doświadczalnie, poprzez klasyczne badania materiałoznawcze.

5.3. Syntetyczny opis wykonanych badań materiałoznawczo-heurystycznych

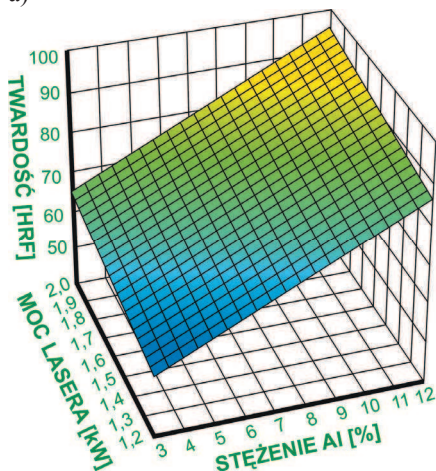
Badania materiałoznawczo-heurystyczne analogiczne do opisanych szczegółowo w podrozdziale 5.2 wykonano również w odniesieniu do pozostałych studiów przypadku dotyczących kolejnych siedmiu grup technologii szczegółowych (S2-S8). Kompletne wyniki tych badań, a w szczególności: opis materiału do badań i metodyki badań materiałoznawczych; prezentację wyników badań strukturalnych oraz badań własności mechanicznych, innych własności fizycznych, własności użytkowych i badań uzupełniających wspomaganých komputerowo; prezentację macierzy kontekstowych, tj. dendrologicznych, meteorologicznych i strategii dla technologii; ścieżek rozwoju strategicznego oraz map drogowych i kart informacyjnych technologii, wydano w formie obszernej kilkusetstronicowej anglojęzycznej publikacji książkowej [161] oraz zaprezentowano m.in. w pracach [90-99, 169-174, 180-188, 302, 336]. Niniejszy podrozdział rozprawy zawiera jedynie syntetyczny opis efektów końcowych tych badań, w tym: uogólnioną charakterystykę własności materiałów uzyskanych w wyniku poddania ich różnym rodzajom obróbki powierzchniowej, pozycjonowanie strategiczne poszczególnych technologii z użyciem macierzy kontekstowych i perspektywy rozwoju strategicznego. Rozpatrywane szczegółowe rozwiązania materiałoznawcze, wsparte wykonanymi badaniami eksperymentalnymi, stanowią merytoryczne uzasadnienie dla opisanych w niniejszym podrozdziale wyników badań heurystycznych, bazujących na wiedzy eksperckiej, wynikających z nowo opracowanej metodologii, co potwierdza celowość wykonywania takich

właśnie badań, bez konieczności każdorazowego poparcia ich szczegółowymi, kosztownymi z natury rzeczy i długotrwałymi badaniami materiałoznawczymi. Wyniki te są również kolejnymi przykładami doświadczalnej weryfikacji przyjętego założenia, sformułowanego na początku podrozdziału 5.1, że możliwe jest wykonywanie badań z wykorzystaniem nowo opracowanej autorskiej metodologii, w celu ustalenia perspektyw rozwoju poszczególnych technologii kształtowania struktury i własności warstwy powierzchniowej materiałów inżynierskich, bez każdorazowej potrzeby wykonywania ponownych i gruntownych badań materiałoznawczych.

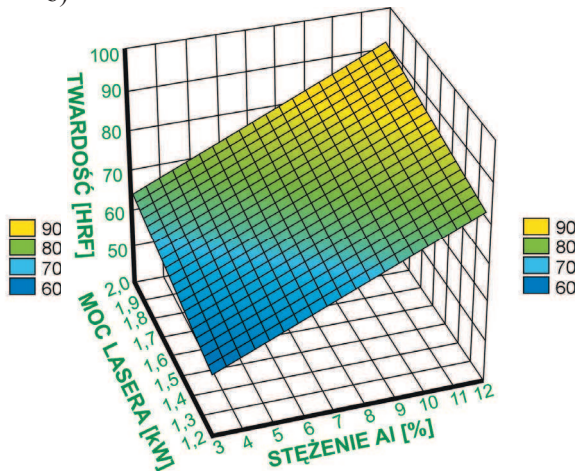
S2 Obróbka laserowa odlewniczych stopów magnezu

W odniesieniu do grupy technologii S2 – obróbki laserowej odlewniczych stopów magnezu MCMgAl12Zn1, MCMgAl9Zn, MCMgAl6Zn1, MCMgAl3, przyjęto jako kryterium podziału rodzaj proszku naniesionego na podłoże, w celu przeprowadzenia prac eksperymentalno-porównawczych [90, 161, 169, 170, 336]. Wyodrębniono w ten sposób następujące grupy technologii szczegółowych obejmujących wtapianie w podłoże cząstek odpowiednio: węgliku tytanu (A_{S2}), węgliku wolframu (B_{S2}), węgliku wanadu (C_{S2}), węgliku krzemu (D_{S2}) i tlenku aluminium (E_{S2}).

a)

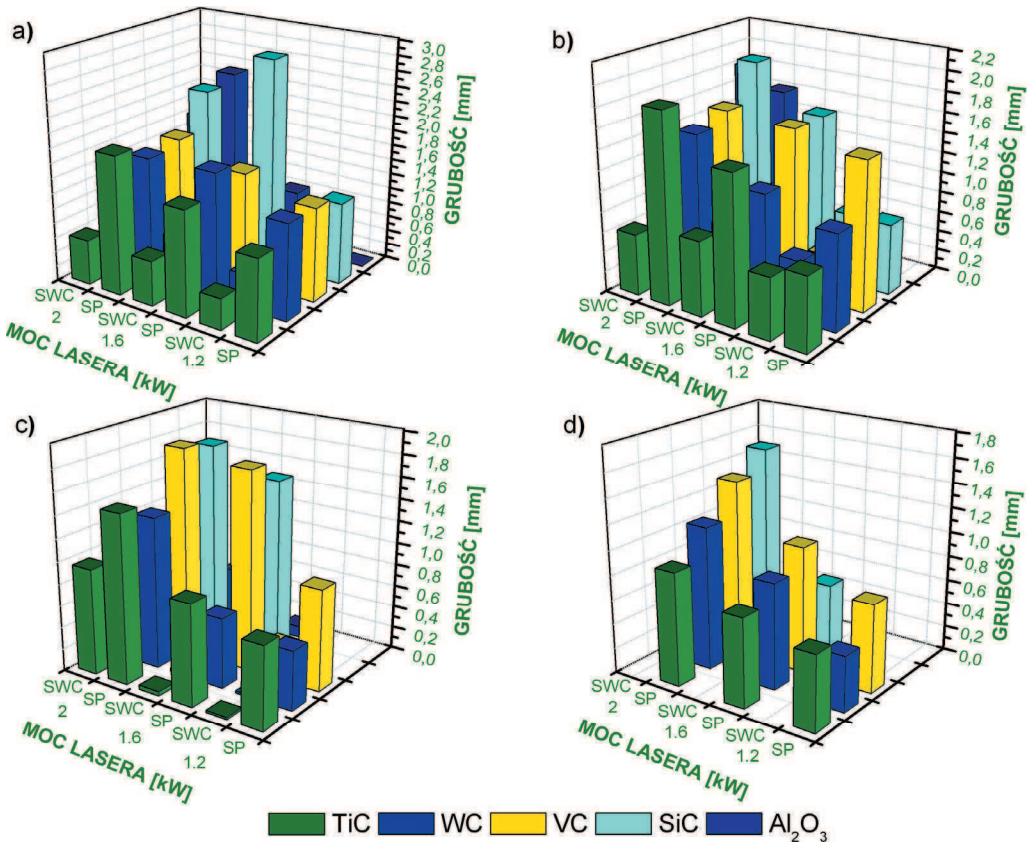


b)



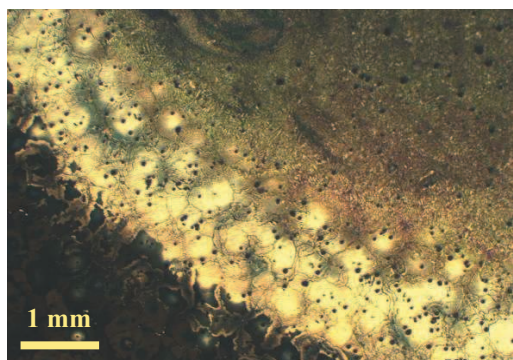
Rysunek 66. Symulacja wpływu mocy lasera i stężenia aluminium na twardość odlewniczych stopów magnezu poddanych obróbce laserowej z użyciem: a) proszków węgliku tytanu, b) proszków węgliku wanadu; prędkość skanowania 0,75 m/min [90, 161]

Wyniki wykonanych badań materiałoznawczych wykazują pozytywny wpływ powierzchniowej obróbki laserowej na jakość i strukturę badanych odlewniczych stopów magnezu oraz obiecujące polepszenie własności mechanicznych i użytkowych badanego materiału, w tym zwłaszcza twardości, która w istotny sposób zależy od mocy lasera i stężenia pierwiastków stopowych, np. Al (rys. 66). Wtapianie z użyciem lasera wszystkich wymienionych proszków węglików i tlenku wpływa na rozdrobnienie struktury w całym badanym zakresie mocy lasera i na zróżnicowanie wielkości ziarn w poszczególnych strefach warstwy wierzchniej badanych stopów. W warstwach wierzchnich występują dwie strefy: przetopienia (SP) i wpływu ciepła (SWC), których charakterystyczne wielkości (np. grubość warstwy) zależne są od zastosowanej mocy lasera i wtapianych proszków węglików lub tlenku. Grubość uzyskanej warstwy wierzchniej odlewniczych stopów magnezu zwiększa się wraz ze wzrostem

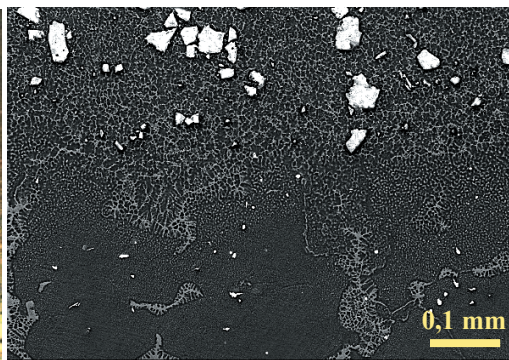


Rysunek 67. Wpływ mocy lasera i proszków węglików lub tlenku użytych w procesie obróbki laserowej na grubość strefy przetopienia (SP) i strefy wpływu ciepła (SWC) [90, 161]

mocy lasera w zakresie od 1,2 do 2,0 kW i wynosi od dziesiątych części mm do ok. 4 mm w stopie MCMgAl12Zn1 w wtapiamym SiC (rys. 67). Struktura materiału krzepnącego po wtapianiu laserowym charakteryzuje się zróżnicowaną morfologią (rys. 68 i 69) i składa się z dyspersyjnych cząstek zastosowanego węgliku TiC, WC, VC, SiC lub tlenku Al_2O_3 , rozmieszczonych w dendrytach roztworu stałego α -Mg z eutektyką płytkową $Mg_{17}Al_{12}$ i α -Mg w obszarach międzydendrytycznych, oraz z wydzieleni faz zawierających Mg i Si, jak również faz o dużym stężeniu Mn i Al. Główne osie dendrytów zorientowane są zgodnie z kierunkami odprowadzania ciepła, a morfologia i udział faz są zależne od warunków procesu laserowej obróbki powierzchniowej, rodzaju cząstek wtapiamych i składu chemicznego podłoża (stop pod- lub nadeutektyczny). Na dyfraktogramach rentgenowskich z warstwy wierzchniej odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn po wtapianiu laserowym proszków węglików WC, TiC, VC, SiC lub tlenku Al_2O_3 zidentyfikowano refleksy od faz α -Mg, γ - $Mg_{17}Al_{12}$, a także refleksy od użytych proszków (rys. 70). Zmiany składu chemicznego w miejscach rozmieszczenia różnych faz na przekroju warstwy wierzchniej stwierdzono w wyniku badań rozkładu powierzchniowego pierwiastków, których przykład dotyczący materiału MCMgAl6Zn1 po wtapianiu węgliku tytanu przedstawiono na rysunku 71. Zastosowane warunki obróbki laserowej mają również wpływ na chropowatość powierzchni odlewniczych stopów magnezu po wtapianiu laserowym. Przy nieziennej prędkości skanowania i natężeniu podawania



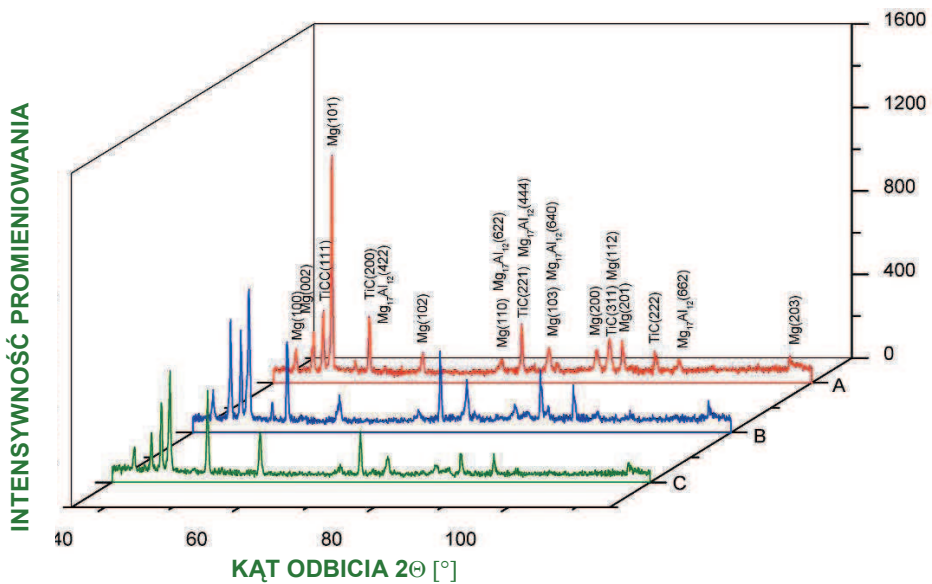
Rysunek 68. Obszar pomiędzy strefą przetopienia a podłożem ze stopu MCMgAl9Zn1 poddanego obróbce laserowej z użyciem proszku węgliku wanadu; prędkość skanowania 0,75 m/min, moc lasera 2,0 kW; mikroskop świetlny [90, 161]



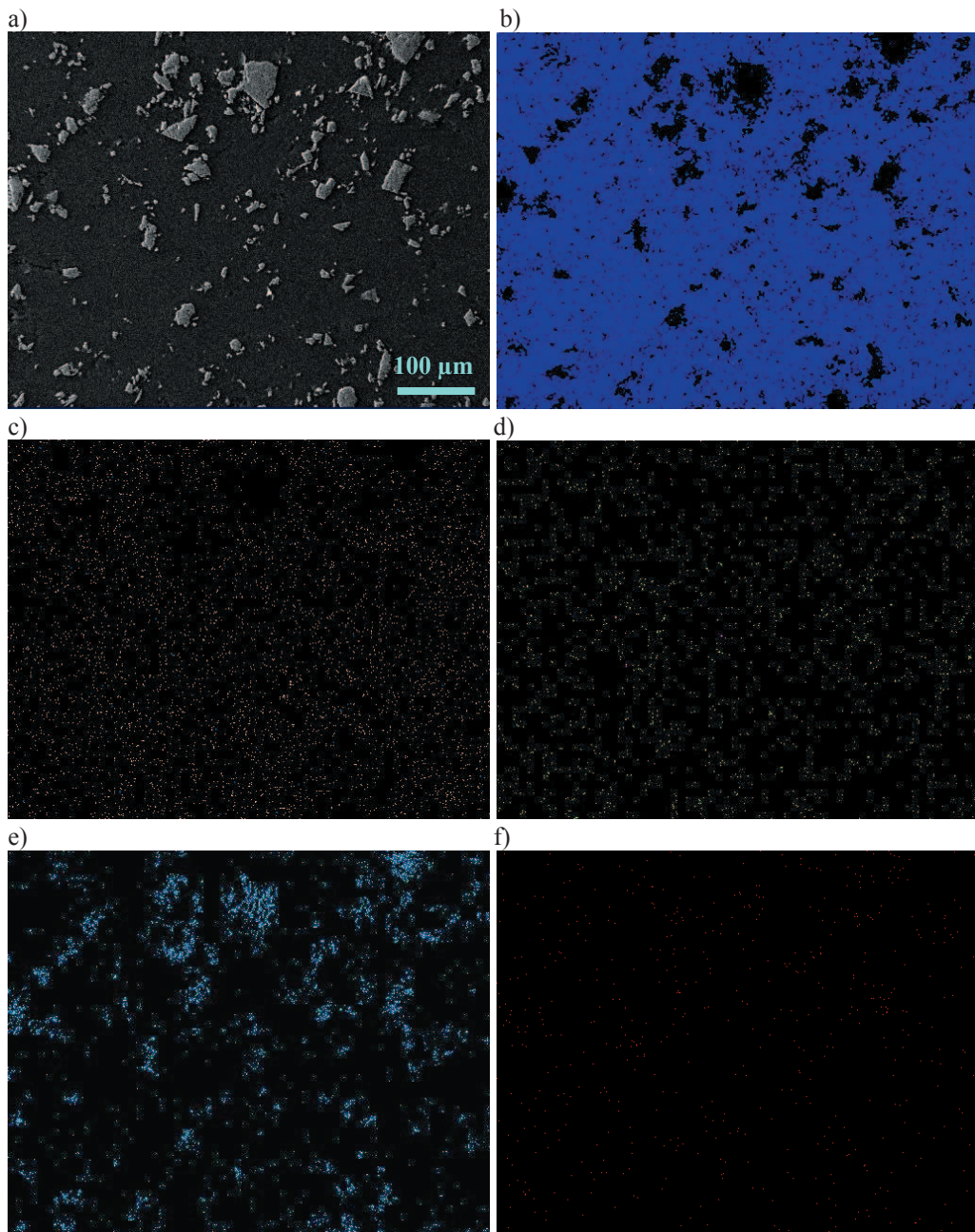
Rysunek 69. Obszar na styku strefy przetopionej i podłoża ze stopu MCMgAl9Zn1 poddanego obróbce laserowej z użyciem proszku węgliku tytanu; prędkość skanowania 1 m/min, moc lasera 1,6 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [90, 161]

proszku, wraz ze wzrostem mocy lasera zmniejsza się chropowatość powierzchni. Zmierzone wartości chropowatości powierzchni zawierają się w przedziale od 4,0 μm do 42,5 μm . W odlewniczych stopach magnezu Mg-Al-Zn poddanych przetapieniu i wtapieniu cząstek węglików i tlenku, w wyniku rozdrobnienia ziarn i występowania twardych cząstek użytych proszków maksymalną twardość, ok. 103 HRF, uzyskano w warstwie wierzchniej stopu MCMgAl12Zn1, w który wtapiano proszki węglika tytanu przy mocy lasera 1,2 kW i prędkości wtapienia 0,5 m/min. Uzyskane wyniki badań materiałoznawczych potwierdzają potrzebę rozwijania opisanej grupy technologii.

