

6. Laserowa obróbka powierzchniowa stopów Mg-Al-Zn

6.1. Ogólna charakterystyka laserowej obróbki stopów metali

Zaprezentowany w 1960 roku pierwszy laser został określony mianem „wynalazku, który nie będzie miał zastosowania w praktyce”. Jednak z biegiem czasu w miarę doskonalenia technologii laserowych oraz ich możliwości aplikacyjnych wypowiedziane słowa straciły na wartości. Obecnie wiele dziedzin nauki i techniki korzysta z możliwości jakie niesie ze sobą użycie lasera, jak na przykład: technologie materiałowe, precyzyjne pomiary, sterowanie pracą maszyn roboczych, precyzyjne pozycjonowanie składanych konstrukcji, medycyna i biologia, techniki wojskowe, holografia, telekomunikacja optyczna i wiele innych. Na szczególną uwagę wśród wymienionych zasługuje powierzchniowa obróbka laserowa różnorodnych materiałów, która umożliwia wytworzenie warstwy wierzchniej o grubości od dziesiątych milimetra do kilku milimetrów i o specjalnych własnościach użytkowych, o dużej twardości oraz odporności na ścieranie, jednocześnie przy zachowaniu niezmiennych własności materiału podłoża [17]. Przy właściwym doborze warunków obróbki elementy mogą być wykonane „na gotowo”, bez konieczności dalszej obróbki wykończającej. Dzięki bardzo precyzyjnemu dostarczaniu energii, bezkontaktowości oraz pełnej automatyzacji, technologie laserowe zyskują coraz większe znaczenie aplikacyjne. Światowy przemysł już obecnie w szerokim zakresie wykorzystuje techniki laserowe, a najszersze zastosowanie przemysłowe w procesach laserowej obróbki materiałów mają obecnie lasery stałe z elementem czynnym krystalicznym – między innymi Nd:YAG, Yb:YAG, wśród których z uwagi na geometrię zastosowanego ośrodka czynnego można wyróżnić lasery prętowe i dyskowe. Ponadto należy wymienić lasery gazowe – CO₂, lasery diodowe, światłowodowe, czyli włóknowe (zaliczane przez niektórych specjalistów do laserów na ciele stałym) o mocach wiązki laserowej impulsowej lub ciągłej, dochodzących do nawet 100 kW (tab. 6.1.1) [17, 226-242].

Lasery HPDL zbudowane są z wielu pojedynczych emiterów diodowych z GaAs, które zestawione są w tzw. pręty diodowe o przekroju 0,6x0,115 mm i długości 11 mm (tab. 6.1.2) [244-246]. Pręty diodowe kompletowane są w pakiety, które w następnej kolejności mocowane są w korpusie miedzianym intensywnie chłodzonym wodą. Standardowe pakiety diodowe o wymiarach 182x130x272 mm zapewniają moc lasera do 2,0 kW. W diodach dużej mocy materiałem półprzewodnikowym jest stop GaAs domieszkowany Al, In lub P, natomiast promieniowanie laserowe jest generowane w obszarze złącza powierzchni stykowej materiału

domieszkowanego p i n , w wyniku rekombinacji elektronów i dziur. W półprzewodniku GaAs (źródło promieniowania fotonowego), w stanie równowagi nośników ładunków, elektronów, dziur ich nadmiar jest ograniczony tylko do obszarów typu n i p , spowodowane jest to dużą

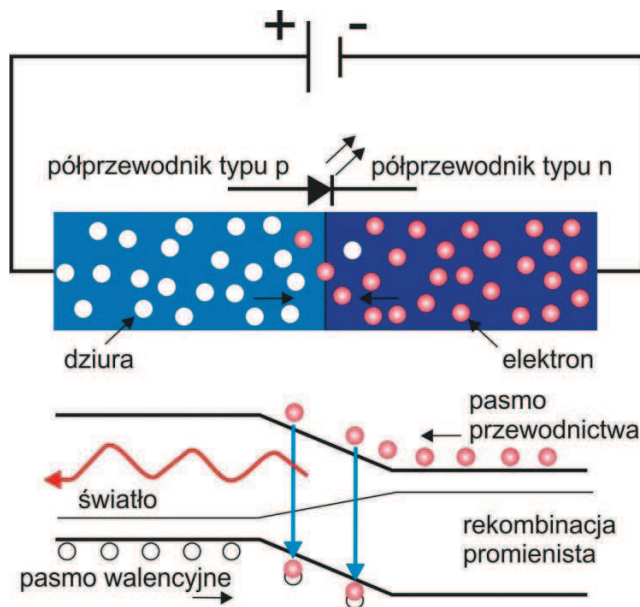
Tablica 6.1.1. Porównanie podstawowych cech fizycznych i parametrów technicznych laserów spawalniczych [243]

Rodzaj lasera	Laser CO ₂	Nd:YAG pompowany światłem białym	Nd:YAG pompowany laserem diodowym	Wielomodowy laser włóknowy domieszkowany Yb	Laser dyskowy Nd:YAG
Ośrodek laserujący	mieszanka gazowa	pręt krystaliczny	pręt krystaliczny	domieszkowane włókno	krążek krystaliczny
Długość emitowanej fali, μm	10,6	1,06	1,06	1,07	1,03
Transmisja wiązki	zwierciadła, soczewki	włókno, soczewki	włókno, soczewki	włókno, soczewki	włókno, soczewki
Typowa średnica włókna transportującego, μm	–	600	400	100-200	150-300
Moc wyjściowa, kW	ponad 15	ponad 4	ponad 6	ponad 20	ponad 4
Jakość wiązki przy mocy maksymalnej, mm·mrad	3,7	25	12-25	12	7
Jakość wiązki przy mocy 1,0 kW, mm·mrad	3,7	12	<12	1,8	4
Wymagany przegląd urządzenia, co godz.	2000	800-1000	2000-5000	10000	2000-5000
Współczynnik sprawności mocy, %	5-8	3-5	10-20	20-30	10-20
Przybliżony koszt lasera na 1,0 kW mocy, 1000 USD	60	130-150	150-180	130-150	130-150
Zajmowana powierzchnia przez urządzenie	bardzo duża	średnia	średnia	mała	średnia
Mobilność lasera	mała	mała	mała	duża	mała

różnicą potencjału w obszarze styku. Przyłożenie dodatniego napięcia do obszaru p , a ujemnego do obszaru n powoduje zredukowanie potencjału do poziomu, w którym następuje swobodny przepływ elektronów i dziur przez złącza $p-n$ i przebiega proces rekombinacji elektronów i dziur (rys. 6.1.1). Przepływ prądu przez półprzewodnik następuje w wyniku przejścia większej liczby ładunków do obszaru złącza $p-n$ i wymiany ładunków, które uległy rekombinacji. Wytworzony nadmiar energii w procesie rekombinacji jest uwalniany w postaci promieniowania laserowego ciepłego.

Tablica 6.1.2. Dane techniczne pojedynczego diodowego pręta laserowego [245, 247]

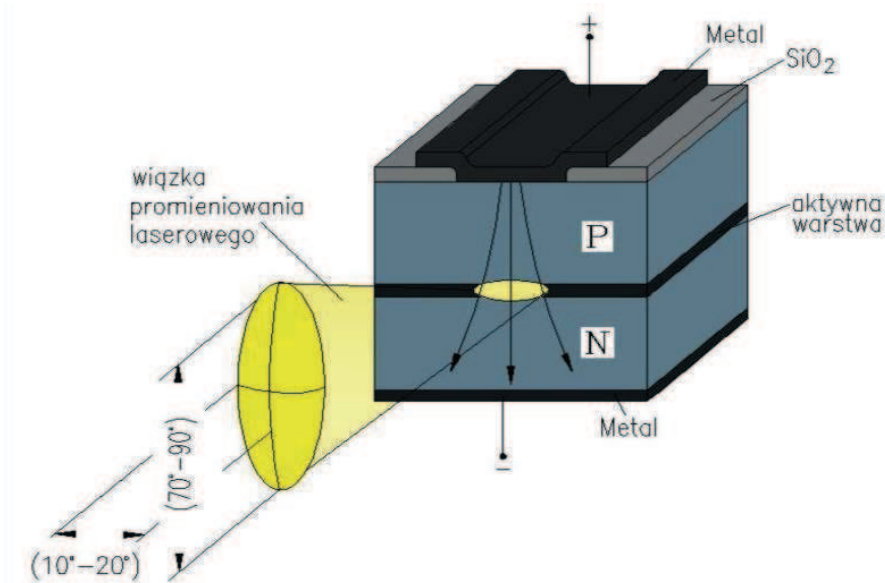
Dane techniczne	Wielkość
Wymiary, μm	11000x600x115
Typowa moc optyczna, W	10-30
Długość fali, μm	808, 940, 980
Skok długości fali w funkcji temperatury, $\text{nm}/^\circ\text{C}$	0,25
Natężenia prądu progowego, A	8-12
Natężenie prądu roboczego, A	20-40
Sprawność, %	30-50



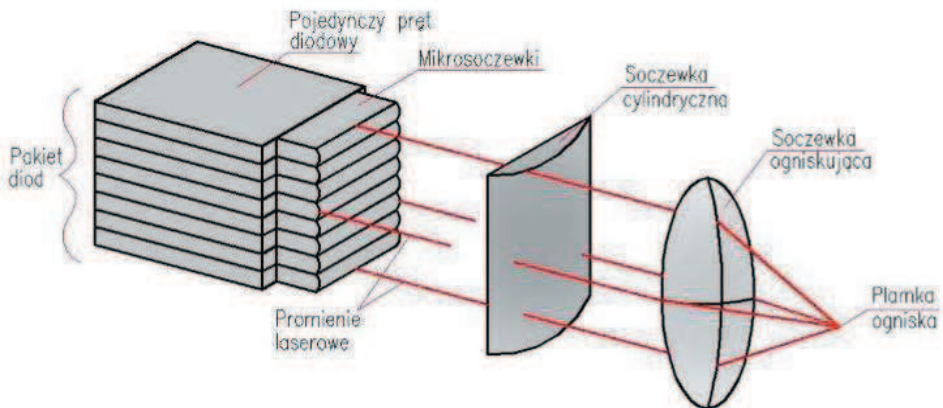
Rysunek 6.1.1. Schemat przebiegu procesu generacji promieniowania laserowego w złączu diody $p-n$

W celu uzyskania możliwie najmniejszej plamki lasera, wymagane jest zastosowanie specjalnych układów optycznych i krótkich długości ogniskowych ze względu na znaczny astygmatyzm wiązki lasera (rys. 6.1.2a,b). Specjalna technologia budowy pakietów laserów diodowych chłodzonych intensywnie wodą powoduje uzyskanie dużych mocy w laserach diodowych.

a)



b)



Rysunek 6.1.2. Emisja promieniowania z pojedynczego pręta diodowego laserowego (a), sposób ogniskowania promieniowania pakietu diod lasera diodowego dużej mocy (b)

Materiał po obróbce laserowej wykonanej przy użyciu lasera HPDL wykazuje własności różniące się od tych wykonanych z użyciem innych laserów dużej mocy, a w szczególności charakteryzuje się bardziej jednorodnym obszarem przetopienia oraz mniejszą chropowatością powierzchni. Zalety te wynikają z unikatowych cech lasera HPDL, tj. dużej sprawności, ok. 30-50% (laser o mocy 2,0 kW zużywa łącznie z układem chłodzenia lasera 7,5 kW), bardzo wysokiego współczynnika absorpcji promieniowania, a także liniowego kształtu wiązki promieniowania laserowego. Ponadto lasery HPDL odznaczają się stosunkowo niską ceną, dużą trwałością (powyżej 10 000 h), nie wymagają dodatkowej obsługi poza czyszczeniem układu optycznego, są łatwe w obsłudze i mobilne.

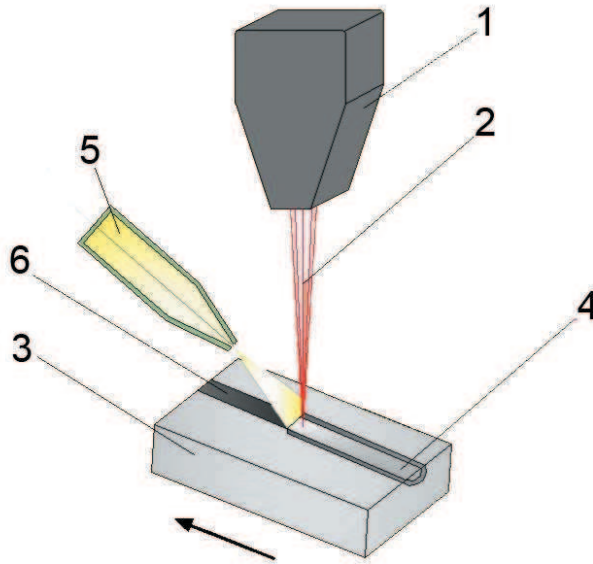
Obecnie lasery diodowe dużej mocy stosuje się m.in. do lutowania, hartowania, spawania, przetapiania, stopowania, wtapiania oraz różnych zastosowań obróbki powierzchniowej stopów metali, w tym również stopów magnezu [17].

Laserowa obróbka cieplna (hartowanie, wyżarzanie) obejmuje operacje, umożliwiające wykorzystanie wiązki laserowej jako źródło energii potrzebnej do nagrzania warstwy wierzchniej obrabianego materiału, w celu zmiany jej struktury dla uzyskania odpowiednich własności mechanicznych, fizycznych lub chemicznych polepszających trwałość eksploatacyjną obrabianego przedmiotu. Wysoka temperatura nagrzewania oraz szybkie nagrzewanie i gwałtowne chłodzenie towarzyszące laserowej obróbce cieplnej, pozwalają uzyskać roztwory silnie przesycone, często znacznie odbiegające od równowagowych.

Laserowe przetapianie powierzchni (ang. *Laser Surface Melting* – LSM) następuje w bardzo krótkim czasie, w którym tylko niewielka część zaabsorbowanej energii cieplnej przenika w głąb materiału, co powoduje powstanie dużego gradientu temperatury pomiędzy ciekłą warstwą powierzchniową i pozostałą jego masą. W czasie przetapiania następuje intensywne mieszanie ciekłego metalu wskutek ruchów konwekcyjnych, wywołanych różnicą temperatury pomiędzy przetopioną powierzchnią i dnem obszaru przetopionego oraz wskutek intensywnego nadmuchu gazu osłonowego. Szybkie krzepnięcie zachodzi dzięki istnieniu gradientu temperatury. Laserowe przetapianie warstw wierzchnich materiałów prowadzi do uzyskania dużej odporności na ścieranie, korozję i erozję, w wyniku tworzenia jednorodnej chemicznie, drobnokrystalicznej warstwy wierzchniej bez zmian składu chemicznego materiału.

Laserowe stopowanie, zwane także wzbogacaniem (ang. *Laser Surface Alloying* – LSA,) jest jedną z najefektywniejszych metod laserowej obróbki powierzchniowej, której istotą jest wprowadzenie i równomierne rozmieszczenie w warstwie wierzchniej materiału obrabianego

pierwiastków stopujących, które mogą być wprowadzone w różnej postaci, np.: folii, taśmy, płytki, powłoki galwanicznej lub pasty proszkowej [17]. Zwykle grubość powłoki materiałów stopujących jest zbliżona do grubości uzyskanej warstwy wierzchniej i w przypadku ciągłego nagrzewania wynosi od 0,3 do 1,0 mm, a przy nagrzewaniu impulsowym od 0,3 do 0,4 mm (rys. 6.1.3) [244-251].



Rysunek 6.1.3. Schemat laserowego przetapiania; 1 – głowica laser, 2 – wiązka laserowa, 3 – próbka, 4 – przetapiany materiał stopujący, 5 – dysza z gazem, 6 - warstwa stopowana [244, 253-255]

Wzajemne intensywne wymieszanie się materiałów (osnowa, wzmocnienie) zachodzi w jeziorce na skutek ruchów konwekcyjnych, grawitacyjnych oraz w wyniku ciśnienia wiązki laserowej [244-249, 252].

Cechą charakterystyczną procesu laserowego stopowania jest występowanie na granicy przetopionej warstwy oraz podłoża dużego gradientu temperatury, co w efekcie prowadzi do gwałtownego ochładzania i krzepnięcia ciekłego metalu. Osiągane w tych warunkach szybkości chłodzenia dochodzą do 10^{11} K/s, natomiast prędkości krzepnięcia niejednokrotnie przekraczają 20 m/s, co w przypadku niektórych materiałów może powodować samohartowanie cienkiej warstwy materiału podłoża [245-248].

Warstwa wierzchnia otrzymana w procesie stopowania laserowego wykazuje strukturę i własności odmienne w porównaniu do struktury i własności materiału podłoża i materiału stopującego. Morfologia uzyskanej quasi-kompozytowej warstwy odznacza się dużą jednorodnością oraz prawidłową dyspersją wprowadzonych cząstek na całej głębokości przetopienia z wyjątkiem bardzo cienkiej warstwy nasycenia dyfuzyjnego.

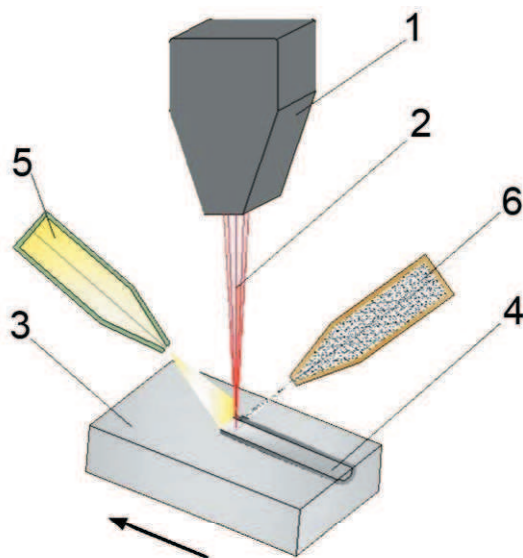
Własności stopowanej warstwy wierzchniej zależne są od podłoża, materiału stopującego oraz od parametrów procesu stopowania, jednak niemal zawsze, bogata w składniki stopowe otrzymana warstwa wierzchnia odznacza się większą niż podłoże twardością, wytrzymałością zmęczeniową, lepszymi własnościami trybologicznymi i antykorozyjnymi, przy jednoczesnym wzroście chropowatości, skutkiem czego na elementach po stopowaniu, często wykonywana jest obróbka, mająca na celu wygładzenie powierzchni.

