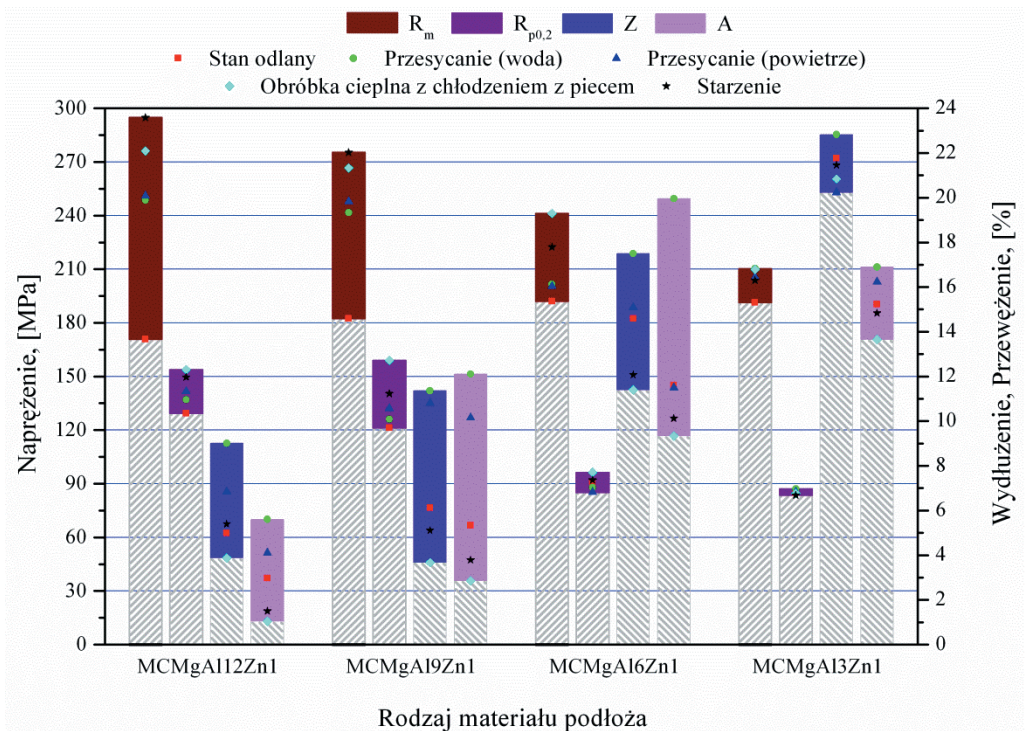


## 7. Wyniki badań własności mechanicznych i użytkowych stopów Mg-Al-Zn obróbianych cieplnie i powierzchniowo

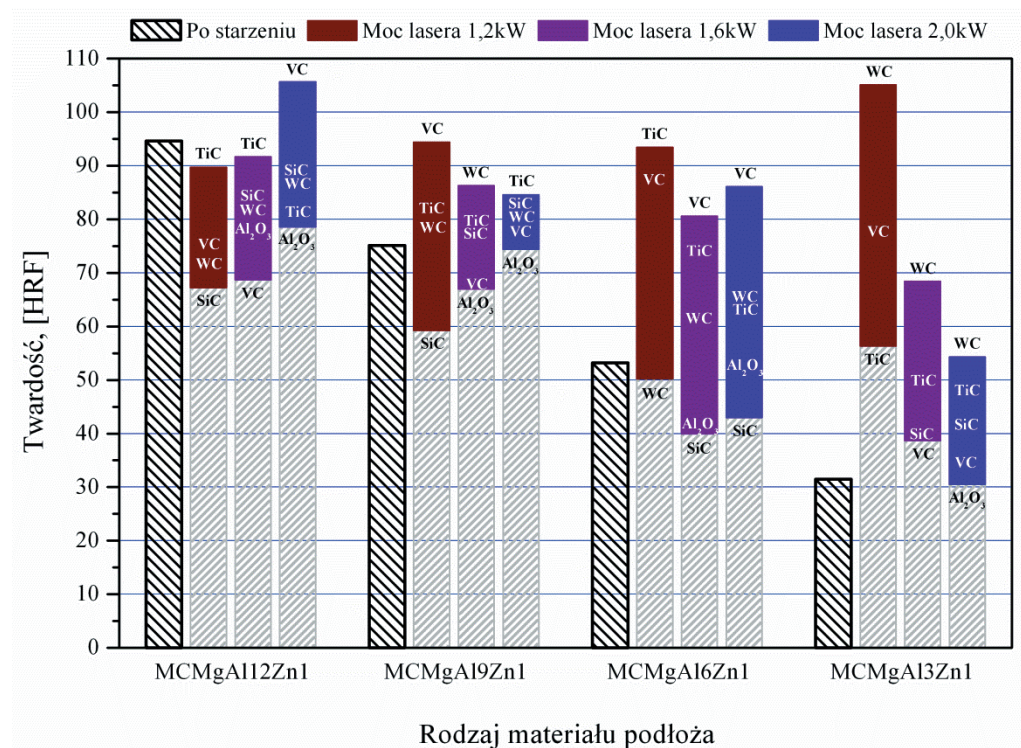
### 7.1. Wyniki badań własności mechanicznych stopów Mg-Al-Zn

W celu scharakteryzowania własności badanych stopów w zakresie zarówno odkształceń sprężystych jak i plastycznych aż do zniszczenia próbki w stanie lanym i po obróbce cieplnej, wykonano statyczną próbę rozciągania. Wpływ stężenia aluminium oraz rodzaju obróbki cieplnej na wytrzymałość na rozciąganie przedstawiono na rysunku 96. Na podstawie wykonanych badań stwierdzono, że największą wytrzymałością na rozciąganie w stanie lanym charakteryzują się stopy MCMgAl6Zn1 i MCMgAl3Zn1, odpowiednio 192,1 i 191,3 MPa. Wykazano także, że podwyższenie stężenia Al z 6 do 12% obniża wytrzymałość na rozciąganie w stanie lanym średnio o 10%.



*Rysunek 96. Wyniki badań wytrzymałości na rozciąganie próbek z odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn po zastosowanej obróbce cieplnej*

Największy przyrost granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie (~60%) w odniesieniu do granicy plastyczności i wytrzymałości stopów bez obróbki cieplnej zarejestrowano dla stopu – MCMgAl12Zn1 poddanego starzeniu. Stwierdzono również znaczny 50% wzrost wytrzymałości na rozciąganie dla próbek MCMgAl9Zn1 po starzeniu w porównaniu do wytrzymałości tych stopów w stanie lanym. Najmniejszy przyrost wytrzymałości na rozciąganie po starzeniu odpowiednio 30,3 i 12,4 MPa, uzyskano dla stopów MCMgAl6Zn1 i MCMgAl3Zn1. Różnice wartości wytrzymałości na rozciąganie dla wszystkich badanych stopów poddanych przesycaaniu z chłodzeniem w wodzie i w powietrzu wyniosły maksymalnie 6 MPa. Na podstawie badań wytrzymałości na rozciąganie potwierdzono, że wzrost stężenia aluminium z 3 do 12% zmniejsza pięciokrotnie wydłużenie badanych stopów (rys. 96). Stopy po obróbce cieplnej z chłodzeniem z piecem oraz starzone charakteryzują się nieznacznym spadkiem wydłużenia w stosunku do stanu lanego.



