



Politechnika Poznańska

Wydział Inżynierii Mechanicznej

mgr inż. Michał Szymański

Rozprawa doktorska

**Wytwarzanie i obróbka metalowych
kompozytów hybrydowych
z nasycanym zbrojeniem**

Promotor:

dr hab. inż. Damian Przestacki, prof. PP

Promotor pomocniczy:

dr hab. inż. Paweł Szymański

Poznań, 2025

Spis treści

Spis treści	2
Streszczenie.....	4
Summary	5
Wykaz ważniejszych oznaczeń	6
Wprowadzenie.....	8
1. Analiza stanu wiedzy.....	9
1.1. Materiały kompozytowe	9
1.2. Kompozyty o osnowie metalowej	13
1.3. Wybrane właściwości metalowych kompozytów hybrydowych o osnowie aluminiowej.....	21
1.4. Wytwarzanie kompozytów z nasycanym zbrojeniem.....	27
1.5. Wytwarzanie porowatego zbrojenia ceramicznego	32
1.6. Ocena skrawalności metalowych materiałów kompozytowych	34
1.7. Podsumowanie analizy literatury i wnioski do badań własnych.....	44
2. Cel i zakres pracy	47
3. Metodyka i technika badań.....	49
3.1. Metodyka badań.....	49
3.2. Technika badań	51
3.2.1. Dobór składników zbrojenia ceramicznego oraz stopu osnowy	51
3.2.2. Wyznaczanie minimalnej średnicy kapilary	53
3.2.1. Badanie porowatości otwartej i gęstości pozornej	54
3.2.2. Wytwarzanie i nasycanie kształtki ceramicznej.....	55
3.2.3. Badania właściwości mechanicznych i tribologicznych hybrydowego materiału kompozytowego	59
3.2.4. Obróbka mechaniczna materiału kompozytowego o osnowie aluminiowej z dwuskładnikowym nasycanym zbrojeniem	66
4. Wyniki i analiza badań	71
4.1. Analiza procesu wytwarzania metalowego kompozytu z nasycanym zbrojeniem.....	71

4.1.1. Obliczenie minimalnej średnicy kapilary	71
4.1.2. Ocena porowatości preformy ceramicznej.....	72
4.1.3. Nasycanie preformy ceramicznej.....	73
4.1.4. Badania wytrzymałości mechanicznej zbrojenia ceramicznego	75
4.1.5. Badania właściwości mechanicznych i tribologicznych hybrydowego materiału kompozytowego	78
4.1.6. Projektowanie i wytwarzanie kształtowego odlewu kompozytowego	85
4.2. Toczenie wykończeniowe materiału kompozytowego	90
4.2.1. Skrawanie z zastosowaniem różnych materiałów narzędziowych	90
4.2.2. Badania trwałości narzędzi wykonanych z PCD	102
5. Wnioski końcowe	111
Bibliografia	114

Streszczenie

Celem pracy było wytworzenie materiału kompozytowego z nasycanym, w warunkach podciśnienia, ceramicznym porowatym zbrojeniem oraz zbadanie jego skrawalności. Należało przeprowadzić badania pozwalające dobrać składniki i strukturę zbrojenia, aby uzyskać materiał charakteryzujący się wysoką odpornością na ścieranie przy jak najwyższej wytrzymałości mechanicznej. Ponadto, aby uzyskać powierzchnię wyrobów, która pozwoli na jego eksploatację w zastosowaniach inżynierii mechanicznej należało zbadać proces obróbki mechanicznej uzyskanego materiału. Jednym z założeń było ograniczenie obróbki wykończeniowej do niezbędnego minimum, co wiązało się z koniecznością wytworzenia kompozytowego odlewu kształtowego.

Aby uzyskać wyżej wymienione właściwości mechaniczne i tribologiczne zdecydowano się na przeprowadzenie prób wytworzenia materiału z dwuskładnikowym zbrojeniem. Zbrojenie ceramiczne kształtowane było w jednorazowych formach wytwarzanych metodami Rapid Prototyping. Badania obejmowały określenie możliwości nasycania ciekłym metalem w warunkach infiltracji próżniowej kształtek ceramicznych wykonanych z ceramiki Al_2O_3 o różnych ziarnistościach wzbogaconej włóknami glinokrzemianowymi w różnym stosunku ilościowym.

W pierwszej części badań przeprowadzono analizę procesu wytwarzania kształtowych odlewów z nasycanym hybrydowym zbrojeniem ceramicznym w jednorazowych formach ceramicznych. Zbadana została wytrzymałość na zginanie kształtek ceramicznych. W następnej kolejności zbadane zostały właściwości tribologiczne otrzymanego kompozytu z zastosowaniem metody pin-on-plate. Określono też właściwości mechaniczne wytworzonego kompozytu z zastosowaniem próby statycznego rozciągania oraz twardość w skali Brinella.

Badania z zakresu skrawalności otrzymanego materiału obejmowały określenie wpływu zastosowanego materiału narzędziowego na strukturę geometryczną powierzchni oraz określenie trwałości ostrza w wybranych warunkach skrawania.

W oparciu o różne wskaźniki skrawalności porównano efekty obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z ceramiki, regularnego azotku boru i polikrystalicznego diamentu (PCD). Stwierdzono, że największą trwałością charakteryzują się narzędzia wykonane z polikrystalicznego diamentu (PCD). Zastosowanie tych narzędzi pozwoliło również uzyskać niską chropowatość powierzchni obrobionej.

Rozprawę zakończono formułując wnioski poznawcze, utylitarne i wnioski do dalszych badań.

Summary

The aim of the work was to produce a composite material with a ceramic porous reinforcement saturated under vacuum conditions and to examine its machinability. It was also essential to conduct research allowing to select the components and structure of the reinforcing material. It was necessary in order to obtain highly abrasion resistant material with the highest possible mechanical strength. In addition to obtain a product surface that would allow its use in mechanical engineering applications, it was necessary to examine the machining process of the obtained material. One of the assumptions was to limit the finishing processing to the minimum. It was associated with the need to produce a composite shaped casting. In order to obtain the above-mentioned mechanical and tribological properties, it was decided to conduct tests to produce material with a two-component reinforcement. The ceramic reinforcement was shaped in single use molds manufactured using Rapid Prototyping methods. The research included determining the possibility of liquid metal saturation under vacuum conditions of ceramic shapes made of Al_2O_3 ceramics with different grain sizes enriched with aluminosilicate fibers in different quantitative ratios. In the first part of the research, an analysis of the manufacturing process of shaped castings with saturated hybrid ceramic reinforcement in single use ceramic molds was carried out. The bending strength of ceramic shapes was examined. Next, the tribological properties of the obtained composite were examined using the pin-on-plate method. The mechanical properties of the produced composite were also determined using a static tensile test and Brinell hardness scale.

The research on the machinability of the obtained material included determining the effect of the tool material used on the geometric structure of the surface as well as determining the durability of the cutting tool in selected cutting conditions.

Based on various machinability indicators, the effects of machining using tools made of ceramics, cubic boron nitride and polycrystalline diamond (PCD) were compared. It was found that tools made of polycrystalline diamond (PCD) were characterized by the highest durability. The use of these tools also allowed to obtain low roughness of the machined surface.

The thesis was concluded by formulating cognitive and utilitarian conclusions. In addition, conclusions for further research were provided.

Wykaz ważniejszych oznaczeń

ω_{c-g}	$[\text{J}\cdot\text{m}^{-2}]$	energia międzyfazowa ciecz-gaz
ω_{s-c}	$[\text{J}\cdot\text{m}^{-2}]$	energia międzyfazowa ciało stałe-ciecz
ω_{s-g}	$[\text{J}\cdot\text{m}^{-2}]$	energia międzyfazowa ciało stałe-gaz
ΔP	$[\text{MPa}]$	ciśnienie wypadkowe
μ		średni współczynnik tarcia
a_p	$[\text{mm}]$	głębokość skrawania
$A\alpha$		główna powierzchnia przyłożenia
$A'\alpha$		pomocnicza powierzchnia przyłożenia
$A\gamma$		powierzchnia natarcia
CBN		regularny azotek boru
CMC		kompozyty o osnowie ceramicznej (ang. Ceramic Matrix Composites)
d_o	$[\mu\text{m}]$	średnica odcisku kulki
d	$[\text{m}]$	średnia średnica kapilary
d_w	$[\text{mm}]$	średnica wałka
f	$[\text{mm}\cdot\text{obr}^{-1}]$	posuw
F_c	$[\text{N}]$	siła skrawania
FRP		polimery zbrojone włóknami (ang. Fiber Reinforced Polymer)
l	$[\text{mm}]$	długość skrawania
l_o	$[\text{mm}]$	szerokość odcinka pomiarowego podczas toczenia
MMC		kompozyty o osnowie metalicznej (ang. Metal Matrix Composites)
PCD		polikrystaliczny diament
P_k	$[\text{MPa}]$	ciśnienie kapilarne
PMC		kompozyty o osnowie polimerowej (ang. Polymer Matrix Composites)
P_n	$[\text{MPa}]$	ciśnienie nasycania
P_p	$[\text{MPa}]$	ciśnienie w porach zbrojenia
r	$[\text{m}]$	promień kapilary
R		rozstęp
Ra	$[\mu\text{m}]$	średnia arytmetyczna rzędnych profilu chropowatości

R_m	[MPa]	wytrzymałość na rozciąganie
R_z	[μm]	najwyższa wysokość profilu
s		odchylenie standardowe
SGP	[-]	struktura geometryczna powierzchni
t_s	[min]	czas skrawania
VB_c	[mm]	zużycie narzędzia skrawającego
v_c	[$\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$]	prędkość skrawania
w	[μm]	szerokość ścieżki
X_{max}		wartość maksymalna
X_{min}		wartość minimalna
X_q		średnia arytmetyczna
σ	[$\text{N}\cdot\text{m}^{-1}$]	napięcie powierzchniowe
R_g	[MPa]	wytrzymałość na zginanie
α	[°]	kąt rozwarcia stożka kapilarnego
ε	[%]	porowatość
θ	[°]	skrajny kąt zwilżania

Wprowadzenie

Kompozyty o osnowie metalowej są jednymi z najszerzej stosowanych materiałów kompozytowych [136]. Tego typu materiały charakteryzują się małą gęstością, dużą trwałością, wysoką odpornością korozyjną, dobrym przewodnictwem cieplnym i stabilnością wymiarową [3]. Wykazują się wysoką wytrzymałością właściwą oraz właściwościami tłumiącymi drgania i wysoką odpornością na zużycie ścierne, przy niewielkiej gęstości [176]. Ze względu na swoje właściwości są stosowane w różnych gałęziach przemysłu, np. motoryzacyjnego, elektrotechnicznego, lotniczego i zbrojeniowego [39, 95]. Jednakże zastosowanie tych materiałów w porównaniu z zastosowaniem materiałów konwencjonalnych jest niewielkie. Wynika to przede wszystkim z problematycznej technologii produkcji oraz wysokich kosztów wytwarzania [168].

Problemem w zastosowaniu kompozytów o osnowie metalowej są trudności występujące w procesach ich kształtowania i obróbki. W literaturze opisano wiele metod wytwarzania materiałów kompozytowych z jedno- lub dwuskładnikowym zbrojeniem. Jednak problem stanowi uzyskanie jednorodnej struktury na etapie wytwarzania materiału oraz trwałość narzędzi skrawających stosowanych podczas obróbki wykończeniowej [3, 135].

Rozwój różnych metod kształtowania oraz obróbki materiałów otwiera możliwości opracowania nowych sposobów wytwarzania gotowych elementów wykonanych z kompozytów metalowych. W szczególności na uwagę zasługuje zastosowanie metod Rapid Prototyping, zwłaszcza druku 3D, który w połączeniu z zaawansowanymi metodami odlewniczymi umożliwia wykonanie precyzyjnych kształtowych odlewów kompozytowych. Opracowanie i wprowadzenie do szerszego stosowania materiałów narzędziowych przeznaczonych do obróbki materiałów trudnoskrawalnych, zwłaszcza narzędzi skrawających wykonanych z regularnego azotku boru (CBN) oraz polikrystalicznego diamentu (PCD) umożliwia opracowanie technologii obróbki wykończeniowej materiałów kompozytowych z nasycanym zbrojeniem ceramicznym.

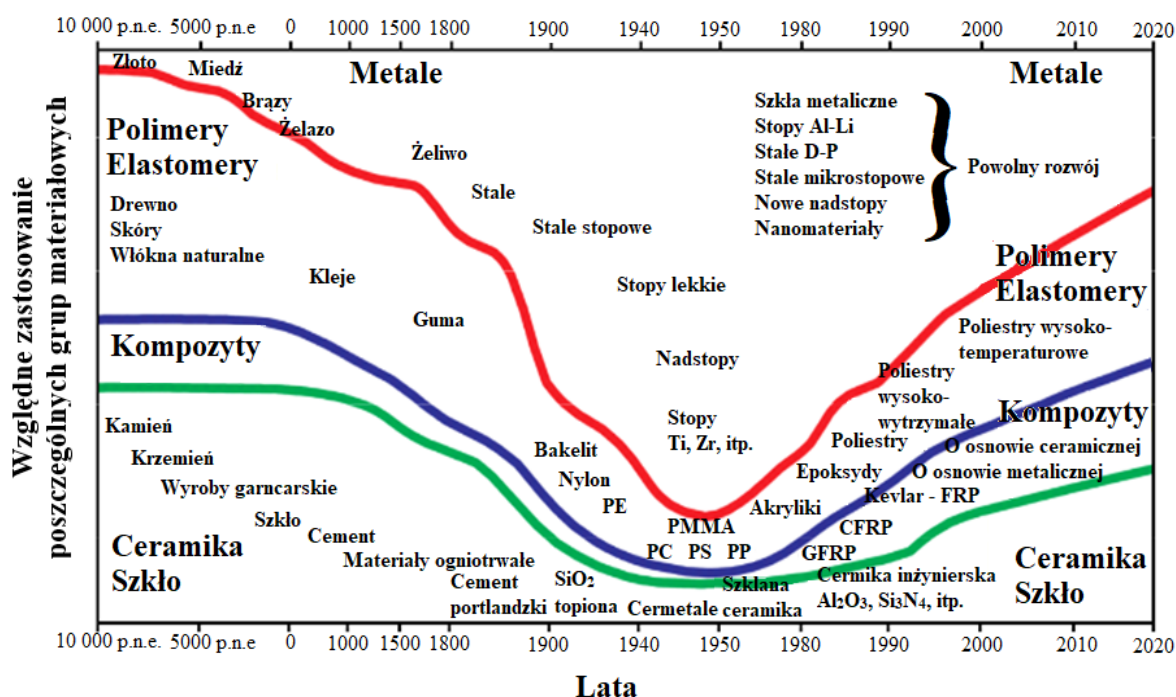
Z ekonomicznego punktu widzenia technologii wytwarzania części maszyn istotne jest możliwie duże ograniczenie operacji obróbczych danego elementu. Należy dążyć zatem do tego, aby zminimalizować konieczność stosowania operacji skrawania. Jest to możliwe przy zastosowaniu metod odlewniczych, które pozwalają na uzyskanie precyzyjnych odlewów kształtowych. Odlewy takie w uzasadnionych przypadkach wymagają tylko obróbki wykończeniowej polegającej na osiągnięciu wymaganych tolerancji kształtowo-wymiarowych oraz małej chropowatości powierzchni. Obróbkę taką można przeprowadzić stosując metody obróbki skrawaniem ograniczając je tylko do przejść wykończeniowych, eliminując konieczność stosowania operacji obróbki zgrubnej.

1. Analiza stanu wiedzy

1.1. Materiały kompozytowe

Materiały kompozytowe powstały jako odpowiedź człowieka na obserwacje natury. Pierwsze znaleziska metalowych materiałów kompozytowych datuje się na około 7000 r. p.n.e. Były to miedziane szydła, znalezione w Turcji, które zostały wykonane w procesach naprzemiennego laminowania i kucia. Na terenach Bliskiego Wschodu ok. 1500 roku p.n.e. zaczęto wytwarzać materiał będący mieszaniną mułu i słomy, który służył jako materiał budowlany. Słoma jako faza wzmacniająca znalazła zastosowanie podczas wyrobu ceramiki, czy w zastosowaniach szkutniczych. Kilka tysięcy lat temu zaczęto również stosować materiały złożone z kilku warstw papieru nasączonego żywicami naturalnymi. Wymienione prymitywne materiały nadal znajdują zastosowanie w niezmienniej od wieków formie w uboższych społeczeństwach, chociażby na terenach Afryki [90, 22]. Zastosowanie kompozytów w wytworzeniu laminowanego łuku z prasowanego drewna, kości oraz kleju pochodzenia zwierzęcego zapewniło militarną dominację Imperium mongolskiego z Czyngis-Chanem na czele [90]. W procesie laminowania wytworzono również metalową płytę datowaną na III w. p.n.e., która odnaleziona została w Wielkiej Piramidzie w Gizie [28].

Znaczący wzrost zastosowań współczesnych materiałów kompozytowych przypada na II połowę XX wieku (Rys. 1). Dopiero wynalezienie i wprowadzenie do użycia pierwszych tworzyw sztucznych, jak również konieczność rozwoju przemysłu zbrojeniowego związanego z II wojną światową spowodowały znaczny wzrost zapotrzebowania na tego typu materiały. W zastosowaniach militarnych i lotniczych wystąpiło bowiem zapotrzebowanie na materiały lekkie o podwyższonej wytrzymałości. W odpowiedzi opracowano pierwsze kompozyty polimerowe wzmocnione włóknami szklanymi FRP (ang. Fiber Reinforced Polymer). W drugiej połowie XX wieku opracowano skład i sposób wytwarzania Kevlaru, czy kompozytów opartych na włóknie węglowym [90, 47].



Rys. 1. Historyczny rozwój materiałów inżynierskich wraz z poziomem ich zastosowania [47].

Największy rozwój technologii wytwarzania kompozytów metalowych przypada na pierwszą połowę XX wieku. Natomiast podwaliny pod podstawy współczesnej wiedzy na temat kompozytów metalowych zawdzięcza się Ericowi Schmidtowi, który opracował trzy patenty związane z otrzymywaniem metali utwardzanych dyspersyjnie. Badania obejmowały procesy wytwarzania związane z mieszaninami proszków aluminium i Al_2O_3 . W latach 1950 – 1960 zapoczątkowano erę nowoczesnych metalowych kompozytów odlewanych. Celem prowadzonych badań było wynalezienie materiału o lepszych właściwościach mechanicznych, fizycznych i chemicznych, niż materiałów używanych w tamtym okresie. Warto zauważyć, że w ówczesnych czasach definicja słowa „kompozyty” była rozumiana inaczej, niż obecnie. Kompozytem określano materiał, który był połączeniem dwóch różnych materiałów. Kompozyty z metalową osnową, zostały po raz pierwszy omówione w 1958 roku przez W.E. Stührke [28]. Pierwsze przemysłowe zastosowanie materiałów kompozytowych uzyskiwanych metodami odlewniczymi przypada na lata 80-te XX wieku. Do produkcji tłoków silników spalinowych w koncernie Toyota Motor Corporation użyto wówczas kompozytów wzmacnianych włóknami. Pozwoliło to zwiększyć odporność na zużycie i zmęczenie w podwyższonych temperaturach. Wówczas nastąpił dwukierunkowy rozwój w badaniach nad kompozytami metalowymi: nad materiałami wzmacnianymi cząstkami oraz nad materiałami wzmacnianymi włóknami [168]. W późniejszych badaniach zaczęto zwracać uwagę na połączenie w fazie zbrojącej dwóch rodzajów składników zbrojących: krótkich (cząstek) i długich (włókien), których zastosowanie miało pomóc uzyskać jeszcze

lepsze właściwości. W ten sposób wyodrębniono grupę hybrydowych kompozytów z osnową metaliczną. Należą one do zaawansowanej grupy materiałów kompozytowych, które są wzmocnione dwoma lub więcej rodzajami zbrojenia [3, 4].

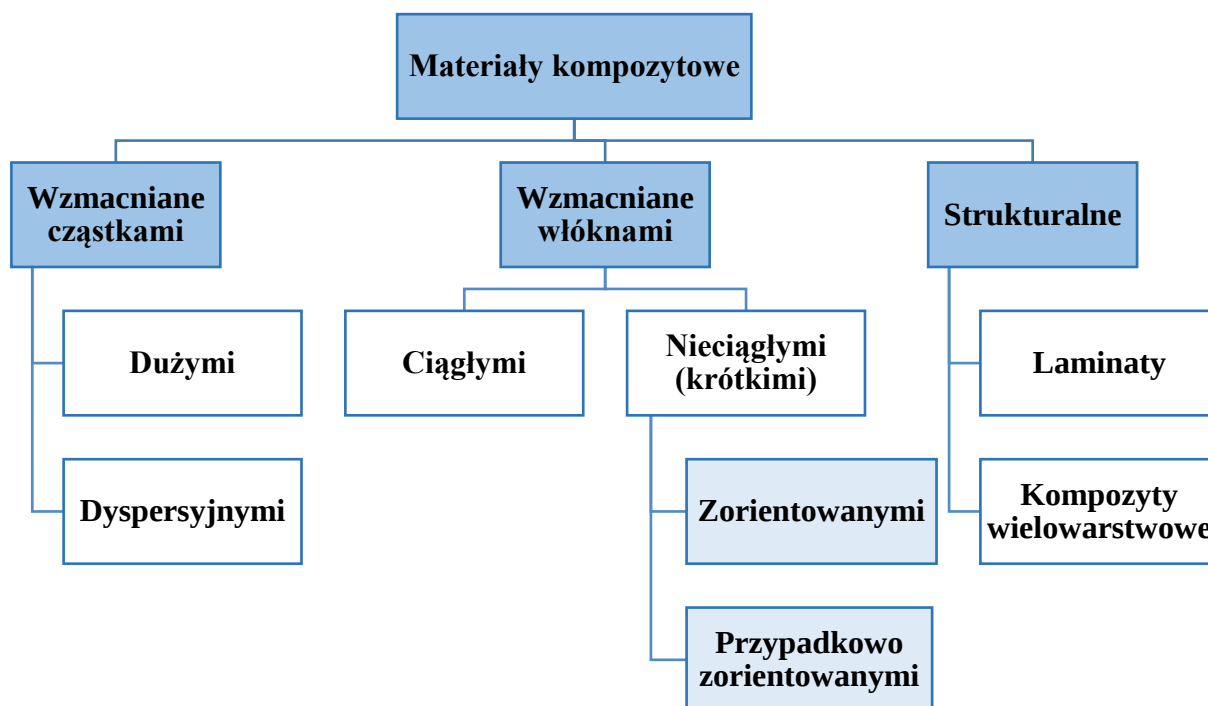
Współczesne materiały kompozytowe zaczęto początkowo stosować w przemyśle wojskowym i kosmicznym [16, 153]. Z czasem, rosnąca dostępność nowoczesnych technologii wytwarzania oraz rosnące zapotrzebowanie na materiały o mniejszej gęstości przy jednocześnie większej wytrzymałości, trwałości i odporności tribologicznej w różnych warunkach, a jednocześnie tańszych w produkcji w porównaniu do konwencjonalnych materiałów spowodowała znaczny wzrost produkcji i aplikacji kompozytów w różnych dziedzinach przemysłu. Odpowiedni dobór składników kompozytu oraz sposobu rozmieszczenia zbrojenia pozwala na uzyskanie materiałów konstrukcyjnych o podwyższonych właściwościach mechanicznych i tribologicznych, które nie byłyby możliwe do osiągnięcia przez zastosowanie tradycyjnych materiałów. Czynniki te wpływają na duże zainteresowanie i rozwój w dziedzinie materiałów kompozytowych oraz rosnącą ich produkcję, a także implementację w różnych gałęziach przemysłu [23, 66, 150].

Zgodnie z definicją kompozyty należą do materiałów o niejednorodnej strukturze, powstających poprzez połączenie co najmniej dwóch składników, różniących się rodzajem lub składem chemicznym w skali makroskopowej. Zarówno faza zbrojąca, jak i osnowa kompozytów zachowują swoje odrębne właściwości fizyczne i chemiczne, tworząc jednak równocześnie kombinację właściwości mechanicznych niemożliwą do osiągnięcia oddzielnie [38]. Taka kombinacja jest możliwa dzięki specyficznym właściwościom na granicy rozdziału faz obu jej składników oraz braku ich wzajemnej rozpuszczalności [50]. Efektem powstającego połączenia jest uzyskanie materiału charakteryzującego się innymi, dodatkowymi i/lub lepszymi właściwościami w porównaniu do właściwości składników zastosowanych osobno [17, 64]. W kompozycie, jako materiale zewnętrze monolitycznym z widocznymi granicami między komponentami, wyróżnić można osnowę (matrycę) oraz zbrojenie (wzmocnienie).

Osnowa, będąc fazą ciągłą, pełni funkcję spajającą kompozyt w całość, nadając mu elastyczność i odporność na ściskanie oraz wypełnia przestrzeń pomiędzy fazą wzmacniającą. Udział objętościowy matrycy w typowych materiałach kompozytowych stanowi od 10% do 80% zawartości. Do podstawowych funkcji osnowy należy ochrona cząstek wzmacniających przed uszkodzeniami mechanicznymi, przenoszenie naprężeń zewnętrznych na fazę zbrojącą oraz ograniczanie rozprzestrzeniania się pęknięć materiału [16, 40, 96, 138].

Faza zbrojąca materiał kompozytowy odpowiada za zwiększenie właściwości mechanicznych, stabilność wytrzymałości na rozciąganie w podwyższonej temperaturze, poprawę określonych właściwości użytkowych oraz wzmocnienie osnowy w określonych kierunkach, a także umocnienie kompozytu, poprawę jego właściwości cieplnych

i tribologicznych [50, 64]. Na rysunku 2 przedstawiono podział materiałów kompozytowych ze względu na rodzaj składników wzmacniających.



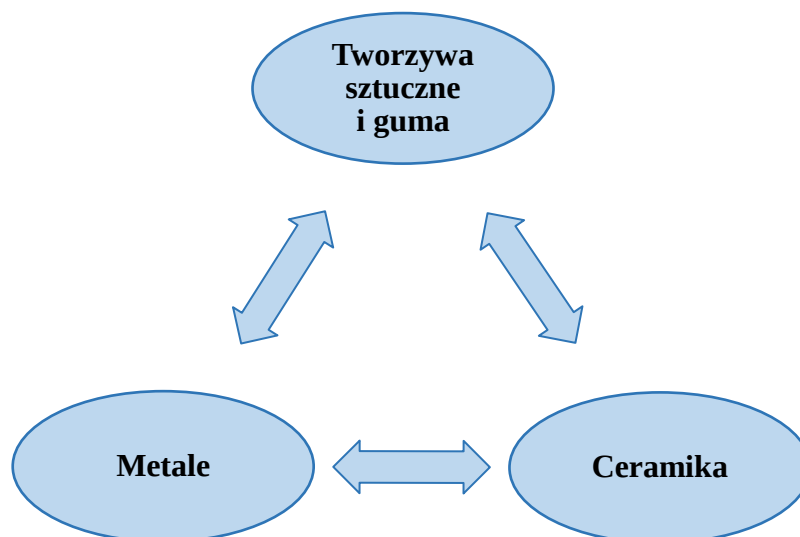
Rys. 2. Podział materiałów kompozytowych (opracowanie własne na podstawie [38]).

Wyróżnia się również podział kompozytów ze względu na rodzaj materiału osnowy i zgodnie z tym podziałem wyróżnia się kompozyty o osnowie [16, 40]:

- metalowej MMCs (ang. Metal Matrix Composites),
- ceramicznej CMCs (ang. Ceramic Matrix Composites),
- polimerowej PMCs (ang. Polymer Matrix Composites).

Wyróżnić można kompozyty, które charakteryzują się izotropowością oraz anizotropowością. W pierwszym przypadku są to przede wszystkim materiały wzmacniane cząstkami lub przypadkowo zorientowanymi włóknami. Materiały kompozytowe wykazujące cechy anizotropowe są zbudowane z włókien zorientowanych. Charakteryzują się one większymi właściwościami wytrzymałościowymi wzdłuż kierunku ułożenia włókien niż w kierunku poprzecznym względem kierunku rozmieszczenia włókien [16, 37, 40].

Biorąc pod uwagę dużą liczbę materiałów używanych do wytwarzania kompozytów, możliwe jest otrzymywanie wręcz nieograniczonej liczby kombinacji łączenia poszczególnych komponentów w kompozyt. Na rysunku 3 schematycznie przedstawiono możliwość tworzenia różnych połączeń materiałów w celu przeprowadzenia syntezy kompozytu.



Rys. 3. Możliwość tworzenia połączeń pomiędzy materiałami w kompozytach.

Zgodnie z założeniami schematu (Rys. 3) możliwe jest uzyskanie następujących kompozytów w układzie osnowa – zbrojenie [16, 40, 152]:

- metal - metal,
- metal - ceramika,
- ceramika - ceramika,
- ceramika - metal,
- tworzywo sztuczne - metal,
- tworzywo sztuczne - ceramika,
- tworzywo sztuczne - tworzywo sztuczne.

1.2. Kompozyty o osnowie metalowej

W ostatnich latach wzrosło zapotrzebowanie na lekkie materiały inżynierskie o wysokich właściwościach mechanicznych. Jest to skutek rosnących wymagań konstruktorów, technologów i użytkowników nowoczesnych maszyn i urządzeń. Jedną z grup materiałów intensywnie badanych od kilkadziesiąt lat są kompozyty metalowe [5, 6, 29, 36, 49, 52, 95, 105, 112, 161]. Kompozyty metalowe stanowią perspektywiczny obszar badawczy i technologiczny, ponieważ pozwalają na uzyskanie materiałów o zróżnicowanych właściwościach [84, 95, 176]. Współcześnie wytwarzane kompozyty z tej grupy charakteryzują się przede wszystkim dobrymi właściwościami mechanicznymi, wysokim stosunkiem wytrzymałości do gęstości oraz wysoką odpornością na pękanie.

Metalowe kompozyty odlewane mogą posiadać fazę zbrojącą zbudowaną z włókien, cząstek, wiskerów, wydzielen „in situ” lub z kombinacji różnych składników, tworząc wówczas kompozyty hybrydowe [70, 137, 138, 153]. Najczęściej spotykane są kompozyty

o osnowie zbudowanej ze stopów technicznych. Wzmocnieniem w tych materiałach są zazwyczaj materiały ceramiczne, takie jak: tlenki i węgliki [95]. Najpopularniejsze proszki ceramiczne, które stanowią zbrojenie w kompozytach przedstawiono w tabeli 1:

Tab. 1. Właściwości wybranych materiałów stosowanych jako zbrojenie kompozytu [151].

Material	Gęstość [kg/m ³]	Temperatura topnienia [K]	Ciepło właściwe [kJ/(kg K)]	Współczynnik przewodnictwa cieplnego [W/(m K)]	Mikrotwardość [GPa]	Współczynnik rozszerzalności cieplnej $\alpha \cdot [10^{-6}, 1/K]$
MgO	3580	3073	2,09	34,2	9-11	15,6
Al ₂ O ₃	3970	2288	1,09	30,2	10-12	6,5-8,0
TiO ₂	4240	2113	0,84	6,3	7,8-19	10
SiO ₂	2320	2011	0,75	1,7	7,5-12	7,5
ZrO ₂	5560	2900	0,46	1,6	16	7-10
SiC	3200	-	1,80	45-450	21-37	3,8
TiC	4900	3140	0,42	36	18-32	7,4-9,3
C (grafit)	2250	-	1,63	11,6-175	-	-
BN	2270	3023	0,92	14,3	80	0,2
Si ₃ N ₄	3180	1900	4,8	7	33	2,75

W pracy [57] przedstawiono właściwości kompozytów o osnowie stalowej ze zbrojeniem ceramicznym. Wykazano pozytywny wpływ na wytrzymałość dodatku pierwiastków takich jak bor i mangan. W badaniach [11] przeanalizowano właściwości kompozytu Fe–TiB₂ z dodatkiem manganu. Kompozyt Fe–TiB₂ posiadał następujące właściwości: wytrzymałość na rozciąganie $R_m=490$ MPa, moduł Younga $E=225$ GPa. Dodatek manganu (10% obj.) do osnowy kompozytu Fe–TiB₂ spowodował wzrost wytrzymałości w granicach 860-910 MPa, $E=210$ MPa. Z kolei w pracy [102] zbadano wpływ Mn na właściwości kompozytu Fe-Mn-TiC. Dla kompozytu o najlepszych właściwościach wytrzymałościowych otrzymano: $R_m=758$ MPa, $E=296$ MPa oraz $\epsilon=9,8\%$. Przykładowe części mechaniczne wykonane z kompozytów o osnowie Fe przedstawiono na rysunku 4.



Rys. 4. Przykładowe części mechaniczne wykonane z kompozytów o osnowie Fe [86].

W pracy [113] przedstawiono wyniki badania twardości i zużycia ściernego kompozytu napawanego laserowo o osnowie Inconel 625 (In625) wzmocnionej węglikiem wanadu (VC). Największą twardością charakteryzował się kompozyt o 15%-owej zawartości VC dla którego twardość wynosiła $HV_{1.0} = 393,63$. Średni ubytek materiału podczas badania zużycia był równy $98,1 \text{ mm}^3$. Najmniejsze średnie zużycie równe $57,3 \text{ mm}^3$ uzyskano dla materiału o 5%-owej zawartości VC przy $HV_{1.0} = 319,81$. Taegyu Lee [76] przedstawił właściwości kompozytu Inconel 625/TiC. Najwyższe wartości wytrzymałości mechanicznej osiągnięto dla kompozytu zawierającego 10% TiC i wyniosły one odpowiednio: $R_m = 1204,3 \pm 14,1 \text{ MPa}$, $E = 804,8 \pm 28,4 \text{ MPa}$ oraz $\varepsilon = 5,7 \pm 0,3 \%$. Innym przykładem kompozytu o osnowie metalowej jest materiał zbudowany z Cu-SiC_w otrzymany podczas badań opisanych przez Zhanga [174]. Największa wytrzymałość na rozciąganie R_m wyniosła 420 MPa przy wydłużeniu $\varepsilon = 3,28\%$ dla kompozytu o koncentracji SiC_w w osnowie wynoszącego 2 g/L.

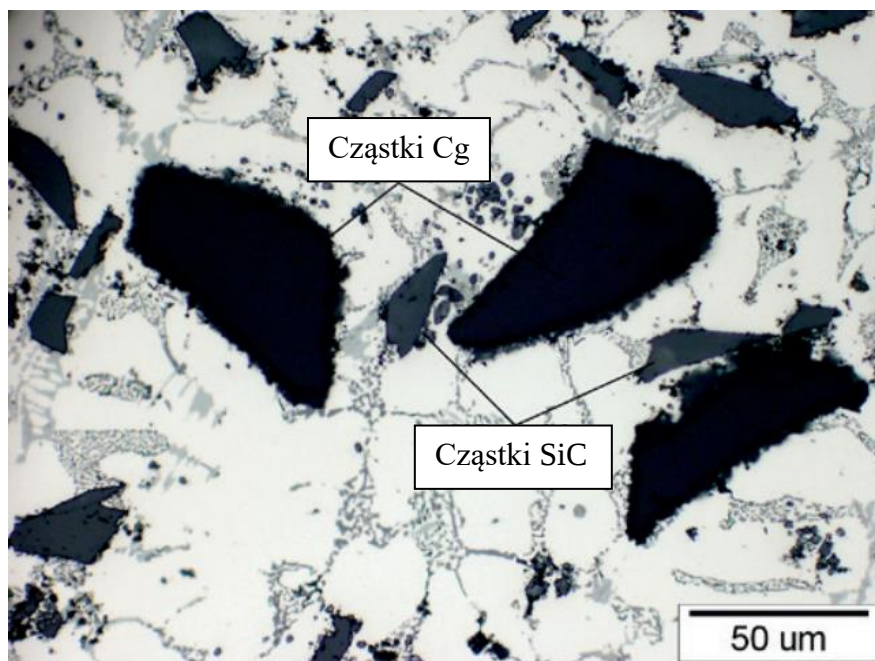
Kompozyty metalowe najczęściej klasyfikuje się na podstawie sposobu ich wytwarzania (Rys. 5).



Rys. 5. Podział kompozytów metalowych ze względu na metodę wytwarzania (opracowanie własne na podstawie [70, 137, 153]).

Kompozyty zawiesinowe

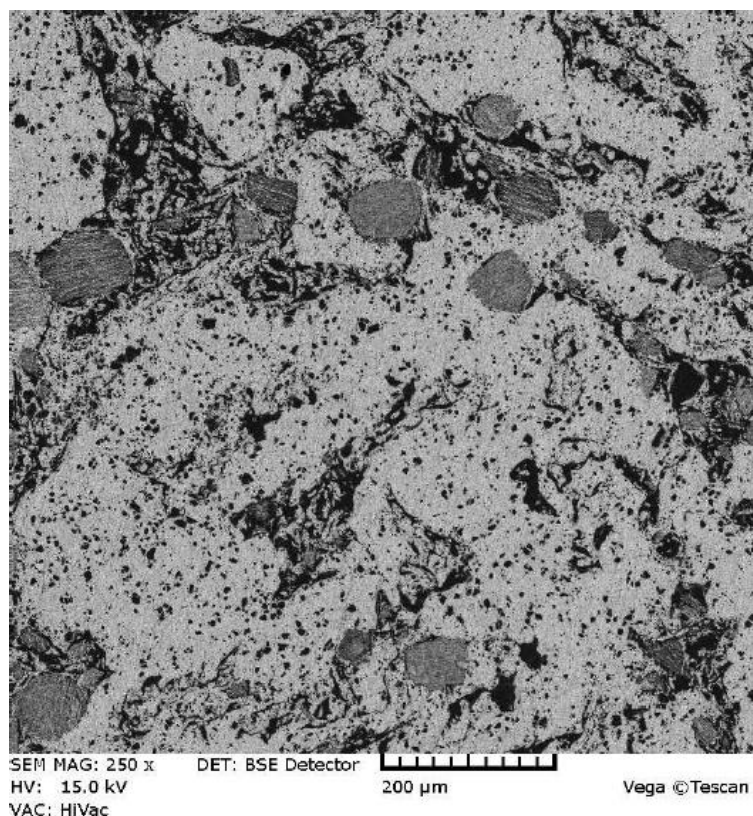
Kompozyty zawiesinowe powstają poprzez połączenie ciekłej osnowy metalicznej z cząstkami fazy zbrojącej mogącej występować w różnej postaci (cząstek, włókien lub wiskerów). Sympak zbrojenie wprowadzone do osnowy tworzy zawiesinę, która jest odlewana do form. Problemem w wytwarzaniu kompozytów zawiesinowych jest słaba zwilżalność fazy stałej przez osnowę w formie ciekłej oraz różnica gęstości obu składników. Kompozyty te otrzymywane są najczęściej w procesie mieszania ciekłej osnowy z domieszką fazy zbrojącej. Proces mieszania jest przeprowadzany w specjalnych mieszalnikach mechanicznych lub elektromagnetycznych, aż do uzyskania jednorodnej zawiesiny. Inną metodą wytwarzania zawiesin kompozytowych jest rozpraszanie ultradźwiękowe, które polega na zastosowaniu ultradźwięków do rozproszenia cząstek zbrojenia w osnowie. Konieczne w tej metodzie jest stosowanie tygli odpornych na działanie częstotliwości ultradźwiękowych. Innym sposobem, w jakim można wytwarzać zawiesiny kompozytowe jest rozcieńczanie przygotowanych wcześniej mieszanin o wysokiej zawartości zbrojenia w osnowie. Do wprowadzenia do osnowy cząstek zbrojących można zastosować również wtryskiwanie cząstek w strumieniu gazu obojętnego. Metoda ta prowadzi jednak do uzyskania niejednorodnego rozkładu cząstek zbrojących w osnowie. Warstwowe rozmieszczenie fazy zbrojącej w osnowie można uzyskać przy zastosowaniu metody rozprowadzania odśrodkowego [70, 137, 143, 151, 153]. Na rysunku 6 przedstawiono mikrostrukturę kompozytu zawiesinowego.



Rys. 6. Mikrostruktura hybrydowego metalowego kompozytu zawiesinowego AlSi7Mg/SiC-Cg [43].

Kompozyty ze zbrojeniem nasycanym

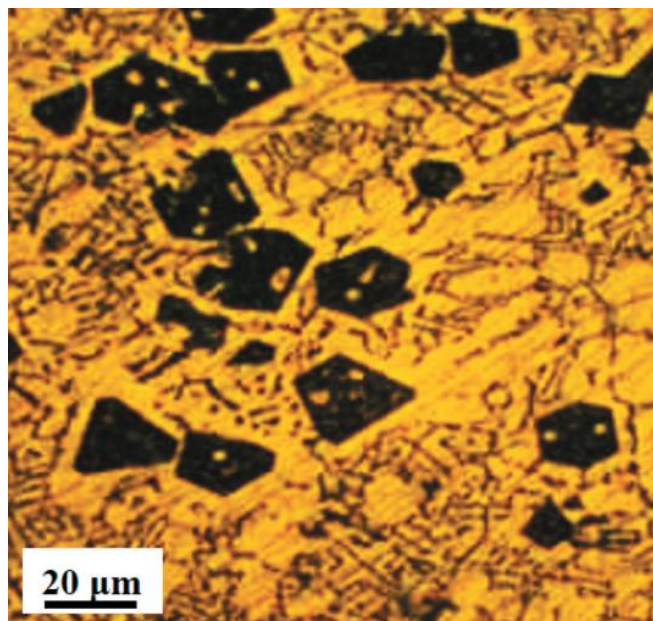
Kompozyty ze zbrojeniem nasycanym powstają w procesie infiltracji ciekłym metalem stanowiącym osnowę porowatego zbrojenia, które jest przygotowywane wcześniej w formie sprasowanych kształtek, struktur komórkowych, czy spieków z włókien lub cząstek. Struktura porowata każdego rodzaju zbrojenia musi posiadać zamierzoną i kontrolowaną wielkość kapilar, która jest uzależniona od kształtu, ilości i wymiarów substancji ją tworzącej. Ze względu na słabą zwilżalność zbrojenia przez ciekłą osnowę o stopniu nasycania kształtki zbrojącej decyduje ciśnienie wywierane na słup ciekłego stopu. Proces wytwarzania tych kompozytów polega na przygotowaniu zbrojenia, formy, a w ostatnim etapie nasyceniu ciekłym metalem, który może być przeprowadzany swobodnie lub z dodatkowym ciśnieniem. Wywierane na słup ciekłego stopu ciśnienie może być związane z działaniem stempla lub tłoka, sprężonego gazu lub pola elektromagnetycznego [70, 137, 143, 151, 153]. Na rysunku 7 przedstawiono mikrostrukturę kompozytu z nasycanym zbrojeniem.



Rys. 7. Mikrostruktura metalowego kompozytu z nasycanym zbrojeniem o osnowie ze stopu OT7, wzmacnianego spiekami glinokrzemianowymi [93].

Kompozyty „in situ”

Znacząco odmiennymi pod względem procesu wytwarzania są kompozyty „in situ”. W przeciwieństwie do dwóch wcześniej opisanych rodzajów, faza zbrojąca powstaje w warunkach i w środowisku tworzenia się materiału. Powstaje ona wewnątrz tworzącego się układu poszczególnych składników kompozytowych. Z osnową jest ona związana połączeniem adhezyjnym. O dokładnym zaklasyfikowaniu kompozytu „in situ” decyduje miejsce powstawania fazy zbrojącej oraz sposób jej wytworzenia. Faza zbrojąca może być wytwarzana podczas procesu stygnięcia i krzepnięcia osnowy w warunkach, które podlegają ścisłej kontroli, aby uzyskać oczekiwaną postać i orientację zbrojenia. Oprócz tego zbrojenie można uzyskać poprzez wprowadzenie do ciekłej osnowy reagenta chemicznego [70, 137, 143, 151, 153]. Na rysunku 8 przedstawiono mikrostrukturę kompozytu „in situ”.



Rys. 8. Mikrostruktura metalowego kompozytu „in situ” Al-15%/Mg₂Si [118].

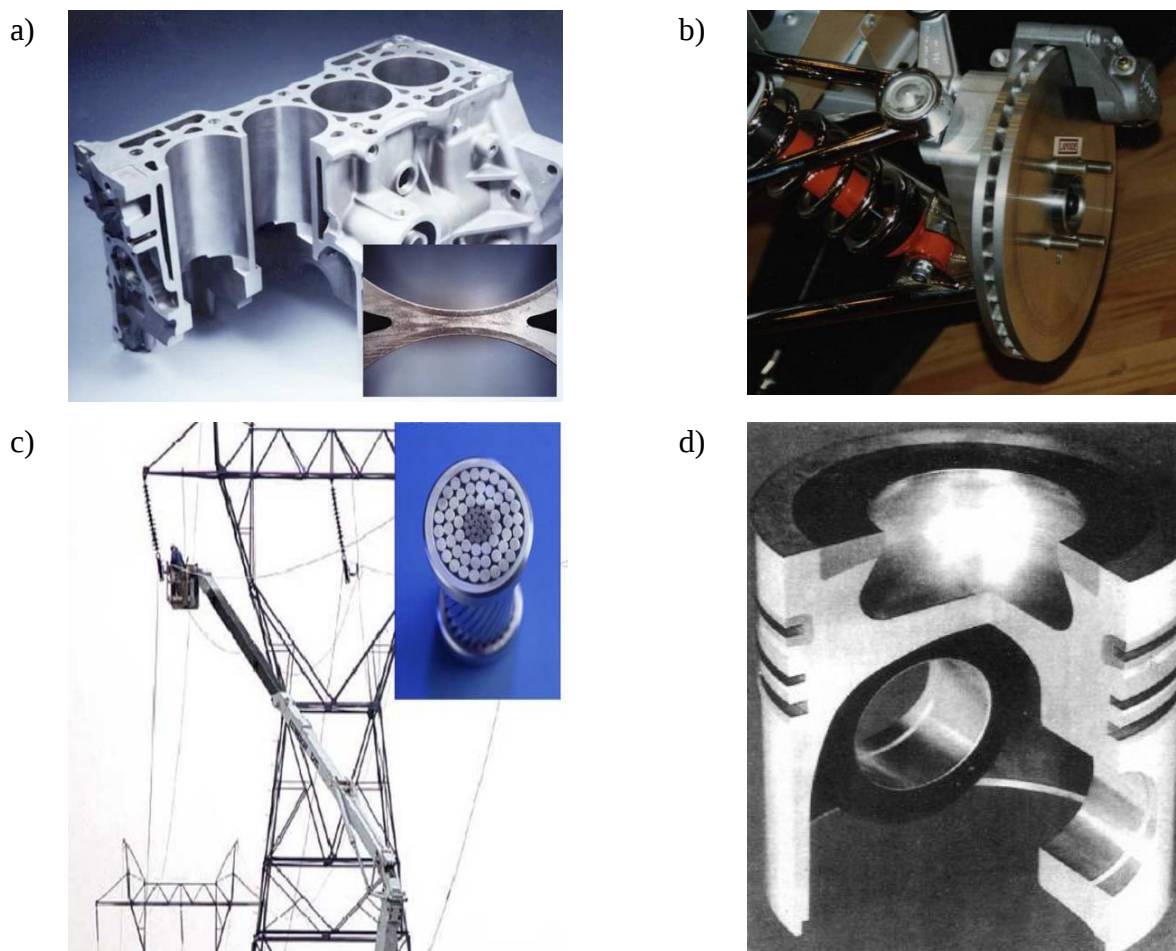
Kompozyty o osnowie aluminiowej

Spośród wielu rodzajów stopów różnych metali stosowanych do produkcji kompozytów metalowo-ceramicznych bardzo szeroko stosuje się aluminium i jego stopy. Można wyróżnić kilka czynników, które mają na to wpływ [114]:

- właściwości aluminium,
- opłacalność ekonomiczna,
- dobra obrabialność.

Aluminium jako materiał służący do wytwarzania kompozytów metalowych charakteryzuje się największym potencjałem pod względem strukturalnym i funkcjonalnym. Stopy aluminium wyróżniają się od innych stopów izotropowością. Poza tym materiały zbudowane z aluminium mają wysoką wytrzymałość, odporność na zużycie ścierne, korozję oraz dobrą przewodność cieplną i elektryczną. Warto zauważyć zależność właściwości danego kompozytu od udziału objętościowego lub masowego fazy zbrojącej w osnowie metalowej [155]. Na zmienność właściwości wpływa nawet struktura kompozytu, wielkość i kształt cząstek czy włókien zbrojących oraz rodzaj połączeń powierzchniowych wytworzonych pomiędzy składnikami kompozytu [88]. Istotne, biorąc pod uwagę wymagania stawiane dzisiejszym kompozytom, są mała masa i ciągliwość. Gęstość aluminium wynosi około 2,7 kg/m³, co jest niewielką wartością w porównaniu np. z żelazem, którego gęstość wynosi 7,87 kg/m³. Właściwość ta umożliwia znaczne obniżenie masy produkowanych elementów, co jest niezmiernie istotne np. w przypadku budowy samolotów. Dzięki ciągliwości, którą charakteryzuje się osnowa z aluminium, materiał wykonany z tego składnika jest podatny na wszelkiego rodzaju zabiegi obróbcze. Kompozyty o osnowie aluminiowej

znajdują szerokie zastosowanie w wielu gałęziach przemysłu. Jako przykłady zastosowania kompozytów metalowo-ceramicznych z osnową aluminiową można wymienić np. tłoki samochodowe, cylindry silników, elementy układów hamulcowych, czy też skrzydła samolotów [111, 162]. Przykłady wyrobów z kompozytów o osnowie aluminiowej przedstawiono na rysunku 9.