W wyniku przeprowadzonej oceny wartości technologii wykazano, że wszystkie grupy technologii (A_{S2} - E_{S2}) charakteryzują się zarówno dużym potencjałem, jak i atrakcyjnością, stąd zakwalifikowano je do najbardziej obiecującej ćwiartki macierzy dendrologicznej, zwanej rozłożystym dębem. Najlepszy wynik A_{S2}^d (9,7; 9,8) osiągają odlewnicze stopy magnezu poddane obróbce laserowej węglikiem tytanu, a najgorsze te, w których wykorzystano do obróbki laserowej węglík krzemu D_{S2}^d (7,6, 8,5). Wyniki oceny pozytywnego i negatywnego oddziaływania otoczenia na poszczególne grupy technologii wskazują, że w przypadku wszystkich poddanych badaniom grup technologii otoczenie jest niezwykle sprzyjające,



Rysunek 70. Dyfraktogram rentgenowski odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po obróbce laserowej proszkiem węglika tytanu; prędkość skanowania 0,75 m/min, moc lasera: A – 1,2 kW, B – 1,6 kW, C – 2,0 kW [90, 161]



Rysunek 71. Struktura warstwy wierzchniej stopu magnezu $MCMgAl6Zn1$ poddanej obróbce laserowej z użyciem węgla tytanu: a) obraz uzyskany z wykorzystaniem elektronów wtórnych (SE) oraz rozkład powierzchniowy pierwiastków: b) Mg, c) Al, d) Zn, e) Ti, f) C; prędkość skanowania 0,75 m/min, moc lasera 1,6 kW; skaningowy mikroskop elektronowy [90, 161]

niosące dużo sposobności i sprawiające niewiele trudności, stąd wszystkie analizowane grupy technologii znajdują się w ćwiartce odpowiadającej słonecznej wiośnie, co wróży bardzo dobrze ich rozwojowi. Ponownie najwyższą ocenę uzyskuje grupa technologii oznaczona jako $A_{S_2}^m$ (4,0, 7,4), a najniższą – grupa technologii oznaczona jako $E_{S_2}^m$ (3,8, 6,0) odpowiadająca wtapianiu laserowemu z użyciem tlenku aluminium. Wyniki badań przedstawione w postaci graficznej za pomocą macierzy dentrologicznej i meteorologicznej na kolejnym etapie prac badawczych naniesiono na macierz strategii dla technologii. Najwyższą możliwą ocenę (10 punktów) uzyskują grupy technologii oznaczone jako $A_{S_2}^s$ (9,8, 8,4) i $C_{S_2}^s$ (9,7, 8,4) odpowiadające obróbce laserowej odlewniczych stopów magnezu odpowiednio węglikiem tytanu i węglikiem wanadu, a pozostałe grupy technologii (B_{S_2} , D_{S_2} i E_{S_2}) oceniono na 9 punktów, co oznacza ich bardzo wysoką pozycję na tle otoczenia. W odniesieniu do wszystkich analizowanych bardzo dobrze rokujących grup technologii zaleca się zastosowanie strategii dębu wiosną, polegającej na rozwijaniu, umacnianiu i implementowaniu atrakcyjnej technologii o dużym potencjale w praktyce przemysłowej, w celu odniesienia spektakularnego sukcesu.

Analizując otrzymane wyniki badań, należy stwierdzić, że możliwe będzie zastosowanie badanych stopów Mg-Al-Zn oraz technologii ich obróbki, także alternatywnie warstw wierzchnich zapewniających możliwie najkorzystniejsze własności *quasi-gradientowe* warstwy powierzchniowej produktów, w praktyce przemysłowej, zwłaszcza w przemyśle lotniczym i motoryzacyjnym, gdzie wymagane są niewielka masa produktów, zwiększona odporność na ścieranie, podwyższone własności wytrzymałościowe elementów, jak również możliwość naprawy elementów już gotowych. Obowiązek zmniejszenia masy elementów samochodowych, związany z przepisami dotyczącymi ograniczenia emisji spalin, wywołuje intensywne zainteresowanie magnezem. Najnowsze badania i analizy rozwoju magnezu i jego stopów koncentrują się na redukcji masy wytworzonych z niego elementów lub produktów, oszczędności energii i ograniczaniu negatywnego wpływu na środowisko naturalne. Wraz ze zmniejszeniem masy obserwuje się poprawę warunków jazdy, co jest związane głównie z dynamicznym zachowaniem się pojazdów. Potrzeba zmniejszenia masy pojazdu jest bardzo ważna, ponieważ coraz więcej z nich wyposażonych jest w dodatkowe akcesoria (np. poduszki powietrzne, pasy bezpieczeństwa, systemy podnoszenia i opuszczania szyb w samochodzie), które zwiększają masę i mają wpływ nie tylko na bezpieczeństwo, ale

również na atrakcyjność użytkową tych pojazdów. Zastosowanie magnezu i jego stopów w przemyśle samochodowym w ciągu ostatniej dekady stale rośnie, z powodu wykorzystania go do produkcji takich elementów, jak: zawory, zegary, kierownice, armatura kierownicy, cylindry, kadłuby skrzynek przekładniowych, obudowy sprzęgła, skrzynie korbowe niższe, kolektory wlotowe, hamulce i pedały gazu oraz siedzenia. Obecnie w samochodach wielu marek stosuje się 7-26 kg magnezu do produkcji różnych elementów. Przykładowo, firma *General Motors* w swoich dużych samochodach (*Savana*, *Expres*) zużywa 26,3 kg odlewów ze stopów magnezu, a w samochodach mniejszych (*Safari*, *Astro*) – 16,5 kg, *Ford-F150* – 14,5 kg, *VW Passat* oraz *Audi A4* i *A6* od 13,6 do 14,5 kg, *Alfa Romeo* – 9,3 kg. Zakładając, że 20 kg stopu magnezu będzie wykorzystywane w 25% z ok. 60 mln samochodów produkowanych rocznie w skali światowej, oznacza to, że przemysł samochodowy potrzebuje 300 tysięcy ton stopów magnezu. Strategia dotycząca wykorzystania magnezu w pojazdach, w celu osiągnięcia *drugiego wieku magnezu*, opiera się na zastosowaniu elementów odlewanych. Dalszy rozwój własności stopów magnezu (np. zwiększona odporność na pełzanie) będzie pomocny. Materiał, z którego wykonane są elementy znajdujące się w karoserii, blachach i wytłoczkach w ekskluzywnych pojazdach, charakteryzuje się dobrą ciągliwością i możliwością pochłaniania energii.

Przeprowadzone rozeznanie wskazuje, że istnieje ciągle zapotrzebowanie, zgłaszane przez przemysł, na kompleksowe badania dotyczące przetwarzania magnezu, rozwoju jego stopów, łączenia, obróbki powierzchni, odporności na korozję i poprawy własności mechanicznych i użytkowych. Wśród różnych metod służących polepszeniu własności warstwy wierzchniej stopów magnezu, w tym: odporności na korozję, własności smarnych, wysokiej odporności na tarcie, odporności na zaporowanie, twardości i własności dekoracyjnych, można wyróżnić pokrywanie galwaniczne, anodowanie, fizyczne nanoszenie powłok z fazy gazowej (PVD) i platerowanie. Należy jednak podkreślić, że zalety powierzchniowej obróbki laserowej, takie jak krótki czas procesu, elastyczność i precyzja wykonania operacji technologicznych, dzięki możliwości dokładnej regulacji warunków procesu: prędkości skanowania i mocy wiązki lasera, rodzaju i grubości wtapianego materiału oraz objętości gazu osłonowego, decydują o możliwości efektywnego jej zastosowania w celu polepszenia własności elementów wytworzonych z odlewniczych stopów magnezu i stopniowego uzyskiwania przewagi konkurencyjnej nad technologiami opcjonalnymi.

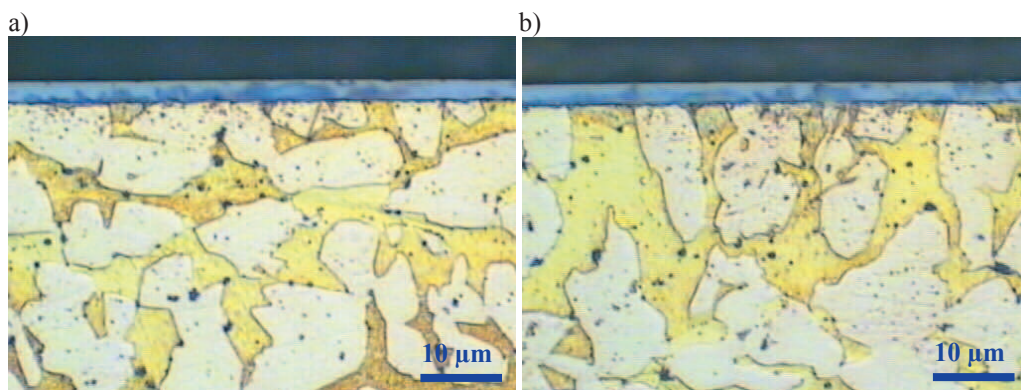
Zarówno klasyczne badania materiałoznawcze, jak i oceny dokonane z użyciem metodologii opracowanej w niniejszej rozprawie, wskazują na uzasadnioną potrzebę rozwoju laserowej obróbki powierzchniowej odlewniczych stopów magnezu pozytywnie weryfikując i w tym przypadku przyjęte założenie o możliwości prognozowania rozwoju technologii bez konieczności wykonywania w tym celu badań materiałoznawczych.



S3 Fizyczne osadzanie z fazy gazowej powłok na stop miedzi z cynkiem

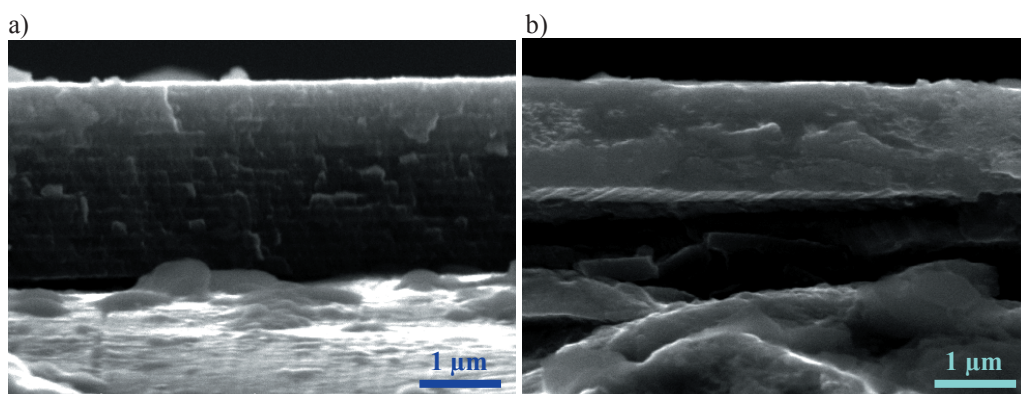
Grupę technologii S3 obejmującą fizyczne osadzanie z fazy gazowej (PVD) powłok na stop miedzi z cynkiem CuZn40Pb2, stosując jako kryterium podziału liczbę warstw składających się na daną powłokę PVD, na potrzeby wykonanych badań eksperymentalno-porównawczych [91, 161, 171] podzielono na trzy homogeniczne grupy: nanoszenie jednowarstwowych (A_{S3}), wielowarstwowych złożonych z 15 warstw (B_{S3}) i multiwarstwowych złożonych ze 150 warstw (C_{S3}) powłok metodą reaktywnego rozpylania magnetronego (ang.: *Reactive Magnetron Sputtering* – RMS). Technologia ta, jako jedna z wielu możliwości fizycznego osadzania powłok z fazy gazowej (PVD), polega na rozpylaniu materiału, będącego substratem otrzymywanej powłoki, przez jony gazu wytworzone w obszarze między plazmą a wsadem. Rozpylone jony przechodzą przez plazmę, a ulegając jonizacji oraz ewentualnym reakcjom z jonami i atomami gazu reaktywnego, powodują osadzenie się powłoki.

Badania struktury warstwy wierzchniej (rys. 72), fraktograficzne (rys. 73), składu fazowego, tekstury, własności mechanicznych i użytkowych, w tym odporności na erozję, ścieranie

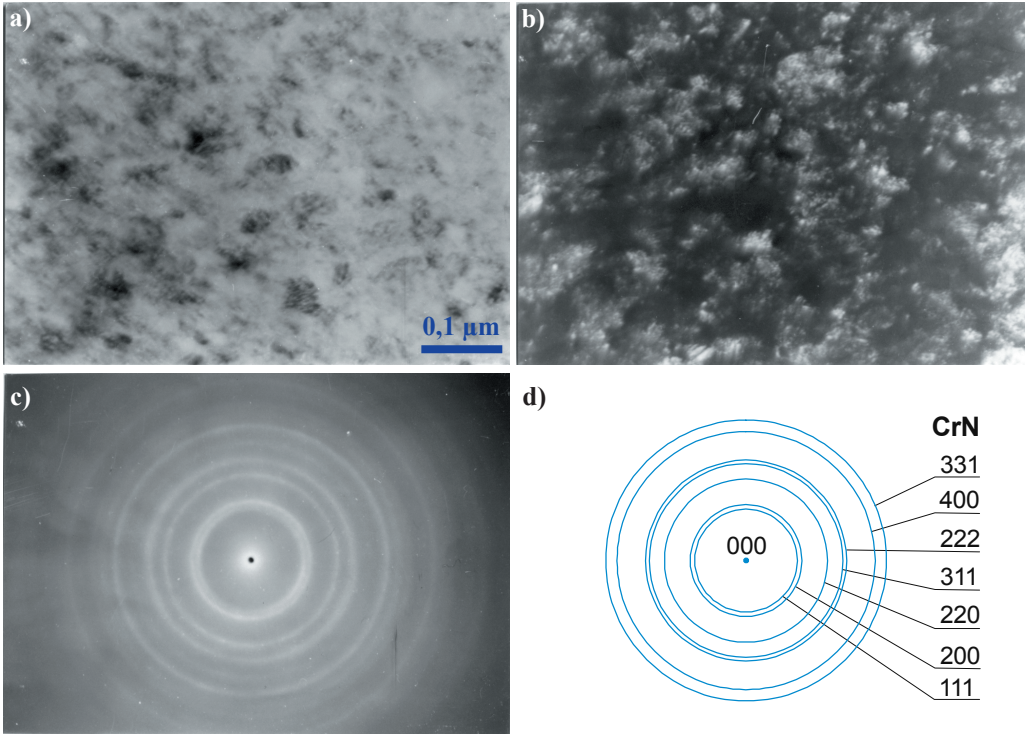


Rysunek 72. Powłoki: a) Mo/TiAlN \times 15 i b) Mo/TiAlN \times 150, naniesione na podłoże ze stopu miedzi z cynkiem; mikroskop świetlny [91, 161]

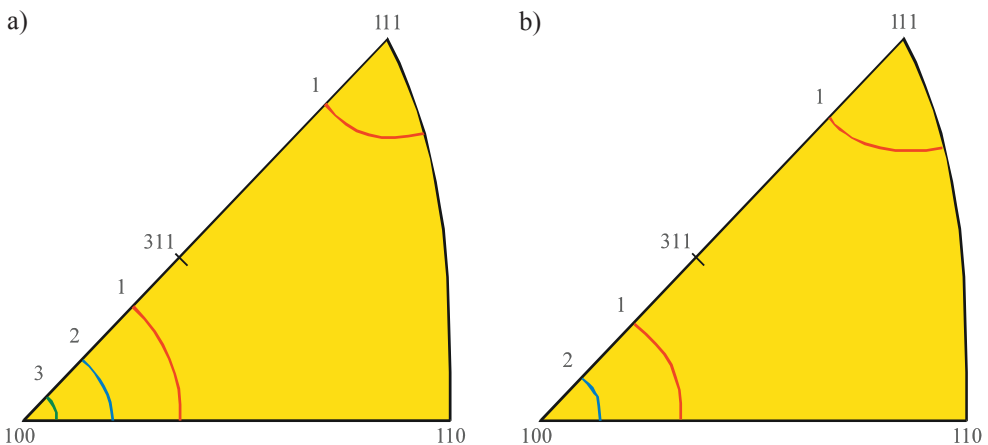
i korozję, składające się na wykonane eksperymenty materiałoznawcze, wykazują znaczne polepszenie własności elementów wykonanych z miękkiego stopu miedzi z cynkiem, w wyniku naniesienia twardych jedno-, wielo- lub multiwarstwowych powłok PVD metodą reaktywnego rozpylania magnetronowego (RMS). Morfologia powierzchni badanych powłok cechuje się dużą niejednorodnością związaną z występowaniem na powierzchni licznych cząstek w kształcie kropli lub zbliżonym do kulistego, co związane jest z istotą procesu fizycznego osadzania powłok z fazy gazowej (PVD). Wyniki badań cienkich folii otrzymanych z powłok (rys. 74) wykazują obecność drobnych krystalitów o średniej wielkości ok. 50-120 nm. Skład fazowy powłok i podłoża badano także metodą rentgenowskiej jakościowej analizy fazowej. Analiza tekstury badanych powłok wykonana z wykorzystaniem odwrotnych figur biegunowych (rys. 75) wskazuje w większości przypadków na teksturę podwójną $\{111\}$ i $\{100\}$ lub $\{110\}$ i $\{311\}$. Badania zmiany stężenia składników powłok oraz materiału podłoża w zależności od liczby naniesionych warstw (rys. 76) wskazują, że w strefie połączenia od powierzchni powłok następuje zwiększanie się stężenia pierwiastków wchodzących w skład podłoża, przy równoczesnym gwałtownie zmniejszającym się stężeniu pierwiastków tworzących powłoki. Naniesienie powłok na badane próbki powoduje znaczne zwiększenie chropowatości R_a do 0,15-0,29 μm i współczynnika tarcia do 0,33-0,52. W wyniku badań twardości dynamicznej wykazano, że największą twardością cechują się powłoki jednowarstwowe, a wraz ze wzrostem liczby warstw twardość powłok maleje. Moduł Younga badanych powłok zawiera się w przedziale 348-210 GPa. Mniejsze wartości współczynnika sprężystości wzdłużnej są charakterystyczne dla powłok wielowarstwowych. Polepszone własności wytrzymałościowe