**Rysunek 97.** Wyniki pomiarów twardości próbek z odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn po starzeniu i wtapieniu laserowym

Badania twardości metodą statyczną pozwoliły określić wpływ stężenia aluminium (umocnienia roztworowego) oraz zastosowanego rodzaju obróbki cieplnej i powierzchniowej, na twardość magnezowego rdzenia oraz wytworzonej warstwy wierzchniej (rys. 97). Największą twardość 75,4 HRF w stanie lanym wykazują odlewy ze stopu MCMgAl12Zn1. Jest ona ponad dwukrotnie wyższa w porównaniu do twardości 30,6 HRF uzyskanej dla stopu MCMgAl3Zn1. Zastosowane starzenie dla stopów MCMgAl12Zn1, MCMgAl9Zn1 i MCMgAl6Zn1 podwyższyło ich twardość, odpowiednio do 94,6; 75,1 i 53,2 HRF. Dla przypadków po przesycaniu w wodzie i w powietrzu twardość nieznacznie spada w stosunku do stanu wyjściowego. Dla odlewów ze stopu MCMgAl3Zn1 największą twardość 40,7 HRF wykazują próbki po przesycaniu z chłodzeniem w wodzie (rys. 97). Przyczyna takiego stanu związana jest z ograniczeniem umocnienia roztworowego i z tzw. efektem mięknięcia spowodowanym wydzieleniem się po starzeniu fazy  $Mg_{17}Al_{12}$ , co w konsekwencji powoduje zubożenie osnowy stopu MCMgAl3Zn1 w atomy aluminium, odpowiedzialne za dodatkowe umocnienie roztworowe.

Wpływ warunków wtapiania laserowego, tj.: mocy lasera, szybkości wtapiania, rodzaju użytego proszku ceramicznego oraz zastosowanego podłoża na twardość i przyrost twardości warstwy wierzchniej próbek z odlewniczych stopów magnezu zbadano z wykorzystaniem metody Rockwella. Zmierzona twardość otrzymanych powierzchni mieści się w zakresie od 32,4 do 105,1 HRF (rys. 97). W wyniku wykonanych badań stwierdzono, iż największy przyrost twardości nastąpił w przypadku odlewniczych stopów magnezu MCMgAl3Zn1 i MCMgAl6Zn1 wzbogaconych laserowo zastosowanymi cząstkami ceramicznymi [22-34, 37, 43,44].

Na podstawie wykonanych badań mikrotwardości warstw kompozytowych uzyskanych metodą laserowego wtapiania twardych cząstek w warstwę wierzchnią odlewniczych stopów magnezu potwierdzono wyraźny przyrost twardości, niemniej jednak tylko dla wybranych kombinacji zastosowanego podłoża oraz warunków technologicznych procesu, najczęściej w przypadku warstw z udziałem węgla krzemu, który na przekroju przetopienia, zlokalizowany jest w dużej mierze przy powierzchni lica przetopienia (rys. 98) Wzrost mikrotwardości bardzo często łączony jest również z mechanizmami strukturalnymi umocnienia dyspersyjnego, jak również rozdrobnienia ziarna uzyskanego w skutek szybkiej krystalizacji roztopionego materiału, co również potwierdzają dane literaturowe [181-190].

Powłoki uzyskane w łukowym procesie PVD oraz ze wspomaganiami plazmowym PA CVD na podłożu ze stopów magnezu wykazują znacząco podwyższoną mikrotwardość (rys. 98).

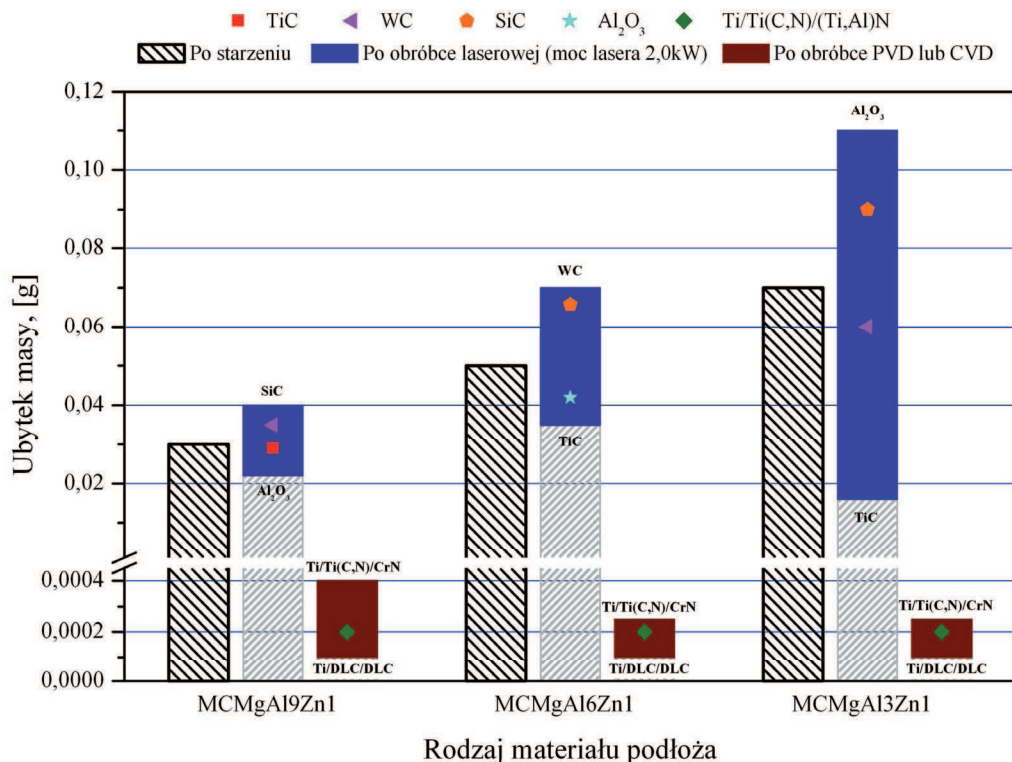


Wzrost mikrotwardości w rozpatrywanych przypadkach należy wiązać, ze zmianą składu chemicznego i fazowego powłok, warunkami i rodzajem zastosowanej metody PVD lub CVD oraz materiałem podłoża i kombinacją wytworzonych warstw. W przypadku powłok wytworzonych w katodowym procesie PVD w atmosferze azotu  $N_2$  typu: Cr/CrN/CrN; Cr/CrN/TiN; Ti/(Ti,Si)N/(Ti,Si)N stwierdzono wyraźny, przekraczający 100% wzrost mikrotwardości w porównaniu do mikrotwardości materiału podłoża (po umocnieniu wydzieleniowym). Wyniki pomiaru mikrotwardości konstituowanych powłok w tym przypadku nie przekraczały wartości 2000 HV. Natomiast dla powłok azotkowych i węgliko-azotkowych uzyskanych w atmosferze zawierającej  $CH_4$  i  $N_2$  typu: Ti/Ti(C,N)/CrN, Ti/Ti(C,N)/(Ti,Al)N stwierdzono najwyższy wzrost mikrotwardości powierzchni do wyższej od 2000 HV. Dla przypadku powłoki DLC wytwarzanej w procesie chemicznego osadzania z fazy gazowej zmierzona mikrotwardość wyniosła około 2000 HV.

W celu porównania odporności na ścieranie w warunkach symulujących warunki pracy odlewniczych stopów magnezu w stanie lanym, po obróbce cieplnej i powierzchniowej, wykonano badania ścierania w układzie metal-metal przy zadanym obciążeniu 10 N (rys. 99). Odporność na ścieranie badanych stopów magnezu w stanie obrobionym cieplnie oraz po różnych operacjach obróbki powierzchniowej, przedstawiono poprzez średni ubytek masy. Wyniki wykonanej próby ścieralności potwierdzają, że zarówno obróbka cieplna jak i zmieniające się stężenie aluminium w stopach Mg-Al-Zn w zakresie od 3 do 12%, znacząco wpływają na ich podwyższenie odporności na ścieranie. Najmniejszym średnim ubytkiem masy w stanie lanym, jak i po obróbce cieplnej, charakteryzują się stopy MCMgAl12Zn1. Natomiast najniższą odporność na ścieranie zarówno w stanie lanym jak i po obróbce cieplnej wykazują stopy MCMgAl3Zn1.