Rys. 9. Przykładowe wyroby wykonane z kompozytów o osnowie aluminiowej: a) blok cylindrów silnika spalinowego Honda z kompozytowymi wkładkami cylindra (preforma ceramiczna cylindra z ciętych włókien Saffil® i grafitu nasycana ciekłym stopem wraz z całym blokiem silnika) [86], b) tarcza hamulcowa samochodu LOTUS ELISE wykonana z kompozytu metalowo-ceramicznego [168], c) przewody wysokiego napięcia wykonane z kompozytu Al/Al_2O_3 [86], d) pierwszy kompozytowy tłok silnikowy marki TOYOTA wykonany z kompozytu Al/Al_2O_3 [123].

W ciągu ostatnich dwóch dekad szczególną uwagę poświęca się kompozytom aluminiowym wzmocnianym różnego rodzaju cząstkami ceramicznymi. Jest to spowodowane tym, że kompozyty tego rodzaju są sztywne i lekkie a jednocześnie wytrzymałe. Łączą one bowiem bardzo dobre właściwości cieplne, tribologiczne i antykorozyjne, które są charakterystyczne dla ceramiki z wysokimi właściwościami mechanicznymi typowymi dla stopów metali [70]. Wprowadzenie do osnowy aluminiowej twardych cząstek ceramicznych

(np. Al_2O_3 lub SiC) wpływa na poprawę właściwości mechanicznych w porównaniu do stopów niewzmocnionych. Otrzymane kompozyty wykazują przede wszystkim dużą twardość i odporność na zużycie. Są one stosowane podczas produkcji podzespołów układu przenoszenia mocy o niskim współczynniku tarcia i dużej zdolności tłumienia drgań. Jednakże ze względu na obecność twardego wzmocnienia, jakim są cząstki ceramiki, materiały z grupy MMC sprawiają bardzo duże trudności podczas obróbki mechanicznej [37, 44, 95, 111].

Interesującą, z punktu widzenia docelowych zastosowań grupą materiałów kompozytowych są hybrydowe kompozyty z osnową metaliczną. Należą one do grupy materiałów kompozytowych, które są zbudowane z osnowy oraz przynajmniej dwuskładnikowej fazy zbrojącej [3]. Stosując dwa odmienne rodzaje zbrojenia wpływa się na różne, niezależne od siebie właściwości materiałowe kompozytu, np. równoczesne zwiększenie właściwości mechanicznych oraz tribologicznych [121]. W związku z tym pojawił się w technice nowy trend polegający na włączeniu do eksploatacji materiałów, które są lżejsze, mocniejsze i względnie ekonomiczne w produkcji w porównaniu nawet z dotychczas stosowanymi konwencjonalnymi materiałami z grupy kompozytów metalowo-ceramicznych opartych na jednoskładnikowym zbrojeniu. Odpowiedni dobór rodzaju cząstek wzmacniających, stopu metalu stanowiącego osnowę oraz techniki wytwarzania i obróbki pozwalają na produkcję materiałów niestandardowych spełniających specyficzne wymagania konstrukcyjne, np. dużą wytrzymałość mechaniczną przy niewielkiej gęstości. Hybrydowe kompozyty z metalową osnową metalową zyskują na popularności biorąc pod uwagę zdolność do sprostania wymaganiom aplikacji przemysłowych i inżynierskich, takich jak: wysoki stosunek wytrzymałości do masy, wysoki stosunek sztywności do masy oraz odporność na zużycie ścierne [135].

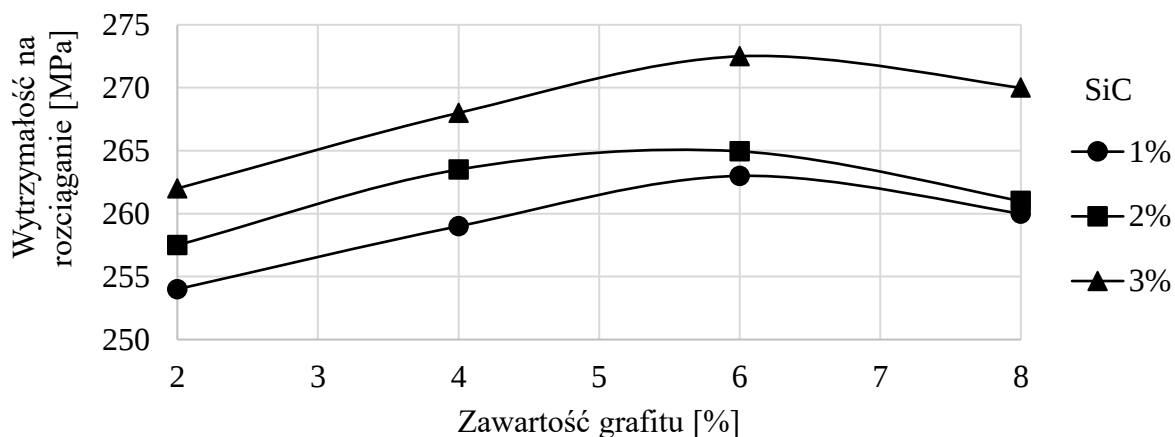
1.3. Wybrane właściwości metalowych kompozytów hybrydowych o osnowie aluminiowej

Właściwości mechaniczne

Kompozyty z grupy metalowych kompozytów hybrydowych są poddawane wnikliwym badaniom związanym z ich właściwościami mechanicznymi, tribologicznymi oraz odpornością korozyjną. W wielu ośrodkach badawczych na świecie analizuje się możliwość zastosowania różnych stopów, przede wszystkim stopów aluminium oraz stosowaniem różnych rodzajów zbrojenia w postaci cząstek ceramiki, tlenków i włókien jako składników kompozytowych. W badaniach przedstawionych przez Sharanabasappa, Ravindran-a i Pani [101, 121, 132] stwierdzono jednoznacznie, że wzrost udziału procentowego Al_2O_3 przy niezmiennym udziale drugiego składnika wzmacniającego w strukturze kompozytu doprowadziło do spadku uderzeniowości.

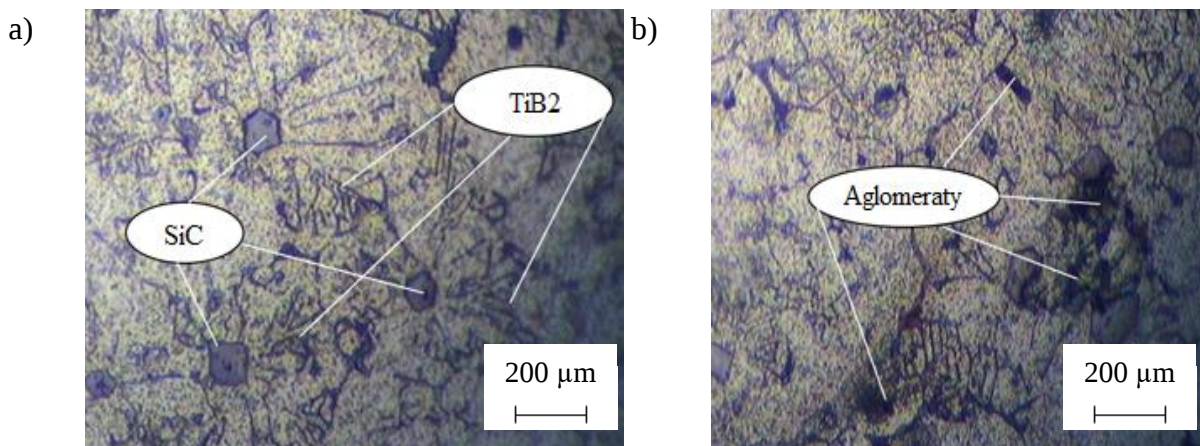
W pracy [25] przeanalizowano wpływ zawartości grafitu i cząstek SiC na wytrzymałość próbek kompozytowych wytworzonych z użyciem tych składników jako zbrojenia, z których

wynikało (Rys. 10), że wytrzymałość na rozciąganie kompozytu rośnie do 6 %-owej zawartości grafitu w strukturze. Dotyczy to wszystkich próbek, niezależnie od zawartości cząstek SiC. Po przekroczeniu tej wartości wytrzymałość na rozciąganie kompozytu zaczyna spadać.



Rys. 10. Wpływ zawartości grafitu i cząstek SiC na wytrzymałość na rozciąganie odlewanych kompozytów hybrydowych o osnowie stopu aluminium [25].

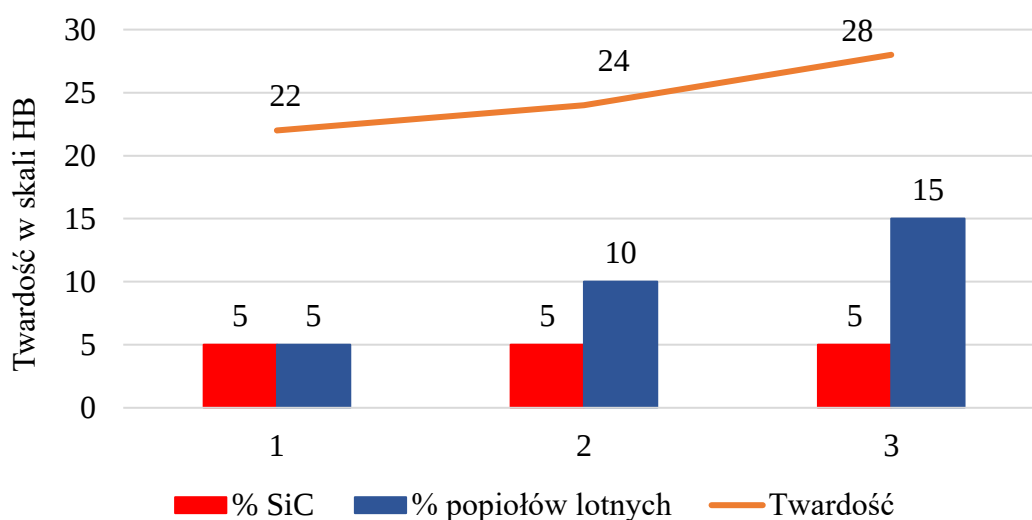
Na problemy z obniżeniem właściwości mechanicznych zwrócono uwagę w badaniach dotyczących wpływu zawartości zbrojenia SiC oraz TiB_2 na wytrzymałość mechaniczną metalowych kompozytów hybrydowych otrzymywanych metodą odlewania z mieszaniną zawiesziny. Problem związany był z występowaniem aglomeratów powstających podczas procesu wprowadzania cząstek zbrojących do ciekłego metalu (Rys. 11). Zjawisko adhezji występujące pomiędzy cząstkami fazy zbrojącej: SiC i TiB_2 doprowadziło do powstania porowatości, bez wypełnienia metaliczną osnową, a w konsekwencji braku wiązań międzyfazowych i osłabienia materiału [60].



Rys. 11. Mikrofotografie optyczne kompozytu wzmacnianego cząstkami SiC oraz TiB_2 : a) z oznaczonymi cząstkami zbrojącymi, b) z oznaczonymi aglomeratami [60].

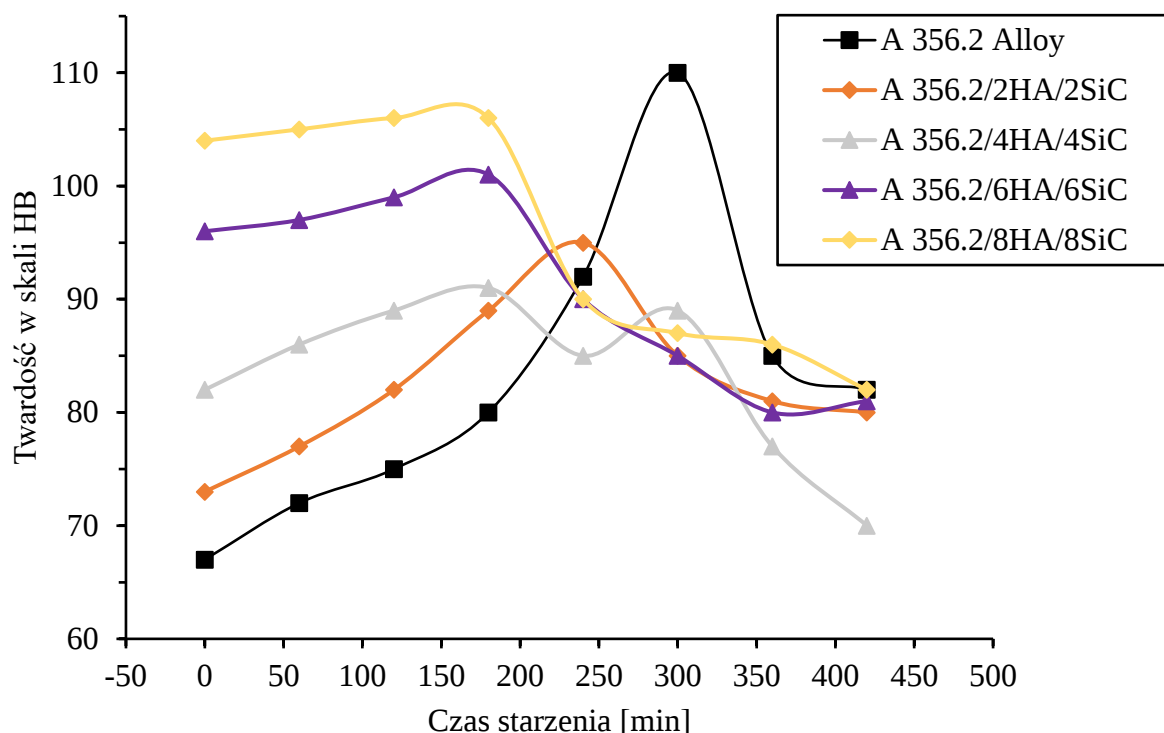
Badania przedstawione w pracy [131] wykazały wpływ zastosowania różnych rodzajów zbrojenia na wytrzymałość mechaniczną kompozytu metalowo-ceramicznego o osnowie ze stopu Al6061. Wytrzymałość kompozytu wzmocnionego cząstkami SiC (o wielkości od 16 do 120 μm) w ilości 10% zawartości wzrosła od 180 MPa do 212 MPa w porównaniu ze stopem Al6061. Największą wytrzymałość na rozciąganie przekraczającą 230 MPa, osiągnięto w przypadku próbki wzmocnionej cząstkami Al_2O_3 stanowiącymi 10% zawartości. W ramach badań wytrzymałości mechanicznej [131] próbek wykonanych z dodatkiem cząstek B_4C oraz TiB_2 uzyskano wyniki wynoszące ok. 200 MPa. Wyniki tych badań [131] pozwoliły zatem stwierdzić, że najlepsze efekty wzmacniające uzyskuje się w przypadku dodania do osnowy cząstek Al_2O_3 [131].

Przykładem innego kompozytu jest materiał o osnowie aluminium z domieszką cząstek SiC oraz popiołu z łusek ryżowych. Wzrost zawartości tych dwóch składników w osnowie pozytywnie wpływa na twardość kompozytu (Rys. 12) [87, 106, 121].



Rys. 12. Wpływ wzrostu zawartości popiołów lotnych oraz dodatku SiC na twardość w skali Brinella hybrydowego kompozytu metalowo-ceramicznego zbudowanego z Al+SiC+popiół lotny [121].

Na wykresie (Rys. 13) przedstawiono wpływ procesu starzenia na twardość kompozytu wzmacnianego cząstkami SiC oraz popiołem z łusek ryżowych o różnej ich zawartości w osnowie [106]. Proces starzenia w temperaturze 155°C (Rys. 13) powoduje wzrost twardości materiałów kompozytowych. Warto jednak zauważyć, że największą wartość twardości zaobserwowano przy krótszych czasach starzenia kompozytu hybrydowego (240 minut dla każdej próbki kompozytu) w porównaniu z nieumocnioną próbką wykonaną na bazie stopu Al.



Rys. 13. Wpływ czasu starzenia na twardość w skali Brinella kompozytu o różnej zawartości zbrojenia [106].

Najwyższą twardość, porównywalną z twardością materiału niewzmacnianego uzyskano dla próbki o 8%-owej zawartości popiołu i cząstek SiC. Wyniki tych badań wskazują na zjawisko przyspieszania kinetyki procesu starzenia wraz z rosnącą zawartością dodatków wzmacniających w kompozycie z grupy kompozytów hybrydowych. Jest to związane z dużą dyslokacją osnowy wywołaną różną podatnością poszczególnych cząstek materiału na działanie temperatury [106].

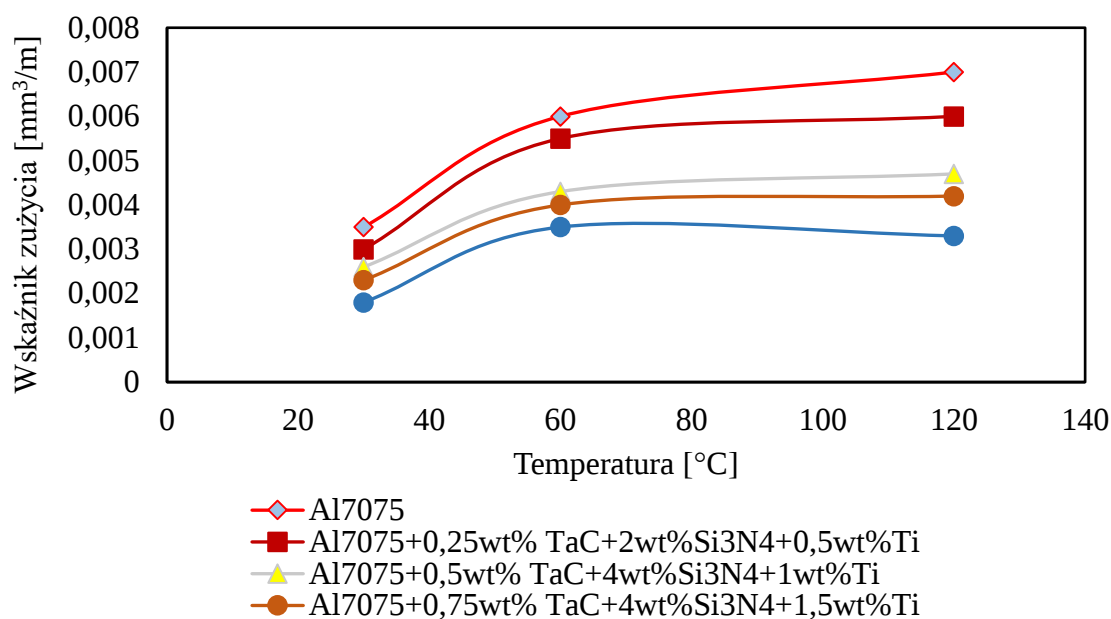
Wzrost twardości hybrydowego kompozytu metalowo-ceramicznego wraz z rosnącym udziałem procentowym cząstek zbrojących stwierdzono również w badaniach Scholara [128] dotyczących kompozytu o osnowie ze stopu Al6061 wzmocnionego cząstkami SiC oraz Ti stanowiącymi fazę zbrojącą. Autorzy zwracają uwagę, na wpływ dodatków na udarność materiału. Zwiększanie zawartości składników zbrojenia w postaci cząstek w osnowie powoduje spadek udarności, co jest wynikiem blokowania ruchów dyslokacji w materiale [128].

Właściwości tribologiczne

Z punktu widzenia eksploatacji części maszyn istotną rolę odgrywają właściwości tribologiczne materiałów. Kluczowe znaczenie dla właściwości tribologicznych, jakimi będzie się charakteryzował kompozyt mają użyte dodatki fazy wzmacniającej [122, 171]. Liczne badania naukowe potwierdzają wpływ zastosowania dwuskładnikowej fazy wzmacniającej

w kompozytach HMMC na wzrost ich właściwości mechanicznych i tribologicznych [10, 13, 74, 83, 120].

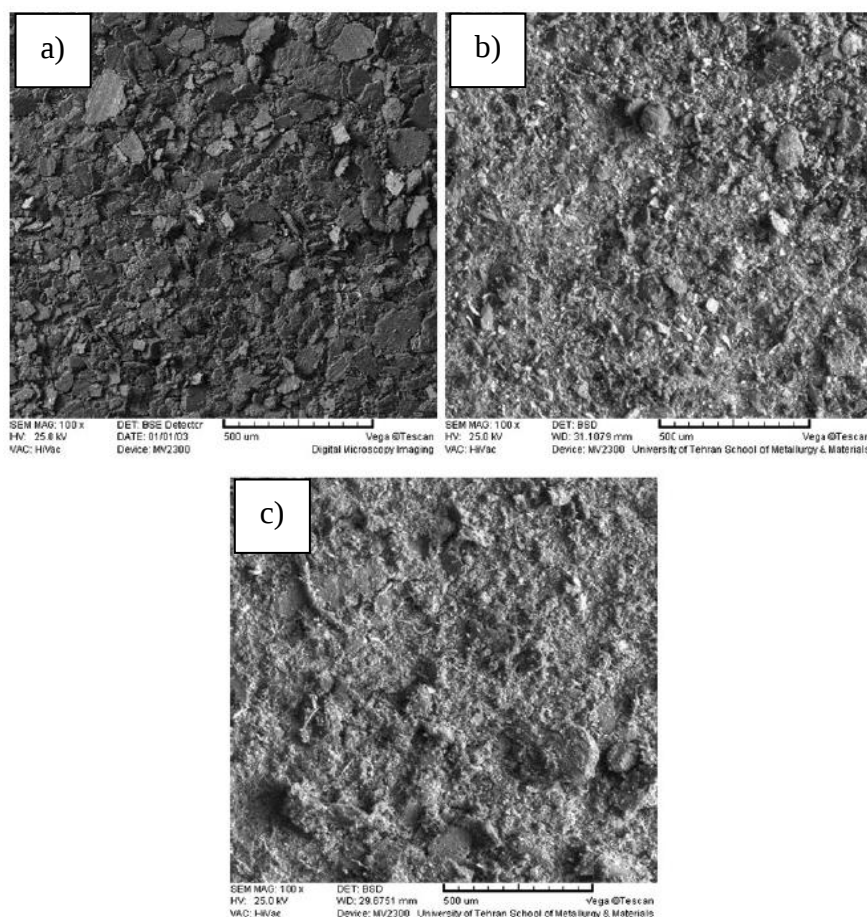
Badania [122] tribologiczne kompozytu o osnowie zbudowanej ze stopu AA7075 wzmocnionego cząstkami TaC/Si₃N₄/Ti wykazały, że współczynnik tarcia jest większy w próbce wykonanej z czystego stopu i zmniejsza się wraz ze wzrostem udziału masowego poszczególnych cząstek wzmocnienia w osnowie. Na rysunku 14 przedstawiono intensywność zużycia materiału w zależności od zawartości cząstek wzmacniających [122, 160]. Przy 20 N obciążenia wzrost zużycia niewzmocnionego żadnymi cząstkami stopu AA7075 w temperaturze 30°C wyniosła 0,00367 mm³/m, w miarę wzrostu temperatury do 60°C wzrost zużycia osiągnęła wartość 0,00635 mm³/m, a następnie równomiernie wzrosła do 0,00709 mm³/m. Dla tych samych warunków obciążenia, zużycie próbki kompozytu wzmocnionego 1% masowym TaC, 8% masowymi Si₃N₄ oraz 2% masowymi Ti w 30°C wyniosło 0,00201 mm³/m, przy 60°C zużycie wyniosło 0,0037 mm³/m i rosło w sposób ustabilizowany i liniowy do wartości 0,00392 mm³/m. Istotną zaobserwowaną zależnością jest zjawisko zmniejszania zużycia kompozytu wraz ze wzrostem zawartości cząstek fazy zbrojącej. Jest to spowodowane większą wytrzymałością Si₃N₄ na siły, wynikającej z jego elementarnej wytrzymałości mechanicznej. Ponadto opór propagacji pęknięć w strukturze materiału, wynikający z występowania cząstek ceramicznych, charakteryzujących się wysoką twardością, zmniejsza intensywność ubytku materiału podczas procesu tarcia [122, 129, 133]. Obecność SiC w osnowie utrudnia powstawanie odkształceń plastycznych w strefie powierzchniowej i przypowierzchniowej kompozytu, na skutek wywołanych naprężeń ściskających. Efektem tego jest zmniejszenie współczynnika tarcia pomiędzy powierzchniami współpracujących materiałów. Analiza wyników [122] pokazuje, że wzrost zużycia zwiększa się w wyniku przenoszenia materiału z powierzchni próbki na przeciwpróbkę w wyniku ruchu względnego i powoduje połączenie powierzchni lub utratę materiału na obu powierzchniach [122, 133].



Rys. 14. Intensywność zużycia kompozytu AA7075/TaC/Si₃N₄/Ti w zależności od temperatury przy obciążeniu 20 N [122].

Wprowadzenie w dużej ilości twardych cząstek wzmacniających do osnowy, które w założeniu mają poprawić właściwości tribologiczne może skutkować nadmiernym zużywaniem się elementów współpracujących [56, 80]. Rozwiązaniem tego problemu może być dodanie do struktury kompozytu składnika o właściwościach smarnych, np. grafitu [80]. W badaniach [26, 154] stwierdzono, że dodatek grafitu w strukturze kompozytu o osnowie aluminium może minimalizować objawy zużycia. Mikrofotografie SEM przedstawione na rysunku 15 pozwalają stwierdzić, że ubytki materiału oraz ślady zużycia na powierzchni kompozytów Al/30SiC/Gr (Rys. 15 b, c) stają się mniejsze, niż w przypadku powierzchni kompozytów Al/30SiC (Rys. 15a). Jest to spowodowane wzrostem kruchości materiałów kompozytowych, powstającej na skutek dodatku cząstek grafitu. Autorzy pracy [83] podkreślają jednak, że znaczne zwiększanie procentowego udziału grafitu w strukturze prowadzi do wzrostu ryzyka nadmiernego pęknięcia i możliwości wystąpienia większego zużycia.

Podczas badań metalowych kompozytów hybrydowych z dodatkiem cząstek grafitu zaobserwowano, że działające na powierzchnię próbek kompozytowych siły tarcia powodują powstanie zużycia ślizgowego. Warstwa przypowierzchniowa natomiast ulega odkształceniom plastycznym. Powstaje w wyniku tego gradient odkształceń, który jest przyczyną pojawienia się rozwarstwień kompozytu [14, 54, 62].



Rys. 15. Mikrofotografie SEM powierzchni po badaniach zużycia: a) kompozytu Al/30SiC; b) Al/30SiC/9Gr; c) Al/30SiC/13Gr [83].

Odporność korozyjna kompozytów hybrydowych jest zależna od mikrostruktury oraz wielkości, kształtu, orientacji oraz udziału objętościowego cząstek zbrojących [2, 156]. W badaniach [21, 144, 159] nad kompozytami o osnowie aluminium wzmocnianymi różnymi cząstkami stwierdzono, że obecność fazy wzmacniającej w osnowie aluminiowej może, ale nie musi, zwiększać podatność na korozję. Podatność ta była uzależniona nie tylko od ilościowego stosunku metalu i wzmocnienia, ale także od parametrów procesu wytwarzania materiału.

1.4. Wytwarzanie kompozytów z nasycanym zbrojeniem

W przypadku wytwarzania kompozytów z nasycanym zbrojeniem jedyną metodą odlewniczą okazuje się metoda infiltracji [51, 52, 95, 150]. Wyróżnić można następujące rodzaje infiltracji [18, 52, 64, 114]:

- swobodna,
- wysokociśnieniowa,
- niskociśnieniowa,

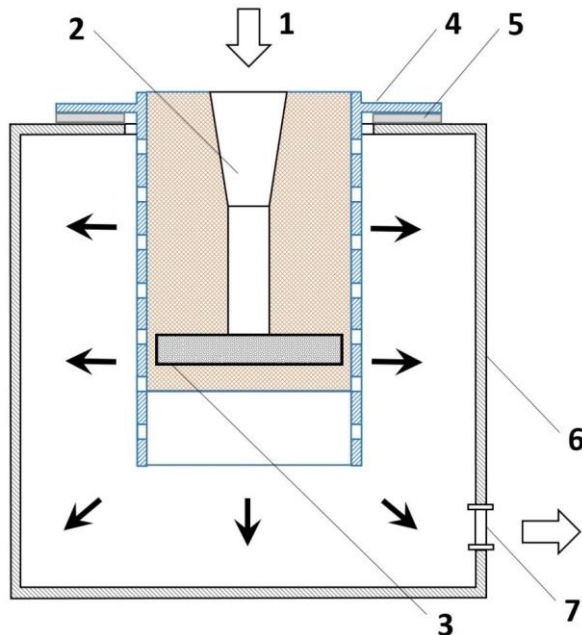
– próżniowo – ciśnieniowa.

Infiltracja swobodna, która jest obecnie rzadko stosowana, polega na swobodnym wypełnianiu szkieletu zbrojącego ciekłym metalem, bez działania ciśnienia zewnętrznego. Wadą tej metody jest niski poziom wypełnienia porów w szkielecie wzmacniającym. Problematiczne jest również słabe zwilżanie fazy zbrojącej przez metalową osnowę. Rozwiązaniem tego problemu jest poddanie układu działaniu dodatkowego ciśnienia zewnętrznego. Mówimy wówczas o infiltracji ciśnieniowej. Ciekły metal wtłaczany jest przy pomocy tłoka lub gazu obojętnego w porowatości. Wzrost wartości ciśnienia działającego na ciekły metal wpływa pozytywnie na skuteczność infiltracji. Jednakże, w procesie tym występuje wzrost ryzyka uszkodzenia wzmocnienia podczas zastosowania zbyt dużego ciśnienia. Wadą tego procesu technologicznego jest też wysoki koszt aparatury i oprzyrządowania technologicznego [18, 52, 64, 114].

Procesem, który eliminuje konieczność stosowania drogiego oprzyrządowania, a także minimalizuje ryzyko uszkodzenia szkieletu zbrojącego na skutek działania zbyt dużego ciśnienia nasycania jest infiltracja próżniowa w formach ceramicznych.

Wytwarzanie kompozytów z nasycanym zbrojeniem metodą infiltracji próżniowej

W przypadku infiltracji próżniowej zachodzą podobne zjawiska powierzchniowe jak podczas infiltracji ciśnieniowej [18, 52, 64, 111, 114, 150]. Schemat tego procesu przedstawiony został na rysunku 16.



Rys. 16. Schemat procesu infiltracji próżniowej: 1 – wypadkowe ciśnienie wywierane na formę, 2 – układ wlewowy, 3 – ceramiczne wzmocnienie szkieletowe, 4 – pierścień odlewniczy, 5 – uszczelka, 6 – komora próżniowa, 7 – króciec; strzałki wskazują kierunek wywieranego ciśnienia (opracowano na podstawie [150]).

Metoda infiltracji próżniowej jest przeprowadzana poprzez nasycenie ciekłym metalem przygotowanej wcześniej preformy ceramicznej, którą osadza się w formie gipsowej znajdującej się w stalowej tulei. Przygotowaną formę odlewniczą umieszcza się w komorze próżniowej, w której wytwarzane jest podciśnienie. W ten sposób usuwane jest powietrze z porowatej preformy ceramicznej. Kolejnym etapem jest wprowadzenie ciekłego stopu metalu przez układ wlewowy do preformy. Nasycenie fazy zbrojącej następuje w procesie wyrównywania ciśnienia w komorze próżniowej z ciśnieniem atmosferycznym. Wytworzona w ten sposób różnica ciśnień między komorą próżniową, a atmosferą powoduje nasycenie porowatej preformy ciekłą osnową. Istotną zaletą tej metody jest możliwość efektywnego nasycenia zbrojenia bez działania dodatkowego ciśnienia zewnętrznego. Stopień nasycenia porowatego zbrojenia ceramicznego kompozytów wytwarzanych metodą infiltracji próżniowej jest związany z wartością ciśnienia nasycania, czasu przeprowadzania procesu, właściwości fizykochemicznych osnowy oraz właściwości powierzchniowych układu zbrojenie ceramiczne – osnowa metalowa [52, 84, 150].

Do zalet infiltracji próżniowej można zaliczyć [52, 84, 150]:

- zminimalizowane ryzyko uszkodzenia szkieletu zbrojącego poprzez zbyt duże ciśnienie działające na ciekły metal,
- możliwość aplikacji metody w przypadku wytwarzania odlewów o skomplikowanej geometrii,
- duże możliwości aplikacyjne,
- możliwość stosowania różnych składników osnowy i fazy wzmacniającej.

Na efekt nasycania porowatego zbrojenia metalowych kompozytów metodą infiltracji, oprócz ciśnienia wpływ ma zwilżalność ceramicznego zbrojenia stopem metalu. Bardzo mała lub minimalna zwilżalność jest przyczyną występowania problemów podczas nasycania i w efekcie powoduje znaczne obniżenie właściwości kompozytu, na skutek pojawienia się nienasyconych porów. Zjawisko zwilżania powierzchniowego występuje na granicy trzech faz, z których przynajmniej dwie muszą występować w ciekłym bądź stałym stanie skupienia. Zjawisko to jest efektem występowania silnych wiązań chemicznych na granicy międzyfazowej oraz napięcia powierzchniowego. Napięcie powierzchniowe można określić jako siłę przypadającą na jednostkę długości lub energii przypadającej na jednostkę powierzchni. W odniesieniu do energii na jednostkę powierzchni często używa się terminu energia powierzchniowa, który jest terminem bardziej ogólnym, ponieważ ma zastosowanie również do ciał stałych.

Warunki nasycania są uzależnione od zjawisk powierzchniowych występujących w układzie ciekły metal - ciało stałe. Warunkiem infiltracji jest spełnienie zależności [150]:

$$\Delta P > 0, \quad (1)$$

gdzie:

ΔP – ciśnienie wypadkowe.

Nasycanie porowatego zbrojenia ceramicznego kompozytu wymaga stosowania ciśnienia (ΔP) będącego wypadkową ciśnienia kapilarnego (P_k), ciśnienia gazu w porach zbrojenia (P_p) i ciśnienia nasycania (P_n):

$$\Delta P = P_k - P_p + P_n, \quad (2)$$

Ciśnienie kapilarne jest wartością określającą zachowanie się cieczy w kapilarze. Wynika ono z napięcia powierzchniowego występującego na granicy faz metal-gaz oraz metal-zbrojenie i zwilżalności ceramiki przez ciekły metal występującej w kompozycie. Ciśnienie kapilarne wyrażane jest wzorem:

$$P_k = \frac{4\sigma}{d} \cos\theta, \quad (3)$$

gdzie:

σ – napięcie powierzchniowe [$\text{N}\cdot\text{m}^{-1}$],

d – średnia średnica kapilary [m],

θ – kąt zwilżania [$^\circ$].

W przypadku obecności kapilar niesymetrycznych stosowany jest następujący wzór [92]:

$$P_k = \frac{4\sigma}{d} \cos\left(\theta - \frac{\alpha}{2}\right), \quad (4)$$

gdzie:

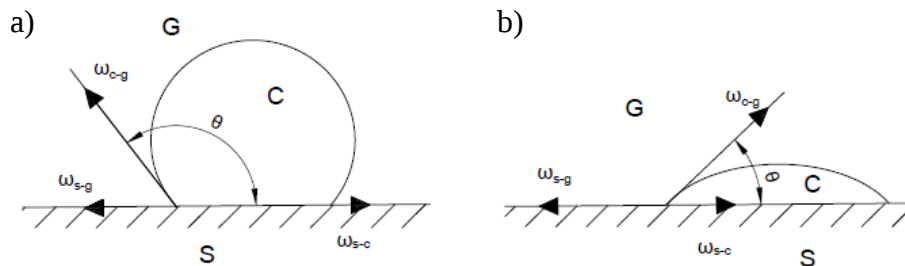
σ – napięcie powierzchniowe [$\text{N}\cdot\text{m}^{-1}$],

d – średnia średnica kapilary [m],

θ – kąt zwilżania [$^\circ$],

α – kąt rozwarcia stożka kapilarnego [$^\circ$].

Zwilżalność ciała stałego przez ciecz określana jest przez kąt zwilżania θ . Jest to kąt zawarty pomiędzy stycznymi do powierzchni cieczy i ciała stałego (Rys. 17) [17, 48, 64].



Rys. 17. Kąt zwilżania θ : a) ciecz słabo zwilżająca; b) ciecz dobrze zwilżająca, G – faza gazowa, C – faza ciekła, S – faza stała.

Kąt zwilżania można zdefiniować wzorem:

$$\cos \theta = \frac{\omega_{s-g} - \omega_{s-c}}{\omega_{c-g}}, \quad (5)$$

gdzie:

ω_{s-g} – energia międzyfazowa ciało stałe-gaz [$\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$],

ω_{s-c} – energia międzyfazowa ciało stałe-ciecz [$\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$],

ω_{c-g} – energia międzyfazowa ciecz-gaz [$\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$].

Im niższa wartość kąta zwilżania, tym lepsza zwilżalność obu materiałów. Gdy $\theta = 0^\circ$ następuje całkowite zwilżanie. Ciała dobrze zwilżalne charakteryzowane są przez kąt $\theta < 90^\circ$, natomiast źle zwilżalne przez kąt $\theta > 90^\circ$ [17, 70]. Poniżej (Tab. 2) zaprezentowano wartości kątów zwilżania dla wybranych układów metal-zbrojenie.

Tab. 2. Wartości kątów zwilżania dla wybranych układów osnowa – faza zbrojąca
(Opracowano na podstawie [70, 151]).

Zwilżane ciało	Ciekła osnowa	Temperatura [K]	Atmosfera	Kąt zwilżania [°]
Al_2O_3	Al	1073	powietrze	145
	Al	1523	argon	48
	AlSi11	1123	próżnia	140
	AlSi11	1223	próżnia	120
	Fe	1823	próżnia	141
	Ni	2123	hel	130
C (grafit)	Al	1073	próżnia	157
	Cu	1373	próżnia	140
	Cu	1523	hel	140
	Fe	1812	próżnia	60
	Ni	1773	próżnia	90
	Ni	1773	hel	86
SiC	Al	1373		33
	AlSiMg		argon	135
	AlSi11	1073	powietrze	134
	Cu	1373-1523		<90
	Ni	1733		65
SiO_2	Cu	1373		134
	Ni	1773		125
	Sn	1173		127
	żeliwo		powietrze	94-110

Zwilżalność fazy zbrojącej przez ciekłą metaliczną osnowę można poprawić wprowadzając do stopu dodatki modyfikujące, pokrywając zbrojenie związkami zwiększającym adhezję lub modyfikując parametry procesu nasycania [114].

Uzyskanie poprawnego jakościowo nasycenia porowatej preformy związane jest z hydrodynamiką przepływu ciekłego metalu przez kapilary zbrojenia, napełnianiem kapilar zbrojenia przez ciekły metal oraz zjawiskami skurczowymi obserwowanymi podczas stygnięcia i krzepnięcia metalowej osnowy, zachowaniem się fazy gazowej występującej w układzie kompozytowym oraz gazów rozpuszczonych w ciekłym metalu osnowy. Dzięki zastosowaniu próżni w procesie infiltracji możliwe jest efektywne nasycenie porowatego zbrojenia nawet bez działania dodatkowym ciśnieniem na ciekły metal, jednak niezwykle ważne jest przy tym przeprowadzenie dokładnych obliczeń poprzedzających próby odlewania, które pozwolą dobrać optymalne warunki nasycania zbrojenia [59, 91].

1.5. Wytwarzanie porowatego zbrojenia ceramicznego

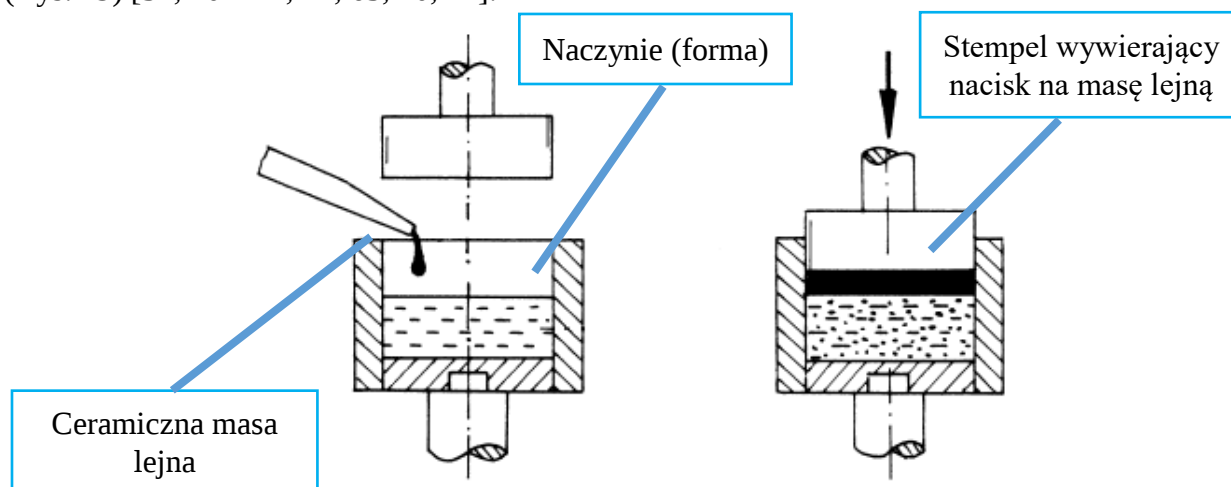
Ostateczne właściwości kompozytów metalowych z hybrydowym wzmocnieniem nasycanym, zależą od wielu czynników, jednakże decydującym jest rodzaj, budowa i właściwości zbrojenia. W ceramicznym zbrojeniu musi występować porowatość otwarta, aby możliwym było wypełnienie jej ciekłym metalem. Zamknięte pory zbrojenia przyczyniają się do niepełnego nasycenia zbrojenia, a to negatywnie wpływa na właściwości wytrzymałościowe kompozytu. Ponadto ceramiczny szkielet powinien już przed nasyceniem ciekłym metalem posiadać odpowiednią wytrzymałość, aby nie uległ uszkodzeniu podczas wypełniania preformy ciekłym metalem [37].

Najczęściej stosowanymi metodami wytwarzania porowatych preform ceramicznych są procesy technologiczne polegające na [37, 40 – 42, 44, 70]:

- spiekaniu proszków ceramicznych z dodatkami mającymi na celu kształtowanie struktury porowatej,
- spienianie masy ceramicznej,
- odwzorowaniu przez ceramiczną masę lejną tekstury gąbki.

Pierwsza z wymienionych metod polega na przygotowaniu mieszaniny składającej się z proszku ceramicznego oraz dodatków porotwórczych, którymi może być воск, skrobia, celuloza, włókna węglowe, węgiel (lub jego odmiany alotropowe) oraz korek. Wymogiem, który muszą spełniać dodatki jest odpowiednia temperatura rozkładu termicznego, która musi być mniejsza od temperatury spiekania ceramicznej preformy, ponieważ podczas wypalania dodatki porotwórcze ulegają utlenieniu do produktów gazowych i pozostawiają pory. Substancje te nie powinny uwalniać szkodliwych gazów podczas rozkładu. Zwilżalność masy lejnej wytworzonej z tych składników zwiększa się poprzez zastosowanie dodatku niewielkiej ilości żywicy akrylowych lub szkła wodnego. Przygotowana w ten sposób mieszanina, oparta

na wymienionych składnikach jest poddawana prasowaniu (Rys. 18), a następnie spiekaniu (Rys. 19) [37, 40 – 42, 44, 63, 70, 71].



Rys. 18. Schemat procesu prasowania [63].



Rys. 19. Widok walcowatych kształtek ceramicznych po procesie spiekania [71].

Drugim często stosowanym sposobem wytwarzania ceramicznego zbrojenia porowatego jest spienianie masy ceramicznej. Preforma ceramiczna zostaje wytworzona poprzez wymieszanie ziaren ceramiki z wcześniej przygotowaną pianą, którą stanowi mieszanina ceramiczna połączona z mydłem sodowym oraz dodatkami stabilizującymi pęcherzyki powietrza (np. guma arabska). Materiały wytworzone tą metodą ze względu na zamknięte porowatości, są dobrymi izolatorami termicznymi. Innym sposobem spieniania ceramiki jest wprowadzenie do leejnej masy ceramicznej związków porotwórczych, które po wprowadzeniu do gęstwy uwalniają w jej wnętrzu pęcherzyki gazów, tworząc w konsekwencji pory. Substancjami stosowanymi w tym celu są węglany, wodorowęglany lub nadtlenek wodoru [100].

Kolejnym popularnym sposobem na uzyskanie porowatej ceramiki jest nasycenie gąbki poliuretanowej gęstwą ceramiczną, susząc ją później i wypalając. Gąbka poliuretanowa na skutek działania temperatury spala się, a szkielet odwzorowujący jej strukturę nie ulega

deformacji. Ceramiki takie charakteryzują się porami o dużych rozmiarach, choć dobierając gąbkę o różnej gęstości porów można w pewnym zakresie sterować rozmiarami porowatości ceramiki [100].

1.6. Ocena skrawalności metalowych materiałów kompozytowych

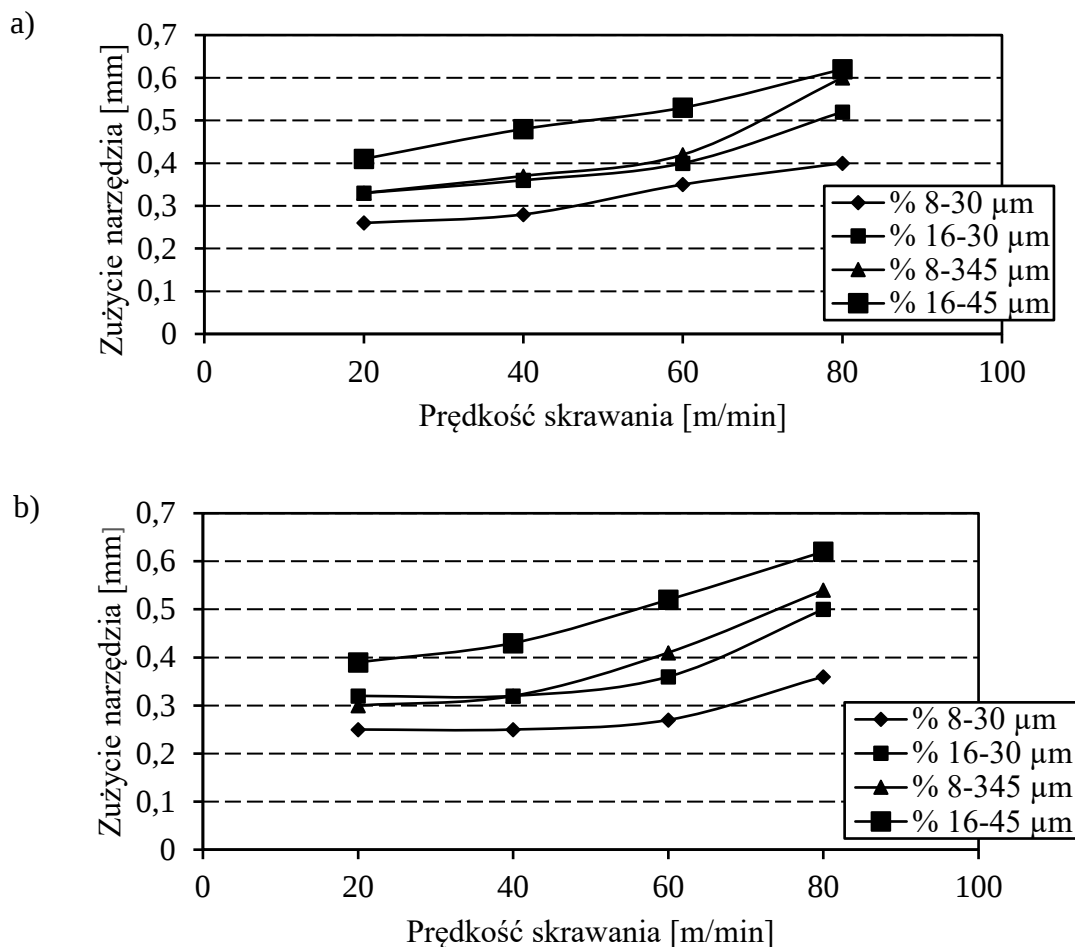
W badaniach nad obróbką mechaniczną kompozytów o osnowie aluminium stosuje się konwencjonalne procesy, takie jak toczenie, wiercenie, frezowanie oraz procesy obróbki elektroerozyjnej (EDM, WEDM) jak i wycinanie strumieniem wody ze ścierniwem. Proces obróbki skrawaniem kompozytów o osnowie metalowej został zbadany i opisany w wielu pracach [8, 20, 36, 67, 75, 89, 94, 105, 112, 114, 130, 140, 141, 155], które dotyczą analizy zużycia narzędzi skrawających i mechanizmów zużycia występujących podczas obróbki ubytkowej, sił towarzyszącym procesom skrawania oraz struktury geometrycznej powierzchni materiału obrobionego.