O warunkach procesu stopowania laserowego decydują: gęstość mocy wiązki laserowej oraz czas ekspozycji wiązki laserowej na materiał, który waha się między tysięcznymi a dziesiętymi częściami sekundy. Właściwy dobór tych warunków zapewnia wymagane cechy geometryczne i własności mechaniczne uzyskanej warstwy wierzchniej. Wraz ze wzrostem gęstości mocy wiązki laserowej lub zmniejszaniem się szybkości skanowania wzrasta grubość otrzymanej warstwy, dla niższych gęstości mocy wiązki lasera lub większych prędkości skanowania, głębokość stopowania, a w rezultacie grubość powstałej warstwy wierzchniej maleje. Wartości te powinny zawierać się w odpowiednim przedziale, albowiem dla za wysokiej gęstości mocy wiązki laserowej lub za niskiej prędkości skanowania, materiał stopowany zaczyna sublimować, pozostawiając niewielkie wżery na powierzchni. Jeżeli gęstość mocy wiązki laserowej jest zbyt niska lub prędkość skanowania za wysoka, struktura stopowanej warstwy może okazać się niejednorodna. Znaczenie ma także odpowiedni dobór materiału stopującego do podłoża, ze względu na temperaturę topnienia i sublimacji, która w celu jednorodnego wymieszania powinna być zawarta w wąskim przedziale wartości. W zasadzie przy przetapianiu występuje plazma i parowanie materiału [244-249].

Plazma dwójako wpływa na przetapianie, z jednej strony ekranuje ona jeziorko przed dalszym pochłanianiem energii z wiązki laserowej, przez co hamuje sublimację, z drugiej zaś strony poprzez ciśnienie własne doprowadza do wymieszania stopionych składników. Wiązka laserowa powoduje ponadto powstanie lejkowatego zagłębienia w jeziorku ciekłego metalu, które jest zjonizowanym gazem, a na granicy ciekły metal-plazma utrzymywana jest nieustannie zaburzana, chwiejna równowaga. W celu uregulowania wpływu plazmy na jeziorko

ciegłego metalu, stosuje się różne technologiczne metody jej aktywacji lub niwelacji. Jedną z metod ograniczania wpływu plazmy na jeziorko ciekłego metalu jest zdmuchiwanie obłoku plazmy przez strugę gazu obojętnego. Wprowadzany gaz (np. argon) często jest dodatkowo podgrzewany, co zapobiega pogarszaniu efektu energetycznego. Natomiast intensyfikowanie wpływu plazmy przeprowadzane jest przy użyciu zdmuchiwania obłoku plazmy, ale przy jednoczesnym kierowaniu powtórny do strefy obróbki odbitego pierwotnie promieniowania laserowego przez układ zwierciadeł płaskich lub zwierciadlaną czaszę [244-249].

Laserowe wtapienie jest procesem polegającym na dostarczaniu cząstek wzmocnienia w obszar ciekłego materiału osnowy, topionego wskutek działania wiązki laserowej [17]. Materiał wtapiany może być doprowadzany do ciekłego jeziorka warstwy przetopionej w postaci proszków lub drutu (rys. 6.1.4). W celu zapobiegania utlenianiu się materiału podczas wtapienia, stosowane są ochronne strumienie gazów obojętnych, np. argonu lub helu.

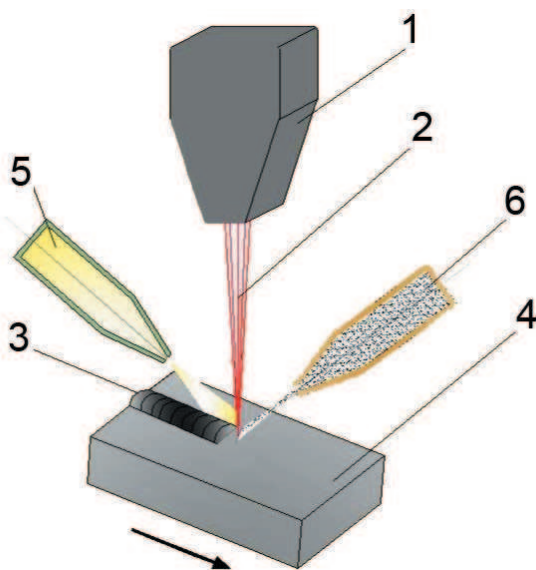


Rysunek 6.1.4. Schemat laserowego wtapienia; 1 – głowica lasera, 2 – wiązka laserowa, 3 – próbka, 4 – warstwa stopowana, 5 – dysza z gazem ochronnym, 6 – wtapiany materiał stopujący [244-248]

Proces wtapienia realizowany jest przy użyciu laserów o pracy ciągłej, ponieważ materiał wzmocniający może być podawany do strefy przetopieniowej tylko w momencie nagrzewania laserowego, nie wykonuje się wtapienia w trakcie przerw między impulsami grzejnymi. Pod względem metodyki badawczej laserowe wtapienie jest technologią bardzo zbliżoną do

technologii laserowego stopowania, z tą różnicą, że w przypadku wtapienia występuje znikome wzbogacenie wytworzonej warstwy wierzchniej pierwiastkami zastosowanego wzmocnienia, ponieważ materiał wzmacniający ulega jedynie nieznacznemu rozpuszczeniu w osnowie warstwy quasi-kompozytowej lub zupełnie się nie rozpuszcza [17, 244-249]. Powierzchnia uzyskana przez wtapienie jest stosunkowo gładka, a przez uzyskanie wymiarów podobnych do wymiarów końcowych, obróbka wykończająca ograniczona jest zwykle do minimum. Metodą wtapienia laserowego, zależnie od składu chemicznego materiału stopującego, można uzyskiwać warstwy metaliczne, ceramiczne, lub kompozytowe, które to wykazują lepsze własności od materiału podłoża.

Laserowe natapianie, zwane również platerowaniem lub napawaniem (ang. *Laser Surface Cladding* – LSC), jest procesem polegającym na stopieniu dużej masy materiału natapianego (platerującego) i cienkiej warstwy materiału podłoża. Natapianie wykonywane jest w warunkach zbliżonych do stopowania, a stosunek grubości przetopionego materiału podłoża do grubości warstwy natapianej, wynosi zwykle 1/10. W procesie tym wymieszanie obu materiałów jest minimalne. Na granicy powłoki i podłoża tworzy się strefa przejściowa, której skład chemiczny zależy od udziału materiału z nadtopionego podłoża. W ten sposób krzepnący materiał natapiany łączy się metalurgicznie z podłożem (rys. 6.1.5).



Rysunek 6.1.5. Schemat natapiania: 1 – głowica lasera, 2 – wiązka laserowa, 3 – warstwa napawana, 4 – próbka, 5 – dysza z gazem ochronnym, 6 – wtapiany materiał napawany [244-249]

Techniki natapiania laserowego można podzielić na [244-249]:

- jednoetapowe – charakteryzuje się ciągłym dopływem materiału dodatkowego, w postaci proszku niesionego w strumieniu gazu obojętnego, drutu litego lub proszkowego podawanego do obszaru jeziora napoiny utworzonego na napawanej powierzchni,
- dwuetapowe – materiał dodatkowy jest nakładany na podłoże jako luźno nasypyany proszek, pasta lub powłoka wykonana inną techniką, a następnie jest przetapiany wiązką laserową.

Proszek w procesie natapiania może być podawany współosiowo lub zewnętrznie w obszar oddziaływania wiązki promienia laserowego. Typowa grubość waha się w granicach od 0,5 do 2 mm, a w szczególnych przypadkach może osiągać nawet 5 mm. Powlekanie dużych powierzchni realizowane jest przy nakładaniu częściowo zachodzących na siebie pojedynczych ściegów o szerokości dochodzącej do 20 mm. Ze względu na małą moc pochłanianą przez natapianą powierzchnię, nawet przy braku wstępnego podgrzania materiału nie występują odkształcenia termiczne. Ponadto można też natapiać materiał identyczny z materiałem podłoża, celem regeneracji części do żądanych wymiarów lub otrzymać nowe elementy, odpowiednio natapiając warstwę po warstwie, aż do uzyskania ostatecznego kształtu przedmiotu.

Do podstawowych warunków natapiania laserowego należy zaliczyć moc wiązki promieniowania laserowego [kW] decydującą przede wszystkim o głębokości wtopienia w materiał podłoża, prędkość natapiania [m/min] oraz natężenie [g/s] i prędkość podawania proszku [mm/min], które wpływają na kształt natopionej warstwy i głębokość wtopienia w materiał podłoża. Ponadto często jako jeden z warunków technologicznych natapiania podaje się długość ogniskową wiązki laserowej [mm], która wpływa bezpośrednio na wymiary ogniska wiązki laserowej, położenie ogniska wiązki laserowej względem natapianej powierzchni przedmiotu [mm], oraz wymiary ogniska wiązki laserowej [mm]. Odrębną lecz niemniej ważną zmienną natapiania laserowego jest rodzaj (zależny od składu chemicznego użytego materiału dodatkowego) i natężenie przepływu gazu ochronnego [l/min]. Gaz ochronny stosowany jest w celu ochrony metalurgicznej jeziora ciekłego metalu przed dostępem tlenu (obojętny) lub wręcz przeciwnie, w celu zainicjowania dodatkowej reakcji chemicznej zachodzącej w ciekłym metalu powodującej np. wydzielanie węglików lub azotków (aktywne). Należy jednak zwrócić szczególną uwagę na precyzję doboru natężenia gazu ochronnego, co w przypadku błędnego ustalenia może skutkować wydmuchiowaniem ciekłego metalu z obszaru ciekłego jeziora.

Natapianie laserowe jest procesem ściśle zautomatyzowanym. Lasery diodowe dużej mocy, umożliwiają znaczne rozszerzenie zastosowania tej technologii w przemyśle, z uwagi na ich

niższy koszt w porównaniu z laserami gazowymi i stałymi. Szczególne własności metody natapiania pozwalają łączyć materiały o bardzo różnych własnościach. Najczęściej nakłada się warstwy odporne na korozję, żarowytrzymałe oraz odporne na zużycie ścierne, ślizgowe i erozyjne [244]. Szeroką grupę materiałów odpornych na zużycie, nanoszonych metodą laserową, stanowią kompozyty zawierające węgliki w osnowie metalicznej.

6.2. Struktura i własności stopów Mg-Al-Zn po obróbce laserowej

Analizę wpływu obróbki powierzchni przy zastosowaniu lasera diodowego dużej mocy (HPDL) wykonano na odlewniczych stopach magnezu Mg-Al-Zn (tab. 4.2.1), w powierzchnię których wtapiano węgliki tytanu, wolframu, wanadu, niobu, krzemu, tantalum i tlenku aluminium (tab. 6.2.1).

Obróbkę laserową odlewniczych stopów magnezu (wtapianie) wykonano techniką podawania proszku w sposób ciągły do obszaru przetopionego jeziora poprzez dozowanie proszku przy użyciu fluidyzacyjnego podajnika. Podajnik proszku połączony był z butlą gazu transportującego oraz dyszą podawania proszku (rys. 6.2.1 b). W układzie podawania proszku prędkość podawania gazu transportującego wynosiła 5 l/min.

Po wstępnych próbach do badań przyjęto moc lasera w zakresie 1,2-2,0 kW oraz prędkość wtapiania 0,25; 0,50; 0,75; 1,0 m/min. Badania wykazały, że optymalną geometrię pojedynczej ścieżki laserowej uzyskano przy wtapianiu z prędkością 0,75 m/min z wyłączeniem proszków Al_2O_3 oraz NbC, dla których prędkość optymalna została ustalona odpowiednio jako 0,50 m/min oraz 0,25 m/min.

Tablica 6.2.1. Własności proszków ceramicznych użytych do wtapiania laserowego

Własność		WC	TiC	VC	NbC	SiC	TaC	Al_2O_3
Gęstość, kg/m ³		15,69	4,25	5,36	7,6	3,44	15,03	3,97
Twardość, HV		3400	1550	2850	2100	1600	1725	2300
Temperatura topnienia, °C		2870	3140	2830	3500	1900	3880	2047
Wielkość ziarna, μm	min.	0,7-0,9	< 1,0		<10	<10	<10	1-5
	max.	>5	>6,4	>1,8	<45	<75	<45	80

W wyniku właściwego doboru warunków wtapienia możliwe jest osiągnięcie na powierzchni, jednolitego kompozytu złożonego z osnowy (stop Mg) i wtopionych twardych cząstek ceramicznych [17]. Przy określaniu warunków procesu należy wziąć pod uwagę kilka istotnych czynników, z których najważniejsze to: różnica gęstości między cząstkami zastosowanych węglików lub tlenku (TiC, WC, VC, SiC, NbC, Al₂O₃) i osnową stopu; a także różnice absorpcji energii wiązki pomiędzy użytymi proszkami i odlewniczymi stopami magnezu Mg-Al-Zn.

Wtapienie proszków węglików i Al₂O₃ w odlewnicze stopy magnezu MCMgAl12Zn1, MCMgAl9Zn1, MCMgAl6Zn1, MCMgAl3Zn1 odbyło się przy zastosowaniu lasera diodowego dużej mocy HPDL Rofin DL 020. Wykorzystany laser jest urządzeniem o dużej mocy, uniwersalnym i stosowanym w inżynierii materiałowej, m.in. do napawania, spawania, przetapiania i wtapienia powierzchniowego. W skład wyposażenia zastosowanego lasera wchodziły m.in.: stół roboczy obrotowy i poruszający się w płaszczyźnie XY, dysza z podajnikiem proszku do wzbogacania lub napawania, dysza gazu ochronnego, głowica laserowa, układ zasilania i chłodzenia, oraz system komputerowy sterujący pracą lasera i położeniem stołka roboczego.

Wtapienie wykonano w osłonie argonu, w celu ochrony podłoża przed utlenianiem (rys. 6.2.2a, tab. 6.2.2). Próbkę poddawana wtapieniu laserowemu znajdowała się w osłonie nadmuchu gazu ochronnego z dwóch dysz, jednej skierowanej osiowo do obrabianej laserowo próbki, a drugiej skierowanej prostopadle do obszaru jeziora (rys. 6.2.2c). Natężenie przepływu gazu osłonowego (Argonu 5.0) wynosiło 12 l/min. Odległość dyszy od próbki nie przekraczała 20 mm.

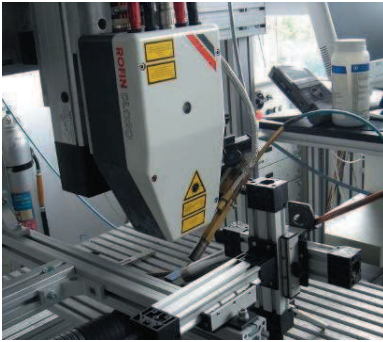
Na jednej powierzchni próbek prostopadłościennych wykonywano jedną lub dwie ścieżki po wtapieniu laserowym, przy różnej mocy lasera i prędkości wtapienia.

