



KOMPOZYTOWE TARCZE HAMULCOWE POJAZDÓW DROGOWYCH

Andrzej Wojciechowski Jerzy Sobczak



INSTYTUT TRANSPORTU SAMOCHODOWEGO
WARSZAWA 2001

Andrzej WOJCIECHOWSKI Jerzy SOBCZAK

KOMPOZYTOWE TARCZE HAMULCOWE POJAZDÓW DROGOWYCH

Recenzował

Prof. zw. dr hab. inż. Zbigniew GÓRNY

WARSZAWA 2001

Niniejszą pracę wykonano w ramach realizacji projektu badawczego nr 7 T08B 027 18 finansowanego przez Komitet Badań Naukowych

Projekt okładki: Dariusz Rudnik

ISBN 83-913045-6-6

WSZELKIE PRAWA ZASTRZEŻONE
Reprodukcja danych i konkluzji,
zawartych w niniejszym opracowaniu
i ich publiczne wykorzystanie
wymaga zgody Autorów

Wydawnictwo
Instytut Transportu Samochodowego - Warszawa

Nakład: 100+20 egz.
Skład, druk i oprawa: Instytut Transportu Samochodowego

Autorzy niniejszej pracy składają serdeczne podziękowania za życzliwość, poświęcony czas, za cenne uwagi oraz pomoc okazaną w trakcie jej realizacji:

- *Profesorowi Zbigniewowi Górnemu* za pomoc w opracowaniu planu badań niezbędnych do realizacji pracy i krytyczną analizę całości.
- *Profesorowi Wojciechowi Przetakiewiczowi* za konsultacje w zakresie interpretacji wyników badań właściwości materiałów oraz badań tribologicznych.
- *Profesorowi Andrzejowi Niewczasowi* za cenne uwagi krytyczne dotyczące treści pracy.
- *Profesorowi Zbigniewowi Bojarowi* za konsultacje w zakresie interpretacji wyników badań właściwości mechanicznych i fraktografii.
- *Profesorowi Henrykowi Dybcowi* za konsultacje w zakresie interpretacji wyników badań tribologicznych metodą "pin-on-disc".
- *Doktor Natalii Sobczak* za konsultacje w zakresie interpretacji zjawisk fizykochemicznych, zachodzących w materiałach kompozytowych.
- *Magistrowi Ryszardowi Michalskiemu* za konsultacje w zakresie interpretacji wyników badań tribologicznych odwzorowujących warunki eksploatacyjne.

Profesorowi Czesławowi Łepkowskiemu, Dyrektorowi Instytutu Transportu Samochodowego, wyrażamy głęboką wdzięczność za wszechstronne wsparcie, udzielane nam niezmiennie w całym okresie powstawania danej publikacji.

Za okazaną pomoc dziękujemy również naszym współpracownikom z Instytutu Transportu Samochodowego zwłaszcza koleżankom i kolegom z Zakładu Laboratorium Główne.

SPIS TREŚCI

	Strona
Streszczenie	5
I. Wprowadzenie	7
II. Część analityczna	11
II.1. Układ hamulcowy	11
II.1.1. Wady tradycyjnego układu hamulcowego	20
II.1.2. Mechanizmy zużycia par ciernych	37
II.2. Metalowe materiały kompozytowe	47
II.2.1. Rodzaje zbrojenia w metalowych materiałach kompozytowych	49
II.2.2. Jakość materiałów kompozytowych w powiązaniu z technikami ich otrzymywania	52
II.2.3. Perspektywy rozwoju metalowych materiałów kompozytowych w transporcie samochodowym	58
II.2.4. Przykłady zastosowań materiałów kompozytowych na tarczy hamulcowe	63
III. Część eksperymentalna	70
III.1. Materiały do badań	70
III.2. Wytwarzanie tarcz hamulcowych	75
III.3. Właściwości i struktura materiałów kompozytowych przeznaczonych na tarcze hamulcowe pojazdów drogowych	78
III.3.1. Właściwości fizyczne i mechaniczne	78
III.3.2. Aspekty strukturalne	88
III.3.2.1. Mikroskopia świetlna	88
III.3.2.2. Mikroskopia skaningowa	104
III.3.3. Odporność na szoki cieplne	106
III.3.4. Charakterystyki tribologiczne	111
III.3.4.1. Metoda <i>pin-on-disc</i>	113
III.3.4.2. Metoda wg PN-82/H-04332	136
III.3.5. Badania odwzorowujące warunki eksploatacyjne	144
IV. Podsumowanie	152
V. Literatura	154

Streszczenie

Przeanalizowano wady tradycyjnego układu hamulcowego z tarczami żeliwnymi z wyszczególnieniem pulsacji momentu hamującego na "zimno", pulsacji momentu hamującego "z przegrzania", korozji tarczy hamulcowej (oraz utlenienia jej powierzchni), pęknięć tarczy hamulcowej, rowków na jej powierzchni roboczej, całkowitym zużyciem okładzin ciernych i zniszczeniem tarczy hamulcowej, pisków podczas hamowania, niskiej skuteczności hamulców oraz drgań elementów samochodu wymuszonymi drganiami elementów układu hamulcowego. Omówiono okres eksploatacji tarcz hamulcowych oraz scharakteryzowano ją jako bezpośrednią przyczyną niesprawności hamulców. Szczegółowo omówiono mechanizmy zużycia par ciernych. Przedstawiono wyniki badań właściwości i struktury materiałów kompozytowych o osnowie stopów aluminium, zawierających fazę zbrojącą w postaci cząsteczek węgla krzemu SiC, tlenku glinu Al_2O_3 i popiołów lotnych (fly ash). Jednym z obszarów ich przyszłych zastosowań w krajowym przemyśle motoryzacyjnym mogą być elementy ciernych układów hamulcowych. Jako materiał odniesienia badano tradycyjnie stosowane materiały na tarcze hamulcowe: żeliwo szare, z grafitem płatkowym, sferoidalnym i wermikularnym. Potwierdzono decydujący wpływ rodzaju i morfologii fazy zbrojącej na parametry mechaniczne i fizyczne materiału kompozytowego. Obecność fazy zbrojącej w stopie aluminium powoduje wzrost wytrzymałości na rozciąganie, twardości, modułu Younga, zmniejszając charakterystyki plastyczności. Przeprowadzone badania strukturalne potwierdziły równomierność rozmieszczenia fazy zbrojącej; nie stwierdzono występowania również zjawiska jej aglomeracji. Badania odporności na szoki cieplne pozwoliły na stwierdzenie, że nieporównywalnie mniejszą odpornością na szoki cieplne charakteryzuje się żeliwo, dla którego pęknięcia występują już po kilkuset cieplnych cyklach, natomiast materiały kompozytowe na bazie stopu aluminium wykazują znacznie podwyższoną odporność na zmęczenie cieplne mierzoną tysiącami cykli cieplnych, po których występują pierwsze objawy mikropęknięć. Mając na względzie różnorodność metodyk badawczych i brak powszechnie przyjętych standardów wyznaczania odporności na ścieranie, w danej pracy przedstawiono trzy metodyki badań tribologicznych, najlepiej odwzorowujące, zdaniem autorów, rzeczywiste zjawiska zachodzące w skojarzeniu ciernym, pracującym w warunkach tarcia technicznie suchego. Wyniki tych badań potwierdziły, znane z literatury, trudności w doborze właściwej tribologicznej metodyki badawczej, albowiem uzyskane wyniki wykazały znaczne zróżnicowanie względem siebie. Do podstawowego mechanizmu tribologicznego niszczenia warstwy powierzchniowej żeliwa zaliczono zużycie ścierne, natomiast w przypadku kompozytów - zużycie przez utlenianie i lokalne odkruszanie. Porównawcze badania tribologiczne różnych materiałów kompozytowych o osnowie stopów aluminium, które mogłyby być zastosowane na tarcze hamulcowe oraz żeliwa, oceniano przez określenie wskaźników zużycia tribologicznego (współczynnika tarcia i stopnia zużycia). Uzyskane wyniki wykazały, że w danych warunkach eksperymentalnych, zarówno żeliwo jak i kompozyty cechują się zbliżoną odpornością na zużycie tribologiczne (w dwóch testach). W trzecim teście (Amsler) żeliwo zużywa się ponad 100 razy szybciej niż materiał kompozytowy na bazie stopu aluminium zbrojony 20% obj. węgla krzemu (F3N.20S). Zużycie kompozytu zależy głównie od temperatury pracy pary cierniej. Z badań jednoznacznie wynika, że materiały kompozytowe na osnowie aluminium mogą bezpiecznie pracować w bardzo odpowiedzialnych parach ciernych do temperatury nie przekraczającej $300^{\circ}C$. Uzyskano równomierny poziom i stabilność wartości współczynników tarcia w parze cierniej kompozyt/okładzina cierna w temperaturze pracy do $300^{\circ}C$.

I. WPROWADZENIE

Chcąc przedstawić w krótkim ujęciu historię motoryzacji i powstanie pierwszego pojazdu samochodowego, należy rozpocząć od 20 października roku 1650, kiedy to Królowej Szwecji, Krystynie, w trakcie uczty koronacyjnej, zademonstrowano sprowadzoną z Norymbergi, specjalnie na tę okazję, zabawkę: wóz, który bez niczyjej pomocy jeździł wokół specjalnie ułożonego toru [1].

Kolejna koronowana głowa, francuski król Ludwik XV, stał się świadkiem uruchomienia modelu samochodu skonstruowanego przez paryskiego wynalazcę Jakuba Vauconsona. Pojazd napędzany był mechanizmem sprężynowym, bardzo zbliżonym do mechanizmu poruszającego zegary. Jednakże monarcha bez namysłu odtrącił wynalazek. Znacznie bardziej zainteresowała go mechaniczna figura flecisty. Kolejny wizjonerski model samochodu odłożono do lamusa.

Pierwszy samochód, który nie tylko jeździł sam, ale miał również odpowiednie rozmiary, aby przewozić ludzi, a nawet móc ciągnąć duże ciężary, skonstruowany został w 1770 r. przez Francuza Nicolasa Josepha Cugnota. Wehikuł wyposażony był w silnik parowy, jednak jego pierwsza wersja nie miała wbudowanego paleniska. Zanim ostygła para w jego kotle, mógł przejechać tylko kilkadziesiąt metrów. Następna wersja była już znacznie udoskonalona. Miała własne palenisko i mogła jeździć znacznie dłużej. Pojazd skonstruowano z myślą o armii i ciągnięciu ciężkich armat. Jednakże mała szybkość (zaledwie ok. 6 km/h), znacznie ograniczała jego przydatność. Trzeci model Cugnota niestety nigdy nie miał okazji przejść próby polowej. W trakcie pierwszego testu kocioł eksplodował i cały pojazd uległ zniszczeniu. Na tym zakończyła się kariera ciągnika Cugnota.

Później sprawy potoczyły się błyskawicznie.

W 1800 r. Szwajcar I. de Rivaz skonstruował pierwszy pojazd z silnikiem spalinowym.

W 1814 r. Francuz de Quet skonstruował układ kierowniczy.

W 1821 r. Anglik R. J. Griffith skonstruował pierwszą skrzynię biegów.

W tym samym 1821 roku inny obywatel Wielkiej Brytanii, niejaki Gordon, z zawodu zegarmistrz, stworzył pojazd, który chodził. Nie miał kół, lecz drewniane klocki (stopy), którymi odpychał się od ziemi [1].

Za wynalazcę hamulców bębnowych uważa się Wilhelma Mayacha, który dokonał ich odkucia już w 1899 r. Zasada działania hamulców tarczowych jest znana od początku XX wieku, lecz powszechnie zaczęto je stosować w samochodach osobowych dopiero w latach sześćdziesiątych i siedemdziesiątych, gdy wynaleziono hamulce tarczowe z ruchomą obudową zacisku.

W początkowych latach rozwoju motoryzacji samochody wyposażone były w ręczne hamulce mechaniczne. Takie rozwiązanie przestało spełniać swoje zadanie, gdy wzrosła prędkość samochodów.

We współczesnych samochodach warunkiem bezpieczeństwa ruchu drogowego jest sprawne, skuteczne i niezawodne hamowanie pojazdów. Zgodnie z międzynarodowymi przepisami homologacyjnymi, które Polska ratyfikowała (Regulamin 13 Europejskiej Komisji Gospodarczej przy ONZ, stanowiący załącznik do "Porozumienia genewskiego z 1958 r. dotyczącego przyjęcia jednolitych wymagań technicznych dla pojazdów, wyposażenia i części, które mogą być stosowane w pojazdach oraz wzajemnego uznawania homologacji udzielanych na podstawie tych wymagań" [2]), warunkiem dopuszczenia pojazdu do ruchu jest wyposażenie go w trzy niezależne rodzaje układów hamulcowych:

- roboczy
- awaryjny

- postojowy.

Układ roboczy i awaryjny oraz awaryjny i postojowy mogą mieć wspólne sterowanie, natomiast niedopuszczalne jest wspólne sterowanie hamulca roboczego i postojowego.

Układ hamulcowy roboczy powinien działać na wszystkie koła z możliwością stopniowego powiększania lub zmniejszania skuteczności hamowania przez działanie kierowcy na sterowanie układem [2].

Układ hamulcowy służy do zmniejszania prędkości jazdy oraz do zatrzymania go w określonym miejscu, a ponadto do unieruchomienia pojazdu pozostawionego na postoju.

Ogólnie od hamulców oczekuje się, że przy zachowaniu praw fizyki droga hamowania i czas reakcji układu będą jak najkrótsze, a zdolność hamowania pozostanie stała nawet przy długotrwałym hamowaniu i że towarzyszyć temu będzie jak największa stateczność pojazdu.

Konstruując układ hamulcowy zawsze zakłada się kompromis między uzyskaniem możliwie najkrótszej drogi hamowania i dążeniem do zachowania stateczności jazdy podczas hamowania. Utrata stateczności jazdy podczas hamowania jest o wiele bardziej niebezpieczna od nieznacznie dłuższej drogi hamowania, szczególnie w warunkach pogorszonej przyczepności.

Wszystkie wspomagające układy elektroniczne, które zaczęto obecnie stosować, zwiększają skuteczność hamowania (przyczepność, kierowalność), a tym samym również bezpieczeństwo użytkownika dróg.

Na polskich drogach w 2000 roku zginęło 6,5 tysiąca osób, a 100 tysięcy zostało rannych, z czego 20 procent zostało kalekami do końca życia. Wiele z tych ofiar można by było uniknąć, gdyby sprawność układu hamulcowego praktycznie była 100%-wa. Samochody muszą zapewniać maksymalne bezpieczeństwo nie tylko podczas wypadku, ale i w czasie jazdy. Dużą w tym rolę elektronicznych systemów bezpieczeństwa, z których do najczęściej stosowanych należą:

- **ABS** (*Anti Blocking System - system zapobiegający poślizgowi kół przy hamowaniu*). Zapewnia kontrolę nad samochodem przy hamowaniu. Nawet przy doskonałych hamulcach nigdy hamowanie nie będzie w stu procentach bezpieczne. A to dlatego, że jeśli siła hamowania przekroczy siłę przyczepności, nastąpi blokowanie kół. Siłę przyczepności można zmierzyć mnożąc wagę samochodu przez współczynnik przyczepności, który dla suchej nawierzchni wynosi 1. Jeśli droga będzie nierówna lub śliska, wielkość ta będzie mniejsza.
- **ASR** (*Antipatinage System Regulation - system zapobiegający poślizgowi kół podczas przyspieszania*) lub **ETC** (*Electronic Traction Control*). System ten zapobiega blokowaniu kół przy przyspieszaniu. Śledzi on, kiedy moment obrotowy na kole spowoduje przekroczenie przyczepności. Wówczas komputer pokładowy zmniejsza moment obrotowy w silniku ingerując bezpośrednio we wtrysk paliwa.
- **BAS** (*Brake Assistans System - elektroniczne sterowanie wspomaganie układu hamulcowego*).
- **EBM** (*Electronic Brake Management - system sterujący rozkładem siły hamowania*) lub **EBD** (*Electronic Braking Distribution*). Jest to elektroniczne sterowanie rozkładem siły hamowania na poszczególne koła. W tym celu by maksymalnie wykorzystać możliwości hamowania każdego z kół, nie dopuszczając jednak do ich zablokowania. W pewnym sensie jest to znacznie ulepszony ABS, jednak jako system dużo od niego droższy, montowany jest w równie drogich samochodach.
- **ESP** (*Electronic Stability Protection - elektroniczne zapewnienie stabilności*

pojazdu). Jest najmłodszym dzieckiem systemów bezpieczeństwa i niezależnie od woli kierowcy nie pozwoli na przewrócenie się samochodu do góry kołami. Kariera tego systemu rozpoczęła się na dobre po wywrotce samochodu Mercedes klasy A podczas przeprowadzania próby stateczności wg normy ISO (tzw. test losia).

- **EDC (Electronic Dumping Characteristics)**. W zależności od warunków jazdy, komputer wybiera ze swojej pamięci jedno z wartości siły tłumienia amortyzatora tak, by w optymalny sposób pochłaniał siłę uderzenia koła o wyboje. Przy szybkiej jeździe nie pozwala on na zbyt duże, groźące wywrotką pojazdu, przechyły nadwozia.

Na podstawie analiz przeprowadzonych w Szwecji i Niemczech można stwierdzić, że ponad 40% wypadków drogowych (w Polsce ok. 50%), spowodowanych przyczynami technicznymi, zachodzi podczas hamowania. Niestety do wiadomości ogólnej trafiają jedynie spektakularne wypadki, w których dochodzi do dużych uszkodzeń nadwozi [3].

Przez dziesięciolecia ani koncerny samochodowe, ani sami kierowcy nie przejmowali się zbyt bezpieczeństwem. Jednak im szybciej mknęły samochody po drogach, tym więcej było rannych i zabitych.

Lawinowo wzrastająca liczba wypadków spowodowała, że w latach sześćdziesiątych zaczęto wprowadzać przepisy ograniczające prędkość jazdy. Jednocześnie wymuszano na koncernach motoryzacyjnych produkcję pojazdów wyposażonych w urządzenia chroniące przed skutkami wypadków jak również wpływające na bezpieczeństwo jazdy. Efekt wieloletniej kampanii prowadzonej m.in. przez EuroNCAP (*Euro New Car Assessment Programme* - europejski program oceny nowych samochodów), na rzecz bezpieczeństwa był łatwy do przewidzenia. Obecnie w Unii Europejskiej nie można sprzedawać samochodów, które nie spełniają norm bezpieczeństwa m.in. przy zderzeniu czołowym z prędkości ponad 50 km/h.

Z przeprowadzanych testów wynika, że najnowsze auta zapewniają pasażerom większą ochronę przed wypadkami niż starsze, nawet po licznych modyfikacjach.

Od kilkudziesięciu lat dominujący wpływ w dziedzinie technologii, jak i w zakresie doboru materiałów wywiera rozwój motoryzacji (poza przemysłem kosmicznym i lotniczym).

Konkurencja i wymagania klientów oraz nowo tworzone przepisy prawne Unii Europejskiej oraz USA (głównie w najbogatszym stanie Kalifornia) narzucają producentom samochodów określone wymagania, takie jak:

- niska cena,
- zwiększenie komfortu jazdy i bezpieczeństwa użytkownika:
 - zastosowanie szeregu elementów z lekkich materiałów (stopy aluminium, magnezu, tytanu, tworzywa sztuczne, włókno węglowe itp.),
 - nowoczesne materiały wyciszające (pianki, włókniny, tworzywa sztuczne itp.),
 - nowoczesne materiały tłumiące drgania (m.in. spienione aluminium),
- zmniejszenia zużycia paliwa:
 - zmniejszenie masy pojazdu,
 - zwiększenie sprawności silnika,
- działania proekologiczne:
 - zmniejszenie emisji szkodliwych produktów spalania,
 - łatwość utylizacji materiałów (recycling i regeneracja).

Ponadto o jakości samochodu i wielkości jego produkcji świadczy popyt, który wynika z bardziej irracjonalnych przesłanek takich jak: moda, stylizacja, odpowiednia reklama, cechy konstrukcyjne, możliwości technologiczne i materiałowe oraz wymogi aerodynamiczne.

O jakości samochodu decyduje wiele cech, ale na pewno musi on być w miarę komfortowy i bezpieczny, stosunkowo lekki, wytrzymały, ekonomiczny w eksploatacji i niezawodny, tani w produkcji i dynamiczny. Są to więc cechy, które w sensie bezwzględny wykluczają się wzajemnie. Stąd też dąży się do budowy optymalnych pojazdów, które w miarę możliwości spełniają te wymogi.

Wszystkie koncerny produkujące samochody dbają o zewnętrzny wygląd swoich produktów, ale przede wszystkim o niezawodność rozwiązań technicznych i wytrzymałość zastosowanych materiałów.

Firmy motoryzacyjne zawsze stoją przed koniecznością obniżki kosztów produkcji; koniecznością jest także spełnianie kryteriów coraz ostrzejszych przepisów o ochronie środowiska. Konieczne jest działanie systemowe - dokładne analizy możliwych zmian i ich wpływ na całość konstrukcji.

Nowe rozwiązania konstrukcyjne, poprawiające bezpieczeństwo pojazdów niestety niejednokrotnie zwiększają ich masę (m.in. dodatkowy ciężar wzmocnień np. karoserii). Fakt ten próbuje się rekompensować stosując na niektóre elementy materiały lżejsze np. metale lekkie, pianki, kompozyty, tworzywa sztuczne, materiały warstwowe tzw. „sandwicze” itp., które w mniejszym lub większym stopniu naśladują naturę.