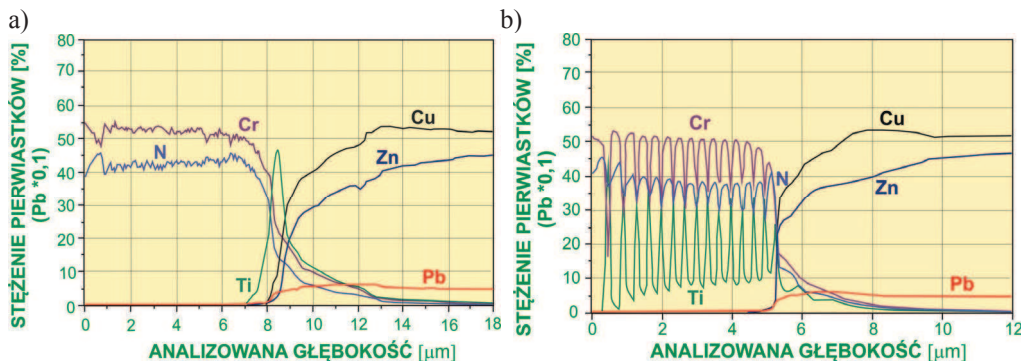
Rysunek 73. Przelom powłok: a) $\text{Ti}/\text{TiAlN}\times 15$ i b) $\text{Ti}/\text{TiAlN}\times 150$ naniesionych na podłoże ze stopu miedzi z cynkiem CuZn40Pb2 ; skaningowy mikroskop elektronowy [91, 161, 171]



Rysunek 74. Struktura cienkiej folii wykonanej z powłoki Ti/CrN×1 naniesionej na podłożu CuZn40Pb2; a) obraz w polu jasnym, b) obraz w polu ciemnym z refleksów 111, c) dyfraktogram z obszaru jak na rysunku a, d) rozwiązanie z dyfraktogramu z rysunku c; transmisyjny mikroskop elektronowy [91, 161]



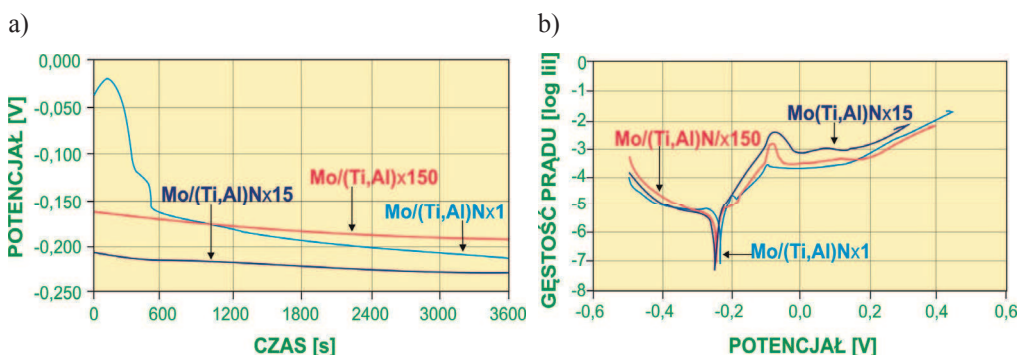
Rysunek 75. Odwrotne figury biegunowe przedstawiające rozkład normalnej do powierzchni naniesionej powłoki: a) Ti/CrN×1 i b) Ti/CrN×15, w trójkącie podstawowym 100-110-111 [91, 161]



Rysunek 76. Zmiany stężenia składników powłoki: a) $Ti/CrN \times 1$ i b) $Ti/CrN \times 15$ oraz materiału podłoża; badania wykonano w spektrometrze optycznym wyładowania jarzeniowego GDOS [91, 161]

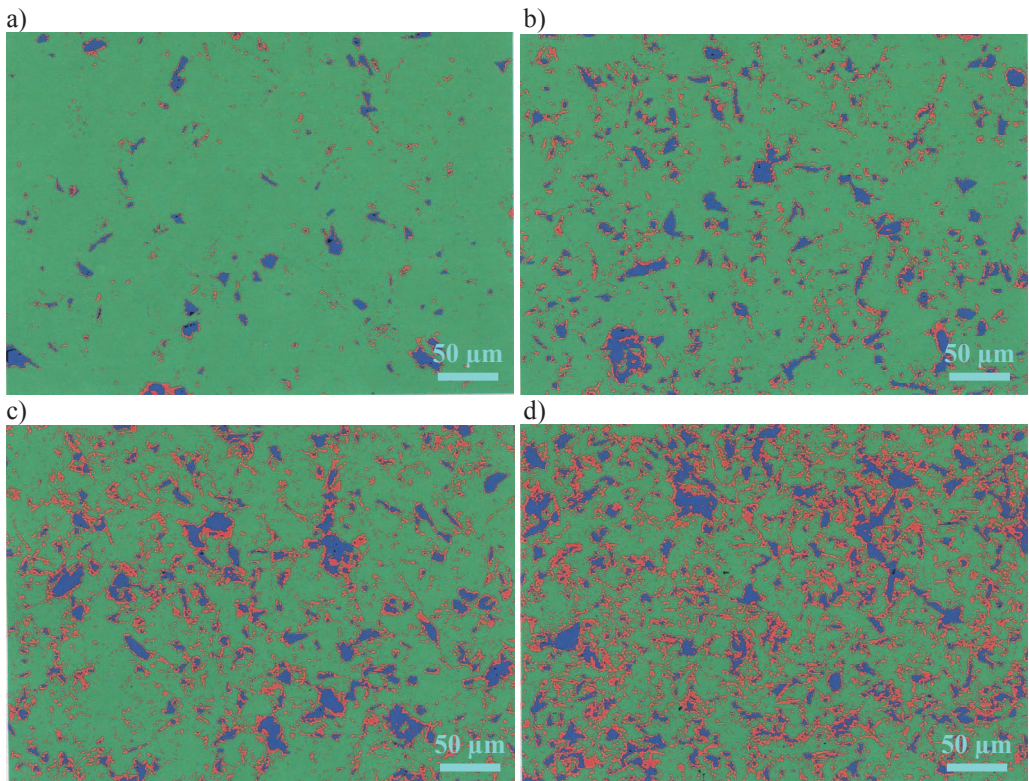
materiału po naniesieniu powłoki potwierdzają wyniki badań naprężeń własnych wykonane metodami analizy rentgenowskiej. Metodą zarysowania wyznaczono wartości obciążenia krytycznego, charakteryzującego przyczepność badanych powłok do materiału podłoża. Stwierdzono, że obciążenie krytyczne maleje wraz ze wzrostem liczby warstw w powłoce. Próba przelomu próbek wskazuje na dobrą przyczepność powłok do podłoża, jednak przy obciążeniu maksymalnym ma miejsce prawie całkowita ich delaminacja [171].

Naniesienie powłok z fazy gazowej (PVD) pozwala na polepszenie własności użytkowych pokrytych nimi elementów. Analiza krzywych polaryzacji anodowej i potencjału korozyjnego (rys. 77) wskazuje na lepszą odporność korozyjną próbek z naniesionymi powłokami ($0,2$ – $0,6 \mu A/cm^2$), co potwierdzają wyniki pomiarów impedancyjnych i polaryzacyjnych. Najlepsze



Rysunek 77. Krzywe potencjału korozyjnego w funkcji czasu (a) i krzywe polaryzacji anodowej (b) w jednomolowym roztworze HCl dotyczące powłok typu $Mo/(Ti,Al)N$ naniesionych na podłoże ze stopu miedzi z cynkiem [91, 161]

właściwości antykorozyjne wykazują powłoki wielowarstwowe o liczbie warstw 150 i 15, natomiast największą odporność na działanie erodenta – powłoki jednowarstwowe, a w szczególności Ti/CrN×1. Odporność erozyjna powłok jednowarstwowych jest około czterokrotnie większa od wielowarstwowych, co związane jest najpewniej z występowaniem w nich licznych naprzemianległych miękkich warstw czystego tytanu. Liczba warstw w powłoce decyduje o gęstości miejsc, w których następuje inicjacja uszkodzenia erozyjnego (rys. 78). Wyniki badania metodą *pin-on-disc* odporności na zużycie ściernego materiału z naniesionymi powłokami wskazują, że najlepszymi właściwościami trybologicznymi cechują się powłoki jednowarstwowe, a w szczególności powłoki Ti/CrN×1. Przeprowadzona analiza wykazuje, że nie jest możliwe opracowanie jednej uniwersalnej powłoki, lecz w zależności od przewidywanych warunków eksploatacji zasadne jest nanoszenie powłok wielowarstwowych, zwiększających znacznie odporność korozyjną, lub twardych powłok jednowarstwowych odpornych na zużycie



Rysunek 78. Powierzchnia powłoki Ti/ZrN×1 na różnych etapach testu erozyjnego: a) po 0,1 s, b) po 0,2 s, c) po 0,3 s, d) po 0,4 s; skaniny mikroskopu elektronowego [91, 161]

ściernie i erozję, zwiększających odporność na zadrapania i rysy powstające podczas kontaktu z twardymi materiałami. Badania materiałoznawcze wskazują na celowość rozwoju opisywanych technologii.

Na podstawie oceny wartości technologii wszystkie grupy technologii zakwalifikowano do najbardziej obiecującej ćwiartki macierzy dendrologicznej, zwanej rozłożystym dębem, charakteryzującej technologie o dużym potencjale i wysokiej atrakcyjności. Najlepszy wynik osiąga grupa technologii C_{S3}^d (7,5, 8,5) pokrywania multiwarstwowymi (o liczbie 150) powłokami fizycznie osadzonymi z fazy gazowej (PVD), nieco gorszy – grupa technologii pokrywania powłokami jednowarstwowymi A_{S3}^d (7,0, 8,0), a najslabszy – grupa technologii B_{S3}^d (6,6, 7,6) pokrywania powłokami wielowarstwowymi o liczbie 15. Badania intensywności oddziaływania pozytywnych i negatywnych czynników otoczenia na analizowane technologie wykazują, że we wszystkich przypadkach otoczenie jest niezwykle sprzyjające, niosące dużo sposobności i niewiele trudności, czego obrazem jest umieszczenie wszystkich analizowanych technologii w ćwiartce odpowiadającej słonecznej wiosnie. Ponownie najwyższą ocenę uzyskuje grupa technologii oznaczona jako C_{S3}^m (3,5, 7,4), nieco niższą – grupa technologii A_{S3}^m (4,0, 7,2), a najniższą – grupa technologii oznaczona jako B_{S3}^m (4,4, 6,4). Na kolejnym etapie badań sporządzono macierz strategii dla technologii przedstawiającą graficznie miejsce technologii nanoszenia powłok o zróżnicowanej liczbie warstw metodą reaktywnego odparowania magne-ronowego na podłoże CuZn40Pb2, z uwzględnieniem ich wartości i intensywności oddziaływania otoczenia oraz wskazującą odpowiednią strategię postępowania. Wszystkie trzy analizowane technologie, jako bardzo dobrze rokujące, znajdują się w najlepszym z możliwych polu macierzy – dębu wiosną, otrzymując 9 punktów w dziesięciostopniowej uniwersalnej skali stanów względnych, a rekomendowana w odniesieniu do nich strategia polega na rozwijaniu, umacnianiu i implementacji atrakcyjnych technologii o dużym potencjale w praktyce przemysłowej, w celu odniesienia przez nie spektakularnego sukcesu.

Elementy wykonane z miękkich stopów metali nieżelaznych, w tym stopów miedzi z cynkiem, pokryte twardymi jedno-, wielo- lub multiwarstwowymi powłokami naniesionymi z fazy gazowej, znajdują zastosowanie w przemyśle motoryzacyjnym, lotniczym, meblarskim i armatury sanitarnej oraz budownictwie. Dalszych badań wymaga określenie odporności na zmęczenie cieplne twardych powłok nanoszonych na miękkie podłoże, w celu zdefiniowania możliwego zakresu ich zastosowań. Opisywana grupa technologii jest proekologiczną

alternatywą do tradycyjnych, niekorzystnie oddziałujących na środowisko technologii galwanicznych, wpływa na obniżenie kosztów produkcji, poprawę warunków pracy poprzez całkowitą eliminację zagrożenia zdrowia i życia pracowników, jak również pozwala wykluczyć wszelkie problemy związane z utylizacją odpadów, występujące w przypadku stosowania konwencjonalnych technologii galwanicznych. Powłoki naniesione metodą fizycznego osadzania z fazy gazowej (PVD) charakteryzują się ponadto bardzo dobrą przyczepnością do podłoża, wysoką odpornością na korozję, wymaganą odpornością na zużycie ściernie oraz małą chropowatością połączoną z dużym połyskiem, oczekiwanym ze względów estetycznych. Ograniczeniem w stosowaniu twardych powłok na miękkim podłożu jest powstawanie wysokich naprężeń w samych powłokach oraz na styku materiał podłoża-powłoka.

Prognozowane kierunki przyszłego rozwoju technologii fizycznego osadzania powłok z fazy gazowej (PVD) przewidują stosowanie w procesach wytwórczych temperatury zbliżonej do 600°C, zapewniającej zwiększenie przyczepności powłoki do materiału podłoża przez uzyskanie połączenia częściowo dyfuzyjnego. Przewiduje się, że przyszłość należy do powłok nanostrukturalnych, w tym nanokompozytowych, inteligentnych i hybrydowych. Duże nadzieje wiąże się także z zastosowaniem modulowanych powłok wielowarstwowych o dużej liczbie pojedynczych warstw. W szczególności na uwagę zasługują powłoki zbudowane z niewielkiej liczby pojedynczych warstw, których wytwarzanie zasadza się na zakłóceniu kolumnowego wzrostu kryształów w procesie PVD, powłoki z dużą liczbą warstw nieizostrukturalnych, a także powłoki z dużą liczbą warstw izostrukturalnych, tzw. *supersieci*.

Wykonane badania materiałoznawcze, a także wyniki prognoz opracowanych z wykorzystaniem metodologii opracowanej w niniejszej rozprawie, zgodnie wskazują na potrzebę rozwijania technologii PVD nanoszenia powłok na podłożu ze stopu miedzi z cynkiem, co stanowi kolejny dowód na pozytywną weryfikację doświadczalną przyjętego założenia o przydatności zbioru metod opracowanych w niniejszej rozprawie.

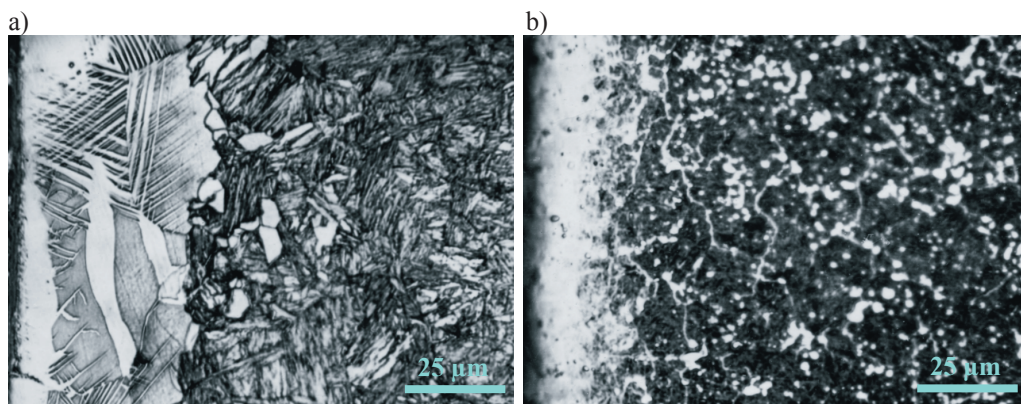


S4 Wybrane technologie obróbki cieplno-chemicznej stali

Grupę technologii S4, obejmującą wybrane technologie obróbki cieplno-chemicznej stali, w celu wykonania badań eksperymentalno-porównawczych, podzielono, ze względu na rodzaj obróbki, na następujące homogeniczne grupy [93, 161]: azotowanie i jego odmiany (A_{S4}), nawęglanie i węgloazotowanie wysokotemperaturowe (B_{S4}) i borowanie dyfuzyjne (C_{S4}).