Kształt lica ściegu odlewniczych stopów magnezu MCMgAl3Zn1, MCMgAl6Zn1, MCMgAl9Zn1, MCMgAl12Zn1 po wtapieniu laserowym węglnikami oraz tlenkiem aluminium przy użyciu lasera diodowego dużej mocy HPDL przedstawiono na rysunkach 6.2.3-6.2.14. Stwierdzono wyraźny wpływ warunków procesu, w szczególności mocy wiązki laserowej oraz

Tablica 6.2.2. Dane techniczne lasera HPDL Rofin DL 020

Długość fali promieniowania laserowego, nm	808-940
Zakres płynnej regulacji mocy, W	100-2000
Długość ogniskowa wiązki laserowej mm	82
Zakres gęstości mocy w płaszczyźnie ogniska wiązki laserowej, kW/cm ²	0,8-36,5
Wymiary ogniska wiązki laserowej, mm	1,8 x 6,8

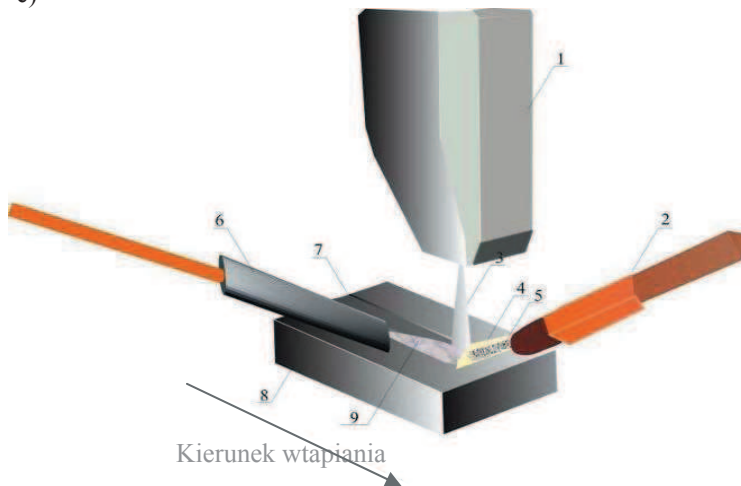
a)



b)

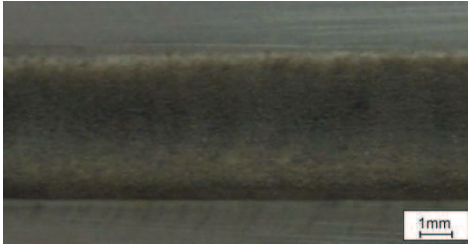


c)

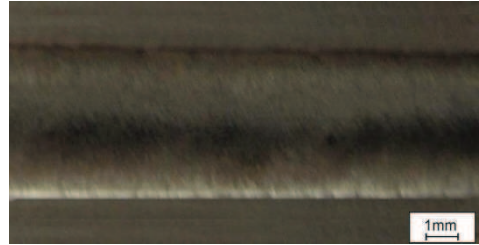


Rysunek 6.2.2. a) Laser HPDL Rofin DL 020, b) podajnik, c) schemat laserowego wtapienia odlewniczych stopów magnezu; 1 – głowica lasera, 2 – dysza transportująca gaz osłonowy i proszek, 3 – wiązka lasera, 4 – gaz, 5 – proszek, 6 – dysza z gazem, 7 – obszar przetopienia, 8 – materiał wzbogacany powierzchniowo, 9 – nadmuchi gazu ochronnego

zastosowanych cząstek użytych proszków na kształt lica i topografię powierzchni [17]. Po wtapieniu proszków TiC oraz WC z zastosowanym podajnikiem, powierzchnia lica charakteryzuje się dużą regularnością bez widocznych pęknięć i wypływek na boki ściegu (rys. 6.2.5-6.2.6). W przypadku VC powierzchnia przetopienia cechuje się płaskim kształtem, jednak z widocznymi nieciągłościami warstwy wierzchniej (rys. 6.2.7, 6.2.8). Dla zastosowanych cząstek SiC badania metalograficzne potwierdziły, że otrzymana warstwa quasi-kompozytowa odznacza się wyraźną wypukłością strefy przetopionej widoczną ponad powierzchnią materiału podłoża (rys. 6.2.9, 6.2.10). W przeciwieństwie do techniki wtapienia proszków węgla tytanu



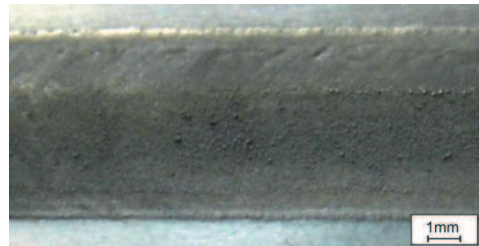
Rysunek 6.2.3. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po wtopianiu proszku TiC; moc lasera 1,2 kW, prędkość wtopiania 0,75 m/min



Rysunek 6.2.4. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtopianiu proszku TiC; moc lasera 1,2 kW, prędkość wtopiania 0,75 m/min

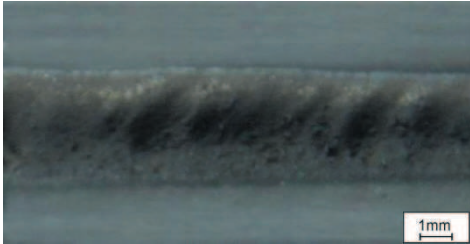


Rysunek 6.2.5. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po wtopianiu proszku WC; moc lasera 1,6 kW, prędkość wtopiania 0,75 m/min



Rysunek 6.2.6. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtopianiu proszku WC; moc lasera 2,0 kW, prędkość wtopiania 0,75 m/min

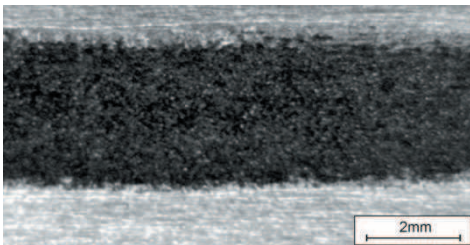
i wolframu powierzchnia badanych materiałów ze stopów magnezu uzyskana przez wtopianie węgla niobu charakteryzuje się dużą nieregularnością oraz widocznymi wypływkami materiału na boki ściegu (rys. 6.2.11, 6.2.12). Natomiast w przypadku wtopiania cząstek proszku Al_2O_3 można zidentyfikować niewielkie zagłębienia w obszarze środka lica ściegu dla użytej mocy lasera 1,6 i 2,0 kW (rys. 6.2.13, 6.2.14) [17]. Nieliczne nierówności i wgłębienia warstwy wierzchniej analizowanych odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn z laserowo wtopionymi cząstkami powstają w następstwie intensywnego nagrzewania powierzchni. W zależności od rodzaju podłoża, mocy lasera, szybkości wtopiania, a także zastosowanego proszku, powierzchnia jest nierównomiernie nagrzana, co ma bezpośredni wpływ na ukształtowanie się roztopionego materiału w jeziorce przetopienia. Część materiału stopu odparowuje pod wpływem wysokiej temperatury panującej podczas obróbki laserowej, stąd charakterystyczne wgłębienia w środkowej części przetopienia uzyskanych warstw.



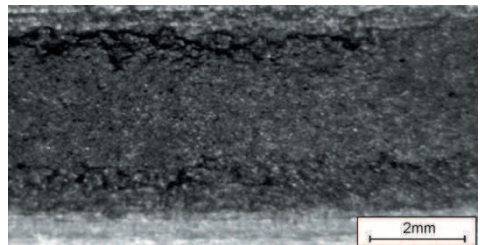
Rysunek 6.2.7. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po wtapieniu proszku VC; moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



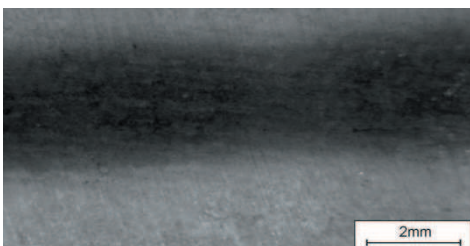
Rysunek 6.2.8. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku VC; moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



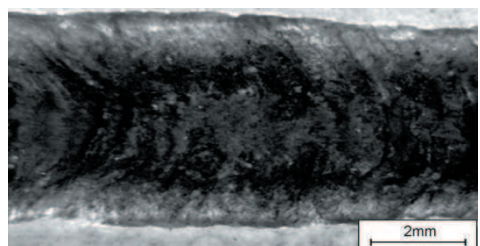
Rysunek 6.2.9. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po wtapieniu proszku SiC, moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



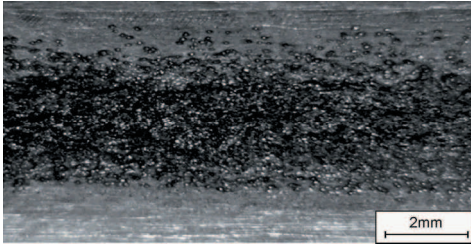
Rysunek 6.2.10. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku SiC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



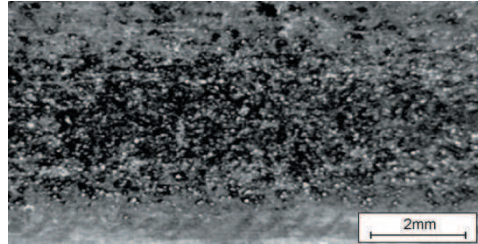
Rysunek 6.2.11. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po wtapieniu proszku NbC, moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,25 m/min



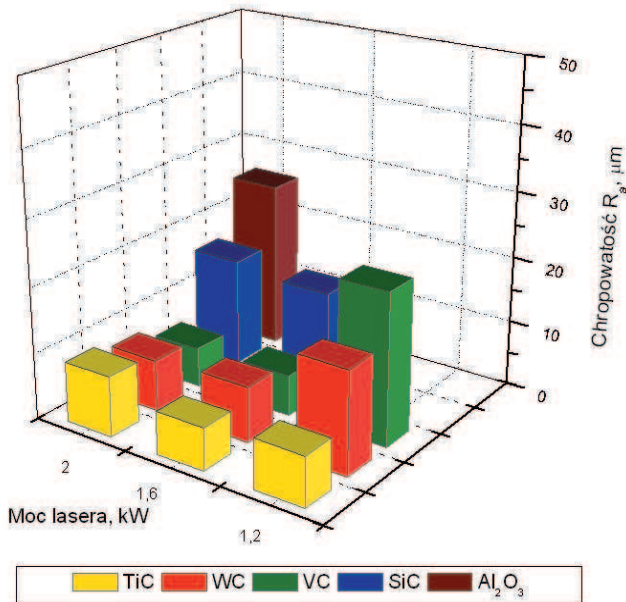
Rysunek 6.2.12. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku NbC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,25 m/min



Rysunek 6.2.13. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl6Zn1 po wtapieniu proszku Al_2O_3 , moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,50 m/min

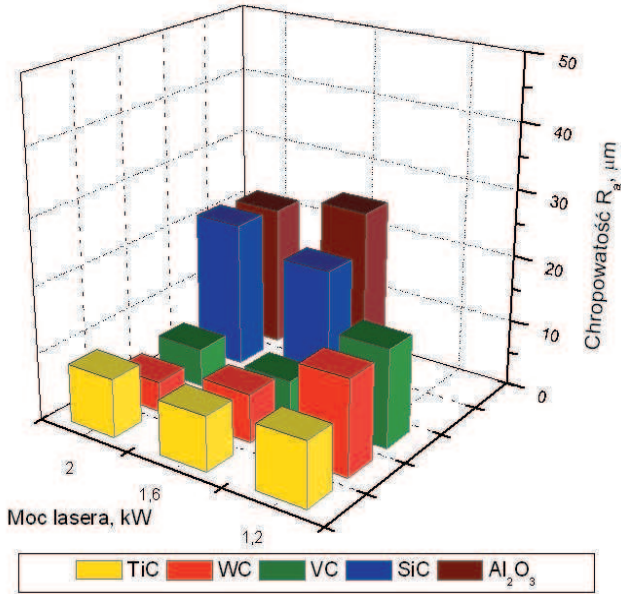


Rysunek 6.2.14. Widok lica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku Al_2O_3 , moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,50 m/min

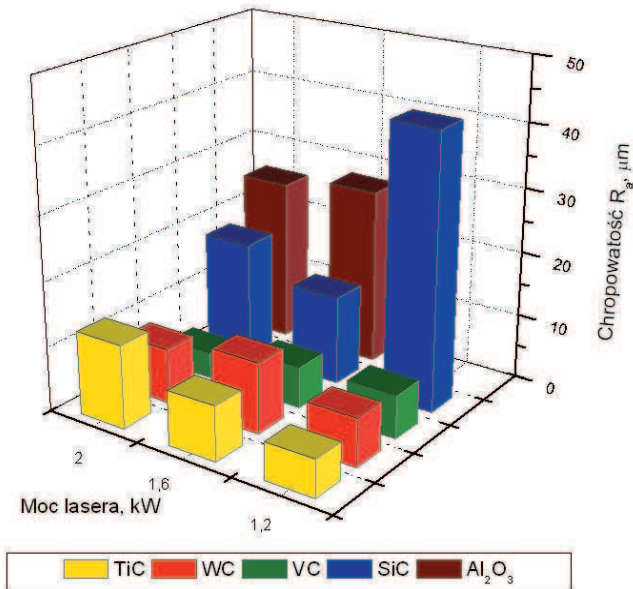


Rysunek 6.2.15. Zależność chropowatości przetopienia od mocy lasera odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po wtapieniu laserowym

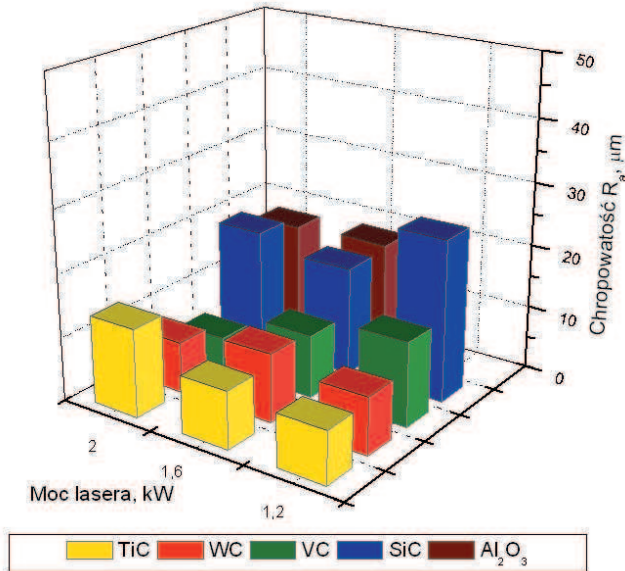
Na podstawie wyników pomiarów chropowatości powierzchni odlewniczych stopów magnezu po laserowym wtapieniu węglików tytanu, wolframu, wanadu, krzemu oraz tlenku aluminium (rys. 6.2.15-6.2.18) stwierdzono, że niezależnie od zastosowanego proszku ceramicznego, chropowatość warstw wierzchnich uzyskanych w wyniku przetopienia stopów magnezu Mg-Al-Zn wiązką laserową o mocy w zakresie 1,2-2,0 kW zwiększa się w porównaniu do chropowatości nieobrobionej powierzchni i przyjmuje wartości w przedziale $R_a=6,4-42,5 \mu\text{m}$.



Rysunek 6.2.16. Zależność chropowatości przetopienia od mocy lasera odlewniczego stopu magnezu MCMgAl6Zn1 po wtopianiu laserowym



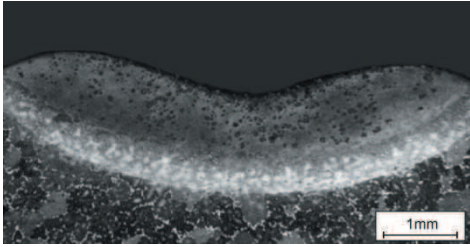
Rysunek 6.2.17. Zależność chropowatości przetopienia od mocy lasera odlewniczego stopu magnezu MCMgAl9Zn1 po wtopianiu laserowym



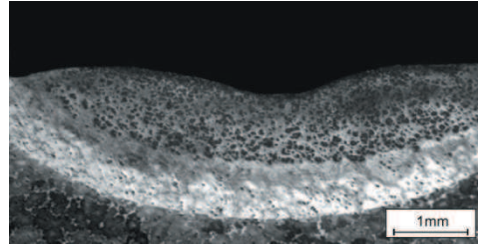
Rysunek 6.2.18. Zależność chropowatości przetopienia od mocy lasera odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu laserowym

Dla każdego podłoża (niezależnie od stężenia aluminium) największą chropowatością charakteryzują się próbki po wtapieniu laserowym przy prędkości 0,5 m/min z mocą lasera 2,0 kW. Przy zachowaniu stałej prędkości i przy niezmiennym natężeniu podawania proszku, wraz ze wzrostem mocy lasera zmniejsza się chropowatość powierzchni. Wśród badanych odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn najmniejszą chropowatością odpowiednio 4,0 i 5,6 μm odznaczają się materiały MCMgAl9Zn1 i MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku VC, dla zastosowanej mocy lasera 2,0 kW. Maksymalna zmierzona chropowatość powierzchni $R_a=42,5 \mu\text{m}$ występuje w przypadku warstwy wierzchniej stopu MCMgAl9Zn1 po wtapieniu proszku SiC z mocą lasera 1,2 kW. Wzrost nieregularności powierzchni po laserowej obróbce związany jest z fluktuacją materiału wtapianego wywołaną zmianami napięcia przetapianego materiału oraz z pochłanianiem energii promieniowania laserowego przez materiał wtapiany.

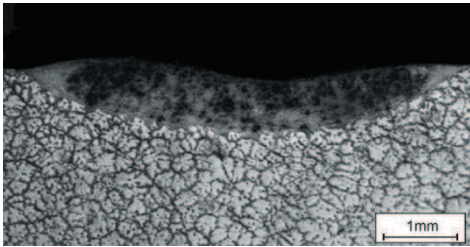
Na rysunkach 6.2.19-6.2.26 przedstawiono ukształtowanie stref na przekroju poprzecznym ściegu przetopienia odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn. Na podstawie badań metalograficznych stwierdzono występowanie w każdej warstwie wierzchniej po laserowej obróbce powierzchniowej badanych odlewniczych stopów magnezu MCMgAl12Zn1 oraz MCMgAl9Zn1 strefy przetopienia (SP) oraz strefy wpływu ciepła (SWC) [17]. Strefy te, w zależności od użytej



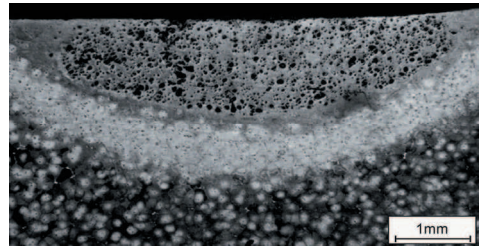
Rysunek 6.2.19. Warstwa wierzchnia stopu magnezu MCMgAl9Zn1 po wtapieniu proszku TiC, moc lasera 1,2 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



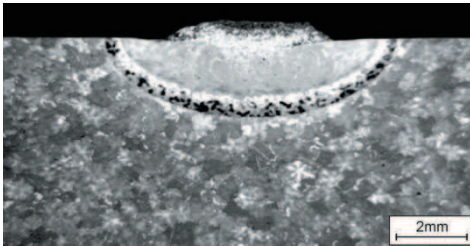
Rysunek 6.2.20. Warstwa wierzchnia stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku TiC, moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



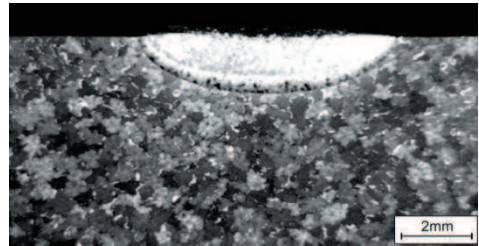
Rysunek 6.2.21. Warstwa wierzchnia stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po wtapieniu proszku WC, moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



Rysunek 6.2.22. Warstwa wierzchnia stopu magnezu MCMgAl9Zn1 po wtapieniu proszku WC, moc lasera 2,0 kW, prędkość stopowania 0,75 m/min

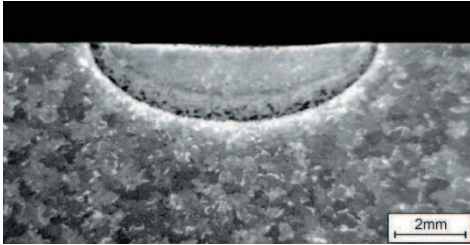


Rysunek 6.2.23. Warstwa wierzchnia stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku SiC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min