Odporność na ścieranie kompozytowych warstw wytworzonych poprzez wtapienie laserowe w wybranych wariantach jest wyższa niż stopów nie poddanych obróbce powierzchniowej (rys. 99). Wszystkie zmiany własności obrabianych laserowo stopów magnezu są ściśle związane ze zmianami struktury, składu chemicznego i fazowego w warstwie wierzchniej. Największym wzrostem odporności na zużycie ścierne, a tym samym najmniejszym ubytkiem masy cechują się stopy MCMgAl13Zn1 i MCMgAl6Zn1 z laserowo wtopionymi cząstkami węglików TiC w porównaniu do próbek po zwykłej obróbce cieplnej (rys. 99).

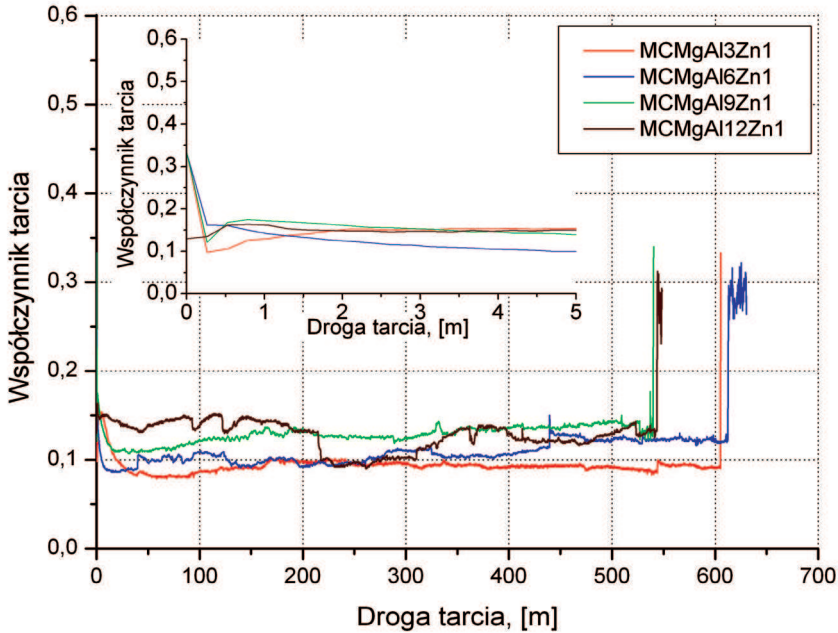
Stopy magnezu Mg-Al-Zn z naniesionymi na ich powierzchnię powłokami typu: Ti/Ti(C,N)/CrN, Ti/Ti(C,N)/(Ti,Al)N, Ti/DLC/DLC wykazują podwyższoną odporność na



**Rysunek 99.** Wyniki pomiarów średniego ubytku masy próbek z odlewniczych stopów magnezu Mg-Al-Zn w zależności od zastosowanej obróbki cieplnej i powierzchniowej

ścieranie w porównaniu do materiału niepokrytego (rys. 99). Badania wykonano tylko dla powłok, których droga tarcia mieściła się w zakresie od ~50 do ~600 m. Dla powłok diamentopodobnych po wykonanych badaniach ścierania stwierdzono najmniejszy ubytek masy.

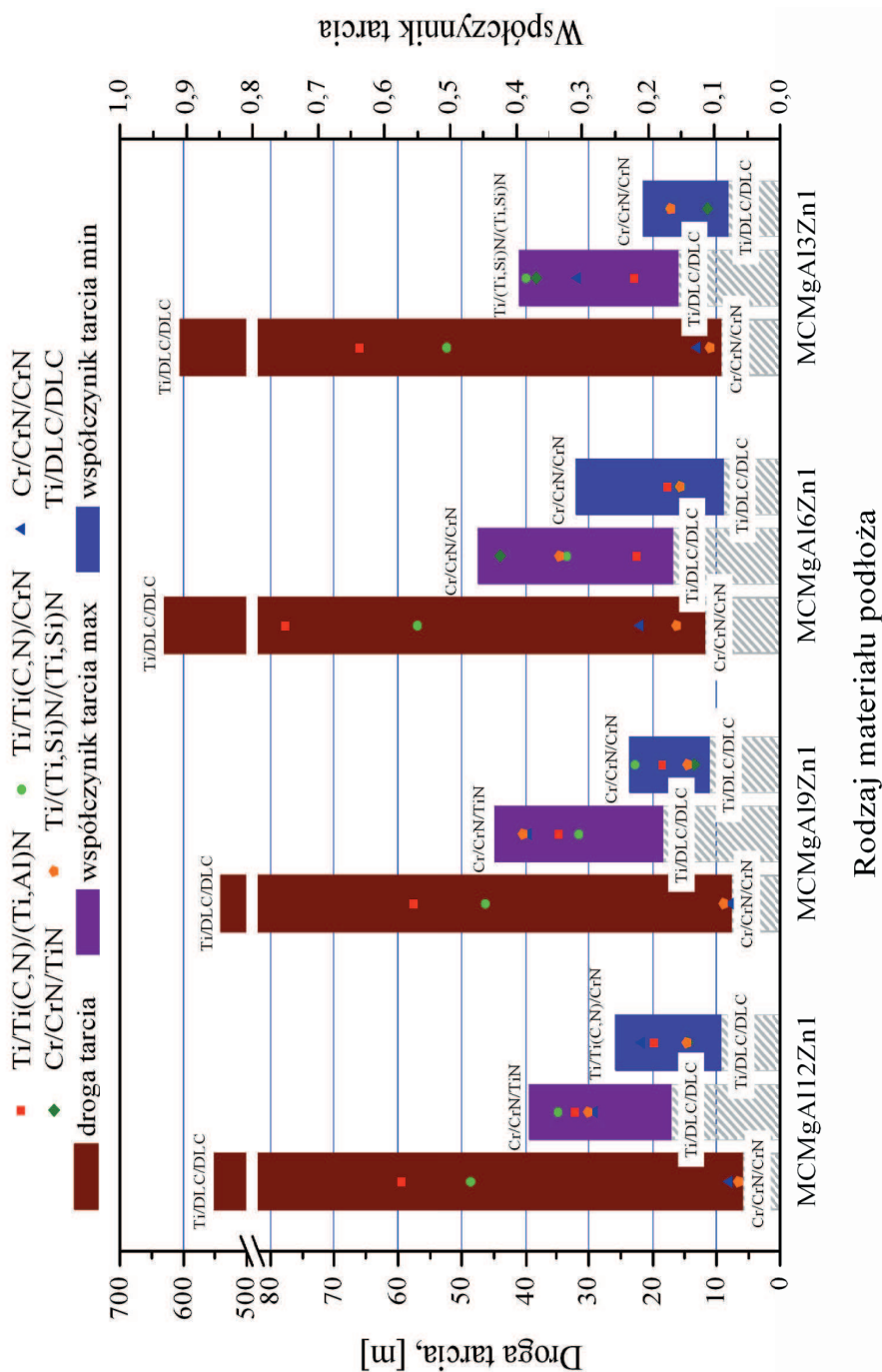
Twardość nakładanych powłok w dużym stopniu koreluje z ich odpornością na ścieranie (rys. 101). Niemniej jednak nie zawsze dla pary tarczej istotnym i decydującym czynnikiem jest podwyższenie twardości powierzchni, czego dobrym przykładem są samosmarujące się powłoki DLC, zmniejszające siłę tarcia (współczynnik tarcia) i tym samym chroniące powierzchnie przed zużyciem. Zgodnie z zastosowanym obciążeniem 5 N, średni współczynnik tarcia powłok DLC uzyskany przy prędkości ślizgowej 0,05 m/s kształtował się w przedziale 0,08-0,15 (rys. 104), odpowiednio niższym o rząd wielkości w porównaniu do współczynnika tarcia pozostałych badanych powłok. Taki stan jest charakterystyczny dla powłok typu DLC złożonych z grafitu, który w procesie ścierania działa podobnie jak smar, osadzając się na przeciwpróbcie.