Wykonano badania warstw powierzchniowych wybranych stali maszynowych, narzędziowych stopowych do pracy na gorąco i szybkoctących poddanych azotowaniu, nawęglaniu lub borowaniu dyfuzyjnemu. Spośród wielu możliwości badawczych wytypowano wymienione materiały i technologie, głównie z uwagi na szeroki zakres temperatury obróbki cieplnej poprzedzającej obróbkę cieplno-chemiczną, począwszy od niemal najniższych możliwych wartości temperatury austenitzowania w odniesieniu do stali maszynowych do najwyższych stosowanych w przypadku stali szybkoctących, a także z uwagi na stosowanie obróbki cieplno-chemicznej po hartowaniu i odpuszczaniu, jak w przypadku azotowania oraz przed hartowaniem i odpuszczaniem, jak w przypadku nawęglania albo borowania.

Klasykzne azotowanie gazowe wykonano w temperaturze 540°C w atmosferze częściowo zdysocjowanego amoniaku. Na powierzchni badanych stali powstaje warstwa azotków o twardości do ok. 1500 HV 0,05, przechodząca w strefę dyfuzyjną aż do rdzenia, o twardości zależnej od składu chemicznego i warunków obróbki cieplnej stali. Największą grubość strefy ciągłej azotków oraz całej warstwy dyfuzyjnej stwierdzono w stali maszynowej do azotowania 38CrAlMo6-10 (rys. 79a), natomiast największą twardością przy powierzchni cechują się stale szybkoctące HS6-5-2 (rys. 79b) i HS12-0-2+C. Badania struktury warstwy powierzchniowej stali narzędziowej do pracy na gorąco X40CrMoV5-1 po azotowaniu gazowym w atmosferze zdysocjowanego amoniaku w temperaturze 570°C wykazują, że składa się ona z ciągłej strefy azotków o twardości ok. 1340 HV 0,05 oraz leżącej pod nią strefy dyfuzyjnej, mającej strukturę martenzytu odpuszczonego z dyspersyjnymi wydzieleniami węglików i azotków. Stale po

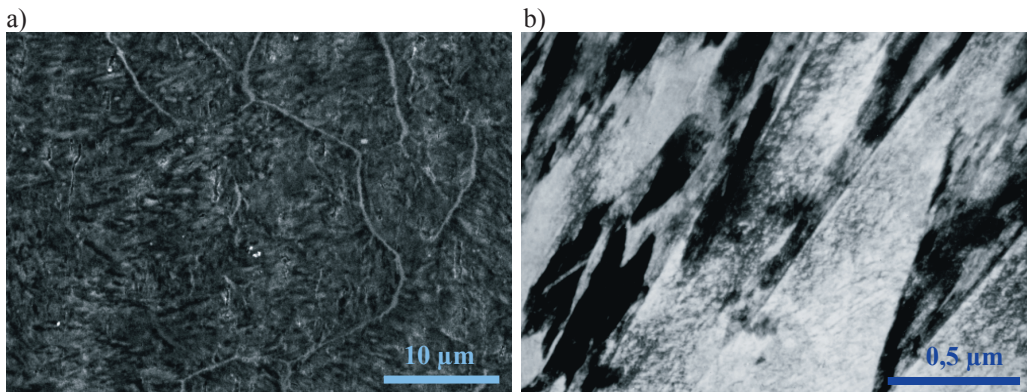


Rysunek 79. Struktury warstw powierzchniowych zahartowanych i odpuszczonych stali azotowanych gazowo w atmosferze amoniaku w temperaturze 570°C: a) stal 38CrAlMo6-10, czas azotowania 8 h; b) stal HS6-5-2, czas azotowania 4 h; mikroskop świetlny [93, 161]

azotowaniu gazowym charakteryzuje mniejsza udarność, a w przypadku małej grubości warstwy w porównaniu z wymiarami elementu – większa wytrzymałość na zginanie statyczne.

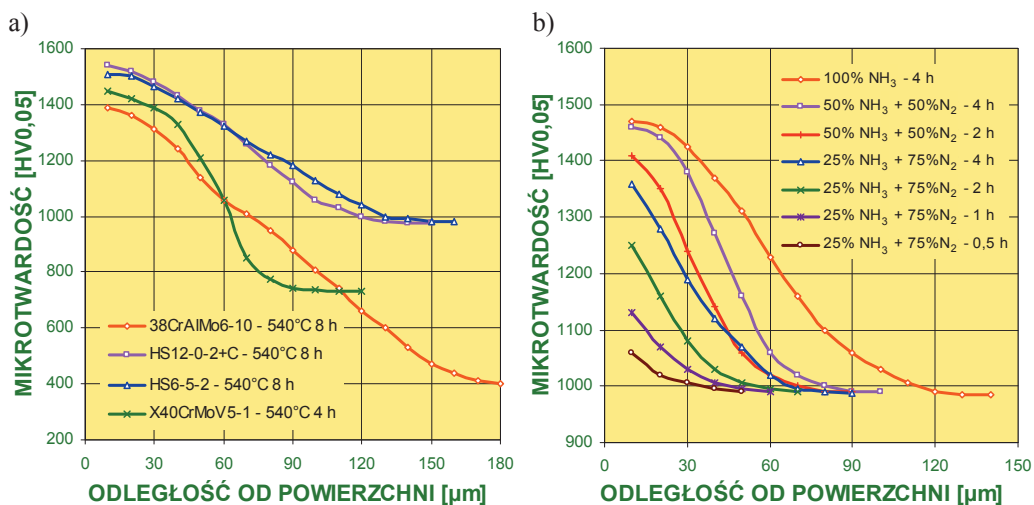
Polepszenie własności eksploatacyjnych narzędzi skrawających wykonanych ze stali szybko tnących uzyskiwane jest najczęściej w wyniku niskotemperaturowej obróbki, której są poddawane obrobione cieplnie narzędzia. Najkorzystniejsze własności eksploatacyjne narzędziom skrawającym naazotowanym zapewnia warstwa wierzchnia o strukturze martenzytu odpuszczonego z dyspersyjnymi wydzieleniami azotków rozmieszczonymi równomiernie w osnowie. Z wykonanych badań wynika, że obecność warstwy tlenków na powierzchni wiertel bardzo korzystnie wpływa na ich trwałość, co można zapewnić w procesach pasywowania, selektywnego azotowania i tlenoazotowania.

Azotowaniu plazmowemu, umożliwiającemu większą kontrolę struktury uzyskanej warstwy wierzchniej w porównaniu z azotowaniem gazowym, poddano stal X37CrMoV5-1 (rys. 80a), co zapewnia wysoką twardość jej warstwy wierzchniej (do 1480 HV_{0,1}), wzrost chropowatości do 0,08 μm i polepszenie własności trybologicznych, wyrażone zmniejszeniem współczynnika tarcia do 0,4 (w temperaturze 20°C) i 0,6 (w 500°C). Azotowanie i jego odmiany wpływają na zwiększenie trwałości wielu narzędzi, w tym narażonych na cykliczne zmiany temperatury. Największą odporność na zmęczenie cieplne wykazują stale X37CrMoV5-1, X40CrMoV5-1 i 40CrWMoVB17-11-16 po austenityzowaniu w temperaturze zapewniającej drobnoziarnistą strukturę austenitu pierwotnego oraz stosunkowo wysoką twardość – po hartowaniu i dwukrotnym odpuszczaniu w 600°C.

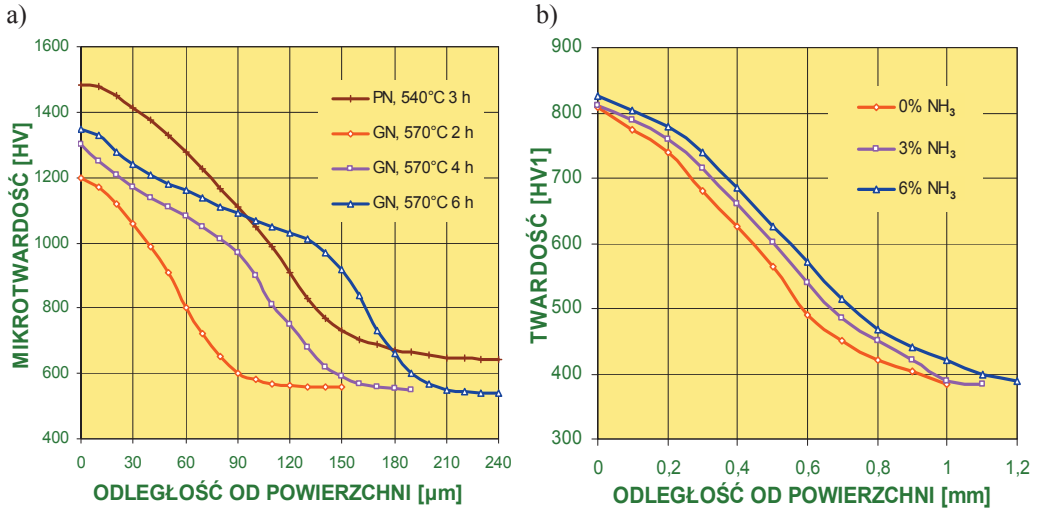


Rysunek 80. Struktury warstw powierzchniowych: a) stali X37CrMoV5-1 azotowanej plazmowo; skaningowy mikroskop elektronowy; b) cienkiej folii ze stali 18CrMnTi4-4 po nawęglaniu w 880°C i hartowaniu z 840°C; transmisyjny mikroskop elektronowy [93, 161]

Badania struktury i własności warstw powierzchniowych po nawęglaniu i węglazotowaniu wykonano w odniesieniu do stali maszynowej 18CrMnTi4-4, której struktura w warstwie wierzchniej po nawęglaniu w temperaturze 880°C i hartowaniu składa się z martenzytu listwowego o dużej gęstości dyslokacji, częściowo zblźniaczonego, oraz austenitu szczątkowego (rys. 80b). Azot wpływa na obniżenie temperatury początku i końca przemiany martenzytycznej, w związku z tym w stali po zastosowanym węglazotowaniu wysokotemperaturowym zachodzą znaczące zmiany struktury w warstwie wierzchniej, polegające przede wszystkim na zwiększeniu udziału austenitu szczątkowego z 22 do ok. 39%. W warstwie nawęglonej i węglazotowanej w niektórych obszarach martenzytu występują dyspersyjne wydzielenia cementytu, które tworzą się podczas samoodpuszczania martenzytu. Ostateczne własności stali nawęglonej lub węglazotowanej nadaje hartowanie i niskie odpuszczenie, zapewniające w warstwie powierzchniowej strukturę martenzytu nisko odpuszczonego z dyspersyjnymi wydzieleniami cementytu i z austenitem szczątkowym. Wykazano, że warstwy powierzchniowe utworzone podczas nawęglania i węglazotowania przyczyniają się do zwiększenia wytrzymałości zmęczeniowej Z_{gj} i trwałości kół zębatych. Reprezentatywne wyniki pomiarów mikrotwardości na przekroju warstwy wierzchniej wybranych stali poddanych azotowaniu i twardości stali po nawęglaniu lub węglazotowaniu zaprezentowano na rysunkach 81 i 82.



Rysunek 81. Rozkład mikrotwardości w warstwie powierzchniowej: a) wybranych stali zahartowanych, odpuszczonej i azotowanej gazowo w 540°C, b) stali HS6-5-2 zahartowanej z 1230°C, odpuszczonej w 550°C i azotowanej gazowo w 540°C w atmosferze amoniaku z dodatkiem azotu [93,161]



Rysunek 82. Rozkład mikrotwardości lub twardości w warstwie powierzchniowej: a) stali X40CrMoV5-1 azotowanej gazowo (GN) oraz X37CrMoV5-1 azotowanej plazmowo (PN); b) stali 18CrMnTi4-4 po nawęglaniu i węgloazotowaniu z dodatkiem 3 i 6% NH₃, w temperaturze 880°C przez 5 h i hartowaniu z 840°C [93, 161]

W toku badań borowaniu dyfuzyjnemu poddano stal narzędziową X40CrMoV5-1 o dużej odporności na cykliczne zmiany temperatury oraz o wysokiej temperaturze austenitowania. Na powierzchni badanej stali tworzy się dwustrefowa warstwa borków, tj. zewnętrzna strefa FeB o znacznym udziale porów, oraz granicząca z podłożem strefa Fe₂B. Bezpośrednio pod warstwą borków znajdują się kolejno dwie strefy cechujące się niską twardością: ferrytu krzemowego z wydzieleniami Fe₂B i martenzytu z wydzieleniami M₂₃X₆, a pod nimi występuje twardszy rdzeń (760 HV_{0,05} w stali borowanej w 1030°C i bezpośrednio zahartowanej). Borowanie powoduje zwiększenie twardości, wzrost odporności na ścieranie i poprawę własności antykorozyjnych, lecz przyczynia się do zmniejszenia odporności na zmęczenie cieplne stali.

Wykonane badania materiałoznawcze wskazują na celowość kontynuacji procesów wytwarzania z wykorzystaniem niektórych klasycznych technologii obróbki cieplno-chemicznej, np. azotowania plazmowego i węgloazotowania gazowego, lecz także na zanikające znaczenie innych technologii, np. borowania i konwencjonalnego azotowania gazowego, m.in. ze względu na aspekty ekologiczne i stosunkowo niewielką jakość elementów wytworzonych tymi metodami, w odniesieniu do metod bardziej nowoczesnych.

Eksperska ocena wartości technologii wykazuje, że grupa technologii A_{S4}^d (5,9, 5,4) odpowiadająca azotowaniu i jego odmianom oraz grupa technologii B_{S4}^d (5,6, 5,1) oznaczająca nawęglanie i węgielazotowanie wysokotemperaturowe zostały zakwalifikowane do ćwiartki macierzy dendrologicznej zwanej ukorzenioną kosodrzewiną, charakteryzującej solidne sprawdzone technologie o dużym potencjale i ograniczonej atrakcyjności. Borowanie dyfuzyjne C_{S4}^d (2,0, 2,3) umieszczono natomiast w najsłabiej rokującej ćwiartce macierzy dendrologicznej, zwanej drzącą osiką, w której zawierają się technologie o zarówno ograniczonym potencjale, jak i niewielkiej atrakcyjności. Wyniki badań intensywności oddziaływania otoczenia zaprezentowane z użyciem macierzy meteorologicznej wykazują, że w przypadku wszystkich trzech badanych grup technologii otoczenie jest przewidywalne i stabilne o neutralnym charakterze, a co za tym idzie nie należy się spodziewać płynących z niego spektakularnych szans, ani nieprzewidywalnych trudności wybitnie niesprzyjających rozwojowi analizowanych grup technologii. Zbliżone wyniki uzyskuje grupa technologii A_{S4}^m (3,3, 5,3) oraz grupa technologii B_{S4}^m (3,1, 4,9), natomiast grupa technologii C_{S4}^m (4,7, 3,3) plasuje się na słabszej pozycji, co oznacza mniej sposobności i więcej trudności, które będą w przyszłości jej towarzyszyć. Analiza z użyciem macierzy strategii dla technologii, przedstawiającej graficznie miejsce poszczególnych grup technologii obróbki cieplno-chemicznej stali z uwzględnieniem ich wartości i intensywności oddziaływania otoczenia oraz wskazującej odpowiednią strategię postępowania, pozwala stwierdzić, że zgodnie z oceną ekspercką w odniesieniu do azotowania i jego odmian A_{S4}^s (6,7, 4,5) oraz nawęglania i węgielazotowania wysokotemperaturowego B_{S4}^s (6,6, 4,5) rekomendowane jest zastosowanie strategii kosodrzewiny jesienią, zalecającej czerpanie zysków z realizacji produkcji w stabilnym przewidywalnym otoczeniu z wykorzystaniem solidnej technologii, którą należy unowocześniać i intensywnie promować w celu wzmocnienia jej atrakcyjności. W odniesieniu do borowania dyfuzyjnego C_{S4}^s (1,6, 3,6) należy natomiast zastosować strategię osiki jesienią, zalecającą powolne wycofywanie z rynku technologii bez nowych możliwości i bez perspektyw rozwoju.

Metody obróbki cieplno-chemicznej, należące do jednych z najbardziej klasycznych metod kształtowania struktury i własności warstw powierzchniowych materiałów inżynierskich, w tym zwłaszcza różne odmiany azotowania i nawęglania, są obecnie powszechnie stosowane w przemyśle maszynowym, narzędziowym, motoryzacyjnym i precyzyjnym w celu polepszenia

własności użytkowych elementów maszyn i narzędzi. Dotyczy to zwłaszcza warstw powierzchniowych o grubości od kilku dziesiątych mm do ponad 1 mm, o łagodnym przejściu własności od powierzchni do rdzenia elementu. Prowadzone są nadal badania służące polepszeniu własności użytkowych elementów obrabianych cieplno-chemicznie, w wyniku modyfikacji warunków w czasie samego nasycania dyfuzyjnego (zmiany temperatury, składu ośrodka nasycającego, czynników aktywujących), oraz obróbki cieplnej poprzedzającej azotowanie lub następującej po nawęglaniu. Wykonane badania materiałoznawczo-heurystyczne wykazują stabilne i pewne perspektywy rozwojowe różnych odmian azotowania oraz nawęglania i węgloazotowania, cechujących się dużym potencjałem i znajdujących się w neutralnym otoczeniu zapewniającym im powolny, acz stały rozwój. Przyszłość azotowania jest zależna od tempa rozwoju najbardziej perspektywicznej jego odmiany, czyli azotowania plazmowego oraz technologii hybrydowych z udziałem azotowania, np. bardzo obiecującego połączenia z technologią fizycznego osadzania z fazy gazowej (PVD), przy rozwoju azotowania pod obniżonym ciśnieniem, utrzymującym się na dotychczasowym poziomie i malejącym znaczeniu konwencjonalnego azotowania gazowego. Optymistyczny wariant rozwoju nawęglania i węgloazotowania wymaga natomiast umacniania i wzrostu znaczenia technologii najbardziej obiecujących: węgloazotowania plazmowego, nawęglania w kontrolowanej atmosferze gazu ziemnego oraz odmian węgloazotowania, umożliwiających bezpośrednio hartowanie i niskie odpuszczanie obrabianych elementów. Rozwojowi azotowania oraz nawęglania i węgloazotowania musi także towarzyszyć dążenie do doskonalenia tych technologii pod kątem minimalizacji emisji szkodliwych substancji do środowiska. Najślabzymi perspektywami rozwojowymi charakteryzuje się borowanie dyfuzyjne, którego znaczenie najprawdopodobniej w najbliższych 20 latach będzie spadać, co jest powiązane z ograniczoną efektywnością, wysokimi kosztami i niekorzystnym wpływem dotychczas stosowanych technologii borowania na środowisko. Inny wariant wydarzeń może mieć miejsce tylko w przypadku istotnego przełomu, polegającego na odnalezieniu nowego szerokiego zakresu zastosowań przemysłowych i spektakularnego ulepszenia stosowanych obecnie rozwiązań, zwłaszcza w zakresie ochrony środowiska. Oceniając znaczenie analizowanych wybranych grup technologii konwencjonalnej obróbki cieplno-chemicznej stali, należy wyraźnie podkreślić szeroką skalę ich współczesnych zastosowań przemysłowych, a w wielu przypadkach brak możliwości zastąpienia ich rozsądnymi, zbliżonymi kosztowo

alternatywami. Rachunek ekonomiczny w połączeniu z dostępnością i powszechnością tych metod decydują zatem o ich ważnym miejscu wśród innych technologii inżynierii powierzchni materiałów inżynierskich w perspektywie najbliższych 20 lat, co uzasadnia ich miejsce w Księdze Technologii Krytycznych.