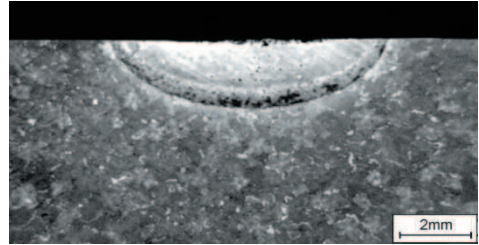


Rysunek 6.2.24. Warstwa wierzchnia stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku SiC, moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min

mocy lasera oraz proszku ceramicznego, mają różną grubość, a także kształt. W przypadku wtapienia proszków TiC, WC oraz VC dla stopów MCMgAl6Zn1 stwierdzono minimalną strefę wpływu ciepła, która zwiększa się wraz ze wzrostem mocy lasera. W przypadku



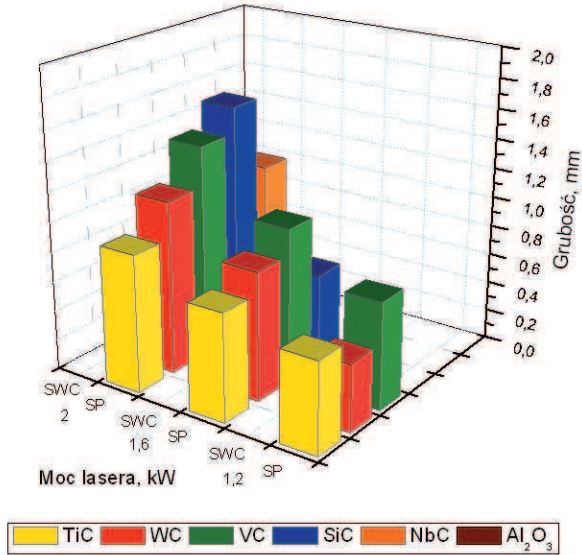
Rysunek 6.2.25 Warstwa wierzchnia stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku Al_2O_3 , moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,50 m/min



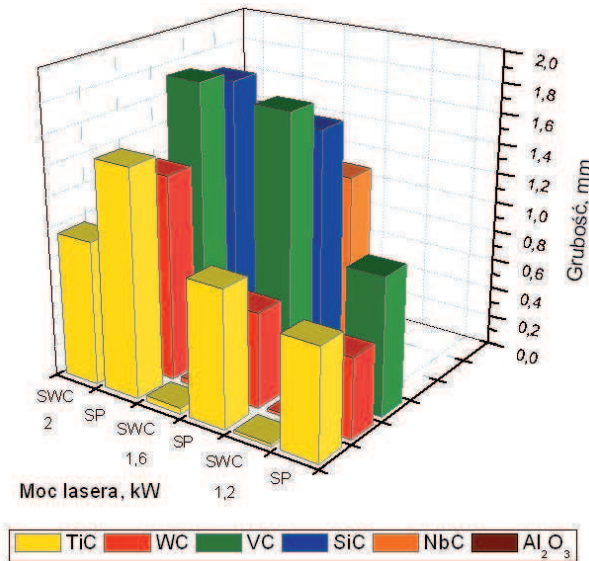
Rysunek 6.2.26. Warstwa wierzchnia stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku Al_2O_3 , moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,50 m/min

wtapienia proszków w powierzchnię stopów MCMgAl3Zn1 powstaje jedynie strefa przetopienia oraz granica pomiędzy strefą przetopienia, a materiałem rodzimym (rys. 6.2.21). W wyniku wykonanych badań metalograficznych można stwierdzić, że zmiana mocy lasera przy stałej prędkości wtapienia wpływa wyraźnie na zwiększenie grubości obydwu stref w warstwie wierzchniej. Użyta moc lasera wpływa także na kształt oraz wypukłość strefy przetopionej (rys. 6.2.23), wznoszącej się ponad powierzchnię materiału poddanego obróbce [17].

Szczegółowe wyniki pomiaru grubości stref SP i SWC w funkcji zmian mocy lasera oraz rodzaju materiału stopującego, dla zastosowanych proszków przedstawiono na rysunkach 6.2.27-6.2.30. Wykonane badania jednoznacznie potwierdzają proporcjonalny wpływ mocy lasera na grubość zarówno strefy przetopienia jak i strefy wpływu ciepła [17]. Grubość analizowanych powłok, oceniana na podstawie komputerowej analizy obrazu wykonanej na zdjęciach z mikroskopu świetlnego i potwierdzona badaniami w skaningowym mikroskopie elektro-nowym, mieści się w szerokich granicach i jest funkcją czterech zmiennych, a mianowicie: mocy wiązki lasera, prędkości wtapienia, rodzaju materiału wtapianego, a także rodzaju podłoża. Największą grubość warstwy wierzchniej zmierzono po wtapieniu proszku SiC oraz NbC, z mocą lasera 2,0 kW dla stopu MCMgAl12Zn1, odpowiednio 3590 μm i 3950 μm . Dla pozostałych zastosowanych proszków największe uzyskane grubości warstwy wierzchniej dla stopów MCMgAl12Zn1 i MCMgAl9Zn1 mieszczą się w zakresie 2340-2470 μm . Najmniejszą grubością warstwy wierzchniej w próbkach przetopionych laserowo charakteryzują się odlewnicze stopy magnezu o stężeniu aluminium 3% (MCMgAl3Zn1). Strefa przetopiona tych materiałów, po wtapieniu węglików wolframu, tytanu, wanadu, dla mocy lasera 1,2 kW zawiera się w przedziale 450-720 μm .

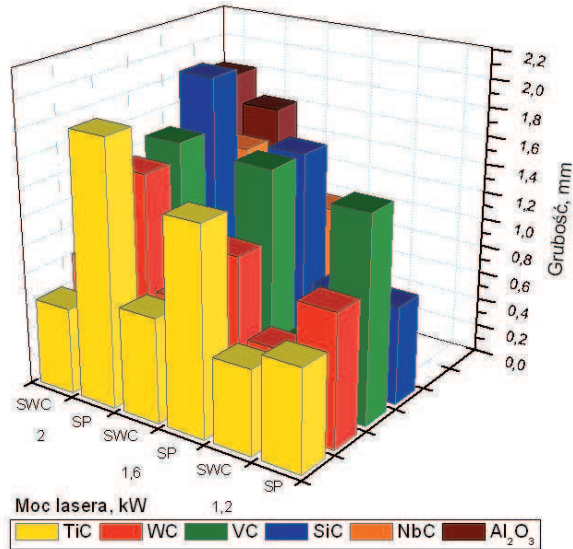


Rysunek 6.2.27. Wpływ mocy lasera na grubość strefy przetopionej SP, strefy wpływu ciepła SWC i warstwy wierzchniej WW odlewniczego stopu MCMgAl3Zn1 po wtapieniu laserowym

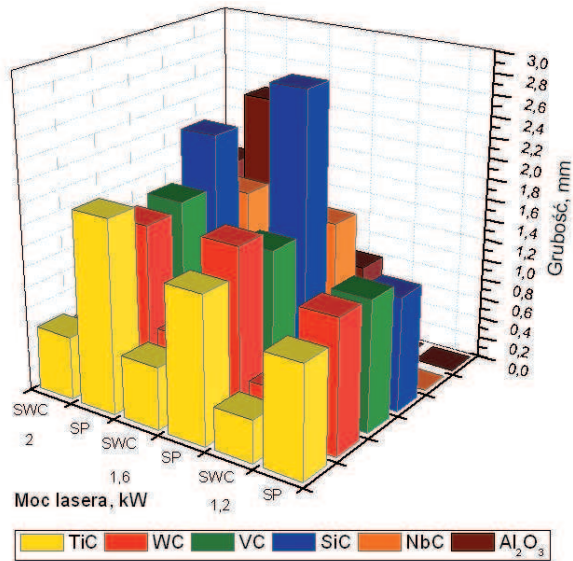


Rysunek 6.2.28. Wpływ mocy lasera na grubość strefy przetopionej SP, strefy wpływu ciepła SWC i warstwy wierzchniej WW odlewniczego stopu MCMgAl6Zn1 po wtapieniu laserowym

W celu obszernej charakterystyki analizowanych przetopień warstwy wierzchniej badanych odlewniczych stopów magnezu wykonano również pomiary szerokości przetopienia.

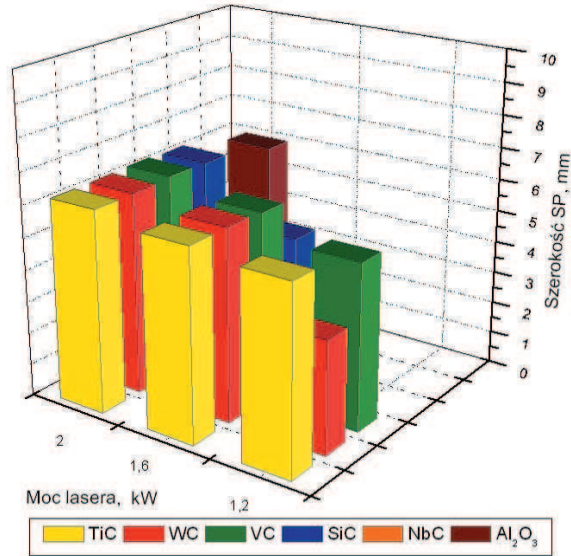


Rysunek 6.2.29. Wpływ mocy lasera na grubość strefy przetopionej SP, strefy wpływu ciepła SWC i warstwy wierzchniej WW odlewniczego stopu MCMgAl9Zn1 po wtopianiu laserowym

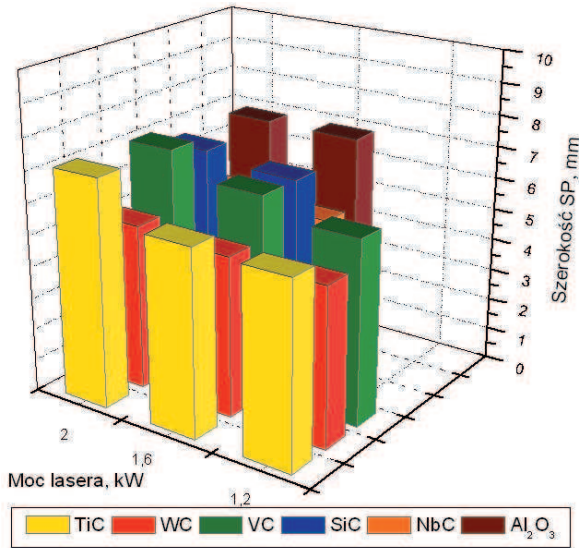


Rysunek 6.2.30. Wpływ mocy lasera na grubość strefy przetopionej SP, strefy wpływu ciepła SWC i warstwy wierzchniej WW odlewniczego stopu MCMgAl12Zn1 po wtopianiu laserowym

Badania potwierdzają, że szerokość lica ścięgu analizowanych stopów z laserowo wtopionymi cząstkami węglików i tlenku aluminium zmienia się wraz ze zmianą zastosowanej mocy lasera,

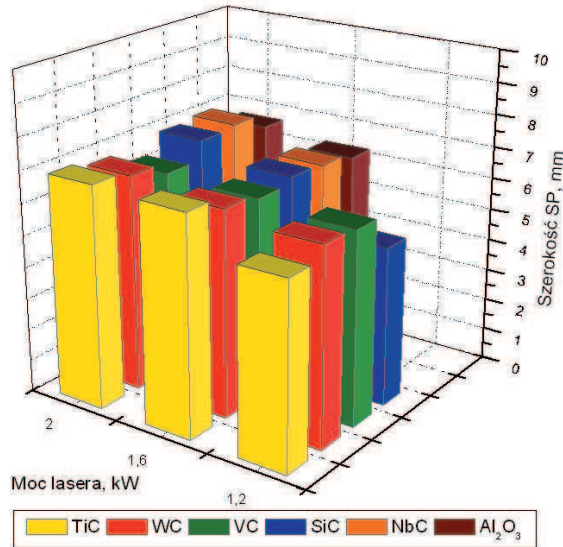


Rysunek 6.2.31. Zależność szerokości przetopienia od mocy lasera odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po wtapieniu laserowym

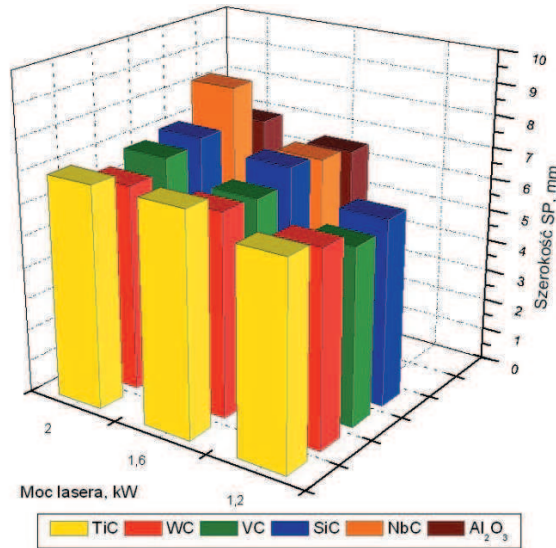


Rysunek 6.2.32. Zależność szerokości przetopienia od mocy lasera odlewniczego stopu magnezu MCMgAl6Zn1 po wtapieniu laserowym

prędkości wtapienia, a także rodzaju użytego podłoża i przyjmuje wartości od 3540 do 8320 μm (rys. 6.2.31-6.2.34). Największe szerokości przetopień dla poszczególnych proszków zmierzono dla materiałów obrabianych laserowo z mocą lasera 2,0 kW.



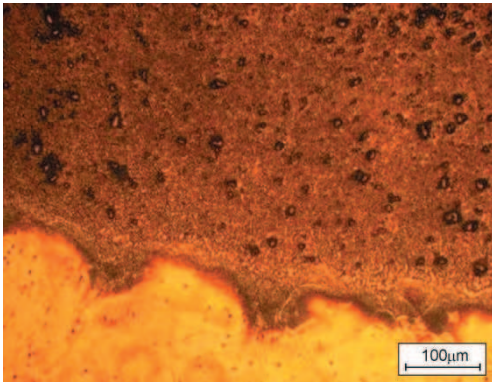
Rysunek 6.2.33. Zależność szerokości przetopienia od mocy lasera odlewniczego stopu magnezu MCMgAl9Zn1 po wtapieniu laserowym



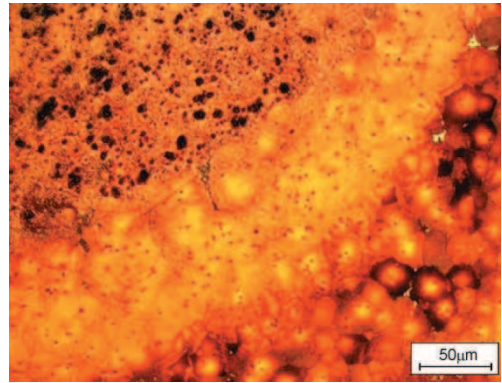
Rysunek 6.2.34. Zależność szerokości przetopienia od mocy lasera odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu laserowym

Wyniki badań metalograficznych wskazują, że struktura materiału krzepnącego po wtapieniu laserowym charakteryzuje się występowaniem obszarów o zróżnicowanej morfologii związanej z krystalizacją stopów magnezu (rys. 6.2.35-6.2.42) [17]. Obserwuje się charakterystyczną

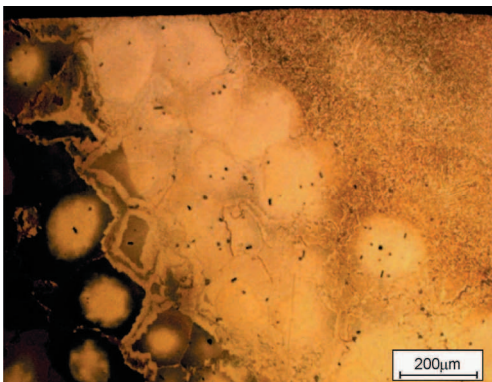
dla tych obszarów wielokrotną zmianę kierunku wzrostu kryształów. W obszarze znajdującym się na granicy między fazami stałą i ciekłą, występują niewielkie dendryty, których główne osie zorientowane są zgodnie z kierunkami odprowadzania ciepła. Znacznie mniejsza wielkość kryształów w tej strefie, w porównaniu do centralnej części przetopienia, jest związana z inicjowaniem procesu krzepnięcia na nierozpuszczonych fazach wchodzących w skład osnowy i częściowo przetopionych ziarnach materiału rodzimego. Kolejne etapy wzrostu



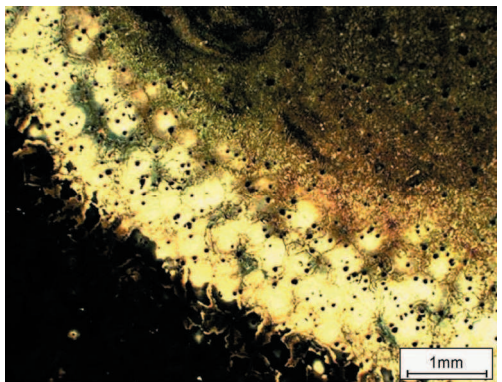
Rysunek 6.2.35. Granica przetopienia stopu MCMgAl6Zn1 po wtapieniu proszku TiC, moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



Rysunek 6.2.36. Granica przetopienia warstwy wierzchniej stopu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku WC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min

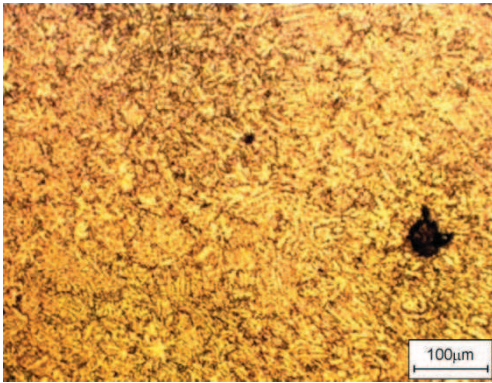


Rysunek 6.2.37. Granica przetopienia warstwy wierzchniej stopu MCMgAl9Zn1 po wtapieniu proszku Al_2O_3 , moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,50 m/min

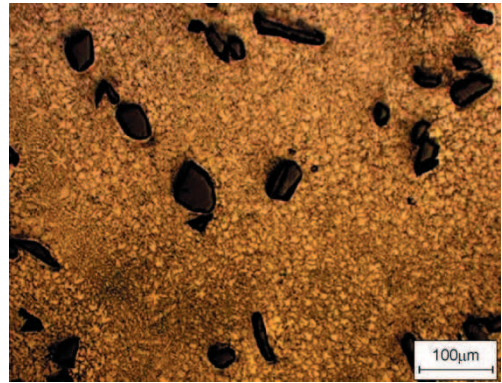


Rysunek 6.2.38. Granica przetopienia warstwy wierzchniej stopu MCMgAl9Zn1 po wtapieniu proszku WC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min

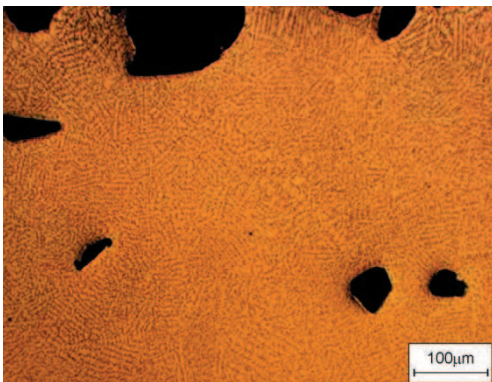
kryształów są ściśle związane z zachowaniem uprzywilejowanej orientacji – kierunek wzrostu kryształów odpowiada kierunkowi największego gradientu temperatury, przyjmując, iż objętość materiału całej próbki przejmuję ciepło pochodzące z procesu przetapiania/wtapienia [17]. W wyniku wtapienia laserowego powstaje struktura wolna od wad z wyraźnym rozdrobnieniem ziarn materiału rodzimego zawierająca głównie dyspersyjne cząstki zastosowanego węglika TiC, WC, VC, SiC, NbC lub tlenku Al_2O_3 (rys. 6.2.35 i 6.2.36 oraz 6.2.39-6.2.41).