W przypadku odlewów kompozytowych zachodzi konieczność obróbki wykończeniowej nadającej wymaganą tolerancję wymiarowo-kształtową oraz odpowiednią chropowatość powierzchni obrobionej. Jest to szczególnie istotne np. w przypadku przygotowania powierzchni pod osadzenie łożysk. Metalowe materiały kompozytowe są uznawane za trudnoskrawalne, co wynika z dużej twardości cząstek zbrojenia oraz najczęściej bardzo plastycznej, ciągliwej osnowy [109], [110]. Materiał, którego większość objętości stanowi ceramiczne zbrojenie powoduje podczas obróbki intensywne zużycie ostrzy skrawających [12, 72, 117, 127, 134, 147, 149].

Autorzy [77] skorelowali wzrost zużycia narzędzi skrawających ze wzrostem wielkości i objętości cząstek frakcji zbrojącej w kompozycie. Twarde cząstki zbrojenia (w tym przypadku ceramiki) działają jak ściernice, powodując ścieranie powierzchni narzędzia skrawającego. Zużycie ścierne narzędzia skutkuje uzyskaniem gorszej jakości powierzchni obrabianej [77].

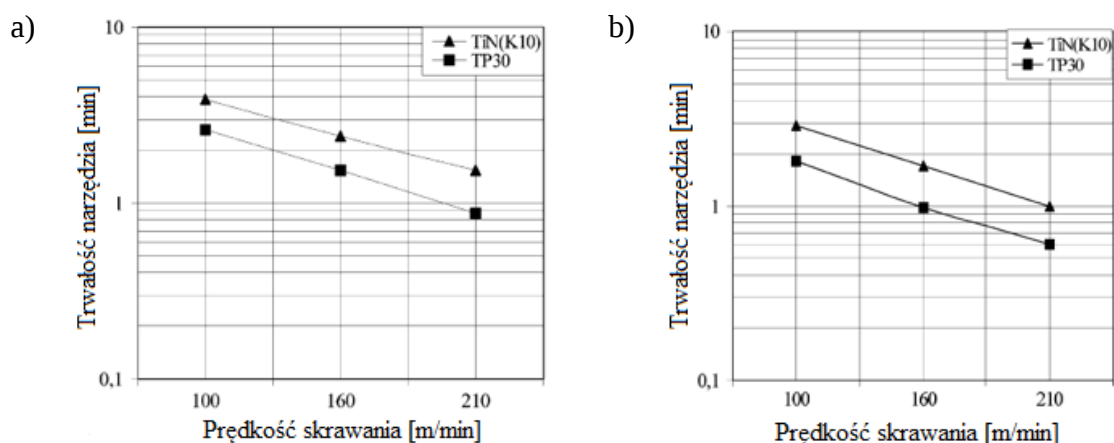
Zastosowanie w badaniach nad zużyciem narzędzia podczas obróbki kompozytów metalowo – ceramicznych ostrzy wykonanych z powlekanego węgla spiekanego dało znacząco lepsze rezultaty, niż zastosowanie ostrzy skrawających z gatunku węgla spiekanego pozbawionego pokrycia (Rys. 20) [27, 124].

Z rysunku 20 jednoznacznie wynika, że największe zużycie ostrza skrawającego wystąpiło podczas obróbki kompozytu Al2014/SiCp o największych ziarnach zbrojenia. Dodatkowo, na zużycie wpływ miała również rosnąca prędkość skrawania. Porównując wyniki dla narzędzi wykonanych z węgla niepowlekanego oraz powlekanego, należy zaznaczyć, że podczas obróbki z prędkością skrawania $v_c = 80$ m/min przy zastosowaniu narzędzia niepowlekanego zużycie próbki o najmniejszych ziarnach zbrojenia oscylowało na poziomie 0,4 mm. Zużycie narzędzia tej samej próbki materiału przy tej samej prędkości skrawania, ale narzędziem powlekanym osiągnęło natomiast wartość 0,36 mm [27].



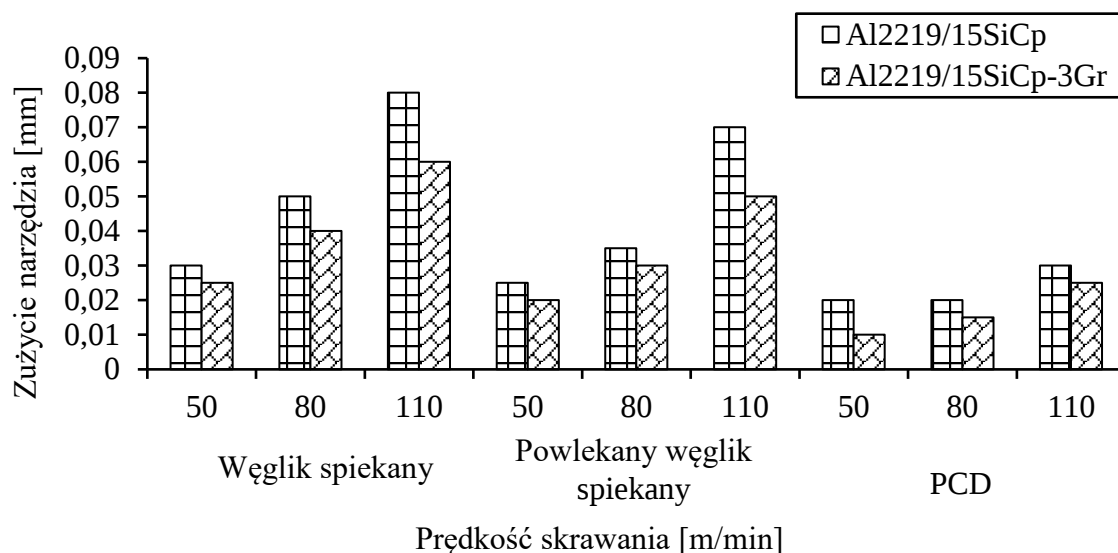
Rys. 20. Zużycie powierzchni przyłożenia narzędzi skrawających wykonanych z węglików spiekanych: a) niepowlekanych; b) powlekanych podczas skrawania kompozytu metalowo-ceramicznego [27].

Podobne wnioski sformułowano analizując wykresy trwałości węglkowych narzędzi skrawających w zależności od prędkości skrawania kompozytu $\text{Al2024/Al}_2\text{O}_3$ przedstawione na rysunku 21. W przypadku narzędzi skrawających wykonanych z węgliku spiekanego zauważalna jest zmniejszająca się trwałość narzędzi wraz z rosnącą prędkością skrawania. W przypadku obróbki z prędkością $v_c = 210$ m/min trwałość narzędzia jest o ok. 60% mniejsza, niż w przypadku obróbki z $v_c = 100$ m/min. Mniejsza o ok. 25% trwałość narzędzia została zaobserwowana podczas obróbki kompozytu z mniejszą zawartością wagową zbrojenia ceramicznego [124].



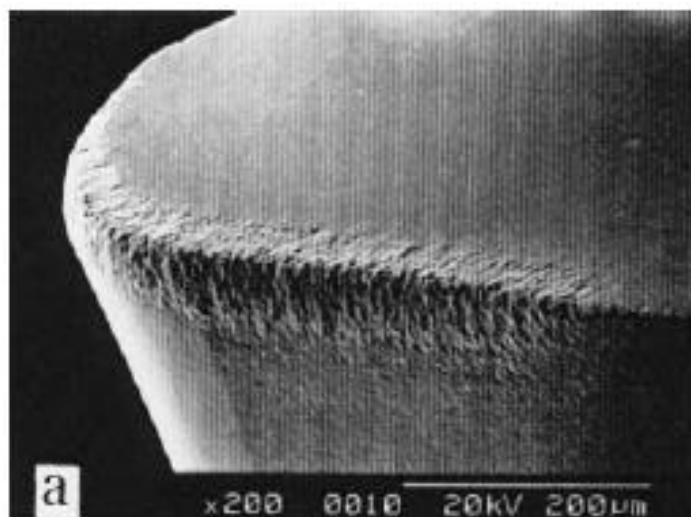
Rys. 21. Trwałość narzędzia w funkcji prędkości skrawania dla dwóch różnych narzędzi skrawających: a) podczas obróbki kompozytu o osnowie Al2024 zawierającego 10% mas. cząstek Al₂O₃; b) podczas obróbki kompozytu o osnowie Al2024 zawierającego 20% wag. cząstek Al₂O₃ [124].

W pracach [27, 85], w których obróbce poddano kompozyty metalowo-ceramiczne z jedno- (Al2219/15SiCp) i dwuskładnikowym zbrojeniem (Al2219/15SiCp-3Gr) zaobserwowano, że wzrost prędkości skrawania do $v_c = 110$ m/min powodował wzrost zużycia narzędzia o ok. 170%, względem obróbki z $v_c = 50$ m/min. Badania [109] wykazały, że wzrost prędkości skrawania kompozytu o osnowie aluminium zbrojonego cząstkami Al₂O₃ powoduje zintensyfikowanie zużycia narzędzi. Zużycie narzędzi wykonanych z PCD było znacząco mniejsze w porównaniu z ostrzami wykonanymi zarówno z węgla pokrywanego (spadek o ok. 65%), jak i niepokrywanego (spadek o ok. 60%) (Rys. 22).



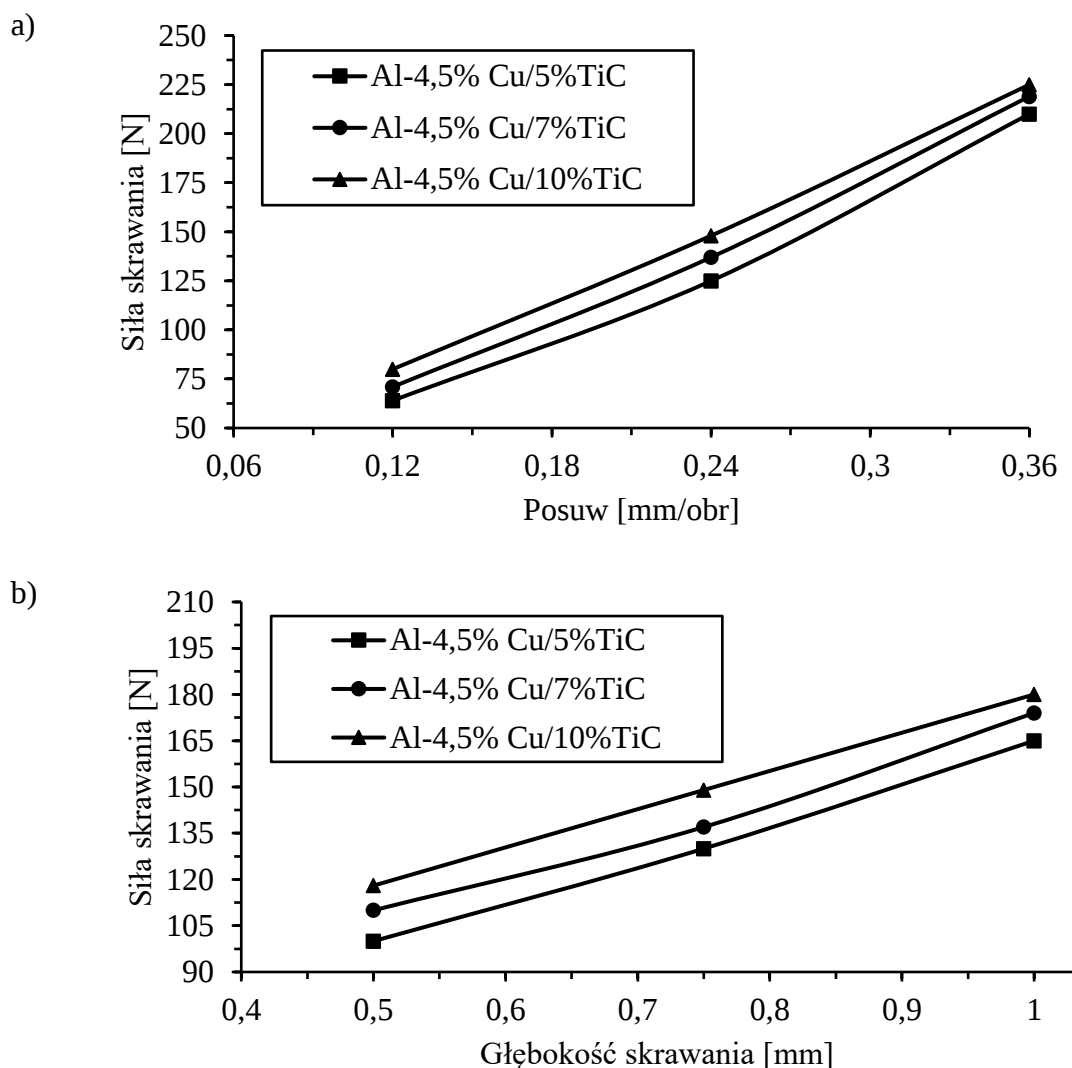
Rys. 22. Wpływ prędkości skrawania hybrydowego kompozytu metalowo-ceramicznego na zużycie narzędzi przy głębokości skrawania $a_p = 0,3$ mm, posuwie $f = 0,075$ mm/obr oraz długości skrawania $l = 50$ mm [12].

Analiza mikroskopowa krawędzi skrawających pozwala określić typowe oznaki zużycia ściernego płytek skrawających wykonanych z PCD służących do obróbki kompozytów metalowych. Struktura kompozytów, w której obecne są cząstki ceramiczne powoduje, że narzędzia ulegają przede wszystkim wspomnianemu zużyciu ściernemu (Rys. 23) [1, 33]. Ponadto wzrost zużycia narzędzi spowodowany jest poprzez rosnące wartości parametrów technologicznych procesów obróbkowych: prędkości skrawania i posuwu.



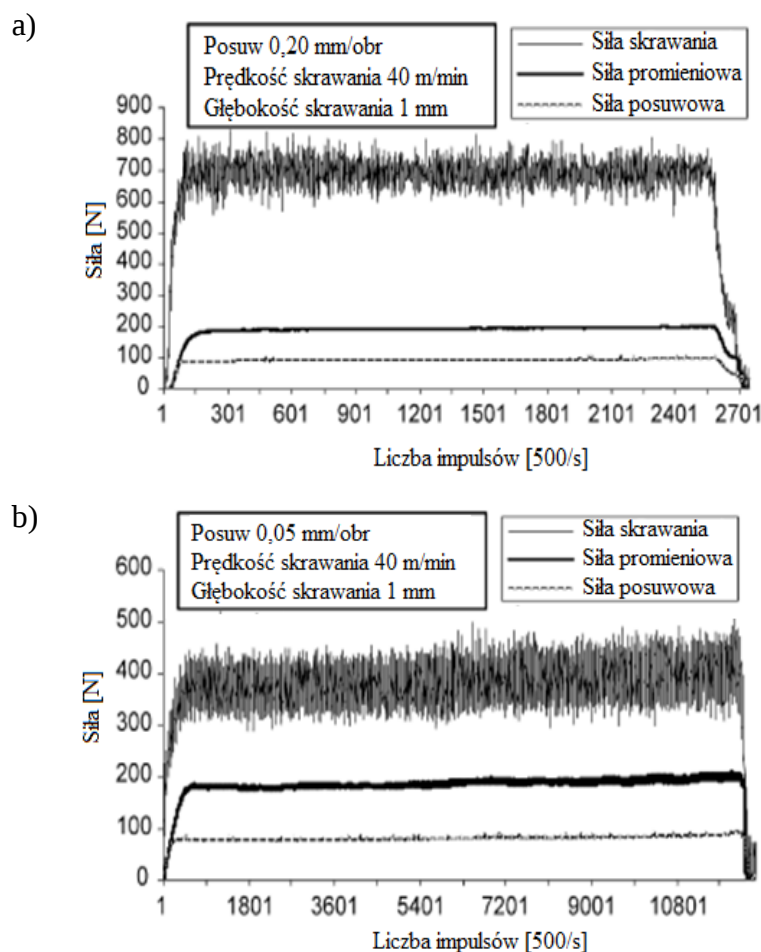
Rys. 23. Mikrofotografia SEM narzędzia z droбноziarnistego PCD po skrawaniu kompozytu wzmocnianego cząstkami SiC [1].

Badania [30] wskazały na wzrost wartości siły skrawania podczas toczenia kompozytów Al-4,5% Cu/TiC z większą zawartością zbrojenia ceramicznego. Jak wynika z wykresu (Rys. 24) w miarę rosnącej wartości zarówno posuwu f , jak i głębokości skrawania a_p , siła skrawania F_c rośnie w sposób liniowy. W przypadku posuwu $f = 0,36$ mm/obr, siła skrawania wzrosła o 200% względem obróbki z posuwem $f = 0,12$ mm/obr. Siła skrawania F_c w przypadku głębokości skrawania $a_p = 1$ mm wzrosła o ok. 80% względem $a_p = 0,5$ mm. Zwiększenie siły skrawania spowodowane jest rosnącymi oporami skrawania wynikającymi ze wzrostu zużycia narzędzia skrawającego. Rosnąca zawartość TiC w strukturze kompozytu również przyczynia się do wzrostu sił skrawania – o 25-30% przy 10% zawartości TiC, względem 5% zawartości TiC [73].



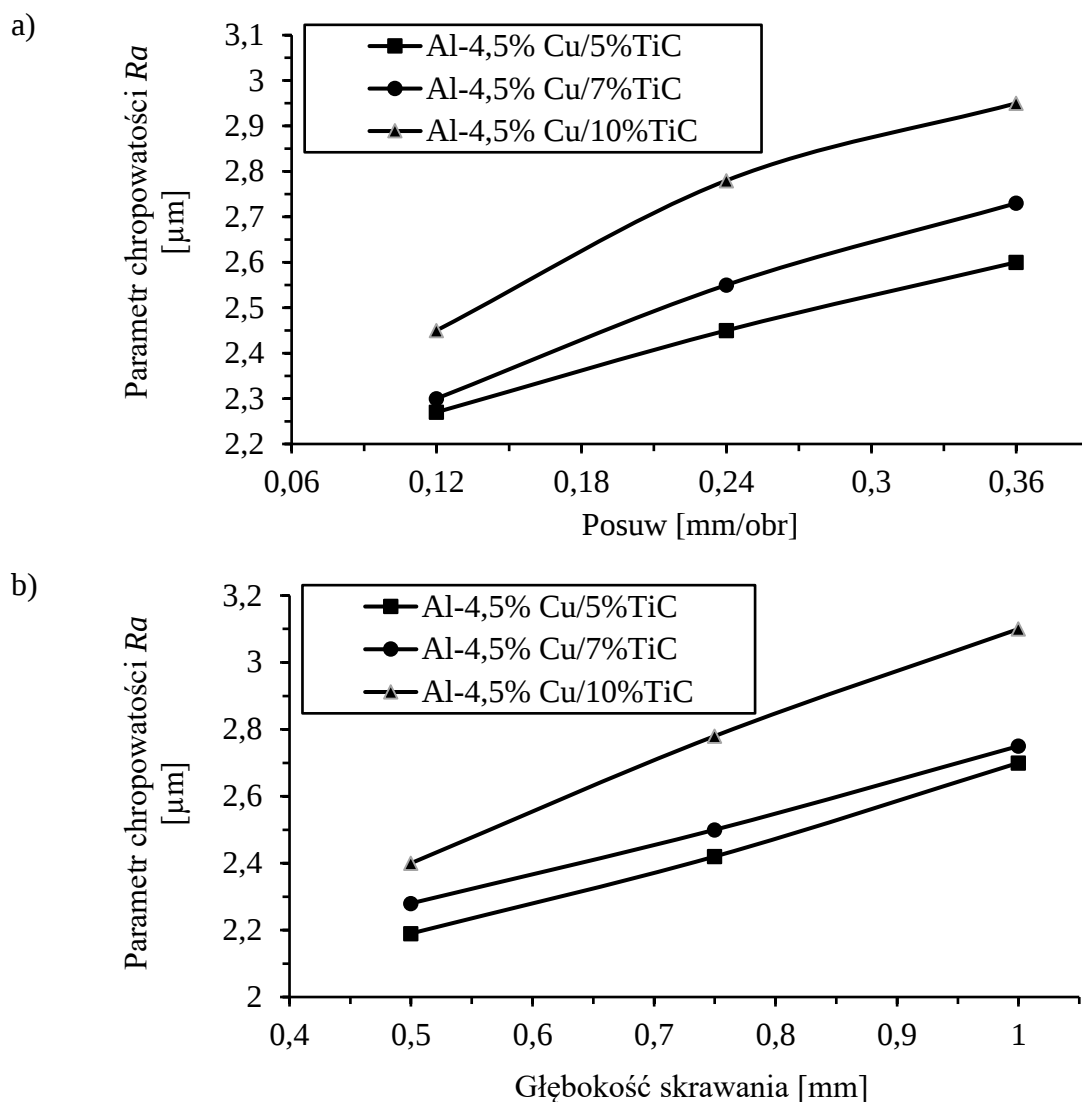
Rys. 24. Wpływ parametrów technologicznych procesu skrawania kompozytu in situ Al-4,5%Cu/TiC na wartość siły skrawania F_c : a) posuwu f ; b) głębokości skrawania a_p [73].

Rosnące siły skrawania towarzyszą m. in. rosnącemu zużyciu narzędzia. Przebieg sił skrawania (Rys. 24) w czasie pozwala określić oddziaływania i zjawiska towarzyszące procesowi, co przy niejednorodnej strukturze kompozytów jest bardzo istotne [30, 31, 33, 73, 169]. Obróbce kompozytu o mniejszej zawartości cząstek zbrojenia towarzyszy większa zmienność przebiegu wykresu sił, co z kolei jest spowodowane większymi odległościami pomiędzy poszczególnymi cząstkami zbrojenia, które są bardziej rozproszone [30]. Badania [30] wskazały, że przy zastosowaniu wyższych wartości posuwu f podczas obróbki kompozytów metalowo-ceramicznych rosną siły skrawania (Rys. 25). Wartość siły skrawania w przypadku posuwu $f = 0,2$ mm/obr (podczas stosowania płytki skrawającej o geometrii Wiper) były większe o 75% od sił występujących podczas obróbki z posuwem $f = 0,05$ mm/obr (podczas stosowania płytki skrawającej pozbawionej geometrii Wiper).



Rys. 25. Bezwzględna wielkość składowych siły podczas obróbki Al/SiC/30p z zastosowaniem: a) płytki o geometrii Wiper, b) bez geometrii Wiper [30].

W pracach [68, 73] wykazano, że chropowatość powierzchni kompozytów metalowych z dodatkiem cząstek wzmacniających wyrażona parametrem Ra ulega wzrostowi podczas rosnącego posuwu f oraz rosnącej głębokości skrawania a_p (Rys. 26). Wpływ na ten parametr chropowatości powierzchni ma również zawartość TiC w składzie kompozytu. Rosnąca zawartość TiC w strukturze kompozytu z 5% do 10% powoduje wzrost parametru Ra o ok. 10%. Zależność taka występuje podczas toczenia kompozytu Al-4,5%Cu/TiC z posuwem $f = 0,12$ mm/obr oraz z głębokością skrawania $a_p = 0,5$ mm. Wzrost posuwu do wartości $f = 0,36$ mm/obr powoduje wzrost wartości parametru Ra o 20% względem obróbki z posuwem o wartości $f = 0,12$ mm/obr. Natomiast wzrost głębokości skrawania do wartości $a_p = 1$ mm powoduje wzrost wartości parametru Ra o 30% w porównaniu z obróbką z głębokością skrawania $a_p = 0,5$ mm.

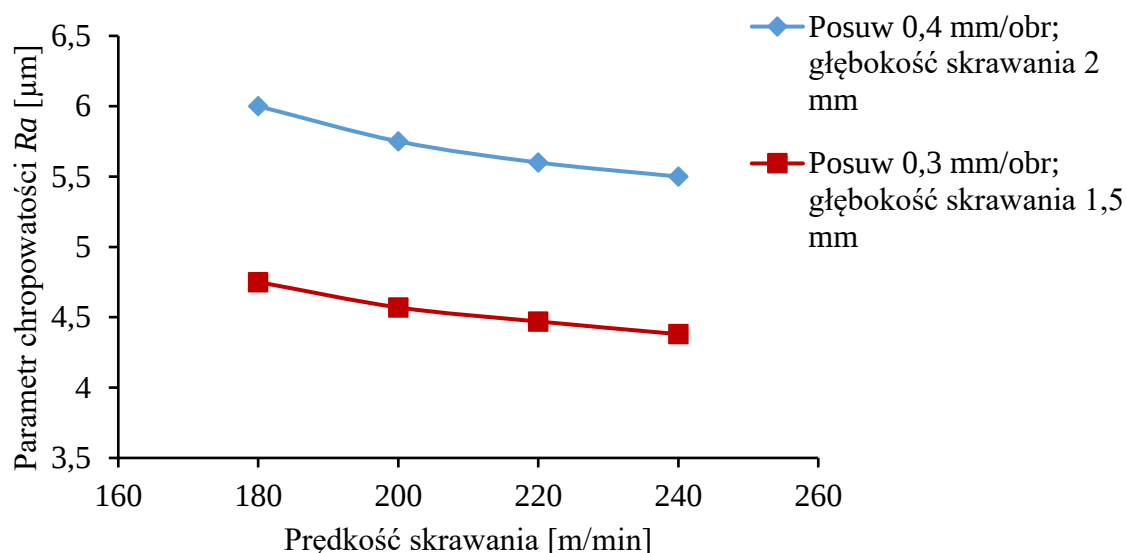


Rys. 26. Wpływ parametrów technologicznych procesu skrawania kompozytu in situ Al-4.5%Cu/TiC na wartość parametru chropowatości R_a :
a) posuwu f ; b) głębokości skrawania a_p [73].

Wzrost chropowatości powierzchni wraz ze wzrostem posuwu podczas obróbki skorelowany jest z rosnącym oporem skrawania i w konsekwencji powoduje wzrost temperatury obróbki. Rozgrzana osnowa powoduje osłabienie struktury materiału, co doprowadza do wyrywania ziaren zbrojenia. Obróbka z dużymi wartościami głębokości skrawania wpływa na wzrost objętości usuwanego materiału, co przekłada się na wydajność obróbki. Jednakże skrawanie w głębszych warstwach materiału powoduje rozbijanie twardych cząstek ceramicznego zbrojenia, powstawanie pustych przestrzeni w materiale, a w konsekwencji doprowadza do wzrostu chropowatości powierzchni [68, 73].

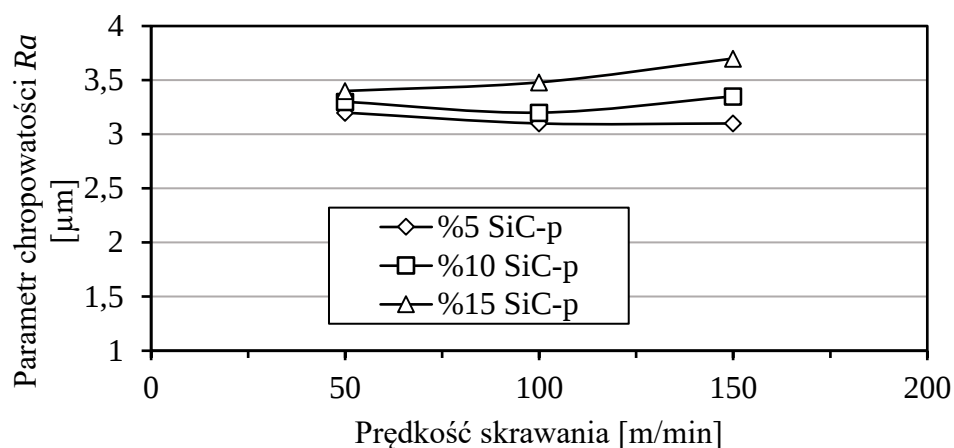
Z badań [46, 65, 69, 169] wynika, że chropowatość powierzchni po obróbce skrawaniem kompozytów metalowo-ceramicznych, jest tym mniejsza, im wyższa prędkość skrawania podczas procesu (Rys. 27) [15, 97, 119, 124, 158]. Są to wnioski odmienne od tych,

które zostały sformułowane w analizie wyników badań opisanych wcześniej [68, 73]. Zjawisko to uzasadnia się rosnącą temperaturą procesu, towarzyszącą wzrostowi prędkości skrawania. Wpływa ona na osłabienie sił zespalających ziarna zbrojenia z osnową. Drugim czynnikiem mającym wpływ na zmniejszenie chropowatości jest możliwość wystąpienia odkształceń plastycznych miękkiej osnowy, która pod wpływem temperatury procesu jest rozpraszana po powierzchni materiału obrabianego, powodując jej wygładzenie. Częstki ceramiki są ścinane przy wyższych prędkościach skrawania lub wyrwane z osnowy, gdy rośnie zużycie ostrza skrawającego [15, 97, 119, 124, 158]. Spadek wartości parametru chropowatości Ra przy $v_c = 240$ m/min jest równy 10% w porównaniu z wartością Ra przy $v_c = 180$ m/min. Wartość Ra przy posuwie $f = 0,4$ mm/obr i głębokości skrawania $a_p = 2$ mm jest wyższa o ok. 20% względem obróbki z posuwem $f = 0,3$ mm/obr i głębokością skrawania $a_p = 1,5$ mm.



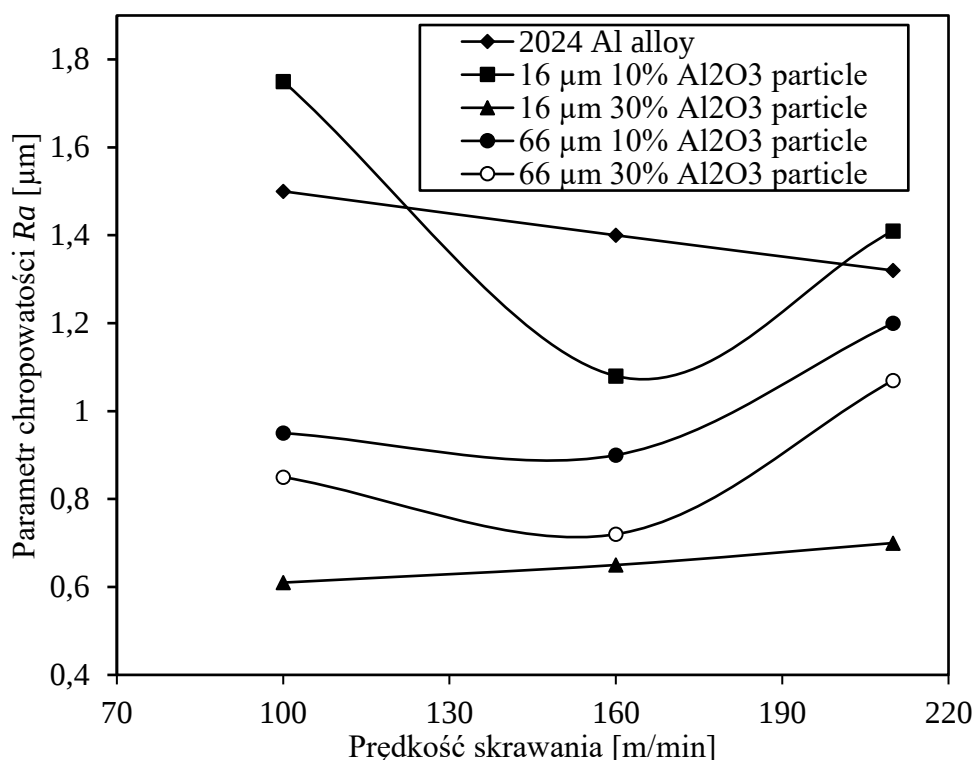
Rys. 27. Wpływ prędkości skrawania na chropowatość powierzchni kompozytu metalowo-ceramicznego o osnowie aluminiowej [169].

Według badań [24, 99, 139], na wartości parametrów struktury geometrycznej powierzchni kompozytów metalowo-ceramicznych Al/SiCp istotny wpływ wywiera procentowy udział w osnowie cząstek zbrojących. Stwierdzono, że w tych samych warunkach procesu skrawania większą chropowatość powierzchni obrobionej o ok. 15% obserwuje się przy 15%-owej zawartości cząstek zbrojących w osnowie, niż przy 5%-owej zawartości cząstek zbrojących w osnowie (Rys. 28) [99].



Rys. 28. Wpływ prędkości skrawania na chropowatość powierzchni kompozytów metalowo-ceramicznych o różnej zawartości cząstek zbrojących w osnowie [99].

W badaniach [124] zaobserwowano, że po obróbce kompozytu metalowo-ceramicznego o zawartości 10%-owej cząstek SiC chropowatość powierzchni była wyższa, niż w przypadku kompozytów o większej (30%) zawartości cząstek zbrojących (Rys. 29). W przypadku obróbki z $v_c = 215$ m/min, wzrost ten wyniósł ok. 125%. Z analizy wykresu (Rys. 29) wynika również, że wzrost prędkości skrawania v_c powoduje różne oddziaływanie na chropowatość powierzchni w zależności od rozmiaru i zawartości ziaren zbrojenia w kompozycie. W przypadku większości badanych próbek najniższą chropowatość uzyskano przy $v_c = 160$ m/min. Tylko w przypadku niewzmocnionego stopu Al wzrost prędkości skrawania powodował spadek chropowatości, a w przypadku próbki z zawartością zbrojenia na poziomie 30% i rozmiarze 16 μm wzrost prędkości skrawania powodował wzrost chropowatości.



Rys. 29. Zmiana średniej chropowatości powierzchni Ra wraz z prędkością skrawania podczas obróbki kompozytu wzmocnionego cząstkami Al_2O_3 o zawartości 10 i 30% oraz wielkości 16 μm i 66 μm [124].

Badania przedstawione w pracy [149] wykazały, że obróbka kompozytów z nasycanym zbrojeniem, w których strukturze przeważa zbrojenie ceramiczne przy zastosowaniu narzędzi ceramicznych nie daje wymaganych efektów jakościowych powierzchni obrobionej oraz powoduje intensywne zużywanie się narzędzi skrawających. Badania [58, 109, 116] przeprowadzane nad procesem obróbki kompozytów o osnowie metalowej zostały przeprowadzone z zastosowaniem narzędzi wykonanych z regularnego azotku boru (CBN) oraz polikrystalicznego diamentu (PCD). Stwierdzono, że zastosowane narzędzia z materiałów supertwardych charakteryzują się znacząco większą trwałością i mniejszym zużyciem podczas obróbki kompozytów metalowo-ceramicznych, niż narzędzia węglkowe, czy ceramiczne.

Analiza badań [1, 166] umożliwia określenie wpływu wielkości ziaren materiału narzędziowego na skrawność. Udowodniono, że ostrza skrawające wykonane z diamentu gruboziarnistego mają większą odporność na skrawanie twardych wtrąceń, stanowiących zbrojenie w kompozytach metalowo-ceramicznych, niż narzędzia wykonane z diamentu drobnoziarnistego [1, 110, 166].

Z analizy dostępnej literatury wynika jednoznacznie, że najbardziej przydatnym materiałem narzędziowym do obróbki kompozytów metalowo-ceramicznych jest polikrystaliczny diament [1, 27, 33, 53, 58, 77, 81, 82, 85, 115, 124, 145, 166, 172].

1.7. Podsumowanie analizy literatury i wnioski do badań własnych

Metalowe kompozyty hybrydowe z osnową metalową ze względu na swoje właściwości są stosowane w przemyśle motoryzacyjnym, czy lotniczym. Ich popularność warunkuje ciągłość metalowej osnowy z wytrzymałością i twardością fazy wzmacniającej. Wyróżniają się wysoką wytrzymałością, właściwościami tłumiącymi drgania i dużą odpornością na zużycie [3, 4, 7, 9, 39, 95, 136, 176].

Zasadniczym problemem występującym w procesach wytwarzania metalowych kompozytów odlewanych jest uzyskanie jednorodnej dyspersji cząstek ceramicznych jako wzmocnienia. Istotne z punktu widzenia zastosowań materiałów kompozytowych jest to, że właściwy rozkład zbrojenia w osnowie determinuje końcowe właściwości materiału [79]. W licznych pracach naukowych [45, 55, 78, 98, 103, 108, 142, 163, 167, 175] opisano próby rozwiązania problemu negatywnego wpływu aglomeracji małych cząstek na właściwości kompozytu. Jednorodną dyspersję cząstek uzyskano wyłącznie w próbkach o niewielkich rozmiarach, które nie są przydatne w zastosowaniach inżynierskich. W wielu pracach [32, 107, 122, 146, 148, 165, 170] nie badano właściwości mechanicznych kompozytów hybrydowych lub wskazywano na problemy z ich wytwarzaniem, jak skomplikowane i kosztowne procesy wytwórcze, czy tworzące się w procesie wytwarzania aglomeraty, jednak nie przedstawiono prób ich rozwiązania. Równomierne rozłożenie zbrojenia w osnowie umożliwia zastosowanie metody nasycania zbrojenia w wyniku infiltracji próżniowej. Wzmocnienie kompozytów w postaci cząstek ceramiki powoduje poprawę właściwości tribologicznych przy równocześnie niezmiennych lub nawet pogorszających się właściwościach mechanicznych. Kompozyty wzmacniane włóknami charakteryzują się lepszymi właściwościami mechanicznymi w porównaniu z osnową, ale dodatek włókien nie ma wpływu na właściwości tribologiczne. Mimo wielu zalet opisanych metod wytwarzania kompozytów metalowo-ceramicznych najbardziej obiecująca jest infiltracja próżniowa ciekłym metalem przygotowanej wcześniej kształtki zbrojącej. Możliwe jest przy jej zastosowaniu połączenie w zbrojeniu zarówno cząstek ceramiki, jak i włókien, co może poskutkować wzrostem zarówno właściwości tribologicznych, jak również właściwości mechanicznych.

W obszarze obróbki skrawaniem metalowych kompozytów hybrydowych badania prowadzone były nad różnymi materiałami skrawanymi składającymi się w większości z aluminiowej osnowy oraz różnego rodzaju dodatków wzmacniających (w większości cząstek SiC, grafitu, rzadziej Al_2O_3) [12, 15, 72, 73, 75, 89, 115, 117, 127, 140, 147, 169]. Kompozyty metalowo-ceramiczne zarówno z jedno, jak i z dwuskładnikowym zbrojeniem były poddawane różnym sposobom obróbki: wiercenia, frezowania, toczenia [75, 169]. Przeprowadzono próby

obróbki materiałów o zawartości fazy zbrojącej do 35% [117]. Jednak większość badaczy skupiło się nad oceną skrawalności kompozytów o kilku- lub kilkunasto-procentowym udziale fazy wzmacniającej w osnowie [12, 72, 73, 89, 115, 117, 127, 140, 147]. W dostępnej literaturze nie znaleziono opisanych prób obróbki skrawaniem kompozytów hybrydowych z fazą zbrojącą stanowiącą ponad 50% zawartości materiału.

Analizując badania przedstawione w dostępnej literaturze, dotyczących wytwarzania i obróbki mechanicznej kompozytów metalowo-ceramicznych, można stwierdzić, że:

1. Dodanie składników wzmacniających do osnowy metalicznej powoduje trzykrotny wzrost wytrzymałości mechanicznej kompozytu w porównaniu z materiałem osnowy [3]. W przypadku wyników badań [122] kompozytu $\text{Al7075} + 1\%\text{TaC} + 8\%\text{Si}_3\text{N}_4 + 2\%\text{Ti}$ (634 MPa) zaobserwowano wzrost wytrzymałości mechanicznej w porównaniu do niewzmocnionego stopu Al7075 (325 MPa).
2. W przypadku badań [74] uzyskano ośmiokrotny wzrost twardości hybrydowego materiału kompozytowego $\text{Al/7075/Al}_2\text{O}_3/\text{grafit}$ w porównaniu z materiałem aluminiowej osnowy.
3. Wyniki badań materiałów kompozytowych o osnowie aluminiowej zbrojonych cząstkami ceramicznymi [101, 121] wskazują, na możliwość spadku udarności materiału kompozytowego wzmacnianego jednoskładnikowym zbrojeniem.
4. Istotnym problemem [60] w strukturze kompozytów metalowo-ceramicznych, zarówno hybrydowych, jak i wzmacnianych jednym składnikiem, który ma duży wpływ na właściwości tych materiałów jest możliwość tworzenia aglomeratów fazy zbrojącej. Powstałe skupiska prowadzą do tworzenia się zamkniętych porowatości, które nie są wypełnione osnową, co z kolei przekłada się na osłabienie materiału.
5. W badaniach przeprowadzonych w pracy [122] wykazano spadek współczynnika tarcia wraz ze wzrostem procentowym udziału cząstek wzmocnienia $\text{TaC/Si}_3\text{N}_4/\text{Ti}$ w strukturze kompozytów na osnowie stopu AA7075.
6. W badaniach [10, 13, 74, 122] wykazano, że zwiększający się procentowy dodatek cząstek wzmacniających w kompozytach o osnowie aluminiowej powoduje zmniejszenie zużycia tribologicznego materiału kompozytowego o osnowie stopu Al wzmocnionego cząstkami SiC i włóknami węglowymi.
7. Zastosowanie metody infiltracji próżniowej w połączeniu z metodami Rapid Prototyping umożliwia wytwarzanie precyzyjnych kształtowych odlewów kompozytowych z nasycanym zbrojeniem [51, 52, 59, 95, 150].
8. Bardzo istotnym zagadnieniem wpływającym na możliwość nasycenia zbrojenia ceramicznego są zjawiska powierzchniowe występujące w kapilarach na granicy faz osnowy i zbrojenia [59, 91].
9. W licznych badaniach [30, 73] nad skrawalnością kompozytów metalowo-ceramicznych wykazano, że wartość siły skrawania rośnie wraz ze wzrostem posuwu f

oraz głębokości skrawania a_p . Jednak z tych dwóch parametrów, to wartość posuwu ma większy wpływ na opory podczas obróbki skrawaniem [30, 73].

10. Wzrost zawartości procentowej twardego zbrojenia w kompozycie znacząco wpływa na wzrost siły skrawania. Jest to skorelowane ze wzrostem intensywności zużycia narzędzi skrawających [30, 73].
11. Na parametry chropowatości powierzchni obrobionej oraz na skrawność materiałów narzędziowych istotny wpływ ma kształt, wielkość, zawartość procentowa oraz rodzaj zbrojenia materiału kompozytowego [61, 99, 124, 139].
12. W pracach [68,73] wykazano, że chropowatość powierzchni obrobionej wyrażonej parametrem Ra kompozytów metalowo-ceramicznych rośnie na skutek wzrostu posuwu f i głębokości skrawania a_p . Zdecydowanie większy wpływ na strukturę geometryczną powierzchni obrobionej ma wzrost posuwu f . Przy mniejszych wartościach posuwu f tworzenie powierzchni obrobionej ma charakter losowy [34, 46, 61, 65, 68, 73, 110, 148, 169].
13. Istotny wpływ na chropowatość powierzchni obrobionej kompozytów metalowo-ceramicznych ma wzrost prędkości skrawania v_c [15, 24, 95, 97, 99, 109, 116, 139]. Wzrost temperatury spowodowany rosnącą prędkością skrawania v_c , wpływa na osłabienie sił zespalających ziarna zbrojenia z osnową oraz na możliwość wygładzania powierzchni osnowy Al. Podwyższona temperatura procesu powoduje uplastycznienie osnowy, a wyrwane ze struktury cząstki ceramiki powodują „rozmazanie” uplastycznionej osnowy i wygładzenie powierzchni [15, 97, 119, 124, 158].
14. Najniższe wartości parametrów chropowatości powierzchni kompozytów metalowo-ceramicznych oraz największą trwałość ostrzy skrawających uzyskuje się podczas zastosowania do obróbki mechanicznej narzędzi skrawających wykonanych z CBN i PCD. Narzędzia wykonane z polikrystalicznego diamentu są najczęściej zalecane do obróbki skrawaniem kompozytów metalowo-ceramicznych [58, 109, 116].
15. Podczas obróbki kompozytów metalowo-ceramicznych zużyciu narzędzi skrawających towarzyszy przede wszystkim mechanizm ścierny [1, 27, 33, 53, 58, 77, 81, 82, 85, 124, 145, 166, 172].

Większość badań dotycząca nowych materiałów kompozytowych skupia się nad otrzymywaniem kompozytów metalowo-ceramicznych metodą odlewania z mieszaniem. Udane próby nasycania zbrojenia dotyczą tylko próbek o niewielkich rozmiarach. W dostępnej literaturze nie znaleziono badań dotyczących wytwarzania, badania i analizy właściwości mechanicznych oraz tribologicznych kompozytowych odlewów kształtowych z nasycanym zbrojeniem, których struktura zbudowana jest w ponad 50% z fazy zbrojącej [8, 9, 12, 67, 75, 89, 127, 134, 140, 141, 147, 169]. W dostępnej literaturze nie znaleziono informacji o badaniach dotyczących oceny skrawalności materiału zbudowanego z ceramicznego

dwuskładnikowego zbrojenia, które jest nasycane ciekłym metalem w warunkach wytworzonej próżni.

2. Cel i zakres pracy

Prowadzone badania miały na celu analizę procesu wytwarzania kształtowych odlewów z nasycanym hybrydowym zbrojeniem ceramicznym w jednorazowych formach ceramicznych oraz określenie wpływu warunków skrawania kompozytu hybrydowego na wybrane wskaźniki skrawalności podczas toczenia za pomocą wybranych narzędzi.

Zbadany został wpływ parametrów technologicznych procesu skrawania na wskaźniki zużycia ostrza skrawającego oraz jakość powierzchni obrobionej.

Zakres badań obejmował określenie możliwości nasycania ciekłym metalem w warunkach infiltracji próżniowej kształtek ceramicznych wykonanych z ceramiki Al_2O_3 o ziarnistościach FEPA100/250/500/1000 wzbogaconej włóknami glinokrzemianowymi w ilości 1,87%, 2,77%, 3,66%, 4,54% zawartości w suchej masie ceramicznej. Zbadano wytrzymałość na zginanie kształtek ceramicznych, które były wyżarzane w temperaturach $T = 600, 760, 800, 900, 1000, 1100^{\circ}C$. Właściwości tribologiczne otrzymanego kompozytu zostały zbadane z zastosowaniem metody pin-on-plate, polegającej na zmierzeniu średnicy powierzchni zużycia d_{min} [μm], szerokości ścieżki pozostawionej w skutek zużycia powierzchni kompozytu s [μm] oraz współczynnika tarcia. Podczas badań określono właściwości mechaniczne wytworzonego kompozytu.

Badania właściwe z zakresu toczenia otrzymanego materiału kompozytowego przeprowadzono z zastosowaniem płytek skrawających Kyocera TPGN 110304 T00815SE wykonanych z CBN oraz Kyocera TPGN 110304 SE wykonanych z PCD. Badania przeprowadzono w następujących warunkach: prędkości skrawania $v_c = 45, 90, 135$ m/min; posuwu $f = 0,05$ i $0,1$ mm/obr oraz przy stałej głębokości skrawania $a_p = 0,15$ mm.

W tabeli 3 zaprezentowano poszczególne etapy pracy wraz z ich celami oraz przeprowadzonymi badaniami.

Tab. 3. Etapy badań własnych z wyszczególnionymi celami.

Etap badań	Cele szczegółowe badań	Wykonane badania	Rozdział
Badania wstępne	– Opracowanie składu kompozytu. – Dobór ziarnistości ceramiki Al_2O_3 pozwalającej na wytworzenie porowatości nasycanej ciekłym metalem.	Przygotowanie kształtek z ceramiki Al_2O_3 o ziarnistościach FEPA100/250/500/1000. Nasycanie kształtek stopem AlSi11 oraz ich analiza metalograficzna.	4.1.1., 4.1.2.
	– Analiza wpływu temperatury wyżarzania kształtki ceramicznej oraz zawartości dodatkowego składnika zbrojenia ceramicznego (włókna glinokrzemianowego) na wytrzymałość na zginanie.	Wyżarzanie kształtek ceramicznych w temperaturach 600, 760, 800, 900, 1000, 1100°C. Przeprowadzenie prób wytrzymałości na zginanie kształtek ceramicznych wyżarzanych w danych temperaturach.	4.1.3.
Badania zasadnicze	– Analiza wpływu zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu ceramicznym na właściwości mechaniczne kompozytu.	Wykonanie statycznej próby rozciągania kompozytów. Wykonanie badania twardości metodą Brinella	4.1.4., 4.1.5.
	– Określenie wpływu zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu ceramicznym na odporność na ścieranie kompozytu.	Badania tribologiczne materiału kompozytowego.	4.1.5.

	– Badanie porowatości i gęstości pozornej zbrojenia ceramicznego.	Oznaczenie gęstości pozornej i porowatości otwartej wg normy PN-EN 1936:2007.	4.1.6.
	– Opracowanie technologii wytwarzania kształtowego odlewu kompozytowego z nasycanym dwuskładnikowym zbrojeniem. – Analiza możliwości zastosowania do procesu metod Rapid Prototyping.	Projektowanie i wytwarzanie kształtowego odlewu kompozytowego.	4.1.7.
	– Analiza struktury geometrycznej powierzchni obrobionej. – Określenie zjawisk towarzyszących zużyciu narzędzi skrawających. – Analiza skrawności narzędzi wykonanych z CBN i PCD. – Określenie trwałości narzędzia skrawającego.	Dobór parametrów toczenia: prędkości skrawania, posuwu. Zbadano chropowatość powierzchni obrobionej. Badanie siły skrawania oraz zużycia narzędzi wykonanych z CBN i PCD. Badanie mikroskopowe SEM narzędzi skrawających.	4.2.1., 4.2.2.