Technologie obróbki cieplno-chemicznej charakteryzują się zróżnicowanymi perspektywami rozwojowymi, od optymistycznych po prognozowane wyparcie z rynku, co będzie mieć miejsce w odniesieniu do borowania należącego do technologii schyłkowych. Zarówno badania materiałoznawcze, jak i badania heurystyczne, wykonane z użyciem metodologii opracowanej w niniejszej rozprawie, prowadzą do tożsamyh wniosków o prognozowanym rozwoju technologii obróbki cieplno-chemicznej, co stanowi kolejny przykład pozytywnej weryfikacji doświadczalnej autorskiej metodologii.



S5 Nakładanie powłok PVD/CVD na spiekane materiały narzędziowe

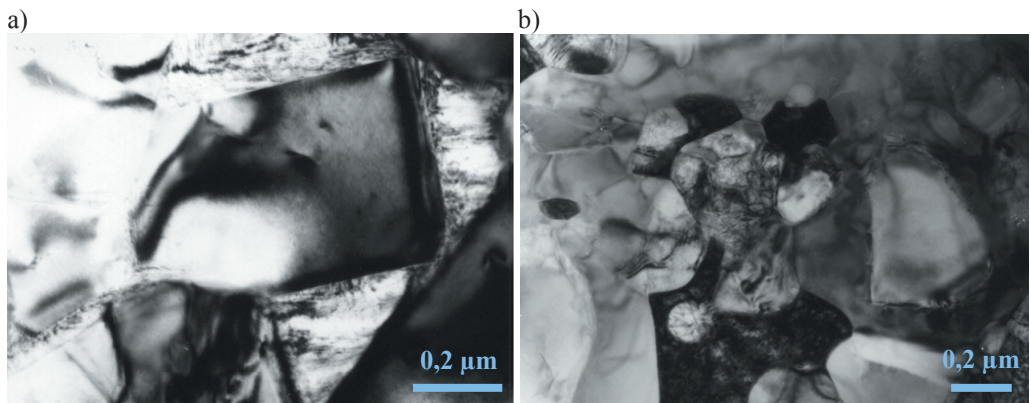
Kryterium podziału grupy technologii S5, obejmującej fizyczne lub chemiczne nakładanie powłok z fazy gazowej (PVD/CVD) na spiekane materiały narzędziowe na bazie węglików spiekanych³⁾, cermetali⁴⁾, ceramiki tlenkowej i azotkowej oraz sialonu, jest typ naniesionych powłok. Na potrzeby wykonanych badań [94, 161, 172, 173] wyróżniono osiem grup technologii szczegółowych: nanoszenie na spiekane materiały narzędziowe metodą katodowego odparowania łukowego (ang.: *Cathodic Arc Deposition* – CAD) następujących powłok: jednowarstwowych prostych (A_{SS}), jednowarstwowych złożonych klasycznych (B_{SS}), jednowarstwowych złożonych nanokrystalicznych (C_{SS}), wielowarstwowych o liczbie $n < 10$ (D_{SS}), wielowarstwowych o liczbie $n \geq 10$ (F_{SS}), gradientowych wielostopniowych (G_{SS}), gradientowych ciągłych (H_{SS}) oraz metodą klasycznego wysokotemperaturowego chemicznego osadzania z fazy gazowej (ang.: *Hot Filament Chemical Vapour Deposition* – HFCVD) powłok wielowarstwowych o liczbie $n < 10$ (E_{SS}).

W wyniku obserwacji w mikroskopach elektronowych skaningowym i transmisyjnym stwierdzono, że badane spiekane materiały narzędziowe charakteryzują się dobrze zagęszczoną,

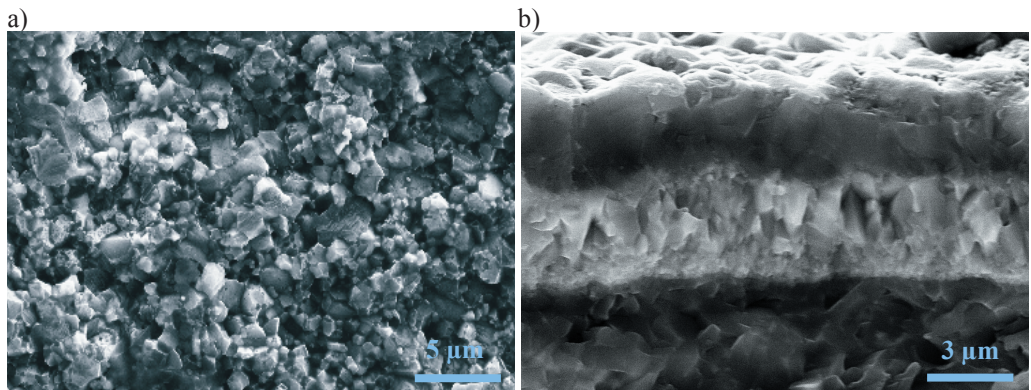
³⁾ Badano węgliki spiekane typu A o składzie fazowym WC, Co i typu B o składzie fazowym WC, TiC, TaC, Co.

⁴⁾ Badano cermetale typu A o składzie fazowym Ti(C,N), WC, TiC, TaC, Co, Ni i typu B o składzie fazowym Ti(C,N), TiC, TaC, WC, Co, Ni.

zwartą strukturą bez porów (rys. 83). Topografia powierzchni przelomu ceramiki tlenkowej i azotkowej (rys. 84 i 85) świadczy o dużej kruchości, charakterystycznej dla tlenkowych materiałów ceramicznych. Analiza składu chemicznego z użyciem spektrometru energii promieniowania rentgenowskiego (EDS) potwierdza obecność pierwiastków Al, Ti, O i C w strukturze podłoża badanych materiałów. Badania wykonane metodą rentgenowskiej jakościowej analizy fazowej potwierdzają skład fazowy badanego podłoża. Wykonane w skaningowym mikroskopie elektronowym badania fraktograficzne wykazują, że badane powłoki są naniesione równomiernie, nie mają porów, pęknięć i nieciągłości. Powłoki wielowarstwowe i gradientowe wielostopniowe mają wyraźne warstwy o równomiernej grubości szczelnie przylegające do siebie, jak również wielowarstwowe powłoki szczelnie

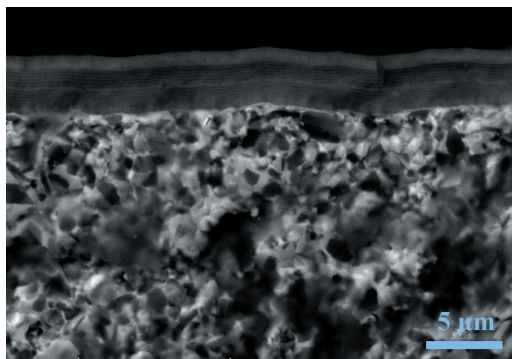


Rysunek 83. Struktury cienkiej folii z: a) węgla spiekanego typu A i b) cermetu typu A; transmisyjny mikroskop elektronowy [94, 161]

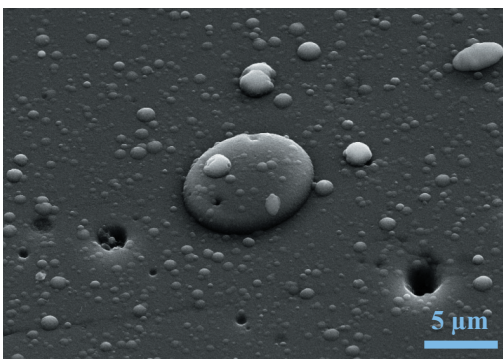


Rysunek 84. Przelom: a) podłoża z ceramiki tlenkowej Al_2O_3+TiC , b) wielowarstwowej powłoki CVD $Ti(C,N)+Al_2O_3+TiN$ naniesionej na ceramice sialonowej; skaningowy mikroskop elektronowy [94, 161]

przylegają do podłoża. W powłokach naniesionych metodą chemicznego osadzania z fazy gazowej (CVD) na Si_3N_4 i SiAlON z warstwą TiN w strefie powierzchniowej stwierdzono liczne pory i sieci mikroszczelin, a w powłokach $\text{Ti}(\text{C},\text{N})+\text{TiN}$ i $\text{TiC}+\text{TiN}$ – pojedyncze niewielkie mikrocząstki w kształcie kulistym. Na powierzchni wszystkich powłok wytworzonych w procesie fizycznego osadzania z fazy gazowej (PVD) występują liczne mikrocząstki w kształcie kropel (rys. 86), powstałe w wyniku rozpryskiwania się kropeł tytanu wybitych z tarczy podczas procesu katodowego odparowania łukowego (CAD), co potwierdzają badania składu chemicznego mikroobszarów z użyciem spektrometru energii promieniowania rentgenowskiego (EDS). W wyniku wykonanych w transmisyjnym mikroskopie elektronowym badań cienkich folii określono skład fazowy badanych powłok. Rozróżnienie dyfrakcyjne faz TiN i $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ oraz $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, $\text{Ti}(\text{B},\text{N})$ i TiN w powłokach nie jest możliwe z powodu izomorficzności tych faz. Struktura powłok gradientowych wielostopniowych cechuje się drobnoziarnistością. Powłoki $(\text{Ti},\text{Al})\text{N}$, $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ charakteryzują się gradientową budową, co wykazuje wykonana z użyciem spektrometru EDS analiza liniowa zmian składu chemicznego między powłoką a podłożem. Oceny różnic jakościowych składu chemicznego w wybranych mikroobszarach badanych próbek dokonano także określając zmiany stężenia pierwiastków wchodzących w skład powłok i zawartych w materiale podłoża, z użyciem spektrometru optycznego wyładowania jarzeniowego GDOS (rys. 87). Rentgenowska jakościowa analiza fazowa potwierdza wytworzenie na powierzchni badanych materiałów powłok PVD zawierających odpowiednio fazy typu TiN , TiC oraz $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ i powłok CVD zawierających fazy TiC , $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, Al_2O_3 i TiN .

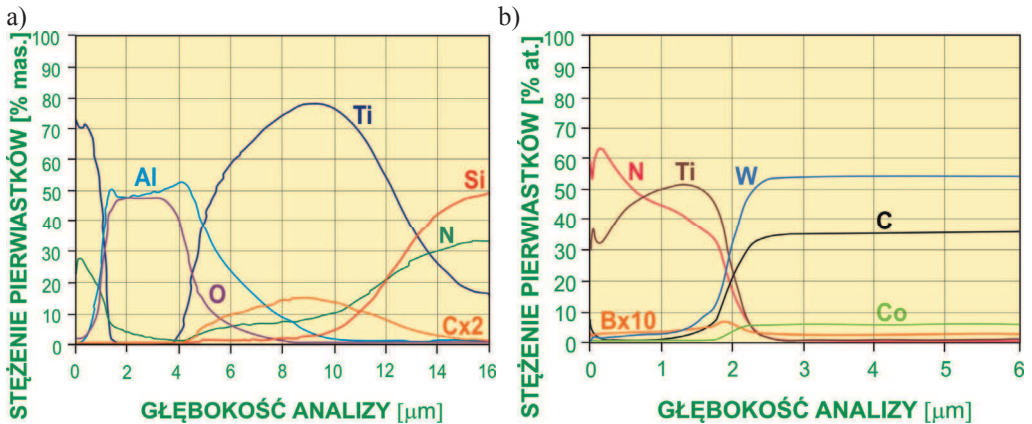


Rysunek 85. Powierzchnia przelomu powłoki wielowarstwowej $\text{TiN}+\text{multi}(\text{Ti},\text{Al},\text{Si})\text{N}+\text{TiN}$ naniesionej na podłoże z cermetu; skaningowy mikroskop elektronowy [94, 161]



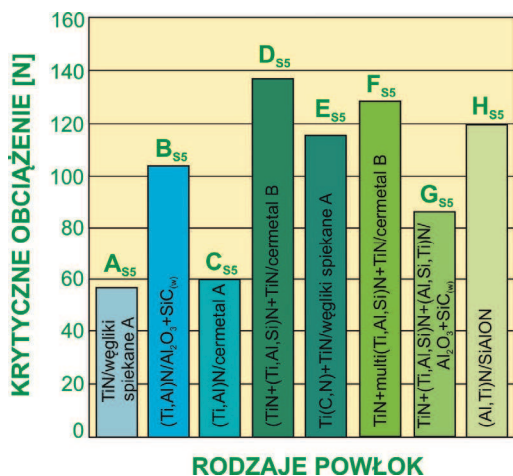
Rysunek 86. Topografia powierzchni powłoki gradientowej ciągłej $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ naniesionej na podłoże z ceramiki sialonowej; skaningowy mikroskop elektronowy [94, 161]

W ramach badania własności mechanicznych i użytkowych naniesionych powłok określono ich grubość, chropowatość, mikrotwardość, przyczepność i odporność na ścieranie. Wykonano także technologiczne próby skrawania i badania twardości podłoża. W wyniku pomiarów grubości powłok, wykonanych metodą *kalotestu*, stwierdzono największą grubość powłok, do 12,5 μm , naniesionych metodą chemicznego osadzania z fazy gazowej (CVD). Grubość naniesionych metodą fizycznego osadzania z fazy gazowej (PVD) powłok jednowarstwowych prostych wynosi zwykle poniżej 1 μm , a wielowarstwowych i gradientowych od 1,1 μm do 5,0 μm . Większość spośród badanych powłok charakteryzuje się grubością 2-3 μm , zapewniającą odporność na zużycie i dobrą przyczepność. Wykonane badania chropowatości wykazują, że średnio najniższe wartości parametru R_a cechują powłoki jednowarstwowe złożone nanokryształiczne (od 0,12 do 0,27 μm). Niską chropowatością charakteryzują się również powłoki CVD (z wyjątkiem zawierających Al_2O_3) i powłoki gradientowe ciągłe typu $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ na podłożu z węglików spiekanych typu *B* i cermetu. Na chropowatość badanych powłok PVD istotnie wpływają niejednorodności ich powierzchni spowodowane obecnością kropeł tytanu wybitych z tarczy podczas procesu CAD. Parametr R_a pozostaje jednak na poziomie umożliwiającym efektywną pracę narzędzia i nie wpływa istotnie na wzrost współczynnika tarcia, co potwierdzono podczas testów *pin-on-disc*. Badane powłoki charakteryzują się dużą mikrotwardością decydującą o zmniejszeniu intensywności zużycia ostrza narzędzi skrawających. Największą mikrotwardość mają powłoki wielowarstwowe ($n > 10$) $\text{TiN} + \text{multi}(\text{Ti}, \text{Al}, \text{Si})\text{N} + \text{TiN}$

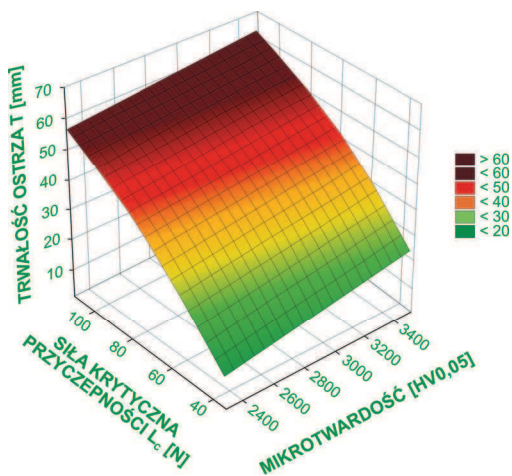


Rysunek 87. Zmiany stężenia pierwiastków: a) powłoki wielowarstwowej CVD $\text{Ti}(\text{C},\text{N}) + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$ oraz materiału podłoża z ceramiki azotkowej Si_3N_4 i b) powłoki gradientowej ciągłej $\text{Ti}(\text{B},\text{N})$ oraz materiału podłoża z węglików spiekanych typu *A*; badania wykonano w spektrometrze optycznym wyładowania jarzeniowego GDOS [94, 161]

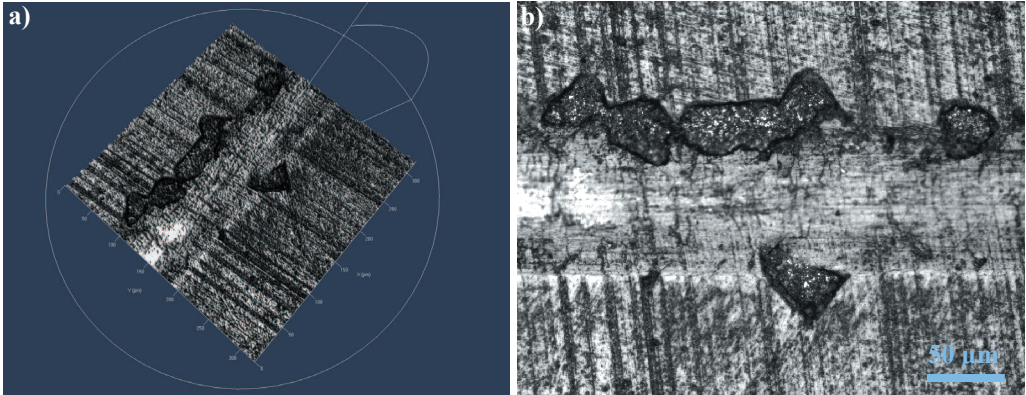
naniesione na $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{ZrO}_2$ (4050 HV), $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiC}$ (3980 HV) i $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}_{(w)}$ (3970 HV). Wysoką mikrotwardością charakteryzują się także klasyczne powłoki jednowarstwowe złożone (Ti,Al)N naniesione na $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiC}$ (3580 HV) i $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}_{(w)}$ (3340 HV) oraz powłoki gradientowe ciągłe (Ti,Al)N na węglifikach spiekanych typu A (3327 HV), (Ti,Al)N na $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiC}$ (3200 HV) i (Al,Ti)N na SiAlON (3600 HV). Niezależnie od typu powłoki twardość powłok (Ti,Al)N i (Ti,Al,Si)N, w których występują wiązania metaliczne TiN i kowalencyjne AlN, jest w każdym przypadku wyższa niż twardość powłok Ti(C,N), w których są tylko metaliczne fazy TiN i TiC. Badane powłoki mają dobrą przyczepność do podłoża, z wyjątkiem pojedynczych powłok CVD (rys. 88 i 89). Najwyższą wartość obciążenia krytycznego L_c osiągają powłoki wielowarstwowe ($n>10$) na ceramice tlenkowej (105-121 N). Bardzo dobre wartości obciążenia krytycznego cechują także powłoki gradientowe ciągłe (Ti,Al)N (82 N) i (Al,Ti)N (81 N) na węglifikach spiekanych typu A i (Al,Ti)N na SiAlON (77 N) oraz jednowarstwowe powłoki złożone klasyczne (54-99 N) i nanokrystaliczne (35-59 N). Identyfikacji uszkodzeń powłok powstałych w wyniku badań przyczepności wykonanych metodą zarysowania (ang.: *scratch test*) dokonano na podstawie obserwacji w skaningowym mikroskopie elektronowym (SEM) i mikroskopie konfokalnym (CLSM) (rys. 90).