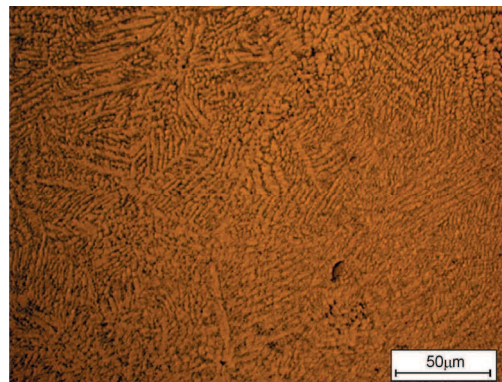
Rysunek 6.2.39. Strefa centralna warstwy wierzchniej stopu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku VC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



Rysunek 6.2.40. Strefa centralna warstwy wierzchniej stopu MCMgAl6Zn1 po wtapieniu proszku SiC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min

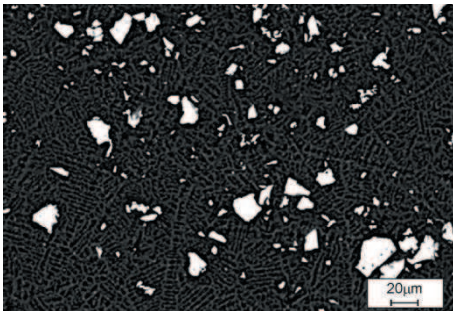


Rysunek 6.2.41. Strefa centralna warstwy wierzchniej stopu MCMgAl3Zn1 po wtapieniu proszku Al_2O_3 , moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,50 m/min

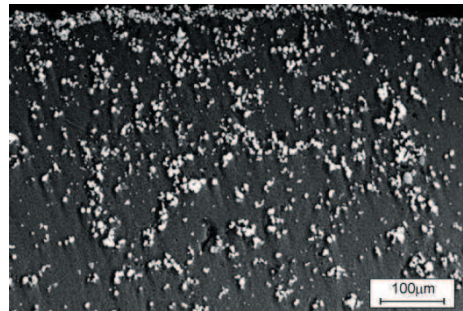


Rysunek 6.2.42. Strefa centralna warstwy wierzchniej stopu MCMgAl6Zn1 po wtapieniu proszku NbC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,25 m/min

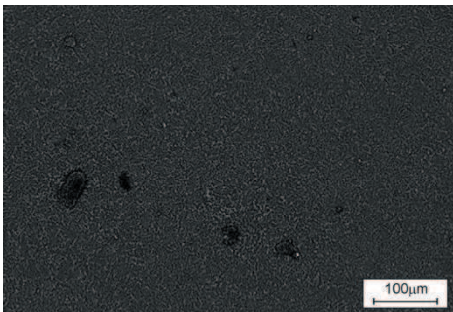
Badania wykonane w skaningowym mikroskopie elektronowym potwierdziły występowanie strefowej budowy warstwy wierzchniej badanych odlewniczych stopów magnezu (rys. 6.2.43-6.2.48). W strefie przetopionej występuje struktura dendrytyczna utworzona zgodnie z kierunkiem odprowadzania ciepła wraz z nierozpuszczonymi cząstkami zastosowanych węglików lub tlenku aluminium. Struktura warstwy przetopionej po laserowej obróbce powierzchniowej, w tym także udział i rozkład cząstek węglików jest uzależniona od mocy lasera [17]. Stwierdzono, że przetapianie i/lub wtapienie laserowe wpływa na rozdrobnienie struktury w warstwie wierzchniej przy całym stosowanym zakresie mocy lasera, tj. od 1,2 do 2,0 kW. W wyniku obserwacji metalograficznych stopów MCMgAl₃Zn₁, MCMgAl₆Zn₁,



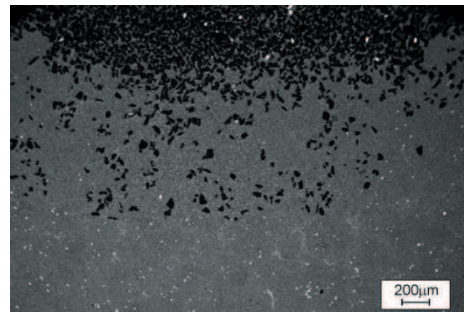
Rysunek 6.2.43. Strefa centralna pomiędzy przetopieniem i podłożem stopu MCMgAl₃Zn₁ po wtapieniu proszku TiC, moc lasera 1,2 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



Rysunek 6.2.44. Granica przetopienia warstwy wierzchniej odlewniczego stopu MCMgAl₆Zn₁ po wtapieniu proszku WC, moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



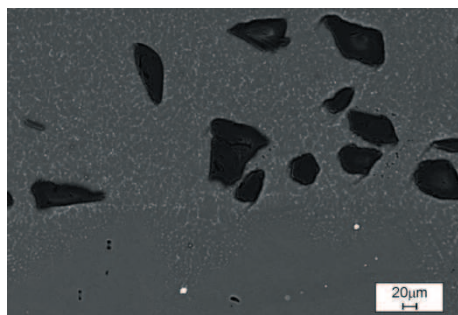
Rysunek 6.2.45. Strefa centralna warstwy wierzchniej odlewniczego stopu MCMgAl₁₂Zn₁ po wtapieniu proszku VC, moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min



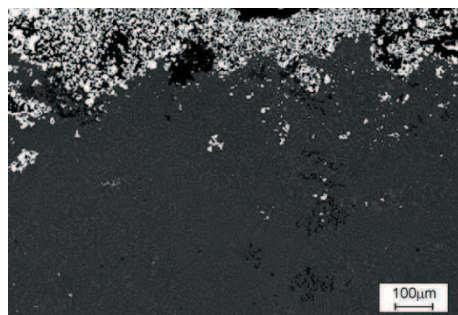
Rysunek 6.2.46. Warstwa wierzchnia stopu MCMgAl₉Zn₁ po wtapieniu proszku SiC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min

MCMgAl9Zn1, MCMgAl12Zn1 stwierdzono równomierne rozmieszczenie cząstek zastosowanych proszków TiC, WC oraz Al₂O₃ w całej strefie przetopienia (rys. 6.2.35, 6.2.36, 6.2.42-6.2.44, 6.2.47). W przypadku wtapienia cząstek SiC z mocą lasera 1,2 kW węgliki rozmieszczone są głównie przy powierzchni warstwy. Dla mocy 2,0 i 1,6 kW w próbkach z materiału MCMgAl12Zn1 oraz MCMgAl9Zn1, dzięki gwałtownemu mieszaniu się roztopionego metalu w jeziorunku ciekłego metalu, cząstki SiC rozproszone są w całej strefie przetopienia (rys. 6.2.40, 6.2.46). Wyjątek od reguły stanowią odlewnicze stopy magnezu z laserowo wtopionymi cząstkami węglika wanadu, których udział w strefie przetopienia jest nieznaczny (rys. 6.2.39, 6.2.45). Podobną prawidłowość stwierdzono w przypadku wtapienia cząstek węglika niobu, których nie ujawniono w strukturze warstwy przetopionej lub stwierdzono ich niewielki udział w wytworzonej quasi-kompozytowej warstwie (rys. 6.2.42, 6.2.48). Ponadto w odlewniczych stopach magnezu obrabianych powierzchniowo przy użyciu proszku NbC stwierdzono drobne pęknięcia w warstwie wierzchniej materiału.

W wyniku wykonanej rentgenowskiej analizy fazowej jakościowej warstw wierzchnich odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn poddanych wtapieniu laserowemu, stwierdzono występowanie fazy α -Mg, fazy γ -Mg₁₇Al₁₂, a także refleksów pochodzących od użytych proszków węglików WC, TiC, VC, SiC oraz tlenku Al₂O₃ (rys. 6.2.49). Z uwagi na zbyt mały udział pozostałych faz, poniżej progu wykrywalności metodą rentgenowskiej analizy fazowej (<3%), wchodzących w skład struktury materiału podłoża, nie była możliwa ich jednoznaczna identyfikacja na wykonanych rentgenogramach.

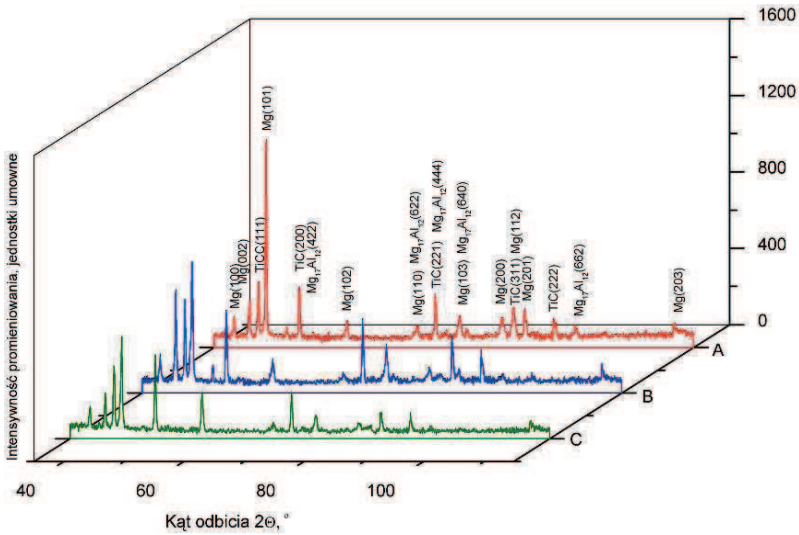


Rysunek 6.2.47. Strefa centralna warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl6Zn1 po wtapieniu proszku Al₂O₃, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,50 m/min

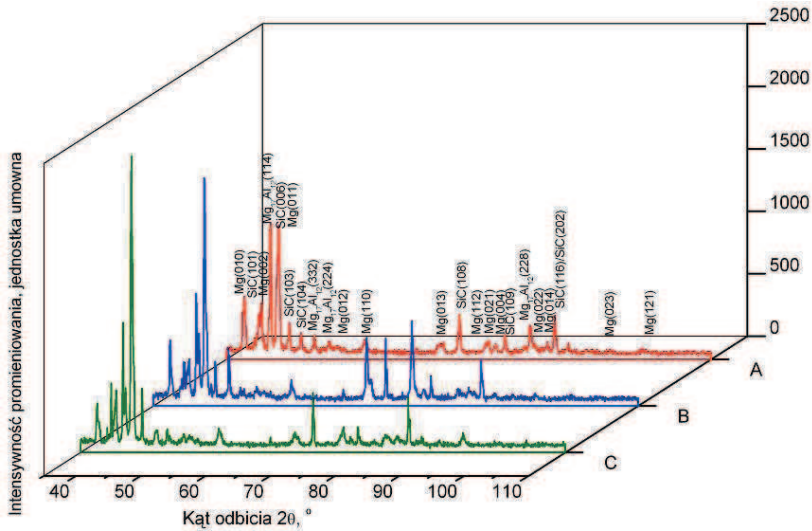


Rysunek 6.2.48. Strefa przetopienia warstwy wierzchniej stopu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu proszku NbC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,25 m/min

a)

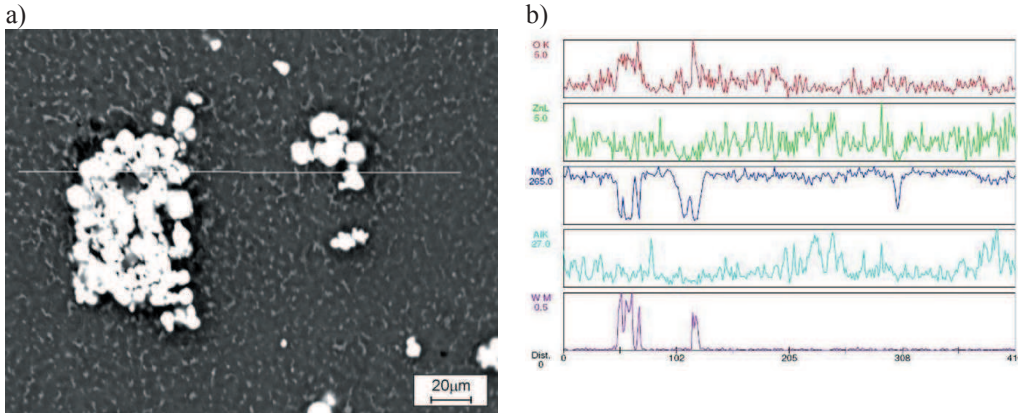


b)

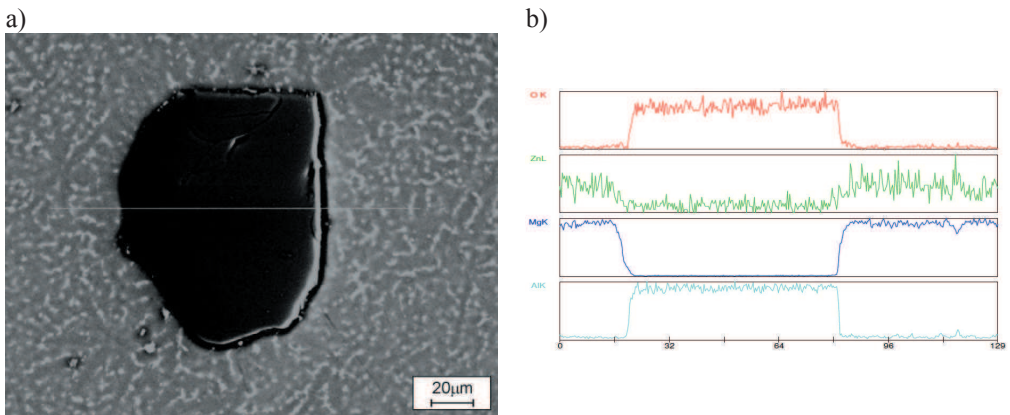


Rysunek 6.2.49. Dyfraktogram rentgenowski odlewniczego stopu magnezu $MgAl_{12}Zn1$ po wtapieniu laserowym proszku: a) węglika tytanu, b) węglika krzemu; prędkość wtapienia 0,75 m/min, moc lasera: A – 1,2 kW, B – 1,6 kW, C – 2,0 kW

Wyniki rentgenowskiej mikroanalizy jakościowej i ilościowej liniowej, punktowej i powierzchniowej, przy użyciu spektrometru energii rozproszonego promieniowania rentgenowskiego (rys. 6.2.50-6.2.55, tab. 6.2.3, 6.2.4) uzyskane na podstawie badań wykonanych na przekroju poprzecznym warstw wierzchnich odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn



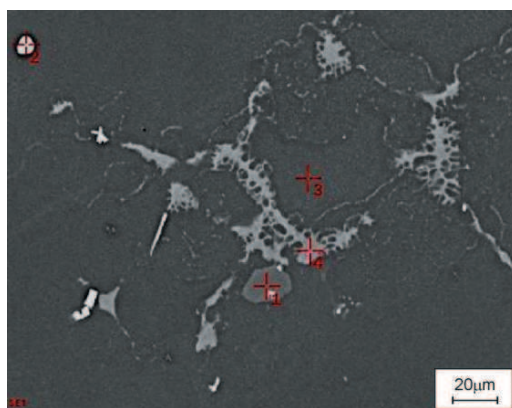
Rysunek 6.2.50. Strefa centralna odlewniczego stopu magnezu $MgAl_9Zn_1$ po wtapieniu laserowym cząstek WC, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min; a) struktura, b) liniowa analiza zmian składu chemicznego