**Rysunek 100.** Zależność współczynnika tarcia powłoki od drogi tarcia przeciwpróbki uzyskana na podstawie badania odporności na ścieranie metodą ball-on-disk dla powłok Ti/DLC/DLC osadzonych na podłożu z odlewniczych stopów magnezu

Ponadto wysoka prędkość przesuwu i związana z tym akumulacja ciepła powoduje łatwiejsze tworzenie się warstwy samosmarującej, co dodatkowo skutkuje niższym współczynnikiem tarcia [118-120, 191, 192]. Wyniki drogi tarcia dla powłok DLC kształtowały się na poziomie przewyższającym nawet 70-krotnie wyniki drogi tarcia np. dla powłoki Cr/CrN/CrN, których twardość była porównywalna z twardością powłok diamentopodobnych (rys. 101). Uzyskane wartości drogi tarcia dla wszystkich badanych powłok mieściły się w szerokim zakresie od 6 do 630 m (rys. 101).

W trakcie badania odporności trybologicznej wytworzonych powłok rejestrowano wykresy zależności współczynnika tarcia i/lub przemieszczenia przeciwpróbki w osi pionowej w zależności od liczby obrotów tarczy lub przebytej drogi tarcia przez przeciwpróbkę do momentu przetarcia badanej powłoki. Dla wszystkich zarejestrowanych krzywych współczynnika tarcia w zależności od liczby obrotów lub drogi tarcia wyznaczono podobną charakterystykę, którą można podzielić na dwie części (rys. 100). W pierwszej części stwierdzono gwałtowny wzrost współczynnika tarcia wraz ze wzrostem drogi tarcia. Przyjęto, iż jest to stan nieustalony tarcia. Druga część wykresu ma charakter zbliżony do stanu ustalonego. Gwałtowne zmiany współczynnika tarcia rejestrowane w trakcie badania spowodowane są przez wykruszenia na powierzchni próbki i przeciwpróbki.

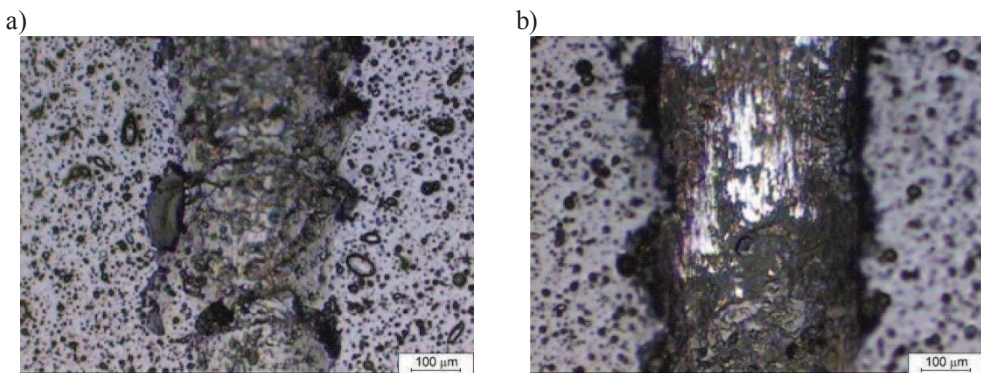


**Rysunek 101.** Zestawienie drogi tarcia do momentu przetarcia powłoki oraz minimalnego i maksymalnego współczynnika tarcia w próbie odporności na ścieranie (ball-on-disk) badanych powłok PVD i CVD naniesionych na odlewnicze stopy magnezu



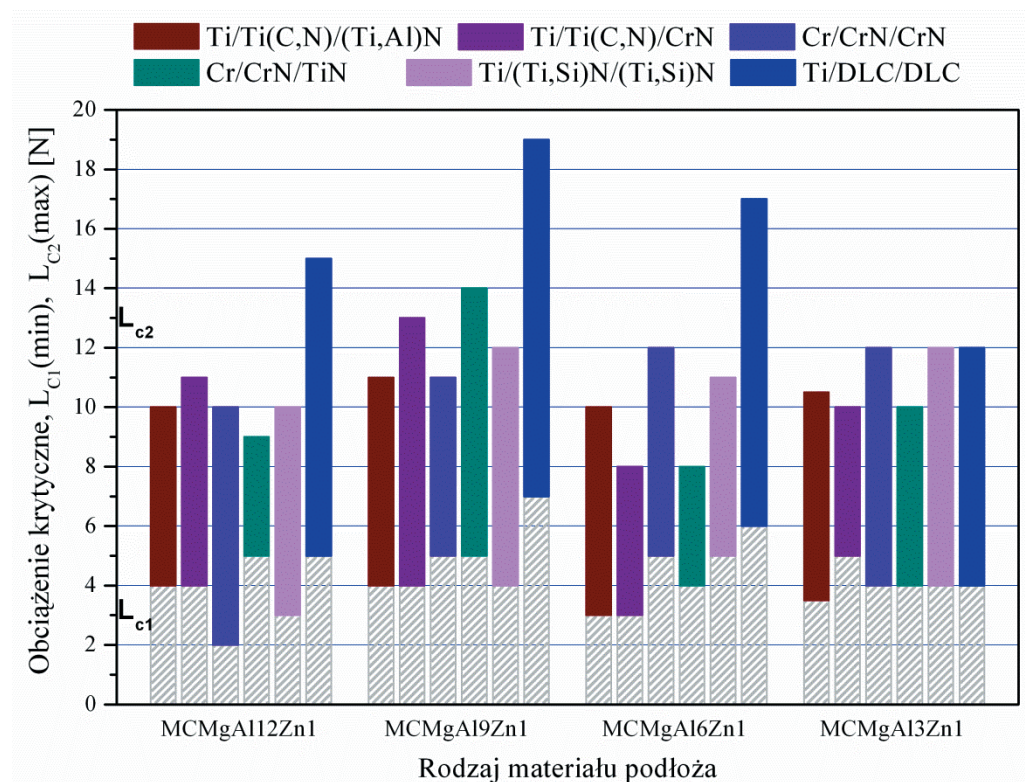
## 7.2. Wyniki badań własności użytkowych stopów Mg-Al-Zn

Powłoka musi charakteryzować się odpowiednimi własnościami mechanicznymi i użytkowymi oraz wymaganą przyczepnością powłoki do materiału podłoża, aby mogła należycie spełniać swoje zadanie. Najmniejszą siłę, przy której następuje uszkodzenie powłoki, zwaną obciążeniem krytycznym  $L_C$  będącą miarą przyczepności powłoki do podłoża, zmierzono metodą zarysowania (ang. scratch-test). Współczynnik  $L_{C1}$  i  $L_{C2}$  określono na podstawie zmienności wartości emisji akustycznej zarejestrowanej w czasie pomiaru, powstającej na styku węgelnik-badana próbka oraz na podstawie pomiaru siły tarcia diamentowego węgelnika i obserwacji metalograficznych na mikroskopie świetlnym sprzężonym z urządzeniem pomiarowym (rys. 102). Obciążenie krytyczne  $L_{C1}$  rejestrowane jest na wykresie zależności siły tarcia i emisji akustycznej od obciążenia, jako pierwszy, niewielki skok sygnału emisji akustycznej. Natomiast obciążenie krytyczne  $L_{C2}$  odnosi się do punktu w którym następuje delaminacja powłoki, pojawiają się pęknięcia, wykruszenia, rozwarstwienia na zewnątrz i wewnątrz drogi zarysowania wraz z odkryciem materiału podłoża, czemu towarzyszy narastający sygnał dźwiękowy. Najwyższe wartości krytycznego obciążenia  $L_{C1}$  i  $L_{C2}$  wynoszą odpowiednio 7 i 19 N, a tym samym najlepszą przyczepność powłoki do podłoża uzyskano dla powłoki Ti/DLC/DLC wytworzonej w procesie CVD na podłożu MCMgAl9Zn1. Pozostałe zmierzone wartości obciążenia krytycznego, świadczące o przyczepności powłoki do podłoża nie przekraczają 14 N (rys. 103).