Dążenie do zwiększenia sprawności pojazdów, podwyższenia ich walorów użytkowych oraz obniżenia awaryjności i ciężaru zmusza konstruktorów do stosowania nowych materiałów na podzespoły i części pojazdów. Lekkość, wysoka wytrzymałość i możliwość dowolnego kształtowania elementów stanowią istotne cechy, które decydują o coraz szerszym stosowaniu materiałów kompozytowych opartych na osnowie metalicznej (stopy aluminium, magnezu, tytanu itp.) lub wykonane na osnowie z tworzyw sztucznych.

Nowe, lekkie materiały konstrukcyjne, które mogą znaleźć zastosowanie w konstrukcji samochodów (według stanu na dzień dzisiejszy) mają wiele zalet. Dla przykładu można wymienić; zmniejszenie masy nieresorowanej poprzez zastosowanie elementów wykonanych z metalowych materiałów kompozytowych (tarcze i bębny hamulcowe, tarcze sprzęgłowe, wahacze, drążki, itp.) lub w formie odlewów krzepnących pod wysokim ciśnieniem z nietradycyjnych stopów aluminium (w przyszłości z jeszcze lżejszych materiałów na osnowie stopów magnezu, materiały spienione w postaci wypełnień itp.) mocowanych do struktury nośnej, wykonanej z tego samego materiału, stanowiących podstawę mocowania silnika (jak np. w Porsche Boxster). Poza zmniejszeniem masy nowoczesne materiały zapewniają lepsze tłumienie hałasu pochodzącego z zawieszenia i jednostki napędowej oraz eliminują niekorzystne wibracje.

Zastosowanie nowych materiałów, elementów innowacyjnych i zaawansowanych technologii oraz optymalnych kryteriów doboru z uwzględnieniem wymaganego kompleksu właściwości mechanicznych, technologicznych i użytkowych, dla potrzeb nowoczesnych konstrukcji w motoryzacji, spowoduje dalszy postęp techniczny w poziomie niezawodności konstrukcji oraz bezpieczeństwie użytkowania.

II. CZĘŚĆ ANALITYCZNA

II.1. Układ hamulcowy

Przez dziesięciolecia bezpieczeństwo użytkowania nie było głównym motywem działania producentów i użytkowników pojazdów. Jednak im szybciej mknęły samochody po drogach, tym więcej było rannych i zabitych.

Jednym z podstawowych podzespołów samochodowych z punktu widzenia zarówno bezpieczeństwa użytkowania jak i ogólnego poziomu technicznego pojazdu jest układ hamulcowy. Służy on do zmniejszania prędkości jazdy poruszającego się pojazdu lub do jego zatrzymania w możliwie najkrótszym czasie, w określonym miejscu, w warunkach zmiennych jego obciążeń, zmiennego stanu nawierzchni drogi (sucha, mokra, oblodzona) i zmiennego jej ukształtowania (wzniosy, spadki, zakręty). Praca układu hamulcowego, sprowadza się do zamiany energii kinetycznej pojazdu na ciepło oddawane do otaczającej atmosfery. Jak już wspomniano oczekuje się, że droga hamowania i czas reakcji układu hamulcowego będą jak najkrótsze a zdolność hamowania pozostanie stała nawet podczas długotrwałego hamowania i że towarzyszyć temu będzie jak największa stateczność całego pojazdu.

Mechanizmy hamulcowe dzielą się na dwie zasadnicze grupy:

- hamulce bębnowe, w których elementem obracającym się, połączonym z piastą koła jezdnego, jest bęben hamulcowy, wewnątrz którego umieszczone są szczęki hamulcowe;
- hamulce tarczowe, w których elementem obracającym się, połączonym z piastą koła jezdnego, jest płaska tarcza hamulcowa, do której dociskane są elementy cierne, połączone z nie obracającymi się elementami zawieszenia samochodu.

Rozwój hamulców pojazdów mechanicznych ciągle zmierza w kierunku podniesienia efektywności i niezawodności działania oraz zabezpieczenia stateczności ruchu hamowanego pojazdu.

Elementy układów hamulcowych, w tym tarcze hamulcowe i okładziny cierne podlegają stałemu rozwojowi wraz z ulepszaniem konstrukcji samochodów. Warunki eksploatacji układów hamulcowych są w dużej mierze utrudnione. Zmienne obciążenia dynamiczne wywołane hamowaniem z różną intensywnością wpływają niekorzystnie na elementy pary ciernej, powodując znaczne niszczenie powierzchni.

Specyfika warunków pracy układów hamulcowych dotyczy także wysokiej temperatury eksploatacji podczas gwałtownych hamowań oraz oddziaływania wody, kurzu i błota w niekorzystnych niejednokrotnie warunkach atmosferycznych i terenowych, które powodują zmianę współczynnika tarcia między współpracującymi elementami ciernymi.

Ważne jest, aby zasadnicze elementy układu hamulcowego, zwłaszcza pary cierne, podlegały podczas pracy minimalnemu zużyciu, a cały układ hamulcowy w czasie eksploatacji, wymagał zminimalizowanych czynności obsługowych i regulacyjnych.

Obecny rozwój konstrukcji układów hamulcowych charakteryzuje się poszukiwaniem możliwości szybkiego odprowadzania znacznych ilości ciepła, powstającego podczas pracy hamulców oraz zmniejszenia wahań wartości współczynnika tarcia pomiędzy współpracującymi elementami ciernymi. Podsumowując, warunki pracy układów hamulcowych narzucają na nie szereg następujących wymagań [3]:

- rozwijanie dostatecznie dużych sił hamowania, dających możliwość pełnego wykorzystania współczynnika przyczepności opony do jezdni na różnych

nawierzchniach;

- uzależnienie stopnia wykorzystania przyczepności od warunków obciążenia pojazdu pracującego pojedynczo i w zestawie drogowym;
- progresywność działania w każdych warunkach drogowych i wariantach obciążenia;
- wyrównoważona praca proporcjonalna do obciążeń kół zapewniająca stateczność ruchu hamowanego pojazdu niezależnie od stanu nawierzchni;
- minimalna zwłoka przy zadziałaniu i zwolnieniu hamulców;
- skuteczne zabezpieczenia na wypadek awarii w układzie hamulcowym;
- duża trwałość i niezawodność działania;
- łatwość uruchamiania i prostota obsługi.

Układ hamulcowy w samochodzie odgrywa bardzo ważną rolę w zakresie bezpieczeństwa czynnego jak i komfortu jazdy.

Pomimo niezmienionej idei, w zasadzie działania, samochodowego hamulca ciernego, dokonano postępu zbliżając skuteczność jego działania do granic wynikających jedynie z przyczepności opony do nawierzchni drogi, a niebezpieczeństwo zablokowania kół redukując do absolutnego minimum.

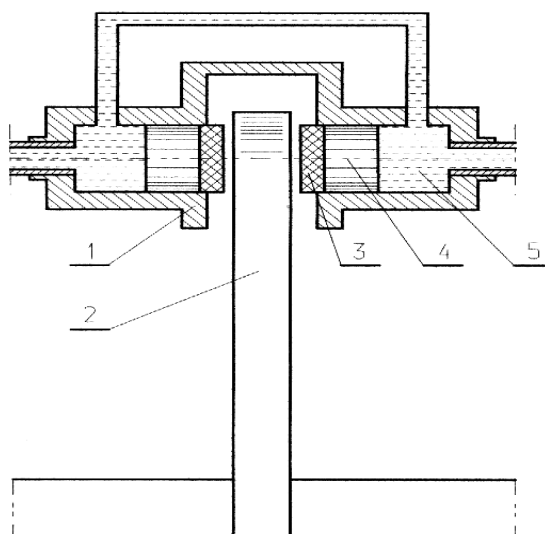
Układ hamulcowy powinien charakteryzować się:

- pewnością i niezawodnością działania w każdych warunkach eksploatacji w określonym przedziale czasu;
- dużą sprawnością;
- zwartością i lekkością konstrukcji;
- technologicznością wykonania;
- niezawodnością.

Obecnie większość eksploatowanych pojazdów wyposażona jest w hamulce bębnowe (tylna oś) i hamulce tarczowe (przednia oś). Jednakże wszystko wskazuje na to, że przyszłość należy do hamulców tarczowych ze względu na ich niekwestionowane zalety. Zasadniczą cechą odróżniającą tarczowe mechanizmy hamulcowe od bębnowych jest odmienny kierunek działania sił między parą cierną. W mechanizmach bębnowych kierunek sił jest promieniowy, zaś w tarczowych osiowy. Wynika z tego pierwsza zaleta mechanizmów tarczowych – siły działające obustronnie na tarcze znoszą się wzajemnie. Natomiast w mechanizmach bębnowych jednostronne działanie sił promieniowych powoduje niekorzystne odkształcenie się bębna. Dodatkowo pewną wadę tych mechanizmów stanowi niejednakowy rozkład sił, a tym samym i nacisków wywieranych przez poszczególne szczęki, czego konsekwencją jest nierównomierne zużywanie się okładzin hamulcowych pokrywających powierzchnie szczęk. Dodatkowymi zaletami hamulców tarczowych jest możliwość wywołania znacznie większych nacisków jednostkowych pomiędzy elementami trącymi aniżeli w mechanizmach bębnowych (odkształcalność bębnow), dobre warunki chłodzenia oraz jednakowa skuteczność hamowania niezależnie od kierunku jazdy. Znaczną zaletę tych mechanizmów stanowi ponadto duża stateczność wewnętrzna na skutek braku efektu samowzmacniania oraz duża odporność na zjawisko zaniku sił hamowania w wysokich temperaturach [4].

Schemat działania mechanizmu hamulcowego tarczowego wraz z najczęściej spotykanym hydraulicznym mechanizmem uruchamiającym pokazano na rysunku 1. Mechanizm uruchamiający hamulca ma dwa przeciwbieżne tłoczki rozpierające (4) dociskające wkładki cierne (3) do tarczy hamulcowej. (2) Tłoczki te oraz elementy cierne umieszczone są w strzemienu (1) obejmującym tarczę, które przejmuje moment hamowania i przekazuje go na zwrotnicę lub obudowę mostu napędowego.

Zaletą przedstawionego rozwiązania jest duża sztywność elementów przenoszących moment hamowania oraz brak nie osłoniętych elementów ślizgowych. Niewielką wadę może jedynie stanowić konieczność użycia pompy hamulcowej o większej pojemności skokowej oraz dodatkowych przewodów łączących hydrauliczne cylinderki rozmieszczone symetrycznie po obu stronach tarczy hamulcowej.



Rys. II.1. Schemat mechanizmu hamulcowego tarczowego z uruchamianiem hydraulicznym [4].
1-strzemię hamulca, 2- tarcza hamulcowa, 3- wkładki cierne, 4-tłoczki rozpierające, 5-cylinderki hamulcowe

Z wielu możliwych położeń zacisku w stosunku do tarczy hamulca najkorzystniejsze jest położenie na średnicy poziomej. Istnieją przy tym dwie alternatywy rozwiązania stosowane w praktyce:

- położenie zacisku w tyle- powoduje stosunkowo nieznaczne obciążenia łożysk kół podczas hamowania i jest mało czułe na zmianę przemieszczenia tarczy w wyniku luzów łożyskowych;

- położenie zacisku z przodu- zwiększa w pewnym stopniu obciążenie łożysk, ale stwarza lepsze warunki chłodzenia hamulców i zapobiega ich zanieczyszczeniu przez kurz, błoto i wodę.

Prawidłowa praca mechanizmów ciernych jest uwarunkowana poprzez właściwe działanie elementów ciernych, stąd też elementy te można uznać za najważniejsze w całym mechanizmie.

Jako że układ hamulcowy należy do podstawowych podzespołów mających bezpośredni wpływ na bezpieczeństwo jazdy, stopień niezawodności poszczególnych części składowych tego układu musi być wysoki. Wymóg ten wymusza m.in. konieczność zapewnienia ustabilizowanego procesu zużycia, nie zmieniającego się w czasie użytkowania pojazdu.

Do najczęściej spotykanych niedomagań układów hamulcowych należą:

- nieprawidłowy skok jałowy pedału hamulca,
- zapowietrzenie układu hydraulicznego,
- zawodnienie płynu hamulcowego,
- nadmierne zużycie ściernych materiałów węzła hamulcowego,
- spękanie tarczy hamulcowej w procesie szybkiego chłodzenia rozgrzanej tarczy w momencie jej kontaktu z cieczą (tzw. szok termiczny) spowodowany dużym gradientem temperatury,
- zmiana geometrii powierzchni elementów trących w trakcie eksploatacji,
- hałas.

Spełnienie tych warunków można uzyskać, między innymi, przez wprowadzenie do produkcji elementów układów hamulcowych nowoczesnych materiałów kompozytowych.

Siła docisku w hamulcach tarczowych musi być dużo większa niż w hamulcach bębnowych, gdyż klocek ma znacznie mniejszą powierzchnię docisku do tarczy w porównaniu do szczęk hamulcowych bębna. Stąd też samochody wyposażone w hamulce tarczowe są również wyposażone w urządzenie wspomagające siłę docisku (tzw. "serwo").

Zaletą hamulców bębnowych w porównaniu z hamulcami tarczowymi jest niższy o 50÷60% koszt ich wykonania.

W przypadku hamulców bębnowych występują istotne ograniczenia. Są nimi:

- pojemność cieplna,
- ograniczone możliwości chłodzenia powietrzem,
- masa,
- zmniejszenie skuteczności hamowania wskutek zmiany średnicy i zmiany kształtu bębna przy odkształceniach spowodowanych wysoką temperaturą, ponieważ szczęki nie naciskają na bęben całą szerokością.

Zalety hamulców tarczowych w stosunku do hamulców bębnowych to [3 - 6]:

- większa odporność na duże obciążenia cieplne,
- mniejsza podatność na zanik siły hamowania,
- większa niezawodność działania,
- zdolność do samooczyszczania,
- łatwiejsza obsługa.

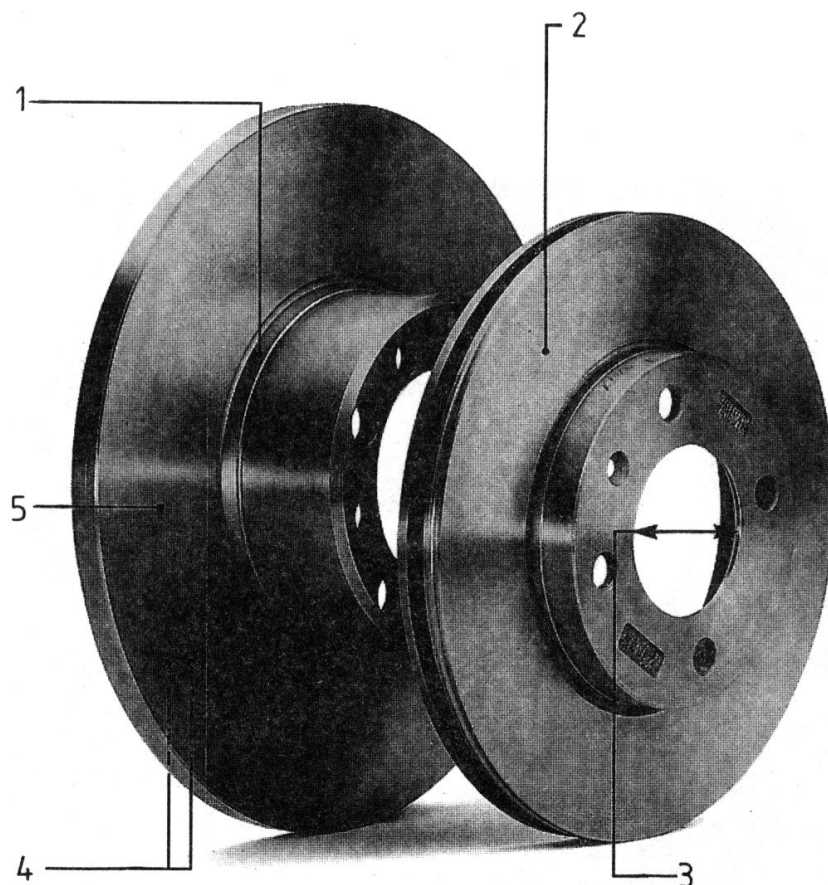
Na działanie hamulca tarczowego w znacznym stopniu wpływa jednorodność materiału i kształt geometryczny tarczy. Bardzo niebezpieczne jest występowanie pęknięć, żłobków, produktów korozji i przekroczenie dopuszczalnej grubości minimalnej tarczy. Materiał tarczy będącej odlewem, jest ponadto mało odporny na uderzenia.

Tarcze hamulcowe są najbardziej obciążonymi elementami układu hamulcowego. Ich jakość i konstrukcja decydują zatem w sposób zasadniczy o skuteczności działania hamulców (Rys. II.2) [4].

Dotychczas na tarcze hamulcowe (Rys. II.3), jak również na bębny hamulcowe, stosowano żeliwo szare z grafitem płatkowym (Rys. II.4) lub wermikularnym (Rys. II.5) o właściwościach mechanicznych zbliżonych do gat. 250 wg PN-92/H-83101 (twardości 170÷240 HB).

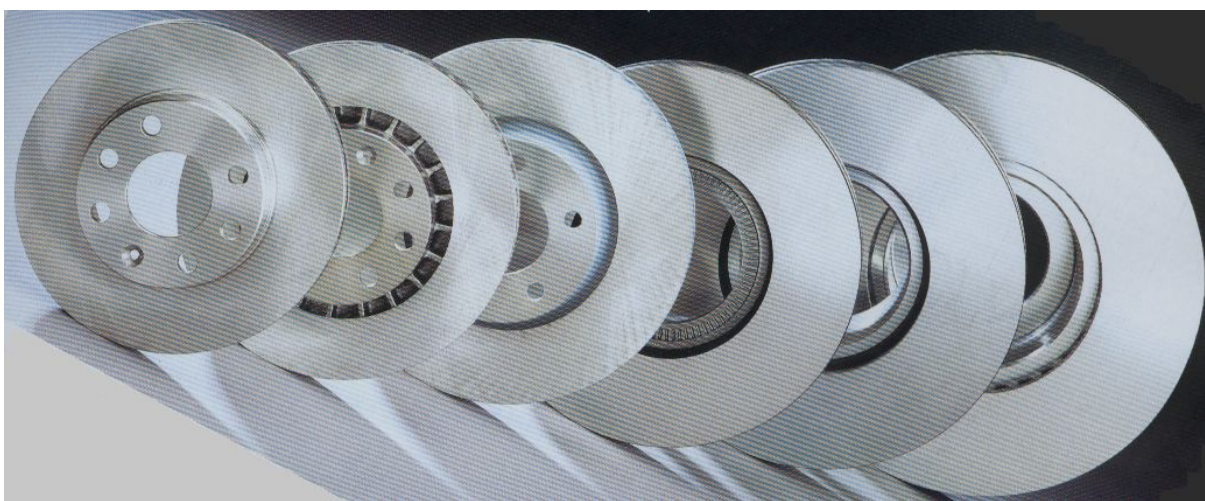
Najczęściej stosowane jest żeliwo szare, a także żeliwo z podwyższoną zawartością manganu (do 1,9%) i fosforu (do 0,7%) oraz żeliwo stopowe chromowe (11,5% Cr), chromowo - niklowe (11,0% Cr, 4,0% Ni) i chromowo - niklowo - molibdenowe (11,0% Cr, 6,5% Ni, 3,0% Mo). Badania doświadczalne wykazały, że największą odpornością na zużycie ściernie charakteryzuje się żeliwo chromowo - niklowe.

Powszechność stosowania żeliwa jest uzasadniona łatwością i technologicznością wykonania i względnie niskimi kosztami wytwarzania.

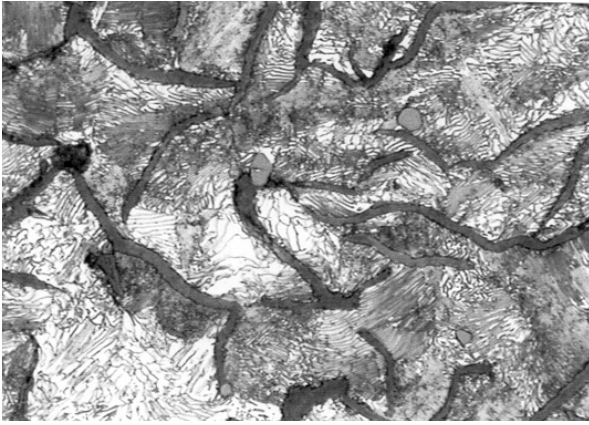


Rys.II.2. Tarcza jednolita i tarcza z chłodzeniem wewnętrznym (zdjęcie firmowe ITT).