3. Metodyka i technika badań

3.1. Metodyka badań

Badania własne składały się z serii eksperymentów polegających na wytworzeniu materiału kompozytowego oraz mających na celu zbadanie jego skrawalności.

W pierwszej fazie dobrano skład zbrojącej masy ceramicznej oraz zbadano wpływ temperatury spiekania ceramiki i zawartości włókna glinokrzemianowego na wytrzymałość na zginanie R_g , według zależności:

$$R_g = \frac{M}{W} \left[\frac{kg}{mm^2} \right], \quad (6)$$

gdzie:

M – moment zginający [kGmm^{-2}],

W – wskaźnik wytrzymałości [mm^3].

W oparciu o uzyskane wyniki przeprowadzono próby nasycania i dokonano analizy metalograficznej uzyskanych próbek materiału kompozytowego. Przeprowadzone zostały badania wytrzymałościowe materiału kompozytowego podczas których zmierzona została wytrzymałość na rozciąganie.

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} [\text{MPa}], \quad (7)$$

gdzie:

F_m - największa siła rozciągająca [N],

S_0 - pole przekroju poprzecznego roboczej części próbki przed obciążeniem [mm^2].

Wykonano również badanie porowatości otwartej i gęstości pozornej w oparciu o normę PN-EN 1936:2007.

W drugiej fazie badań własnych zbadano wpływ parametrów technologicznych: prędkości skrawania v_c [m/min], posuwu f [mm/obr] oraz głębokości skrawania a_p [mm] na zużycie ostrza skrawającego VB_c [mm] i siłę skrawania F_c [N].

W badaniach eksperymentalnych dotyczących procesu skrawania bardzo istotne są pomiary chropowatości powierzchni. Jest to związane z wpływem parametrów struktury geometrycznej powierzchni na pracę współdziałających ze sobą elementów maszyn. Podczas pomiarów i analizy profilu chropowatości powierzchni korzystano z zapisów i regulacji normy PN-EN ISO 4287. Zdefiniowane jest w niej pojęcie filtru profilu, wyodrębniającego wszystkie składowe.

Badania prowadzono w oparciu o eksperymenty z liczbą powtórzeń od 5 do 6, a w uzasadnionych przypadkach do 3. Analizę statystyczną badanych wyników opracowano w oparciu o następujące wielkości:

- średniej X_q :

$$X_q = \frac{\sum_{i=1}^n X_i}{n}, \quad (8)$$

gdzie:

n – liczba pomiarów,

- rozstępu R :

$$R = |X_{\max}| - |X_{\min}|, \quad (9)$$

gdzie:

$X_{\max}$ – wartość maksymalna,

$X_{\min}$ – wartość minimalna,

- odchylenia standardowego s :

$$s = \sqrt{\frac{s_1^2 + s_2^2 + \dots + s_n^2}{n}}, \quad (10)$$

gdzie:

s_n – kolejne pomiary,

n – liczba pomiarów,

- wartości maksymalnej $|X_{max}|$,
- wartości minimalnej $|X_{min}|$.

Jako miarę rozrzutu przyjęto rozstęp R , który oznaczono przedziałem na każdym wykresie.

3.2. Technika badań

3.2.1. Dobór składników zbrojenia ceramicznego oraz stopu osnowy

Podstawą doboru składników zbrojenia ceramicznego były ich właściwości. Z tego względu zdecydowano się na zastosowanie ceramiki Al_2O_3 (ceramiki elektrokorundowej). W porównaniu z np. ceramiką SiC wykazuje ona mniejszą twardość, ale co z tym związane jest o wiele mniej krucha (Tab. 4). Ma to wpływ na większą wytrzymałość mechaniczną zbrojenia ceramicznego, a w konsekwencji materiału kompozytowego [64].

Tab. 4. Wybrane właściwości ceramiki Al_2O_3 (opracowano na podstawie [64]).

Właściwość	Jednostka	Wartość
Gęstość	[g/cm ³]	3,90-3,99
Moduł Younga E	[GPa]	300-420
Wytrzymałość na zginanie R_g	[GPa]	280-400
Temperatura topnienia, mięknięcia lub rozkładu	[°C]	2047
Maksymalna temperatura pracy	[°C]	1497
Współczynnik przewodzenia ciepła, λ	[W/m·K]	29-30
Odporność na szoki cieplne	[-]	średnia

Zdecydowano, że drugim składnikiem, zgodnie z założeniami badań własnych, mającym poprawić właściwości mechaniczne materiału będą włókna. Dodatek włókien do fazy zbrojącej

może wg badań [169] poprawić właściwości mechaniczne materiału kompozytowego. Podobnie, jak w przypadku ceramiki istnieje wiele rodzajów włókien [19, 35, 125, 157, 173].

Ze względu na wymagane właściwości mechaniczne materiałów konstrukcyjnych w kompozytach metalowych najczęściej stosowane są włókna [19]:

- szklane,
- węglowe,
- ceramiczne,
- bazaltowe.

W tabeli 5 przedstawiono wybrane właściwości najpopularniejszych w zastosowaniach włókien.

Tab. 5. Właściwości mechaniczne wybranych włókien [19, 35, 125, 157, 173].

Właściwość	Jednostka	Włókna szklane	Włókna węglowe	Włókna bazaltowe	Włókna glinokrzemianowe
Gęstość	[g/cm ³]	2,5	1,8	1,4	3,05
Średnica	[μm]	5-25	5-10	10-20	~10
Moduł Younga E	[MPa]	65-72	200-600	80-90	150 000
Wytrzymałość na rozciąganie R_m	[MPa]	1700-3500	2000-5000	2800-3100	1630
Temperatura topnienia, mięknięcia lub rozkładu w warunkach atmosfery tlenowej	[°C]	~300	~400	>800	1760

Włókna będące składnikiem zbrojenia ceramicznego muszą zachować swoje właściwości po oddziaływaniu temperatury 1000°C. Jest to temperatura, w której wyżarzana jest ceramika.

Aby określić wpływ temperatury na właściwości wyselekcjonowanych włókien oraz potwierdzić dane literaturowe wykonano próbę ich wyżarzania w temperaturze 1000°C. Próbkę włókna szklanego, węglowego, bazaltowego i glinokrzemianowego umieszczono w tyglach ceramicznych i umieszczono w piecu komorowym na 8 godzin. Po tym czasie określono, jak temperatura wpłynęła na wyselekcjonowane włókna.

W badaniach wstępnych zastosowano stop osnowy EN AB 44000 (AlSi11), którego skład chemiczny oraz właściwości fizyczne i mechaniczne przedstawiono w tabeli 6.

Tab. 6. Skład i właściwości stopu EN AB 44000 (AlSi11) [karta charakterystyki].

Zawartość poszczególnych składników stopowych stopu EN AB 44000 (AlSi11)						
Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Mg	Ti
[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
10,0 – 11,8	0,15	0,03	0,1	0,07	0,45	0,15
Właściwości fizyczne i mechaniczne stopu EN AB 44000 (AlSi11)						
Wytrzymałość na rozciąganie R_m			[MPa]	250 – 350		
Umowna granica plastyczności $R_{p0.2}$			[MPa]	140 – 230		
Twardość Brinella HB			[kg/mm ²]	60 – 80		
Wydłużenie A			[%]	2,0 – 10,0		
Gęstość			[g/cm ³]	2,6		
Skrawalność			[-]	Średnia		
Odporność na korozję			[-]	Średnia		
Przewodność cieplna			[W/mK]	150 – 180		
Przewodność elektryczna			[%IACS]	30 – 35		

3.2.2. Wyznaczanie minimalnej średnicy kapilary

W celu przeprowadzenia prób nasycania próżniowego porowatych preform ceramicznych należy przeprowadzić analizę matematyczną w oparciu o zjawiska kapilarne i zwilżalność występujące pomiędzy fazami ciekłej osnowy i fazy wzmacniającej. Przeprowadzenie nasycania ciekłym metalem porowatego wzmocnienia wymaga spełnienia określonych warunków, które opisane i przeanalizowane zostały w podrozdziale 1.4. *Wytwarzanie kompozytów z nasycanym zbrojeniem*. Analiza i obliczenia oraz ustalenia warunków nasycania porowatej preformy ceramicznej ciekłym metalem w warunkach wytworzonej próżni przeprowadzone zostały na podstawie następujących równań matematycznych:

$$\Delta P = P_k - P_p + P_n, \quad (11)$$

$$P_k = \frac{4\sigma}{d} \cos\theta, \quad (12)$$

3.2.1. Badanie porowatości otwartej i gęstości pozornej

Stopień porowatości, jak i powiązana z tym gęstość kształtki ceramicznej wyznaczono najpierw analitycznie, a następnie doświadczalnie. W tym celu posłużono się metodą oznaczania gęstości pozornej i porowatości otwartej materiałów ziarnistych, opisaną normą PN-EN 1936:2007. Metoda polegała na określeniu różnicy masy przygotowanych próbek zbrojenia ceramicznego zmierzonej w wodzie oraz w powietrzu. Podciśnieniowe nasycanie próbek wodą prowadzono przez 1 h. W skład stanowiska wchodziły pompa próżniowa i eksykator próżniowy. Do pomiarów mas użyto dokładnej wagi analitycznej Explorer EX225DM. Stanowiska badawcze zostały przedstawione na rys. 30 i 31.



Rys. 30. Widok stanowiska do podciśnieniowego nasycania próbek wodą.



Rys. 31. Waga laboratoryjna z umieszczoną próbką.

W celu wyznaczenia porowatości i gęstości posłużono się następującymi zależnościami:

a) porowatość otwarta

Porowatość otwarta jest wyrażona przez stosunek (w procentach) objętości porów otwartych do objętości próbki, zgodnie ze wzorem:

$$P = \frac{m_2 - m_1}{m_2 - m_3} \cdot 100\%, \quad (13)$$

gdzie:

m_1 – masa próbki wysuszonej [g],

m_2 – masa próbki nasyconej wodą [g],

m_3 – masa próbki nasyconej wodą, zważoną w wodzie [g],

b) gęstość pozorna (objętościowa)

Gęstość pozorna (g/cm^3) wyrażona jest przez stosunek masy suchej próbki do jej objętości, zgodnie ze wzorem:

$$\rho_p = \frac{m_1}{m_2 - m_3} \cdot \rho_{rh}, \quad (14)$$

gdzie:

m_1 – masa próbki wysuszonej [g],

m_2 – masa próbki nasyconej wodą [g],

m_3 – masa próbki nasyconej wodą, zważoną w wodzie [g],

ρ_{rh} – gęstość wody w badanej temperaturze [$\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$],

$\rho_{rh} = 0,9997 [\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}]$ dla temperatury badania równej 10°C .

3.2.2. Wytwarzanie i nasycanie kształtki ceramicznej

Przygotowanie ceramiki

Wytworzenie ceramicznej porowatej preformy o kapilarach charakteryzujących się taką geometrią, aby możliwe było nasycenie ich ciekłym stopem jest etapem kluczowym dla wytwarzania kompozytów metalowych z nasycanym zbrojeniem. Na podstawie analizowanej literatury, wybrano spiekanie ceramiki jako metodę wytwarzania ceramicznej porowatej preformy. Opracowano następującą procedurę:

1. Wymieszanie dokładnie odmierzonej ceramiki Al_2O_3 z dodatkiem szkła wodnego.
2. Umieszczenie masy ceramicznej w silikonowej formie, której zadaniem było nadanie wstępnego kształtu ceramiki.
3. Prasowanie masy ceramicznej z zastosowaniem bijaka laboratoryjnego.
4. Przedmuchanie sprasowanej ceramiki sprężonym CO_2 .

5. Wyjęcie kształtki z silikonowej foremki.
6. Spiekanie ceramiki w temperaturze 1000°C (przyrostowo przez 8 h).

Dodatkowym aspektem była konieczność znaczącego ograniczenia ilości dodawanego do suchej ceramiki szkła wodnego, aby możliwe było sprasowanie masy. Szkło wodne stanowi związek, który wstępnie zespala cząstki ceramiki. Na skutek reakcji z CO₂ oraz oddziaływania wysokiej temperatury dochodzi do trwałego połączenia ziaren ceramiki w zbrojeniu.

Próbki (Rys. 32) przygotowano w oparciu o podane składniki (Tab. 7). Zdecydowano się przygotować kilka próbek wykonanych z elektrokorundu o różnej ziarnistości, aby sprawdzić możliwość nasycenia ciekłym metalem zbrojenia wykonanego z elektrokorundu o ziarnistości FEPA1000/500/250/100.

Tab. 7. Składniki mieszaniny.

Składnik	Nazwa handlowa	Masa [g]
Ceramika Al ₂ O ₃	Elektrokorund FEPA1000/500//250/100	50
Spoiwo	Szkło wodne sodowe	2,5

Obserwacje konsystencji masy ceramicznej oraz doświadczenie badawcze wykazały, że szkło wodne powinno zostać dodawane w proporcji: 5 j. wag. na 100 j. wag. suchej masy ceramicznej (5:100).



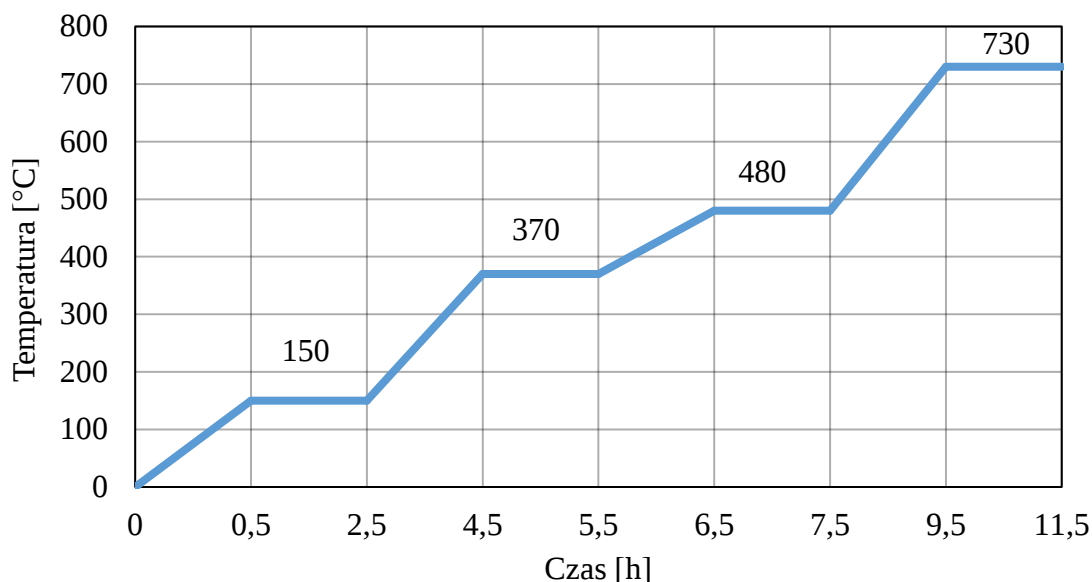
Rys. 32. Widok sprasowanej masy ceramicznej w silikonowych formach.

Nasycanie kształtek ceramicznych ciekłym metalem w warunkach infiltracji próżniowej

Wytypowane próbki zostały zaimpregnowane ciekłą parafiną w celu zamknięcia porów otwartych, aby uniemożliwić wpłynięcie masy gipsowej na etapie wykonywania form odlewniczych. Następnie dolutowano woskowe układy wlewowo-zasilające i tak przygotowane

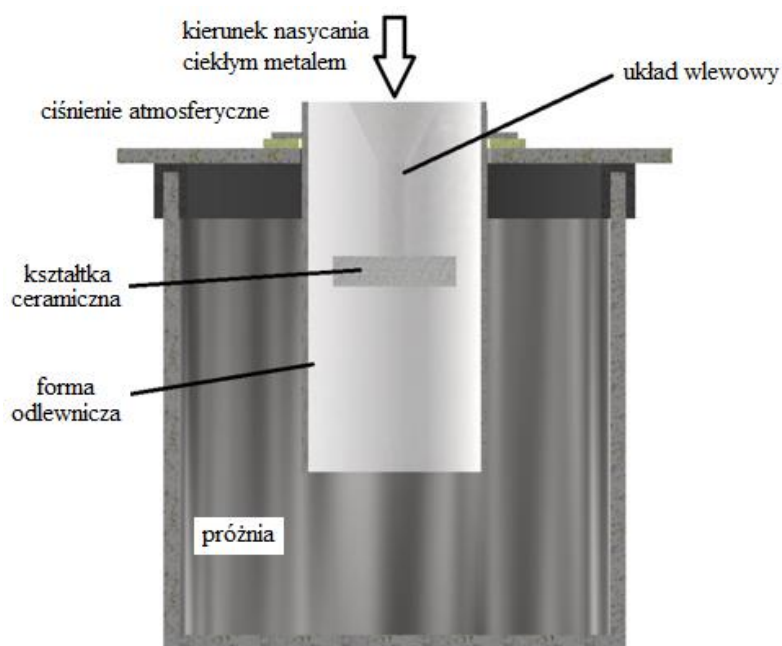
próbki umieszczono w tulejach stalowych, które zostały zalane odgazowaną mieszanką gipsu odlewniczego z wodą.

Przygotowane formy odlewnicze trafiały do pieca, w którym przeprowadzony został proces wyżarzania przez 11,5 godz., według procedury zamieszczonej wg schematu (Rys. 33)



Rys. 33. Procedura wyżarzania przyrostowego form odlewniczych przeznaczona dla stopów aluminium.

Po wyżarzeniu form odlewniczych umieszczono je kolejno w komorze próżniowej i nasycono ciekłym stopem aluminium metodą infiltracji próżniowej. Metoda ta polega na nasycaniu ciekłym stopem ceramicznej porowatej preformy umieszczonej w przepuszczalnej gipsowej formie odlewniczej. Na rysunku 34 przedstawiono schemat przeprowadzanego procesu infiltracji próżniowej, a na rysunku 35 stanowisko do przeprowadzania infiltracji ciekłym metalem.



Rys. 34. Schemat procesu infiltracji próżniowej (opracowanie własne).

W skład stanowiska (Rys. 35) wchodzi piec odlewniczy Nabertherm, komora próżniowa z pompą próżniową i manometrem oraz aparatura pomiarowa do pomiarów temperatury ciekłego stopu.



Rys. 35. Stanowisko do odlewania podciśnieniowego.

W tabeli 8 Przedstawiono warunki nasycania ciekłym stopem Al w warunkach podciśnienia.

Tab. 8. Warunki nasycania ciekłym stopem w warunkach podciśnienia.

Parametr	Oznaczenie	Jednostka	Wartość
Ciśnienie nasycania, dla $d = 30 \mu m$	ΔP	[Pa]	15000
Ciśnienie kapilarne, dla $d = 30 \mu m$	P_k	[Pa]	- 80000
Temperatura ciekłego metalu (AlSi11)	T_m	[°C]	780
Temperatura kształtki ceramicznej i formy	T_f	[°C]	680
Czas procesu	t	[s]	600
Kąt zwilżania $Al_2O_3 - Al$ (w próżni w temperaturze $T_m = 849^\circ C$) *[70]	θ	[°]	145
Porowatość kształtki ceramicznej	-	[%]	49,82

3.2.3. Badania właściwości mechanicznych i tribologicznych hybrydowego materiału kompozytowego

W celu zbadania wpływu temperatury wyżarzania kształtki ceramicznej oraz zawartości włókna glinokrzemianowego na wytrzymałość mechaniczną zbrojenia ceramicznego przygotowano próbki ceramiczne w wydrukowanej za pomocą drukarki 3D formie, zgodnie z opracowaną procedurą:

1. Przygotowanie mieszanki ceramicznej.
2. Umieszczenie masy ceramicznej w formie stalowej, której zadaniem było nadanie kształtu ceramiki przeznaczonej do badań wytrzymałościowych.
3. Prasowanie masy ceramicznej z zastosowaniem bijaka laboratoryjnego (grawitacyjnie bijakiem o masie 2 kg i skokiem 50 mm).
4. Przedmuchiwanie sprasowanej ceramiki sprężonym CO_2 pod ciśnieniem 5 bar.
5. Wyjęcie kształtki z formy.
6. Spiekanie ceramiki w określonej temperaturze zgodnie z danymi zawartymi w tabeli 10.

Wykonano po trzy próbki do każdej próby badawczej.

W pierwszym etapie próbki o składzie podanym w tabeli 9 wyżarzano w różnych temperaturach.

Tab. 9. Skład mieszaniny ceramicznej oraz warunki procesu wyżarzania.

Oznaczenie próby	Temperatura wyżarzania ceramicznej	Czas procesu		Składniki mieszaniny ceramicznej		
		Czas przyrostu temperatury	Czas przetrzymywania w zadanej temperaturze	Masa Al_2O_3 FEPA100	Masa włókien $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	Masa szkła wodnego
	[°C]	[h]	[h]	[g]	[g]	[g]
A	20 → 600	8	8	100	0	5
B	20 → 760					
C	20 → 800					
D	20 → 900					
E	20 → 1000					
F	20 → 1100					

W kolejnym etapie próbki o składzie podanym w tabeli 10 wyżarzano w temperaturze 1000°C.

Tab. 10. Skład mieszaniny ceramicznej próbek przeznaczonych do zbadania wpływu zawartości włókna glinokrzemianowego na właściwości mechaniczne.

Oznaczenie próbki	Temperatura wyżarzania ceramicznej	Czas procesu		Składniki mieszaniny ceramicznej			
		Czas przyrostu temperatury	Czas przetrzymywania w zadanej temperaturze	Masa Al_2O_3 FEPA100	Masa włókien $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	Procentowy udział masowy włókien $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	Masa szkła wodnego
	[°C]	[h]	[h]	[g]	[g]	[%]	[g]
0	20 → 1000	8	8	100	0	0	5
2	20 → 1000				2	1,87	5,1
3	20 → 1000				3	2,77	5,15
4	20 → 1000				4	3,66	5,2
5	20 → 1000				5	4,54	5,25

Badania przeprowadzono na urządzeniu LRu-DMA do badania zjawisk wysokotemperaturowych w rdzeniach odlewniczych oraz wytrzymałości na zginanie mas (Rys. 36).



Rys. 36. Widok stanowiska do badania zjawisk hot-distortion oraz wytrzymałości na zginanie.

Próba polegała na umieszczeniu próbki na dwóch podporach oddalonych od siebie o 100 mm i przyłożeniu siły w połowie odległości o kierunku pionowym i zwrocie skierowanym w dół.

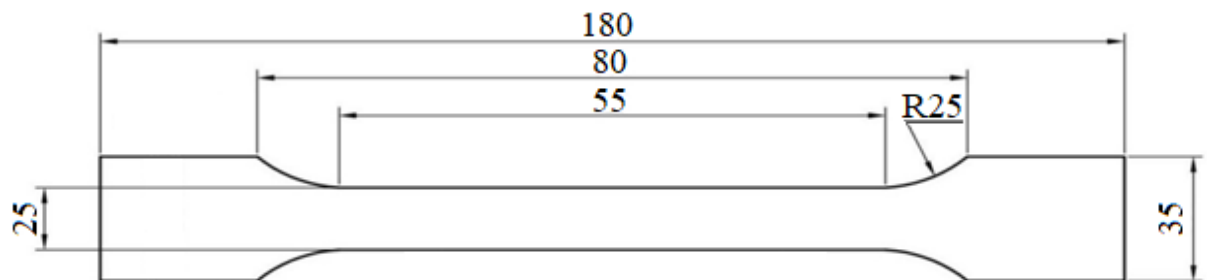
Badania wytrzymałości mechanicznej hybrydowego materiału kompozytowego

Kluczowe dla zbadania i określenia ewentualnego zastosowania badanego materiału jest przeprowadzenie prób wytrzymałościowych oraz tribologicznych. Właściwości mechaniczne kompozytu zbadano podczas statycznej próby rozciągania z zastosowaniem maszyny wytrzymałościowej Zwick/Z100 o zakresie sił do 100 kN i rozdzielczości siły 1N (Rys. 37).

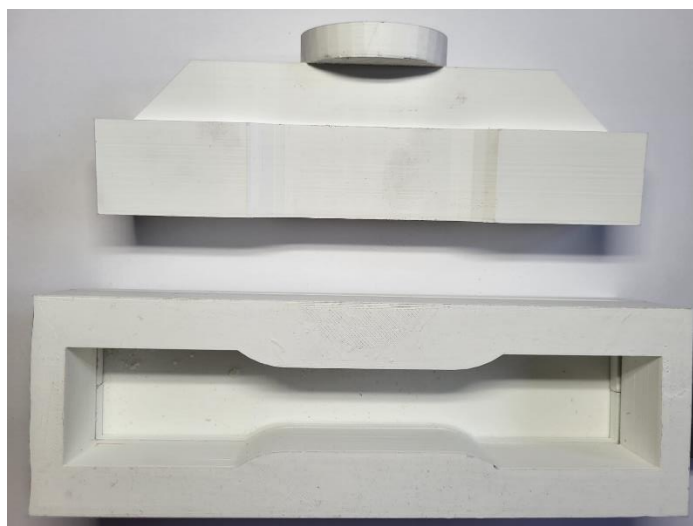


Rys. 37. Maszyna wytrzymałościowa Zwick/Z100.

Ze względu na strukturę materiału zdecydowano się wykonać próbki w kształcie wiosła (Rys. 38), które sprzyjają równomiernemu rozłożeniu naprężeń. W tym celu wykonano z zastosowaniem druku 3D przyrząd do formowania i zagęszczania (Rys. 39).



Rys. 38. Wymiary i kształt próbki przeznaczonej do zastosowania podczas statycznej próby rozciągania.



Rys. 39. Przyrząd do formowania i zagęszczania kształtek ceramicznych.

Masę ceramiczną przygotowano w oparciu o opracowane wcześniej i zbadane procedury wytwarzania zbrojenia ceramicznego, wyżarzania ceramiki, impregnacji kształtek parafiną, przygotowywania i wyżarzania form odlewniczych. Wykonano po pięć próbek dla każdej serii o składzie podanym w tab. 11.

Tab. 11. Skład i oznaczenie kształtek ceramicznych przeznaczonych do infiltracji próżniowej i późniejszych badań wytrzymałościowych.

Oznaczenie próbki	Zawartość włókien glinokrzemianowego w zbrojeniu ceramicznym	Składniki mieszaniny ceramicznej		
		Masa Al_2O_3 FEPA 100	Masa włókien $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	Masa szkła wodnego
	[%]	[g]	[g]	[g]
0	0	50	0	2,5
2	1,87		1	2,55
3	2,77		1,5	2,58
3,5	3,22		1,75	2,59
3,75	3,44		1,875	2,60
4	3,66		2	2,6
4,25	3,88		2,125	2,61
4,5	4,1		2,25	2,61
5	4,54		2,5	2,63

Na tym etapie badań zdecydowano się zmienić stop osnowy kompozytu na EN AW 1050A (Tab. 12), czyli aluminium niestopowe lub też aluminium techniczne. Decyzja ta była spowodowana poszukiwaniem zastosowania badanego materiału. Analiza literatury umożliwiła określenie obszaru zastosowania takiego kompozytu w elektrotechnice. Należało więc dobrać osnowę, charakteryzującą się wysoką przewodnością elektryczną.

Tab. 12. Skład i właściwości stopu EN AW 1050A (99,5% zawartości Al) [karta charakterystyki].

Zawartość poszczególnych składników stopowych stopu EN AW 1050A							
Al	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Mg	Ti
[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
min 99,5	max 0,25	max 0,4	max 0,05	max 0,05	max 0,07	max 0,05	max 0,05
Właściwości fizyczne i mechaniczne stopu EN AW 1050A							
Wytrzymałość na rozciąganie R_m				[MPa]	65 – 95		
Umowna granica plastyczności $R_{p0.2}$				[MPa]	75		
Twardość Brinella HB				[kg/mm ²]	20		
Wydłużenie A				[%]	20		
Gęstość				[g/cm ³]	2,65		
Skrawalność				[-]	Średnia		
Odporność na korozję				[-]	Średnia		
Przewodność cieplna				[W/mK]	229		
Przewodność elektryczna				[%IACS]	59,5		

Mimo zmiany materiału osnowy nie było konieczności zmiany warunków i technologii wytwarzania ceramiki, czy warunków nasycania.

Statyczną próbę rozciągania przeprowadzono w następujących warunkach:

- obciążenie wstępne: 100 [N],
- prędkość rozciągania: 5 [mm/min],
- temperatura otoczenia: 23 [°C],
- wilgotność otoczenia: 50 [%].

Badania twardości hybrydowego materiału kompozytowego

Kolejną badaną właściwością mechaniczną materiału była twardość. Ze względu na strukturę kompozytu zdecydowano się na analizę w oparciu o wyniki badań w skali Brinella. Metoda ta charakteryzuje się stosowaniem wgłębnika w kształcie kuli. W innych metodach, np. w metodzie Vickersa, czy Rockwella stosuje się odpowiednio wgłębnik w kształcie ostrosłupa lub w kształcie stożkowym. Ze względu na niejednorodność badanego materiału podczas zastosowania tych metod uzyskane pomiary mogłyby charakteryzować się dużym rozrzutem, ponieważ „ostrze” wgłębnika zagłębiałoby się w osnowę lub w zbrojenie. Metoda Brinella i zastosowanie wgłębnika w kształcie kuli pozwala na uzyskanie bardziej równomiernego odcisku w strukturze materiału. Badania przeprowadzono na stanowisku wyposażonym w twardościomierz Innovatest Nexus 3000 (Rys. 40).



Rys. 40. Widok stanowiska do przeprowadzania pomiarów twardości.

Badanie przeprowadzono w następujących warunkach:

- wgłębnik: kulka z węgla spiekanego o średnicy $D = 2,5$ [mm],
- obciążenie główne $F = 187,5$ kG / 1839 [N],
- czas działania obciążenia głównego: 15 [s].

Badania tribologiczne materiału kompozytowego

Badania tribologiczne, obok badań wytrzymałościowych stanowią istotny aspekt analizy właściwości wytworzonego materiału kompozytowego. Badania zużycia przeprowadzono na tribotesterze Bruker UMT2, przy następujących warunkach:

- przyrząd: kula łożyskowa 1/4 cala,

- obciążenie: stałe 10 N,
- czas: 1 h,
- długość ścieżki: 20 mm,
- ruch: ruch posuwisto-zwrotny metodą pin-on-plate.

Dla każdego pomiaru stosowano osobną przeciw-próbkę, każdorazowo oczyszczano powierzchnię próbki oraz wgłębnik.

Badania przeprowadzono zgodnie z normą: ASTM G99. Pomiar szerokości ścieżki oraz zużycia kuli wykonany został za pomocą mikroskopu optycznego Motic SMZ-168-TL.

3.2.4. Obróbka mechaniczna materiału kompozytowego o osnowie aluminiowej z dwuskładnikowym nasycanym zbrojeniem

Skupiono się na zbadaniu zjawisk towarzyszących procesowi toczenia oraz analizie skutków i efektów tego procesu. Zbadano siły skrawania, zużycie ostrza określone wskaźnikiem VB_c , parametry struktury geometryczne powierzchni obrobionej oraz wykonano mikroskopową analizę SEM narzędzi skrawających w celu określenia mechanizmów zużycia. W celu przeprowadzenia badań wykonano odlewy kompozytowe w kształcie wałka (Rys. 41). Wałki poddano obróbce zgrubnej i przygotowano po trzy odcinki badawcze.

a)



b)



Rys. 41. Odlew kompozytowy o 3,66%-owej zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu przeznaczony do badań skrawalności: a) surowy odlew, b) po obróbce wstępnej.

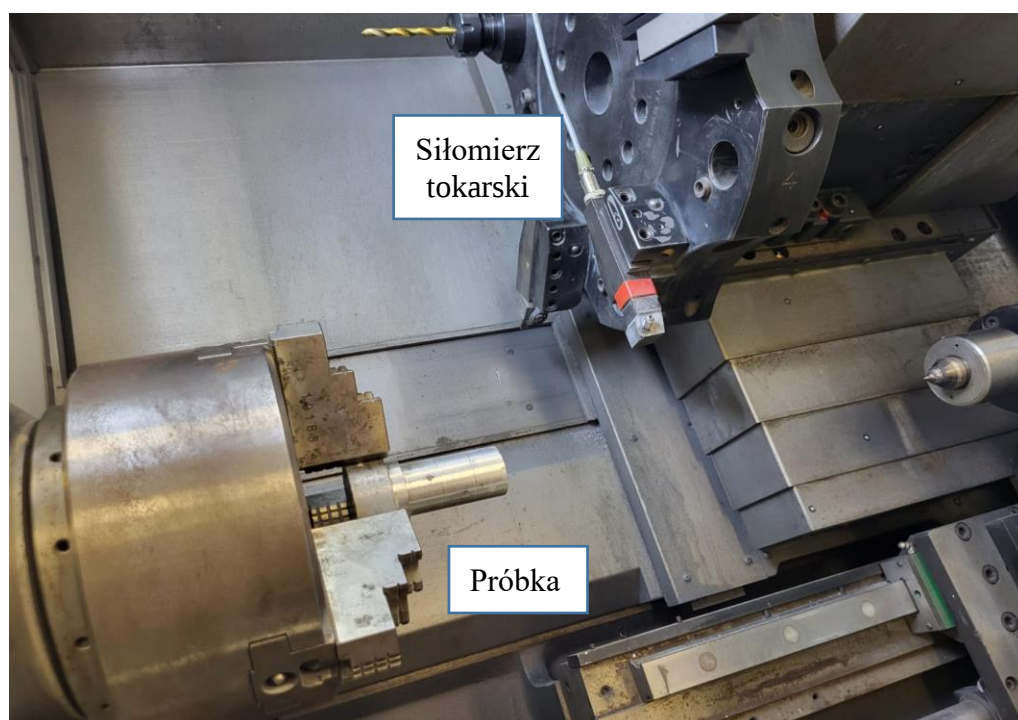
Każdy z wałków miał średnicę początkową równą $d_w = 40 \text{ mm}$, długość $l = 100 \text{ mm}$, a każdy z odcinków miał szerokość równą $l_o = 19 \text{ mm}$. Przed obróbką wstępną przeprowadzono badanie chropowatości powierzchni odlewu.

Próby toczenia przeprowadzono na tokarce CNC DMG CTX 310 ECOLINE (Rys. 42) wyposażonej w tensometryczny jednoskładowy siłomierz tokarski z miernikiem tensometrycznym (Rys. 43).



Rys. 42. Widok stanowiska badawczego do toczenia kompozytu.

a)



b)

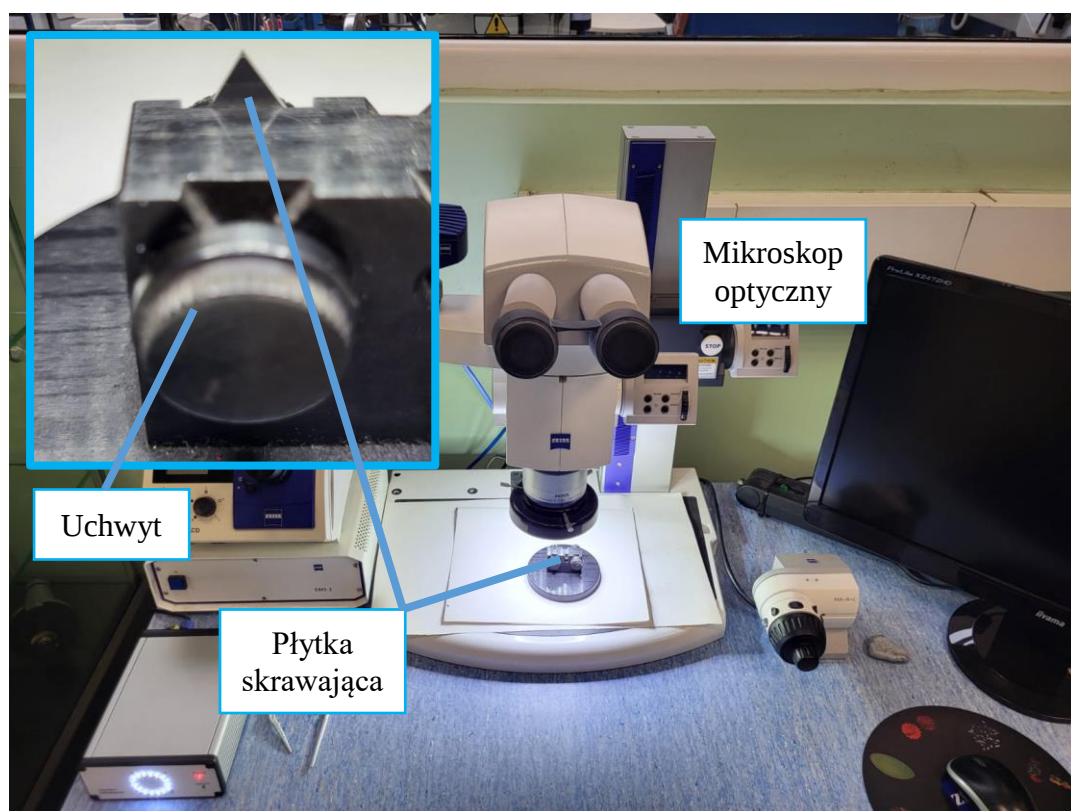


c)

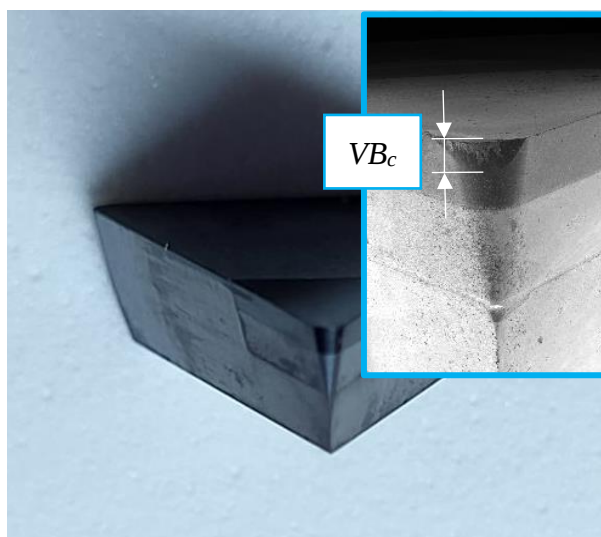


Rys. 43. Widok stanowiska badawczego do przeprowadzania prób toczenia: a) komora obróbcza tokarki CNC DMG CTX 310 ECOLINE z zamontowanym na głowicy narzędziowej siłomierzem tokarskim, b) siłomierz tokarski z zamontowaną płytką skrawającą stosowaną podczas badań, c) przetwornik analogowo-cyfrowy podłączony do komputera wyposażonego w oprogramowanie do analizy sił skrawania.

Pomiar zużycia płytek skrawających przeprowadzono na mikroskopie optycznym ZEISS SteREO Discovery.V20 (Rys. 44), mierząc wskaźnik zużycia narzędzia skrawającego VB_c (Rys. 45).

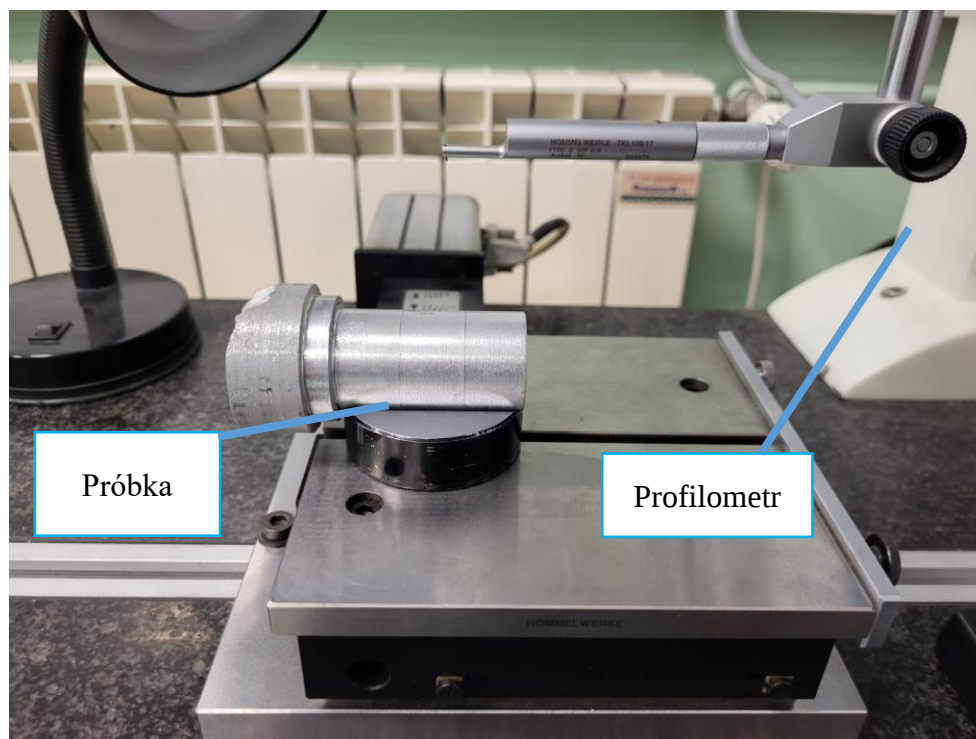


Rys. 44. Widok stanowiska do pomiarów zużycia ostrza z mikroskopem optycznym ZEISS SteREO Discovery.V20.



Rys. 45. Widok płytki skrawającej wraz z zaznaczoną mierzoną wielkością zużycia na powierzchni przyłożenia - wskaźnikiem zużycia VB_c .

Badania chropowości struktury geometrycznej powierzchni przeprowadzono na profilometrze Jenoptik AG HOMMEL-ETAMIC T-8000 (Rys. 46). Użyto końcówki pomiarowej T1. Wartość filtra λ_c ustawiono na 0,80 mm. Wartość profilu pierwotnego l_p wynosiła 4,8 mm. Wartości profilu chropowości l_r oraz profilu chropowości l_w ustawiono na 0,800 mm, a odcinek odwzorowania ustalono na 4,80 mm.



Rys. 46. Widok stanowiska do pomiarów chropowości powierzchni przy pomocy HOMMEL-ETAMIC T-8000.

Ze względu na charakter obróbki, która ma być operacją wykończeniową, zdecydowano się przeprowadzić całą serię badań przy stałej wartości głębokości skrawania.

Parametry i warunki badań procesu toczenia zaprezentowano w tabeli 13.

Tab. 13. Warunki toczenia kompozytu metalowo - ceramicznego $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ o 3,66%-owej zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu.

Rodzaj płytki	[-]	Kyocera TPGN 110304 T00815SE (CBN)					
Rodzaj płytki	[-]	Kyocera TPGN 110304SE (PCD)					
Głębokość skrawania a_p	[mm]	0,15					
Posuw f	[mm/obr]	0,05			0,1		
Prędkość skrawania v_c	[m/min]	45	90	135	45	90	135

Celem tego etapu badań było określenie wpływu poszczególnych parametrów technologicznych procesu skrawania na uzyskane rezultaty obróbki: zużycie ostrza określane wskaźnikiem VB_c , siły F_c i parametry chropowatości powierzchni obrobionej. Skupiono się na zbadaniu wpływu rosnącej wartości posuwu f przy zmiennej prędkości skrawania v_c na wartość zużycia ostrza VB_c i towarzyszącej procesowi skrawania siły F_c . Zbadano również chropowatość powierzchni obrobionej, zestawiając ją z wynikiem pomiaru chropowatości powierzchni odlewu przed obróbką. Na podstawie analizy literatury, przeprowadzonych badań oraz ze względu na strukturę materiału, którą w 50% stanowi materiał ceramiczny zdecydowano się na użycie w badaniach zasadniczych materiałów supertwardych. Porównano rezultaty obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z regularnego azotku boru (CBN) oraz z polikrystalicznego diamentu (PCD), dokonując w ten sposób wyboru materiału narzędziowego do dalszych badań. Przedmiotem badań był odlew precyzyjny, który wymaga wyłącznie obróbki wykończeniowej. Zbadano siły występujące podczas obróbki oraz wpływ zmiennego posuwu f i prędkości skrawania v_c na ich wartości. Określono również zużycie ostrza w oparciu o zmienność tych parametrów. Zbadano także, w jaki sposób zmieniać się będzie struktura geometryczna powierzchni przy ustalonych parametrach. Wyniki chropowatości powierzchni obrobionej były kluczowe, ze względu na określenie efektów obróbki kompozytu metalowo-ceramicznego. Celem badań było uzyskanie technologicznie użytecznej powierzchni obrobionej nowego materiału, przez co rozumie się powierzchnię charakteryzującą się jak najmniejszymi błędami kształtu i wymiaru oraz małą chropowatością powierzchni obrobionej.

4. Wyniki i analiza badań

4.1. Analiza procesu wytwarzania metalowego kompozytu z nasycanym zbrojeniem

Wytwarzanie kompozytowego materiału o osnowie metalowej z nasycanym zbrojeniem jest procesem wieloetapowym. Sam proces nasycania kształtki ceramicznej ciekłym metalem jest oparty o zjawiska powierzchniowe występujące w kapilarach. Wytworzona w kształtce ceramicznej porowatość musi charakteryzować się odpowiednią geometrią, która będzie warunkować stopień nasycenia ciekłym metalem, a w konsekwencji przekładać się na właściwości uzyskanego materiału.

4.1.1. Obliczenie minimalnej średnicy kapilary

W pierwszym etapie badań skupiono się na obliczeniu minimalnej średnicy kapilary zbrojenia ceramicznego, którą można nasycić ciekłym stopem aluminium w warunkach odlewania próżniowego.

Do przeprowadzenia obliczeń matematycznych przyjęto następujące dane:

$P_n = 96\,380\text{ Pa}$ (Różnica ciśnień między komorą próżniową a ciśnieniem otoczenia.

Wartość odczytana na wakuometrze podczas wykonywania próby.)

– kąt zwilżania Al_2O_3 przez stop Al:

$$\theta = 145^\circ [70]$$

– napięcie powierzchniowe stopu Al:

$$\sigma = 840\text{ mN} \cdot \text{m}^{-1} [126]$$

W tabeli 14 przedstawiono wyniki obliczeń ciśnienia nasycania dla poszczególnych średnic kapilar.

Tab. 14. Wyniki obliczeń ciśnienia nasycania dla poszczególnych średnic kapilar.

Lp.	$d\ [\mu\text{m}]$	$r\ [\mu\text{m}]$	$P_k\ [\text{Pa}]$	$P_n\ [\text{Pa}]$	$\Delta P = P_k + P_n\ [\text{Pa}]$
1.	10	5	- 275 234,4	96380	- 178 854,46
2.	15	7,5	- 183 489,6		- 87 109,6
3.	20	10	- 137 617,2		- 41 237,2
4.	25	12,5	- 110 093,76		- 13 713,76
5.	27	13,5	- 101 938,67		- 5 558,67
6.	28	14	- 98 298		- 1 918
7.	29	14,5	- 94 908,41		1 471,59
8.	30	15	- 91 744,8		4 635,2
9.	35	17,5	- 78 638,4		17 741,6
10.	40	20	- 68 808,6		27 571,4

Warunkiem przeprowadzenia procesu nasycania zbrojenia ciekłym metalem jest spełnienie warunku $P_n > P_k$, co jest równoznaczne ze spełnieniem nierówności $\Delta P > 0$. Według przeprowadzonych obliczeń, warunek ten nie został spełniony dla kapilar o średnicach mniejszych niż $29\ \mu\text{m}$. W związku z tym, najmniejsza możliwa do nasycenia ciekłym stopem aluminium w warunkach podciśnienia średnica kapilary wynosi $29\ \mu\text{m}$.

4.1.2. Ocena porowatości preformy ceramicznej

Określenie dokładnego składu chemicznego wraz ze stosunkiem ilościowym poszczególnych składników fazy zbrojącej, czy składu stopu osnowy nie stanowi większego problemu, w przeciwieństwie do określenia stosunku ilościowego osnowy i zbrojenia. W tym celu przeprowadzono pomiary porowatości kształtek ceramicznych.

W tabeli 15 zamieszczono wyniki pomiarów porowatości i gęstości kształtek ceramicznych.

Tab. 15. Wyniki pomiarów doświadczalnych porowatości i gęstości zbrojenia ceramicznego

Lp.	m_1 [g]	m_2 [g]	m_3 [g]	ε [%]	$\rho_p [\frac{g}{cm^3}]$
1.	18,34317	23,14330	13,56536	50,12	1,91
2.	17,47583	21,99172	12,91631	49,76	1,93
3.	18,77224	23,61755	13,87457	49,73	1,93
4.	18,73470	23,55422	13,84801	49,65	1,93
5.	20,26070	25,50390	14,96299	49,74	1,92
6.	18,37586	23,15022	13,58910	49,94	1,92

Badania pozwoliły określić średnią porowatość wynoszącą $\varepsilon = 49,82$ %. Badaniu doświadczalnemu poddano tylko kształtki zawierające 3,66% zawartości włókna glinokrzemianowego.

Na podstawie zaprezentowanych wyników (Tab. 15) można określić porowatość zbrojenia ceramicznego na ok. 49,8%. Oznacza to, że uzyskany kompozyt składa się w 50,2% ze składników ceramicznych (elektrokorund oraz włókna glinokrzemianowe), a w 49,8% z osnowy metalicznej.