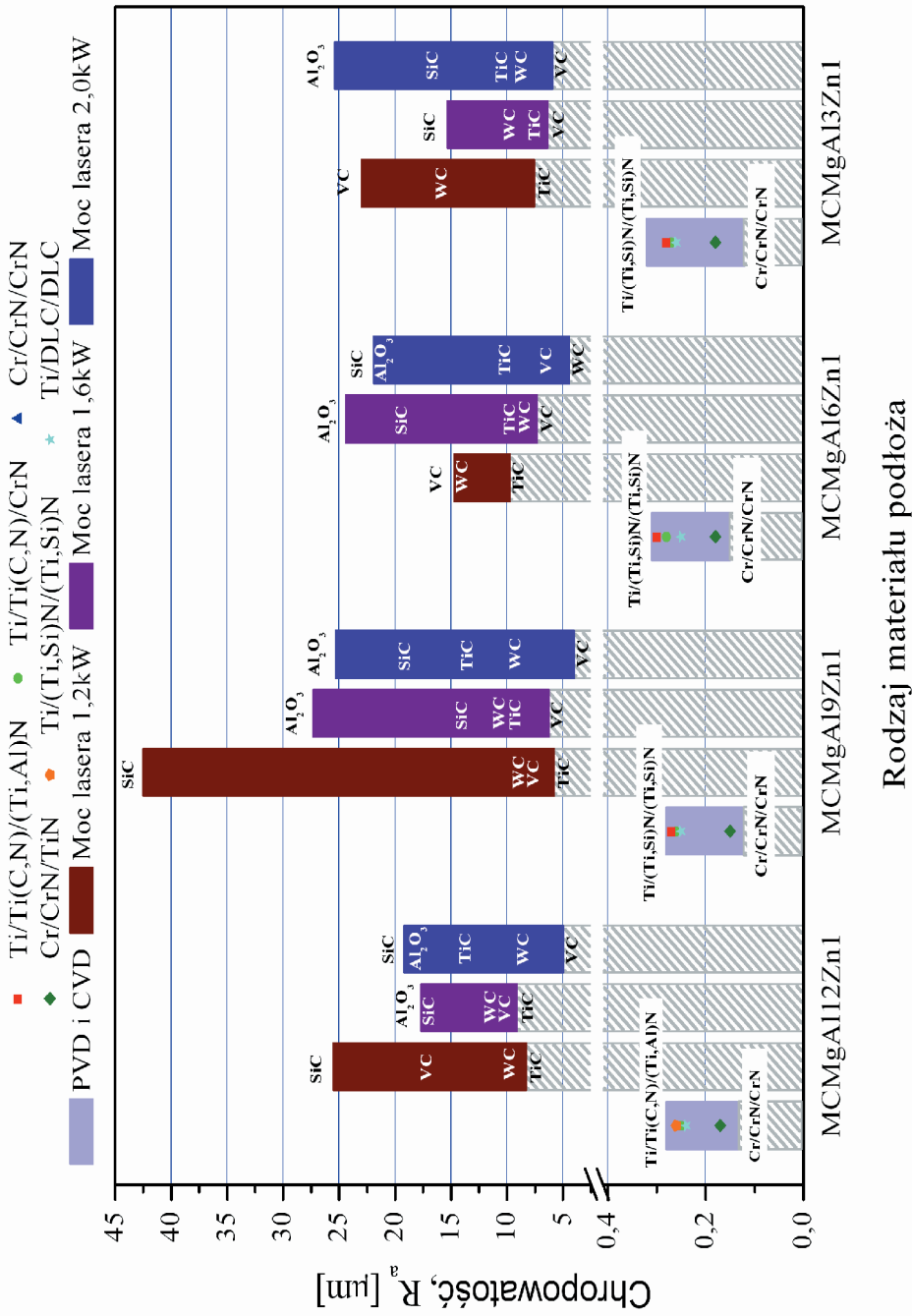


**Rysunek 102.** Ślad zarysowania powierzchni powłoki Ti/Ti(C,N)/CrN na podłożu z odlewniczego stopu magnezu MCMgAl9Zn1 węgelnikiem diamentowym w metodzie „scratch test” przy obciążeniu krytycznym: (a)  $L_{C1}$ , (b)  $L_{C2}$

Uzyskane wyniki chropowatości lic ściegów po laserowym wtapianiu węglików tytanu, wolframu, wanadu, krzemu oraz tlenku aluminium w powierzchnię odlewniczych stopów magnezu (rys. 104) potwierdzają, że niezależnie od zastosowanego proszku ceramicznego, chropowatość warstw wierzchnich wytworzonych w zakresie 1,2-2,0 kW zwiększa się w porównaniu do chropowatości nieobrobionej powierzchni i przyjmuje wartości w przedziale  $R_a=6,4-42,5 \mu\text{m}$  [22-34, 37, 43,44]. Potwierdzono również, że przy zachowaniu stałej szybkości i przy niezmiennym natężeniu podawania proszku, wraz ze wzrostem mocy lasera zmniejsza się chropowatość przetopień. Wzrost nieregularności powierzchni po laserowej obróbce powierzchniowej związany jest z fluktuacją materiału wtapianego, zmianami napięcia powierzchniowego na granicy cząstka ceramiczna-ciekły metal, zbyt dużą porcją podawanego proszku, a co za tym idzie nadmiernym pochłanianiem energii promieniowania laserowego przez materiał wtapiany.



**Rysunek 103.** Zestawienie obciążenia krytycznego  $L_{C1}$  i  $L_{C2}$  analizowanych powłok naniesionych na badane odlewnicze stopy magnezu



**Rysunek 104.** Wyniki pomiarów chropowatości powierzchni odlewanych stopów magnezu po obróbce powierzchniowej różnymi metodami