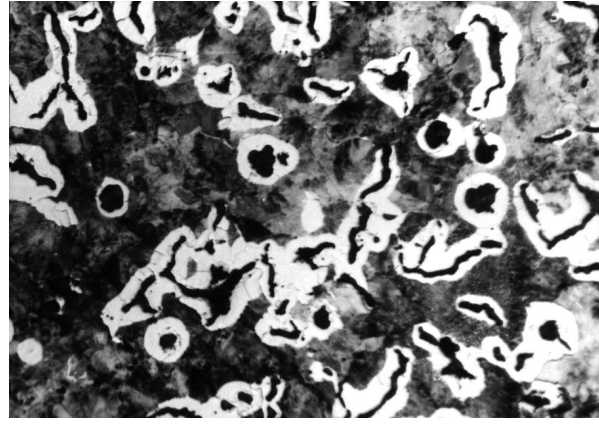
1 - podtoczenie (rowek kompensacji rozszerzalności cieplnej): ściśle wyliczone podtoczenie reguluje przepływ ciepła z obszaru powierzchni roboczych (trących) do piasty tarczy i minimalizuje występowanie spaczenia tarczy; 2 - równoległość: odchyłka na grubości tarczy hamulca około 0,015 mm zapewnia optymalną równoległość i bezusterkowe działanie hamulca; 3 - otwór środkowy: wąska tolerancja wykonania otworu środkowego działa minimalizująco na bicie promieniowe tarczy hamulca i przyczynia się do zwiększenia trwałości zawieszenia koła i jego ułożyskowania; 4 - bicie tarczy: dopuszcza się odchylenia od płaszczyzny jedynie z bardzo wąską tolerancją, im mniejsze jest bicie tarczy tym bardziej komfortowo przebiega hamowanie pojazdu; 5 - chropowatość powierzchni roboczej: w oryginalnych tarczach hamulców ATE dopuszcza się chropowatość powierzchni roboczych maks. $R_z=1,2 \mu\text{m}$, zapewniona jest w ten sposób bezproblemowa współpraca z wkładką cierną



Rys. II.3. Żeliwne tarcze hamulcowe o zróżnicowanej budowie



Rys. II.4. Struktura żeliwa szarego z grafitem płatkowym (pow. 500x)



Rys. II.5. Struktura żeliwa wermikularnego (pow. 100x)

Według autorów opracowanych Warunków Technicznych WT/054/PIMOT/93 [7] prawidłowa mikrostruktura żeliwa przeznaczonego na tarcze hamulcowe, w przypadku żeliwa z grafitem płatkowym, powinna spełniać następujące wymagania:

- wydzielania grafitu w żeliwie powinny być w postaci płatków o ułożeniu bezładnym lub rozetowym, średniej wielkości. Dopuszcza się część wydzielań o ułożeniu ukierunkowanym (grafit międzycytryczny);
- perlit płytkowym powinien charakteryzować się średnim stopniem dyspersji;
- dopuszcza się występowanie ferrytu - max. 5% i cementytu - max. 1% oraz niewielkie wydzielania drobnoziarnistej eutektyki fosforowej potrójnej.

Niezależnie od zastosowanego materiału, konstrukcji, czy stopnia zaawansowania układów elektronicznych zawsze w układzie hamulcowym występują i występować będą zjawiska cieplne. Jest to ściśle związane z założeniami funkcjonalnymi, gdyż podczas hamowania zachodzi przemiana energii kinetycznej poruszającego się pojazdu na energię cieplną na skutek działania sił tarcia w parze ciernej (okładzina cierna - bęben lub tarcza hamulcowa).

Problem zjawisk cieplnych zachodzących w układzie hamulcowym był zawsze istotny z punktu widzenia zadań hamulca jak również jego niezawodności w eksploatacji [3, 4]. Związane jest to z niekorzystnym w większości przypadków wpływem temperatury na wartość współczynnika tarcia w parze ciernej; wpływem na materiały użyte do budowy hamulca (starzenie, zmęczenie cieplne, naprężenia cieplne, utlenianie powierzchni roboczych) oraz działanie mechanizmów (odkształcanie termiczne elementów roboczych zmieniających warunki ich współpracy). Przy projektowaniu tarcz (bębnów) hamulcowych bardzo ważnym zagadnieniem jest więc zapobieżenie nadmiernemu wzrostowi temperatury jego elementów roboczych (pojemność cieplna, intensywność odprowadzenia ciepła, przewymiarowanie, wentylacja).

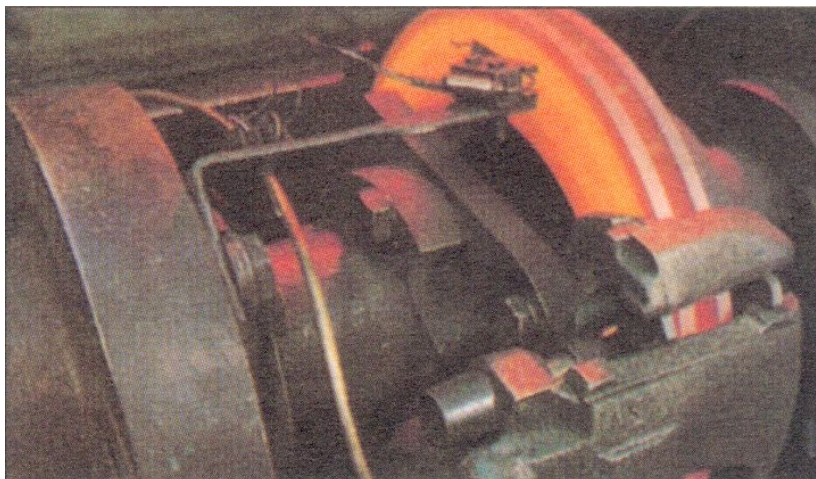
Zadaniem bębna hamulcowego i tarczy hamulcowej jest przekazanie momentu hamowania na piastę koła i dalej na oponę. W chwili wytwarzania momentu hamowania powstaje pewna ilość energii tarcia, równa ilości pochłanianej energii kinetycznej pojazdu. Odpowiednie proste równanie, pozwalające na dokonanie obliczenia energii E , przedstawia się następująco:

$$E = \frac{m \times v^2}{2}$$

gdzie: m - masa pojazdu, kg
 v - prędkość pojazdu, m/s

Energia zależy więc od kwadratu prędkości pojazdu, a tylko liniowo od masy. Dlatego dla konstruktorów hamulców najbardziej kłopotliwymi pojazdami są samochody szybkie i zarazem ciężkie takie jak np. Mercedesy klasy S, o masie użytkowej 2,2 tony, mogące osiągnąć prędkość maksymalną 250 km/h.

Energia hamowania musi zostać przejęta przez cztery tarcze lub bębny hamulców, a następnie wytworzone ciepło przekazane do otoczenia. Nierzadko zdarza się, że tarcze rozgrzewają się do czerwoności, osiągając temperaturę ponad 800°C (Rys. II. 6). Ciepło musi być szybko odprowadzone ze strefy tarcia tak, aby przy następnym hamowaniu znowu można było wykorzystać schłodzone tarcze hamulców [3].



Rys. II.6. Rozgrzana do czerwoności żeliwna wentylowana tarcza hamulcowa na stanowisku badawczym

Szczególnemu rodzajowi zużycia podlega para nakładka szczęk hamulcowych - metal (tarcza hamulcowa). W takiej parze istotne zagadnienie stanowi utrzymanie wysokiej wartości współczynnika tarcia. Towarzyszy temu wydzielanie pewnych ilości ciepła, nagrzewających warstwę wierzchnią nakładki oraz tarczę niekiedy do bardzo wysokiej temperatury, osiągającej niekiedy ponad 800°C. Taka temperatura występuje po intensywnym i długotrwałym hamowaniu. W efekcie tak drastycznych warunków pracy nakładka hamulcowa i tarcza podlegają przyspieszonemu zużyciu cieplnemu i ściernemu.

W praktyce niezawodność działania oraz trwałość tradycyjnych układów hamulcowych zależą w głównej mierze od stanu cieplnego powierzchni tarcia, właściwości tarciovo-zużyciowych skojarzenia ciernego, w zakresie wysokich temperatur (300÷350°C, przy "ostrej" jeździe nawet 650°C) [4] oraz nacisków jednostkowych (do ok. 2 MPa). Dlatego też niezwykle istotna w praktyce eksploatacji pojazdów mechanicznych jest wysoka jakość materiałów, z których wykonywane są elementy cierne, gwarantująca wysoką niezawodność działania układów hamulcowych i zachowanie długotrwałego stanu sprawności pojazdu.

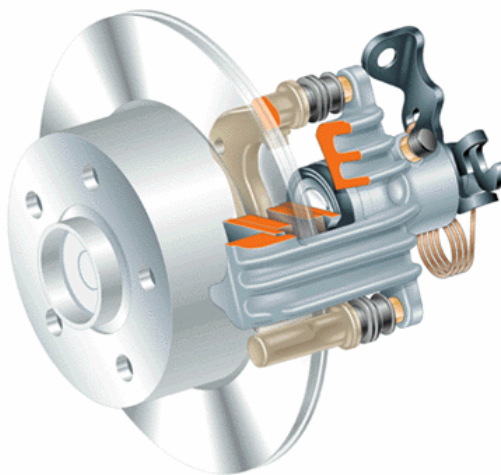
Materiały stosowane na elementy mechanizmów ciernych powinny odznaczać się odpowiednimi do warunków eksploatacji właściwościami, zatem ich dobór jest jednym z najważniejszych zagadnień w konstrukcji pojazdów. Podstawowe właściwości tarciovo-zużyciowe skojarzeń materiałów ciernych określają z technicznego punktu widzenia takie parametry, jak: współczynnik tarcia μ , odporność na zużycie δ , dopuszczalne naciski jednostkowe p_{dop} i dopuszczalna temperatura powierzchni tarcia t_{dop} .

Wartości i rozkłady współczynnika tarcia μ oraz współczynnika odporności na zużycie δ skojarzenia ciernego w zasadniczy sposób zależą od właściwości fizykochemicznych materiałów ciernych, stanu powierzchni tarcia oraz warunków współpracy powierzchni trących. Warunki pracy powierzchni tarcia są charakteryzowane przez wiele czynników, z których do najważniejszych zalicza się: rodzaj tarcia (suche, graniczne, półsuche, półpłynne i płynne), naciski jednostkowe p , względną prędkość poślizgu v_p , oraz temperaturę powierzchni współpracujących.

Materiały stosowane na elementy cierne powinny odznaczać się odpowiednim współczynnikiem tarcia, małym zużyciem i wystarczającą wytrzymałością. Pozwala to na efektywne zmniejszenie wymiarów zewnętrznych i masy mechanizmu ciernego.

Pożądane jest także, aby współczynnik tarcia był niezależny od temperatury, prędkości poślizgu i obecności wody. Dla oceny danego materiału ważne jest jego zachowanie się w wysokiej temperaturze, ponieważ w czasie pracy niejednokrotnie przekracza ona 500°C , wg [6]. Reasumując, niezależnie od typu skojarzenia wszystkie materiały stosowane na elementy cierne układów hamulcowych powinny charakteryzować się:

- a) dużą wartością współczynnika tarcia oraz dużą jego stabilnością i nieczułością na zmianę: prędkości poślizgu, nacisków jednostkowych, liczby dokonanych zahamowań, czasu pracy, stopnia zwilżenia wodą i zanieczyszczeń np. piaskiem; (w praktyce zaleca się $\mu = 0,3 \div 0,4$);
- b) dużą odpornością na zużycie w przewidywanych eksploatacyjnych warunkach pracy (duże dopuszczalne naciski jednostkowe);
- c) dużą odpornością na działanie wysokiej temperatury (wytrzymałość cieplna), dobrym przewodnictwem cieplnym i wysokim ciepłem właściwym;
- d) dużą wytrzymałością mechaniczną (na rozciąganie, ściskanie, ścinanie oraz wysoką udarność);
- e) nieczułością na zacieranie powierzchni trących oraz łatwością docierania się;
- f) małą higroskopijnością;
- g) technologicznością i łatwością wykonania.



Rys. II.7. Elementy tradycyjnego węzła hamulcowego

Węzeł hamulcowy (Rys.II.7) - tarcza i klocki (lub bęben i szczęki) podlega tarcia suchemu i w związku z tym silnie się nagrzewa, co nakłada następujące wymagania materiałowe:

- niezmienny kształt i wymiar w różnych warunkach atmosferycznych i temperaturze pracy,
- odporność na działanie wody i płynu hamulcowego,
- wysokie właściwości mechaniczne,
- odporność na zużycie,
- intensywne odprowadzenie ciepła.

Te ograniczenia powodują, że możliwości dalszego rozwoju węzła hamulcowego są związane z koniecznością znalezienia nowych materiałów, które pozwoliłyby na pokonanie istniejących barier i dały konstruktorom możliwości wprowadzania nowych rozwiązań.

W konstrukcjach elementów i węzłów samochodowych metalowe materiały kompozytowe zajmują coraz bardziej stabilne miejsce wśród dotychczas stosowanych materiałów tradycyjnych. Dodatkowo ocena marketingowa tendencji rozwojowych kompozytów wykazuje zdecydowany wzrost ich zastosowania z przemieszczeniem udziału ilościowego z obszaru techniki wojskowej i kosmicznej do przemysłu cywilnego ze szczególnym uwzględnieniem motoryzacji [8-38].

Materiały kompozytowe stanowią grupę nowoczesnych materiałów konstrukcyjnych, które ze względu na atrakcyjne właściwości użytkowe stanowią przedmiot intensywnych badań wielu ośrodków na świecie i są zaliczane również w kraju do preferowanych kierunków badań naukowych i rozwojowych.

Zastosowanie kompozytów na bazie aluminium (AIMC) w produkcji tarcz (bębnów) hamulcowych z założenia powinno przyczynić się do:

- zmniejszenia masy pojazdu, w tym masy nieresorowanej,
- zmniejszenia sił bezwładności, pozwalającego zwiększyć przyspieszenie i skrócić drogę hamowania,
- obniżenia poziomu hałasu,
- zwiększenia odporności na zużycie,
- wyeliminowania operacji wyważania,
- ujednorodnienia mechanizmu tarcia,
- zlikwidowania zagrożenia spękania i rozpadu tarczy hamulcowej w wyniku szybkiego chłodzenia rozgrzanej tarczy przez kontakt z wodą spowodowany dużym gradientem temperatury,
- polepszenia bezpieczeństwa jazdy, komfortu i dynamiki pojazdu, jak również zmniejsza zużycia paliwa i opon.

Dodatkową zaletą metalowych materiałów kompozytowych jest możliwość sterowania przewodnością cieplną w wyniku optymalizacji udziału objętościowego, kształtu, rozmiarów i rozmieszczenia fazy zbrojącej.

Należy zaznaczyć, że w porównaniu do materiałów monolitycznych, w kompozytach zdecydowanie większą rolę odgrywają powierzchnie rozdziału poszczególnych faz/składników. Na kształtowanie właściwości końcowego wyrobu bezpośredni wpływ mają: struktura i właściwości powierzchni rozdziału typu *faza zbrojąca - osnowa metalowa*, które w sposób bezpośredni są uzależnione od parametrów technologicznych wytwarzania i warunków eksploatacji.

Przewiduje się, że można osiągnąć ponad 50%-owe zmniejszenie ciężaru w porównaniu z żeliwnymi tarczami hamulcowymi w połączeniu z 3-krotnym wzrostem efektywności wymiany cieplnej, ponadto można osiągnąć zwiększenie komfortu jazdy poprzez zmniejszenie poziomu hałasu i wibracji.

II. 1.1. Wady tradycyjnego układu hamulcowego

Niniejszy rozdział poświęcono przedstawieniu podstawowych uszkodzeń i niedomagań układu hamulcowego, jakie występują w układach hamulcowych z żeliwnymi tarczami hamulcowymi.

Zawarto tu szereg istotnych informacji technicznych udowadniających potrzebę wprowadzenia zmian zwłaszcza w zakresie odpowiedniego doboru materiałów na skojarzenia cierne w układach hamulcowych.

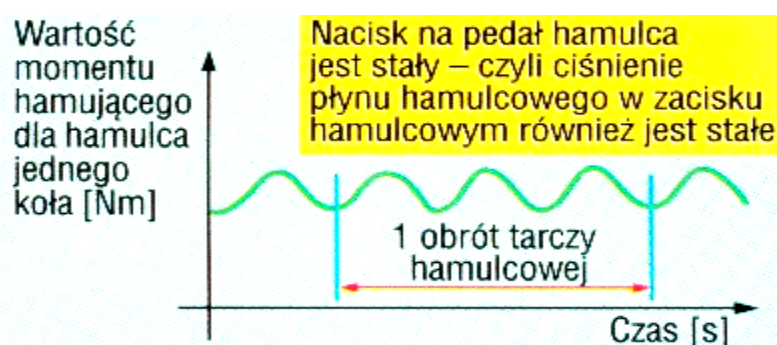
W tradycyjnych konstrukcjach układów hamulcowych może występować szereg wad ujawniających się w czasie eksploatacji pojazdu [3, 4, 5, 6, 39], takich jak:

1. Pulsacja momentu hamującego na "zimno".
2. Pulsacja momentu hamującego "z przegrzania".
3. Korozja tarczy hamulcowej.
4. Pęknięcie tarczy hamulcowej.
5. Utleniona powierzchnia tarczy hamulcowej.
6. Rowki na powierzchni roboczej tarczy hamulcowej.
7. Całkowite zużycie okładzin ciernych i zniszczenie tarczy hamulcowej.
8. Piski podczas hamowania.
9. Niska skuteczność hamulców.
10. Drgania elementów samochodu wymuszane drganiami elementów układu hamulcowego.
11. Ograniczony okres eksploatacji tarcz hamulcowych.
12. Tarcza hamulcowa jako bezpośrednia przyczyna niesprawności hamulców.

1. Pulsacja momentu hamującego na "zimno"

Opis uszkodzenia

Podczas jednego obrotu tarczy hamulcowej, zmienia się wartość momentu hamującego hamulca tarczowego danego koła, mimo stałego nacisku na pedał hamulca wywieranego przez kierowcę, a więc i stałej siły docisku klocków do tarczy hamulcowej (Rys. II.8) spowodowanej nierówną grubością na całym obwodzie tarczy hamulcowej w "części roboczej".



Rys. II.8. Wykres zmian momentu hamującego dla hamulca jednego koła.

Objawy uszkodzenia

Zmiana wartości momentu hamującego, czyli "pulsacja", spowodowana jest tym, że grubość tarczy hamulcowej obracającej się pomiędzy dociskanymi do niej klockami hamulcowymi nie jest stała. Gdy jest ona grubsza, tarcza hamulcowa próbuje rozepchać klocki, dlatego tłoczek lub tłoczki zacisku są wciskane do zacisku, pedał hamulcowy przemieszcza się ku górze, a moment hamowania rośnie.

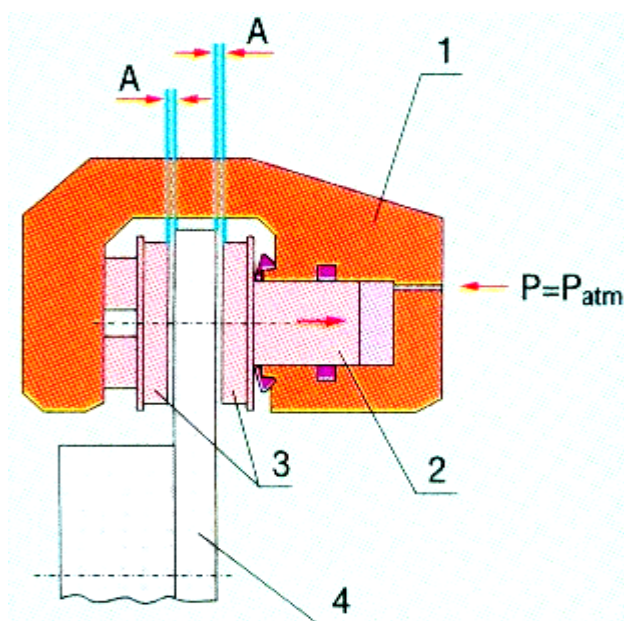
Natomiast gdy tarcza hamulcowa jest cieńsza, to tłoczek lub tłoczki zacisku hamulcowego wysuwają się z zacisku hamulcowego i dosuwają klocki do tarczy hamulcowej, pedał hamulcowy przemieszcza się ku dołowi, a moment hamujący maleje.

Różnice grubości tarczy hamulcowej wynoszące od 0,012÷0,015 mm już mogą powodować pulsację momentu hamującego (zależy to od typu hamulców). Jeśli moment hamujący zmienia swoją wartość, to tak samo zmienia się siła hamowania. Gdy chwilowo po jednej stronie pojazdu siła hamowania jest większa niż po drugiej to samochód ma tendencję do skręcania w tę stronę, po której siła ta jest większa. Samochód jednak nie skręca ponieważ zmiany momentu hamowania, a więc i siły hamowania występują szybko, a samochód ma określoną bezwładność, tzn. nie od razu ma tendencje do zmiany kierunku ruchu. Zmiany kierunku ruchu więc nie następują, natomiast hamulec danego koła staje się źródłem drgań o częstotliwości od 5 do 50 Hz, zależnie od prędkości jazdy samochodem. Ze względu na wartości częstotliwości, drgania te mogą być dla nas niesłyszalne, natomiast będą odczuwalne. Zjawisko to może wystąpić prawie przy każdym hamowaniu. Pulsacja momentu hamującego na „zimno” objawia się:

- pulsowaniem pedału hamulca,
- drganiem koła kierownicy podczas hamowania,
- drganiami elementów zawieszenia i nadwozia podczas hamowania.