Rysunek 6.2.51. Rozkład liniowy pierwiastków w strefie centralnej przetopienia stopu $MgAl_9Zn_1$ po laserowym wtapieniu tlenku aluminium, moc lasera 2,0 kW, prędkość wtapienia 0,50 m/min; a) struktura, b) liniowa analiza zmian składu chemicznego

obrobionych laserowo przy użyciu proszków TiC, WC, VC, SiC, Al_2O_3 potwierdzają występowanie zarówno głównych pierwiastków stopowych wchodzących w skład materiału podłoża i występujących w nim faz, tj. magnezu, aluminium, cynku, manganu, krzemu (rozdział 4.2), jak również pierwiastków wprowadzonych do stopów w procesie wtapienia laserowego – tytanu, wolframu, wanadu, krzemu, aluminium oraz tlenu, potwierdzając tym samym również brak rozpuszczalności wtapianych cząstek. Ponadto w wyniku przeprowadzonej rentgenowskiej mikroanalizy ilościowej uzyskano informacje o masowym i atomowym stężeniu poszczególnych

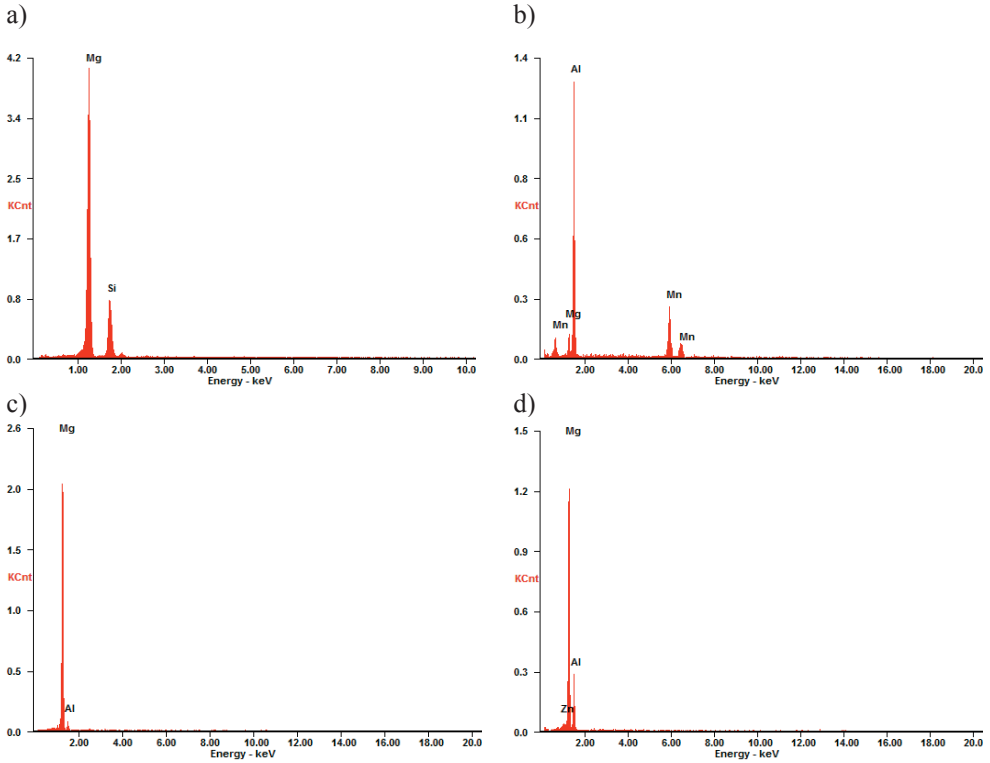
pierwiastków w badanych punktowo mikroobszarach osnowy i zastosowanych cząstek ceramicznych [17]. Stwierdzono również występowanie w niektórych obszarach wyraźnie zwiększonego stężenia aluminium, manganu i krzemu, co świadczy o występowaniu fazy Mn-Al, w większości przypadków w postaci sferoidalnej lub iglastej oraz fazy Mg_2Si o wyraźnym kanciastym konturze (rozdział 4.2) (rys. 6.2.52, 6.2.54, tab. 6.2.3, 6.2.4). Ponieważ wielkość poszczególnych elementów struktury, ze względu na jej rozdrobnienie, jest mniejsza od średnicy wiązki, skład chemiczny może zostać uśredniony ze składem chemicznym osnowy, w wyniku czego niektóre wartości stężenia pierwiastków mogą być zawyżone.



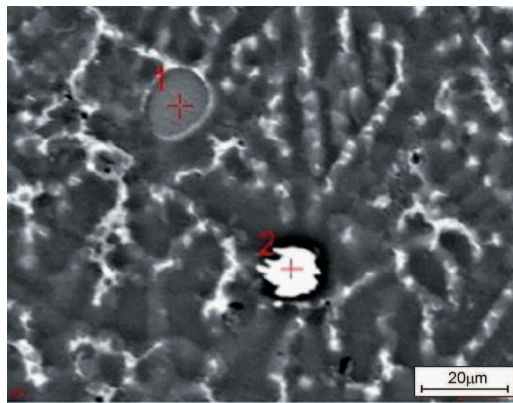
Rysunek 6.2.52. Struktura strefy wpływu ciepła odlewniczego stopu MCMgAl9Zn1 po wtapieniu laserowym cząstkami SiC, moc lasera 1,2 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min

Tablica 6.2.3. Wyniki ilościowej analizy składu chemicznego odlewniczego stopu MCMgAl9Zn1 po wtapieniu laserowym cząstek SiC; miejsca analiz wskazano na rysunku 6.2.52

Analiza	Pierwiastek	Stężenie pierwiastków w stopie, %	
		masowe	atomowe
1	Mg	67,72	70,79
	Si	32,28	29,21
2	Mg	5,77	7,77
	Al	58,51	70,95
	Mn	35,72	21,28
3	Mg	90,31	31,18
	Al	9,69	8,82
4	Zn	3,13	1,23
	Mg	63,64	67,17
	Al	33,23	31,6



Rysunek 6.2.53. Wykresy natężenia w funkcji energii rozproszonego promieniowania rentgenowskiego odlewniczego stopu $Mg_{19}Al_{9}Zn_{1}$ po wtapieniu laserowym cząstek SiC; a) analiza 1, b) analiza 2, c) analiza 3, d) analiza 4 (porównaj rys. 6.2.52 i tab. 6.2.3)



Rysunek 6.2.54. Struktura odlewniczego stopu magnezu $Mg_{19}Al_{9}Zn_{1}$ po wtapieniu laserowym cząstek WC, moc lasera 1,6 kW, prędkość stopowania 0,75 m/min

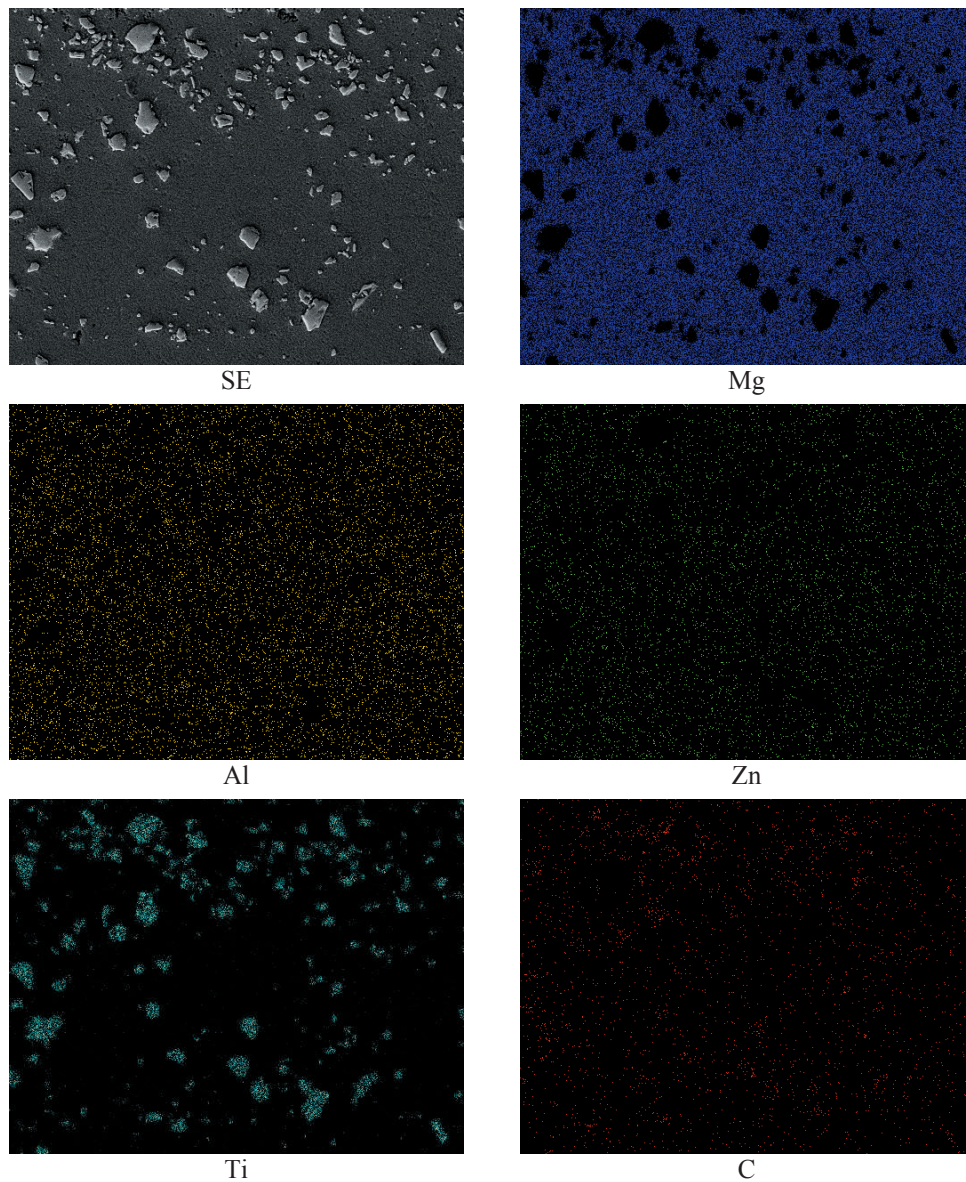
Tablica 6.2.4. Wyniki ilościowej analizy składu chemicznego odlewniczego stopu magnezu $Mg_{17}Al_{12}Zn_1$ po wtapieniu laserowym cząstek WC; miejsca analiz wskazano na rysunku 6.2.52

Analiza	Pierwiastek	Stężenie pierwiastków w stopie, %	
		masowe	atomowe
1	Mg	66,38	69,52
	Si	33,62	30,48
2	Mg	14,63	19,67
	Al	47,93	58,06
	Mn	37,43	22,27

Na podstawie badań cienkich folii w transmisyjnym mikroskopie elektronowym stwierdzono, że strukturę odlewniczych stopów magnezu z laserowo wtopionymi cząstkami węglików i tlenku aluminium stanowią bardzo drobne ziarna roztworu stałego α -Mg o sieci heksagonalnej z grupy przestrzennej $P6_3/mmc$, o dużej gęstości dyslokacji, z wydzieleniami fazy γ - $Mg_{17}Al_{12}$ (sieć regularna, grupa przestrzenna 143m) oraz faz twardych cząstek użytych do wtapienia laserowego (rys 6.2.56-6.2.59).

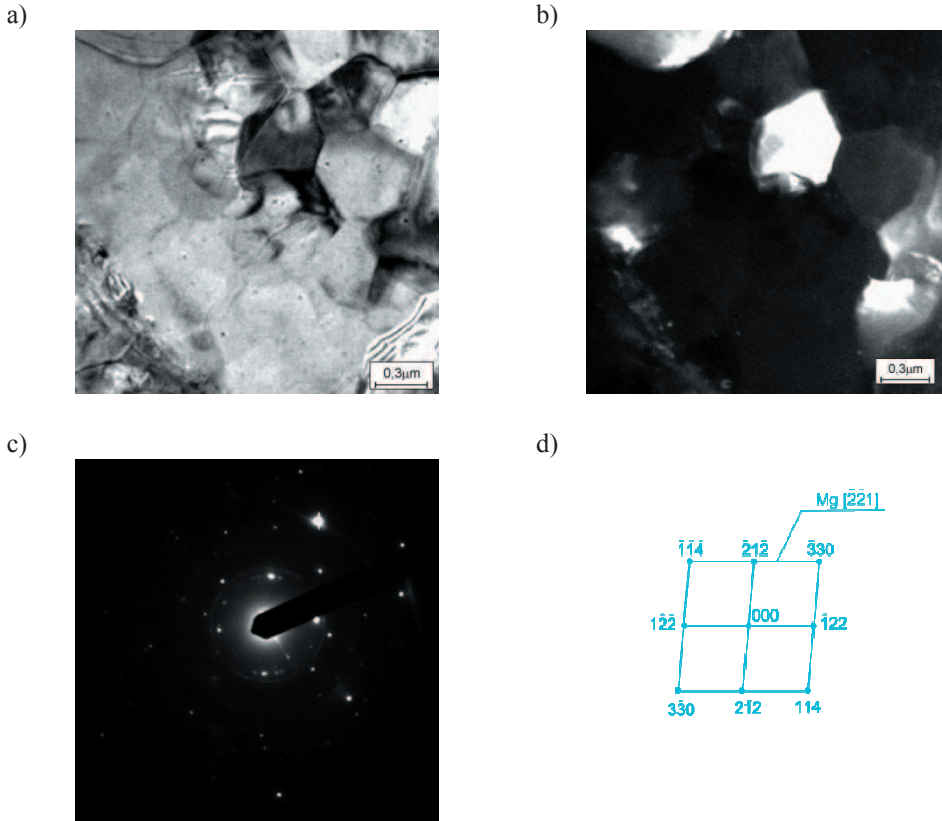
W celu określenia wpływu wtapienia laserowego z użyciem proszku węglika wolframu, tytanu, krzemu, wanadu oraz tlenku aluminium, a także wpływu warunków obróbki laserowej, a w szczególności mocy lasera na odporność korozyjną badanych stopów Mg-Al-Zn wykonano badania korozyjne z wykorzystaniem elektrochemicznej metody potencjodynamicznej w 3% wodnym roztworze NaCl. W ich wyniku ustalono zużycie korozyjne powierzchni badanych materiałów w zależności od stężenia masowego aluminium, zastosowanego proszku, a także mocy lasera. Do badań korozyjnych wybrano warstwy wierzchnie po wtapieniu proszków TiC, WC, SiC, VC oraz Al_2O_3 ze względu na ich odpowiednią jakość (kształt i ciągłość powierzchni) [17].

W badanych materiałach stwierdzono występowanie korozji wżerowej. Charakter zmian wskazuje na możliwość inicjacji procesów korozyjnych poprzez mikropory występujące na powierzchni przetopienia, powodujące lokalne zmniejszenie szczelności warstw wierzchnich. Przebieg krzywych polaryzacji anodowej, a także wartość gęstości prądu korozyjnego, świadczą o szybkości rozpuszczania badanych powierzchni. We wszystkich badanych próbkach po obróbce laserowej nastąpił spadek oporu polaryzacyjnego R_p w stosunku do próbek bez wykonanej obróbki laserowej. Studia literaturowe wykazują duże rozbieżności odnośnie poprawy odporności korozyjnej stopów magnezu po obróbce laserowej, a Autorzy różnych



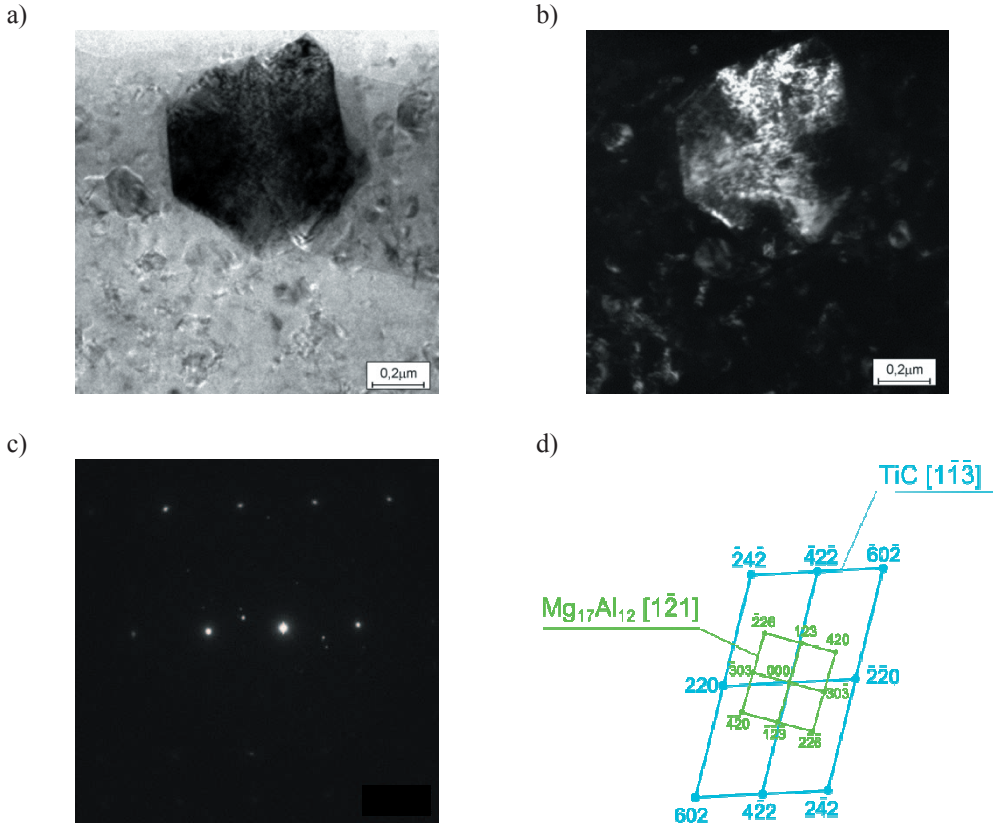
Rysunek 6.2.55. Obszar centralny strefy przetopienia odlewniczego stopu $Mg_{16}Al_6Zn_1$ po wtapieniu laserowym cząstek węgla tytanu, moc lasera 1,6 kW, prędkość wtapienia 0,75 m/min; obraz uzyskany z wykorzystaniem elektronów wtórnych (SE) oraz mapy rozmieszczenia pierwiastków

prac prezentują jednocześnie, że odporność obrobionych laserowo podłoży ze stopów Mg-Al-Zn rośnie [258] lub maleje [259].