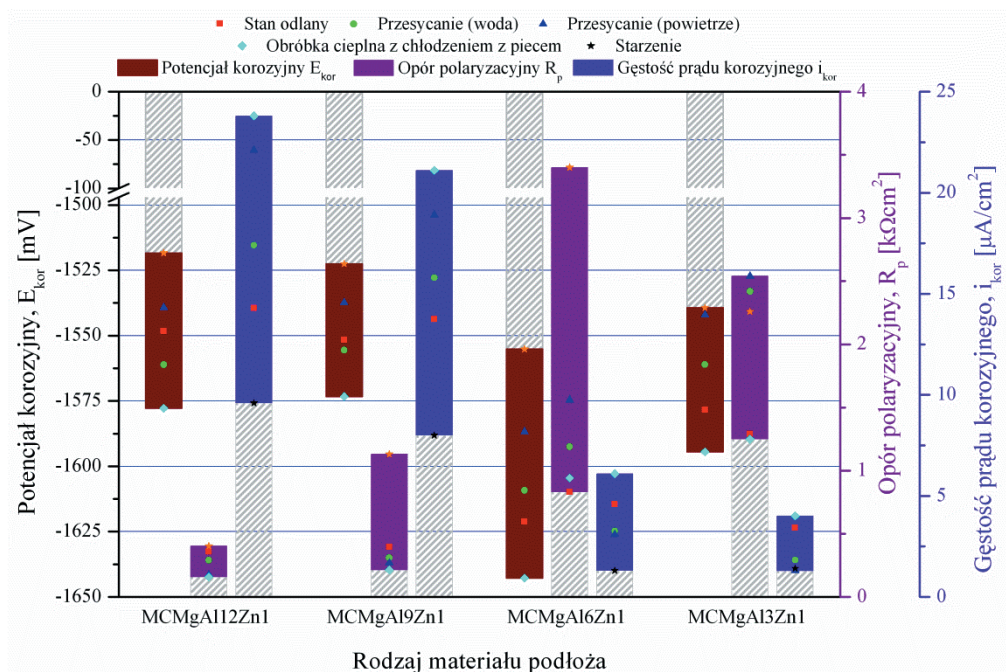
Porównując chropowatość uzyskaną dla warstw wytworzonych w wyniku wtapiania laserowego jak i osadzania z fazy gazowej należy stwierdzić, że chropowatość powłok PVD i CVD naniesionych na badane materiały jest zdecydowanie niższa od chropowatości warstw uzyskanych techniką laserowego wtapiania. Tak niską wartość chropowatości należy wiązać z topografią powierzchni powłok, która bezpośrednio wynika z metody nanoszenia powłok. Badania chropowatości  $R_a$  powierzchni odlewniczych stopów magnezu z nałożonymi powłokami PVD i CVD wskazują na brak znaczącego wpływu rodzaju zastosowanego stopu o różnym stężeniu składników stopowych, w szczególności aluminium na wartość chropowatości analizowanych powierzchni, o czym może świadczyć fakt, że różnice w wartościach chropowatości powłoki tego samego typu naniesionej na różne podłoża ze stopów magnezu wynoszą najwyżej 0,05  $\mu\text{m}$  (rys. 104). Najniższe wartości chropowatości powierzchni w zakresie 0,12 do 0,18  $\mu\text{m}$  zmierzono dla powłok z gradientową warstwą azotku chromu (Cr/CrN/CrN i Cr/CrN/TiN), charakteryzujących się najmniejszym udziałem zastygniętych kropelek ciekłego metalu oraz charakterystycznych zagłębień, które tworzą się w wyniku wypadania zakrzepłych kropli po zakończeniu nanoszenia powłok metodą PVD. Ogólny zakres chropowatości powierzchni wytworzonych w wyniku fizycznego i chemicznego osadzania z fazy gazowej mieści się w przedziale 0,12 do 0,32  $\mu\text{m}$  (rys. 104).

W celu ustalenia wpływu stężenia aluminium, a także obróbki cieplnej i powierzchniowej na odporność korozyjną badanych stopów Mg-Al-Zn wykonano badania korozyjne z wykorzystaniem elektrochemicznej metody potencjodynamicznej w 3% (obróbka cieplna, wtapianie laserowe) i 1 molowym wodnym roztworze NaCl (PVD, CVD). W ich wyniku ustalono zużycie korozyjne powierzchni badanych materiałów w zależności od stężenia masowego aluminium, a także stanu przed obróbką cieplną, w stanie przesyconym i umocnionym wydzieleniowo oraz po obróbce powierzchniowej metodami PVD, CVD i wtapiania laserowego. Na podstawie wykonanych badań potencjodynamicznych otrzymano krzywe polaryzacji i pętle anodowe dla stopów w stanie lanym oraz po obróbce cieplnej i powierzchniowej. Krzywe te wskazują, że badane materiały ulegają korozji wżerowej, na którą są szczególnie podatne stopy magnezu. Na podstawie zarejestrowanych krzywych polaryzacji anodowej wyznaczono charakterystyczne wielkości opisujące odporność na korozję wżerową, tj.: potencjał korozyjny  $E_{kor}$  (mV), opór polaryzacyjny  $R_p$  ( $\Omega\text{cm}^2$ ), gęstość prądu korozyjnego  $i_{kor}$  ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ). Przebieg krzywych polaryzacji anodowej, a także wartość gęstości prądu korozyjnego, świadczą o szybkości roztwarzania badanych powierzchni.

Analizy krzywych polaryzacji anodowej, potencjału, oporu korozyjnego oraz gęstości prądu korozyjnego potwierdzają, że najlepszą, porównywalną względem siebie odpornością korozyjną w stanie lanym oraz po obróbce cieplnej charakteryzują się stopy  $\text{MCMgAl3Zn1}$  i  $\text{MCMgAl6Zn1}$ . Natomiast wyraźne pogorszenie odporności korozyjnej, kiedy opór polaryzacji maleje, przy jednoczesnym wzroście gęstości prądu, co jest związane z postępowaniem uszkodzenia zarówno w głąb jak i na powierzchni materiału, stwierdzono w przypadku stopów  $\text{MCMgAl12Zn1}$ ,  $\text{MCMgAl9Zn1}$ . Jako przyczynę takiego stanu często podaje się zmienne stężenie aluminium w stopie, od którego uzależniona jest wartość gęstości prądu katody reprezentująca poziom katodowej depolaryzacji wodorowej na powierzchni stopów magnezu [193-196]. Roztworzenie powierzchni w trakcie oddziaływania czynnika korozyjnego rozpoczyna się wzdłuż krawędzi fazy  $\gamma$ , która może służyć jako galwaniczna katoda przyspieszająca korozję fazy  $\alpha$ , koncentrując się na osnowie stopu rozwija się pomiędzy ziarnami.

Analiza wyników otrzymanych dla stopów z 12, 9 i 6% stężeniem aluminium potwierdziła analogie wzrostu odporności korozyjnej materiałów po umocnieniu wydzieleniowym w stosunku do stopów w stanie lanym, jak również poddanych przesycaaniu. Taki stan strukturalny, charakteryzujący się większą systematyką rozmieszczenia wydzieleni oraz rozdrobnieniem fazy umacniającej, przyczynia się do znacznego zmniejszenia liczby miejsc, w których mogą się tworzyć ogniska korozyjne. Najgorszymi wartościami opisującymi zjawisko korozji wżerowej we wszystkich analizowanych przypadkach po zastosowanej obróbce cieplnej, charakteryzują się próbki po obróbce cieplnej z chłodzeniem z piecem, w strukturze których następuje nierównomierne wydzielanie się składnika będącego w nadmiarze w stopie w postaci eutektyki i faz międzymetalicznych  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  (stan zbliżony do równowagowego), co powoduje wzrost liczby miejsc, w których następuje przerwanie warstewki pasywnej, a tym samym szybszy przebieg korozji (rys. 105).