Przyczyny uszkodzenia

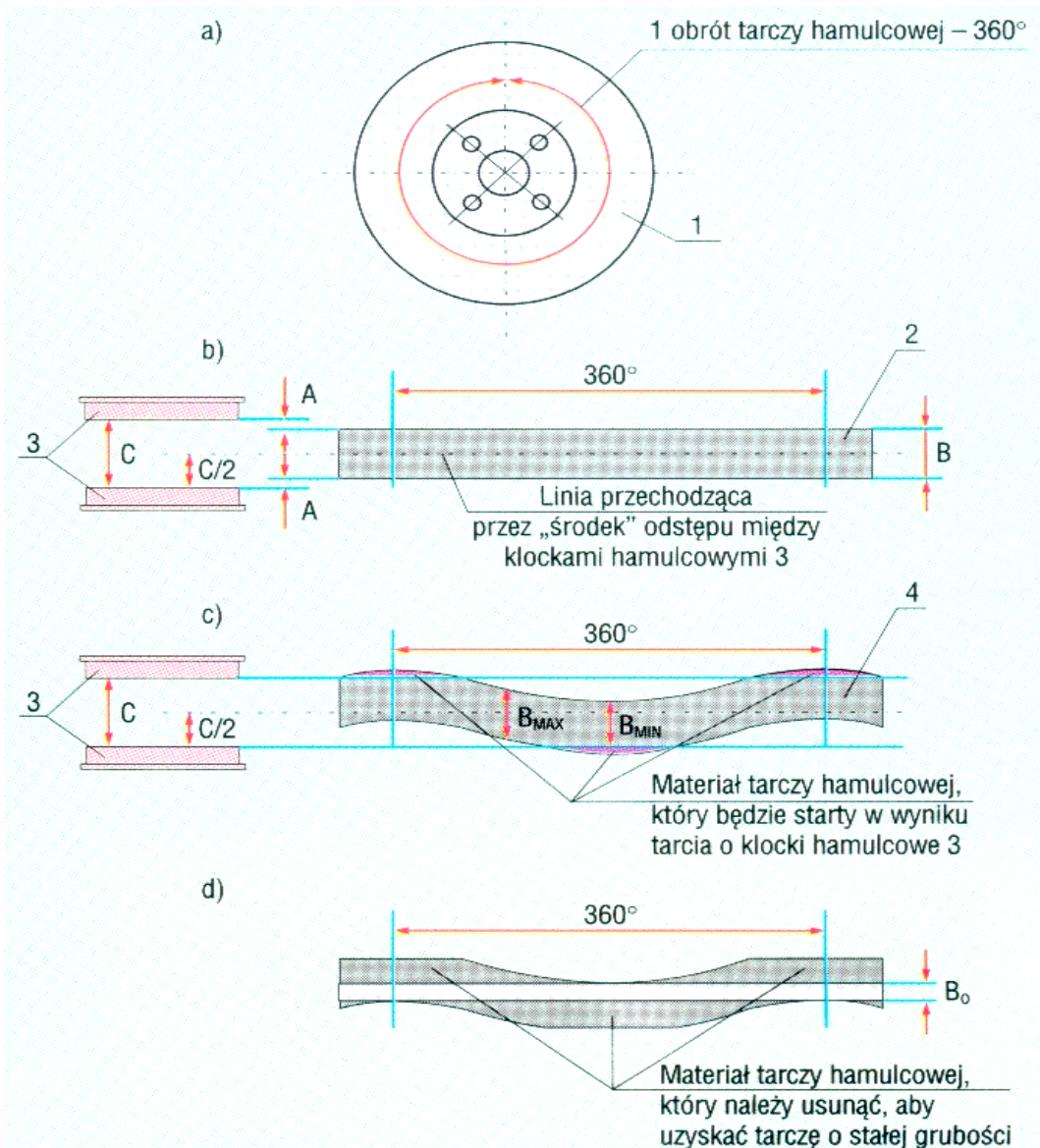
Gdy hamulce nie pracują tarcza hamulcowa 4 (Rys. II.9) obraca się pomiędzy odsuniętymi od niej okładzinami klocków hamulcowych 3. Klocki hamulcowe cofają się tylko tyle, na ile pozwala tłoczek hamulcowy 2 cofający się do zacisku 1. Dąży się do tego, by klocki hamulcowe 3 odsuwały się od tarczy hamulcowej 4 na możliwie małą odległość A, bowiem wtedy ilość płynu hamulcowego potrzebna do ich dosunięcia do tarczy hamulcowej jest mała, a przy pracy np. ABS (*Anti Block System*) czas dosunięcia klocków do tarczy hamulcowej jest krótszy.



Rys. II. 9. Schemat działania hamulca tarczowego

1 - zacisk hamulca, 2 - tłoczek zacisku, 3 - klocki hamulcowe, 4 - tarcza hamulcowa, p - ciśnienie płynu hamulcowego w zacisku, p_{atm} - ciśnienie atmosferyczne, A - luz pomiędzy tarczą hamulcową a okładziną klocka hamulcowego.

Mechanizm powstawania różnic grubości tarczy hamulcowej przedstawia Rys.II.10.



Rys.II.10. Schemat mechanizmu powstawania różnic grubości tarczy hamulcowej

- widok nowej tarczy z zaznaczonym jednym obrotem jej części roboczej,
- rozwiniecie części roboczej nowej tarczy z jednoczesnym przedstawieniem jej ustawienia względem klocków hamulcowych,
- rozwiniecie części roboczej zdeformowanej tarczy hamulcowej, która ociera o okładziny klocków hamulcowych,
- rozwiniecie części roboczej tarczy hamulcowej o nierównej grubości, z zaznaczeniem materiału tarczy, który należy usunąć, aby tarczę wyrównać.

- 1 - tarcza hamulcowa,
- 2 - rozwiniecie część roboczej tarczy z ustawieniem względem klocków hamulcowych,
- 3 - klocki hamulcowe,
- 4 - zdeformowana tarcza hamulcowa,
- A - luz między tarczą hamulcową a okładziną klocka hamulcowego, gdy hamulec nie pracuje;
- B - grubość nowej tarczy hamulcowej;
- B_{min} - minimalna dopuszczalna grubość tarczy hamulcowej;
- B_{max} - maksymalna grubość tarczy hamulcowej;
- B₀ - grubość tarczy hamulcowej po obróbce usunięcia różnic grubości tarczy;
- C - odstęp pomiędzy okładzinami klocków hamulcowych, gdy hamulec nie pracuje.

Jeśli tarcza ulegnie deformacji, to wystąpi zjawisko bicia, a "wierzchołki" zdeformowanej tarczy będą ocierać o klocki hamulcowe 3 (Rys.II.10c), w następstwie czego te miejsca tarczy hamulcowej ulegną ścieraniu i staną się cieńsze. W ten

sposób starta lokalnie tarcza hamulcowa 4 będzie miała miejsca grubsze (B_{\max}) i cieńsze (B_{\min}) (Rys.II.10c), które jak wspomniano stanowią bezpośrednią przyczyną powstawania zjawiska tzw. "pulsacji momentu hamującego na zimno".

Jeśli powstałe różnice grubości są za duże, jedyną metodą ich usunięcia jest toczenie lub szlifowanie tarczy hamulcowej (Rys.II.10d). Trzeba się jednak liczyć z tym, że po obróbce tarcza hamulcowa nie będzie co prawda wykazywała różnic w grubości, ale będzie cieńsza (grubość B_0).

Proces zużycia tarcz hamulcowych, a w szczególności jego mechanizm zależy od stylu jazdy. Jeżeli samochód jedzie i hamulce nie są używane, to wprawdzie cała tarcza nie jest zużywana, ale lokalnie ulega ona ścieraniu i dlatego tworzą się różnice grubości. Jeśli hamulce są używane, to następuje proces wyrównywania tarczy hamulcowej, ale jednocześnie cała tarcza ulega zużyciu. Jeśli więc samochód jest eksploatowany głównie np. na autostradach i hamulce są używane rzadko, wówczas przeważa proces lokalnego ścierania tarczy hamulcowej (powstają różnice grubości tarczy) i dlatego hamulce tarczowe mogą powodować zjawisko pulsacji momentu hamującego "na zimno". Jeśli natomiast hamulce są używane często, to wówczas przeważa proces równania tarczy hamulcowej (nie powstają różnice grubości tarczy) i dlatego hamulce tarczowe nie powodują zjawiska pulsacji momentu hamującego "na zimno", ale tarcza hamulcowa ulega wówczas szybszemu zużyciu.

Poniżej wymieniono przyczyny, które powodują i przyspieszają powstawanie różnic grubości tarczy hamulcowej.

- **Bicie boczne tarczy hamulcowej.** Zjawisko to stanowi główną przyczynę powstawania różnic grubości tarczy hamulcowej i może być wynikiem:
 - deformacji tarczy hamulcowej spowodowanej jej niską jakością (w tarczy hamulcowej występowały naprężenia odlewnicze, które z czasem się ujawniły);
 - deformacji w trakcie stygnięcia po przegrzaniu;
 - bicia piasty koła, w wyniku uderzenia kołem o krawężnik lub w następstwie wypadku;
 - błędu montażowego, wskutek braku prostopadłości powierzchni tarczy hamulcowej do osi obrotu piasty.
- **Nadmierny luz łożyska koła.** Analogicznie jak bicie koła, nadmierny luz łożyskowania powoduje, że tarcza ociera o klocki hamulcowe.
- **Niewyważenie koła.** Wzmacnia ono ocieranie tarczy o klocki hamulcowe, wskutek bicia tarczy lub nadmiernego luzu łożyskowania.
- **Nierównomierna grubość tarczy hamulcowej.** Dopuszczalna różnica grubości tarczy wynosi od 0,01 do 0,03 mm, ale jak już wspomniano różnice grubości rzędu 0,012 do 0,015 mm mogą powodować pulsację momentu hamującego.
- **Nierównoległość powierzchni tarczy hamulcowej.** Jedna strona tarczy hamulcowej nie jest równoległa do drugiej. Jest to wada produkcyjna tarczy. Dopuszczalny błąd nierównoległości nie może przekraczać 0,05 mm.
- **Ciężko poruszający się tłoczek w zacisku hamulcowym.** W zdecydowanej większości konstrukcji hamulców, za cofanie tłoczka hamulcowego odpowiedzialna jest uszczelka tłoczka hamulcowego. Opory ruchu tłoczka w zacisku hamulcowym mogą być następstwem korozji tłoczka i zacisku hamulcowego lub blokowania tłoczka w zacisku hamulcowym. Następuje nierównomierne zużycie tarczy hamulcowej i jej powierzchnia przestaje być prostopadła do osi gniazda zacisku, w którym porusza się tłoczek hamulcowy.
- **Inne przyczyny.** Na powstawanie zjawiska pulsacji momentu hamującego na zimno, wpływ mają również:
 - klocki hamulcowe z nieodpowiedniego materiału (niskiej jakości);
 - zużyte elementy zacisku hamulcowego.

- Drganiami powstającym wskutek pulsacji momentu hamującego sprzyjają.
- nadmierne luzy w zawieszeniu;
 - niewłaściwie ustawiona geometria kół danej osi.

2. Pulsacja momentu hamującego "z przegrzania"

Opis uszkodzenia

Po osiągnięciu przez tarczę hamulcową wysokiej temperatury, podczas jednego jej obrotu zmienia się wartość momentu hamującego hamulca tarczowego danego koła, mimo że kierowca wywiera stały nacisk na pedał hamulca, a więc i siła docisku klocków do tarczy hamulcowej jest stała (por. Rys.II.8). W odróżnieniu od pulsacji momentu hamującego "na zimno", ten rodzaj pulsacji występuje tylko po nagrzaniu hamulców do wysokich temperatur.

Objawy uszkodzenia

Hamulce mogą wcześniej nie wykazywać żadnej niesprawności. Dopiero gdy w ekstremalnych warunkach, takich jak:

- jazda w górach;
- jazda z częstymi, mocnymi hamowaniami z większych prędkości;
- jazda samochodem obciążonym z częstymi hamowaniami,

gdy tarcza hamulcowa osiągnie wysoką temperaturę (600-700°C lub więcej), może wystąpić pulsacja momentu hamującego, mimo stałej siły nacisku na pedał hamulca z takimi samymi konsekwencjami jak w przypadku występowania "pulsacji na zimno" tzn. zmianom ulega siła hamowania. Hamulec danego koła staje się źródłem drgań o częstotliwości od 100 do 250 Hz, zależnie od prędkości jazdy samochodu. Drgania te będą odczuwalne i dla przeciętnego człowieka będą słyszalne. Zjawisko to nie powoduje zakłócenia działania hamulców.

Po ostygnięciu hamulców i kilku normalnych hamowaniach, objawy pulsowania powinny ustąpić.

Przyczyny uszkodzenia

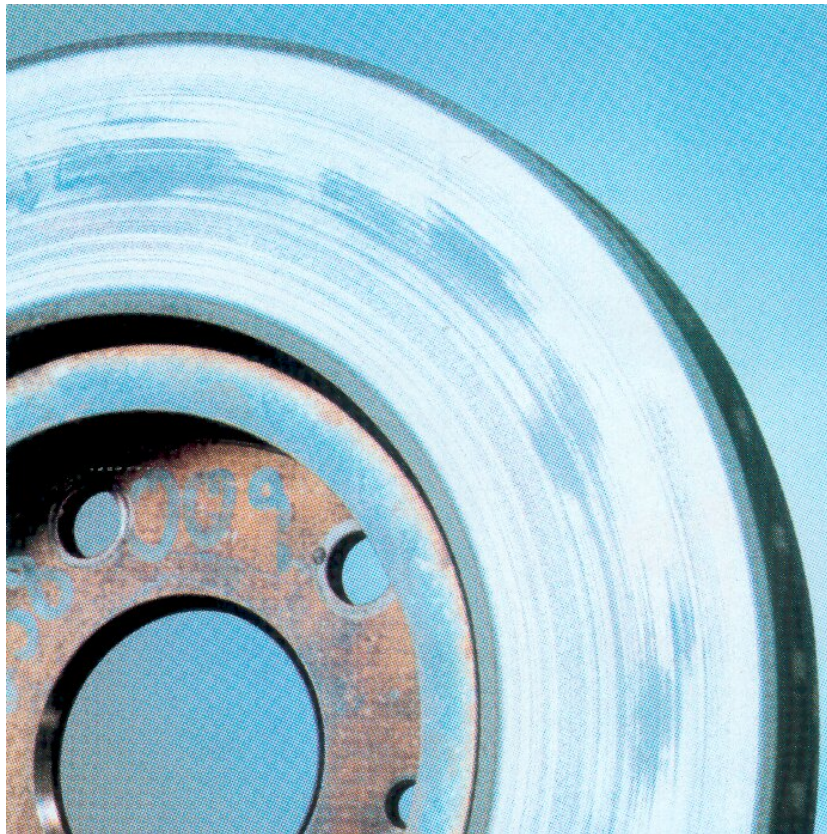
Żeliwna tarcza hamulcowa powinna pracować prawidłowo do temperatury wynoszącej 600-700°C, ale w wyniku występujących lokalnie przekroczeń tej temperatury, podczas hamowania, następuje przenoszenie (wcieranie) na tarczę hamulcową materiału ciernego klocków hamulcowych, co jest przyczyną pulsacji momentu hamującego, mimo stałej siły nacisku na pedał hamulca.

Ponadto w miejscach przegrzania może nastąpić zmiana struktury tradycyjnego żeliwnego materiału tarczy hamulcowej i tworzenie się martenzytu (tworzy się karb strukturalny). Materiał o zmienionej lokalnie strukturze, twardszy niż materiał wyjściowy tarczy i mniej elastyczny powoduje powstanie dodatkowych naprężeń wewnętrznych. Tarczę, z ułożonymi obwodowo wtarciami materiału klocka hamulcowego przedstawia Rys.II.11.

Naniesiony na tarczę materiał klocków hamulcowych jest przeważnie usuwany z tarczy hamulcowej podczas hamowań w normalnych warunkach (tzn. takich, które nie powodują nadmiernego wzrostu temperatury tarcz hamulcowych). Jeśli przegrzanie tarczy było silne lub wtarty materiał klocka hamulcowego nie został samoczynnie usunięty, to dla bezpieczeństwa należy wymienić ją na nową.

Poniżej przedstawiono przyczyny powstawania lokalnych przekroczeń temperatury.

- **Bicie boczne tarczy hamulcowej.** Po przegrzaniu, tarcze hamulcowe nie zawsze potrafią utrzymać właściwy kształt – ulegają deformacji. Wówczas klocek i tarcza hamulcowa zaczynają pracować tylko częścią powierzchni, co powoduje dalsze silne lokalne przegrzanie zarówno tarczy jak i klocków hamulcowych oraz utratę spistości materiału ciernej klocka hamulcowego. W następstwie tego materiał okładziny ciernej klocka hamulcowego zostaje wtarty w tarczę hamulcową.
- **Blokowanie się tłoczka w zacisku hamulcowym po zagrzaniu elementów hamulca.** Jeśli tłoczek i zacisk hamulcowy ulegają zagrzaniu, to w następstwie zmniejszenia luzu pomiędzy nimi, może nastąpić zablokowanie tłoczka hamulcowego, mimo że w niższych temperaturach porusza się on prawidłowo. W wyniku tego klocek hamulcowy nie cofa się, co powoduje, że hamulec nadal pracuje i temperatura rośnie. Tę niesprawność można rozpoznać po tym, że:
 - chwilę wcześniej pedał hamulca stawia opór (maleje skok jałowy pedału);
 - samochód zaczyna "ściągać" w jedną stronę (po tej stronie nastąpiło zablokowanie tłoczka).
 Blokowaniu tłoczka sprzyja korozja tłoczków hamulcowych w wyniku zaniedbywania wymiany płynu hamulcowego (nie rzadziej niż co 2 lata lub po 30 000 km, jeśli producent samochodu nie zaleci inaczej).



Rys. II.11. Tarcza hamulcowa z wtartym materiałem okładziny klocka hamulcowego wskutek występujących lokalnie zbyt wysokich temperatur na styku tarcza-okładzina (źródło: BBA Friction/Textar).

- **Za cienkie tarcze hamulcowe.** Mają one za małą pojemność cieplną i szybko osiągają wysoką temperaturę pracy.
- **Za cienkie klocki hamulcowe.** Mają one za małą zdolność do tłumienia powstających drgań i przenoszą się one na pozostałe elementy samochodu.
 - **Inne przyczyny.** Przegrzewanie tarczy hamulcowej i przenoszenie materiału

klocków na tarczę hamulcową może być spowodowane również:

- wymiarami i materiałem tarczy hamulcowej, niezgodnym z wymaganiami producenta;
- niewłaściwym typem lub materiałem klocków hamulcowych o niskiej jakości;
- zużyciem elementów układu hamulcowego (sprzyja to wibracjom lub ich przenoszeniu).

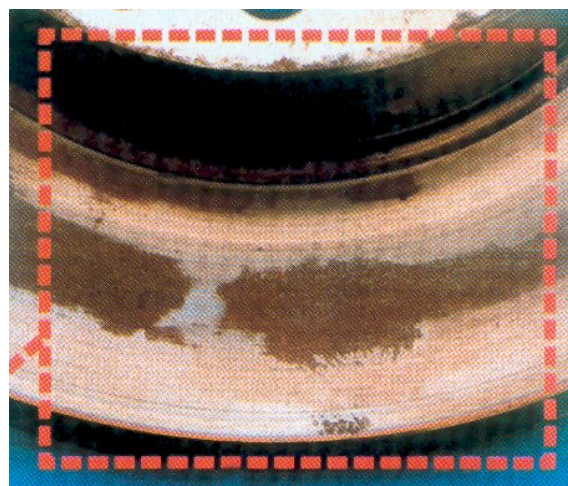
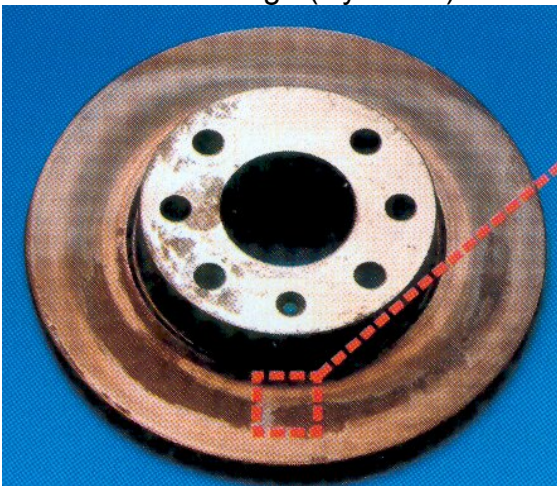
Drganiami powstającym wskutek pulsacji momentu hamującego "z przegrzania" sprzyjają również:

- nadmierne luzy w zawieszeniu;
- niewłaściwie ustawiona geometria kół danej osi.

3. Korozja tarczy hamulcowej

Opis uszkodzenia

Część robocza tarczy hamulcowej jest pokryta produktami procesu korozji (potocznie rdzy). Pokrycie to może być rozłożone nieregularnie (Rys.II.12) lub może być szczególnie widoczne w miejscu styku (przez dłuższy czas) okładziny ciernej klocka hamulcowego (Rys.II.13).



Rys. II.12. Tarcza hamulcowa z widocznymi nie usuniętymi produktami korozji po wykonaniu wielu zahamowań, na skutek występowania nierówności powierzchni roboczej tarczy hamulcowej. (źródło: Pietro Pilenga S.p.A).