Rysunek 88. Powłoki osiągające najwyższe wartości obciążenia krytycznego w każdej z analizowanych ośmiu grup technologii (A_{Ss} - H_{Ss}) [94, 161]



Rysunek 89. Ocena, z użyciem sieci neuronowych, wpływu obciążenia krytycznego oraz mikrotwardości powłok na trwałość ostrza T narzędzi z węglików spiekanych pokrytych powłokami PVD i CVD przy grubości powłok $2,5 \mu\text{m}$ i wielkości ziarn $9,8 \text{ nm}$ [94, 161]



Rysunek 90. Uszkodzenie powłoki jednowarstwowej złożonej nanokrystalicznej (Ti,Al)N naniesionej na podłoże z węglików spiekanych podczas przebiegu próby zarysowania (ang.: scratch test); a) obraz z mikroskopu konfokalnego, b) szczegół z rysunku a [94, 161]

Zużycie ściernie powłok naniesionych metodą fizycznego osadzania z fazy gazowej (PVD) przejawia się miejscowym złuszczeniem powłok, dużą liczbą jedno- lub obustronnych wykruszeń na brzegach rysy i delaminacją wewnątrz rysy. Zwiększające się obciążenie podczas testu zarysowania prowadzi do wzmagania wykruszeń na obrzeżach rysy i do częściowej delaminacji powłoki. Najczęściej występujące rodzaje uszkodzeń trybologicznych, zaobserwowane w skaningowym mikroskopie elektronowym, to uszkodzenia mechaniczno-ściernie powierzchni przyłożenia, powstanie krateru na powierzchni natarcia, pęknięcia na powierzchni przyłożenia, wykruszenia krawędzi skrawającej. Technologiczne próby skrawania wykazują największy średni wzrost trwałości ostrza (w stosunku do materiału bez powłoki) powłok gradientowych ciągłych (715%), a w grupie tej najwyższe wartości osiągają powłoki (Ti,Al)N (2900%), (Al,Ti)N (2650%) oraz Ti(C,N) (2550%) naniesione na podłoże z węglików spiekanych typu A. Bardzo duży średni wzrost trwałości ostrza powodują także powłoki wielowarstwowe PVD ($n > 10$) (685%), a duży – złożone jednowarstwowe powłoki nanokrystaliczne (300%) i klasyczne (140%) naniesione na samo w sobie bardzo odporne na zużycie podłoże ceramiczne. Stwierdzono jakościową zależność między wzrostem mikrotwardości i przyczepności powłoki do podłoża a własnościami eksploatacyjnymi badanych materiałów. Zaobserwowano także, że wysokiej trwałości ostrza, połączonej z wysoką mikrotwardością i przyczepnością powłoki, towarzyszy względnie niska chropowatość materiału, co należy wiązać z lepszym odpływem wióra zapewnionym dzięki zastosowanej powłoce oraz z ograniczeniem tworzenia się narostu na pokrytej powłoką powierzchni ostrza.

Wyniki wykonanych badań materiałoznawczych różnych spiekanych materiałów narzędziowych pokrytych w procesie fizycznego i chemicznego osadzania z fazy gazowej (PVD i CVD) powłokami gradientowymi, wielowarstwowymi, wielo- i dwuskładnikowymi wskazują na ewidentną potrzebę rozwijania technologii ich nanoszenia i znaczące perspektywy rozwojowe, chociaż niektóre z nich, zwłaszcza jednowarstwowe klasyczne powłoki PVD i wielowarstwowe ($n < 10$) nanoszone metodą CVD, cechują się wyraźnie gorszymi własnościami od pozostałych, co przesądza o ich małym przyszłym znaczeniu.

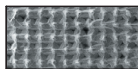
Wykonane badania heurystyczne wykazują, że najwyższą wartością charakteryzują się technologie nanoszenia w procesie PVD powłok wielowarstwowch o liczbie $n \geq 10$ F_{SS}^d (7,4, 8,4), gradientowych ciągłych H_{SS}^d (7,8, 7,8) i jednowarstwowch złożonych nanokrystalicznych C_{SS}^d (7,6, 7,2), jak również rozwojowi tych właśnie technologii najbardziej sprzyjają warunki otoczenia, czemu odpowiadają następujące, zbliżone do siebie wartości współrzędnych punktów naniesionych na macierz meteorologiczną: F_{SS}^m (3,7, 5,8), H_{SS}^m (3,4, 5,8) i C_{SS}^m (3,8, 5,6). Z użyciem macierzy strategii dla technologii określono ich pozycję strategiczną, wskazując odpowiednią długoterminową strategię postępowania. W odniesieniu do technologii F_{SS}^s (8,8, 8,2), H_{SS}^s (8,7, 8,3) i C_{SS}^s (8,4, 8,2), którym przyznano 9 punktów, rekomendowane jest zastosowanie strategii dębu wiosną, gwarantującej przyszły sukces. Powłoki PVD naniesione z użyciem tych technologii cechują się dużą mikrotwardością ograniczającą zużycie mechaniczne, dobrą przyczepnością i dużym względnym wzrostem trwałości ostrza. Bardzo dobre własności użytkowe i mechaniczne powłok osiągnięte w wyniku zastosowania technologii F_{SS} są związane z wytworzeniem systemów nanowarstw, pozwalających na korzystne zróżnicowanie własności w poszczególnych strefach powłoki, zapewniających bardzo dobrą wzajemną przyczepność poszczególnych nanowarstw i przyczepność całej powłoki do podłoża. Technologia H_{SS} zapewniająca ciągły gradient struktury i składu chemicznego również pozwala na uzyskanie dobrych własności mechanicznych i użytkowych. Jednowarstwowe złożone nanokrystaliczne powłoki naniesione w procesie PVD (C_{SS}) mają bardzo dobre własności mechaniczne, przekładające się na wysoki względny wzrost trwałości ostrza i relatywnie najniższą chropowatość. Strategia kosodrzewiny jesienią zalecana w odniesieniu do technologii wytwarzania powłok PVD jednowarstwowch złożonych klasycznych B_{SS}^s (7,1, 4,3) i wielowarstwowch ($n < 10$) D_{SS}^s (6,5, 4,3) zakłada czerpanie zysków z realizacji produkcji w przewidywalnym otoczeniu z wykorzystaniem solidnej technologii, zalecając

wzmacnianie jej atrakcyjności. Technologia B_{S5} oceniona na 7 punktów zapewnia uzyskanie twardych powłok o bardzo dobrej przyczepności wynikającej z optymalnego doboru kombinacji rodzajów podłoża i powłoki skutkującego korzystnym rozkładem naprężenia w strefie między podłożem a powłoką, co przekłada się na najwyższy średni wzrost trwałości ostrza. Perspektywy rozwojowe technologii D_{S5} zapewniającej nieco gorsze własności pokrywanych materiałów określono jako umiarkowane (6 punktów), podobnie jak technologii G_{S5}^s (4,5, 4,3), odpowiadającej wytwarzaniu powłok gradientowych wielostopniowych, której zaleca się wzmocnienie potencjału poprzez eliminację problemu wzajemnej przyczepności poszczególnych warstw powłok. Najslabiej rokują (4 punkty) technologie wytwarzania jednowarstwowych prostych powłok PVD A_{S5}^s (2,5, 4,2) i wielowarstwowych ($n < 10$) powłok CVD E_{S5}^s (2,7, 4,0), które zostaną zapewne wyparte przez inne technologie dające możliwości uzyskania lepszych własności mechanicznych i użytkowych materiałów.

Mające najlepsze perspektywy rozwojowe technologie nanoszenia w procesie PVD powłok wielowarstwowych o liczbie $n \geq 10$, gradientowych ciągłych i jednowarstwowych złożonych nanokrystalicznych, w ciągu najbliższych 20 lat będą szeroko stosowane do wytwarzania twardych narzędzi, zwłaszcza skrawających, służących obróbce materiałów metalowych, nieżelaznych i trudno obrabialnych na potrzeby przemysłu lotniczego, motoryzacyjnego, militarnego oraz inżynierii lądowej i wodnej. Nanoszenie powłok złożonych z wielu warstw ($n \geq 10$), jak również złożonych z monowarstw nanokrystalicznych pozwala na znaczne polepszenie trwałości ostrzy skrawających, ponieważ odpowiednio dobrane warstwy spełniają różne ściśle określone zadania. Bezpośrednio narażona na kontakt z obcym materiałem powierzchnia powłoki charakteryzuje się odpornością na utlenianie, stabilnością chemiczną, małym współczynnikiem tarcia wpływającym również na procesy dyfuzyjne, a także małą przewodnością cieplną, mającą duże znaczenie w przypadku odkształcania się powłoki. Od środkowej części przekroju powłoki wymagana jest duża twardość, zapobiegająca wykruszaniu się powłoki oraz dobra ciągliwość, zapewniająca możliwość relaksacji naprężeń własnych. Strefa kontaktu powłoki z materiałem podłoża powinna zapewniać przede wszystkim dobrą adhezję, którą można uzyskać przez minimalizację naprężeń cieplnych oraz dzięki identycznemu charakterowi wiązań między atomami w powłoce i podłożu. Uzyskanie w praktyce tak korzystnej kombinacji własności jest zwykle trudnym zadaniem, zwłaszcza że własności narzędzia zależą również istotnie od rodzaju materiału podłoża, a efektywność procesu wytwórczego od rodzaju

obróbki skrawaniem i rodzaju materiału obrabianego. Szeroki zakres obecnych i przyszłych zastosowań powłok gradientowych wynika natomiast z faktu, że zmiana składu chemicznego o charakterze ciągłym zapewnia bardzo dobrą relaksację naprężeń, eliminując jednocześnie zagadnienie zapewnienia wysokiej adhezji poszczególnych warstw. Przewidywany jest nieco wolniejszy, lecz systematyczny rozwój technologii nanoszenia w procesie PVD powłok jednowarstwowych złożonych klasycznych, wielowarstwowych ($n < 10$) i gradientowych wielostopniowych, zależny od warunków otoczenia i indywidualnego, specjalistycznego zakresu zastosowania tych technologii. Najslabiej rokują technologie nanoszenia w procesie PVD powłok jednowarstwowych prostych i w procesie CVD powłok wielowarstwowych ($n < 10$), które w ciągu najbliższych 20 lat zostaną zapewne wyparte przez inne bardziej efektywne technologie.

Badania wykonane z wykorzystaniem nowo opracowanej zintegrowanej metodologii heurystycznej i klasyczne badania materiałoznawcze, dotyczące dużej grupy pokryć PVD i CVD na wielu grupach spiekanych materiałów narzędziowych, wskazują na analogiczne wnioski co do rozwoju poszczególnych technologii, a także na konieczność rezygnacji z niektórych mniej efektywnych spośród tych metod. Z pewnością potwierdza to możliwość prognozowania rozwoju technologii nowo opracowaną metodologią, bez konieczności klasycznych badań materiałoznawczych. Stanowi to kolejne studium przypadku, potwierdzające słuszność przyjętego założenia podanego w podrozdziale 5.1. Wskazuje ono na możliwość stosowania nowo opracowanej metodologii w innych sytuacjach, bez konieczności wykonywania badań klasycznych i bez obawy o popełnienie błędu w ocenie.



S6 Teksturowanie krzemu polikrystalicznego do celów fotowoltaiki

Grupa technologii S6 obejmuje różne metody teksturowania krzemu polikrystalicznego, polegającego na rozwinięciu jego powierzchni właściwej, dzięki czemu możliwe jest ponowne zaabsorbowanie fotonów odbitych już raz od powierzchni materiału (rys. 91). Na potrzeby wykonanych badań eksperymentalno-porównawczych [95, 161, 174] grupę tę podzielono, biorąc pod uwagę typ teksturowania, i wyznaczono tym samym następujące technologie szczegółowe poddane analizie: teksturowanie alkaliczne (A_{S6}), teksturowanie laserowe (B_{S6}) i teksturowanie laserowe z chemicznym trawieniem (C_{S6}).

Spośród technologii modyfikacji polimerowych warstw wierzchnich poddanych badaniom materiałoznawczo-heurystycznym najbardziej niepewne perspektywy rozwojowe, określone jako umiarkowane, charakteryzują znajdującą się w otoczeniu burzliwym technologię modyfikacji powierzchni z użyciem wysokoenergetycznego promieniowania elektronowego (E_{SS}). Otoczenie tej technologii niesie zarówno liczne sposobności w postaci nowych zastosowań na atrakcyjnych rynkach potencjalnie dysponujących wysokim kapitałem inwestycyjnym (energetyka, budownictwo), jak i trudności związane z wysokimi kosztami inwestycyjnymi i eksploatacyjnymi (energochłonność procesu), koniecznością zatrudnienia wysoko wykwalifikowanej kadry, silną pozycją nabywców i dostawców w łańcuchu dostaw, a także wysokim stopniem specjalizacji i aplikowalnością w odniesieniu do wąskiej grupy produktów. Niewłaściwa obsługa lub awaria systemu zabezpieczeń może także spowodować zagrożenie radiacyjne, co jest wadą z punktu widzenia proekologiczności procesu. Wysokoenergetyczne promieniowanie elektronowe ma zastosowanie głównie do modyfikacji głębszych warstw materiału, mającego grubość do 40 mm, którym są zwykle powłoki izolacyjne kabli energetycznych oraz polietylenowe rury i płyty lub materiały konstrukcyjne zawierające w swoim składzie różne polimery. Celem modyfikacji powodującej usieciowanie warstwy wierzchniej materiału jest wzrost wytrzymałości mechanicznej, większa odporność na procesy degradacji i większa hydrofilowość umożliwiająca w następnej kolejności jego klejenie, drukowanie i/lub zdobienie. Przewidywany rozwój technologii E_{SS} będzie zmierzał do doskonalenia urządzeń modyfikujących i optymalizacji parametrów procesu, a niespodziankowy scenariusz rozwoju tej technologii, zarówno optymistyczny, jak i pesymistyczny, nie jest wykluczony.

5.4. Wnioski pośrednie dotyczące weryfikacji doświadczalnej nowo opracowanej metodologii na podstawie wybranych studiów przypadku

W niniejszym rozdziale pracy zaprezentowano wyniki obszernych badań materiałoznawczo-heurystycznych, dotyczących ośmiu studiów przypadku obejmujących różne rodzaje obróbki powierzchniowej materiałów inżynierskich. Dokonując wyboru technologii do analizy, dla zapewnienia jak najszerszego zakresu weryfikacji nowo opracowanej metodologii, celowo zadbano o zapewnienie ich zróżnicowania pod kątem fazy cyklu życia, aktualnego zakresu zastosowań przemysłowych, jak i materiału do badań. W związku z tym w grupie analizowanych technologii są zarówno technologie młode (embrionalne, eksperymentalne, prototypowe, wzrostowe), jak i znajdujące się na różnych etapach dojrzałości lub nawet schyłkowe,

które aktualnie szeroko stosuje się w przemyśle lub przeciwnie – na razie jedynie w skali laboratoryjnej lub półtechnicznej w odniesieniu do materiałów metalowych o zróżnicowanych własnościach, tj. różnych gatunków stali, stopów metali lekkich, miękkich stopów metali nieżelaznych, a także spiekanych materiałów narzędziowych i materiałów niemetalowych, tj. krzemu i materiałów polimerowych. W szczególności analizie poddano następujące grupy technologii:

- (S1) Obróbka laserowa stopowych stali narzędziowych do pracy na gorąco.
- (S2) Laserowe przetapianie i wtapianie cząstek węglików w warstwę powierzchniową odlewniczych stopów magnezu.
- (S3) Fizyczne osadzanie z fazy gazowej (PVD) powłok na stop miedzi z cynkiem.
- (S4) Wybrane technologie obróbki cieplno-chemicznej stali.
- (S5) Nakładanie powłok PVD/CVD na spiekane materiały narzędziowe.
- (S6) Teksturowanie krzemu polikrystalicznego do celów fotowoltaiki.
- (S7) Wytwarzanie spiekanych materiałów gradientowych klasyczną metodą metalurgii proszków.
- (S8) Wybrane technologie modyfikacji polimerowych warstw wierzchnich.