4.1.3. Nasycanie preformy ceramicznej

Po wykonaniu preform ceramicznych z elektrokorundu Al_2O_3 o ziarnistości FEPA100/250/500/1000 (skład mieszaniny zgodny z Tab. 7) oraz przeprowadzonemu procesowi wyżarzania (Rys. 47), nasycono próbki stopem AlSi11.



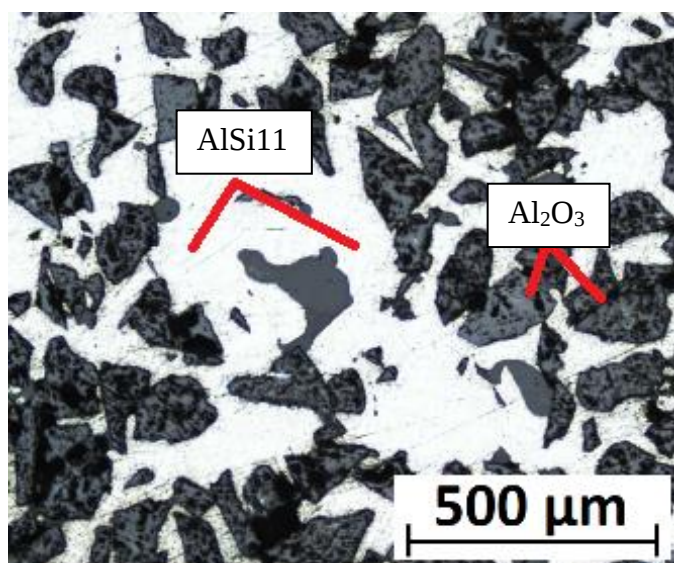
Rys. 47. Widok kształtki ceramicznej poddanej procesowi wyżarzania.

Po przeprowadzonym procesie nasycania formy odlewnicze pozostawiono do całkowitego zakrzepnięcia stopu (warunki opisano w tabeli 9). Uzyskany odlew przedstawiono na rys. 48. Ze względu na brak widocznych wad odlewniczych, zdecydowano się przeprowadzić analizę metalograficzną uzyskanego kompozytu.



Rys. 48. Kształtka ceramiczna nasycona ciekłym stopem Al.

Na mikroskopowym zdjęciu struktury wewnętrznej otrzymanego kompozytu (Rys. 49), nie można zaobserwować nienasyconych dużych porów. Rozkład poszczególnych faz w materiale jest równomierny. Faza zbrojąca jest drobnoziarnista, co wg analizowanej literatury może skutkować wyższą wytrzymałością materiału. Osnowa stopu aluminium równomiernie zinfiltrowała kształtkę ceramiczną.

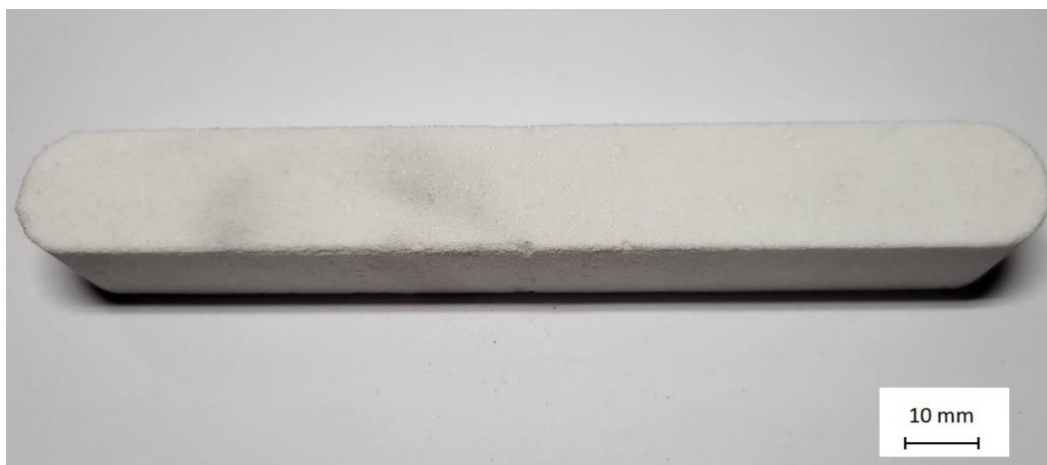


Rys. 49. Widok zglądu metalograficznego odlewu kompozytowego AlSi11/Al₂O₃ ze zbrojeniem wykonanym z ceramiki Al₂O₃ o ziarnistości FEPA100.

Przeprowadzona analiza metalograficzna otrzymanego kompozytu wykazała, że w warunkach infiltracji próżniowej nasyceniu ciekłym metalem mogą zostać poddane tylko kształtki ceramiczne wykonane z ceramiki Al₂O₃ o ziarnistości FEPA100. Odlewy wykonane z kształtek ceramicznych o pozostałych ziarnistościach wykazywały się dużymi obszarami nienasyconymi. Do dalszych badań wytypowano tylko ceramikę Al₂O₃ o ziarnistości FEPA100.

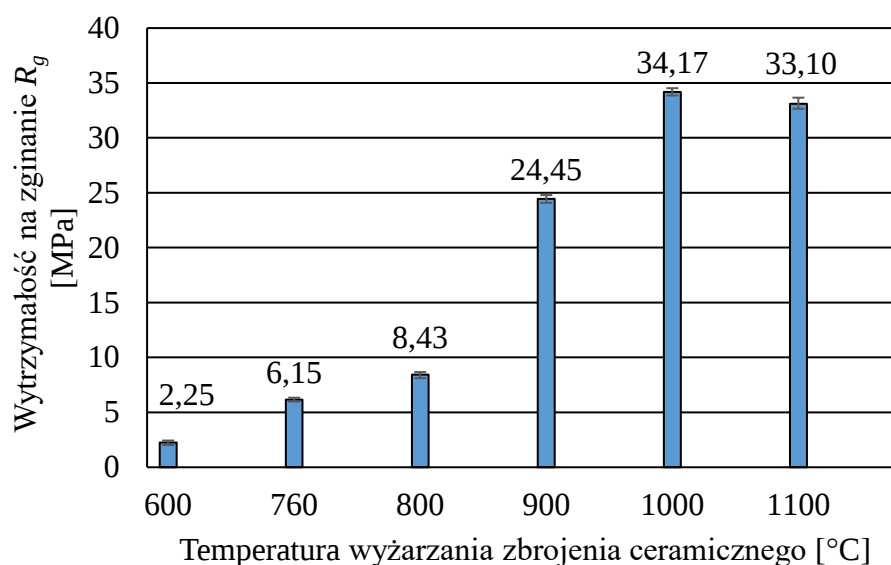
4.1.4. Badania wytrzymałości mechanicznej zbrojenia ceramicznego

Na rysunku 50 przedstawiono przykładową kształtkę ceramiczną po wyżarzeniu, która przygotowana została do badań wytrzymałościowych.



Rys. 50. Kształtka ceramiczna przygotowana do przeprowadzenia próby na zginanie ceramiki.

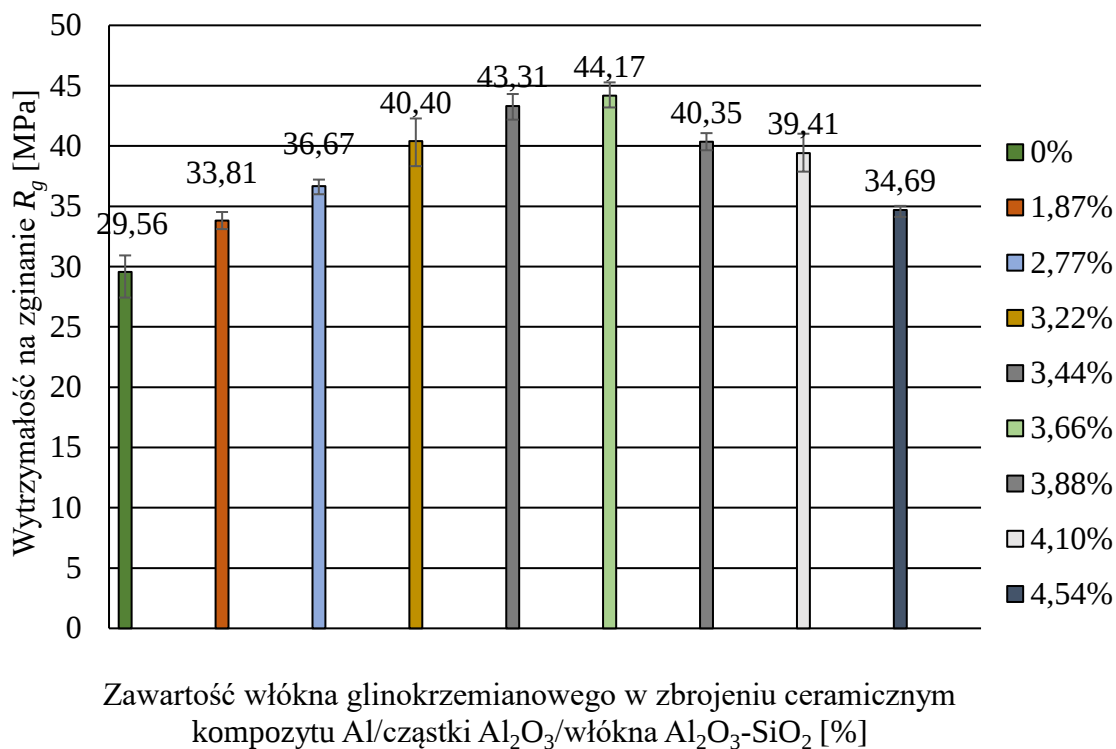
Wytrzymałość na zginanie ceramicznej kształtki zbrojącej (wg składu z tab. 10) w zależności od temperatury wyżarzania zaprezentowano na rysunku 51. Badania wykazały wpływ temperatury procesu na wytrzymałość ceramiki. Mała wytrzymałość ceramiki wyżarzanej w temperaturze do 800°C i duży wzrost wytrzymałości ceramiki wyżarzanej w wyższych temperaturach jest spowodowany temperaturą płynięcia szkła wodnego, która oscyluje w granicach 730 – 870 °C. Szkło wodne w procesie spiekania ceramiki pełni funkcję wstępnego lepiszcza ziaren ceramiki. Przedmuchiwanie CO₂ prowadzi do wstępnego związania ziaren przez płynne szkło, a wysoka temperatura prowadzi do powstania silnych wiązań pomiędzy szkłem wodnym, a ceramiką, co skutkuje wzmocnieniem materiału.



Rys. 51. Wpływ temperatury procesu wyżarzania na wytrzymałość na zginanie R_g kształtek ceramicznych wykonanych z ceramiki Al_2O_3 .

W kolejnym etapie badań analizowano wpływ zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu na wytrzymałość na zginanie kształtek ceramicznych (Rys. 52). W pracy przyjęto określanie zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu ceramicznym jako procent masowy przypadający na całkowitą masę mieszaniny ceramicznej.

Podczas próby polegającej na wyżarzaniu włókien szklanych, węglowych, bazaltowych oraz glinokrzemianowych zaobserwowano degradację pierwszych trzech spośród wymienionych rodzajów. Tylko włókno glinokrzemianowe wykazało odporność termiczną. Mimo tego, że włókna glinokrzemianowe nie charakteryzują się najwyższymi parametrami wytrzymałości mechanicznej, to zdecydowano się na ich zastosowanie, właśnie ze względu na ich odporność termiczną. Badanie wytrzymałości na zginanie przeprowadzono dla próbek o składzie podanym w tabeli 11.



Rys. 52. Wytrzymałość na zginanie R_g w zależności od zawartości włókna glinokrzemianowego w masie ceramicznej.

Badania wykazały pozytywne oddziaływanie dodatku włókna glinokrzemianowego na wytrzymałość wyżarzanych kształtek ceramicznych. Wytrzymałość na zginanie R_g rośnie wraz ze wzrostem udziału procentowego włókna w suchej masie ceramicznej. W porównaniu do kształtek wykonanych z samej ceramiki elektrokorundowej, które charakteryzowały się średnią wytrzymałością na zginanie $R_g = 29,56$ MPa z kształtkami z dodatkiem 3,66% włókna, które wykazały najwyższą wytrzymałość na poziomie średnim $R_g = 44,17$ MPa, wytrzymałość na zginanie wzrosła o ok. 55%. Badania próbek od 3,88%-owej do 4,54%-owej zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu wykazały spadek wytrzymałości. Należy to tłumaczyć zbyt dużym udziałem objętościowym włókna w masie ceramicznej, co powoduje osłabienie wiązań pomiędzy ziarnami elektrokorundu, a w konsekwencji prowadzi do wzrostu kruchości i osłabienia struktury ceramicznej.

Wnioski z badań wstępnych:

1. W przypadku metody spiekania ceramiki o ziarnistości FEPA100 uzyskano kształtkę ceramiczną, która charakteryzowała się porowatością o najmniejszej średnicy zbliżonej do 29 μm .
2. Spośród materiałów ceramicznych Al₂O₃ o ziarnistości FEPA100/250/500/1000 tylko ceramika elektrokorundowa gatunku FEPA100 umożliwia wytworzenie porowatej

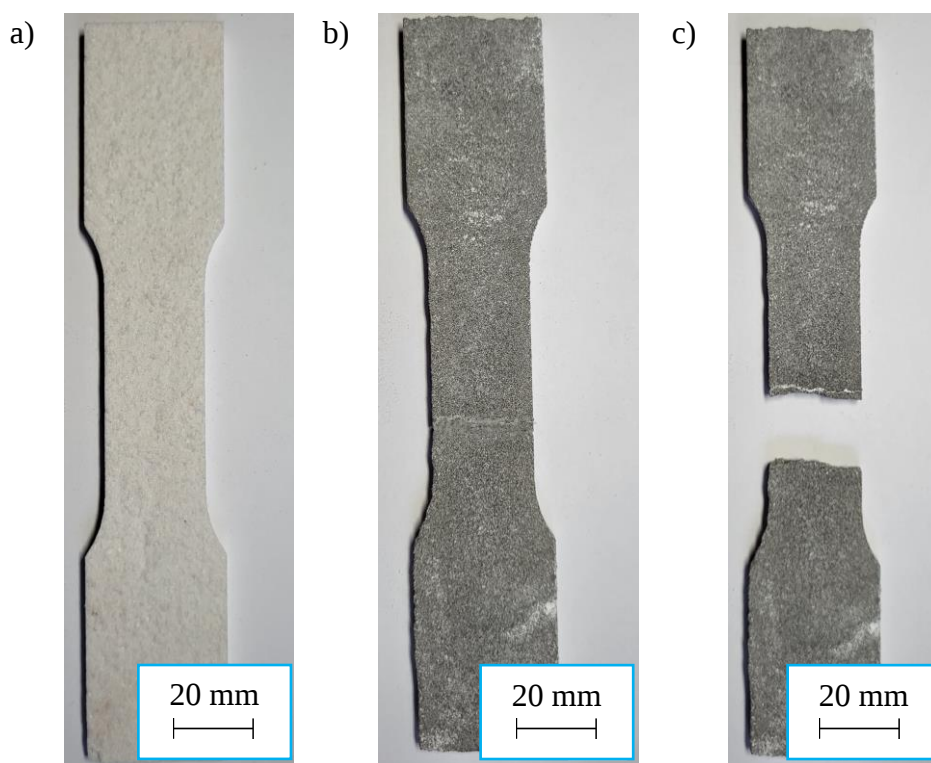
preformy ceramicznej o minimalnej średnicy kapilary wynoszącej 29 μm . Średnica ceramiki elektrokorundowej o tej ziarnistości waha się od 125 do 150 μm .

3. Podczas analizy metalograficznej odlewu kompozytowego $\text{AlSi11}/\text{Al}_2\text{O}_3$, (wykonanego z Al_2O_3 o ziarnistości FEPA100) stwierdzono równomierny rozkład ziaren fazy wzmacniającej w osnowie.
4. Spiekanie masy ceramicznej jest metodą, która umożliwia nadanie docelowego kształtu wyrobu już na etapie wytwarzania zbrojenia kompozytu.
5. Badania zasadnicze powinny zawierać serię prób pozwalającą na zbadanie wpływu zmiany stosunku poszczególnych składników zbrojenia na właściwości mechaniczne i tribologiczne otrzymanego kompozytu.
6. Należy opracować metodę wytwarzania kompozytu kształtowego z zastosowaniem metod Rapid Prototyping.

4.1.5. Badania właściwości mechanicznych i tribologicznych hybrydowego materiału kompozytowego

Badania wytrzymałości mechanicznej hybrydowego materiału kompozytowego

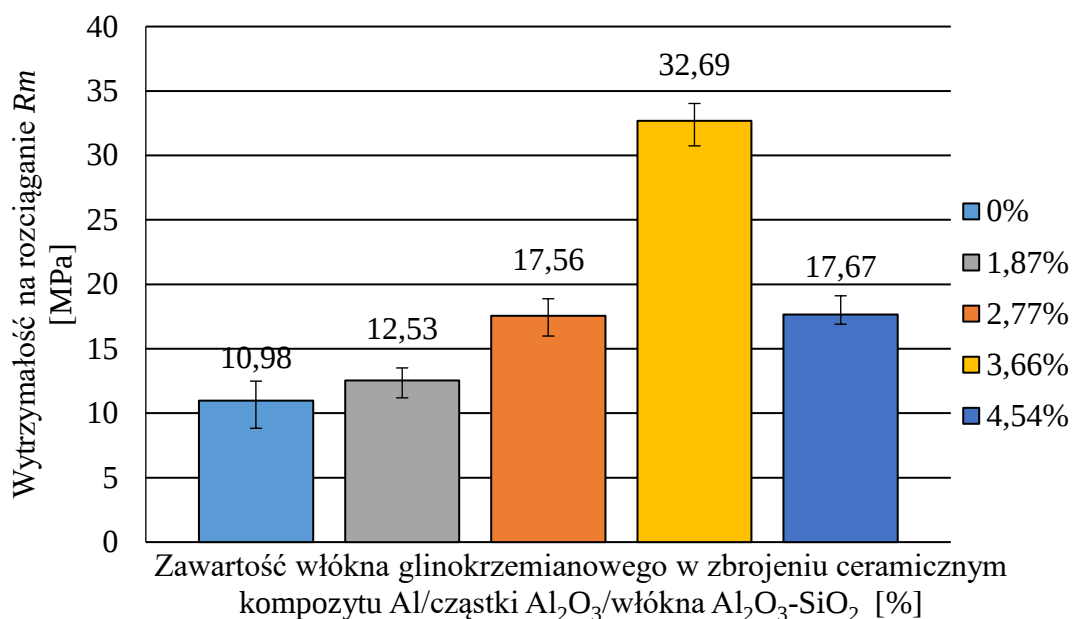
W celu określenia właściwości wytrzymałościowych otrzymanego kompozytu, wykonano kształtki (Rys. 53), które posłużyły do przeprowadzenia statycznej próby rozciągania.



Rys. 53. Widok próbki kompozytu metalowo-ceramicznego przeznaczonej do przeprowadzenia badań wytrzymałościowych: a) preformy ceramicznej po wyżarzaniu, b) odlewu kompozytowego, c) próbki po statycznej próbie rozciągania.

W badaniach wytrzymałościowych kompozytu metalowo-ceramicznego skupiono się na wyznaczeniu wytrzymałości na rozciąganie R_m , który jest jednym z podstawowych parametrów opisujących właściwości mechaniczne materiałów. Na podstawie badań wytrzymałości na zginanie kształtek ceramicznych (Rys. 52) zdecydowano się ograniczyć próbki do takich, które zawierają w strukturze zbrojenia 0%, 1,87%, 2,77%, 3,66% i 4,54% włókna glinokrzemianowego. Pominięto próbki o zawartości 3,22%, 3,44%, 3,88% i 4,10%, ponieważ zaobserwowano, że materiał największą wytrzymałość osiąga przy 3,66%-owej zawartości włókna.

Zbadano wpływ zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu ceramicznym na wytrzymałość na rozciąganie R_m materiału kompozytowego (Rys. 54).



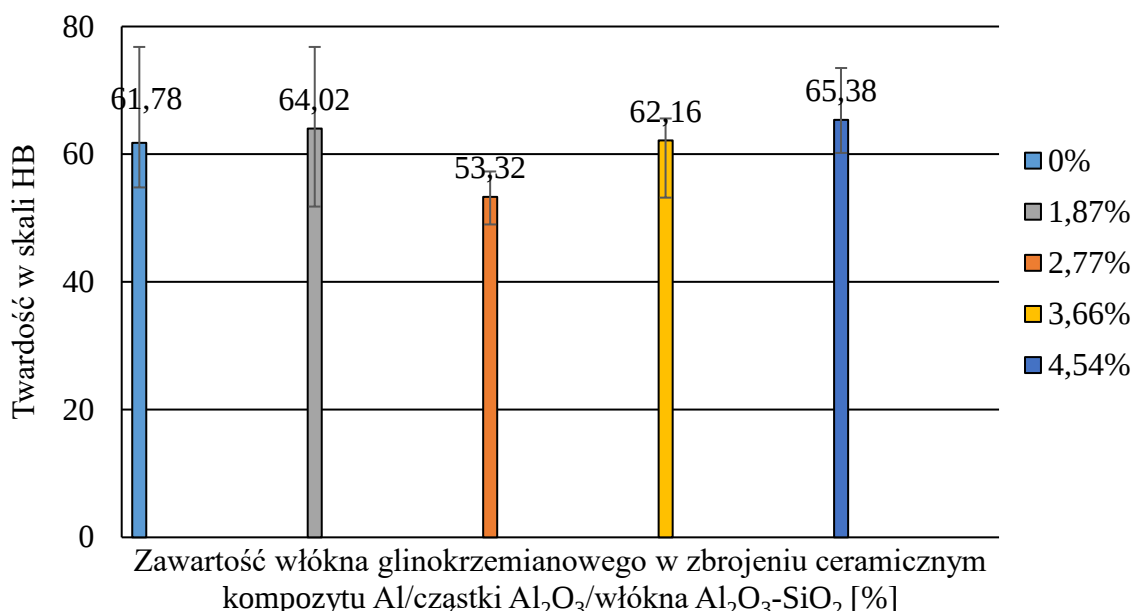
Rys. 54. Wytrzymałość na rozciąganie R_m próbek kompozytowych w zależności od zawartości włókna glinokrzemianowego w fazie wzmacniającej.

Badania (Rys. 54) potwierdziły przypuszczenia, poparte badaniami kształtek ceramicznych odnośnie wpływu zawartości włókien glinokrzemianowych na wytrzymałość mechaniczną kompozytu. Podobnie, jak w przypadku kształtek ceramicznych, wytrzymałość mechaniczna materiału rośnie proporcjonalnie do zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu ceramicznym. Najwyższą wytrzymałością na rozciąganie charakteryzuje się kompozyt o 3,66%-owym dodatku włókna do zbrojenia. Powyżej tej zawartości wytrzymałość zaczyna spadać. Na podstawie analizowanej literatury i badań własnych stwierdzić można, że zmniejszenie odległości pomiędzy cząstkami zbrojenia, na skutek rosnącego udziału drugiego składnika zbrojenia, powoduje wzrost spiętrzenia dyslokacji. Prowadzi to do ograniczenia płynięcia materiału w wyniku losowego rozkładu cząstek w osnowie, zapewniając w ten sposób zwiększoną wytrzymałość kompozytów. Taka prawidłowość może

wynikać ze wzmocnienia osnowy w wyniku zwiększonego rozproszenia ziaren kompozytu i wygenerowania dużej gęstości dyslokacji w osnowie, w wyniku różnicy w rozszerzalności cieplnej pomiędzy metalem osnowy, a wzmocnieniem ceramicznym. Przy wyższej (4,54%) zawartości włókna glinokrzemianowego w strukturze może dochodzić do osłabienia wiązań pomiędzy cząsteczkami ceramiki, co może przyczyniać się do osłabienia materiału [25].

Badania twardości hybrydowego materiału kompozytowego

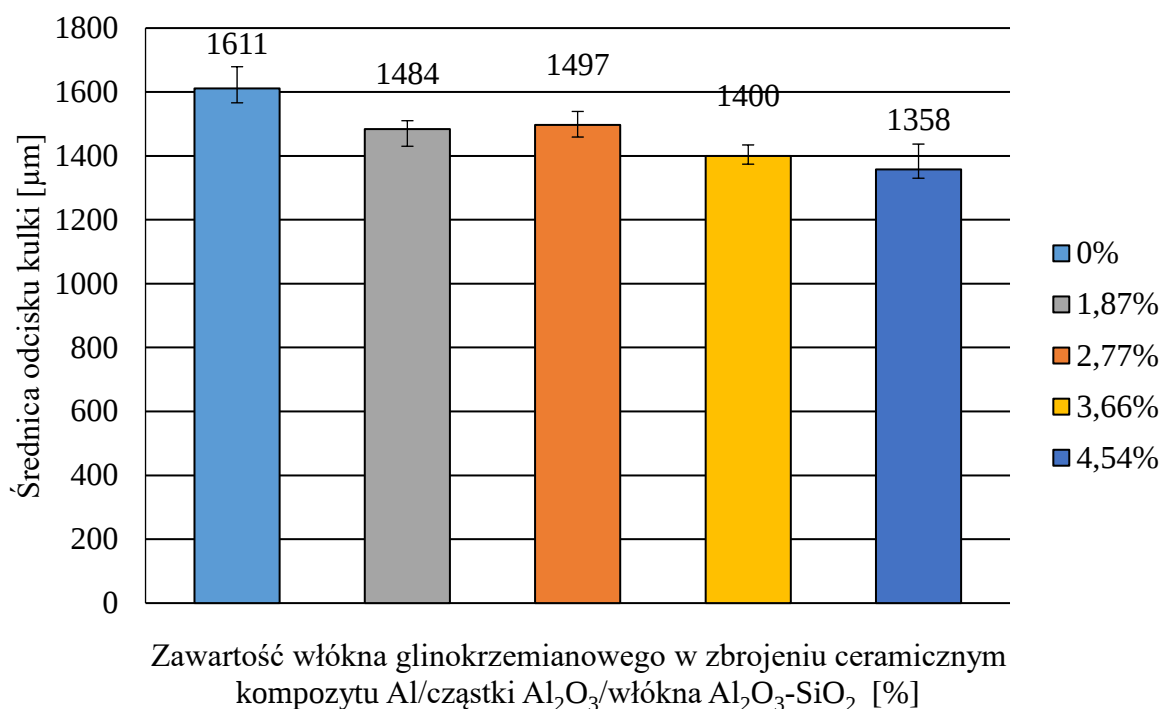
Wyniki badań twardości przedstawiono na rys. 55. Średnia twardość badanych próbek mieści się w przedziale od 53,32 HB, dla próbki o 2,77%-owej zawartości włókna w zbrojeniu do 65,38 HB, dla próbki o 4,54%-owej zawartości włókna w zbrojeniu. Nie można wskazać jednoznacznej korelacji pomiędzy twardością, a zawartością włókna glinokrzemianowego. Należy jednak zauważyć, że badany materiał kompozytowy charakteryzuje się ok. trzykrotnie wyższą twardością, niż osnowa. Twardość technicznego Al wg dostępnych danych wynosi ok. 20 HB.



Rys. 55. Wpływ zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu ceramicznym na twardość materiału kompozytowego w skali Brinella.

Badania tribologiczne materiału kompozytowego

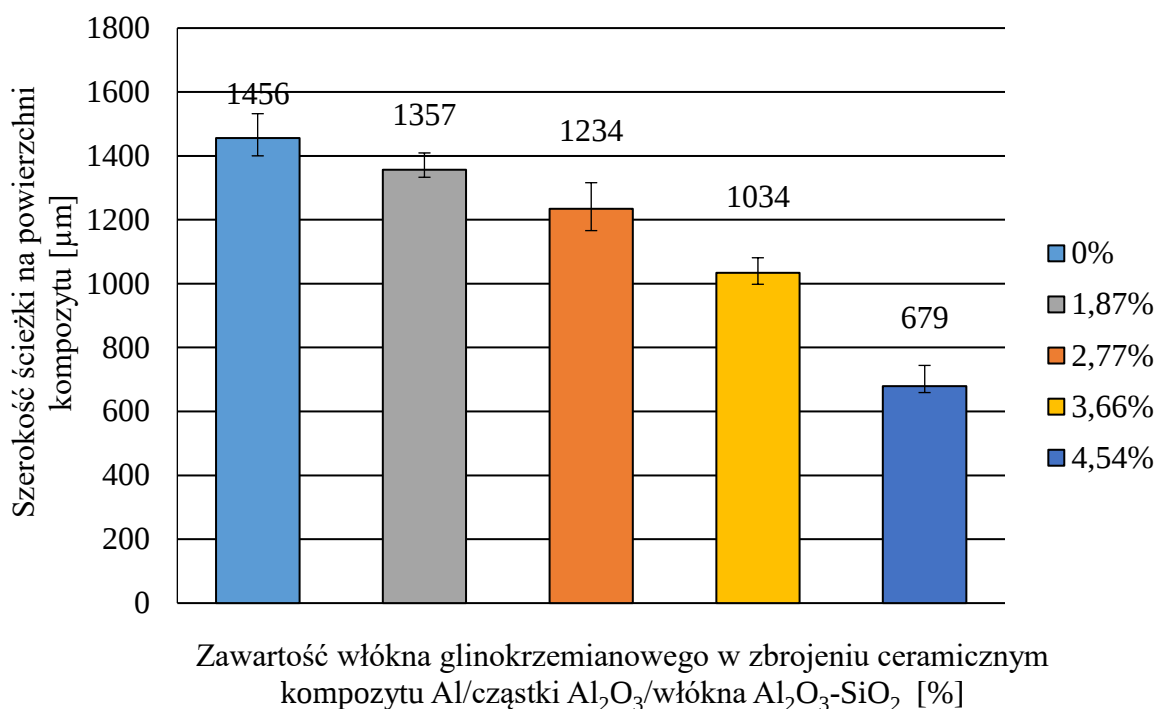
Wykres (Rys. 56) pokazuje średnicę powierzchni zużycia, która wystąpiła na przeciw-próbce podczas badań tribologicznych kompozytu metalowo-ceramicznego.



Rys. 56. Średnica powierzchni zużycia na przeciw-próbce (kulka o średnicy $d=6,35\text{ mm}$) w zależności od zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu ceramicznym.

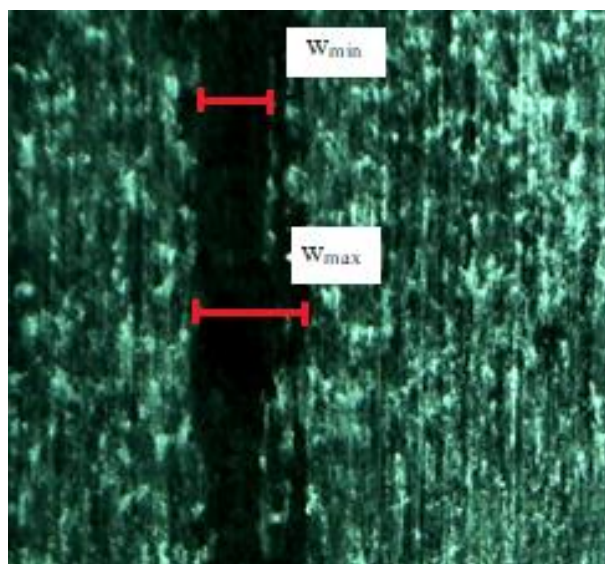
Dla przeprowadzonych pomiarów otrzymano następujące rezultaty $d_{\max} = 1611\text{ }\mu\text{m}$ (dla próbki z 0% zawartości włókna) oraz $d_{\min} = 1358\text{ }\mu\text{m}$ (dla próbki 4,54% włókna glinokrzemianowego w strukturze zbrojenia). Zaprezentowane na rys. 56 wyniki, wyraźnie wskazują tendencję spadku zużycia kulki wraz ze wzrostem zawartości procentowej włókna glinokrzemianowego w strukturze fazy zbrojącej.

Kolejną badaną wartością podczas badań tribologicznych była szerokość ścieżki pozostawionej na powierzchni próbek materiałowych (Rys. 57).



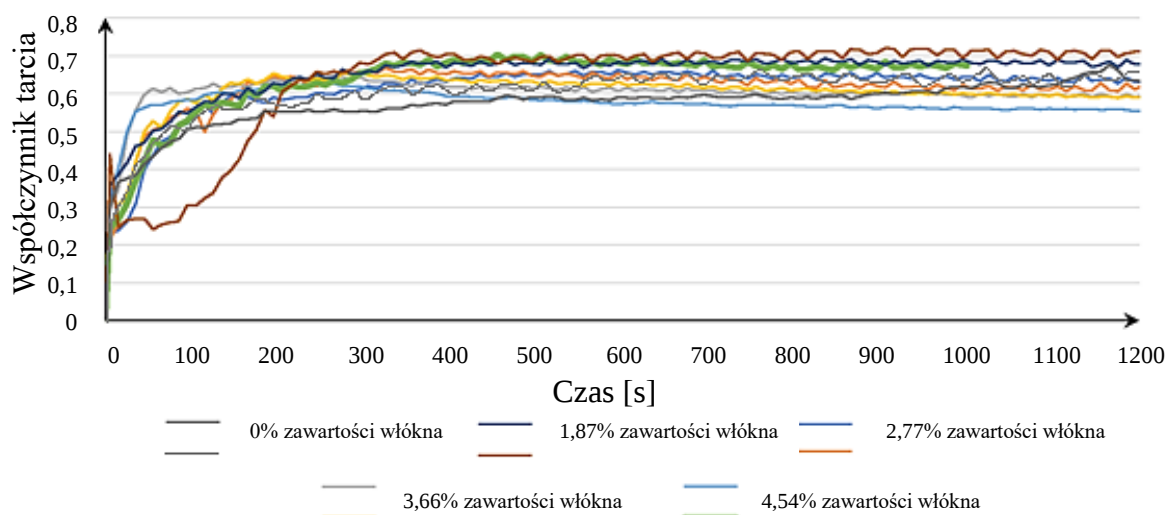
Rys. 57. Średnica ścieżki pozostawionej w skutek zużycia na powierzchni kompozytu.

Rezultaty pomiarów szerokości ścieżki zużycia wykazały: $w_{max} = 1456 \mu m$ (dla próbki bez dodatku włókien glinokrzemianowych do zbrojenia) oraz $w_{min} = 679 \mu m$ (dla próbki 4,54% włókna glinokrzemianowego w strukturze zbrojenia). Należy wskazać, że wraz ze wzrostem zawartości włókna glinokrzemianowego w strukturze fazy zbrojącej dochodzi do wyraźnego spadku szerokości ścieżki. Tendencja zmian świadczy o wyraźnym, pozytywnym wpływie dodatku włókien na właściwości tribologiczne materiału. Różnica w zmianach szerokości ścieżki na powierzchni próbki, świadczy o tym, że większa zawartość procentowa włókna glinokrzemianowego zwiększa odporność ścierną. Na rys. 58 pokazano efekt zużycia powierzchni materiału w postaci pozostawionej ścieżki.



Rys. 58. Ślad na powierzchni kompozytu.

Wykres (Rys. 59) przedstawia zmiany współczynnika tarcia zmienne w czasie. Pomimo braku różnic w wartości współczynnika tarcia, zauważalne są zmiany w przestrzeni zużycia przeciw-próbki. Różnice te zauważalne są w okresie do 400 s badania, gdzie dochodzi do stabilizacji procesu zużycia. Wynikać to może ze zmian w topografii powierzchni zależnych od składowych kompozytu. W początkowych stadiach cząstki zbrojenia pełnią rolę smarującą minimalizując opór. W dalszych etapach wskutek degradacji powierzchni i usunięcia wierzchołków chropowatości znaczącą rolę zaczyna pełnić osnowa kompozytu.

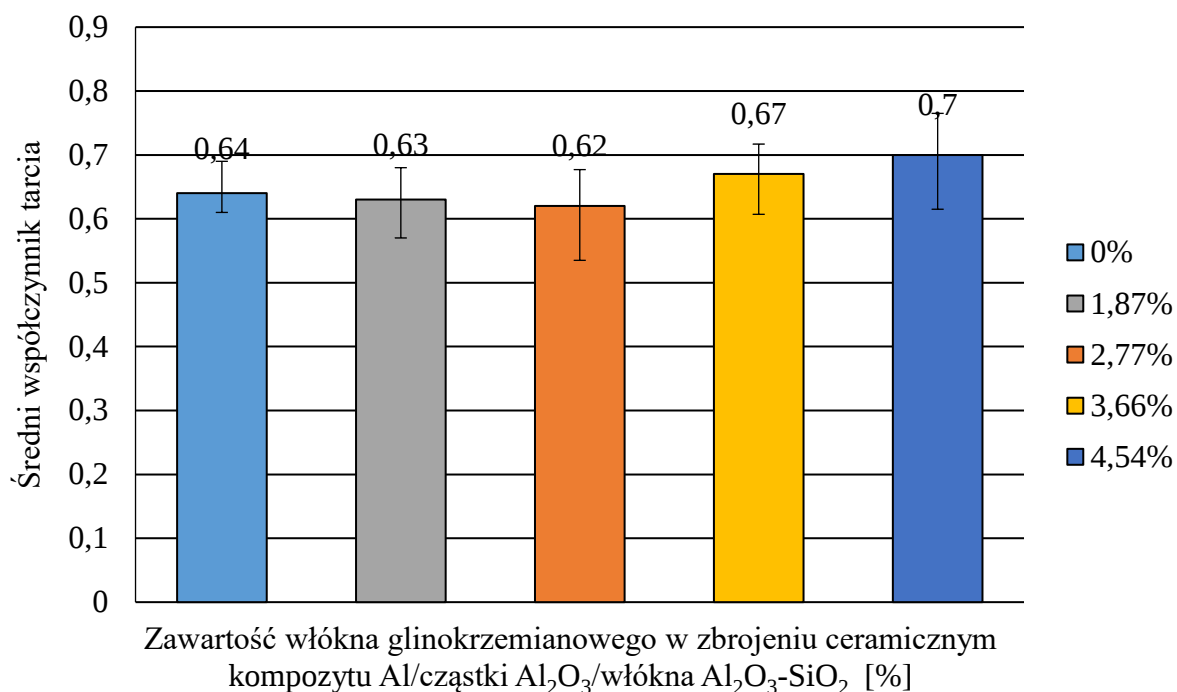


Rys. 59. Współczynnik tarcia od momentu rozpoczęcia badania do okresu stabilizacji.

Wartość współczynnika tarcia ulega stabilizacji dla wszystkich badanych próbek po około 400 sekundach od rozpoczęcia badania. Przebiegi zmian współczynnika tarcia w czasie

są zbliżone do siebie dla każdej z próbek. Na wykresie zaprezentowano czas do 1200 s, ponieważ w dalszym etapie nie zauważono wyraźnych zmian współczynników.

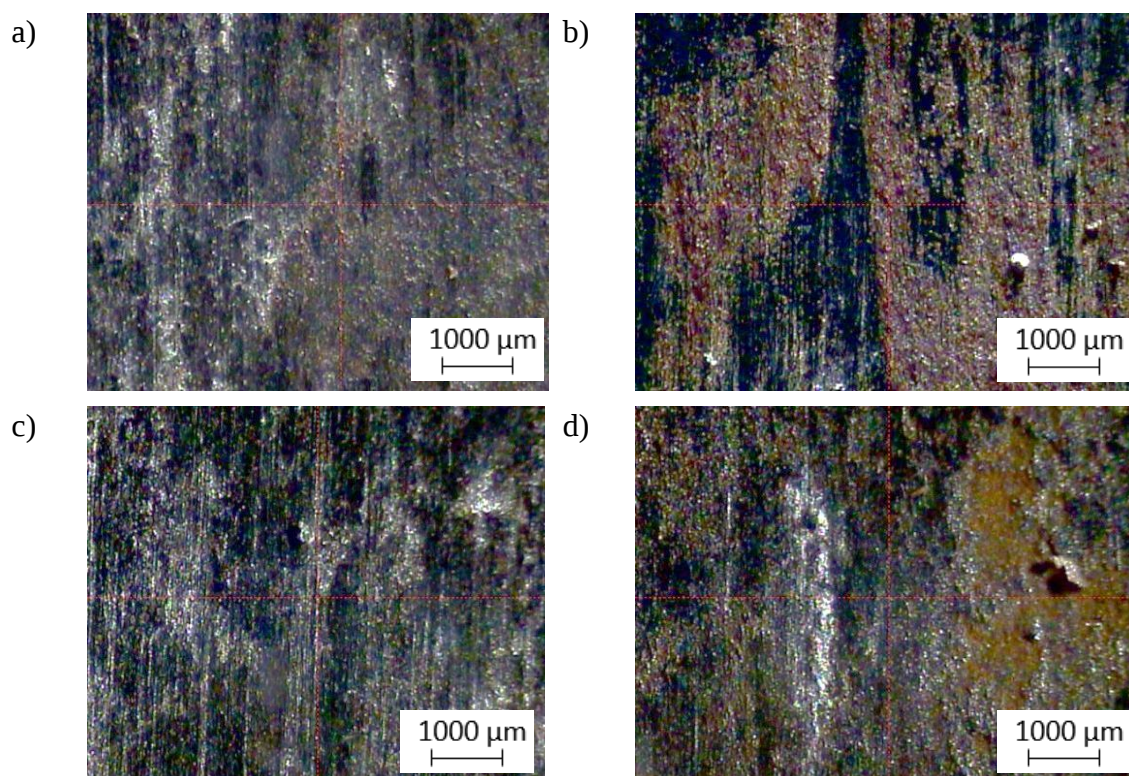
Na wykresie (Rys. 60) zaprezentowano wyniki uzyskane dla zależności współczynnika tarcia od zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu ceramicznym.



Rys. 60. Średni współczynnik tarcia.

Uzyskane średnie wartości współczynnika tarcia dla ustabilizowanego pomiaru przyjmują podobne wartości dla każdej z próbek. Zgodnie z danymi literaturowymi wartość μ_{Al} w warunkach suchych dla zróżnicowanych obciążeń waha się od 0.5 do 0.65, co wskazuje na poprawne wyniki przeprowadzonych badań [104, 164]. Brak wyraźnych różnic w wartościach ustabilizowanego μ_{Al} , świadczy o braku bezpośredniego wpływu domieszek kompozytowych na współczynnik tarcia.

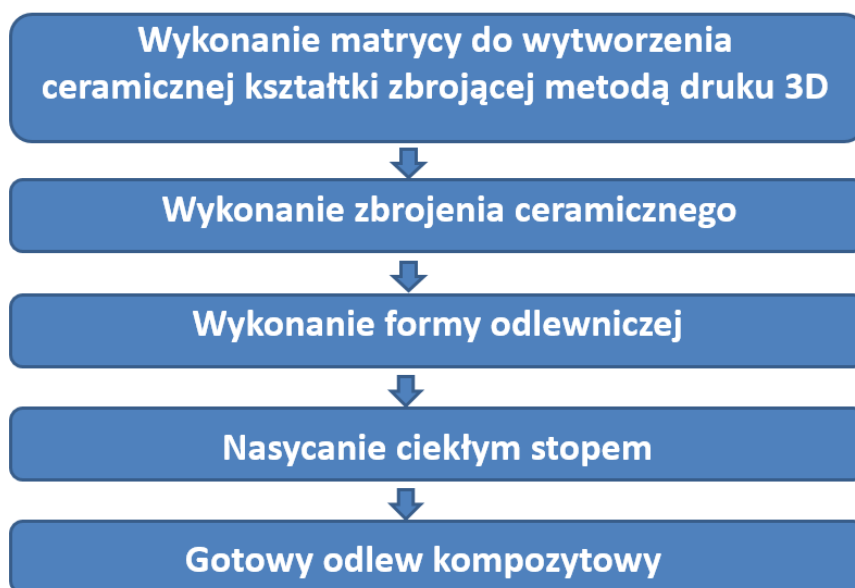
Ostatnim etapem badań tribologicznych była analiza powierzchni materiału i towarzyszących procesowi mechanizmów zużycia (Rys. 61). Przedstawione na rysunku 61 zdjęcia mikroskopowe prezentują powierzchnię wybranych próbek przed i po badaniu. Na podstawie otrzymanych rezultatów można stwierdzić, że kontaktowi kompozytu z przeciwpróbką towarzyszy mechanizm zużycia o charakterze ściernym. Świadczą o tym wióry oraz pyły powstające na skutek ścierania. Drugi mechanizm towarzyszący tarcia ma charakter korozyjny. O tym świadczą z kolei przebarwienia powierzchni. Co istotne, nie zauważono wpływu kierunkowości struktury na przeprowadzane analizy.



Rys. 61. Powierzchnia próbki: a) kompozytu z 0%-ową zawartością włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu przed badaniem, b) kompozytu z 0%-ową zawartością włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu po badaniu, c) kompozytu z 5%-ową zawartością włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu przed badaniem, d) kompozytu z 5%-ową zawartością włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu po badaniu

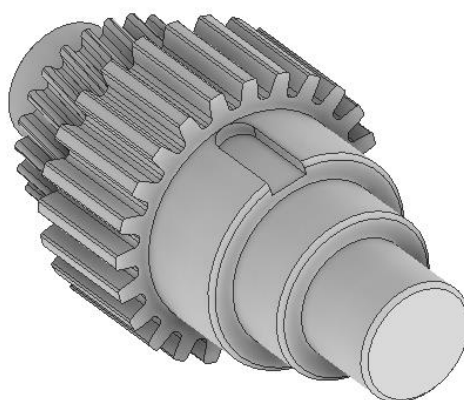
4.1.6. Projektowanie i wytwarzanie kształtowego odlewu kompozytowego

Przeprowadzone badania pozwoliły na opracowanie składu i technologii wytwarzania zarówno dwuskładnikowego zbrojenia ceramicznego, jak i gotowej próbki odlewu kompozytowego. Analiza wytrzymałości oraz odporności na zużycie uzyskanego materiału została przeprowadzona na podstawie wyników tych badań. Implikacja materiału w zastosowaniach przemysłowych wymaga jednak opracowania metody wytwarzania wyrobów o określonej geometrii i gabarytach, co w przypadku metalowych kompozytów hybrydowych, jak wykazała analiza literatury, nie jest łatwe. Aby sprawdzić możliwości opracowanej metody zdecydowano się na zaprojektowanie monolitycznego wałka z rowkiem wpustowym i kołami zębatymi, ponieważ geometria zębów kół zębatych, stopni na wałku oraz gabaryty takiego wyrobu pozwalają w sposób jednoznaczny określić przydatność opracowanego materiału i metody w zastosowaniach przemysłowych. Postępowano zgodnie z procedurą zaprezentowaną na rysunku 62.



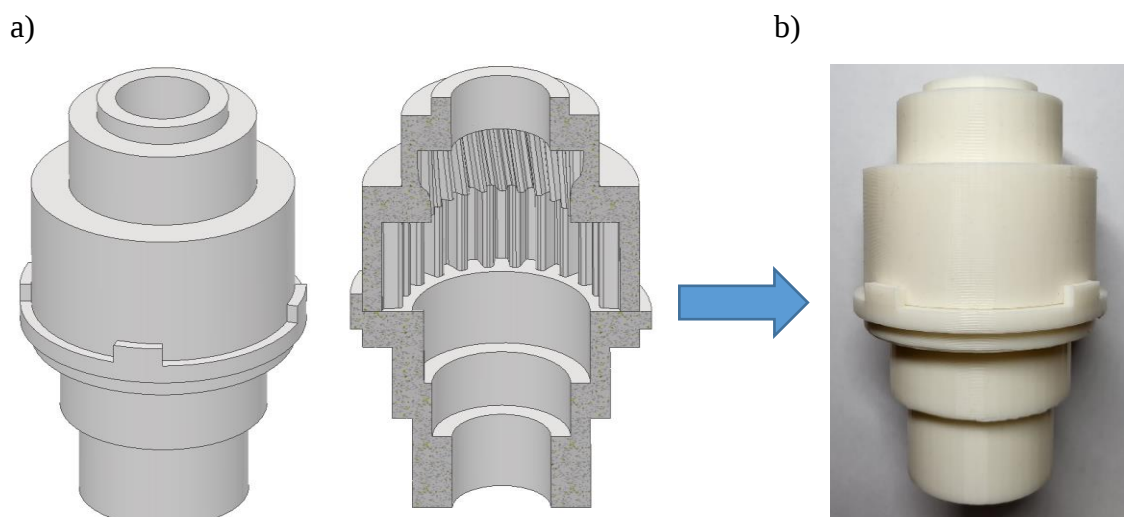
Rys. 62. Schemat procesu wytwarzania kompozytowego odlewu kształtowego.

Przed procesem wytwarzania należało wykonać model 3D wyrobu (Rys. 63). W tym celu posłużono się oprogramowaniem CAD Autodesk Inventor 2023.