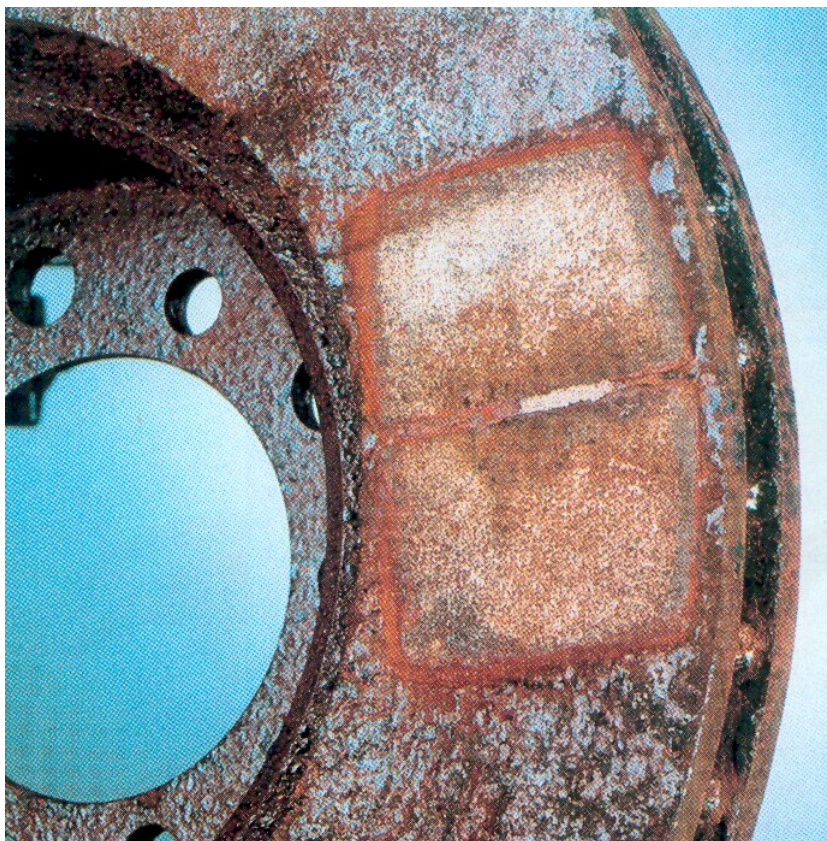
Objawy uszkodzenia

Pokrycie tarczy hamulcowej produktami korozji powoduje podczas hamowania zmianę wartości momentu hamującego, mimo że nacisk na pedał hamulca jest stały. Moment hamujący zmienia się nieregularnie. Może temu towarzyszyć hałas dobiegający od strony hamulców.

Przyczyny uszkodzenia

Tarcze hamulcowe są narażone na korozję. Przy dłuższym postoju (już po 1 tygodniu) pod działaniem wody, nawet pary wodnej pochodzącej z powietrza, a szczególnie przy występowaniu soli (w zimie, gdy drogi pokrywa woda z rozpuszczoną solą), woda staje się elektrolitem, między materiałem okładzin, zawierającym elementy metalowe, a materiałem tradycyjnej tarczy występuje korozja elektrochemiczna, która może wywołać zmiany materiałowe na głębokość do kilku milimetrów (tzw. ślady przestoju) (Rys.II.12, II.13). Warstwa produktów korozji obniża skuteczność hamulców, ale może zostać usunięta z powierzchni tarczy, nawet po

jednokrotnym zahamowaniu. W przypadku występowania grubej warstwy, jej usunięcie następuje dopiero po kilku zahamowaniach, podczas których może wystąpić nieregularna pulsacja momentu hamującego, bowiem ze względu na występujące przeważnie odchyłki kształtu tarczy od idealnie płaskiego, warstwa ta nie jest usuwana jednocześnie z całej tarczy, co przedstawiono w powiększeniu na Rys. II.12.



Rys. II.13. Tarcza hamulcowa z widocznymi produktami korozji na skutek nie użytkowania pojazdu przez dłuższy czas. Widoczne odbicie okładzin klocków hamulcowych (źródło: BBA Friction/Textar).

Bardziej drastycznym zjawiskiem jest przytwierdzenie klocka do tarczy hamulcowej (Rys.II.13) występujące po długim postoju na skutek skorodowania obu elementów jednocześnie. Przy lekkim skorodowaniu, w momencie ruszania samochodu, tarcza samochodu zostaje "uwolniona" pomiędzy klocków. Gdy skorodowanie jest silne, to tarczę taką należy przetoczyć lub wymienić, a klocki hamulcowe wymienić, gdyż nie dają one gwarancji właściwej współpracy. Wynika to z następujących przyczyn:

- w miejscu, w którym znajdował się klocek hamulcowy, wskutek korozji została zmniejszona grubość tarczy hamulcowej;
- podczas hamowania, duże ilości produktów korozji z tarczy hamulcowej są wbijane w materiał okładziny czarnej klocka hamulcowego, a następnie powodują głośną pracę hamulców i niszczenie tarczy hamulcowej (zwiększone zużycie).

Korozji tarcz hamulcowych może również sprzyjać materiał czarny klocka hamulcowego, gdyż niekiedy ma on agresywne oddziaływanie chemiczne względem tarczy hamulcowej.

4. Pęknięcie tarczy hamulcowej

Opis uszkodzenia

Na powierzchni roboczej tarczy hamulcowej występują pęknięcia promieniowe (Rys.II.14) lub pęknięcie obwodowe pomiędzy pierścieniową częścią roboczą tarczy hamulcowej a jej wewnętrzną częścią, połączoną z piastą.

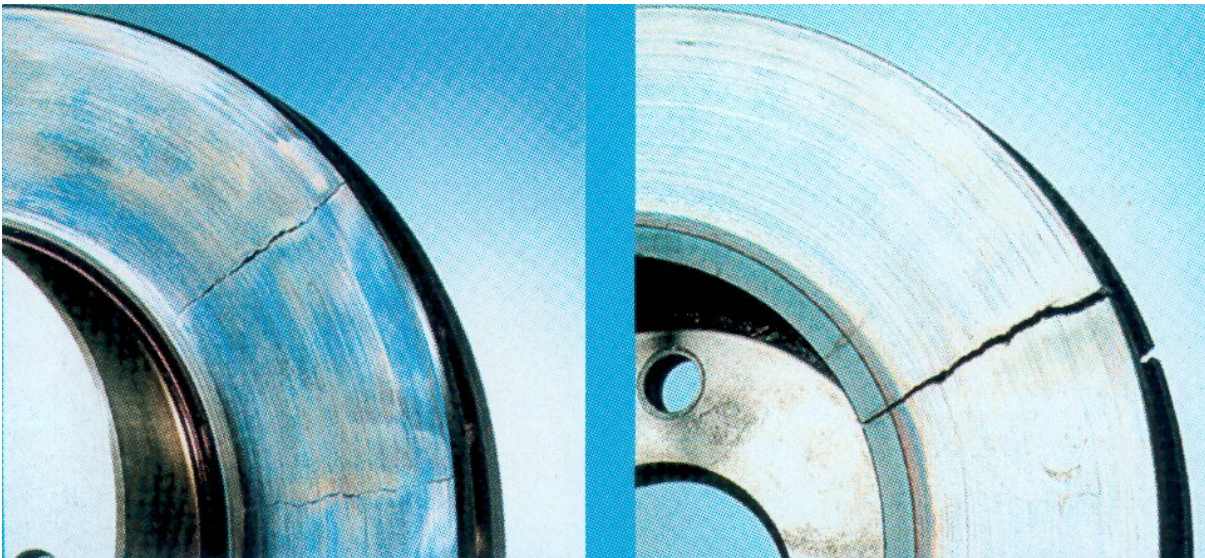
Objawy uszkodzenia

Jeśli tarcza ulegnie pęknięciu promieniowemu (Rys.II.14), od strony koła dobiegają odgłosy o częstotliwości rosnącej wraz ze wzrostem prędkości obrotowej. Może wystąpić również pulsacja momentu hamującego, mimo stałego nacisku na pedał hamulca. Pęknięcia tarczy powodują szybsze zużycie klocków hamulcowych, bowiem działają one jak skrobak, zdzierając warstwę okładziny ciernej. Zjawisko to intensyfikuje się po nagraniu tarczy hamulcowej, bowiem następuje wtedy poszerzenie szczeliny pęknięcia.

Przyczyny uszkodzenia

Występują dwa typy pęknięć, spowodowane różnymi przyczynami.

- **Pęknięcia powstałe wskutek wysokiej temperatury pracy tarczy hamulcowej.** Podczas gwałtownego hamowania z dużej prędkości lub długotrwałego używania hamulców przy zjeździe na dół, w strefie współpracy tarczy z klockami hamulcowymi występują wysokie temperatury, natomiast w miejscach, w których tarcza nie współpracuje z klockami hamulcowymi, temperatury są znacznie niższe. Ta różnica temperatur powoduje występowanie naprężeń mechanicznych, stanowiących przyczynę powstawania pęknięć zwanych też termicznymi (Rys.II.14). Występujący na tarczy hamulcowej niebieskawy nalot (warstwa utlenionego materiału tarczy), to dowód, że tarcza hamulcowa uległa przegrzaniu.



Rys. II.14. Pęknięcia promieniowe tarcz hamulcowych spowodowane dużym gradientem temperatury i nadmiernymi naprężeniami wewnętrznymi w wyniku zużycia (źródło: BBA Friction/Textar).

Pierwszą oznaką, że tarcza hamulcowa była przegrzana i ma skłonności do pęknięć, są występujące na niej promieniowe rysy (mikropęknięcia). Ryzyko pęknięcia tarczy hamulcowej rośnie im dłuższą rys jest większa.

- **Pęknięcia powstałe wskutek nadmiernych obciążeń mechanicznych.** Mogą pojawić się one wskutek nadmiernego mechanicznego zużycia tarczy hamulcowej. Przy zbyt małej grubości, nie jest ona w stanie przenieść obciążeń występujących podczas hamowania.

Pęknięcia takie mogą być również następstwem wad odlewniczych tarczy.

Za mała grubość tarczy hamulcowej może również spowodować pęknięcie obwodowe tarczy hamulcowej, a w konsekwencji nawet odpadnięcie części pierścieniowej (roboczej) tarczy hamulcowej od części zamocowanej do piasty.

5. Utleniona powierzchnia tarczy hamulcowej

Opis uszkodzenia

Powierzchnie robocze tarczy hamulcowej mają niebieskawy odcień (Rys.II.15).

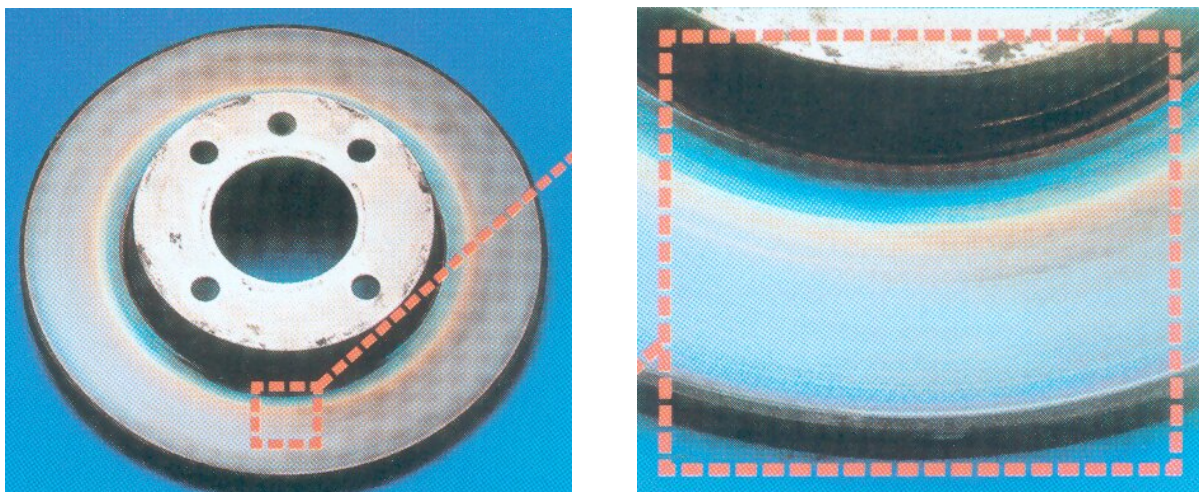
Objawy uszkodzenia

Następuje wydłużenie drogi hamowania, w stosunku do długości drogi hamowania uzyskiwanej przy podobnej sile nacisku na pedał hamulca, gdy tarcza hamulcowa była sprawna.

Przyczyny uszkodzenia

Powstaniu uszkodzenia sprzyja wszystko to, co powoduje osiągnięcie granicznych, dopuszczalnych dla tarczy hamulcowej temperatur (ok. 600°C do 700°C):

- dynamiczna jazda obciążonym samochodem, jazda w górach i jazda sportowa;
- nieprawidłowe dotarcie (ułożenie się) okładziny klocka do tarczy hamulcowej;
- współpraca okładziny klocka z tarczą hamulcową częścią swojej powierzchni, wskutek blokowania się klocka hamulcowego w prowadnicach lub jego nieprawidłowego prowadzenia.



Rys. II.15. Tarcza hamulcowa z widoczną utlenioną powierzchnią (niebieskawy nalot), powstałą w wyniku oddziaływania wysokiej temperatury pracy (źródło: Pietro Pilenga S.p.A).

Żeliwne tarcze hamulcowe zużywają się częściowo w skutek korozji (w wyniku wysokiej temperatury zachodzi dość intensywny proces utleniania warstwy wierzchniej), a w specyficznych przypadkach również przez proces szczepiania.

Obniżenie skuteczności działania hamulców wynika z tego, że klocek hamulcowy współpracuje z warstwą tlenków materiału tarczy (wysoka temperatura sprzyja utlenianiu), a nie z właściwym materiałem tarczy hamulcowej.

6. Rowki na powierzchni roboczej tarczy hamulcowej

Opis uszkodzenia

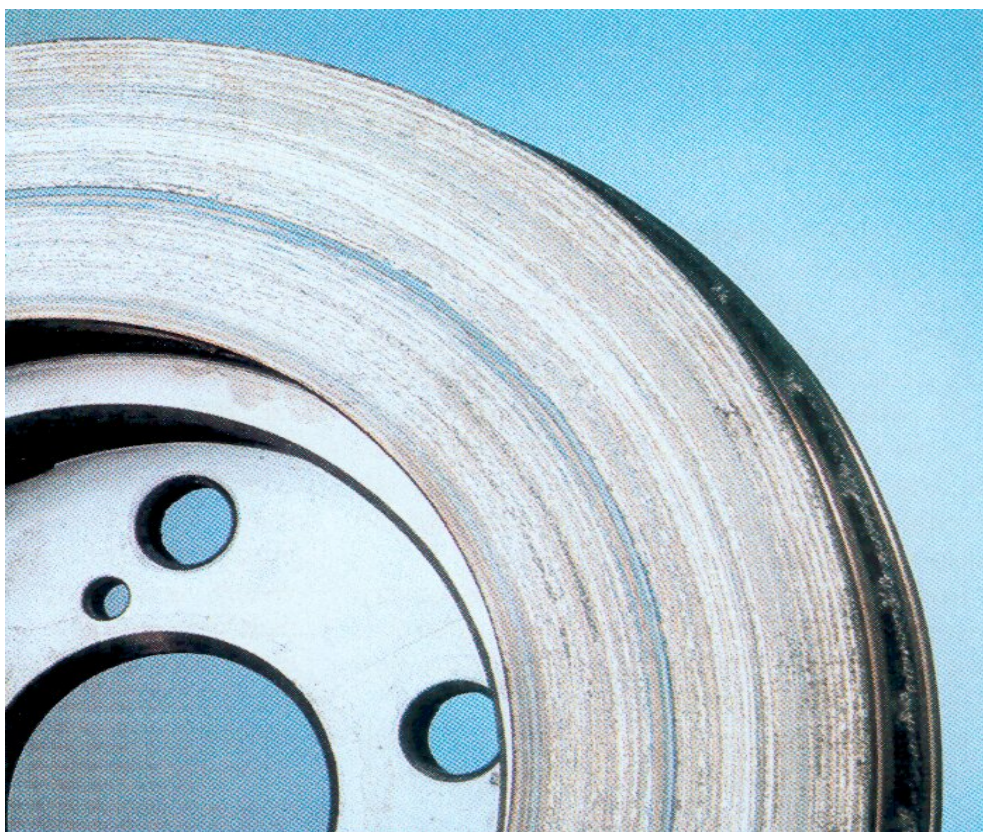
Na powierzchni roboczej tarczy hamulcowej, w miejscu, w którym współpracuje ona z klockiem hamulcowym, występują rowki na obwodzie (Rys.II.16).

Objawy uszkodzenia

Często nie ma żadnych objawów, świadczących o tym, że na powierzchni roboczej tarczy są rowki. Jeśli występują piski i drgania koła kierownicy podczas hamowania, to jedną z przyczyn mogą być właśnie wspomniane rowki.

Nawet jeśli tarcza hamulcowa ma rowki, ale współpracuje przez długi czas z tym samym zestawem klocków hamulcowych, to również nie występuje zmniejszenie skuteczności hamulców.

Jeśli natomiast tarcza hamulcowa z rowkami na powierzchni roboczej będzie współpracowała z nowymi klockami hamulcowymi, to obniżenie skuteczności hamulców będzie wyraźne. Ponadto hamulce będą podatne na przegrzanie (niepełna powierzchnia współpracy okładzina klocka/tarcza hamulcowa), co może spowodować dalsze problemy, np. tzw. "*fading*", czyli utratę skuteczności hamulców w wyniku wzrostu temperatury klocków hamulcowych.



Rys.II.16. Tarcza hamulcowa z widocznymi współśrodkowymi rowkami na powierzchni części roboczej tarczy hamulcowej. (źródło: BBA Friction/Textar).

Przyczyny uszkodzenia

Powstawanie rowków na powierzchni roboczej tarczy hamulcowej może być spowodowane:

- niską jakością klocków hamulcowych; jeśli klocek hamulcowy jest zbyt twardy, to wprawdzie wolniej się on zużywa, ale jednocześnie niszczy tarczę hamulcową;
- za miękkim materiałem tarczy hamulcowej;
- zanieczyszczeniami dostającymi się pomiędzy okładzinę klocka i tarczę hamulcową, np. wskutek eksploatacji pojazdu w terenie;
- zużyciem korozyjnym tarczy hamulcowej.

7. Całkowite zużycie okładzin ciernych i zniszczenie tarczy hamulcowej

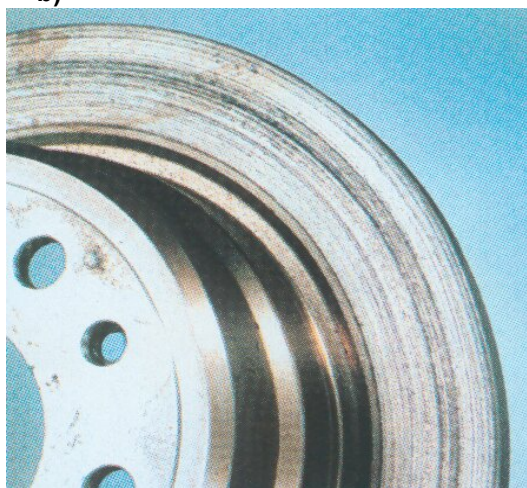
Opis uszkodzenia

Występuje całkowite zużycie materiału ciernego klocków hamulcowych. Podczas hamowania z tarczą hamulcową współpracuje stalowa podstawa klocka hamulcowego (Rys.II.17a) powodując całkowite zniszczenie powierzchni roboczej tarczy hamulcowej (Rys.II.17b).

a)



b)



Rys. II.17. Zniszczone elementy pary cierniej na skutek za długiego okresu eksploatacji (źródło: BBA Friction/Textar)

- a. całkowite zużycie materiału ciernego klocków hamulcowych,
b. zniszczona powierzchnia robocza tarczy hamulcowej.

Objawy uszkodzenia

Pierwszym symptomem, który powinien zwrócić uwagę, jest niski poziom płynu hamulcowego w zbiorniku pompy hamulcowej, co wskazuje na zużycie klocków hamulcowych.

Całkowite zużycie klocków hamulcowych objawia się: obniżeniem skuteczności hamulców oraz szumem, piskami dobiegającymi od strony koła podczas hamowania.

Przyczyny uszkodzenia

Określić można właściwie tylko jedną przyczynę: za długi okres eksploatacji jednego kompletu klocków hamulcowych. Zużycie klocków hamulcowych zależy głównie od sposobu eksploatacji samochodu. Szybciej zużyją się one np. w taksówce, a znacznie wolniej w samochodzie eksploatowanym głównie na długich trasach. Ponadto niebagatelną rolę ma styl jazdy kierowcy, jeśli często używa on hamulców, np. nadużywa ich zjeżdżając z góry, stale przy tym hamując, zamiast utrzymywać prędkość na zjeździe za pomocą odpowiednio niskiego biegu, jedynie od czasu do czasu hamując. Te trzy czynniki decydują głównie o szybkości zużywania się klocków hamulcowych.

8. Piski podczas hamowania

Opis uszkodzenia

Podczas hamowania, od strony kół dobiegają piski o wysokich częstotliwościach.

Objawy uszkodzenia

Oprócz pisków trudno jest podać jakieś inne objawy. Charakterystyczne jest to, że piski te występują podczas normalnych łagodnych hamowań, natomiast nie słychać ich przy gwałtownych hamowaniach.

Przyczyny uszkodzenia

Piski dobiegające od hamulca przy kole to akustyczny dowód na drgania jakiegoś elementu hamulca, który pobudza do drgań inne elementy hamulca lub samochodu. Jeśli będą to tzw. "drgania rezonansowe", to będą one głośnie i odczuwane jako szczególnie silne (o dużej amplitudzie). Podstawowym źródłem drgań są drgania klocka hamulcowego i tarczy hamulcowej podczas hamowania.