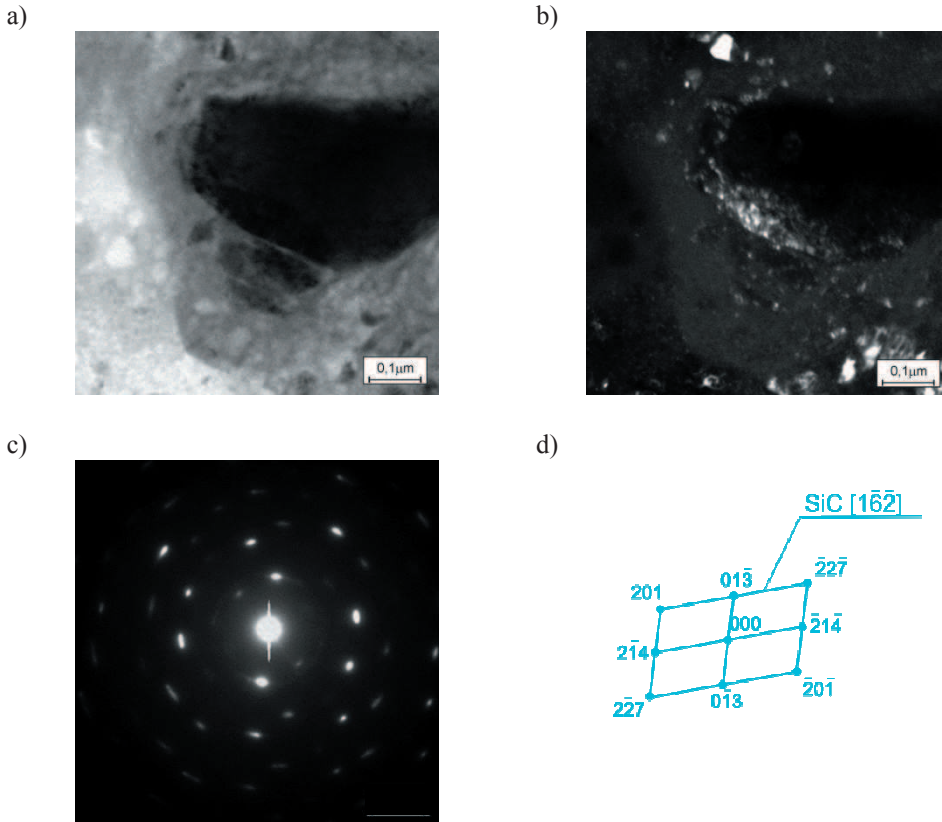
Rysunek 6.2.56. Struktura cienkiej folii odlewniczego stopu magnezu $Mg_{99}Al_{12}Zn_1$ po wtopianiu laserowym cząstek węglika wanadu, moc wiązki lasera 2,0 kW; a) obraz w polu jasnym, b) obraz w polu ciemnym z refleksu $[12\bar{2}]$ VC, c) dyfraktogram z obszaru jak na rysunku a), d) rozwiązanie dyfraktogramu z rysunku c)

Nieznaczne przesunięcie krzywych polaryzacji anodowych (ok. 0,1 V), wyznaczonych dla wszystkich warstw wierzchnich badanych odlewniczych stopów magnezu z laserowo wtopionymi cząstkami węglików i tlenku aluminium, w kierunku dodatnim w stosunku do przebiegu krzywych uzyskanych dla odlewniczych stopów magnezu bez wykonanej obróbki laserowej, wskazuje na nieznaczne zwiększenie odporności korozyjnej próbek odlewniczych stopów magnezu po laserowym wtopianiu zastosowanych cząstek, w porównaniu do próbek bez obróbki laserowej. Podwyższenie przebiegu krzywych polaryzacyjnych, pochodzących od warstw wierzchnich odlewniczych stopów magnezu z laserowo wtopionymi cząstkami, w obszarze anodowym wskazuje natomiast na obecność korozji o charakterze wżerowym.



Rysunek 6.2.57. Struktura cienkiej folii odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtopianiu laserowym cząstek węglika tytanu, moc wiązki lasera 1,6 kW, a) obraz w polu jasnym, b) obraz w polu ciemnym z refleksu [220] TiC, c) dyfraktogram z obszaru jak na rysunku a), d) rozwiązanie dyfraktogramu z rysunku c)

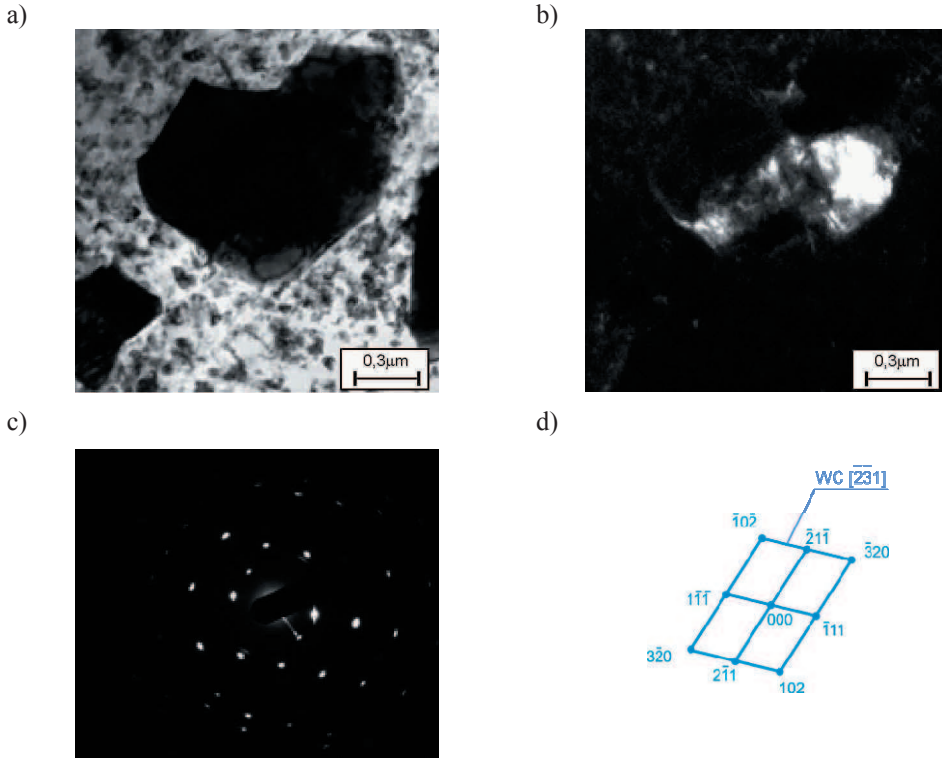
Wyznaczone wartości gęstości prądu korozyjnego i_{cor} oraz oporu polaryzacyjnego R_p (rys. 6.2.60-6.2.67) wskazują niekorzystny wpływ wtopianych cząstek na odporność korozyjną odlewniczych stopów magnezu. Jako miarę odporności korozyjnej przyjęto wartość prądu korozyjnego, korzystając z proporcjonalności szybkości korozji do gęstości prądu. Z zależności tej wynika, że im jest większa wartość prądu korozyjnego, tym mniejsza jest odporność badanych warstw powierzchniowych w danym środowisku korozyjnym. Uzyskanie dla próbek z odlewniczych stopów magnezu z laserowo wtopionymi cząstkami TiC, WC, SiC, VC oraz Al_2O_3 wyższych wartości prądów korozyjnych oraz niższych potencjałów korozyjnych w stosunku do wartości wyznaczonych dla materiału podłoża, wskazuje na słabszą odporność



Rysunek 6.2.58. Struktura cienkiej folii odlewniczego stopu magnezu MCMgAl9Zn1 po wtopianiu laserowym cząstek węgla krzemu, moc wiązki lasera 1,6 kW; a) obraz w polu jasnym, b) obraz w polu ciemnym z refleksu $[0\bar{1}3]$ SiC, c) dyfraktogram z obszaru jak na rysunku a), d) rozwiązanie dyfraktogramu z rysunku c)

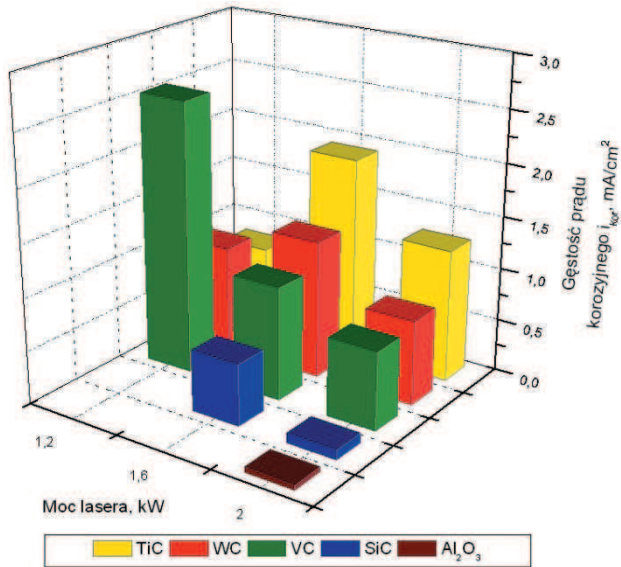
korozyjną próbek odlewniczych stopów magnezu z laserowo wtopionymi cząstkami. Gęstość prądu korozyjnego i_{cor} odnotowano w zakresie od 0,009 mA/cm² do 1,913 mA/cm² odpowiednio dla warstwy wierzchniej stopu MCMgAl6Zn1 po wtopianiu proszku Al₂O₃ z mocą 1,6 kW i stopu MCMgAl3Zn1 po wtopianiu proszku TiC z mocą lasera 1,6 kW (rys. 6.2.60, 6.2.61). Wartość oporu polaryzacyjnego R_p określono w zakresie od 13,59 Ωcm² do 650 Ωcm² odpowiednio dla warstwy wierzchniej stopu MCMgAl6Zn1 po wtopianiu proszku Al₂O₃ z mocą 1,6 kW i stopu MCMgAl3Zn1 po wtopianiu proszku TiC z mocą lasera 1,6 kW (rys. 6.2.64, 6.2.65).

Warunki wtopiania (moc lasera, szybkość wtopiania), rodzaj podłoża, a także rodzaj zastosowanego proszku wpływają na twardość odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn z laserowo

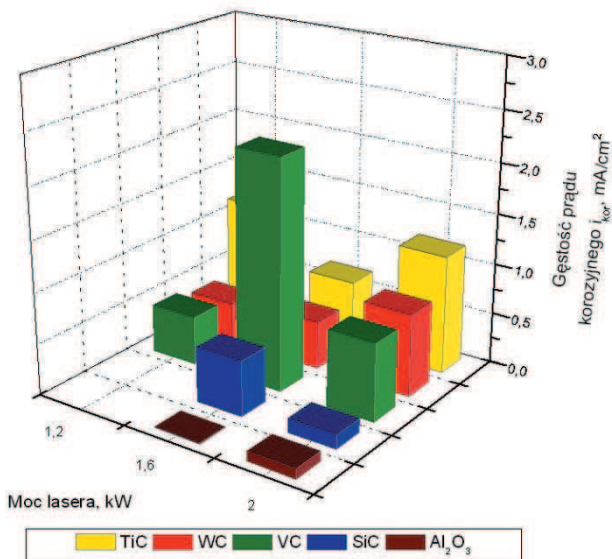


Rys. 6.2.59. Struktura cienkiej folii odlewniczego stopu magnezu $MCMgAl6Zn1$ po wtopianiu laserowym cząstek węgliku wolframu, moc wiązki lasera 2,0 kW, a) obraz w polu jasnym, b) obraz w polu ciemnym z refleksu $[\bar{3}20]$ WC, c) dyfraktogram z obszaru jak na rysunku a), d) rozwiązanie dyfraktogramu z rysunku c)

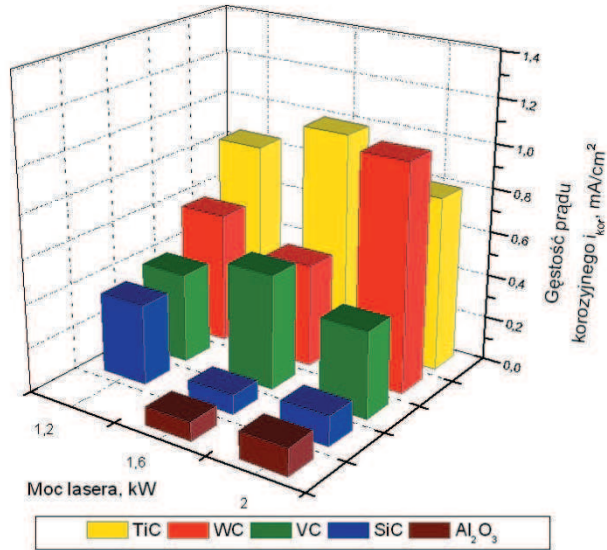
wtopionymi cząstkami węglików [17]. Zmierzona twardość otrzymanych warstw mieści się w zakresie od 32,4 HRF (stop $MCMgAl3Zn1$ z laserowo wtopionymi cząstkami Al_2O_3) do 105,06 HRF (stop $MCMgAl3Zn1$ z laserowo wtopionymi cząstkami WC) (rys. 6.2.68). W wyniku wykonanych badań stwierdzono, iż największy przyrost twardości nastąpił w przypadku odlewniczych stopów magnezu $MCMgAl3Zn1$ i $MCMgAl6Zn1$ wzbogaconych laserowo zastosowanymi cząstkami ceramicznymi (rys. 6.2.68, 6.2.69). Wyniki pomiarów twardości odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn z laserowo wtopionymi cząstkami węglików i tlenku aluminium, wykazują że dla stopów $MCMgAl9Zn1$, $MCMgAl12Zn1$ (rys. 6.2.70, 6.2.71) twardość jest porównywalna do twardości tych materiałów bez wykonanej laserowej obróbki, a przy niektórych zastosowanych warunkach wtopiania nieznacznie się pogorsza w stosunku do materiału bez obróbki laserowej.



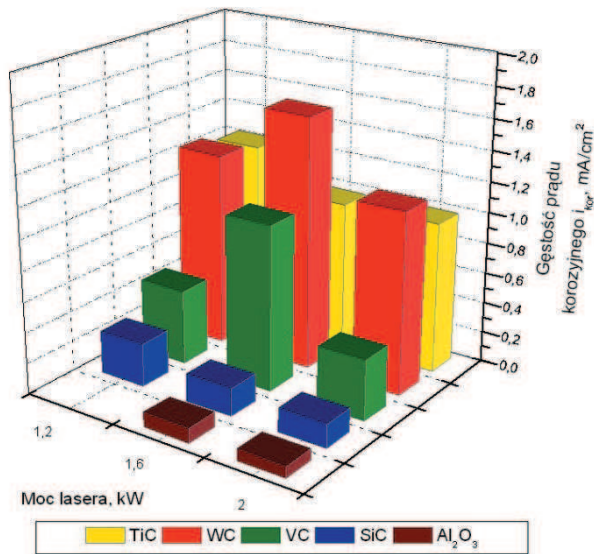
Rysunek 6.2.60. Zmiana średniej wartości gęstości prądu korozyjnego warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po laserowym wtapianiu oraz po teście korozyjnym



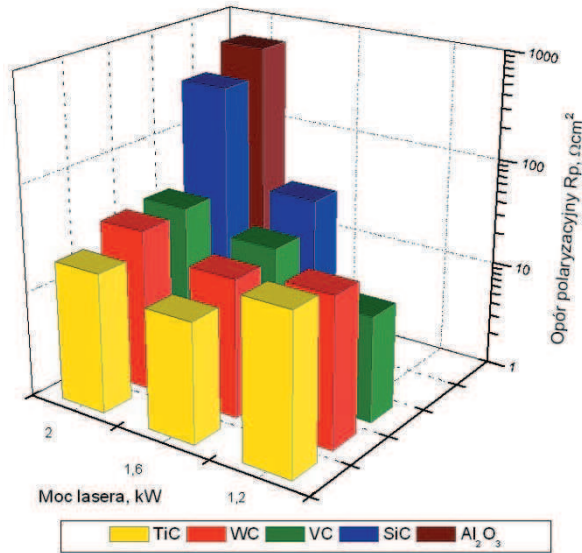
Rysunek 6.2.61. Zmiana średniej wartości gęstości prądu korozyjnego warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl6Zn1 po laserowym wtapianiu oraz po teście korozyjnym



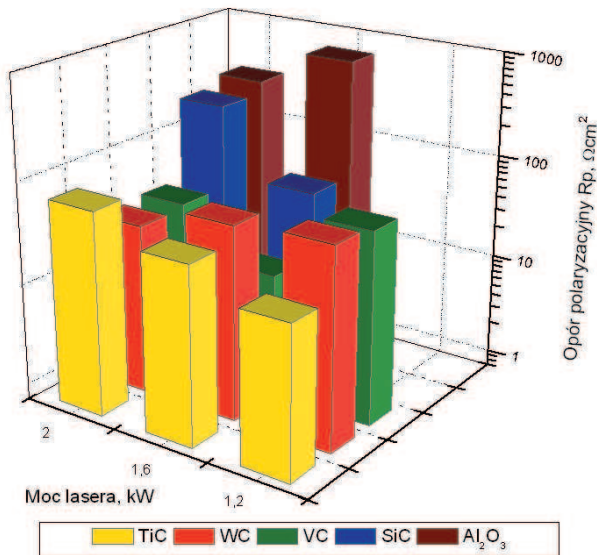
Rysunek 6.2.62. Zmiana średniej wartości gęstości prądu korozyjnego warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl19Zn1 po laserowym wtapieniu oraz po teście korozyjnym