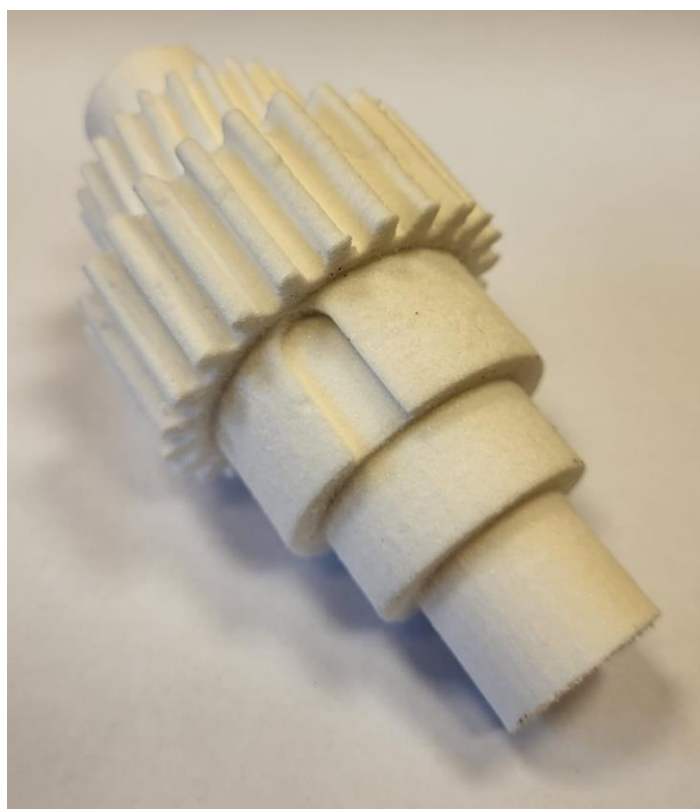
Rys. 63. Model 3D zaprojektowanego odlewu kształtowego.

Przy zastosowaniu tego oprogramowania odwrócono geometrię bryły, aby zaprojektować matrycę potrzebną do ukształtowania zbrojenia (Rys. 64). Na tym samym rysunku przedstawiono też wykonaną z zastosowaniem metody druku 3D gotową matrycę.



Rys. 64. Model 3D drukowanej matrycy (a) oraz gotowa matryca 3D (b).

Matryca została wykonana z zastosowaniem drukarki 3D BCN3D Epsilon W50, wyposażonej w dwie głowice drukujące. Wydruk został wykonany z polistyrenu wysokoudarowego o handlowej nazwie HIPS. Ze względu na wielostopniowość geometrii projektowanego wałka, konieczne było wykonanie matrycy składanej, aby możliwe było przeprowadzenie procesu prasowania kształtki ceramicznej (Rys. 65).



Rys. 65. Kształtka ceramiczna wykonana z mieszaniny Al_2O_3 i $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ po wyżarzaniu.

Matryca 3D (Rys. 64b) uległa całkowitemu zgazowaniu podczas procesu wyżarzania. Co istotne, dokładnie odwzorowano kształt preformy ceramicznej. Zbrojenie nie uległo uszkodzeniu na skutek naprężeń termicznych.

Kolejnym etapem badań było wykonanie formy odlewniczej, wygrzanie jej i przeprowadzenie procesu nasycania ciekłym stopem Al. Efekt w postaci gotowego odlewu kompozytowego przedstawiono na rysunku 66.

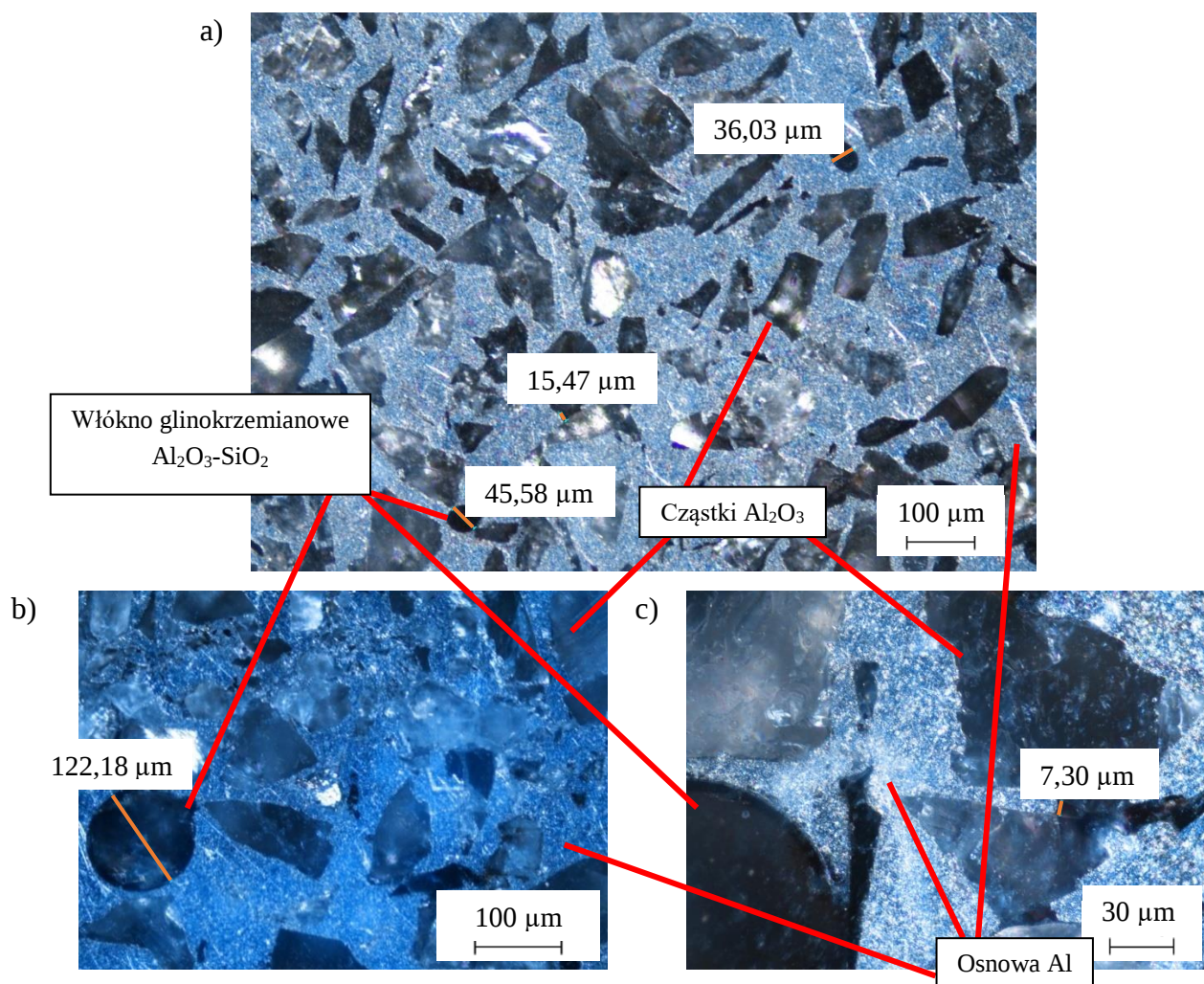


Rys. 66. Widok odlewu kompozytowego.

Kształt wyrobu, zaprojektowany wcześniej (Rys. 63), podczas procesu nasycania został dobrze odwzorowany.

Podczas przeprowadzonej analizy metalograficznej (Rys. 67) skupiono się na określeniu równomierności rozłożenia poszczególnych cząstek w materiale i pomiarach cząstek elektrokorundu i włókien glinokrzemianowych.

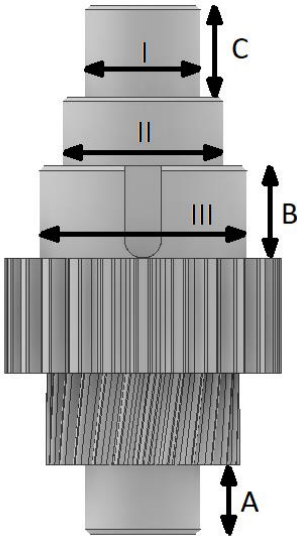
Na podstawie analizy metalograficznej (Rys. 67) stwierdzić można, że rozkład struktury zbrojenia ceramicznego jest równomierny. W przedstawionym obszarze nie stwierdzono aglomeratów cząstek zbrojących, co wg źródeł literaturowych jest częstą wadą w mikrostrukturze takich materiałów, gdyż przyczynia się do powstawania nienasyconych osnową porów. Negatywnie wpływa to na właściwości mechaniczne. Stwierdzono niewielkie nienasycone obszary (Rys. 67c), które powstały na skutek utworzenia zbyt małych kapilar pomiędzy cząstkami zbrojenia. Jednoznacznie można stwierdzić, że dokonano udanej próby otrzymania kształtowego odlewu kompozytowego z hybrydowym zbrojeniem nasycanym, ponieważ uzyskany odlew odwzorował założony kształt wyrobu, a zbrojenie ceramiczne zostało nasycone ciekłym metalem.



Rys. 67. Widok zglądu metalograficznego kompozytu $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$.

Weryfikacji poddano również tolerancje wymiarowe uzyskiwane na poszczególnych etapach wytwarzania odlewu kompozytowego, wykonując po pięć pomiarów każdego z wymiarów i obliczając średnią arytmetyczną (Tab. 16).

Tab. 16. Wymiary założone oraz pomiary formy drukowanej, kształtki zbrojącej i gotowego odlewu kompozytowego.

	Mierzona wielkość	Wymiary założone	Wymiary formy 3D	Wymiary kształtki zbrojącej	Wymiary odlewu kompozytowego	
	[-]	[mm]				
	Średnice	I	25,00	24,71	24,74	24,80
		II	45,00	44,72	44,70	44,75
		III	35,00	35,79	34,78	34,72
	Wysokości	A	15,00	15,18	15,17	15,12
		B	20,00	20,19	20,15	20,17
C		20,00	20,16	20,14	20,13	

Jak wynika z pomiarów (Tab. 16) nie ma znaczących różnic w uzyskiwanych wymiarach na poszczególnych etapach wytwarzania odlewu. Największa różnica pomiędzy wymiarami uzyskanymi, a założonymi pojawia się na etapie druku 3D, co wynika z konfiguracji drukarki.

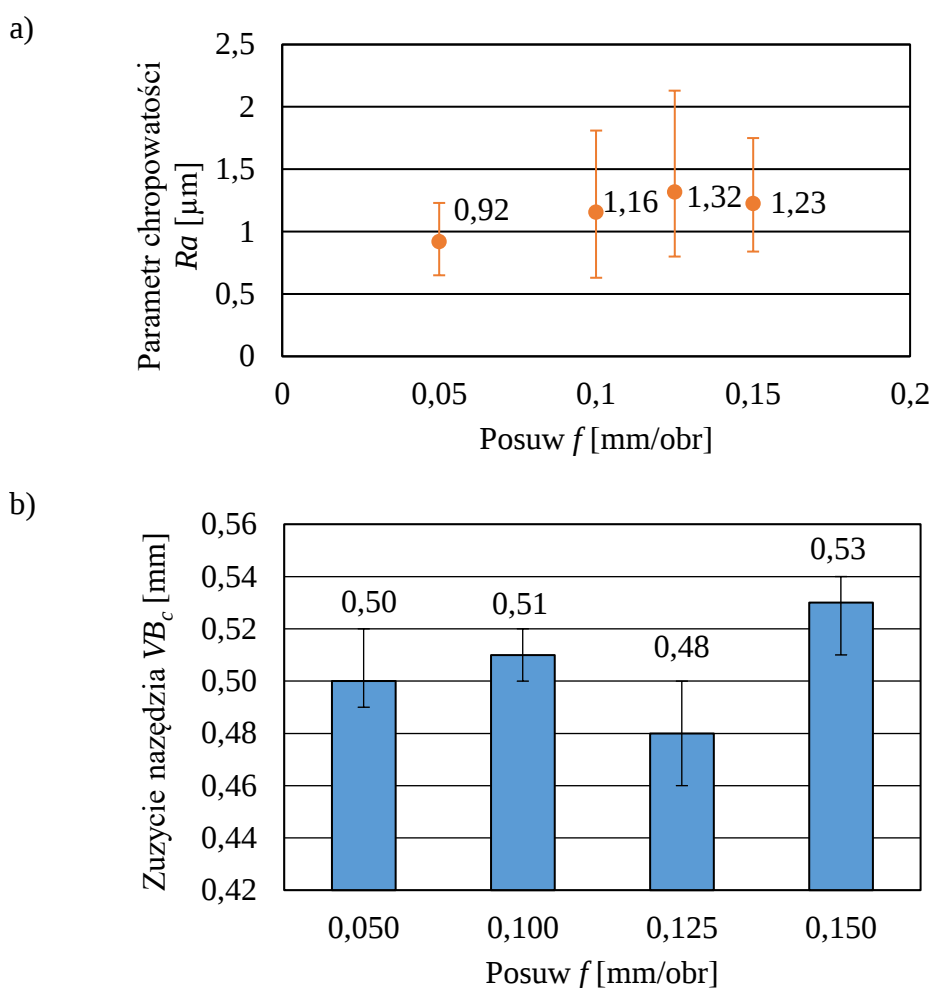
4.2. Toczenie wykończeniowe materiału kompozytowego

Każdy odlew posiada odchyłki wymiarowe oraz określoną chropowatość powierzchni. Obróbka skrawaniem jest procesem wykończeniowym, która nadaje ostateczny kształt, a przede wszystkim, wymagane odchyłki wymiarowe odlewu. Z tego względu zachodzi konieczność oceny skrawalności nowego kompozytu. Na podstawie zbadanych właściwości mechanicznych i tribologicznych wytworzonych kompozytów, zdecydowano się kontynuować prace nad obróbką kompozytu o 3,66%-owej zawartości włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu.

4.2.1. Skrawanie z zastosowaniem różnych narzędziowych

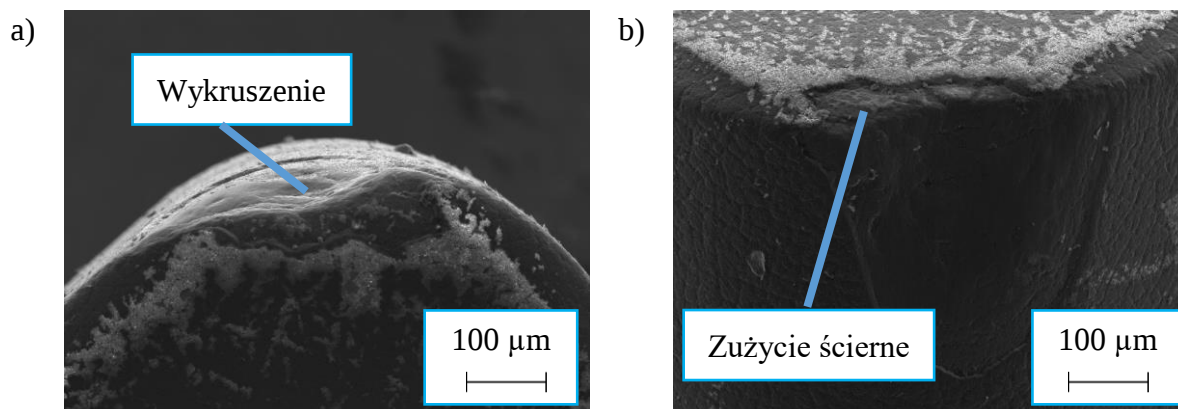
W badaniach skrawalności materiału kompozytowego skupiono się na zastosowaniu ostrzy z materiałów supertwardych, z uwagi na niewielką przydatność innych materiałów narzędziowych. Przykładem jest próba zastosowania ostrzy z ceramiki. W ramach

wcześniejszych badaniach własnych przeprowadzono próby toczenia otrzymanego materiału kompozytowego przy zastosowaniu narzędzi skrawających wykonanych z ceramiki (Kennametal SNGN 120408 T01020 KYS25). Uzyskane wyniki wykazały, że rosnąca wartość posuwu f powoduje zwiększenie chropowatości powierzchni (Rys. 68a). Chropowatość wyrażona parametrem Ra osiągała wartość przekraczającą 1 Ra . Ponadto, wyniki charakteryzowały się dużym rozrzutem, co świadczy o nierównomiernej strukturze powierzchni obrobionej. Szczególną uwagę zwróciły jednak wyniki dotyczące zużycia narzędzi (Rys. 68b). Po bardzo krótkim czasie skrawania ($t_s = 12$ s), zużycie było bliskie lub przekraczało wartość $VB_c = 0,50$ mm. Stwierdzić zatem można, że takie ostrze nie nadaje się do dalszej obróbki.



Rys. 68. Wyniki badań własnych toczenia kompozytu metalowo-ceramicznego przy $v_c = 35$ m/min, $a_p = 0,15$ mm i zmiennym posuwie po czasie skrawania $t_s = 12$ s:
a) parametr chropowatości Ra , b) zużycie narzędzia VB_c .

Narzędzie zastosowane w tych badaniach wykazywało intensywne zużycie w dość krótkim czasie obróbki ($t_s = 12$ s). Zużyciu towarzyszyły przede wszystkim mechanizmy zużycia ściernego oraz wykruszenia płytki skrawającej (Rys. 69).



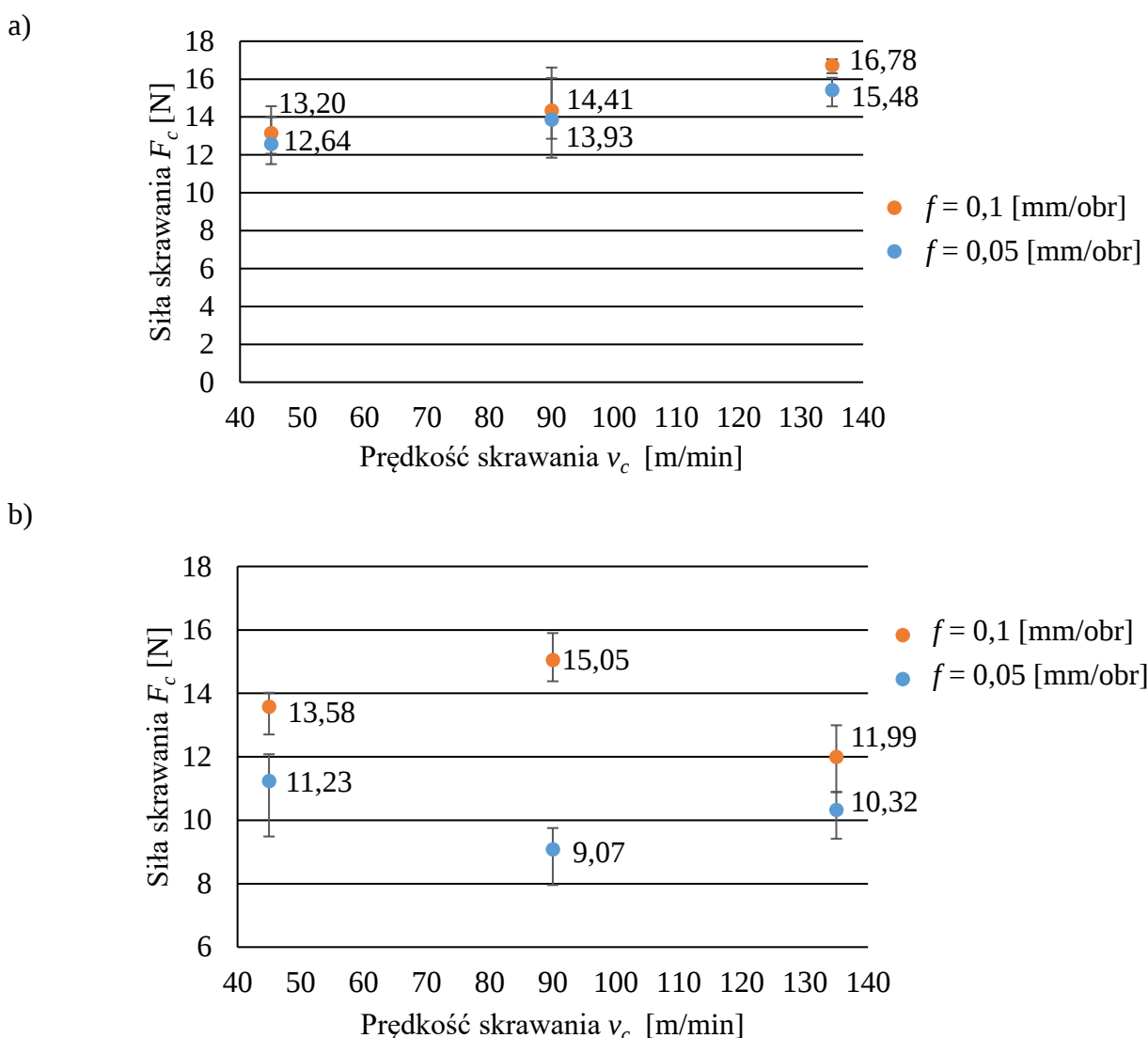
Rys. 69. Widok ceramicznej płytki skrawającej Kennametal SNGN 120408 T01020 KYS25 zastosowana podczas badań: a) od powierzchni natarcia, b) od powierzchni przyłożenia.

Pierwszym etapem badań zasadniczych skrawalności kompozytu metalowo – ceramicznego było zastosowanie i określenie efektów obróbki tego materiału przy pomocy narzędzia skrawającego wykonanego z regularnego azotku boru (CBN) i polikrystalicznego diamentu (PCD). Wybór tych dwóch materiałów jest podyktowany tym, że są to materiały supertwarde, które z powodzeniem zostały zastosowane do obróbki kompozytów metalowych w innych badaniach [36, 69, 109, 116].

Narzędzia skrawające ulegały intensywnemu zużyciu ściernemu (Rys. 69b) oraz częstym wykruszeniom (Rys. 69a). Wpływało to w znaczny sposób na dużą chropowatość powierzchni obrobionej (Rys. 68a). Jest to znaczący argument wykluczający zastosowanie ceramiki jako materiału narzędziowego do obróbki badanego materiału kompozytowego.

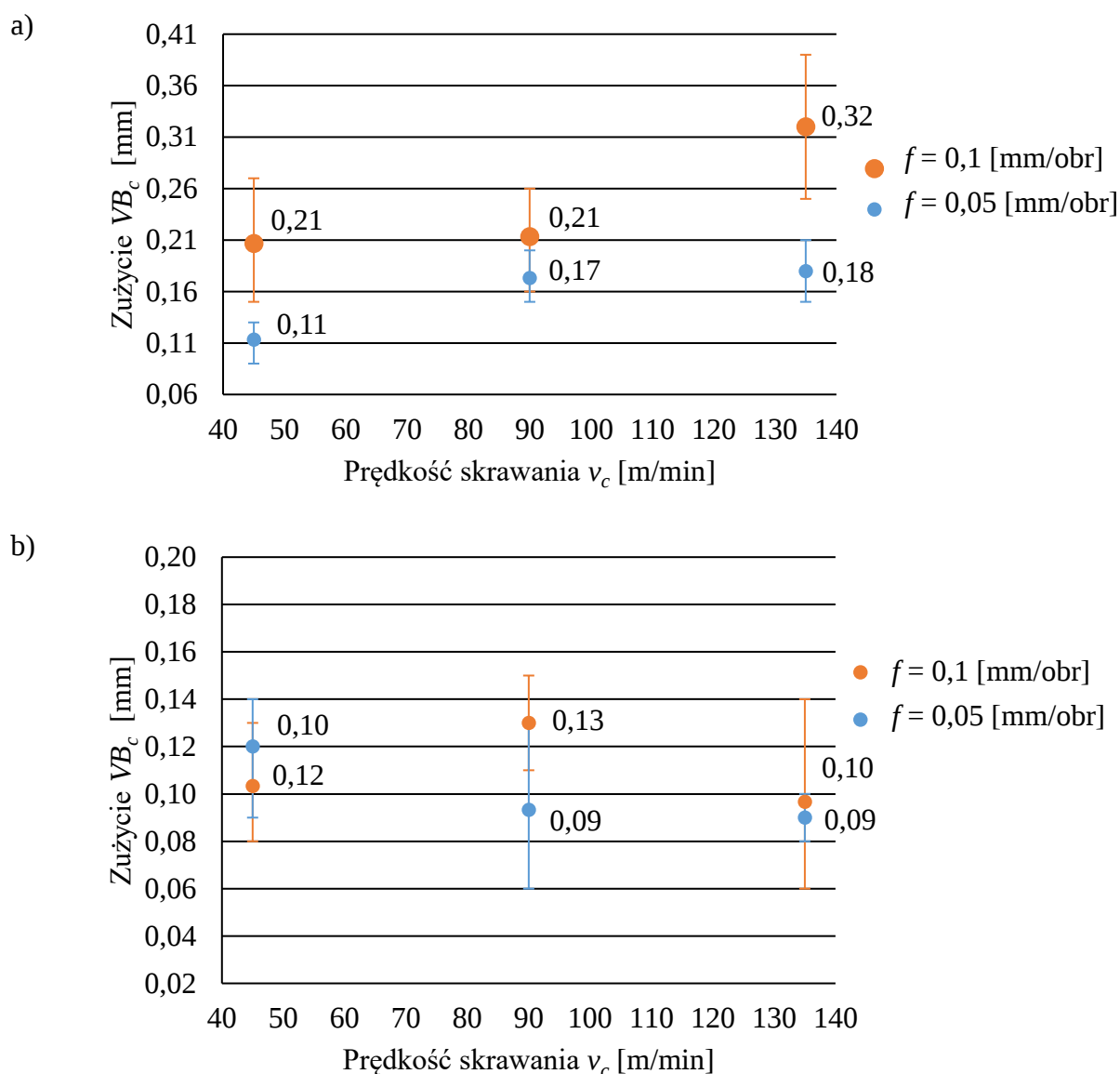
Na podstawie wyników prób obróbki materiału kompozytowego (Rys. 70), zauważyć można, że siła skrawania F_c przyjmuje niższe wartości podczas toczenia z zastosowaniem narzędzia wykonanego z PCD, niż podczas toczenia z zastosowaniem narzędzia z CBN. Istotny jest również wzrost występujących sił skrawania wraz z rosnącą wartością posuwu f , zarówno podczas obróbki narzędziem z polikrystalicznego diamentu, jak i z regularnego azotku boru. W przypadku procesu toczenia otrzymanego kompozytu z zastosowaniem narzędzi z CBN widać wyraźny wzrost siły skrawania F_c występującej podczas obróbki z rosnącą prędkością skrawania v_c (Rys. 70a). Zauważalne jest również wystąpienie wyższych wartości siły F_c podczas obróbki z wyższym posuwem $f = 0,1$ mm/obr. Zależność ta występuje przy obróbce z zastosowaniem obu materiałów narzędziowych. Najwyższą siłę skrawania F_c zaobserwowano podczas obróbki narzędziem z CBN przy posuwie $f = 0,1$ mm/obr oraz przy prędkości skrawania $v_c = 135$ m/min. Jest to związane z rosnącymi oporami toczenia przy wyższych

wartościach posuwu f i prędkości skrawania v_c . Najniższą wartość siły skrawania F_c uzyskano podczas obróbki kompozytu z zastosowaniem narzędzia z PCD przy prędkości skrawania $v_c = 90$ m/min oraz posuwie $f = 0,05$ mm/obr (Rys. 70b). W przypadku obróbki z zastosowaniem narzędzia z CBN zauważalna jest tendencja wzrostowa sił skrawania w funkcji prędkości skrawania. Natomiast w przypadku obróbki z zastosowaniem narzędzi z PCD nie można wyznaczyć takiej zależności. Można to wytłumaczyć występującą niejednorodnością struktury kompozytu. Nagromadzenie się aglomeratów cząstek ceramiki może powodować wzrost oporów skrawania, a z kolei miejscowa przewaga osnowy aluminiowej, jako materiału ciągliwego może przekładać się na obniżenie oporów stawianych przez materiał narzędziu skrawającemu.



Rys. 70. Wpływ prędkości skrawania v_c na siłę skrawania F_c przy zmiennym posuwie i stałej głębokości skrawania $a_p = 0,15$ mm: a) podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z CBN, b) podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z PCD.

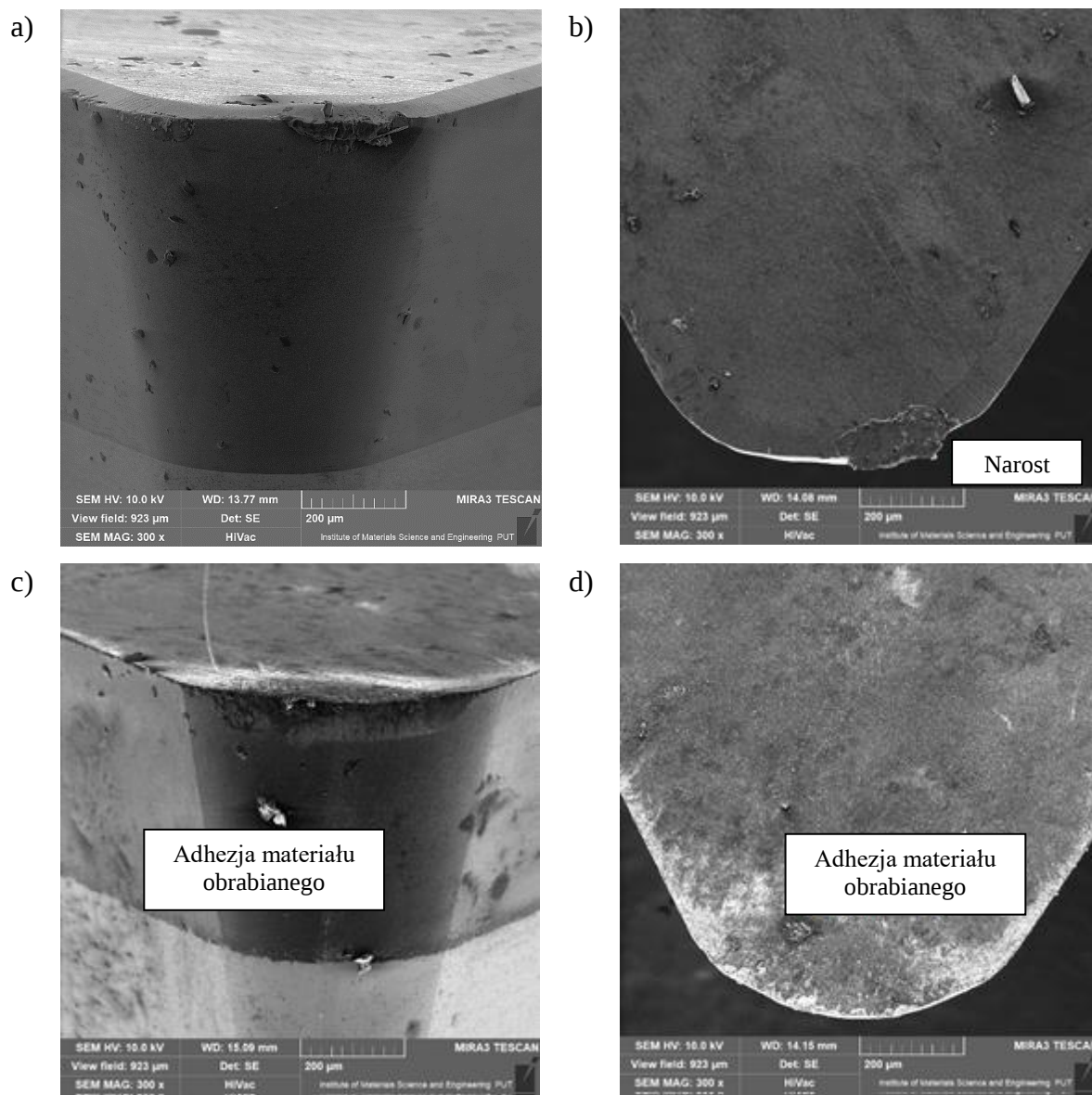
Wyniki przedstawione na wykresie (Rys. 70) należy skorelować z badanym zużyciem narzędzi skrawających (Rys. 71), bowiem rosnące zużycie ostrza bezpośrednio przekłada się na rosnące opory skrawania, a w konsekwencji na rosnące siły podczas obróbki. Zauważyć można, że rosnąca wartość posuwu f przekłada się na rosnące zużycie ostrza w przypadku zastosowania zarówno narzędzi z CBN (Rys. 71a), jak i z PCD (Rys. 71b). W przypadku obróbki z zastosowaniem narzędzi z CBN widać wyraźne powiązanie wzrostu zużycia z rosnącą prędkością skrawania. Warty odnotowania jest fakt, że zużycie narzędzi z PCD jest dwukrotnie niższe przy tych samych parametrach obróbczych, w porównaniu do zużycia narzędzi z CBN. Najwyższa wartość zużycia ($VB_c = 0,32$ mm) odnotowana została dla obróbki z zastosowaniem płytki skrawającej z CBN przy obróbce z posuwem $f = 0,1$ mm/obr i z prędkością skrawania $v_c = 135$ m/min. (Rys. 71a) Najniższa wartość zużycia ($VB_c = 0,09$ mm) natomiast zmierzona została po toczeniu z użyciem płytki wykonanej z PCD przy posuwie $f = 0,05$ mm/obr i przy prędkości skrawania $v_c = 135$ obr/min (Rys. 71b). Dane te, jeśli analizować je w oparciu o zmierzone siły skrawania F_c (Rys. 70b) potwierdzają korelację zużycia narzędzi skrawających z siłami skrawania. Obserwacja zużycia (Rys. 71b) potwierdza również przypuszczenie o prawdopodobnej niejednorodności strukturalnej badanego materiału na odcinku badawczym przeznaczonym do obróbki przy prędkości skrawania $v_c = 90$ m/min w przypadku zastosowania płytki z PCD. Obserwuje się bowiem analogię większych sił skrawania przy większym zużyciu oraz mniejszych wartości sił skrawania przy mniejszym zużyciu narzędzi.



Rys. 71. Wpływ prędkości skrawania v_c na zużycie narzędzi VB_c przy zmiennym posuwie i stałej głębokości skrawania $a_p = 0,15$ mm: a) podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z CBN, b) podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z PCD.

Wykonanie mikrofotografii SEM pozwoliło na określenie mechanizmów i charakteru zużycia narzędzi skrawających użytych podczas obróbki kompozytu. Dodatkowo przeprowadzono również analizę EDS w celu określenia składu ewentualnych cząstek materiału obrabianego znajdujących się na powierzchni przyłożenia i natarcia poszczególnych narzędzi.

We wszystkich analizowanych przypadkach największy udział podczas procesu zużywania się ostrzy skrawających (wykonanych zarówno z CBN, jak i z PCD) mają mechanizmy będące połączeniem zużycia ściernego i adhezyjnego (Rys. 72 i 73).

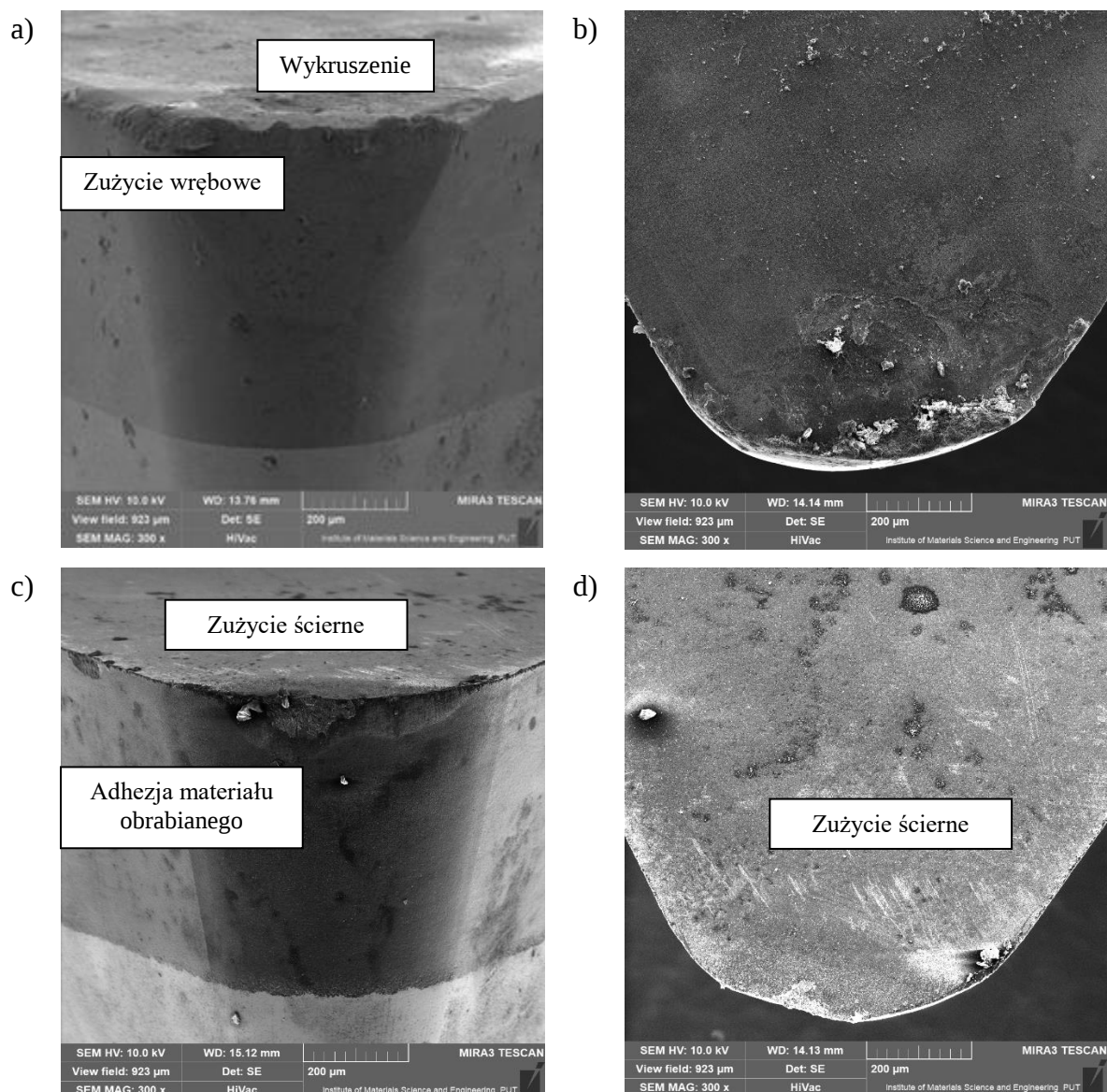


Rys. 72. Zdjęcia SEM płytek skrawających o najmniejszym zbadanym zużyciu średnim:
a), b) Płytką z CBN zastosowaną do obróbki z $v_c = 45$ m/min i $f = 0,05$ mm/obr ($VB_c = 0,11$);
c), d) Płytką z PCD zastosowaną do obróbki z $v_c = 135$ m/min i $f = 0,05$ mm/obr ($VB_c = 0,09$).

Nie zaobserwowano wyraźnych oznak typowego zużycia ściernego w postaci regularnych, równoległych pasm. Pojawienie się adhezji jest skorelowane z zastosowanymi niskimi wartościami posuwu. Typową oznaką występujących zjawisk adhezyjnych jest narost (Rys. 72b). Zaobserwowano również lokalne przypawanie cząstek kompozytu na powierzchni natarcia i przyłożenia ostrza (Rys. 72c i rys. 72d).

Porównując wyniki analizy SEM dla płytek o najmniejszym zużyciu (Rys. 72) z płytkami o największym zużyciu (Rys. 73) zaobserwować można znaczne różnice w intensywności występujących objawów zużycia. Nie zaobserwowano wystąpienia kraterów, jednak zauważalne jest zużycie wrębowe, w szczególności na płytce z CBN (Rys. 73a), gdzie doszło

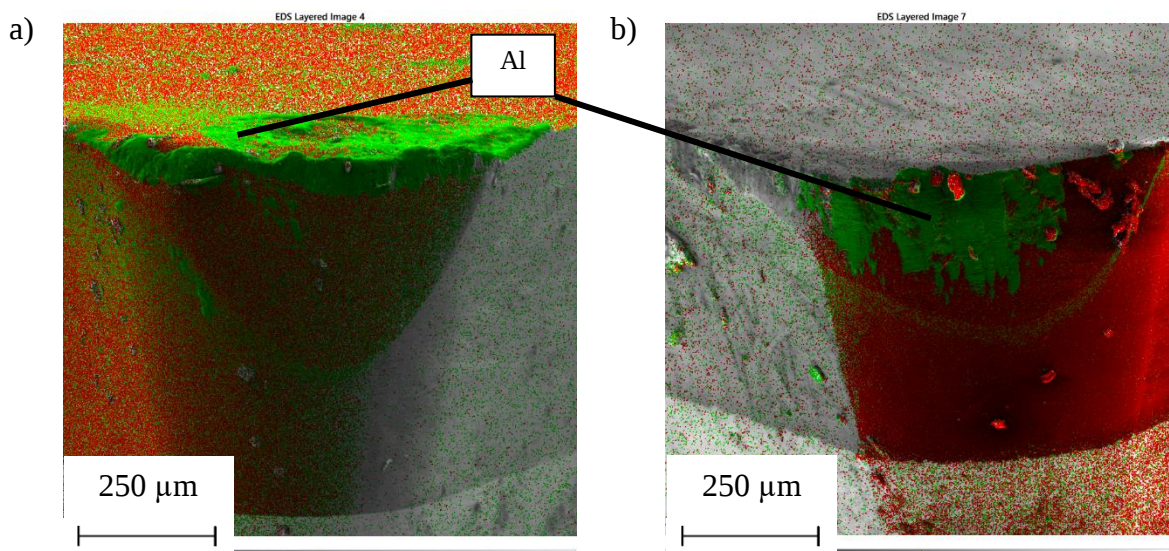
nawet do wykruszenia powierzchni natarcia, co przełożyło się również na wzrost oporów toczenia.



Rys. 73. Zdjęcia SEM płytek skrawających o największym zbadanym zużyciu średnim:
a), b) Płytką z CBN zastosowaną do obróbki z $v_c = 135$ m/min i $f = 0,1$ mm/obr ($VB_c = 0,32$);
c), d) Płytką z PCD zastosowaną do obróbki z $v_c = 90$ m/min i $f = 0,1$ mm/obr ($VB_c = 0,13$).

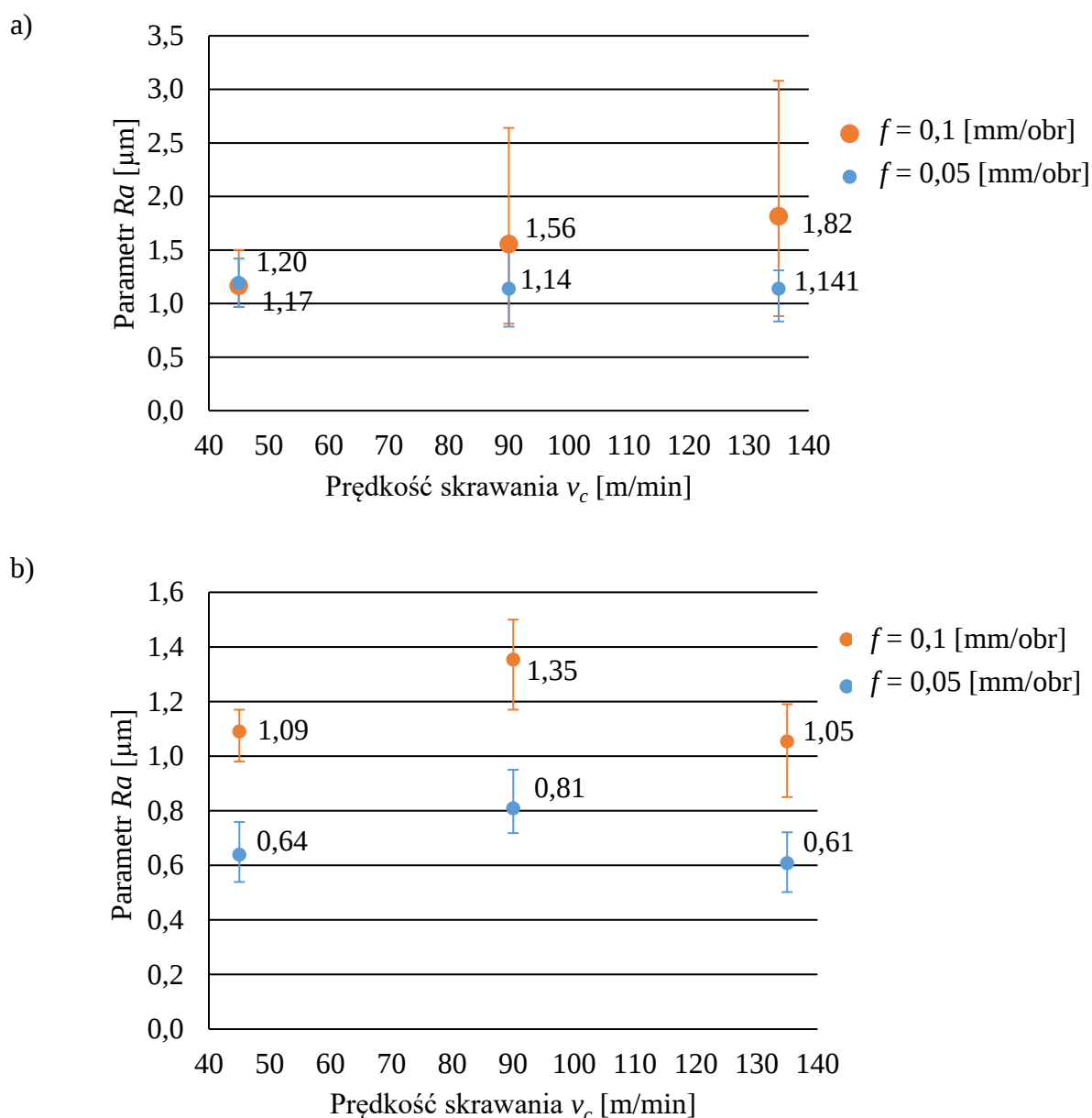
Analiza EDS (Rys. 74) wskazuje na obecność na poszczególnych powierzchniach płytek skrawających w większości cząsteczek Al, czyli osnowy materiału obrabianego.

Istotne odnotowania jest pojawienie się oznak zużycia ściernego. Ponadto, powstające podczas obróbki wióry miały bardzo drobną, sypką postać, co świadczyć może o wrywaniu cząstek zbrojenia z osnowy przez narzędzie skrawające. Stwierdzono również zalepianie pasm na powierzchni narzędzi, będących oznaką zużycia ściernego, przez cząstki plastycznej osnowy.



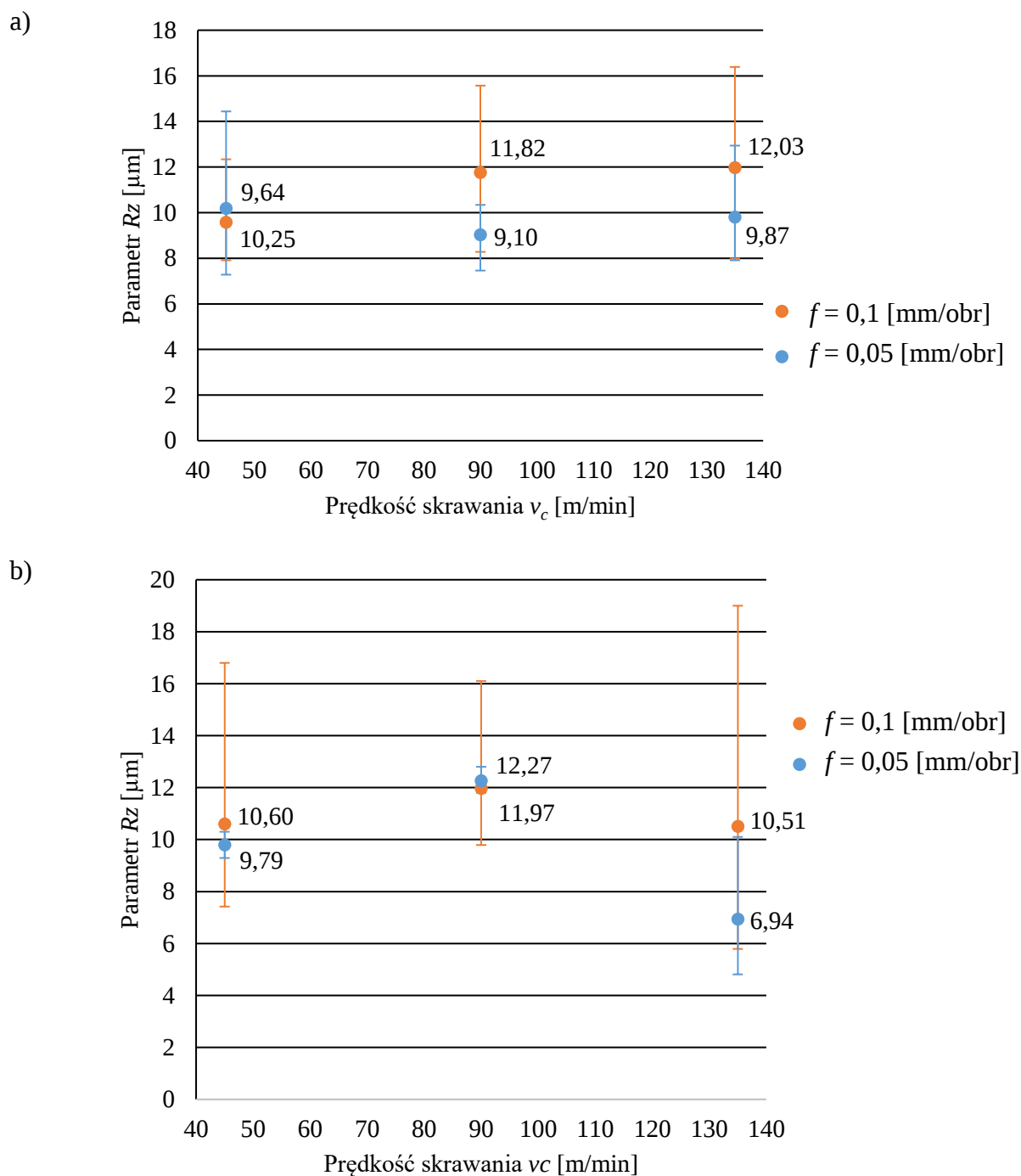
Rys. 74. Wyniki analizy EDS przykładowych płytek skrawających:
a) wykonanej dla CBN; b) wykonanej dla PCD.