Omówione studia przypadku dotyczyły łącznie 35 technologii szczegółowych lub ich grup. Wyniki wykonanych badań heurystycznych dotyczących wszystkich studiów przypadku, opisanych szczegółowo w podrozdziale 5.2 (S1) lub w sposób syntetyczny w podrozdziale 5.3 (S2-S8), naniesiono na czteropolowe zbiorcze macierze: dendrologiczną wartości technologii (plansza 1) i meteorologiczną oddziaływania otoczenia (plansza 2) oraz na szesnastopolową zbiorczą macierz strategii dla technologii, będącą wypadkową macierzy dendrologicznej i meteorologicznej (plansza 3). W celu ułatwienia odczytu wyników badań każdej grupie technologii szczegółowych ze zbioru S1-S8 przypisano indywidualne kolory. Każdy z punktów naniesionych na poszczególne macierze, którego współrzędne stanowią wynik oceny eksperckiej, ma przy oznaczającym go symbolu górny i dolny indeks. Indeks dolny określa grupę technologii ze zbioru S1-S8, do której należy dana technologia bądź grupa technologii, natomiast indeks górny oznacza rodzaj macierzy, na którą punkty zostały naniesione. Indeks górny s wskazuje, że dany punkt został naniesiony na macierz strategii dla technologii, w odróżnieniu od pozostałych możliwych indeksów: d – odpowiadającego punktom naniesionym na macierz dendrologiczną i m – punktom naniesionym na macierz meteorologiczną, które to oznaczenia zastosowano na planszach i w tekście.

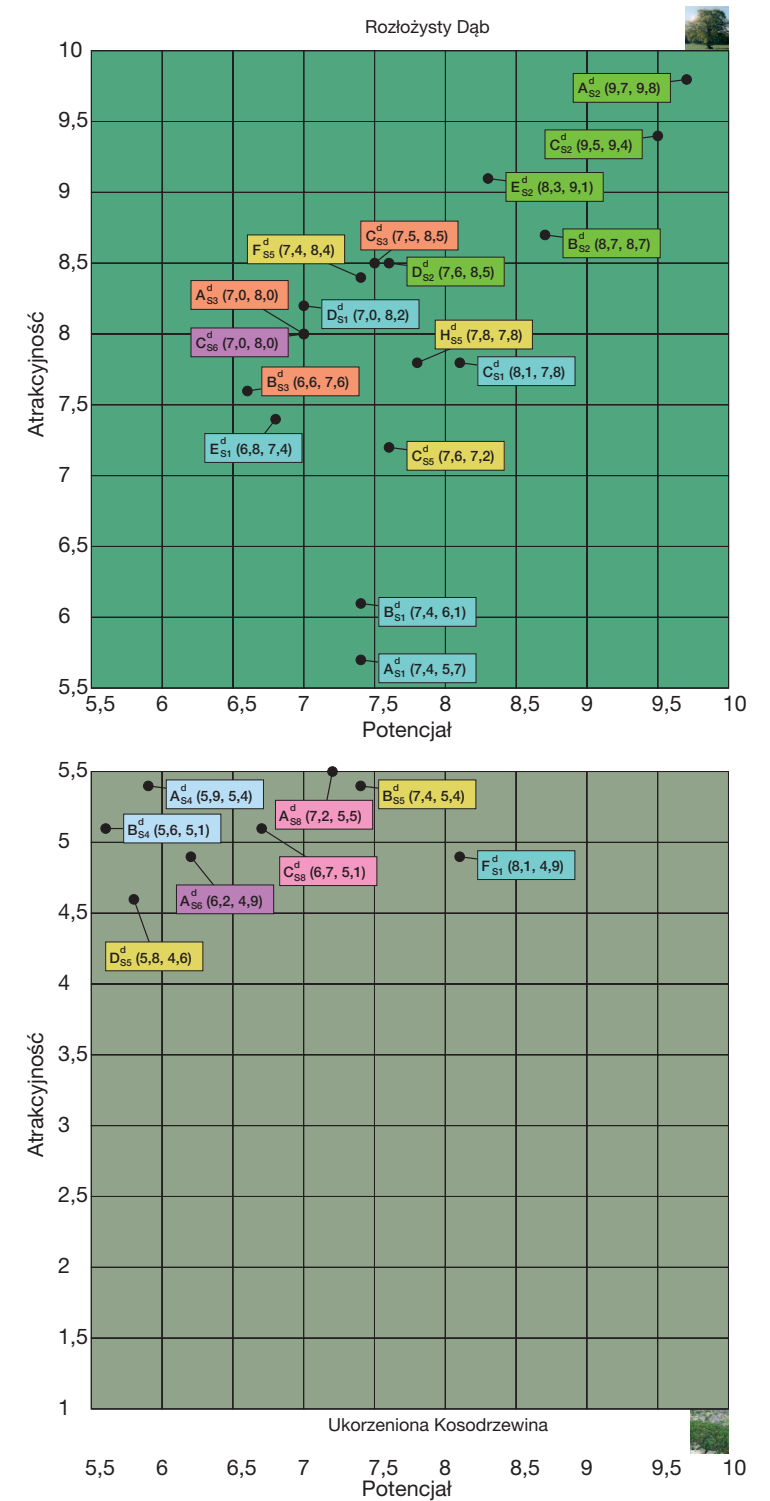
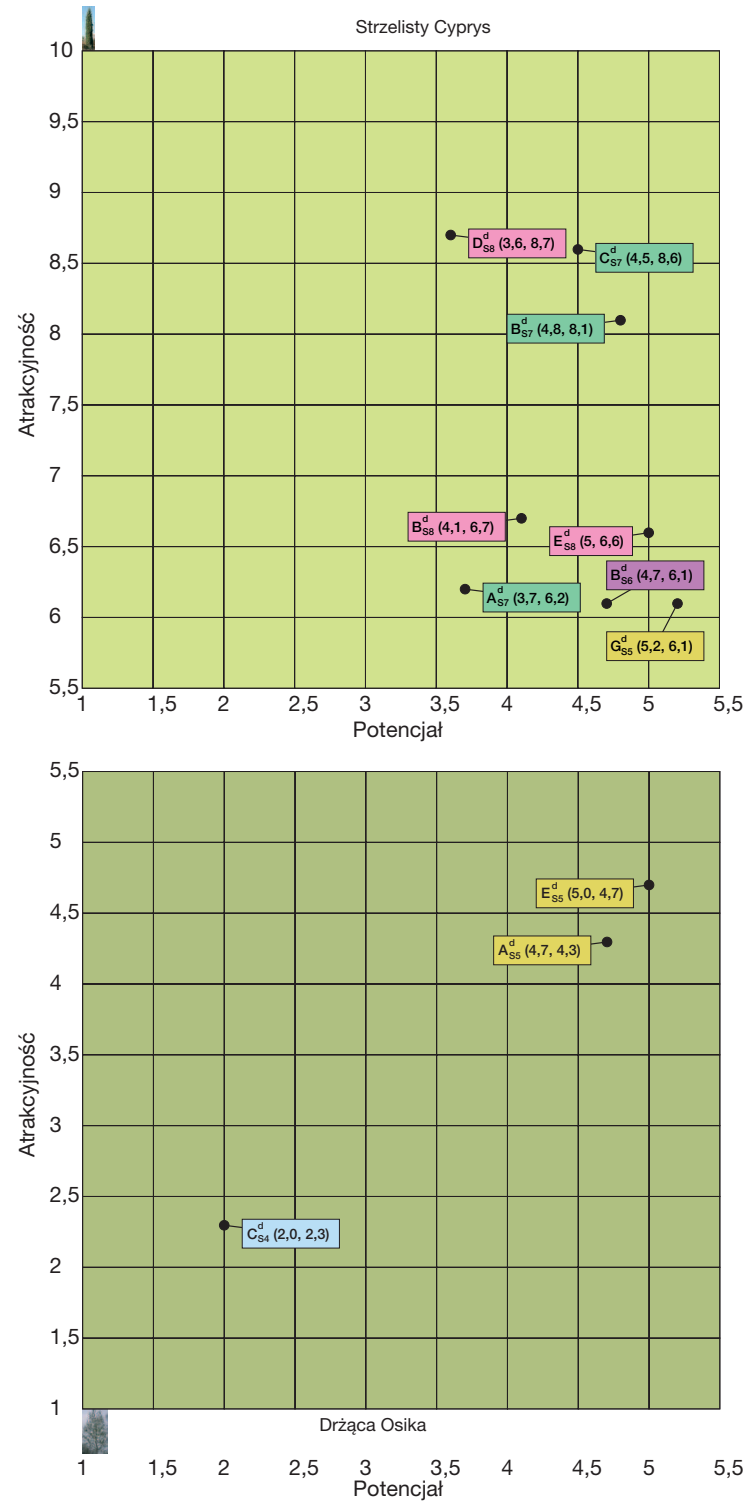
Wyniki wykonanych badań materiałoznawczych każdorazowo określają merytoryczne przesłanki związane z rozwojem, a niekiedy wręcz przeciwnie z zanikiem danej technologii. Szczegółowo zbadana struktura tych materiałów, jak i ich różne własności, w każdym przypadku istotnie decydujące o własnościach użytkowych i w efekcie tego o możliwych funkcjach aplikacyjnych tak obrobionych materiałów inżynierskich, wskazują na potrzebę i kierunek przewidywanego i pożądanego rozwoju zarówno danej grupy materiałów, jak i stosowanych do nich technologii obróbki powierzchniowej, z wyłączeniem nielicznych technologii szczegółowych, których przyszły rozwój jest ograniczony lub niemożliwy. W odniesieniu do wszystkich wybranych technologii obróbki powierzchniowej zawartych w grupach S1-S8 zastosowano także metody heurystyczne, w celu ustalenia ich perspektyw rozwojowych w najbliższym 20-leciu. Całkowicie odmienne podejście, opierające się na wiedzy, jaką dysponują eksperci, każdorazowo doprowadziło do identycznych wniosków strategicznych, pozwalając dodatkowo wskazać pozycję rankingową danej technologii wśród innych, które poddano szczegółowej analizie. Podane fakty wskazują, że nowo opracowaną metodologię opisaną w niniejszej pracy zweryfikowano pozytywnie, stosując jako punkt odniesienia wyniki szczegółowych eksperymentalnych badań struktury i własności materiałów inżynierskich.

Słuszność założenia przyjętego na początku podrozdziału 5.1. pracy została zatem potwierdzona, ponieważ wyniki analiz dotyczących perspektyw rozwojowych rozpatrywanych technologii zastosowanych w odniesieniu do wybranych grup materiałów inżynierskich prowadzą do identycznych wniosków, zarówno przy klasycznym podejściu materiałoznawczym, jak i przy zastosowaniu nowo opracowanej autorskiej metodologii komputerowo zintegrowanego prognozowania rozwoju inżynierii powierzchni materiałów. Pozytywna weryfikacja doświadczalna metodologii uprawnia do sformułowania następujących **wniosków pośrednich**:

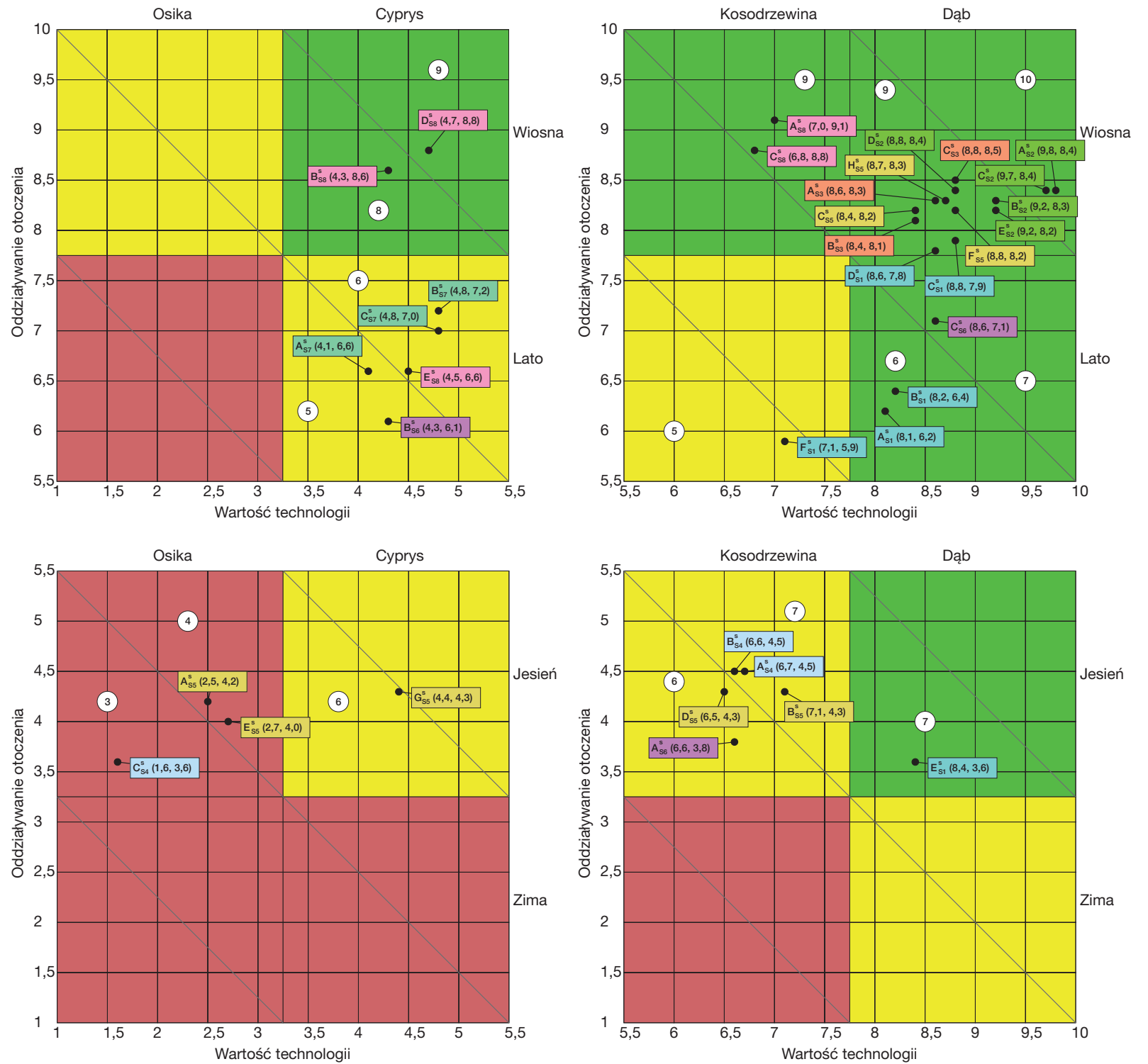
1. Nowo opracowana metodologia jest przydatnym i efektywnym narzędziem prognozowania rozwoju, nadającym się do zastosowania w obszarze inżynierii powierzchni materiałów.
2. Zasadne jest wykonywanie dalszych badań w obszarze inżynierii powierzchni materiałów z użyciem nowo opracowanej metodologii.
3. Badania heurystyczne pozwalają na otrzymanie wiarygodnych wyników umożliwiających wytyczenie prognozowanych trendów rozwojowych analizowanych grup technologii i określenie ich pozycji strategicznej na tle innych grup technologii i inżynierii powierzchni

materiałów ogółem, bez konieczności wspierania ich klasycznymi badaniami materiałowymi.