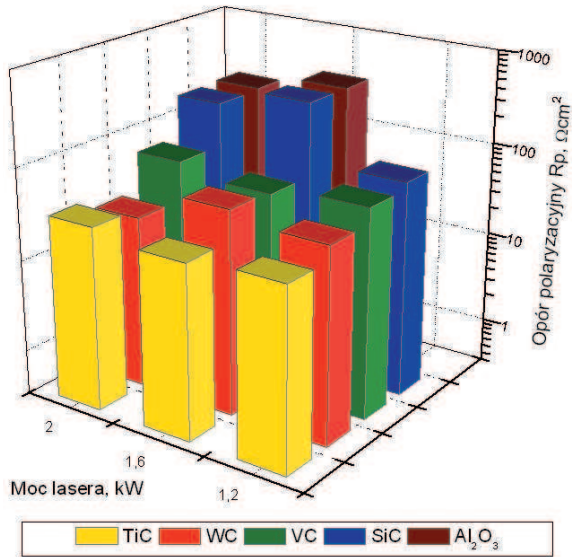
Rysunek 6.2.63. Zmiana średniej wartości gęstości prądu korozyjnego warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po laserowym wtapieniu oraz po teście korozyjnym



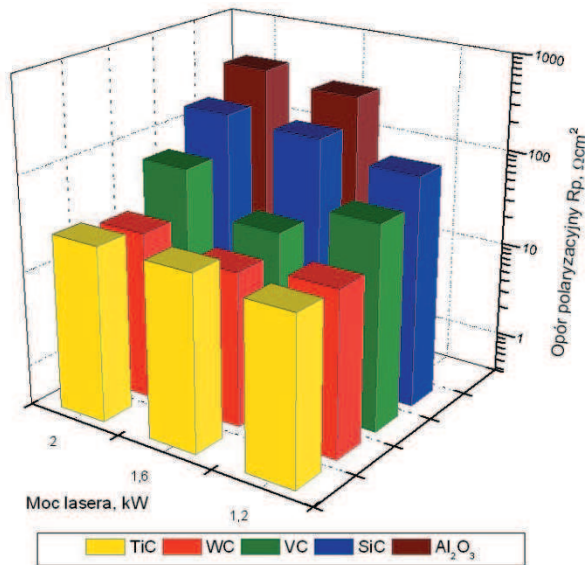
Rysunek 6.2.64. Zmiana średniej wartości oporu polaryzacyjnego warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po laserowym wtapieniu oraz po teście korozyjnym



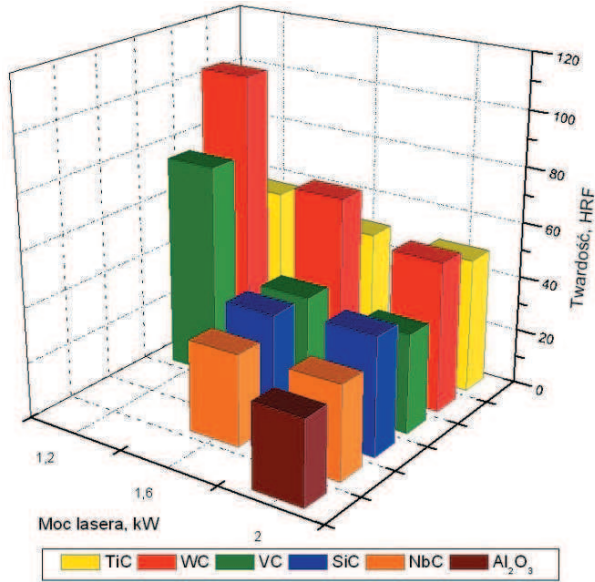
Rysunek 6.2.65. Zmiana średniej wartości oporu polaryzacyjnego warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl6Zn1 po laserowym wtapieniu oraz po teście korozyjnym



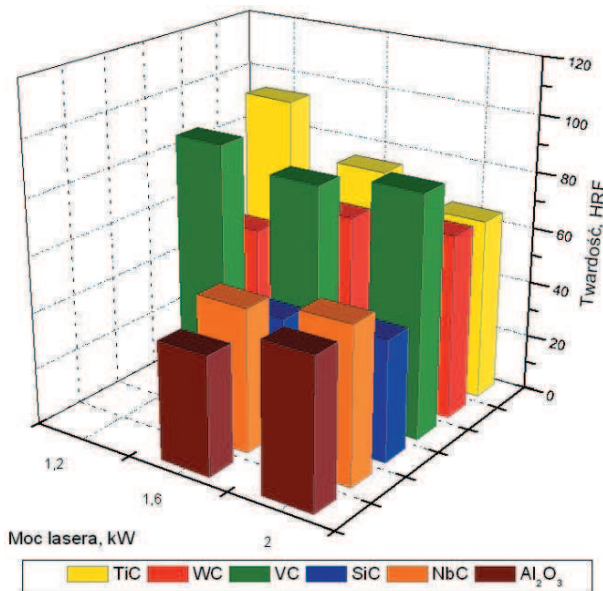
Rysunek 6.2.66. Zmiana średniej wartości oporu polaryzacyjnego warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl9Zn1 po laserowym wtapianiu oraz po teście korozyjnym



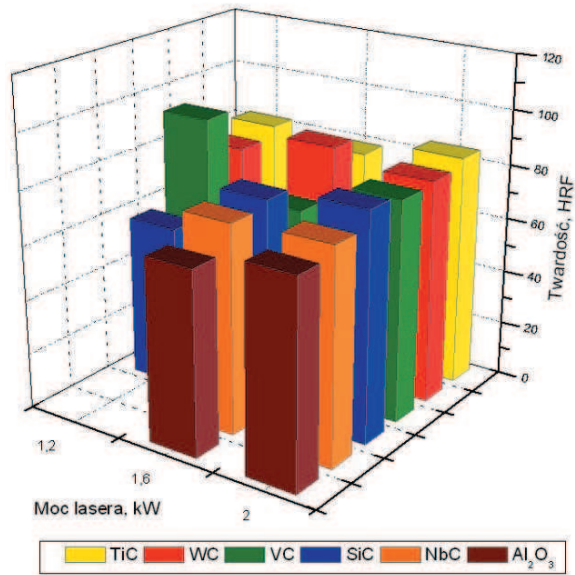
Rysunek 6.2.67. Zmiana średniej wartości oporu polaryzacyjnego warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po laserowym wtapianiu oraz po teście korozyjnym



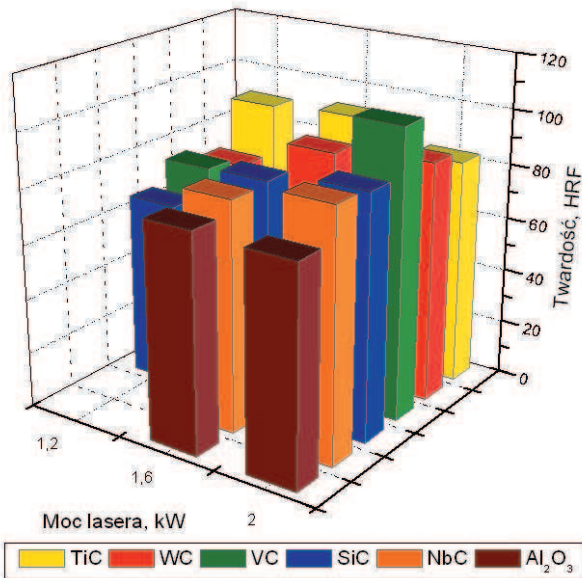
Rysunek 6.2.68. Zmiana średniej twardości warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po wtapieniu laserowym



Rysunek 6.2.69. Zmiana średniej twardości warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl6Zn1 po wtapieniu laserowym

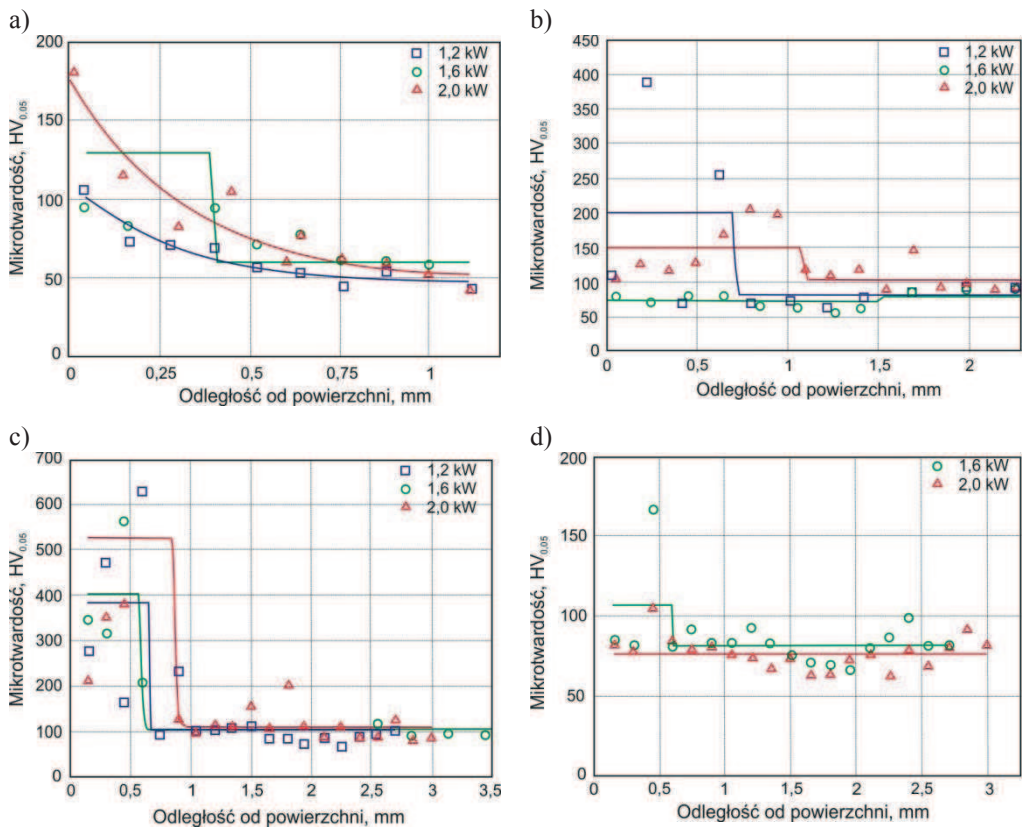


Rysunek 6.2.70. Zmiana średniej twardości warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl9Zn1 po wtapieniu laserowym



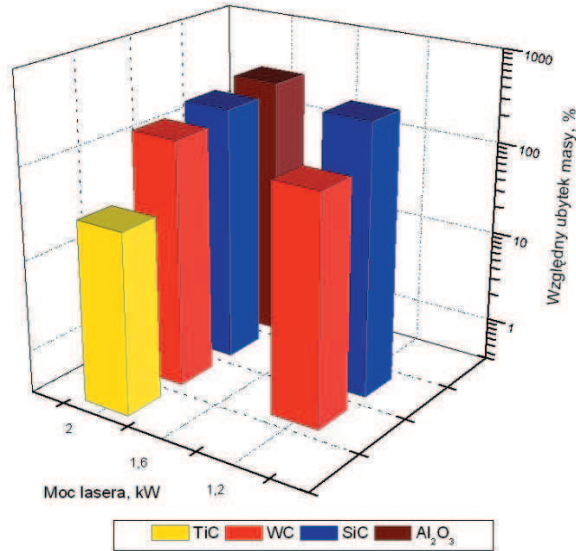
Rysunek 6.2.71. Zmiana średniej twardości warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu laserowym

Rozkład mikrotwardości na przekroju warstw obrobionych laserowo w funkcji odległości od powierzchni badanych próbek przedstawiono na rysunku 6.2.72. Mikrotwardość warstwy wierzchniej odlewniczych stopów MCMgAl3Zn1, MCMgAl6Zn1 z laserowo wtopionymi cząstkami wzrasta średnio dwukrotnie w porównaniu ze stopami bez wykonanej obróbki laserowej. Materiał rodzimy charakteryzuje się twardością 70 do 140 HV_{0,1}, natomiast strefa przetopienia w zakresie 80 do 700 HV_{0,1}. Duży rozrzut wartości mikrotwardości na przekroju strefy przetopionej spowodowany jest obecnością licznych fluktuacji składu chemicznego w strefie obrabianej laserowo. Twardość warstwy wierzchniej odlewniczych stopów magnezu wzrasta w wyniku utwardzania dyspersyjnego, jak również rozdrobnienia ziarna. Dane

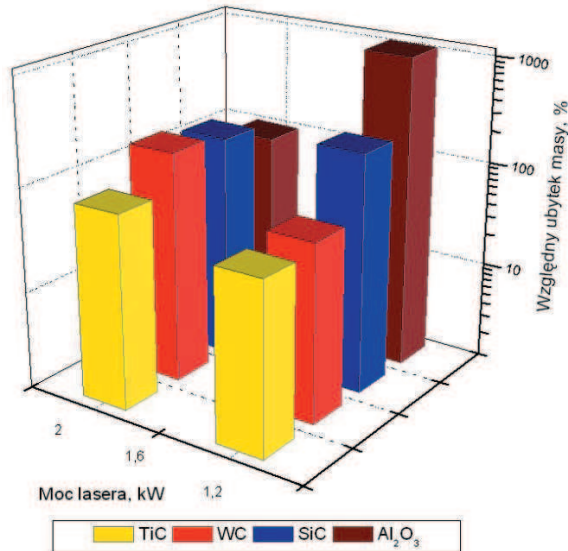


Rysunek 6.2.72. Zmiana mikrotwardości warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu: a) MCMgAl6Zn1 po wtopianiu WC, prędkość wtopiania 0,75 m/min, b) MCMgAl6Zn1 po wtopianiu TiC, prędkość wtopiania 0,75 m/min, c) MCMgAl12Zn1 po wtopianiu SiC, prędkość wtopiania 0,75 m/min, d) MCMgAl9Zn1 po wtopianiu Al₂O₃, prędkość wtopiania 0,50 m/min

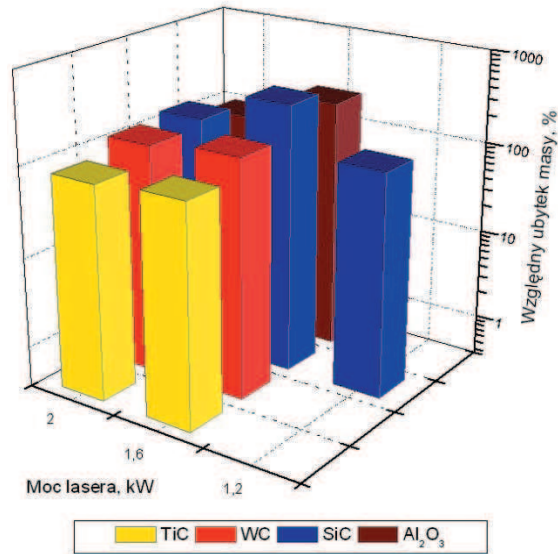
literaturowe potwierdzają znaczący przyrost mikrotwardości po obróbce laserowej, w wyniku rozdrobnienia struktury [254-263], a także dzięki wprowadzaniu do osnowy magnezu twardych cząstek proszków ceramicznych.



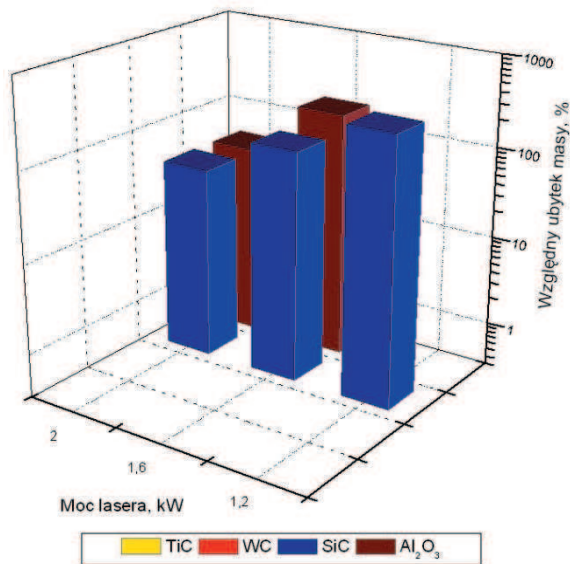
Rysunek 6.2.73. Ubytek masy w zależności od zastosowanych cząstek w warstwie wierzchniej badanego odlewniczego stopu magnezu MCMgAl3Zn1 po wtapieniu laserowym



Rysunek 6.2.74. Ubytek masy w zależności od zastosowanych cząstek w warstwie wierzchniej badanego odlewniczego stopu magnezu MCMgAl6Zn1 po wtapieniu laserowym



Rysunek 6.2.75. Ubytek masy w zależności od zastosowanych cząstek w warstwie wierzchniej badanego odlewniczego stopu magnezu MCMgAl9Zn1 po wtapieniu laserowym



Rysunek 6.2.76. Ubytek masy w zależności od zastosowanych cząstek w warstwie wierzchniej badanego odlewniczego stopu magnezu MCMgAl12Zn1 po wtapieniu laserowym

Zestawienie wyników badań odporności na zużycie ściernie odlewniczych stopów magnezu z laserowo wtopionymi cząstkami węglików przedstawiono w formie wykresu na rysunkach 6.2.73-6.2.76, jako stosunek Δm ubytku masy próbki po wtopianiu laserowym do Δm ubytku masy próbki obrabianej cieplnie:

$$\text{względny ubytek masy} = \frac{\Delta m \text{ próbki po wtopianiu laserowym}}{\Delta m \text{ próbki obrabianej cieplnie}} \cdot 100\%. \quad (6.2.1)$$

Największym wzrostem odporności na zużycie ściernie cechują się odlewnicze stopy magnezu MCMgAl13Zn1 i MCMgAl6Zn1 z laserowo wtopionymi cząstkami węglików TiC (rys. 6.2.73, 6.2.74). Stwierdzono niemal proporcjonalny wpływ zużycia warstwy wierzchniej odlewniczych stopów magnezu z laserowo wtopionymi cząstkami węglików TiC w zależności od rodzaju podłoża, a tym samym od grubości warstwy wierzchniej obrabianej laserowo.