Trwałość narzędzi skrawających i dynamika procesu obróbki jest istotna z technologicznego i ekonomicznego punktu widzenia procesu obróbczego, natomiast z punktu widzenia ewentualnej aplikacji przemysłowej nowego materiału istotne są parametry struktury geometrycznej powierzchni. Struktura geometryczna powierzchni powiązana jest z zużyciem narzędzia. Powierzchnia nieobrobionego odlewu kompozytowego wykazywała się powierzchnią o bardzo dużej chropowatości ($R_a = 7,39 \mu\text{m}$, a $R_z = 36,85 \mu\text{m}$). Parametry obróbki, jak i zastosowany materiał narzędziowy miały kluczowe znaczenie dla oczekiwanego efektu, czyli uzyskania powierzchni obrabianej o jak najmniejszej chropowatości. Wartości średniej arytmetycznej rzędnych profilu R_a przyjmują wyższe wartości przy zastosowaniu płytek skrawających z CBN (Rys. 75a), niż przy zastosowaniu płytek skrawających z PCD (Rys. 75b). Odwrotna zależność zaobserwowana została podczas pomiarów najwyższej wysokości profilu R_z , jednak jest to wynik niejednorodności struktury materiału. W sposób losowy mogą pojawiać się pory i nieciągłości, które mają znaczny wpływ na te wyniki. W przypadku obróbki z zastosowaniem CBN widoczny jest wzrost R_a oraz R_z , na które wpływ ma wzrost prędkości skrawania v_c (Rys. 75a, 76a). W przypadku obróbki płytką skrawającą wykonaną z PCD (Rys. 75b, 76b), zauważalne są podobne zależności, jak w przypadku analizowanych już wartości sił skrawania F_c oraz zużycia VB_c .



Rys. 75. Wpływ prędkości skrawania v_c na chropowatość powierzchni obrabianej wyrażonej parametrem chropowatości Ra przy zmiennym posuwie i stałej głębokości skrawania $a_p = 0,15$ mm: a) podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z CBN, b) podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z PCD.

Stwierdzono istotny wpływ wartości posuwu f na parametry chropowatości powierzchni, którego wzrost powoduje uzyskanie powierzchni o większej chropowatości. Najistotniejsze jest jednak uzyskanie chropowatości Ra o około 10-krotnie mniejszej wartości po obróbce (Rys. 75b), w porównaniu do wartości przed obróbką, gdy zastosowano narzędzie z polikrystalicznego diamentu, oraz o około 6,5 razy mniejszej w przypadku obróbki narzędziem wykonanym z CBN (rys. 75a). Zmierzone parametry Rz są o 3-4 razy mniejsze, względem wyjściowej wartości w przypadku obróbki każdym z narzędzi (Rys. 76).

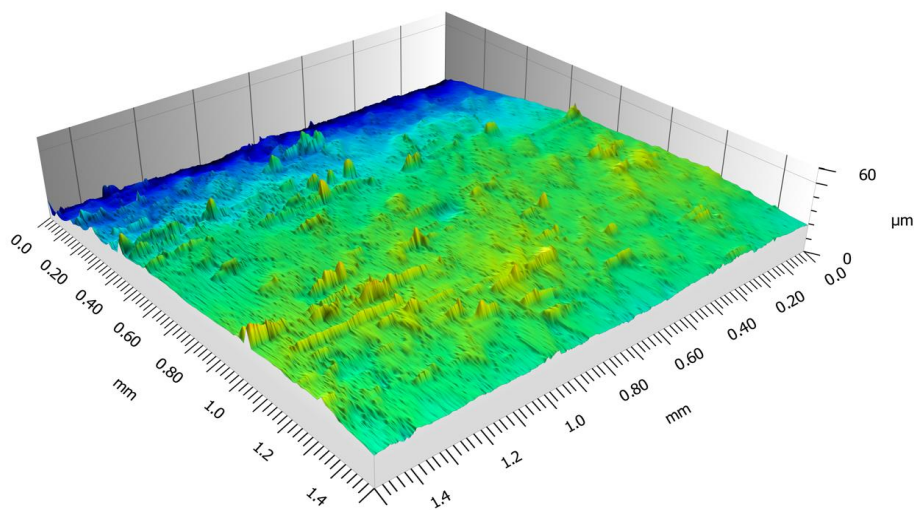


Rys. 76. Wpływ prędkości skrawania v_c na chropowatość powierzchni obrabianej wyrażonej parametrem chropowatości R_z przy zmiennym posuwie i stałej głębokości skrawania $a_p = 0,15$ mm: a) podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z CBN, b) podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z PCD.

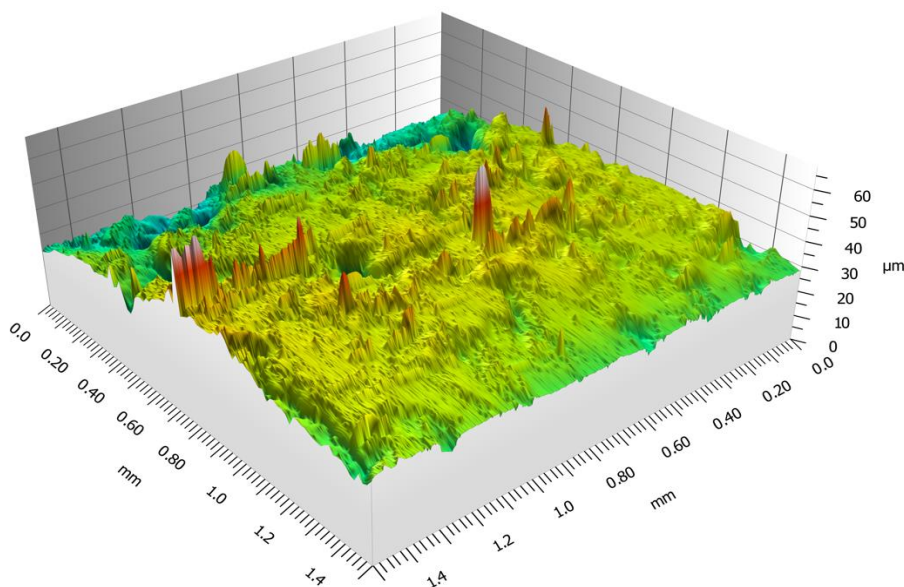
Na podstawie analizy struktury geometrycznej powierzchni (Rys. 77) stwierdzić można, że w związku z niejednorodnością struktury materiałowej występują pewne zagłębienia powierzchni. Są one związane z wyrywaniem cząstek zbrojenia podczas obróbki

lub powstałymi porami odlewniczymi. Zarówno w przypadku obróbki z wyższymi wartościami posuwu (Rys. 77a) i zastosowaniem płytki z CBN, jak i z niższym posuwem (Rys. 77b) i zastosowaniem płytki z PCD nie zaobserwowano odwzorowania kinematyczno-geometrycznego ostrza na powierzchni obrobionej. To również jest wynikiem hybrydowej struktury materiałowej, która uniemożliwia ciągłość obróbki, poprzez ceramiczne „wtrącenia” powodujące nieregularność śladów pozostawianych przez narzędzie podczas obróbki.

a)



b)



Rys. 77. Struktura geometryczna powierzchni hybrydowego kompozytu o osnowie metalowej z nasycanym ceramicznym zbrojeniem po obróbce z użyciem:

a) Płytki z CBN z $v_c = 135$ m/min i $f = 0,1$ mm/obr;

b) Płytki z PCD z $v_c = 135$ m/min i $f = 0,05$ mm/obr.

Na podstawie badań struktury geometrycznej powierzchni możliwe było określenie materiału narzędziowego oraz parametrów obróbczych, które umożliwiają uzyskanie najmniejszych wartości parametrów chropowatości. Najlepsze rezultaty uzyskano podczas

obróbki narzędziem z polikrystalicznego diamentu przy posuwie $f = 0,05$ mm/obr oraz z prędkością skrawania $v_c = 135$ m/min. Narzędzia z PCD wytypowano do dalszych badań trwałościowych.

4.2.2. Badania trwałości narzędzi wykonanych z PCD

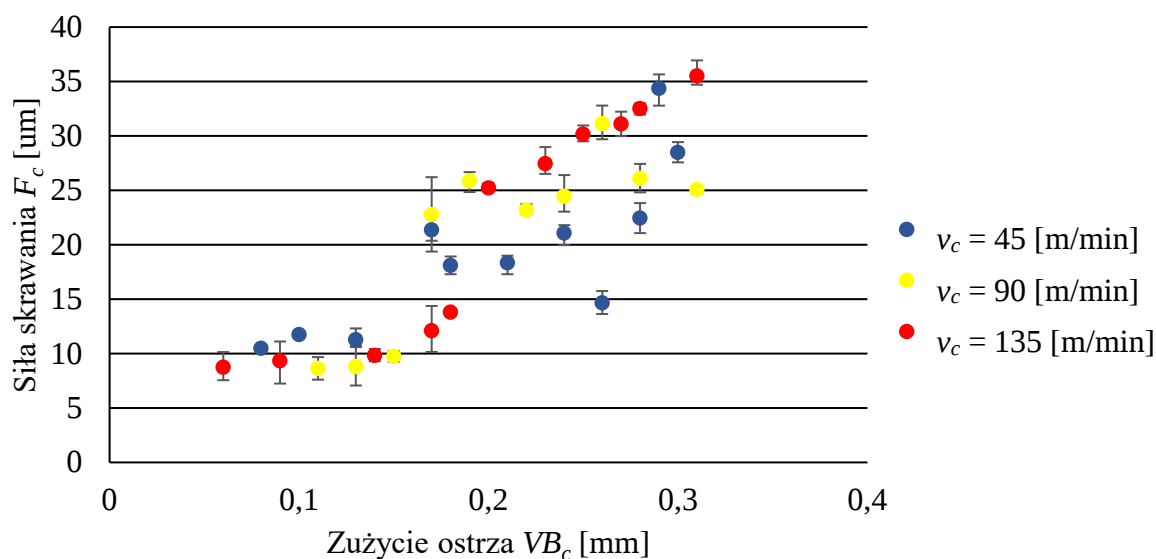
Dobór odpowiedniego materiału narzędziowego, określenie optymalnych warunków skrawania oraz zbadanie wpływu parametrów technologicznych i zużycia narzędzi na chropowatość powierzchni pozwoliło na zbadanie trwałości narzędzi w tych dobranych warunkach. W celu porównania, zdecydowano się przeprowadzić próby trwałości dla trzech różnych prędkości skrawania v_c (Tab. 17). Przyjęto kryterium trwałości na poziomie $VB_c = 0,3$ mm. Proces toczenia przeprowadzono aż do osiągnięcia zużycia dopuszczalnego lub niewielkiego jego przekroczenia.

Tab. 17. Warunki badania trwałości narzędzi.

Rodzaj płytki	[-]	Kyocera TPGN 110304 SE (PCD)
Głębokość skrawania a_p	[mm]	0,15
Posuw f	[mm/obr]	0,05
Prędkość skrawania v_c	[m/min]	45, 90, 135
Odcinek skrawany l	[mm]	19
Zużycie dopuszczalne VB_c	[mm]	0,3

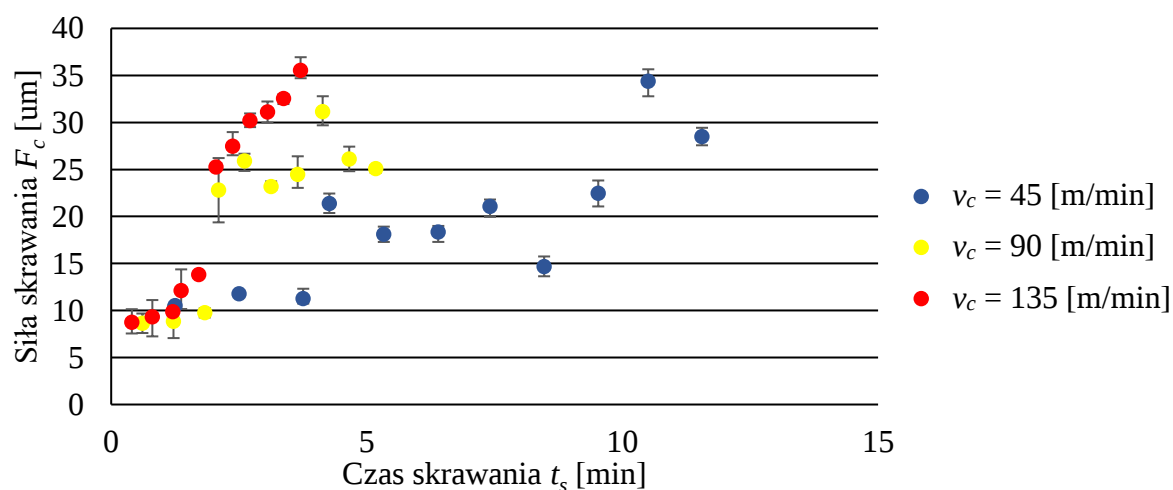
Seria tych badań pozwoliła określić wpływ zużycia narzędzi skrawających na występujące podczas obróbki siły skrawania F_c (Rys. 78). W przypadku każdej z badanych prędkości skrawania v_c można zauważyć, że do osiągnięcia przez narzędzie skrawające zużycia na poziomie zbliżonym do wartości od $VB_c = 0,17$ mm do $VB_c = 0,18$ mm wartości siły skrawania F_c są znacznie mniejsze, niż po przekroczeniu tej wartości zużycia. Warto też zauważyć, że w tym przedziale zużycia nie ma znaczących rozbieżności pomiędzy siłami występującymi podczas obróbki z różnymi prędkościami skrawania. Dalszy wzrost zużycia powyżej $VB_c = 0,17 - 0,18$ mm powoduje znaczący, wręcz skokowy wzrost wartości sił skrawania F_c . Ponadto, zauważalne są w tym obszarze znaczące rozbieżności w wartościach siły skrawania F_c występującej podczas toczenia z różnymi prędkościami skrawania. Wyniki te sugerują, że proces obróbki metalowego kompozytu hybrydowego jest efektywny pod względem siły skrawania i chropowatości powierzchni, przy zastosowaniu badanych parametrów do osiągnięcia przez narzędzie zużycia w przedziale od $VB_c = 0,17$ mm do

$VB_c = 0,18$ mm. Przekroczenie wartości granicznej zużycia powoduje skokowy wzrost sił skrawania.



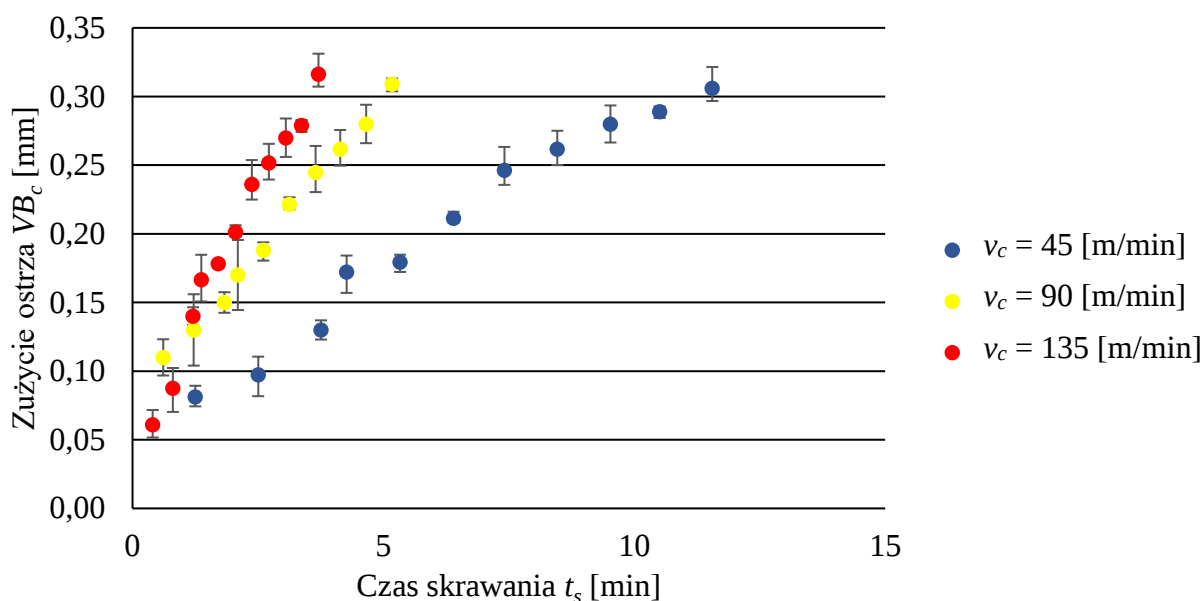
Rys. 78. Siła skrawania F_c w funkcji zużycia narzędzi VB_c podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z PCD.

Analiza wartości sił skrawania F_c w funkcji czasu skrawania t_s (Rys. 79) pokazuje, że po upływie czasu o wartości ok. $t_s = 1,5$ min następuje gwałtowny wzrost sił skrawania występujących podczas obróbki z $v_c = 90$ m/min i $v_c = 135$ m/min. W przypadku obróbki z prędkością skrawania $v_c = 45$ m/min, wzrost występujących sił skrawania obserwuje się po ok. 4 min czasu skrawania. Jest to bezpośrednio związane z usuwaniem o wiele mniejszej ilości materiału w tym samym czasie przy niższej prędkości skrawania, co przekłada się na wydłużenie okresu trwałości ostrza skrawającego.



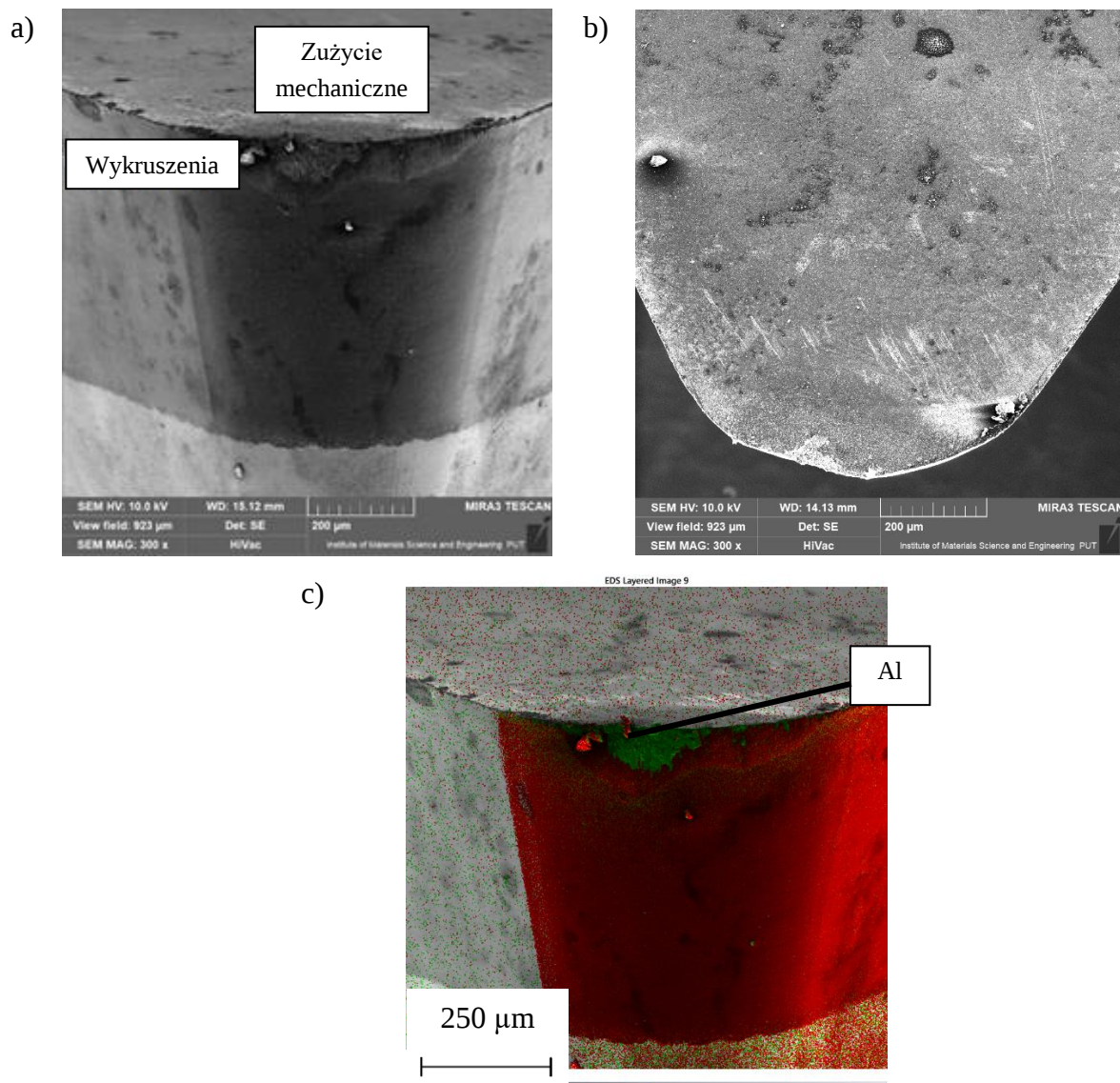
Rys. 79. Siła skrawania F_c w funkcji czasu skrawania t_s podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z PCD.

Zużycie ostrza VB_c w funkcji czasu skrawania t_s (Rys. 80) charakteryzuje się stałym, dość regularnym wzrostem dla każdej z badanych prędkości skrawania v_c . Przyjęte kryterium zużycia $VB_c = 0,3$ mm dla $v_c = 45$ m/min zostało osiągnięte po około 11,5 min obróbki, dla $v_c = 90$ m/min zostało osiągnięte po około 5 min obróbki, a dla $v_c = 135$ m/min zostało osiągnięte po około 3,5 min obróbki. Co jednak istotne, nie jest zauważalny skokowy przyrost wartości parametru VB_c . Świadczy to o równomiernym zużywaniu się ostrzy w funkcji czasu skrawania t_s . W zależności jednak od przeprowadzonych prób występują na płytkach skrawających różnego rodzaju wykruszenia i wyłamania, co potwierdzają badania SEM płytek skrawających (Rys. 81 - 83).



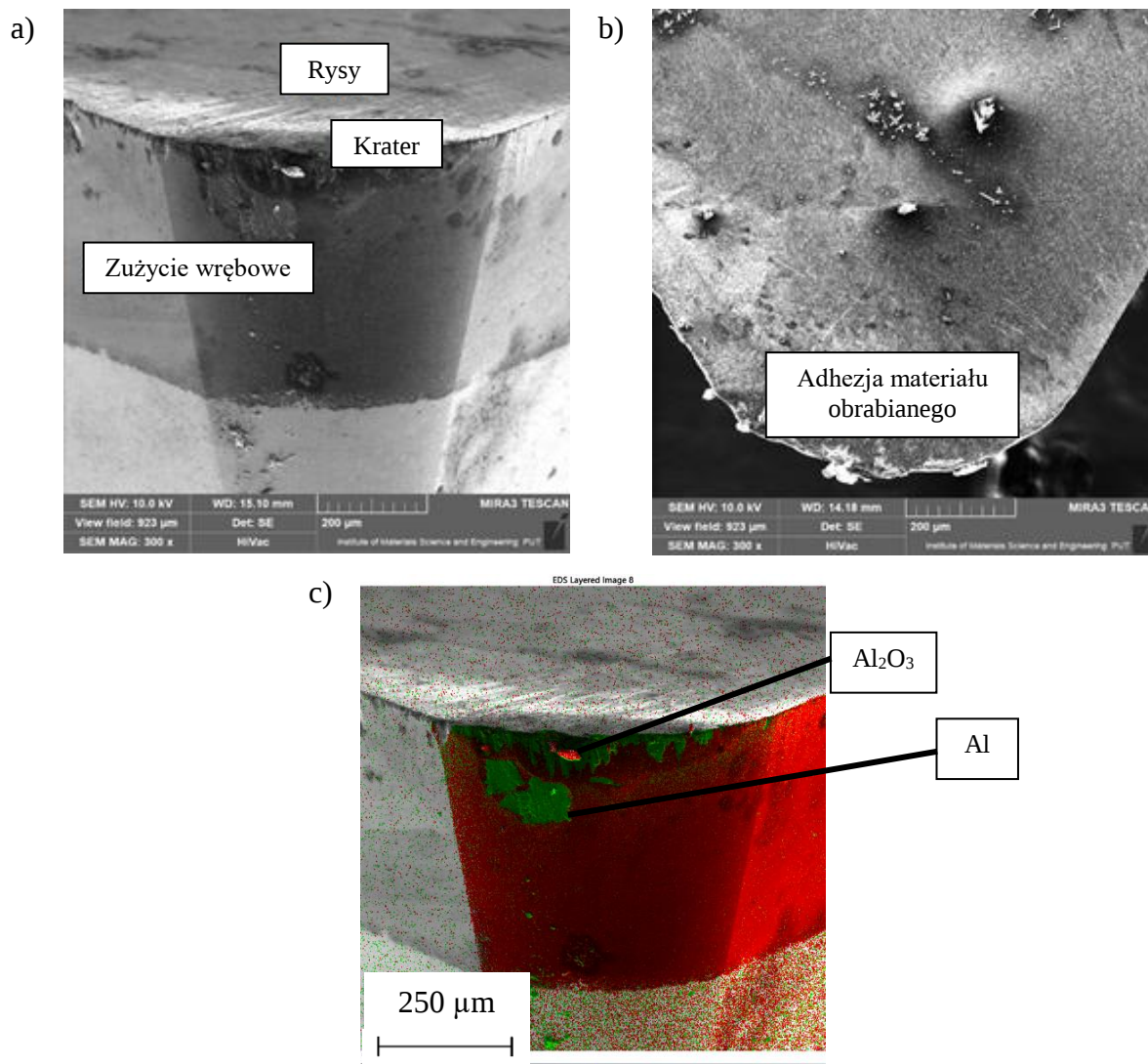
Rys. 80. Zużycie ostrza VB_c w funkcji czasu skrawania t_s podczas obróbki z zastosowaniem narzędzi wykonanych z PCD.

Na każdej badanej płytce skrawającej (Rys. 81 - 83) zauważalne są objawy zużycia ściernego. Różna jest tylko intensywność ich wystąpienia. Już przy zużyciu narzędzia o wartości $VB_c = 0,1$ mm (Rys. 81) zauważalne są objawy mechanicznego zużycia ściernego na głównej i pomocniczej krawędzi skrawającej. Jest to typowy objaw mechanizmów zużycia narzędzi skrawających stosowanych do obróbki materiałów twardych, które zawierają twarde cząstki (np. ceramikę). Na głównej powierzchni przyłożenia widoczne są niewielkie wykruszenia. Na głównej powierzchni przyłożenia występuje również dość duży fragment nalepiania z cząstek Al (Rys. 81c).



Rys. 81. Zdjęcia SEM: a), b) Płytki skrawającej wykonanej z PCD po badaniach trwałości ostrza; c) Wyniki analizy EDS płytki z PCD ($VB_c = 0,1$ mm).

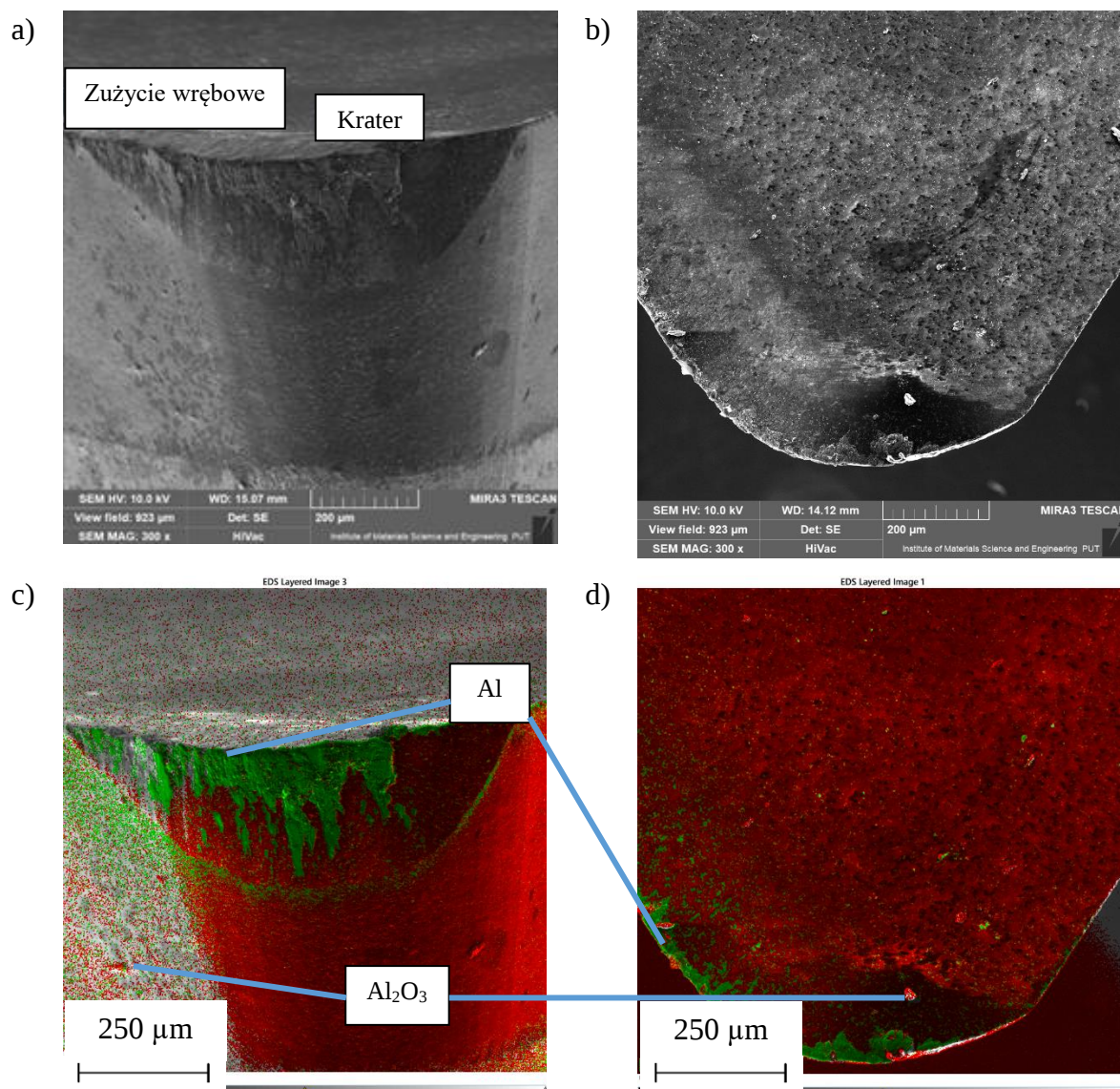
Płytkę skrawającą o zmierzonym zużyciu $VB_c = 0,17$ mm (Rys. 82) charakteryzuje się wystąpieniem znacznie intensywniejszego zużycia ściernego. Rysy są przede wszystkim na powierzchni natarcia. Pojawia się więcej wykruszeń, co świadczy o intensywniejszym obciążeniu mechanicznym narzędzia. Potwierdzeniem tego są rosnące siły skrawania. Na głównej powierzchni przyłożenia zauważalne są objawy zużycia wrębowego, które ulegają zalepieniu cząstkami Al (Rys. 82c). Przy krawędzi skrawającej na powierzchni natarcia zauważyć można pojawiające się zużycie kraterowe, co świadczy o pojawieniu się zużycia dyfuzyjnego.



Rys. 82. Zdjęcia SEM: a), b) Płytki skrawającej wykonanej z PCD po badaniach trwałości ostrza; c) Wyniki analizy EDS płytki z PCD ($VB_c = 0,17 \text{ mm}$).

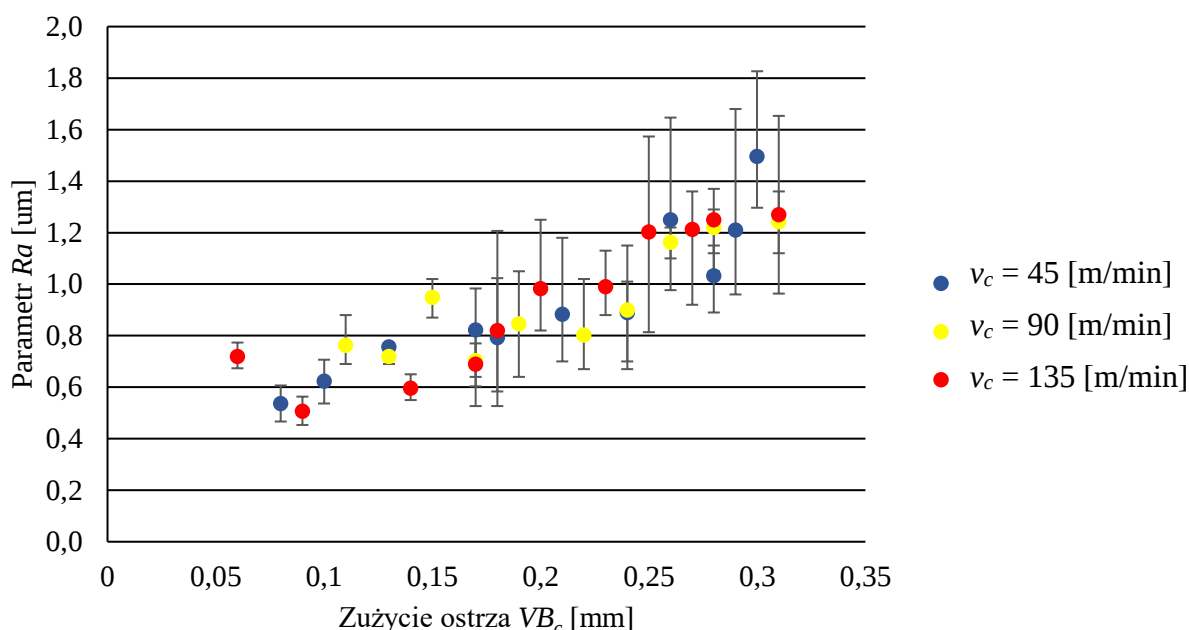
Analiza SEM i EDS płytek PCD (Rys. 83) zastosowanych podczas badań trwałości narzędzi skrawających miała na celu potwierdzenie obserwacji poczynionych we wcześniejszych seriach badań. Podobnie, jak w opisanych wcześniej przypadkach, zużycie ma charakter przede wszystkim ścierny – adhezyjny. Zauważone zostały jednak również objawy zużycia dyfuzyjnego w postaci krateru (Rys. 83a), który powstał przy głównej krawędzi skrawającej na skutek działania spływających po powierzchni wiórów. Widoczne jest przypawanie cząstek kompozytu na powierzchni natarcia i przyłożenia (Rys. 83a i rys. 83b). Zauważalne jest również zużycie wrębowe głównej krawędzi skrawającej (Rys. 83a). Podobnie, jak we wcześniejszych próbach, co pokazuje analiza EDS na powierzchni przyłożenia obecny jest duży obszar z przypawaniem z cząstek Al (Rys. 83c). Osadzone na powierzchni płytki skrawającej cząstki ceramiki Al_2O_3 mają charakter drobnych skupisk

cząsteczkowych (Rys. 83c). Ceramika elektrokorundowa jest również zauważalna w postaci drobnych odprysków na powierzchni natarcia (Rys. 83d).



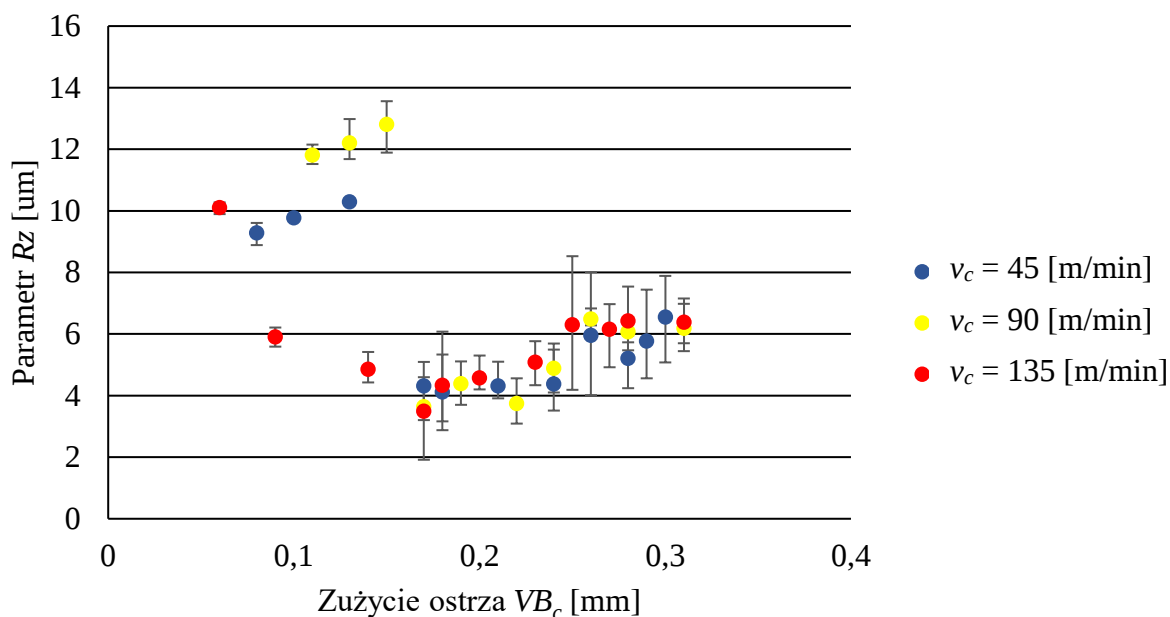
Rys. 83. Zdjęcia SEM: a), b) Płytki skrawającej wykonanej z PCD po badaniach trwałości ostrza; c), d) Wyniki analizy EDS płytki z PCD ($VB_c = 0,3$ mm)

Istotne obserwacje poczynić można, analizując uzyskane wyniki chropowatości w funkcji zużycia VB_c . Parametr Ra (Rys. 84) odznacza się dość małym rozstępem wartości w zakresach zużycia o wartości do ok. $VB_c = 0,17$ mm. Powyżej tej wartości zużycia narzędzia skrawającego rozrzut wyników parametru chropowatości Ra jest znacząco większy. Widoczny jest również systematyczny, dość regularny wzrost wartości Ra w miarę rosnącego zużycia VB_c . Obserwacje dotyczą wszystkich badanych prędkości skrawania. Najmniejszą chropowatość powierzchni w zakresie zużycia do ok. $VB_c = 0,17$ mm można zaobserwować dla próbek obrabianych z prędkością skrawania $v_c = 135$ mm/min, choć różnice pomiędzy próbkami obrabianymi z pozostałymi prędkościami skrawania nie są znaczące.



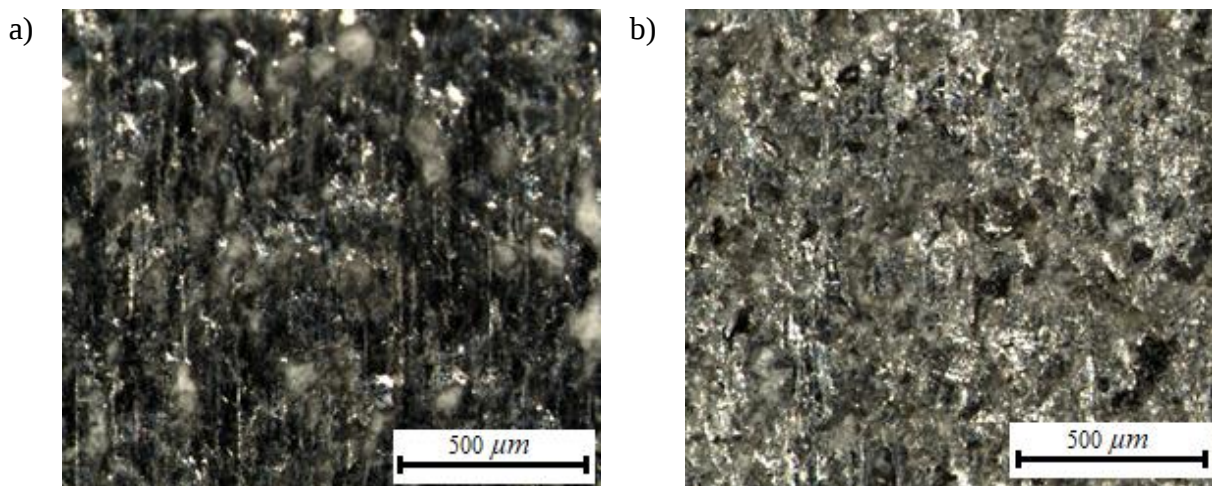
Rys. 84. Wartość parametru chropowatości Ra powierzchni obrobionej w funkcji zużycia ostrza VB_c .

W przypadku badań parametru Rz (Rys. 85) zauważyć można, że przyjmuje on znacznie wyższe wartości przy mniejszym zużyciu. Zauważalna jest znacząca rozbieżność pomiędzy wartościami Rz uzyskanymi po obróbce z $v_c = 135$ m/min, a toczeniem z pozostałymi wartościami prędkości skrawania v_c . Rozbieżność ta wynika z niejednorodności struktury materiału. Zestawienie otrzymanych w tej serii badań z wynikami uzyskanymi wcześniej (Rys. 76b) nie wskazuje na fakt zaistnienia szczególnych warunków, które miałyby wpływ na wystąpienie różnic w obróbce. Uzasadnieniem pojawienia się takich rozbieżności jest losowość pojawiania się wad odlewniczych w postaci porów, które mogą zaburzyć wyniki. Różnice te zacierają się dopiero po przekroczeniu przez narzędzie zużycia o wartości ok. $VB_c = 0,17$ mm. Wyniki w tym zakresie zużycia, podobnie jak pomiary parametru Ra charakteryzują się większym rozstępem wartości. Zarówno znaczący spadek parametru Rz , jak i wzrost rozrzutu tych wartości są spowodowane rosnącym zużyciem narzędzia VB_c . Rosnące zużycie w konsekwencji powoduje pogorszenie jakości powierzchni materiału kompozytowego.



Rys. 85. Wartość parametru chropowatości R_z powierzchni obrobionej w funkcji zużycia ostrza VB_c .

Narzędzie o małym zużyciu (do $VB_c = 0,17$ mm) podczas obróbki powoduje usunięcie zarówno osnowy, jak i cząstek ceramiki. Stępienie narzędzia powoduje obniżenie jego zdolności do przerywania wiązań w cząstkach ceramiki i prowadzi do ich wrywania. Wzrost oporów toczenia potwierdza wzrost siły skrawania F_c w funkcji zużycia narzędzia VB_c . Wrywanie ziaren ceramiki powoduje powstanie w osnowie dodatkowych nierówności, co potwierdza analiza mikroskopowa powierzchni materiału (Rys. 86).

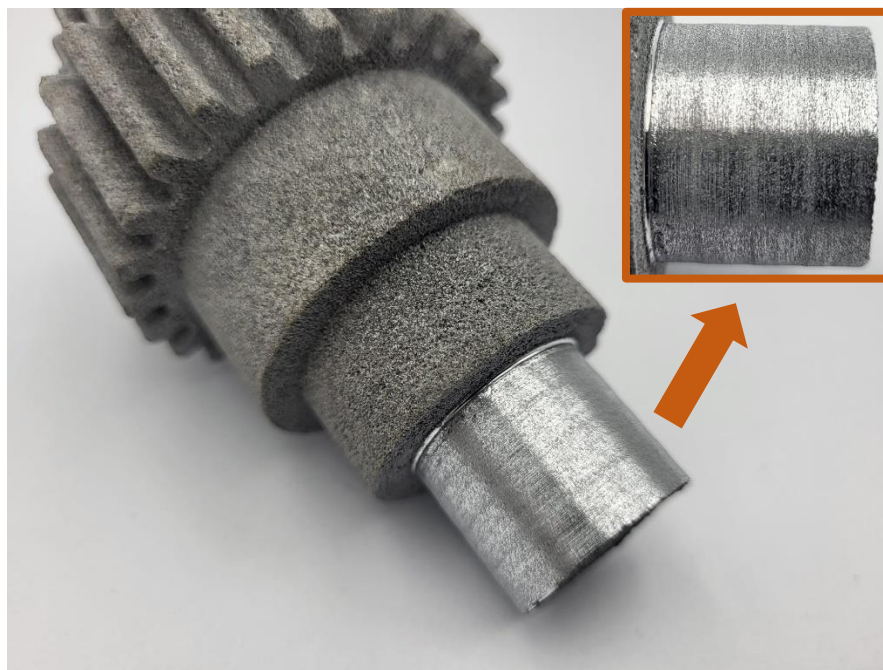


Rys. 86. Mikrofotografia powierzchni obrobionej: a) narzędziem o zużyciu o wartości do $VB_c = 0,17$ mm; b) narzędziem o zużyciu o wartości do $VB_c = 0,3$ mm

Powierzchnia uzyskana przez narzędzie skrawające o zużyciu o wartości do $VB_c = 0,17$ mm charakteryzuje się mniejszą ilością widocznych cząstek ceramicznych (Rys. 86a)

z wyraźnie zaznaczonym odwzorowaniem ostrza na fazie osnowy. Istotne jest, że wcześniejsze badania chropowatości powierzchni (Rys. 77) nie pozwoliły stwierdzić na wykresach trójwymiarowych struktury geometrycznej powierzchni odwzorowania geometryczno-kinematycznego ostrza, co spowodowane jest wtrąceniami w strukturze ziaren ceramiki, zaburzającymi regularność powierzchni. Powierzchnia po obróbce narzędziem o zużyciu o wartości $VB_c = 0,3 \text{ mm}$ (Rys. 86b) charakteryzuje się znaczącą ilością nieregularnych ziaren ceramiki na powierzchni materiału w widzialnym obszarze. Praktycznie niezauważalna jest struktura metalicznej osnowy z widocznymi fragmentami odwzorowania ostrza skrawającego.

Ostatnim etapem było przeprowadzenie próby obróbki mechanicznej wytworzonego kompozytowego odlewu kształtowego (Rys. 87). Powierzchnię przetoczono z posuwem $f = 0,05 \text{ mm/obr.}$, prędkością skrawania $v_c = 135 \text{ obr/min}$ i głębokością skrawania $a_p = 0,15 \text{ mm}$. Po procesie toczenia zbadano chropowatość powierzchni uzyskując wyniki: $Ra = 0,58 \text{ }\mu\text{m}$ i $Rz = 4,88 \text{ }\mu\text{m}$.



Rys. 87. Gotowy kształtowy odlew kompozytowy z obszarami obrobionymi mechanicznie.

5. Wnioski końcowe

Na podstawie przeprowadzonych badań wytwarzania i obróbki mechanicznej hybrydowego kompozytu o osnowie aluminiowej z nasycanym podciśnieniowo ceramicznym zbrojeniem można sformułować wnioski poznawcze, użytkowe oraz wnioski do dalszych badań.

Wnioski poznawcze:

1. Infiltracja próżniowa umożliwia wykonanie kształtowych precyzyjnych odlewów kompozytowych z nasycanym hybrydowym zbrojeniem ceramicznym o zmniejszonej porowatości gazowej i niezdegradowanej strukturze zbrojenia, co jest częste w przypadku stosowania infiltracji ciśnieniowej.
2. Kluczowe w procesie wytwarzania kompozytów metalowo-ceramicznych z hybrydowym nasycanym zbrojeniem jest precyzyjne określenie warunków nasycania w oparciu o zjawiska powierzchniowe, aby wyznaczyć minimalną średnicę kapilar d , którą będzie można nasycić ciekłym metalem.
3. Wzrost zawartości włókna glinokrzemianowego do 3,66% zawartości masowej w fazie zbrojącej wpływa na wzrost właściwości wytrzymałościowych przy niewielkim wzroście właściwości tribologicznych badanego kompozytu w porównaniu z kompozytem o jednoskładnikowym zbrojeniu ceramicznym.
4. Masowa zawartość włókna glinokrzemianowego w zbrojeniu kompozytu o zawartości 4,54% powoduje dalszy spadek zużycia w badaniach tribologicznych przy równoczesnym spadku wytrzymałości mechanicznej. Zwiększenie masowej zawartości włókna glinokrzemianowego powyżej 4,54% masie ceramicznej nie wpływa na poprawę właściwości tribologicznych i mechanicznych.
5. Wzrost zawartości włókna glinokrzemianowego w fazie zbrojącej nie wpływa istotnie na twardość badanego kompozytu.
6. Istotna z punktu widzenia właściwości mechanicznych, tribologicznych oraz procesu obróbki mechanicznej jest minimalizacja obecności nienasyconych ciekłym metalem porów oraz skupisk poszczególnych frakcji w strukturze badanego materiału kompozytowego.
7. Istotny wpływ na skrawalność hybrydowego kompozytu metalowo-ceramicznego ma jego struktura, zastosowane narzędzia skrawające oraz dobór parametrów technologicznych obróbki.
8. Stwierdzono istotną różnicę w chropowatości powierzchni obrobionej po toczeniu z zastosowaniem narzędzi wykonanych z polikrystalicznego diamentu w porównaniu do narzędzi wykonanych z regularnego azotku boru.
9. Najniższą wartość parametrów chropowatości uzyskano podczas toczenia z zastosowaniem płytki skrawającej Kyocera TPGN 110304 SE (PCD) przy prędkości

skrawania $v_c = 135$ m/min, posuwie $f = 0,05$ mm/obr oraz głębokości skrawania $a_p = 0,15$ mm.