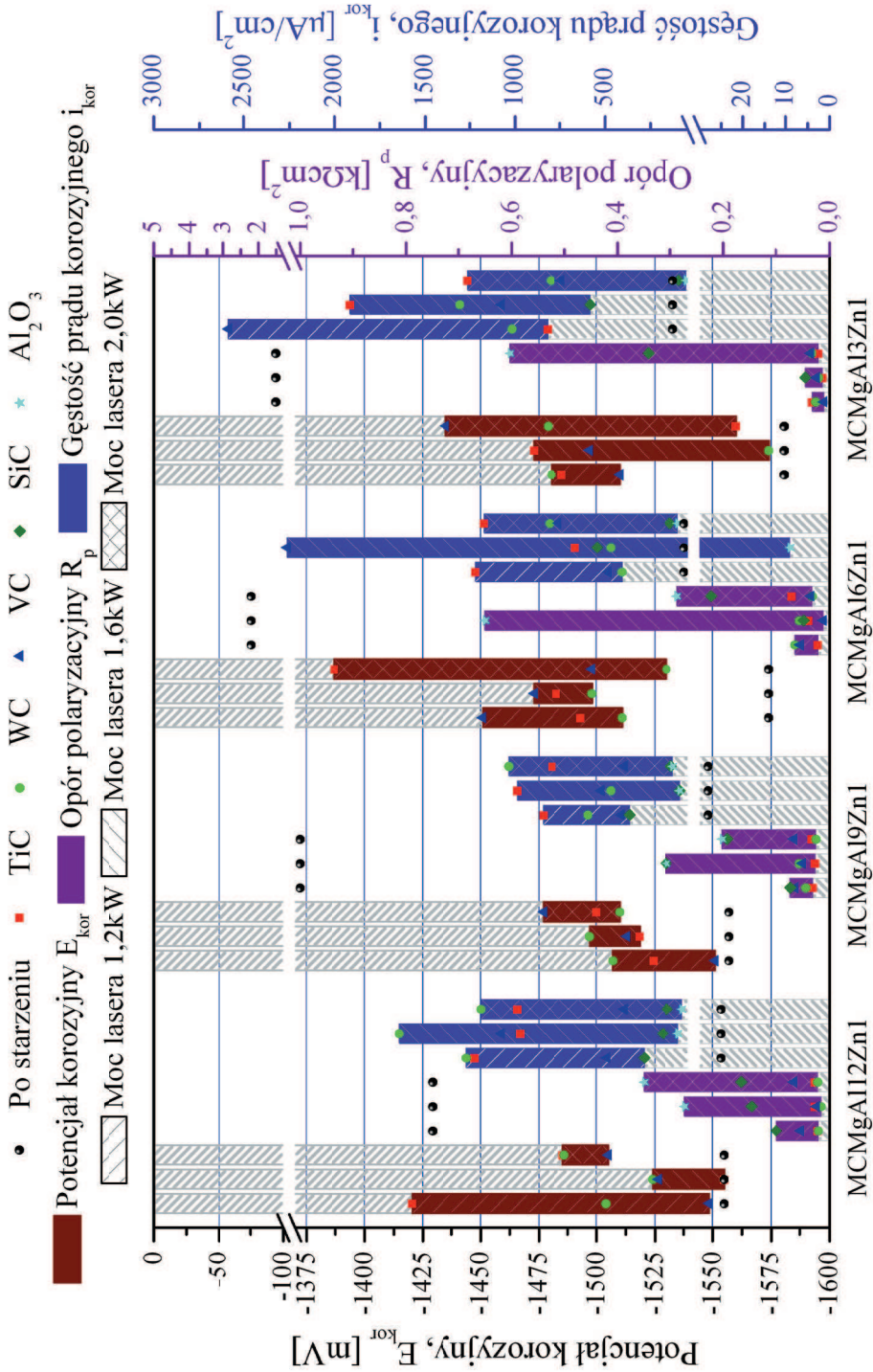
Charakter uszkodzeń korozyjnych dla stopów magnezu po obróbce laserowej określono dla warstw kompozytowych wytworzonych, przy zadanych warunkach wtopiania proszków TiC, WC, VC, SiC oraz  $\text{Al}_2\text{O}_3$  w powierzchni badanych stopów [39]. Morfologia lica otrzymanego quasi-kompozytu wskazuje na możliwość inicjacji procesów korozyjnych poprzez mikropory występujące na powierzchni przetopienia, stanowiące aktywne ogniwa galwaniczne, w dużym stopniu odpowiedzialne za lokalne zmniejszenie szczelności warstw wierzchnich, co z kolei może przekładać się na obniżenie odporności na korozję wżerową badanych stopów. Przebieg krzywych polaryzacji anodowej, a także wartość gęstości prądu korozyjnego i oporu polaryzacji,



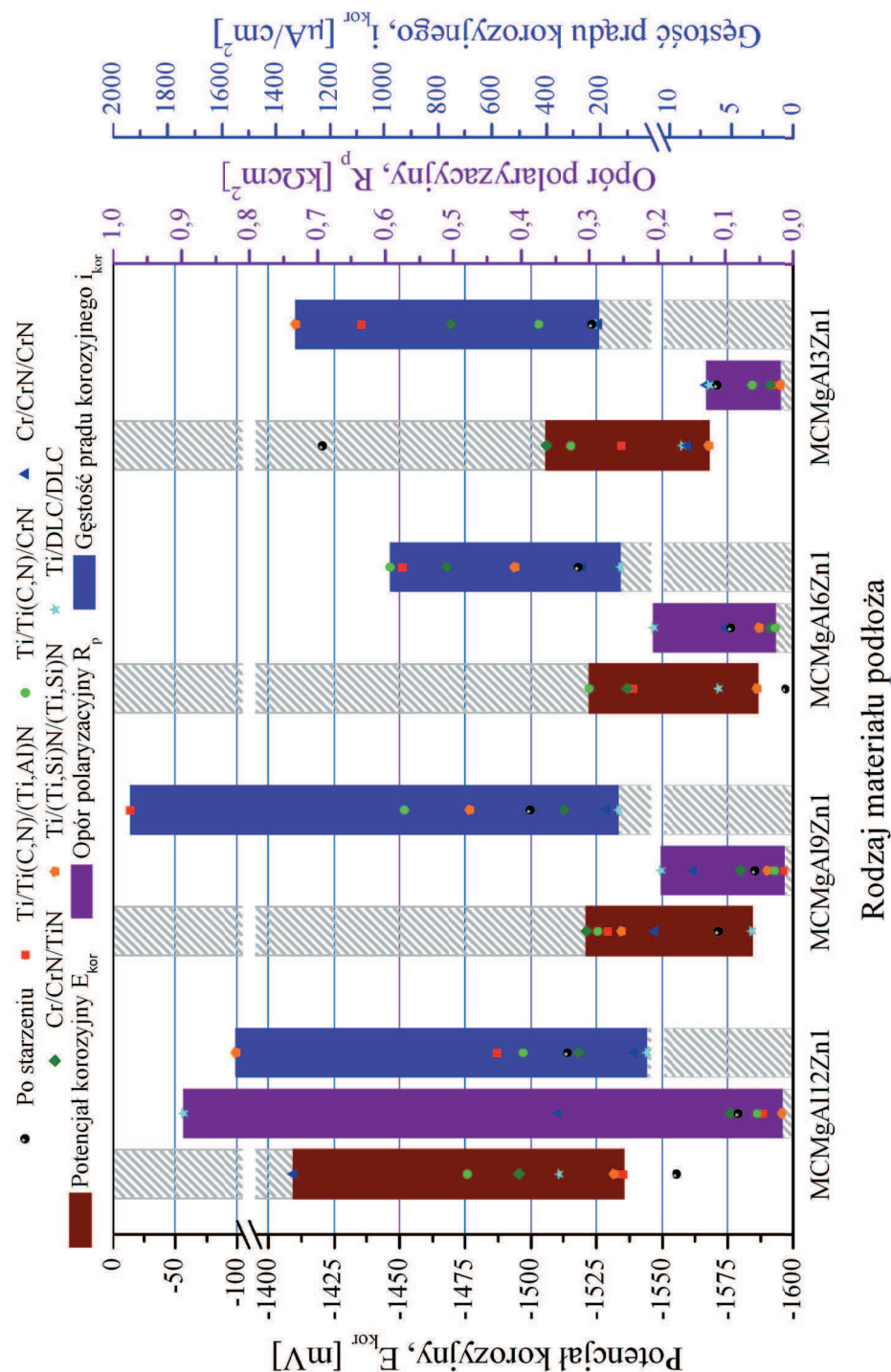
**Rysunek 105.** Wyniki pomiarów zmiany gęstości prądu korozyjnego  $i_{kor}$ ; oporu polaryzacyjnego  $R_p$ ; potencjału korozyjnego  $E_{kor}$  powierzchni odlewniczych stopów magnezu po obróbce cieplnej