Hałasy związane z hamowaniem mogą być również spowodowane niżej opisanym procesem *stick-slip*. Już przy samym procesie wytwarzania ani tarcza hamulca ani powierzchnia wkładki cierniej, nie są równe. Na obu powierzchniach występują nierówności (mikroskopijne wierzchołki i wgłębienia). W czasie hamowania najpierw zaczynają trzeć o siebie wierzchołki obu współpracujących powierzchni, ulegają one najpierw sprężystemu, a następnie plastycznemu odkształceniu. Równocześnie odrywają się cząsteczki materiału, które przy wysokiej temperaturze (pojawiająca się przy intensywnym hamowaniu) ulegają stopieniu i tworzą swoisty film smarujący między powierzchnią okładziny, a tarczą. Film ten jest rozmieszczony nierównomiernie na powierzchni okładziny, wskutek czego występują zmiany współczynnika tarcia w różnych miejscach. Może to prowadzić do ślizgania się i trzeszczenia przy hamowaniu. Taki proces powtarza się przy każdym hamowaniu, wskutek czego zmienia się tzw. „mapa”. Dodatkowo przebieg tego procesu wspomaga nierównomierna grubość tarczy hamulcowej, powstająca wskutek niedopuszczalnego, nadmiernego, bicia tarczy (brak wyważenia, błędy montażowe, uszkodzone łożysko koła, brak właściwej obróbki cieplnej np. sezonowania, odlewu przed obróbką mechaniczną skrawania lub może nastąpić w wyniku przegrzania). Szarpanie na zimno przekształca się w szarpanie na gorąco.

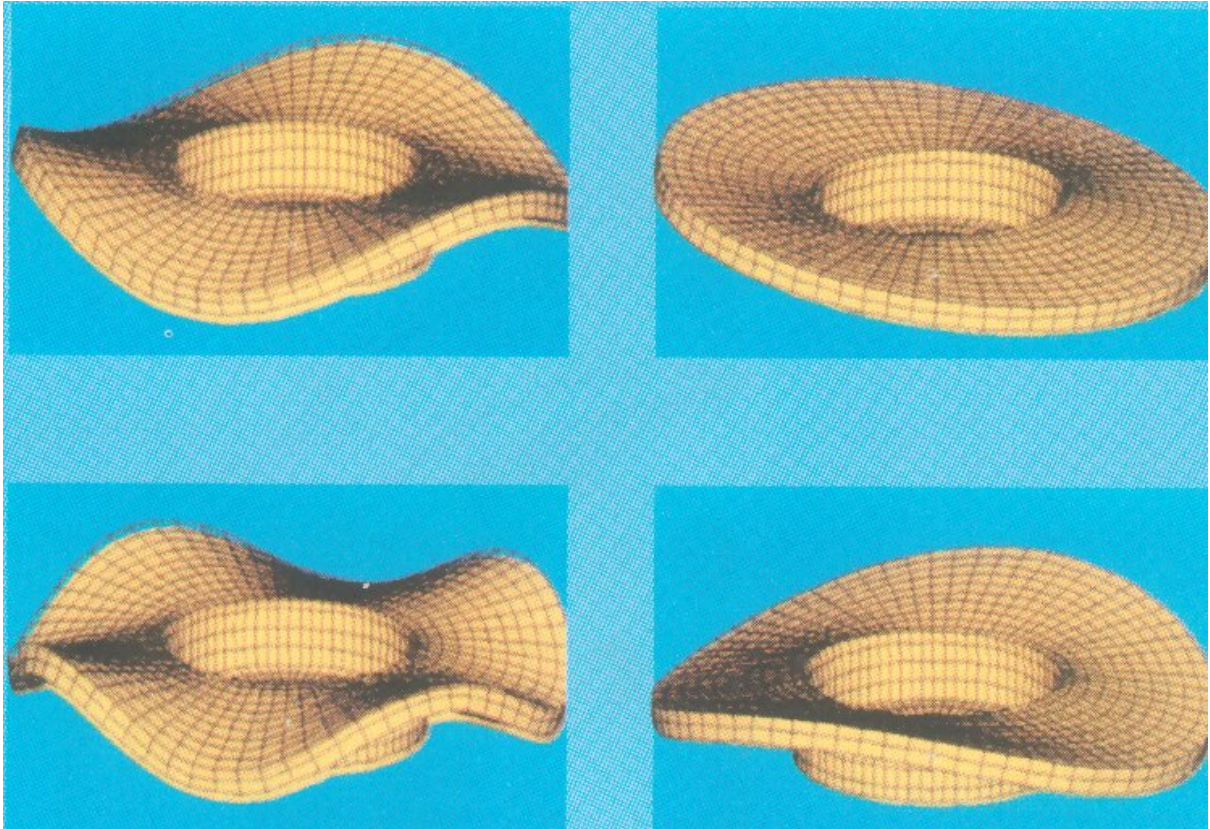
Sprężyste odkształcenie wierzchołków prowadzi do „odbicia”, co wraz ze zmianą mikrostruktury stanowi okazję do wzbudzenia drgań układu hamulec-zawieszenie koła. Duże znaczenia ma tu właściwy dobór materiałów tarcz hamulcowych i wkładek ciernych (materiał trący i tłumiący) ich ziarnistość i sprężystość oraz klej i geometria.

• Drgania klocków hamulcowych.

Drgania klocków hamulcowych powstają w następujący sposób:

- siła tarcia występująca pomiędzy materiałem ciernym klocka a obracającą się tarczą hamulcową odkształca materiał cierny;
- odkształcenie materiału ciernego klocka trwa do momentu, w którym siła sprężystości materiału ciernego klocka stanie się większa niż siła tarcia, co powoduje że materiał cierny klocka nie odkształca się dalej, ale przemieszcza się, powracając do swojego pierwotnego kształtu;
- przemieszczenie kończy się, gdy siła tarcia znowu stanie się większa od siły sprężystości – rozpoczyna się ponownie odkształcenie;

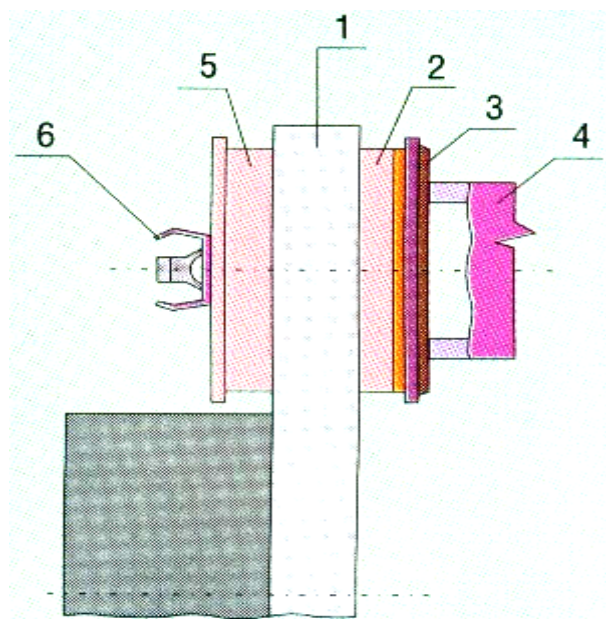
- ruchy w obu kierunkach, to drgania materiału ciernego klocka, słyszalne jako piski.
- **Drgania tarcz hamulcowych.** Współpracująca z klockami hamulcowymi tarcza hamulcowa, pod wpływem zmieniającej się siły tarcia, może również wpadać w drgania, (Rys.II.18). Powodują one brak zachowania pierwotnej płaskości.



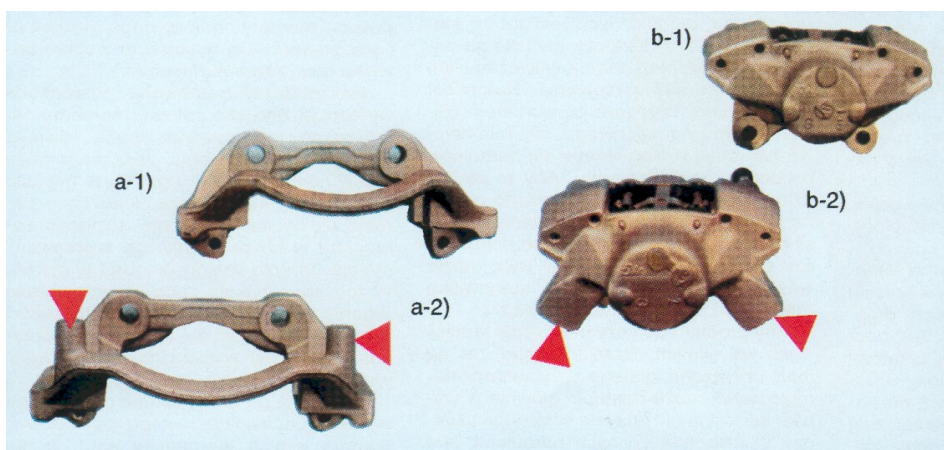
Rys.II.18. Modelowe przedstawienie tarczy hamulcowej pobudzonej do drgań przy współpracy z okładziną klocka hamulcowego (źródło: ITT Automotive/Alfred Tevese ATE)

Zużycie tarczy, rysy, korozja lub wady odlewnicze sprzyjają powstawaniu drgań. Drgania powstają podczas współpracy klocka i tarczy hamulcowej. Najlepiej jest zredukować je w zarodku, wyposażając klocki hamulcowe 5 (Rys.II.19) w sprężyny 6 ograniczające ich drgania. Ze względu na trudność w wytlumieniu tych drgań w "zarodku", aby utrudnić ich przenoszenie, tylną część klocka hamulcowego 2 można pokryć warstwą elastyczną 3 oddzielającą klocek hamulcowy od tłoczka zacisku hamulcowego lub zacisku hamulcowego.

Mimo tych zabezpieczeń drgania jednak powstają, przenoszą się i pobudzają do drgań inne elementy układu hamulcowego. Aby ograniczyć to zjawisko, producenci tak konstruują poszczególne elementy, aby utrudnić pobudzanie do drgań podzespołów układu hamulcowego.



Rys.II.19. Schemat współpracy tarczy hamulcowej z okładziną cierną klocka hamulcowego



Rys.II.20. Zmiany konstrukcyjne wprowadzone do prowadnicy zacisku oraz zacisku w celu uzyskania lepszego tłumienia drgań (źródło: ITT Automotive/Alfred Tevese ATE).

Badania drgań układów hamulcowych przeprowadza się w specjalnie wyciszonych komorach i określa jako tzw. "optymalizację akustyczną". W jej wyniku, w firmie Alfred Teves (ATE) zarówno do prowadnicy zacisku hamulcowego (Rys.II.20a-1), jak i zacisku (Rys.II.20b-1), dodano niewielkie dodatkowe masy (wyglądające jak swoiste nadłania metalu), oznaczone na Rys.II.20a-2 i b-2 strzałką, których zadaniem jest zapobieganie wpadaniu w drgania tych elementów.

Przyczyną powstawania drgań i niesprawności sprzyjających powstawaniu drgań hamulców tarczowych może być niewłaściwy materiał klocka hamulcowego lub nie najlepsza współpraca klocka z tarczą hamulcową. Jeśli po zamontowaniu nowych klocków hamulcowych, przy hamowaniu pojawiają się piski (gdy brak jest innych przyczyn), oznacza to, że prawdopodobnie nie są one najwyższej jakości lub dana tarcza hamulcowa jest nieodpowiednia.

Piski takie mogą również pojawić się niespodziewanie, jeśli pomiędzy klocek a tarczę hamulcową przedostaną się jakieś zanieczyszczenia. Jeśli ten właśnie fakt stanowi przyczynę nieprawidłowego zachowania się hamulców, to kilkukrotne ostre przyhamowanie powinno "uzdrowić" sytuację.

Kłoczek hamulcowy i tarcza stanowią parę, której współpraca powinna odbywać się z możliwie dużym współczynnikiem tarcia, zarówno gdy oba elementy są zimne, jak i w stanie silnego nagrzania. Warunek ten może być spełniony wówczas, gdy zostaną wzajemnie dobrane materiały tarczy i klocka hamulcowego.

9. Niska skuteczność hamulców

Opis uszkodzenia

W trakcie eksploatacji samochodu stwierdza się obniżenie skuteczności hamulców obu kół osi lub tylko jednego.

Objawy uszkodzenia

Obniżona skuteczność ze "ściągnięciem" na jedną stronę samochodu podczas hamowania.

Przyczyny uszkodzenia

Spadek skuteczności hamulców nie jest raczej związany z tarczami hamulcowymi. W przypadku obniżenia się skuteczności hamulców należy sprawdzić:

- zużycie klocków hamulcowych i ich stan;
- powierzchnię tarczy hamulcowej, czy nie jest zabrudzona smarem;

Spadek skuteczności hamulców (pomijając inne przyczyny niesprawności układu hydraulicznego) może nastąpić również w czasie jazdy w deszczu, po mokrym śniegu itp., zwłaszcza gdy jezdnią była posypywana solą. Razem z wodą na tarczy hamulcowe są nanoszone z drogi osady z silikonu, oleju, startej gumy i soli. W następstwie tego, gdy hamulce są dłuższy czas nie używane, to przy pierwszym hamowaniu ich skuteczność będzie niższa. W przypadku jazdy w takich warunkach, użycie hamulców od czasu do czasu, powoduje usunięcie osadów i zapewnia maksymalną skuteczność przy pierwszym koniecznym hamowaniu.

Rowki wykonane po obu stronach tarczy hamulcowej (Rys.II.21), odprowadzają wodę i usuwają zanieczyszczenia z powierzchni czarnej klocków hamulcowych, dzięki czemu ulegają one mniejszemu i bardziej równomiernemu zużyciu. Rowki te służą również jako wskaźnik zużycia tarczy hamulcowej. Ponadto tarcze te zmniejszają zjawisko *fadingu*, a moment hamujący ulega mniejszym zmianom wraz ze zmianą prędkości jazdy, niż następuje to w przypadku tarcz hamulcowych bez tego rowka.



Rys. II.21. Tarcze hamulcowe wyposażone w rowki (o nazwie PowerDisc) do odprowadzania wody i innych zanieczyszczeń (źródło: ITT Automotive/Alfred Tevese ATE).

10. Drgania elementów samochodu wymuszane drganiami elementów układu hamulcowego

Uszkodzenia elementów układu hamulcowego wymuszają drgania. Szczególnie dotyczy to zjawisk pulsacji momentu hamującego "na zimno" i "na gorąco", a w mniejszym stopniu zjawiska piszczenia hamulców.

Jeśli podczas hamowania samochodu występuje zjawisko pulsacji momentu hamującego, to zmianom ulega również wartość siły hamowania. Jeśli ma to miejsce w hamulcu koła, w którym siła hamowania jest większa, koło chce obrócić się w stronę przeciwną (próbując ściągnąć samochód w tę stronę), a gdy siła hamowania maleje, to koło wykonuje obrót w stronę inną. W ten sposób koło zaczyna wykonywać drgania o amplitudzie 5 i częstotliwości zależnej od prędkości jazdy - jeśli prędkość jazdy jest wyższa, to częstotliwość jest również wyższa.

Drgania te są przenoszone przez różne elementy nadwozia i mogą powodować drgania innych elementów samochodu, np. tapicerki, różnych mechanizmów. Jeśli w układzie kierowniczym, np. jeden z przegubów kulistych (tzw. końcówek) drążków kierowniczych będzie miał luz, to drgania koła spowodują ruchy tego przegubu drążka kierowniczego.

Zmiana częstotliwości drgań koła jezdnego wraz ze zmianą prędkości jazdy sprzyja powstawaniu tzw. "drgań rezonansowych". Występują one wtedy, gdy częstotliwość drgań wymuszających będzie zbliżona lub zrówna się z częstotliwością drgań własnych jakiegoś elementu nadwozia (np. wykładziny tapicerskiej) lub układu (np. kierowniczego). Powstające drgania rezonansowe cechują się znaczną amplitudą i można wówczas odnieść wrażenie, że drgający element czy mechanizm zaraz ulegnie zniszczeniu.

Jeśli więc przy określonej prędkości, podczas hamowania, częstotliwość drgań koła o określonej amplitudzie zrówna się z częstotliwością drgań własnych układu kierowniczego, to całość układu kierowniczego, wraz z kołami wpadnie w drgania rezonansowe o amplitudzie wyższej, wywołanej tylko pulsacją momentu hamującego. Kierowca odczuje drgania rezonansowe jako silne drgania kierownicy.

11. Okres eksploatacji tarcz hamulcowych

Zależy on do przede wszystkim od następujących czynników:

- stylu jazdy i sposobu eksploatacji samochodu;
- warunków drogowych;
- warunków topograficznych i klimatycznych;
- zanieczyszczenia dróg;
- materiału tarczy i klocków hamulcowych;
- chemicznej agresywności okładzin ciernych w stosunku do tarczy hamulcowej;
- łatwości ruchu elementów współpracujących układu hamulcowego, a zwłaszcza tłoczka w zacisku hamulcowym.

12. Tarcza hamulcowa jako bezpośrednia przyczyna niesprawności hamulców

Według specjalistów z firmy BBA Friction/Textar, tarcza hamulcowa jest najczęściej wskazywanym elementem, będącym przyczyną niesprawności. Najczęściej wymienianą niesprawnością jest pulsacja momentu hamującego "na zimno".

Jednak dokładne analizy przeprowadzone w firmie Textar wskazują, że w przeważającej liczbie przypadków, w których rzeczywiście uszkodzona została

tarcza hamulcowa, pierwotna przyczyna uszkodzenia leżała gdzie indziej (uszkodzenie tarczy hamulcowej to tylko skutek innego rodzaju wady).

Przeprowadzona analiza warunków pracy tradycyjnych układów hamulcowych w kontekście ich różnych niedomagań i uszkodzeń oraz doświadczenia płynące z badań własnych materiałów kompozytowych sugerują celowość i konieczność podejmowania prób zastosowania metalowych materiałów kompozytowych jako alternatywnych materiałów tarcz hamulcowych względem dotychczas stosowanych materiałów żeliwnych.

II.1.2. Mechanizmy zużycia par ciernych

1. Klasyfikacja procesów zużycia logicznego

Procesem zużycia nazywa się proces polegający na ciągłych, niszczących zmianach stanu pierwotnego powierzchni, masy, składu chemicznego, struktury i naprężeń własnych warstwy wierzchniej ciała spowodowanych oddziaływaniem na jego powierzchnię ciała współdziałającego i środowiska [40].

Literatura logiczna ujmuje klasyfikację procesów tribologicznych w sposób bardzo zróżnicowany. Trudność w usystematyzowaniu tych procesów wynika z wielu zjawisk fizyko-chemicznych im towarzyszących, które przenikając się wzajemnie modyfikują dany proces. Wynikiem tego jest fakt, że w danych warunkach logicznych może wystąpić kilka różnych procesów zużycia, które w czasie współpracy materiałów kreują całkowity mechanizm zużycia. Logicznie procesy zużycia można podzielić w oparciu o kryterium dominujących zjawisk, czyli przyczyn powodujących te zużycia na następujące grupy:

- a) zużycie ściernie, w tym rozróżnia się: mikroskrawanie, bruzdowanie, ścinanie, rysowanie lub odrywanie występow mikronierówności,
- b) zużycie adhezyjne,
- c) zużycie ścierno-adhezyjne - *scuffing*,
- d) zużycie przez utlenianie,
- e) zużycie zmęczeniowe,
 - zużycie przez łuszczenie - *spalling*,
 - zużycie gruzelkowe - *pitting*,
- f) zużycie ścierno-korozyjne - *fretting*,
- g) zużycie erozyjne,
- h) zużycie kawitacyjne.

Należy zauważyć, że występowanie konkretnego procesu zużycia związane jest w zasadniczy sposób z rodzajem tarcia. Polska Norma PN-91/M-04301 rozróżnia tarcie ze względu na charakter warstwy wierzchniej na [40]:

- tarcie suche, jako tarcie zewnętrzne zachodzące całkowicie bez udziału substancji smarnych lub innych doprowadzonych z zewnątrz;
- tarcie płynne czyli tarcie ciał, których powierzchnie w strefie styku są oddzielone warstwą substancji płynnej, ciekłej lub gazowej;
- tarcie graniczne, tarcie ciał, których powierzchnie w strefie styku są oddzielone warstwą substancji smarnej o najmniejszej grubości; tarcie mieszane, tarcie ruchowe, przy którym w strefie styku ciał występują zjawiska charakterystyczne dla co najmniej dwóch spośród wcześniej wymienionych.

Przykładem korelacji zjawisk tarcia ze zjawiskami zużycia jest brak połączeń adhezyjnych przy tarcu płynnym ze względu na brak styku współpracujących elementów oraz zaistnienie wspomnianych połączeń przy tarcu mieszanym, co związane jest z napięciem powierzchniowym cieczy.

Zużycie ściernie

Ścieranie jest to proces zużycia, wyróżniający się tym, że ubytek materiału jest spowodowany głównie doraźnym oddzielaniem cząstek materiału od powierzchni wskutek mikroskrawania lub ścinania względnie odrywania występow nierówności. Powyższym zjawiskom oddzielania towarzyszą zjawiska odkształceń sprężystych i plastycznych ewentualnie bruzdowanie materiału. Zużycie ściernie występuje głównie przy tarcii suchym, lecz może też występować przy każdym smarowaniu objawiając się zwykle w postaci rys na powierzchni tarcia. Należy zaznaczyć, że zużycie ściernie jest najczęściej spotykanym rodzajem zużycia i stanowi 80-90% wszystkich zużyć logicznych.