10. Spośród analizowanych supertwardych materiałów narzędziowych, zużycie ostrza skrawającego wyrażone wskaźnikiem VB_c jest znacznie bardziej intensywne w przypadku stosowania płytek wykonanych z regularnego azotku boru, niż w przypadku płytek skrawających wykonanych z polikrystalicznego diamentu.
11. Na podstawie uzyskanych wyników badań trwałości ostrza wykonanych z polikrystalicznego diamentu stwierdzono, że proces skrawania jest stabilny aż do osiągnięcia zużycia na poziomie $VB_c = 0,17$ mm, po przekroczeniu tej wartości odnotowano znaczny wzrost sił skrawania F_c i parametrów chropowatości powierzchni (Ra i Rz).

Wnioski uytylitarne:

1. Zastosowanie metody *Rapid Prototyping* pozwala na wytwarzanie porowatego zbrojenia ceramicznego o skomplikowanych kształtach, które po nasyceniu ciekłym stopem wymaga jedynie obróbki wykończeniowej.
2. W celu uzyskania wymaganej tolerancji wymiarowej i chropowatości powierzchni obrobionej, niezbędna jest wykończeniowa obróbka mechaniczna kształtowego odlewu kompozytowego.
3. Wytworzony materiał kompozytowy $Al/Al_2O_3/Al_2O_3-SiO_2$, biorąc pod uwagę wyniki uzyskanych badań, jest materiałem należącym do grupy materiałów trudnoskrawalnych.
4. Istotny wpływ na skrawalność badanego materiału ma zastosowane narzędzie skrawające.
5. Ze względu na koszty obróbki mechanicznej materiałów trudnoskrawalnych uzasadniona jest minimalizacja procesów skrawania do obróbki wykończeniowej poprzez wytwarzanie odlewów precyzyjnych, niewymagających obróbki zgrubnej.
6. Przeprowadzone badania pozwalają na określenie warunków wytwarzania odlewów kompozytowych oraz dobór odpowiednich parametrów technologicznych przy ich obróbce skrawaniem.

Wnioski do dalszych badań:

1. Zminimalizowanie występowania w strukturze materiału nienasyconych ciekłym metalem porów może zostać osiągnięte poprzez zastosowanie infiltracji ciśnieniowo-próżniowej.
2. Potwierdzenia wymaga wpływ zawartości włókna glinokrzemianowego w strukturze fazy zbrojącej o wartości większej niż 4,54% na właściwości mechaniczne i tribologiczne materiału kompozytowego. Z punktu widzenia praktycznego i poznawczego należy przeprowadzić badania pozwalające wyjaśnić przyczynę znacznego spadku właściwości mechanicznych i tribologicznych kompozytu, w którym zawartość włókna glinokrzemianowego w suchej masie ceramicznej przekracza 3,66%.

3. Niejednorodność rozkładu cząstek zbrojenia i obecność nienasyconych porów może wywierać negatywne skutki na jakość powierzchni obrobionej kompozytu.
4. Z punktu widzenia poznawczego należałoby rozszerzyć badania skrawalności materiału przy zastosowaniu ostrza z PCD o wyższe wartości parametrów technologicznych
5. Z punktu widzenia poznawczego i praktycznego należy przeprowadzić badania oceny skrawalności kompozytu z zastosowaniem laserowego wspomaganie skrawania.

Bibliografia

- [1] **Afaghani J. E. D., Yamaguchi K., Nakamoto T., i Yoshino K.**, „Tear-off wear mechanism of sintered diamond tool in cutting SiC-particle-strengthened epoxy composites”, *Wear*, t. 206, nr 1–2, s. 221–229, maj 1997, doi: 10.1016/S0043-1648(96)07458-3.
- [2] **Ahmad Z., Farzaneh A., i Abdul Aleem B. J.**, „Corrosion Behavior of Aluminium Metal Matrix Composite”, w *Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*, Z. Ahmad, Red., InTech, 2011. doi: 10.5772/23631.
- [3] **Ahmadi A., Toroghinejad M. R., Najafizadeh A.**, „Evaluation of microstructure and mechanical properties of Al/Al₂O₃/SiC hybrid composite fabricated by accumulative roll bonding process”, *Materials & Design*, t. 53, 2014, s. 13–19, doi: 10.1016/j.matdes.2013.06.064.
- [4] **Akinwamide S. O., Abe B. T., Akinribide O. J.**, „Obadele B. A., Olubambi P. A., Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion response of aluminium-based composites fabricated via casting—a review”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, t. 109, nr 3–4, 2020, s. 975–991, doi: 10.1007/s00170-020-05703-1.
- [5] **Anandakrishnan V., Mahamani A.**, „Investigations of flank wear, cutting force, and surface roughness in the machining of Al-6061–TiB₂ in situ metal matrix composites produced by flux-assisted synthesis”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, t. 55, nr 1–4, 2011, s. 65–73, doi: 10.1007/s00170-010-3042-3.
- [6] **Andrewes C. J. E., Feng H.-Y. , Lau W. M.**, „Machining of an aluminum/SiC composite using diamond inserts”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 102, nr 1–3, 2000, s. 25–29, doi: 10.1016/S0924-0136(00)00425-8.
- [7] **Aybarc U., Dispinar D., Seydibeyoglu M. O.**, „Aluminum Metal Matrix Composites with SiC, Al₂O₃ and Graphene – Review”, *Archives of Foundry Engineering*, t. 18, nr 2, 2017, doi: 10.24425/122493.
- [8] **Babu T. S. M., Sugun M. S. A., i Muthukrishnan N.**, „Investigation on the Characteristics of Surface Quality on Machining of Hybrid Metal Matrix Composite (Al-SiC-B₄C)”, *Procedia Engineering*, t. 38, s. 2617–2624, 2012, doi: 10.1016/j.proeng.2012.06.308.
- [9] **Bandekar N. Prasad M. G. A.**, „Wear behavior of aluminum hybrid metal matrix composites (HMMCS): a review”, *National Conference on Challenges in Research & Technology in the Coming Decades (CRT 2013)*, 2013, s. 3.20-3.20. doi: 10.1049/cp.2013.2539.
- [10] **Baradeswaran A. i Elaya Perumal A.**, „Study on mechanical and wear properties of Al 7075/Al₂O₃/graphite hybrid composites”, *Composites Part B: Engineering*, t. 56, s. 464–471, sty. 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2013.08.013.

- [11] **Baron C., Springer H., Raabe.**, „Effects of Mn additions on microstructure and properties of Fe–TiB₂ based high modulus steels”, *Materials & Design*, t. 111, 2016, s. 185–191, doi: 10.1016/j.matdes.2016.09.003.
- [12] **Basavarajappa S.**, „Tool Wear in Turning of Graphitic Hybrid Metal Matrix Composites”, *Materials and Manufacturing Processes*, t. 24, nr 4, s. 484–487, luty 2009, doi: 10.1080/10426910802714431.
- [13] **Basavarajappa S., Chandramohan G., Mahadevan A.**, „Thangavelu M., Subramanian R. i Gopalakrishnan P., „Influence of sliding speed on the dry sliding wear behaviour and the subsurface deformation on hybrid metal matrix composite”, *Wear*, t. 262, nr 7–8, s. 1007–1012, mar. 2007, doi: 10.1016/j.wear.2006.10.016.
- [14] **Basavarajappa S., Chandramohan G., Mukund K.**, Ashwin M., i Prabu M., „Dry Sliding Wear Behavior of Al 2219/SiCp-Gr Hybrid Metal Matrix Composites”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, t. 15, nr 6, s. 668–674, grudz. 2006, doi: 10.1361/105994906X150803.
- [15] **Basavarajappa S., Chandramohan G., Prabu M., Mukund K., i Ashwin M.**, „Drilling of hybrid metal matrix composites—Workpiece surface integrity”, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, t. 47, nr 1, s. 92–96, sty. 2007, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2006.02.008.
- [16] **Blicharski M.**, *Inżynieria materiałowa*, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 2017.
- [17] **Boczkowska A., Kapuściński J., Lindemann Z., Witemberg-Perzyk D., Wojciechowski S.**, „Kompozyty”, wydanie 2., Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, Warszawa, 2005.
- [18] **Bolewski A. i Budkiewicz M.**, „Surowce ceramiczne”, Wydawnictwo geologiczne, Warszawa, 1991.
- [19] **Brown A. L.**, The Decomposition Behavior of Thermoset Carbon Fiber Epoxy Composites in the Fire Environment, 8th US National Combustion Meeting 2013. 4. 2942-2959.
- [20] **Brun M. K., Lee M., i Gorsler F.**, „Wear characteristics of various hard materials for machining sic-reinforced aluminum alloy”, *Wear*, t. 104, nr 1, s. 21–29, lip. 1985, doi: 10.1016/0043-1648(85)90243-1.
- [21] **Buarzaiga M. M. i Thorpe S. J.**, „Corrosion Behavior of As-Cast, Silicon Carbide Particulate-Aluminum Alloy Metal-Matrix Composites”, *CORROSION*, t. 50, nr 3, s. 176–185, mar. 1994, doi: 10.5006/1.3293509.
- [22] **Burakowski T. i Wierzchoń T.**, „Inżynieria powierzchni metali”, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1995.
- [23] **Campbell J.**, „Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes”, *Metallurgy, Techniques and Design*, Elsevier Science, 2015.

- [24] **Cheung C. F., Chan K. C., To S., Lee W. B.**, „Effect of reinforcement in ultra-precision machining of Al6061/SiC metal matrix composites”, *Scripta Materialia*, t. 47, nr 2, 2002, s. 77–82, doi: 10.1016/S1359-6462(02)00097-0.
- [25] **Chowdary Y. R., Yuvaraj C., Rao K. P., Durgaprasad B.**, „Evaluation of Mechanical Properties of Al/SiC-Graphite Hybrid Metal Matrix Composites”, *Materials Today: Proceedings*, t. 45, cz. 2, 2021, s. 1914-1918.
- [26] **Chu H. Y. i Lin J. F.**, „Experimental analysis of the tribological behavior of electroless nickel-coated graphite particles in aluminum matrix composites under reciprocating motion”, *Wear*, t. 239, nr 1, s. 126–142, kwi. 2000, doi: 10.1016/S0043-1648(00)00316-1.
- [27] **Ciftci I., Turker M., i Seker U.**, „Evaluation of tool wear when machining SiCp-reinforced Al-2014 alloy matrix composites”, *Materials & Design*, t. 25, nr 3, s. 251–255, maj 2004, doi: 10.1016/j.matdes.2003.09.019.
- [28] **Cyriac A. J.**, „Metal matrix composites: History, status, factors and future”, Oklahoma State University, Oklahoma 2011.
- [29] **D. Przestacki, P. Szymanski, i S. Wojciechowski**, „Formation of surface layer in metal matrix composite A359/20SiCP during laser assisted turning”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, t. 91, 2016, s. 370–379, doi: 10.1016/j.compositesa.2016.10.026.
- [30] **Dabade U. A., Joshi S. S., Balasubramaniam R., i Bhanuprasad V. V.**, „Surface finish and integrity of machined surfaces on Al/SiCp composites”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 192–193, s. 166–174, paź. 2007, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.04.044.
- [31] **Dabade U. A., Sonawane H. A., i Joshi S. S.**, „Cutting forces and surface roughness in machining Al/SiCp composites of varying composition”, *Machining Science and Technology*, t. 14, nr 2, s. 258–279, sie. 2010, doi: 10.1080/10910344.2010.500950.
- [32] **Das S., Chandrasekaran M., Samanta S.**, „Comparison of Mechanical properties of AA6061 reinforced with (SiC/B4C) micro/nano ceramic particle reinforcements”, *Materials Today: Proceedings*, t. 5, nr 9, 2018, s. 18110–18119, doi: 10.1016/j.matpr.2018.06.146.
- [33] **Davim J. P.**, „Diamond tool performance in machining metal–matrix composites”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 128, nr 1–3, s. 100–105, paź. 2002, doi: 10.1016/S0924-0136(02)00431-4.
- [34] **Davim J. P.**, „Turning particulate metal matrix composites: Experimental study of the evolution of the cutting forces, tool wear and workpiece surface roughness with the cutting time”, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B, Journal of Engineering Manufacture*, t. 215, nr 3, 2001, s. 371–376, doi: 10.1243/0954405011515433.

- [35] **Dhand V., Mittal G., Rhee K. Y., Park S.-J., Hui D.**, „A short review on basalt fiber reinforced polymer composites”, *Composites Part B: Engineering*, t. 73, 2015, s. 166–180, doi: 10.1016/j.compositesb.2014.12.011.
- [36] **Ding X., Liew W. Y. H., Liu X. D.**, „Evaluation of machining performance of MMC with PCBN and PCD tools”, *Wear*, t. 259, nr 7–12, 2005, s. 1225–1234, doi: 10.1016/j.wear.2005.02.094.
- [37] **Dobrzański L. A., Kremzer M., Nowak A. J., Nagel A.**, „Composite materials based on porous ceramic preform infiltrated by aluminium alloy”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, t. 20, 2007, s. 4.
- [38] **Dobrzański L. A.**, „Materiały inżynierskie i projektowanie materiałowe”, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 2006.
- [39] **Dobrzański L. A., Włodarczyk A., Adamiak M.**, „Structure, properties and corrosion resistance of PM composite materials based on EN AW-2124 aluminum alloy reinforced with the Al₂O₃ ceramic particles”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 162–163, 2014, s. 27–32, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.006.
- [40] **Dobrzański L. A.**, „Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo”, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 2002.
- [41] **Dolata A. J.**, „Centrifugal Castings Locally Reinforced with Porous Al₂O₃ Preform”, *Archives of Metallurgy and Materials*, t. 59, nr 1, s. 345–348, mar. 2014, doi: 10.2478/amm-2014-0057.
- [42] **Dolata A. J.**, „Centrifugal Infiltration of Porous Ceramic Preforms by the Liquid Al Alloy – Theoretical Background and Experimental Verification”, *Archives of Metallurgy and Materials*, t. 61, nr 1, s. 411–418, mar. 2016, doi: 10.1515/amm-2016-0075.
- [43] **Dolata A. J., Dyzia M., Boczkal S.**, „Influence of the Sr and Mg Alloying Additions on the Bonding Between Matrix and Reinforcing Particles in the AlSi7Mg/SiC-Cg Hybrid Composite”, *Archives of Metallurgy and Materials*, t. 61, nr 2, 2016, s. 651–656, doi: 10.1515/amm-2016-0111.
- [44] **Dolata A. J., Dyzia M.**, „Effect of Chemical Composition of the Matrix on AlSi/SiCp+Cp Composite Structure”, *Archives of Foundry Engineering*, t. 14, nr 1, 2014, s. 135–138.
- [45] **Dolata-Grosz A. J., Formanek B., Ślężona J., Wieczorek J.**, „Al–FeAl–TiAl–Al₂O₃ composite with hybrid reinforcement”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 162–163, 2005, s. 33–38, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.009.
- [46] **Dong S., Zhou J., Hui D., Wang Y., i Zhang S.**, „Size dependent strengthening mechanisms in carbon nanotube reinforced metal matrix composites”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, t. 68, s. 356–364, sty. 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.10.018.
- [47] **Dong W. i in.**, „Applications of High-Pressure Technology for High-Entropy Alloys: A Review”, *Metals*, 2019, t. 9, nr 8, s. 867, doi: 10.3390/met9080867.

- [48] **Dulęba A., Cholewa M., i Scelina D.**, „The Influence of the Forced Movement of Components on the Structure in Fabricated AlSi/CrxCy Composite Castings”, *Archives of Foundry Engineering*, t. 12, nr 1, sty. 2012, doi: 10.2478/v10266-012-0005-1.
- [49] **El-Gallab M., Sklad M.**, „Machining of Al/SiC particulate metal matrix composites Part II: Workpiece surface integrity”, *Journal of Materials Processing Technology*, nr 83, nr 1-3, 1998, s. 277-285.
- [50] **Fra E., Janas A., Kolbus A., Olejnik E.**, „Granice międzyfazowe osnowa-cząstka wzmacniająca w wybranych kompozytach «in situ» i «ex situ»”, *Archiwum Odlewnictwa*, r. 6, nr 18/1, 2006, s. 297-304
- [51] **Gawdzińska K., Nagolska D., i Szweyker M.**, „Klasyfikacja wad struktury metalowych odlewów kompozytowych z nasycanym zbrojeniem”, t. 12, nr 1.
- [52] **Gawdzińska K., Nagolska D., Szymański P.**, „Determination of Duration and Sequence of Vacuum Pressure Saturation in Infiltrated MMC Castings”, *Archives of Foundry Engineering*, t. 18, nr 1, 2018, doi: 10.24425/118806.
- [53] **Goni J., Mitxelena I., Coletto J.**, „Development of low cost metal matrix composites for commercial applications”, *Materials Science and Technology*, t. 16, nr 7–8, 2000, s. 743–746, doi: 10.1179/026708300101508739.
- [54] **Gui M. i Kang S. B.**, „Dry sliding wear behavior of plasma-sprayed aluminum hybrid composite coatings”, *Metall Mater Trans A*, t. 32, nr 9, s. 2383–2392, wrz. 2001, doi: 10.1007/s11661-001-0212-9.
- [55] **Han X., Yang L., Zhao N., He C.**, „Copper-Coated Graphene Nanoplatelets-Reinforced Al–Si Alloy Matrix Composites Fabricated by Stir Casting Method”, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, t. 34, nr 1, 2021, s. 111–124, doi: 10.1007/s40195-020-01112-1.
- [56] **Hekner B., Myalski J., Valle N., Botor-Probiez A., Sopicka-Lizer M., i Wieczorek J.**, „Friction and wear behavior of Al-SiC(n) hybrid composites with carbon addition”, *Composites Part B: Engineering*, t. 108, s. 291–300, sty. 2017, doi: 10.1016/j.compositesb.2016.09.103.
- [57] **Hu Z. i inni**, „Research and developments of ceramic-reinforced steel matrix composites—a comprehensive review”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, t. 131, 2024, s. 131:125-149, doi: <https://doi.org/10.1007/s00170-024-13123-8>.
- [58] **Islak S., Kir, D., Çelik H.**, „Investigation of the Usability of Cubic Boron Nitride Cutting Tools as an Alternative to Diamond Cutting Tools for the Aircraft Industry”, *Archives of Metallurgy and Materials*, t. 58, nr 4, 2013, s. 1119–1123, doi: 10.2478/amm-2013-0135.
- [59] **Jackowski J.**, „Porowatość odlewów kompozytowych wytwarzanych przez nasycanie zbrojenia metalem”, 1. wyd. Poznań: Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 2004.

- [60] **James S. J., Venkatesan K., Kuppan P., Ramanujam R.**, „Hybrid Aluminium Metal Matrix Composite Reinforced with SiC and TiB₂”, *Procedia Engineering*, t. 97, 2014, s. 1018–1026, doi: 10.1016/j.proeng.2014.12.379.
- [61] **Jankowiak M., Kawalec M., Król G. i inni**, „Mikro i makronierówności powierzchni stopów aluminium zwłaszcza kompozytów po dokładnej obróbce skrawaniem ostrzami diamentowymi”, Projekt badawczy KBN nr 7 S102 009 07 realizowany w latach 1994-1996, ITM Politechniki Poznańskiej."
- [62] **Jun D., Yao-hui L., Si-rong Y., i Wen-fang L.**, „Dry sliding friction and wear properties of Al₂O₃ and carbon short fibres reinforced Al–12Si alloy hybrid composites”, *Wear*, t. 257, nr 9–10, s. 930–940, lis. 2004, doi: 10.1016/j.wear.2004.05.009.
- [63] **Kaczmar J. W., Pietrzak K., i Włosiński W.**, „The production and application of metal matrix composite materials”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 106, nr 1–3, s. 58–67, paź. 2000, doi: 10.1016/S0924-0136(00)00639-7.
- [64] **Kaczorowski M., Krzyńska A.**, „Konstrukcyjne materiały metalowe, ceramiczne i kompozytowe”, Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, Warszawa, 2008.
- [65] **Kannan S., Kishawy H. A., i Balazinski M.**, „Flank Wear Progression During Machining Metal Matrix Composites”, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, t. 128, nr 3, s. 787–791, sie. 2006, doi: 10.1115/1.2164508.
- [66] **Karvanis K., Fasnakis D., Maropoulos A., Papanikolaou S.**, „Production and mechanical properties of Al-SiC metal matrix composites”, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, t. 161, 2016, s. 012070, doi: 10.1088/1757-899X/161/1/012070.
- [67] **Kathirvel M., Palani Kumar K., i Diaz P. M.**, „Experimental Analysis on Surface Roughness in Turning Hybrid Metal Matrix (6061Al+SiC+Gr) Composites”, *Mechanics and Mechanical Engineering*, t. 22, nr 1, s. 341–356, sty. 2018, doi: 10.2478/mme-2018-0118.
- [68] **Kılıçkap E., Çakır O., Aksoy M., i İnan A.**, „Study of tool wear and surface roughness in machining of homogenised SiC-p reinforced aluminium metal matrix composite”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 164–165, s. 862–867, maj 2005, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.109.
- [69] **Kishore D. S. C., Rao K. P., i Mahamani A.**, „Effects of PCD and Uncoated Tungsten Carbide Inserts in Turning of In-situ Al6061-TiC Metal Matrix Composite”, *Procedia Materials Science*, t. 5, s. 1574–1583, 2014, doi: 10.1016/j.mspro.2014.07.345.
- [70] **Konopka Z.**, „Metalowe kompozyty odlewane”, Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, Częstochowa, 2011.
- [71] **Kremzer M., Dobrzański L. A., Dziekońska M., i Radziszewska A.**, „Structure and properties of aluminium- silicon matrix composites manufactured by pressure infiltration method”, *Archives of Materials Science and Engineering*, t. 68, nr 2, 2014.

- [72] **Krishnamurthy L., Sridhara B. K., i Budan D. A.**, „Comparative study on the machinability aspects of aluminium-silicon carbide and aluminium-graphite-silicon carbide hybrid composites”, *IJMMM*, t. 10, nr 1/2, s. 137, 2011, doi: 10.1504/IJMMM.2011.040858.
- [73] **Kumar A., Mahapatra M. M., i Jha P. K.**, „Effect of machining parameters on cutting force and surface roughness of in situ Al–4.5%Cu/TiC metal matrix composites”, *Measurement*, t. 48, s. 325–332, luty 2014, doi: 10.1016/j.measurement.2013.11.026.
- [74] **Kwon H., Cho S., Leparoux M., i Kawasaki A.**, „Dual-nanoparticulate-reinforced aluminum matrix composite materials”, *Nanotechnology*, t. 23, nr 22, s. 225704, cze. 2012, doi: 10.1088/0957-4484/23/22/225704.
- [75] **Lalmuan S. K., Das S., Chandrasekaran M., i Tamang S. K.**, „Machining Investigation on Hybrid Metal Matrix Composites- A Review”, *Materials Today: Proceedings*, t. 4, nr 8, s. 8167–8175, 2017, doi: 10.1016/j.matpr.2017.07.158.
- [76] **Lee T. i inni**, „Effects of TiC on the microstructure refinement and mechanical property enhancement of additive manufactured Inconel 625/TiC metal matrix composites fabricated with novel core-shell composite powder”, *Journal of Materials Science & Technology*, t. 164, 2023, s. 13–26, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.04.033>.
- [77] **Li X. i Seah W. K. H.**, „Tool wear acceleration in relation to workpiece reinforcement percentage in cutting of metal matrix composites”, *Wear*, t. 247, nr 2, s. 161–171, luty 2001, doi: 10.1016/S0043-1648(00)00524-X.
- [78] **Liu J., Zheng Z., Wang J., Wu Y., Tang W., Lü J.**, „Pressureless infiltration of liquid aluminum alloy into SiC preforms to form near-net-shape SiC/Al composites”, *Journal of Alloys and Compounds*, t. 465, nr 1–2, 2008, s. 239–243, doi: 10.1016/j.jallcom.2007.10.055.
- [79] **Liu S., Wang Y., Muthuramalingam T., Anbuechhiyan G.**, „Effect of B4C and MOS2 reinforcement on micro structure and wear properties of aluminum hybrid composite for automotive applications”, *Composites Part B: Engineering*, t. 176, 2019, s. 107329, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.107329.
- [80] **Liu Y., Rohatgi P. K., i Ray S.**, „Tribological characteristics of aluminum-50 Vol Pct graphite composite”, *Metall Trans A*, t. 24, nr 1, s. 151–159, sty. 1993, doi: 10.1007/BF02669612.
- [81] **Lloyd D. J.**, „Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites”, *International Materials Reviews*, t. 39, nr 1, 1994, s. 1-23.
- [82] **Lucchini E., Lo Casto S., Sbaizero O.**, „The performance of molybdenum toughened alumina cutting tools in turning a particulate metal matrix composite”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 357, nr 1–2, 2003, s. 369–375, doi: 10.1016/S0921-5093(03)00227-2.

- [83] **Mahdavi S. i Akhlaghi F.**, „Effect of the Graphite Content on the Tribological Behavior of Al/Gr and Al/30SiC/Gr Composites Processed by In Situ Powder Metallurgy (IPM) Method”, *Tribol Lett*, t. 44, nr 1, s. 1–12, paź. 2011, doi: 10.1007/s11249-011-9818-2.
- [84] **Mallik B., Sikdar K., Roy D.**, „Synthesis and Characterization of Aluminium Base in situ Metal Matrix Composites by Spark Plasma Sintering”, *Journal of Medical and Scientific Research*, t. 7, nr 1, 2017, s. 14, doi: 10.5539/jmsr.v7n1p14.
- [85] **Manna A. i Bhattacharayya B.**, „A study on machinability of Al/SiC-MMC”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 140, nr 1–3, s. 711–716, wrz. 2003, doi: 10.1016/S0924-0136(03)00905-1.
- [86] **Miracle D.**, „Metal matrix composites – From science to technological significance”, *Composites Science and Technology*, t. 65, nr 15–16, 2005, s. 2526–2540, doi: 10.1016/j.compscitech.2005.05.027.
- [87] **Mishra A. i Nayak P. K.**, „Mechanical Characterization of Al-Sicp– Fly Ash Composites”, t. 2, 2016.
- [88] **Mitko M. i Tomczynski S.**, „Struktura powierzchni kompozytu AlSi7Mg-SiC po ścieraniu, Kompozyty(Composites)”, t. 3, nr 8, 2003, s. 363–365.
- [89] **Muthukrishnan N., Babu T. S. M., i Ramanujam R.**, „Fabrication and turning of Al/SiC/B 4 C hybrid metal matrix composites optimization using desirability analysis”, *Journal of the Chinese Institute of Industrial Engineers*, t. 29, nr 8, s. 515–525, grudz. 2012, doi: 10.1080/10170669.2012.728540.
- [90] **Nagavally R. R.**, „Composite materials - History, types, fabrication techniques, advantages, and applications”, *Composite Materials*, 2016.
- [91] **Nagolska D. i Gawdzińska K.**, „Analiza wpływu nasycenia kształtek zbrojenia na wybrane właściwości otrzymanych metalowych odlewów kompozytowych”, t. 12, nr 1.
- [92] **Nagolska D. i Szweycer M.**, „Analiza mechanizmu recyklingu metalowych kompozytów nasycanych”, *Kompozyty*, nr 1, 2001.
- [93] **Nagolska D.**, „Recykling odlewów kompozytowych zbrojonych spiekami glinokrzemianowym”, *Kompozyty(Composites)*, t. 8, nr 4, 2008, s. 409–413.
- [94] **Nataraj M., Balasubramanian K., Palanisamy D.**, „Optimization of Machining Parameters for CNC Turning of Al/Al₂O₃ MMC Using RSM Approach”, *Materials Today: Proceedings*, t. 5, nr 6, 2018, s. 14265–14272, doi: 10.1016/j.matpr.2018.03.008.
- [95] **Nicholls C. J., Boswell B., Davies I. J., Islam M. N.**, „Review of machining metal matrix composites”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, t. 90, nr 9–12, 2017, s. 2429–2441, doi: 10.1007/s00170-016-9558-4.
- [96] **Nowacki J.**, „Materiały kompozytowe”, Wydawnictwo Politechniki Łódzkiej, Łódź, 1993.
- [97] **O'Reilly P., Monaghan J.**, „The drilling of an Al/SiC metal-matrix composite”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 33, r. 4, 1992, s. 469–480, doi: 10.1016/0924-0136(92)90280-6.

- [98] **Olszówka-Myalska A., Godzierz M., Myalski J.**, „Impact of Carbon Foam Cell Sizes on the Microstructure and Properties of Pressure Infiltrated Magnesium Matrix Composites”, *Materials*, t. 13, nr 24, 2020, s. 5619, doi: 10.3390/ma13245619.
- [99] **Ozben T., Kilickap E., Çakır O.**, „Investigation of mechanical and machinability properties of SiC particle reinforced Al-MMC”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 198, nr 1–3, 2008, s. 220–225, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.06.082.
- [100] **Pampuch R.**, „Nauka o procesach ceramicznych”, Warszawa: Wydawnictwo Naukowe PWN, 1992.
- [101] **Pani B., Routray S. R., Panda R. R., Singh S.**, „A critical review on hybrid aluminum metal matrix composite”, *Journal of Physics: Conference Series*, t. 1706, 2020, s. 012195, doi: 10.1088/1742-6596/1706/1/012195.
- [102] **Parashivamurthy K. I., Mallikarjuna C.**, „Effect of Manganese on the Microstructure and TiC Precipitation in Hypoeutectoid Steel”, *Materials and Manufacturing Processes*, t. 28, nr 11, 2013, s. 1161–1165, doi: 10.1080/10426914.2013.792410.
- [103] **Pattnaik S., Karunakar D. B., Jha P. K.**, „Developments in investment casting process—A review”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 212, nr 11, 2012, s. 2332–2348, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2012.06.003.
- [104] **Prakash N. A., Gnanamoorthy R., Kamaraj M.**, „Friction and wear behavior of surface nanocrystallized aluminium alloy under dry sliding condition”, *Materials Science and Engineering: B*, t. 168, nr 1–3, 2010, s. 176–181, doi: 10.1016/j.mseb.2009.11.011.
- [105] **Pramanik A., Zhang L. C., Arsecularatne J. A.**, „Prediction of cutting forces in machining of metal matrix composites, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*”, t. 46, nr 14, 2006, s. 1795–1803, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2005.11.012.
- [106] **Prasad D. S., Shoba C., i Ramanaiah N.**, „Investigations on mechanical properties of aluminum hybrid composites”, *Journal of Materials Research and Technology*, t. 3, nr 1, s. 79–85, sty. 2014, doi: 10.1016/j.jmrt.2013.11.002.
- [107] **Pratap Singh A. i inni**, „Processing and characterization mechanical properties of AA2024/Al₂O₃/ ZrO₂/Gr reinforced hybrid composite using stir casting technique”, *Materials Today: Proceedings*, t. 37, 2021, s. 1562–1566, doi: 10.1016/j.matpr.2020.07.156.
- [108] **Previtali B., Pocchi D., Taccardo C.**, „Application of traditional investment casting process to aluminium matrix composites”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, t. 39, nr 10, 2008, s. 1606–1617, doi: 10.1016/j.compositesa.2008.07.001.
- [109] **Priarone P. C., Klocke F., Faga M. G., Lung D., Settineri L.**, „Tool life and surface integrity when turning titanium aluminides with PCD tools under conventional wet cutting and cryogenic cooling, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*”, t. 85, nr 1–4, 2016, s. 807–816, doi: 10.1007/s00170-015-7958-5.

- [110] **Przestacki D.**, „Skrawalność kompozytu metalowo-ceramicznego w procesie toczenia z nagrzewaniem laserowym”, (Praca doktorska), Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej, Poznań, 2012.
- [111] **Przestacki D., Szymański P.**, „Metallographic analysis of surface layer after turning with laser-assisted machining of composite A359/20SiCp”, *Kompozyty*, t. 11, nr 2, 2011, s. 102–106.
- [112] **Przestacki D., Szymański P.**, „Wpływ oddziaływania wiązki lasera na strukturę warstwy wierzchniej kompozytu metalowo-ceramicznego A359/20SiCp”, *Composites Theory and Practice*, t. 12, nr 3, 2012, s. 155–158.
- [113] **Raahgini C., Verdi D.**, „Abrasive wear performance of laser clad Inconel 625 based metal matrix composites: Effect of the vanadium carbide reinforcement phase content”, *Surface and Coatings Technology*, t. 429, 2022, s. 127975, doi: 10.1016/j.surfcoat.2021.127975.
- [114] **Rajan T. P. D., Pillai R. M., Pai B. C.**, „Reinforcement coatings and interfaces in aluminium metal matrix composites”, *Journal of Materials Science*, t. 33, 1998, s. 13.
- [115] **Rajesh Ruban S., David Raja Selvam J., Leo Dev Wins K., Kandavalli S. R.**, „Optimization of cutting parameters of hybrid metal matrix composite AA6061/ZrB 2 and ZrC during dry turning”, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* t. 993, nr 1, 2020, s. 012135, doi: 10.1088/1757-899X/993/1/012135.
- [116] **Rajkumar K., Nambiraj K. M., Gnanavelbabu A., Sabarinathan P.**, „Machining characteristics evaluation of aluminium composites based on cBN and PCD inserts”, *Materials Today: Proceedings*, t. 5, nr 2, 2018, s. 8424–8430, doi: 10.1016/j.matpr.2017.11.537.
- [117] **Rajmohan T. i Palanikumar K.**, „Experimental Investigation and Analysis of Thrust Force in Drilling Hybrid Metal Matrix Composites by Coated Carbide Drills”, *Materials and Manufacturing Processes*, t. 26, nr 8, s. 961–968, sie. 2011, doi: 10.1080/10426914.2010.523915.
- [118] **Ramezanalizadeh H., Iyzi S. R.**, „Fabrication and hardness investigation of Al-15%Mg 2 Si-3%Cu in-situ cast composite”, *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2022, t. 8, nr 2, s. 2277–2285, doi: 10.1080/2374068X.2021.1909331.
- [119] **Ramulu M., Rao P. N., Kao H.**, „Drilling of (Al₂O₃)p/6061 metal matrix composites”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 124, nr 1–2, 2002, s. 244–254, doi: 10.1016/S0924-0136(02)00176-0.
- [120] **Ravindran P., Manisekar K., Narayanasamy P., Selvakumar N., i Narayanasamy R.**, „Application of factorial techniques to study the wear of Al hybrid composites with graphite addition”, *Materials & Design*, t. 39, s. 42–54, sie. 2012, doi: 10.1016/j.matdes.2012.02.013.

- [121] **Ravindran S., Mani N., Balaji S., Abhijith M., Surendaran K.,** „Mechanical Behaviour of Aluminium Hybrid Metal Matrix Composites – A Review”, *Materials Today: Proceedings*, t. 16, 2019, s. 1020–1033, doi: 10.1016/j.matpr.2019.05.191.
- [122] **Robinson Smart D. S., Pradeep Kumar J., i Periasamy C.,** „Microstructural, mechanical and wear characteristics of AA7075/TaC/Si3N4/Ti based hybrid metal matrix composite material”, *Materials Today: Proceedings*, t. 43, s. 784–794, 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2020.06.169.
- [123] **Rudnik D., Sobczak J.,** „Tłoki kompozytowe do silników spalinowych”, Instytut Transportu Samochodowego, Warszawa, 2001.
- [124] **Sahin Y., Kok M., i Celik H.,** „Tool wear and surface roughness of Al₂O₃ particle-reinforced aluminium alloy composites”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 128, nr 1–3, s. 280–291, paź. 2002, doi: 10.1016/S0924-0136(02)00467-3.
- [125] **Saleem A., Medina L., Skrifvars M., Berglin L.,** „Hybrid Polymer Composites of Bio-Based Bast Fibers with Glass, Carbon and Basalt Fibers for Automotive Applications—A Review”, *Molecules*, t. 25, nr 21, 2020, s. 4933, doi: 10.3390/molecules25214933.
- [126] **Sarker D. K.,** „Packaging Technology and Engineering - Pharmaceutical”, *Medical and Food Applications*, John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, 2020.
- [127] **Sasimurugan T. i Palanikumar K.,** „Analysis of the Machining Characteristics on Surface Roughness of a Hybrid Aluminium Metal Matrix Composite (Al6061-SiC-Al)”, *JMMCE*, t. 10, nr 13, s. 1213–1224, 2011, doi: 10.4236/jmmce.2011.1013094.
- [128] **Scholar P.,** „Production And Tribological Characterization Of Stir-Cast Hybrid Composite Aluminium 6061 Reinforced With Sic And Ti Particulates”, t. 2, nr 3, 2013.
- [129] **Şenel M. C., Gürbüz M., i Koç E.,** „Fabrication and Characterization of SiC and Si3N4 Reinforced Aluminum Matrix Composites”, *ujms*, t. 5, nr 4, s. 95–101, lis. 2017, doi: 10.13189/ujms.2017.050403.
- [130] **Shabani M., Sacramento J., Oliveira F., i Silva R.,** „Multilayer CVD Diamond Coatings in the Machining of an Al6061-15 Vol % Al₂O₃ Composite”, *Coatings*, t. 7, nr 10, s. 165, paź. 2017, doi: 10.3390/coatings7100165.
- [131] **Shaikshavali G.,** „Mechanical Properties of Al6061 Based Metal Matrix Composites Reinforced with Ceramic Particulates and Effect of Age Hardening on its Tensile Characteristics”, t. 4, nr 2, 2016.
- [132] **Sharanabasappa R. P., Motgi B. S.,** „A Study on Mechanical Properties of Fly Ash and Alumina Reinforced Aluminium Alloy (LM25) Composites”, *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering*, t. 7, nr 6, 2013, s. 41–46, doi: 10.9790/1684-0764146.
- [133] **Sharma P., Sharma S., i Khanduja D.,** „Production and some properties of Si 3 N 4 reinforced aluminium alloy composites”, *Journal of Asian Ceramic Societies*, t. 3, nr 3, s. 352–359, wrz. 2015, doi: 10.1016/j.jascer.2015.07.002.

- [134] **Shoba C., Ramanaiah N., i Rao D. N.**, „Optimizing The Machining Parameters For Minimum Surface Roughness In Turning Al/6% SiC/6%RHA Hybrid Composites”, *Procedia Materials Science*, t. 10, s. 220–229, 2015, doi: 10.1016/j.mspro.2015.06.044.
- [135] **Singh A. K., Soni S., Rana R. S.**, „A Critical Review on Synthesis of Aluminum Metallic Composites through Stir Casting: Challenges and Opportunities”, *Advanced Engineering Materials*, t. 22, nr 10, paź. 2020, s. 2000322, doi: 10.1002/adem.202000322.
- [136] **Snajdar-Musa M., Schaeperl Z.**, „ECAP - new consolidation method for production of aluminium matrix composites with ceramic reinforcement”, *PAC*, t. 7, nr 2, 2013, s. 63–68, doi: 10.2298/PAC1302063S.
- [137] **Sobczak J.**, „Kompozyty metalowe I.”, Wydawnictwo Instytutu Odlewnictwa i Instytutu Transportu Samochodowego, Kraków - Warszawa, 2001.
- [138] **Sobczak J.**, „Metalowe materiały kompozytowe”, Wydawnictwo Instytutu Odlewnictwa, Kraków, 1996.
- [139] **Songmene V., Balazinski i M.**, „Machinability of Graphitic Metal Matrix Composites as a Function of Reinforcing Particles”, *CIRP Annals*, t. 48, nr 1, s. 77–80, 1999, doi: 10.1016/S0007-8506(07)63135-7.
- [140] **Srivastava A. K. i in.**, „Surface integrity in tangential turning of hybrid MMC A359/B4C/Al₂O₃ by abrasive waterjet”, *Journal of Manufacturing Processes*, t. 28, s. 11–20, sie. 2017, doi: 10.1016/j.jmapro.2017.05.017.
- [141] **Srivastava A., Garg P., Kumar A., i Krishna Y.**, „A Review on Fabrication Characterization of Hybrid Aluminium Metal Matrix Composite”, *IJARI*, t. 2, nr 1, s. 206–211, 2014, doi: 10.51976/ijari.211433.
- [142] **Subramanian S., Arunachalam B., Nallasivam K., Pramanik i A.**, „Investigations on tribo-mechanical behaviour of Al-Si10-Mg/sugarcane bagasse ash/SiC hybrid composites”, *China Foundry*, t. 16, nr 4, 2019, s. 277–284, doi: 10.1007/s41230-019-8176-9.
- [143] **Suchora-Kozakiewicz M.**, „Napięcia międzyfazowe w procesie recyklingu metalowych tworzyw kompozytowych z osnową aluminiową”, (Praca doktorska), Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej, Poznań, 2016.
- [144] **Sun H., Koo E. Y., i Wheat H. G.**, „Corrosion Behavior of SiCp/6061 Al Metal Matrix Composites”, t. 47, nr 10.
- [145] **Surappa M. K.**, „Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities”, *Sadhana*, t. 28, nr 1–2, 2003, s. 319–334, doi: 10.1007/BF02717141.
- [146] **Suresh Babu B. i inni**, „Studies on mechanical properties of aluminum based hybrid metal matrix composites”, *Materials Today: Proceedings*, t. 33, 2020, s. 1144–1148, doi: 10.1016/j.matpr.2020.07.342.
- [147] **Suresh P., Marimuthu K., Ranganathan S., i Rajmohan T.**, „Optimization of machining parameters in turning of Al-SiC-Gr hybrid metal matrix composites using grey-

- fuzzy algorithm”, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, t. 24, nr 9, s. 2805–2814, wrz. 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63412-9.
- [148] **Suthar J., Patel K.**, „Effect of percentage reinforcement on mechanical and tribological properties of AHMMCs”, Materials Today: Proceedings, t. 32, 2020, s. 445–451, doi: 10.1016/j.matpr.2020.02.129.
- [149] **Szymański M., Przestacki D., i Szymański P.**, „Tool Wear and Surface Roughness in Turning of Metal Matrix Composite Built of Al₂O₃ Sinter Saturated by Aluminum Alloy in Vacuum Condition”, Materials, t. 15, nr 23, s. 8375, lis. 2022, doi: 10.3390/ma15238375.
- [150] **Szymański P., Gawdzińska K., Nagolska D.**, „Attempts to Prepare Precision Composite Castings by Sintering Al₂O₃/AlSi11 Using Underpressure”, Archives of Foundry Engineering, t. 20, nr 1, 2020, s. 6.
- [151] **Szymański P.**, „Recycling odlewów z metalowych kompozytów zawieszinowych”, (Praca doktorska), Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej, Poznań, 2009.
- [152] **Śleziona J.**, „Kształtowanie właściwości kompozytów stop Al-cząstki ceramiczne wytwarzanych metodami odlewniczymi”, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 1994.
- [153] **Śleziona J.**, „Podstawy technologii kompozytów”, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 1998.
- [154] **Ted Guo M. L. i Tsao Chi.-Y. A.**, „Tribological behavior of aluminum/SiC/nickel-coated graphite hybrid composites”, Materials Science and Engineering: A, t. 333, nr 1–2, s. 134–145, sie. 2002, doi: 10.1016/S0921-5093(01)01817-2.
- [155] **Teti R.**, „Machining of Composite Materials”, CIRP Annals, t. 51, r. 2, 2002, s. 611–634, doi: 10.1016/S0007-8506(07)61703-X
- [156] **Thirumaran B. i Kumares Babu S. P.**, „Corrosion behaviour of Stir-Squeeze cast optimised AA7075 CuCNT/CuGrP reinforced metal matrix composites”, Materials Today: Proceedings, t. 27, s. 2774–2781, 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2019.12.198.
- [157] **Thomason J. L., Nagel U., Yang L., Bryce D.**, „A study of the thermal degradation of glass fibre sizings at composite processing temperatures”, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, t. 121, 2019, s. 56–63, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.03.013.
- [158] **Tomac N., Tannessen K., i Rasch F. O.**, „Machinability of Particulate Aluminium Matrix Composites”, CIRP Annals, t. 41, nr 1, s. 55–58, 1992, doi: 10.1016/S0007-8506(07)61151-2.
- [159] **Trzaskoma P. P., McCafferty E., i Crowe C. R.**, „Corrosion Behavior of SiC/Al Metal Matrix Composites”, t. 130, nr 9, 1983.

- [160] **Ul Haq M. I. i Anand A.**, „Dry Sliding Friction and Wear Behavior of AA7075-Si3N4 Composite”, *Silicon*, t. 10, nr 5, s. 1819–1829, wrz. 2018, doi: 10.1007/s12633-017-9675-1.
- [161] **Umer U., Kishawy H, Ghandehariun A., Xie L., Al-Ahmari A.**, „On modeling tool performance while machining aluminum-based metal matrix composites”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, t. 92, nr 9–12, paź. 2017, s. 3519–3530, doi: 10.1007/s00170-017-0368-0.
- [162] **Verma V., Khvan A.**, „A Short Review on Al MMC with Reinforcement Addition Effect on Their Mechanical and Wear Behaviour”, *Advances in Composite Materials Development*, 2019. doi: 10.5772/intechopen.83584.
- [163] **Wang F., Ma Q., Meng W., Han Z.**, „Experimental study on the heat transfer behavior and contact pressure at the casting-mold interface in squeeze casting of aluminum alloy”, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, t. 112, 2017, s. 1032–1043, doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.05.051.
- [164] **Wang L., He Y., Zhou J., Duszczak J.**, „Effect of temperature on the frictional behaviour of an aluminium alloy sliding against steel during ball-on-disc tests”, *Tribology International*, t. 43, nr 1–2, 2010, s. 299–306, doi: 10.1016/j.triboint.2009.06.009.
- [165] **Wang S., Wang Y., Wang Y., Geng H., Chi Q.**, „Microstructure and infiltration kinetics of Si3N4/Al–Mg composites fabricated by pressureless infiltration”, *Journal of Material Science*, t. 42, nr 18, 2007, s. 7812–7818, doi: 10.1007/s10853-007-1591-0.
- [166] **Weinert K., König W.**, „A Consideration of Tool Wear Mechanism when Machining Metal Matrix Composites (MMC)”, *CIRP Annals*, t. 42, nr 1, 1993, s. 95–98, doi: 10.1016/S0007-8506(07)62400-7.
- [167] **Wieczorek J., Ślężiona J., Dolata-Grosz A.**, „Kompozyty Ag – cząstki ceramiczne otrzymywane technologiami ciekłofazowymi”, *Archiwum Odlewnictwa*, t. 6, nr 18/1, 2006, s. 311-316.
- [168] **Wojciechowski A., Sobczak J.**, „Kompozytowe tarcze hamulcowe pojazdów drogowych”, *Instytut Transportu Samochodowego, Warszawa*, 2001.
- [169] **Xavior M. A. i Kumar J. P. A.**, „Machinability of Hybrid Metal Matrix Composite - A Review”, *Procedia Engineering*, t. 174, s. 1110–1118, 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2017.01.264.
- [170] **Xu Z. i inni**, „Bioinspired Nacre-Like Ceramic with Nickel Inclusions Fabricated by Electroless Plating and Spark Plasma Sintering”, *Advanced Engineering Materials*, t. 20, nr 5, 2018, s. 1700782, doi: 10.1002/adem.201700782.
- [171] **Yu S. Y., Ishii H., Tohgo K., Cho Y. T., i Diao D.**, „Temperature dependence of sliding wear behavior in SiC whisker or SiC particulate reinforced 6061 aluminum alloy composite”, *Wear*, t. 213, nr 1–2, s. 21–28, grudz. 1997, doi: 10.1016/S0043-1648(97)00207-X.

- [172] **Zhan Y., Zhang G.**, „The role of graphite particles in the high-temperature wear of copper hybrid composites against steel”, *Materials & Design*, t. 27, nr 1, 2006, s. 79–84, doi: 10.1016/j.matdes.2004.08.019.
- [173] **Zhang X., Huang R.**, „Thermal Decomposition Kinetics of Basalt Fiber-Reinforced Wood Polymer Composites”, *Polymers*, t. 12, nr 10, 2020, s. 2283, doi: 10.3390/polym12102283.
- [174] **Zhang Y. i inni**, „Hybrid effect on mechanical and thermal performance of copper matrix composites reinforced with SiC whiskers, *Ceramics International*”, t. 50, nr 9, 2024, s. 16553–16563, doi: 10.1016/j.ceramint.2024.02.145.
- [175] **Zhao Z. Y., Guan R. G., Guan X. H., Feng Z. X., Chen H., Chen Y.**, „Microstructures and Properties of Graphene-Cu/Al Composite Prepared by a Novel Process Through Clad Forming and Improving Wettability with Copper”, *Advanced Engineering Materials*, t. 17, nr 5, 2014, s. 663–668, maj 2015, doi: 10.1002/adem.201400173.
- [176] **Zhong Z. W.**, „Grinding of Aluminium-Based Metal Matrix Composites Reinforced with Al₂O₃ or SiC Particle”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, t. 21, nr 2, 2003, s. 79–83, doi: 10.1007/s001700300009.1