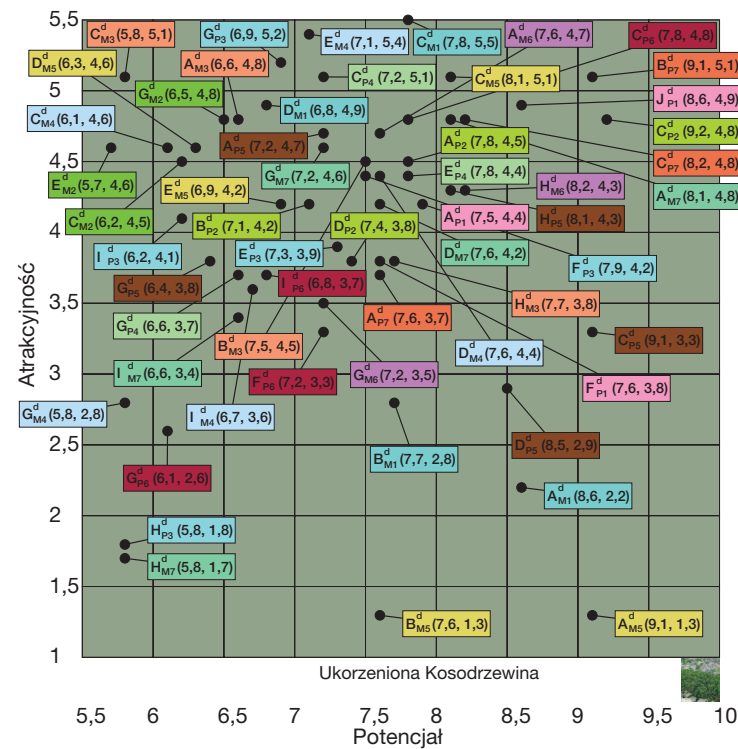
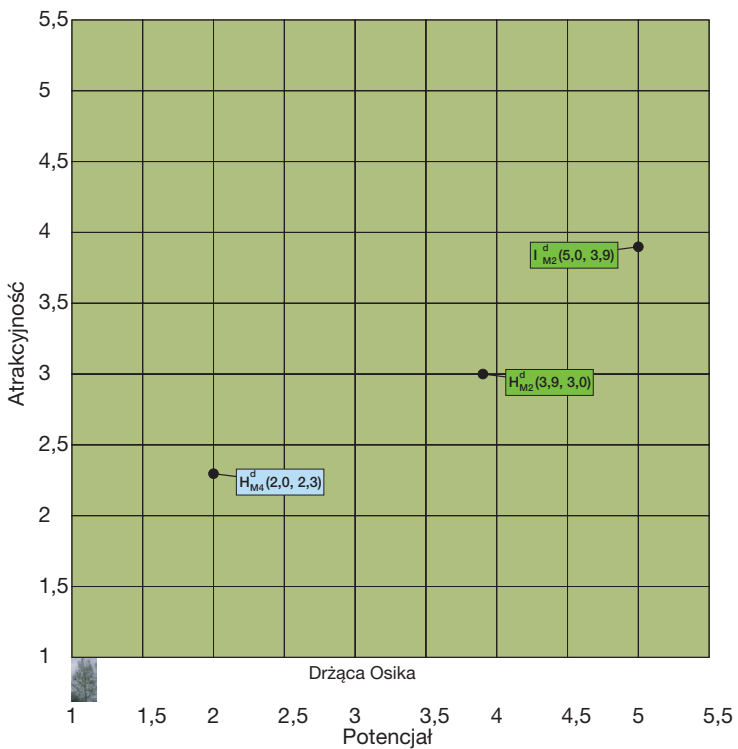
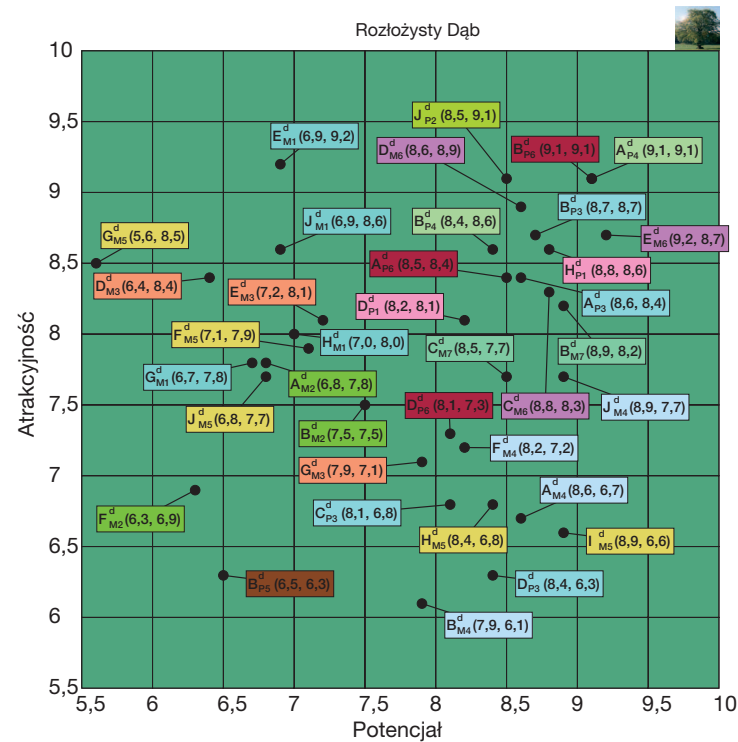
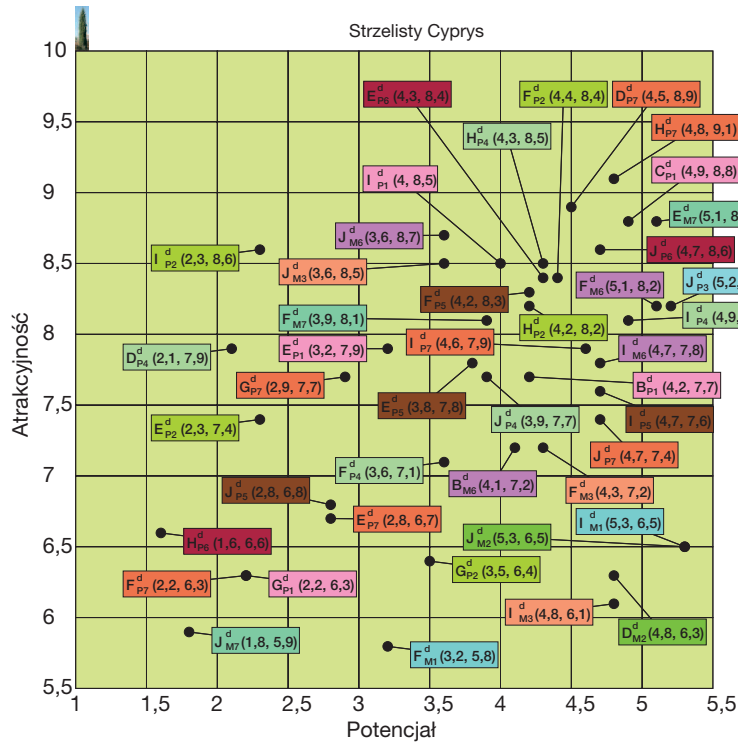
Opierając się na wnioskach pośrednich wykonano szerokie, trój etapowe badania heurystyczne, z użyciem autorskiej metody elektronicznego ankietowania ekspertów e-Delphix, w odniesieniu do 140 grup technologii krytycznych inżynierii powierzchni materiałów, wyłonionych na podstawie wyników analizy stanu zagadnienia przeprowadzonej na wcześniejszym etapie prac własnych [76]. Syntetyczne wyniki wykonanych badań przedstawiono w kolejnym rozdziale rozprawy.



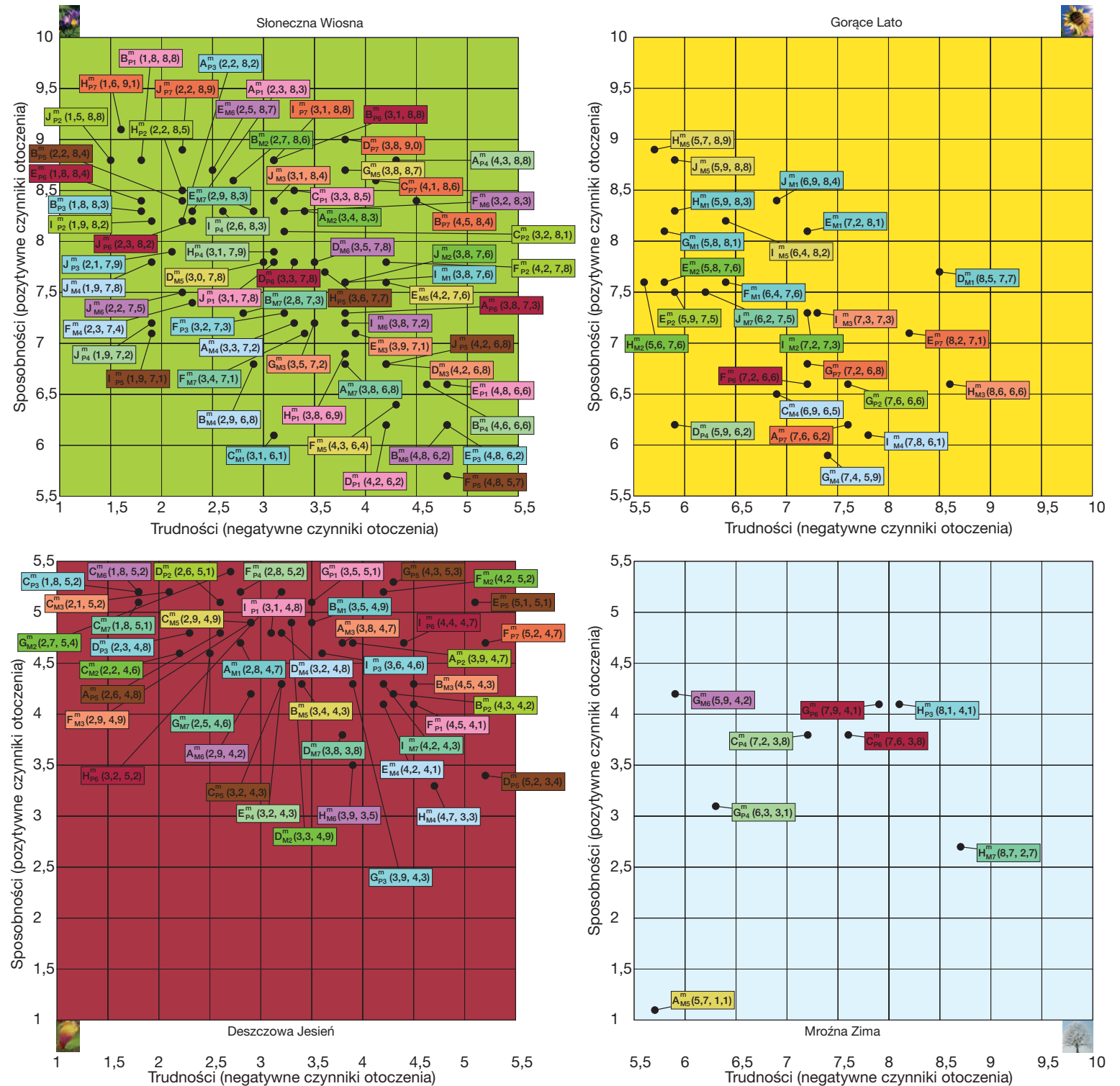
Plansza 1. Dendrologiczna macierz wartości technologii, dotycząca grup technologii szczegółowych S1-S8



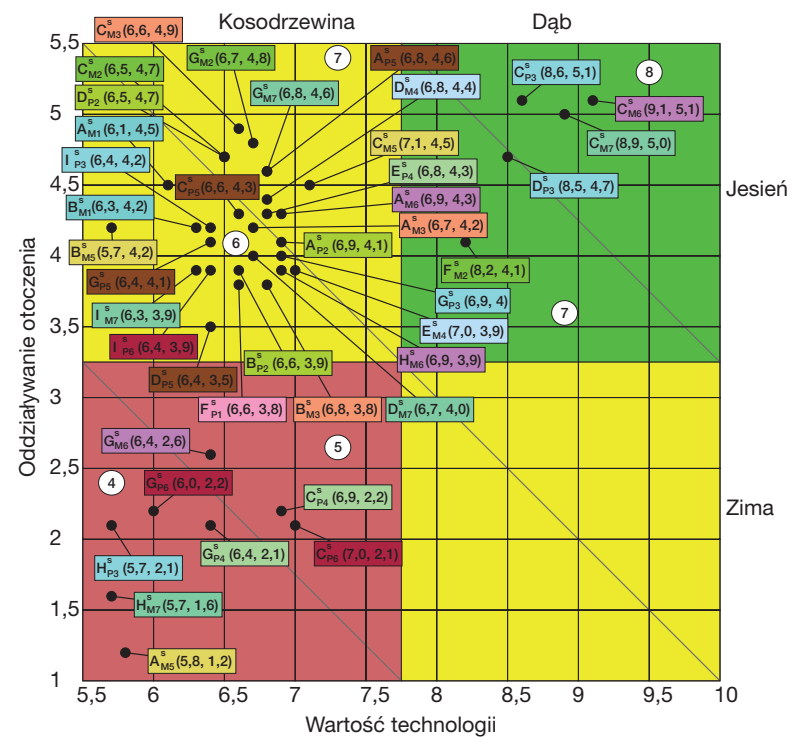
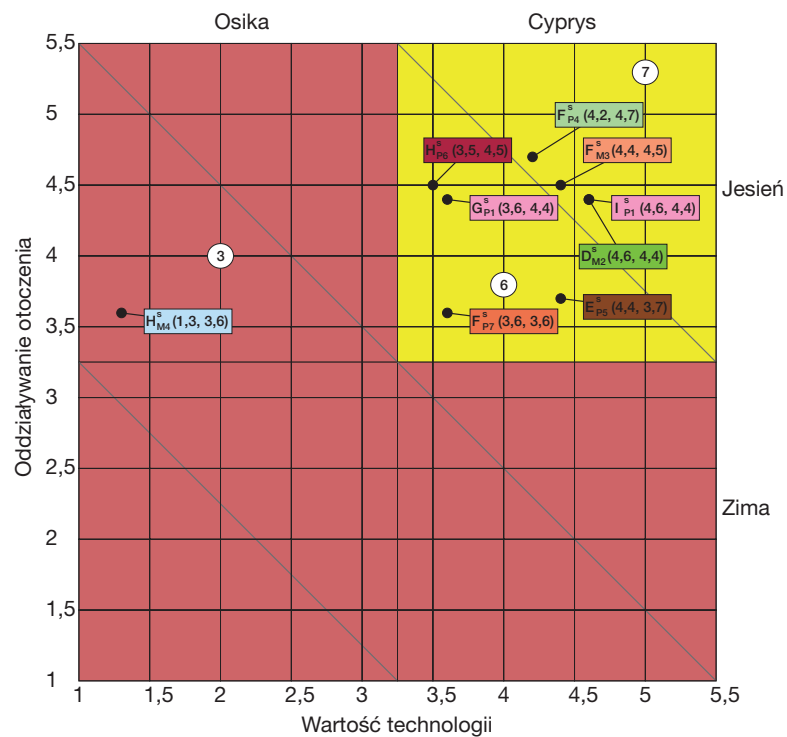
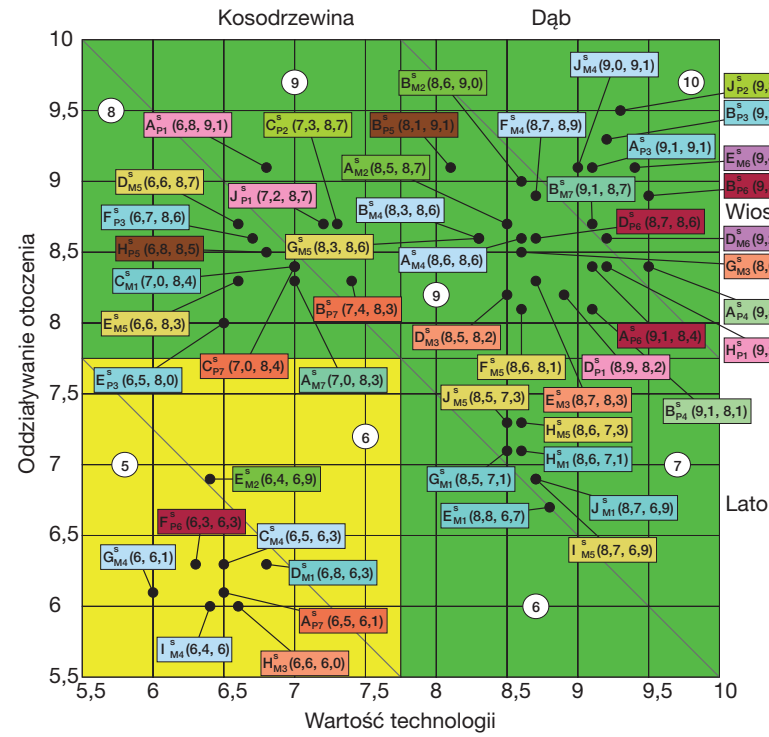
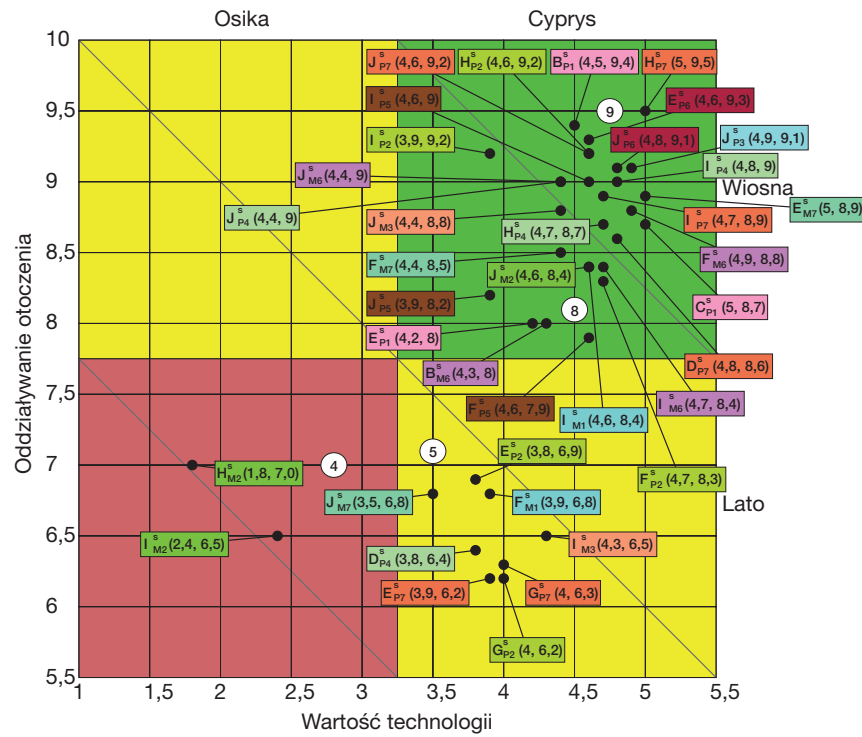
Plansza 3. Macierz strategii
 dla technologii, dotycząca grup
 technologii szczegółowych SI-S8



Plansza 4. Zbiorcza dendrologiczna macierz wartości technologii, dotycząca obszarów tematycznych M1-M7 i P1-P7



Plansza 5. Zbiorcza meteorologiczna macierz oddziaływania otoczenia, dotycząca obszarów tematycznych M1-M7 i P1-P7



Plansa 6. Zbiorcza macierz strategii dla technologii, dotycząca obszarów tematycznych M1-M7 i P1-P7