Występuje ono najczęściej wówczas, gdy między powierzchniami trących ciał znajdują się cząstki ścierniwa oraz, gdy istnieje duża różnica twardości obu elementów węzła cierne. Rolę cząstek ściernych mogą też spełniać produkty zużycia adhezyjne, powstające w wyniku przerywania połączeń tarciovych, produkty zużycia przez utlenianie, zużycia ściernego oraz zużycia zmęczeniowego. Proces ścierania może zachodzić także pod wpływem nierówności powierzchni. Warunkiem koniecznym wystąpienia zużycia ściernego w procesie tarcia jest większa twardość ciała powodującego zużycie od twardości ciała zużywanego. Wprawdzie zużycie ściernie tylko w niewielkim stopniu narusza spójność warstwy wierzchniej, ale prowadzi do bardzo szybkiego jej ubytku, limitując trwałość wielu elementów maszyn. Proces ścierania może przybierać następujące formy:

- ścieranie przez ziarna umocowane;
- ścieranie w obecności ścierniwa;
- ścieranie w masie ścierniej.

Według P. Solskiego i S. Ziemby złożone procesy ściernie są modyfikacją następujących procesów elementarnych [41]:

- 1) mikroskrawania, będącego zjawiskiem wykrawania w ścieranym materiale bruzdy przez element ciała współpracującego. Polega ono na wgłębieniu się elementu w materiał, odcinaniu materiału przez ostre krawędzie elementu podczas ruchu względnego, spiętrzaniu odciętego materiału przed elementem i okresowemu odrywaniu spiętrzonego materiału,
- 2) rysowania jako zjawiska tworzenia się w ścieranym materiale przez przesuwający się element ciała współpracującego rysy, częściowo wskutek wykrawania, a częściowo przez odsuwanie materiału na bok. Jest to więc zjawisko pośrednie między mikroskrawaniem a bruzdowaniem,
- 3) ścinania nierówności następującego wówczas, gdy wartość siły niezbędnej do ścięcia przekroju występu na granicy zahaczenia lub zagłębienia jest mniejsza od wartości oporu odkształcenia (odgięcia) współdziałającego występu (zahaczenie) lub od wartości oporu jego przemieszczenia w przeciwnie (wgłębienie); spełnienie tego warunku zależy od geometrii występow, wysokości zahaczenia lub wgłębienia i właściwości mechanicznych materiałów,
- 4) odrywania nierówności występującego najczęściej przy zahaczeniu występow pary, której jeden lub oba materiały mają budowę niejednorodną; odmiennosc budowy i właściwości mechanicznych materiału występow w stosunku do głębiej położonych obszarów materiału może wynikać z wielofazowości ciała lub powstawać w procesie tarcia wskutek zgniotu i innych zjawisk,
- 5) bruzdowania jako zjawiska o największym znaczeniu dla mechanizmu zużycia spośród wyżej wymienionych; polega ono na wgłębieniu elementu przeciwciała w ścierany materiał i plastycznym wciśnięciu w nim bruzdy podczas ruchu względnego. Wyciśnięty materiał zostaje spiętrzony wzdłuż jej bocznych ścianek.

Należy zauważyć, że modele elementarnych procesów tarcia stanowią złożenie poszczególnych procesów takich jak bruzdowanie czy ścinanie.

W celu zbadania mechanizmu ścierania wykonano do tej pory szereg badań procesu oddziaływania pojedynczego umocowanego ziarna ściernego na ścierny materiał. Potwierdziły one, że parametry takie jak: geometria ziarna ściernego, twardość i wytrzymałość na ściskanie ziarna ściernego, obciążenie normalne przenoszone przez ziarno i prędkość jego ruchu względnego oraz właściwości mechaniczne materiału ściernego, decydują czy ziarno umocowane działa na powierzchnię wykrawając wiórek, czy też wyciskając bruzdę z częściowym oddzieleniem materiału. Jednak wiele względów praktycznych: niepełne określenie cech ciała ściernego, trudność wyznaczenia rozkładu obciążenia na elementy powodujące ścieranie, występowanie podczas ścierania szeregu zjawisk towarzyszących, wtórnych, uniemożliwiają szczegółowy opis mechanizmu ścierania, składającego się z procesów elementarnych wymienionych wyżej. Dużo częstszą sytuacją od występowania samego ścierania jest występowanie mechanizmu złożonego ze zużycia ściernego, adhezyjnego oraz utleniania [41].

Zużycie adhezyjne

W trakcie tarcia ślizgowego, dla małych względnych prędkości tarcia i dużych nacisków, może wystąpić zużycie adhezyjne na skutek powstawania połączeń adhezyjnych w punktach rzeczywistego styku powierzchni oraz ich rozrywania przy ruchu względnym powierzchni. Efektem intensywnego szepiania jest często występujący wzrost wytrzymałości materiału w strefie szepiania ponad wartość wytrzymałości materiału jednego z trących elementów - następuje wtedy wyrwanie cząstki materiału słabszego i w wyniku czego powstanie tzw. "krateru".

Warunkiem wystąpienia spojenia jest zbliżenie współpracujących powierzchni na odległość mniejszą od zasięgu działania sił molekularnych oraz brak warstw adsorbowanych lub tlenkowych, mających wiązanie o charakterze niemetalicznym, powodującym brak skłonności do szepiania. Zużycie adhezyjne występuje zwłaszcza na wierzchołkach nierówności przy styku dwóch powierzchni metalicznych. Jest ono tym większe, im większe powinowactwo wykazują stykające się metale.

Odmianą tego rodzaju zużycia, jest także zużycie adhezyjne na gorąco, zwane szepianiem II rodzaju. Występuje ono przy dużych prędkościach względnych współpracujących ślizgowo powierzchni oraz przy dużych obciążeniach. Jest spowodowane niedostatecznym smarowaniem lub przerwaniem warstwy smaru, nagrzaniem się powierzchni trących, zmianą właściwości powierzchni (wzrost plastyczności powodujący rozmazywanie materiału).

Wyrywanie szepień z jednego materiału i przenoszenie cząstek materiału w postaci narostów (mikrospoin) na trącej powierzchni drugiego materiału jest głównym powodem wystąpienia zużycia adhezyjnego. Przy zużyciu cieplnym występuje zespawanie (makroszepianie ciepło - adhezyjne) i rozrywanie połączeń w obszarze styku.

Zużycie przez utlenianie

Zużycie przez utlenianie polega na adsorpcji tlenu w obszarach tarcia i jego dyfuzji w odkształcone plastycznie i sprężyste warstwy metalu. W procesie utleniania tworzy się w określonej kolejności kilka różnych stref tlenków o określonej grubości, które są mechanicznie ścierane oraz ulegają stopniowemu odkruszaniu od powierzchni metalu. Zużycie przez utlenianie, często określane mianem zużycia

normalnego, jest uważane za jedyny dopuszczalny proces zużycia. Twardość warstw utlenionych na stali zwykle jest większa niż materiału rdzenia; tym właśnie można tłumaczyć stosunkowo małą intensywność zużycia przez utlenianie (w przypadku utlenionego aluminium występuje kilkukrotny wzrost twardości). Zużycie przez utlenianie zachodzi wówczas, gdy szybkość tworzenia warstewki tlenków jest większa od szybkości ścierania z powierzchni tarcia. Zużycie przez utlenianie jest największe dla par o różnych właściwościach mechanicznych.

Zużycie zmęczeniowe

Zużycie zmęczeniowe występuje wtedy, gdy adhezja na powierzchni wzajemnego styku trących się ciał nie odgrywa poważniejszej roli w procesie tarcia, natomiast występuje długotrwałe cykliczne oddziaływanie naprężeń kontaktowych (sprężysto-plastycznych) w warstwach wierzchnich kojarzonych elementów tarciovych. Zużycie jest spowodowane zmęczeniem warstwy wierzchniej, zwanym często zmęczeniem powierzchniowym lub stykowym. Skutkiem nakładania się odkształceń w warstwie wierzchniej w wyniku superpozycji własnych i naprężeń od obciążeń zewnętrznych, w obszarach spiętrzenia naprężeń, jest tworzenie się zmęczeniowych mikropęknięć powierzchniowych, przechodzących następnie w makropęknięcia. Końcowym etapem jest odrywanie od rdzenia cząstek metalu. Impulsowy charakter obciążenia i jego wielokrotne występowanie, stanowiące o zmienności obciążeń elementarnych powierzchni styku, mogą być wywołane przyczynami kilku rodzajów. Pierwsza przyczyna, występująca praktycznie we wszystkich przypadkach tarcia, jest związana z nieuniknioną chropowatością trących się powierzchni, w wyniku której przy ruchu względnym powstawanie kontaktu na obszarach elementarnych ma charakter dynamiczny i nieciągły. Ta przyczyna jest jednak tylko w niektórych zakresach tarcia wystarczająca do tego, aby proces zużycia miał charakter zmęczeniowy. Wzrost chropowatości bowiem nie tylko wzmacnia impulsowy i dynamiczny charakter obciążeń elementarnych powierzchni styku, co jest warunkiem zużycia zmęczeniowego, ale równocześnie intensyfikuje inne rodzaje zużycia, zwłaszcza ścieranie. Bardziej jednoznacznie sprzyja zużyciu zmęczeniowemu zmienność obciążenia normalnego i ruch punktu przyłożenia tego obciążenia, których skutki nakładają się na skutki poprzednich czynników. Ważną kwestią jest odróżnienie zużycia zmęczeniowego powierzchniowego, gdzie efektem procesów zużycia są miejscowe ubytki materiału warstwy wierzchniej od zużycia zmęczeniowego objętościowego, określonego przez pęknięcia zmęczeniowe, wynikające z wielokrotnych makroskopowych odkształceń sprężystych.

Ze względu na wpływ środowiska tarcia rozróżnia się dwa rodzaje zużycia zmęczeniowego:

- przez łuszczenie (*spalling*), występujące w warunkach tarcia suchego lub niedostatecznego smarowania i objawiające się miejscowymi ubytkami materiału w kształcie łusek; intensywność zużycia przez łuszczenie jest duża i zależy od głębokości odkształcenia plastycznego warstwy wierzchniej, wartości nacisków jednostkowych, liczby i częstotliwości cykli obciążenia, wymiarów i właściwości mechanicznych trących elementów oraz
- gruzelkowe (*pitting*), występujące w warunkach tarcia ze smarowaniem.

Spalling a zwłaszcza *pitting* są typowymi procesami zmęczeniowego zużycia powierzchniowego łożysk tocznych oraz przekładni zębatych smarowanych olejem.

Zużycie ścierno-korozyjne

Fretting jest zjawiskiem niszczenia warstwy wierzchniej, polegającym na powstaniu miejscowych ubytków materiału w elementach poddanych drganiom lub

niewielkim poślizgom przy ruchu postępowo-zwrotnym, w wyniku cyklicznego oddziaływania obciążeń oraz intensywnego korozyjnego oddziaływania środowiska. Bezpośrednią przyczyną wystąpienia *frettingu* jest oddziaływanie mechaniczne. Oddziaływanie to cechuje się silnymi wpływami korozyjnymi towarzyszącymi wszystkim etapom niszczenia. Produktami zużycia ścierno-korozyjnego są na ogół tlenki metali o stosunkowo dużej twardości, działające jako ścierniwo.

Objawem *frettingu* stali jest drobny, brązowy proszek zgromadzony wokół węzła tarcia.

Wypolerowane i bardzo gładkie powierzchnie wolniej ulegają zużyciu ścierno-korozyjnemu niż powierzchnie chropowate. Powodem tego zjawiska jest zwiększenie pola powierzchni chropowatej, która utrzymuje więcej wilgoci, a ta z kolei przyspiesza korozję i utlenianie.

Zużycie erozyjne występuje przy ruchu cząstek stałych.

Zużycie kawitacyjne występuje przy przepływie cieczy.

2. Charakterystyka metod zmniejszania intensywności zużywania się elementów pojazdów

Proces zużycia logicznego jest zjawiskiem niepożądanym i prowadzi do obniżenia trwałości i niezawodności urządzeń, w których występuje. Ogólnie powinno dążyć się do maksymalnego jego ograniczenia np. przez zastosowanie materiałów konstrukcyjnych wyższej jakości lub do zastąpienia np. zużycia ściernego przez mniej szkodliwe zużycie (np. utleniające).

W warunkach kiedy jest to niemożliwe, gdy zużycie ściernie wynika z charakteru pracy urządzenia, należy dążyć do zwiększenia odporności na zużycie. Można to zadanie realizować w fazie konstruowania, wytwarzania, użytkowania i eksploatacji [42].

Zużycie logiczne zwykle jest określane intensywnością zużycia (stosunek zużycia do czasu), która zależy głównie od dopuszczalnych prędkości wzajemnego ruchu trących powierzchni i dopuszczalnych (nie powodujących przyspieszonego zużycia lub zatarcia) nacisków jednostkowych.

Ogólnie można stwierdzić, iż należy stosować takie techniki wytwarzania i eksploatacji, które zmniejszają intensywność zużycia, pozwalając na przenoszenie dużych nacisków jednostkowych i rozszerzając strefę zużycia przez utlenianie.

3. Wpływ czynników intensyfikujących zużycie

Występuje brak jednolitych kryteriów podziału procesów zużycia, co spowodowane jest niedostateczną znajomością fizyki tych procesów, a w konsekwencji brakiem ogólnej teorii zużycia. Można jednak sprecyzować czynniki, wywołujące w elementach maszyn określone rodzaje logicznych procesów niszczących. Czynniki te można podzielić na [43]:

- geometryczne (kształt, chropowatość powierzchni itp.);
- materiałowe (materiał elementów współpracujących, rodzaje warstwy wierzchniej, rodzaj środka smarowego itp.);
- kinematyczne (prędkość względna, przebieg i rodzaj ruchu itp.);
- dynamiczne (wartość i rodzaj obciążenia, wartość nacisku jednostkowego itp.);
- środowiskowe (wilgotność, zanieczyszczenie, powinowactwo chemiczne w stosunku do materiału elementów itp.);
- cieplne (temperatura, odprowadzenie ciepła itp.).

3.1. Wpływ parametrów geometrycznych i materiałowych pary ciernej na proces zużycia

Czynnikami wpływającymi na proces tarcia i zużycia materiałów są ich właściwości powierzchniowe. Decydujące są tutaj następujące cechy: kształt trących powierzchni, wymiary trących ciał, wartość pola nominalnej powierzchni styku, stopień przykrycia powierzchni (tj. stosunek pól nominalnej powierzchni styku), sztywność złożenia współpracujących części oraz występujące w nim luzy. Warunki te mają na ogół wpływ nie tyle jakościowy, co ilościowy na proces zużycia. Jednak istotna zmiana wymiarów trącego ciała lub stopnia przykrycia przy stałych, poprzednio wymienionych, czynnikach może na tyle zmienić warunki cieplne, że nastąpi jakościowa zmiana procesu zużycia.

Zasadniczy wpływ na warunki tarcia ma szczególny obszar ciała poddanego procesom tarcia, jakim jest warstwa wierzchnia. Stan warstwy wierzchniej charakteryzuje w ogólnym przypadku następujący zbiór jej cech: stan nierówności powierzchni, budowa warstwy, stan umocnienia warstwy, tekstura oraz stan naprężenia warstwy. Najważniejszą cechą, obok błędów kształtu i falistości określających stan nierówności powierzchni warstwy wierzchniej jest chropowatość. Przy dużych nierównościach powierzchni wierzchołki nierówności zahaczają o siebie, powodując szybkie zużycie ścierne, cieplne i adhezyjne. Kształt chropowatości (ostre wierzchołki, duże kąty pochylenia boków nierówności, charakter krzywych nośności profilu i powierzchni, szeroki odstęp chropowatości) wpływa w istotny sposób na wielkość zużycia. Powierzchnie o dużym stopniu chropowatości dobrze utrzymują smar. Inaczej jest w przypadku powierzchni zbyt gładkich, źle utrzymujących smar, który może być wyciskany, co może z kolei prowadzić do metalicznego styku i zużycia adhezyjnego lub cieplnego w dużych obszarach i do szybkiego zatarcia. Charakter występujących procesów zużycia znajduje odzwierciedlenie w występowaniu trzech rodzajów warstw wierzchnich: warstwy pierwszej, ukształtowanej przez oddziaływanie mechaniczne; drugiej, ukształtowanej przez oddziaływanie cieplno-mechaniczne; oraz trzeciej, o budowie związanej z oddziaływaniami cieplno-mechaniczno-chemicznymi. Szczególnie odporne na zużycie logiczne są warstwy wierzchnie wytworzone w wyniku obróbki cieplnej powierzchniowej i cieplno-chemicznej, zawierające twarde węgliki, azotki i borki [44].

Bardzo ważną cechą warstwy wierzchniej jest jej umocnienie określone przez dwie wielkości: intensywność i głębokość umocnienia. Odkształcenie plastyczne na zimno umacniające materiał staje się powodem jednoczesnego zwiększenia aktywności absorpcyjnej i chemisorpcyjnej powierzchni oraz zwiększenia podatności do dyfuzji, co sprzyja występowaniu zwiększonego utleniania oraz tworzeniu szczepień adhezyjnych. Naprężenia własne, określające stan naprężenia warstwy wierzchniej w nieznacznym stopniu wpływają na właściwości logiczne. Zazwyczaj naprężenia ściskające zwiększają odporność na zużycie ścierne, ale w niektórych przypadkach obserwuje się korzystny wpływ naprężeń rozciągających [41].

Tekstura warstwy wierzchniej wytworzona w procesie tarcia jest wynikiem jednokierunkowego działania siły tarcia. Warunkiem minimalizacji zużycia logicznego jest zgodność krystalograficznej orientacji tworzonej w procesie technologicznym z orientacją konstytuowaną w procesie tarcia [44]. Określając dany materiał globalnie (warstwa wierzchnia oraz rdzeń) ze względu na jego właściwości fizykochemiczne wpływające na zużycie wymienia się następujące jego cechy jako decydujące:

- właściwości sprężysto-plastyczne, warunkujące charakter rzeczywistej powierzchni styku trących ciał i wartość jej pola w zależności od nacisku, miarodajnie określają je: granica plastyczności, względna twardość i moduł sprężystości,

- zespół cech struktury atomowej, warunkujący wartość sił adhezji i skłonność do połączeń tarciovych,
- właściwości cieplne ciała, głównie jego: przewodnictwo cieplne, ciepło właściwe, rozszerzalność cieplna, temperatura topnienia,
- zespół cech fizyko-chemicznych, warunkujący intensywność współdziałania materiału z ośrodkiem na drodze absorpcji, dyfuzji, reakcji chemicznych lub korozji [41].

Zdolność metali do szepiania zasadniczo uzależniona jest od struktury elektronowej ich atomów, rodzaju ich sieci przestrzennej i makroskopowych cech plastycznych. Czynniki wpływającymi na skłonność do szepiania dwóch różnych metali, tj. łatwość wytworzenia między nimi sieci przejściowej, jest podobieństwo ich układu krystalograficznego oraz różnice stałych sieciowych. Duże zróżnicowanie tych cech zazwyczaj uniemożliwia skuteczne szepianie. Zwiększenie skłonności do szepiania metalu można dokonać przez podwyższenie jego energii sieci. Stan ten osiąga się poprzez wzrost temperatury, zgmiot (defekty sieci), sprężyste odkształcenie i inne. Natomiast istnienie obcych atomów w sieci, domieszek lub dodatków stopowych na ogół utrudnia szepianie się metali.

3.2. Wpływ parametrów logicznych (dynamicznych i kinematycznych)

Podstawowe parametry logiczne stanowią: obciążenie normalne, stanowiące cechę oddziaływań zewnętrznych oraz siła styczna będąca przyczyną względnego przemieszczenia. Dogodniej jednak parametry tarcia powiązać z obciążeniem normalnym i prędkością względną. Analizując przebieg procesu tarcia należy zwrócić uwagę nie tylko na wartość bezwzględną tych czynników ale również na inne ich cechy. Obciążenie normalne określa głównie stałość, względnie zmienność jego wartości oraz prędkość przykładania. W przypadku prędkości cechy te dotyczą zmienności wartości i kierunku, a dla ciał anizotropowych także kierunku prędkości względem kierunków anizotropowości materiałów [41]. Prędkość ślizgania wpływa na proces zużycia w znacznej mierze poprzez temperaturę wytwarzaną w strefie tarcia. Wysoka temperatura wywołuje zwiększoną intensywność utleniania oraz innych reakcji chemicznych. Może również spowodować zmiany strukturalne metalu w warstwie powierzchniowej. Przy bardzo dużej prędkości ślizgania, powierzchnia metalu może ulegać topieniu. Sytuacja tego typu prowadzi na ogół do zmniejszenia zużycia.