świadczą o szybkości rozpuszczania badanych powierzchni. Wyznaczone wartości gęstości prądów korozyjnych  $i_{kor}$  oraz oporów polaryzacyjnych  $R_p$  (rys. 106) wskazują na niekorzystny wpływ wtapianych cząstek na odporność korozyjną odlewniczych stopów magnezu. Uzyskanie dla próbek z odlewniczych stopów magnezu z laserowo wtopionymi cząstkami TiC, WC, SiC, VC oraz  $Al_2O_3$  wyższych wartości prądów korozyjnych w stosunku do wartości wyznaczonych dla materiału podłoża, wskazuje na słabszą odporność korozyjną próbek z laserowo wtopionymi cząstkami. Rozwiązanie tego problemu upatruje się w zabezpieczeniu otrzymanych w procesie wtapienia laserowego warstw kompozytowych np. poprzez nałożenie na ich powierzchnię cienkiej warstwy polimeru (malowanie) znacznie podwyższającej odporność korozyjną elementów otrzymanych w procesie laserowego przetapienia.

Natomiast niewielkie przesunięcie krzywych polaryzacji anodowych, wyznaczonych dla wszystkich warstw wierzchnich otrzymanych po laserowym wtapieniu, w kierunku dodatnim w stosunku do przebiegu krzywych uzyskanych dla odlewniczych stopów magnezu bez wykonanej obróbki laserowej, wskazuje na nieznaczne zwiększenie odporności korozyjnej



**Rysunek 106.** Wyniki pomiarów zmiany gęstości prądu korozyjnego  $i_{kor}$ ; oporu polaryzacyjnego  $R_p$ ; potencjału korozyjnego  $E_{kor}$  powierzchni odlewniczych stopów magnezu po starzeniu i wtapieniu laserowym



**Rysunek 107.** Wyniki pomiarów zmiany gęstości prądu korozyjnego  $i_{kor}$ , oporu polaryzacyjnego  $R_p$ , potencjału korozyjnego  $E_{kor}$  powierzchni odlewanych stopów magnezu po starzeniu i procesie PVD i CVD

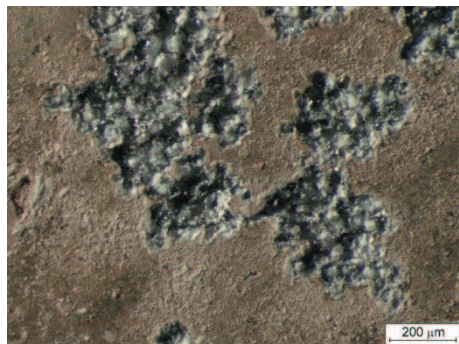


próbek po obróbce laserowej. Podwyższenie przebiegu krzywych polaryzacyjnych, pochodzących od warstw wierzchnich odlewniczych stopów magnezu z laserowo wtopionymi cząstkami, w obszarze anodowym wskazuje natomiast na obecność korozji o charakterze wżerowym. Porównując wszystkie otrzymane wyniki badań odporności na korozję wżerową stopów Mg-Al-Zn w powierzchnię, których wtopiono twarde cząsteczki użytych proszków ceramicznych należy potwierdzić, że najlepszą odpornością korozyjną charakteryzują się warstwy kompozytowe wzmocnione węglikiem krzemu lub tlenkiem aluminium [39].

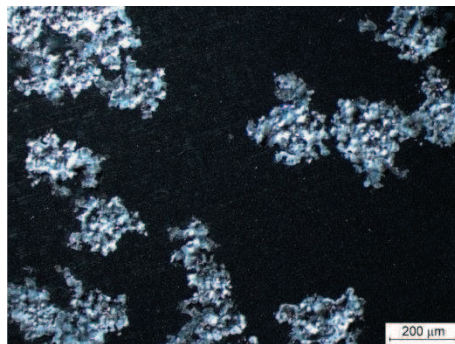
Odporność na korozję wżerową naniesionych cienkich powłok PVD i CVD na podłożu magnezowe oceniano na podstawie rejestracji krzywych polaryzacji anodowej metodą potencjodynamiczną w wodnym roztworze NaCl. Na podstawie zarejestrowanych wyników badań korozji elektrochemicznej podłoża i analizowanych powłok typu Ti/Ti(C,N)/CrN, Ti/Ti(C,N)/(Ti,Al)N, Cr/CrN/CrN, Cr/CrN/TiN, Ti/(Ti,Si)N/(Ti,Si)N oraz Ti/DLC/DLC stwierdzono, że najlepszymi własnościami elektrochemicznymi w trakcie badań korozyjnych w środowisku chlorku sodu charakteryzowały się powłoki typu Ti/DLC/DLC i Cr/CrN/CrN, dla których zarejestrowano najniższe wartości gęstości prądu korozyjnego oraz powłoki typu Cr/CrN/TiN wytworzone na podłożu MCMgAl12Zn1 i MCMgAl19Zn1 (rys. 107). Wyższa odporność korozyjna wspomnianych powłok w odniesieniu do odporności korozyjnej materiału podłoża, wynika między innymi z faktu, udowodnionej w badaniach metalograficznych, dużej jednorodności warstwy wierzchniej otrzymanych powłok.

Identyfikacji uszkodzeń powłok powstałych w wyniku badań korozyjnych dokonano na podstawie obserwacji w skaningowym mikroskopie elektronowym, w konfokalnym mikroskopie skaningowym oraz w mikroskopie świetlnym stereoskopowym. Korozja wżerowa definiowana jest z reguły jako rodzaj korozji lokalnej, ponieważ powstające ubytki często są niewidoczne na etapie powstawania, a mierzony ubytek masy w porównaniu z korozją ogólną jest niewielki, jednakże w dłuższym czasie prowadzi również do perforacji powierzchni, a tym samym do zniszczenia elementu.

Zarodkowanie i rozwój wżerów zachodzą w najsłabszych miejscach warstwy pasywnej (w miejscach potencjalnych ognisk korozyjnych) tworzącej się na powierzchni materiałów metalowych, tj. w miejscach uszkodzeń mechanicznych, w pobliżu wydzielen, faz umacniających, porów, zakrzepniętych kropel materiału osadzanego (PVD), zagłębien pozostających po wypadniętych kropkach, na granicach ziarn. Na podstawie badań metalograficznych zidentyfikowano w strukturze badanych powłok i podłoża z odlewniczych stopów magnezu po teście



**Rysunek 108.** *Struktura powierzchni powłoki Cr/CrN/TiN na odlewniczym stopie magnezu MCMgAl9Zn1 po teście korozyjnym*



**Rysunek 109.** *Struktura powierzchni powłoki Cr/CrN/CrN na odlewniczym stopie magnezu MCMgAl9Zn1 po teście korozyjnym*

korozyjnym wżery otwarte, charakterystyczne dla trudno pasywujących się materiałów o różnych kształtach – od półkulistych do walcowych, zależnie od rodzaju podłoża, zastosowanej powłoki, środowiska korozyjnego oraz warunków polaryzacji, w najmniejszej liczbie widoczne dla przypadku badanych stopów po obróbce cieplnej przez starzenie oraz dla powłok osadzanych z fazy gazowej Cr/CrN/CrN i Ti/DLC/DLC (rys. 108, 109). Na dnie wżerów można zidentyfikować produkty korozji powstające w następstwie rozpuszczenia się badanego materiału, ponieważ powierzchnia wżeru jest anodą a otoczenie wżeru jest katodą.