3.3. Wpływ czynników środowiskowych

Proces tarcia może zachodzić bez udziału substancji smarującej lub z jej obecnością w postaci ciekłej lub gazowej. Obecność tlenu w strefie tarcia odgrywa bardzo ważną rolę w procesie tarcia i zużycia. Pierwiastek ten przyczynia się na ogół do zmniejszenia stopnia zużycia. Brak tlenu może jednak stanowić przyczynę zmniejszenia intensywności zużycia w sytuacji, gdy usuwanie przeniesionych cząsteczek materiału ze strefy tarcia uwarunkowane jest ich całkowitym utlenieniem. Przy bardzo dużej twardości tlenków metali i warunkach procesu sprzyjających zużyciu ściernemu, właśnie obecność tlenu w strefie tarcia może powodować wzrost zużycia przynajmniej jednej z powierzchni. Dużą rolę w procesie zużycia metali nieżelaznych odgrywa azot zawarty w powietrzu. Na przykład, przy bardzo wyężonych parametrach procesu tarcia, z którymi wiążą się znaczne efekty cieplne, w strefie tarcia mogą tworzyć się ochronne, bardzo twarde azotki metalu. Zjawisko to może przyczyniać się do znacznego zmniejszenia zużycia. Substancje smarujące, zmniejszając liczbę styków metal-metal, z reguły prowadzą do obniżenia zużycia. Proces zużycia w pojedynczych obszarach styku metal-metal ma podobny przebieg

jak w przypadku powierzchni niesmarowanych, lecz odbywa się w znacznie zmniejszonej skali. Wpływ środowiska smarującego jest widoczny we wcześniej wspomnianym rozróżnieniu zużycia zmęczeniowego na dwa rodzaje: przez łuszczenie, występujące w warunkach tarcia suchego lub niedostatecznego smarowania i objawiające się miejscowymi ubytkami masy w kształcie łusek oraz gruzełkowe, występujące w warunkach tarcia ze smarowaniem. Smar chroni powierzchnie przed metalicznym stykiem, a zatem przed zużyciem adhezyjnym, a ponadto spełnia rolę amortyzatora obciążeń kontaktowych przenoszonych z jednej powierzchni na drugą. W początkowym okresie tarcia obecność smaru hamuje wędrówkę punktu maksymalnego wyężenia materiału, ponieważ łagodzi naciski jednostkowe w strefie kontaktu i powoduje opóźnienie pojawienia się zużycia zmęczeniowego. Po pojawieniu się mikropęknięć zmęczeniowych smar odgrywa rolę niekorzystną - wnika w mikroszczeliny, zwiększając jej wymiary. Intensywność zużycia gruzełkowego jest mniejsza niż zużycia przez łuszczenie, przy 2÷4 razy mniejszej szybkości zachodzenia procesu. W sytuacji gdy do smarowania używa się szczególnych substancji (np. agresywnych) może dojść do zużycia korozyjnego. Przyczyną tego zużycia są chemiczne lub elektrochemiczne reakcje warstwy wierzchniej z otaczającym środowiskiem, na ogół aktywnym korozyjnie (np. woda, elektrolity, roztwory soli), absorbowanym do objętości warstwy wierzchniej (np. wodór lub inne pierwiastki tworzące z metalem roztwory stałe) lub nie aktywnym chemicznie (np. substancje powierzchniowo czynne, których wpływ na właściwości mechaniczne metalu lub stopu przejawia się głównie przez absorbcję i chemisorbcję) [44].

Zanieczyszczenia są rzeczywistym powodem zużycia wielu węzłów ślizgowych. Mogą to być metaliczne (opiłki metali), kawałki produktów korozji oraz inne zanieczyszczenia niemetaliczne (np. pył, kurz). Zastosowanie właściwych uszczelnień i osłon może spowodować radykalne zwiększenie bezawaryjności pracy wielu węzłów ślizgowych.

3.4. Wpływ ciepła

Ciepło w strefie tarcia może oprócz zmian strukturalnych powodować także zmiany w metalu o charakterze fizycznym. Pod wpływem ciepła tarcia materiał powierzchni ślizgowych mięknie, staje się bardziej ciągliwy i ulega większym odkształceniom, czego konsekwencją może być wzrost zużycia.

4. Metody ograniczenia procesów zużycia

Optymalne podejście do tematyki zużycia materiałów wymusza stosowanie takich technik wytwarzania i eksploatacji, które umożliwiają pracę w warunkach tarcia bezzużyciowego, a w przypadku tarcia zużyciowego prowadzą do zmniejszenia intensywności zużycia w czasie eksploatacji. Długookresową, bezzużyciową pracę węzła tarcia można osiągnąć przez wytworzenie takich warunków, aby między trącymi powierzchniami wytworzyła się niskozużyciowa warstewka metaliczna, izolująca jedną powierzchnię od drugiej. Przy czym zaistnienie tego typu procesu jest możliwe tylko w określonych warunkach tarcia, opisanych szczegółowo w pozycji [43]. Zazwyczaj jednak naukowcy borykają się z problemem eliminacji niekorzystnych procesów zużyciowych, których całkowite wyeliminowanie jest bardzo trudne. Istnieją pewne ogólne zasady, które są wykorzystywane do optymalizacji pracy urządzeń przy tarcu zużyciowym:

- dobór właściwości warstw wierzchnich do warunków zużycia logicznego, (obciążenie, środowisko),
- takie konstytuowanie warstw wierzchnich, aby efektywna grubość warstwy utwardzonej była większa od głębokości, na której występują maksymalne naprężenia stykowe,

- właściwe kojarzenie elementów pary tarczej,
- optymalizacja konstrukcji węzłów tarcowych w celu zapewnienia ciągłego smarowania płynnego lub granicznego,
- doskonalenie stosowanych olejów i smarów,
- zapewnienie warstwom wierzchnim wysokiej kohezji, żarowytrzymałości, żaroodporności, odporności korozyjnej, wysokich naprężeń ściskających o małym gradientie i innych właściwości szczególnych, słusznych dla określanych rodzajów zużycia.

Należy jednak zauważyć, że ze względu na wcześniej określoną złożoność procesów zużycia, dobór najwłaściwszych parametrów dla jednego procesu elementarnego może niekorzystnie wpływać na inny.

Ograniczenie zużycia ściernego uzyskuje się m.in. przez:

- zwiększenie twardości warstwy wierzchniej, powyżej twardości ziaren ścierniwa (pyłu, tlenków), w wyniku: hartowania powierzchniowego, obróbki cieplno-chemicznej (nawęglania), napawania, powlekania galwanicznego;
- smarowanie rozdzielające [44].

Ilościowe określenie zużycia, najlepiej uwidaczniające problemy związane ze zużyciem materiałów, ujmuje wiele rozwiązań. Stosowane metody badania zużycia umożliwiają ocenę względnej odporności materiałów na zużycie. Wartość tego parametru, a w niektórych przypadkach i intensywność zużywania, można ocenić za pomocą następujących metod ilościowych: wagowej, metrycznej, sztucznych baz, profilografometrycznej, pneumatycznego pomiaru mikrometrycznego, pomiaru ciśnienia i natężenia przepływu płynów przepływających przez szczelinę między trącymi elementami, czujników dynamometrów puszkowych, czujników indukcyjnych, pomiarów tensometrycznych i izotopów promieniotwórczych [42].

5. Współczynnik tarcia

Współczynnikiem tarcia w spoczynku nazywamy stosunek maksymalnej wartości siły przesuwej, potrzebnej do pokonania oporów związanych ze stykaniem się dwóch ciał przy wyprowadzaniu ich ze stanu względnego spoczynku, do nacisku [42].

W rzeczywistości współczynnik tarcia jest wielkością umowną, która opisuje cały układ biorący udział w procesie tarcia, a nie wartością materiałową konkretnego ciała. Zasadniczo istnieją trzy grupy czynników, określających współczynnik tarcia:

- rodzaj materiałów pary ciernej, charakter smarowania, rodzaj błonek na powierzchni ciał;
- geometria względnie konstrukcja połączenia tarcowego, rozmiary powierzchni styku, kształt powierzchni;
- warunki pracy: temperatura, prędkość, obciążenie.

Ważnym parametrem, determinującym współczynnik tarcia jest rodzaj oraz zakres występowania środowiska tribologicznego [41].

Sposób kształtowania współczynnika tarcia przez rodzaj środowiska został sprecyzowany przez P. Solskiego i S. Ziembę [41]:

- przy tarcu suchym, w przypadku kontaktu sprężysto-plastycznego współczynnik tarcia maleje ze wzrostem obciążenia; ze wzrostem prędkości współczynnik tarcia, najpierw rośnie, przechodząc przez maksimum, a następnie maleje;
- w przypadku tarcia granicznego w obszarach małych obciążeń ze wzrostem nacisku współczynnik tarcia maleje, a dalej pozostaje bez zmian, przy dalszym

wzroście nacisku współczynnik tarcia może wzrastać wskutek przejścia od tarcia granicznego do tarcia suchego w poszczególnych mikroobszarach, których ilość i łączna powierzchnia wzrastają; ze wzrostem prędkości poślizgu w obszarze małych prędkości istnieją zależności dwóch rodzajów: wzrost współczynnika tarcia ze wzrostem prędkości lub jego spadek; w zakresie wyższych prędkości z reguły obserwuje się nieznaczny wzrost współczynnika tarcia;

- przy tarcia płynnym ze wzrostem obciążenia współczynnik tarcia rośnie, ze wzrostem prędkości poślizgu współczynnik tarcia również rośnie.

Współczynnik tarcia odgrywa dużą rolę w charakterystyce procesów hamowania pojazdów mechanicznych. Jest to jeden z nielicznych procesów, w którym duża siła tarcia jest korzystnym zjawiskiem. Zazwyczaj tarcza lub bęben hamulca wykonane są z żeliwa szarego lub ze stali. Stosuje się szereg różnorodnych materiałów na okładziny hamulcowe w zależności od zastosowania hamulca, modyfikujących współczynnik tarcia, który powinien być odpowiednio duży. W kolejnictwie na okładziny hamulcowe na ogół stosuje się żeliwo. Współczynnik tarcia tych materiałów w zestawieniu ze stalowymi obrzeżami kół jest zazwyczaj rzędu $\mu=0,2$. W przemyśle samochodowym stosowane są włókna (dawniej azbestowe) obecnie bezazbestowe lub bawełniane przesycone żywicą, o współczynniku tarcia $\mu=0,4$.

Badania tribologiczne mogą być prowadzone w warunkach laboratoryjnych lub eksploatacyjnych. Badania laboratoryjne określają charakter zachowania się skojarzenia w rzeczywistych warunkach eksploatacji maszyny. Badania tego typu dość szczegółowo odzwierciedlają zakres fizycznych zjawisk tarcia i zużycia. Ważną cechą badań laboratoryjnych jest ich stosunkowo niski koszt.

Rzeczywiste procesy niszczenia materiałów podczas tarcia mają charakter mieszany, co oznacza, że w produktach zużycia znajdują się cząsteczki oddzielone od materiału podstawowego w różny sposób. Na ogół jednak jeden z procesów ma charakter wiodący, dominujący nad innymi. Syntetyczne zestawienie różnych, najbardziej prawdopodobnych w określonych warunkach, form niszczenia materiałów podczas występowania tarcia przedstawia tablica 1 [45]. Przyjęto trójwarstwowy model materiału w którym rozróżnia się strefę związków powierzchniowych (I), właściwą warstwę wierzchnią (II) i rdzeń materiału (III). Dla warunków a, b, c podano zasięg najbardziej prawdopodobnych mechanizmów niszczenia.

Z tablicy 1. widać, że dla każdej sytuacji modelowej mogą (w zależności od obciążeń strefy tarcia) zachodzić zjawiska o różnym zasięgu (różnej intensywności).

Zlokalizowanie procesów zużyciowych w strefie I jest bardzo korzystne, bowiem zużywaniu towarzyszy w warunkach dynamicznej równowagi odbudowa warstwy (utlenianie, tworzenie struktur wtórnych, warstw pasywnych).

Podczas tarcia z udziałem ścierniwa mogą wystąpić efekty zmęczenia stykowego (ziarna zaokrąglone, niezbyt twarde) lub mikroskrawanie (ziarna ostre, twarde). Mikroskrawanie może w pewnych warunkach wystąpić przy oddziaływaniu chropowatej powierzchni jednego ciała z gładką powierzchnią drugiego (warunki modelowe - a) lub przy oddziaływaniu z tzw. ziarnem umocowanym (warunki - b).

Identyfikacja mechanizmów zużycia przy tarcii ślizgowym.

Rodzaj oddziaływań		Odmiana zużycia	Mechanizm zużycia	Zasięg zużycia
a.	tarcie	 I II III	- z. mechanochemiczne (np. przez utlenianie) ----- - zmęczenie stykowe ----- - zużycie adhezyjne ----- - mikroskrawanie	I ----- II (I) ----- II, III ----- III
b.	tarcie + ścierniwo	- ziarnem umocowanym - kontaktowo-ścierne - w masie ścierniej	- zmęczenie stykowe ----- - mikroskrawanie	II (I) ----- III
c.	tarcie + środowisko aktywne	- w środowisku aktywnym fizycznie - w środowisku aktywnym chemicznie (elektrochemicznie)	- z. mechanochemiczne warstw pasywnych ----- - zużycie korozyjno- mechaniczne ----- - zużycie wodorowe	I ----- II, III ----- II, III

Środowiskowe wpływy na procesy zużyciowe nie są dokładnie zbadane, wiadomo jednak, że obciążenia mechaniczne intensyfikują procesy korozyjne. Najczęściej wyróżnia się składową mechaniczną i korozyjną zużycia, w pewnych szczególnych warunkach (zdolność do pasywacji metalu środowisku pracy, niewielkie obciążenia mechaniczne) możliwe jest również zlokalizowanie procesu zużyciowego w strefie związków powierzchniowych (warstw pasywnych). Stosunkowo mało znane jest tzw. "zużycie wodorowe" (korozyja wodorowa), które może towarzyszyć procesom korozji elektrochemicznej [45].

II. 2. Metalowe materiały kompozytowe

Materiały kompozytowe stanowią grupę nowoczesnych materiałów konstrukcyjnych, które ze względu na atrakcyjne właściwości użytkowe stanowią przedmiot intensywnych badań wielu ośrodków na świecie i są zaliczane również w kraju do preferowanych kierunków badań naukowych i rozwojowych [17].

Rodzaje materiałów kompozytowych zakwalifikowanych do technologii materiałów zaawansowanych, to:

- Organiczne (polimerowe) - OMC (*Organic Matrix Composites*);
- Metalowe - MMC (*Metal Matrix Composites*);
- Ceramiczne - CMC (*Ceramic Matrix Composites*);
- Kompozyt węgiel-węgiel - C-C (*Carbon-Carbon*).

Technologia materiałów zaawansowanych to - „*technologia, która wyzwala w materiałach poprzednio nie osiągnięte lub nie udowodnione właściwości i możliwości, technologiczność, niskie koszty i kompatybilność z otoczeniem (przyjazne dla środowiska) oraz takie zdolności, które umożliwiają bieżący rozwój następnych generacji lub przyszłych systemów*” [17, 46].

Materiały kompozytowe zaawansowane, o wysokim stopniu przetworzenia („*high performance*”) wzbudzają ogromne zainteresowanie przemysłu wojskowego,

lotniczego, kosmicznego i motoryzacyjnego z powodu zmniejszenia ciężaru konstrukcji, jej gabarytów, zużycia paliwa, wydłużenia żywotności eksploatacyjnej, niezawodności czy nawet spodziewanej łatwości konserwacji i remontów [17].

Metalowe materiały kompozytowe (**MMC - Metal Matrix Composites**) zawierają co najmniej dwa komponenty: osnowę - (*matrix*) i fazę zbrojącą (*reinforcement*), skrótowo określaną mianem „zbrojenie”. Osnowa metalowa zbrojona jest włóknem ciągłym, ciętym (krótkim), nieciągłymi cząsteczkami, wydzieleniami *in situ* lub whiskerami albo dowolnym zestawem wymienionych faz. Kompozyty *in situ* powstają w sposób naturalny na skutek inicjowanych i sterowanych reakcji chemicznych w kąpeli metalowej. Kompozyty *in vitro* [47, 48] powstają w sposób „sztuczny”, przez wprowadzenie z zewnątrz fazy zbrojącej w postaci stałej do ciekłej osnowy [17].

Wymaganie lekkości konstrukcji warunkuje stosowanie lekkich metali w budowie samochodów. To wymusza specjalne rozwiązania, które mogą sprostać szczególnym wymaganiom stawianym poszczególnym elementom konstrukcji.

Z powodu dostępności, stosunkowo niskiego kosztu wytwarzania i elastyczności samego sposobu przetwarzania, aluminium stanowi dzisiaj najbardziej rozpowszechnioną osnowę kompozytów.

W porównaniu ze stopami niezbrojonymi (tj. monolitycznymi), nowe, istotne obszary zastosowania wynikają z uzyskiwania przez kompozyty zbrojone dyspersyjnie odpowiednich właściwości odporności na zużycie.

Zarówno kompozyty zbrojone w sposób ciągły (cMMC - *continuous-reinforced metal matrix composites*) jak i nieciągły, dyspersyjny (dMMC - *discontinuous-reinforced metal matrix composites*) mają wyższe właściwości niż stosowane układy monolityczne, przy czym ich względny wzrost jest niższy w przypadku dMMC; dla cMMC zmienne są wysokie charakterystyki fizyko-mechaniczne w podwyższonych temperaturach [17].

Zapotrzebowanie na lekkie materiały konstrukcyjne o dużej wytrzymałości, twardości oraz odporności na zużycie staje się coraz bardziej powszechne.

Zainicjowane ono zostało przez rozwój lekkich konstrukcji, jak: samoloty, statki kosmiczne, rakiety, pojazdy mechaniczne, a następnie pojawiło się w wielu innych dziedzinach działalności człowieka tak odległych od siebie, jak np. budownictwo i produkcja wyczynowego sprzętu sportowego. Wysokich wymagań pod względem właściwości mechanicznych nie mogły spełnić materiały proste. Coraz większą więc uwagę zaczęto zwracać na materiały złożone, składające się z dwóch lub więcej komponentów. Materiały te umożliwiają lepsze wykorzystanie cech komponentów oraz uzyskanie nowych właściwości, których nie mają komponenty zastosowane oddzielnie. W wielu współczesnych zastosowaniach tworzyw konstrukcyjnych wymagana jest jednocześnie wysoka wytrzymałość, sztywność i mała masa; dlatego jako kryterium porównawcze właściwości mechanicznych materiałów coraz częściej przyjmuje się wskaźniki lekkości, jak: względną wytrzymałość na rozciąganie, zginanie i ściskanie, odniesione do gęstości lub też względny moduł sprężystości.

Korzystny zespół tych cech zapewnia grupa nowoczesnych materiałów konstrukcyjnych zwanych kompozytami. Najczęściej do grupy tej można zaliczyć tworzywa spełniające następujące warunki:

- a) zostały wytworzone sztucznie,
- b) składają się z co najmniej dwóch różnych chemicznie komponentów o wyraźnej granicy rozdziału między nimi,
- c) rozmieszczenie komponentów (w skali makro) jest równomierne w całej objętości tworzywa,
- d) właściwości ich różnią się od właściwości komponentów.

Reasumując, do kompozytów można zaliczyć materiały, które makroskopowo jednorodne, składające się z połączonych wzajemnie komponentów, mają właściwości nowe w stosunku do komponentów. W zależności od właściwości materiały kompozytowe można podzielić na dwie grupy:

- o wysokich właściwościach mechanicznych;
- o szczególnych właściwościach fizykochemicznych.

Pierwsze z nich, często zwane konstrukcyjnymi znajdują zastosowanie w budowie maszyn, pojazdów, samolotów, jako materiały o wysokiej wartości wytrzymałości względnej (R_m/ρ) i względnego modułu sprężystości (E/ρ gdzie: ρ - gęstość). Drugie, dzięki swym właściwościom wykorzystywane są między innymi w aparaturze pomiarowej.

II.2.1. Rodzaje zbrojenia w metalowych materiałach kompozytowych

Materiały kompozytowe mogą zawierać, w zależności od zastosowania i wymaganych właściwości użytkowych, w dowolnej osnowie, zbrojone lokalnie lub w całej objętości, każdą fazą zbrojącą w postaci dyspersyjnej lub ciągłej m.in.:

- cząsteczki (dyspersoid),
- sfery,
- whiskery (in situ),
- preformę ceramiczną,
- włókna, maty itd.

Faza zbrojąca wytwarzana jest najczęściej na bazie:

- węglików: SiC, TiC, CrC, WC, ZrC, MoC, B_4C_3 ,
- tlenków: Al_2O_3 , SiO_2 , Al_2O_3/SiO_2 , ZrO_2 , TiO_2 , $B_{12}O_3$,
- azotków: TiN, ZrN, AlN, Si_3N_4 ,
- borków: ZrB_2 , TiB_2 , CrB_2 , MoB, TiB_2 , WB, B,
- grafitu: płatkowy, ziarnisty, mikrosfery,
- pyłów lotnych (fly ash), miki, mikrosfer szklanych, zwęglonych łusek itd.

Obecność fazy zbrojącej w osnowie zapobiega propagacji pęknięć i jest w stanie zapewnić znaczącą sztywność konstrukcji wykonanej z kompozytu, chroniącej materiał przed zniszczeniem.

Sterując oddziaływaniem fizyko-chemicznym w układzie osnowa/faza zbrojąca (przez kontrolę zwilżalności drogą np. nanoszenia powłok ochronno-barierowych, odpowiedniego doboru składu chemicznego osnowy metalowej) można zapobiec niepożądanemu zbliżeniu par zbrojenie/zbrojenie i wygenerować korzystne mechanizmy przekazywania obciążeń od osnowy do fazy zbrojącej. W przypadku kompozytów zbrojonych w sposób ciągły osnowa metalowa kontroluje odległości międzywłóknowe i tym samym chroni fazę zbrojącą przed niekorzystnym wpływem najbliższego otoczenia, co pozwala na dystrybucję przyłożonego obciążenia niemalże na każde włókno.

Właściwości kompozytu można projektować i uzyskiwać dla różnorodnych przeznaczeń, najczęściej drogą zmiany udziału objętościowego i orientacji fazy zbrojącej czy poprzez specjalny dobór powłok barierowych i ochronnych.

Osnową kompozytów bywają czyste metale bądź stopy aluminium, tytanu, miedzi, magnezu i inne. Stopy aluminium stanowią obecnie najbardziej rozpowszechnioną osnowę kompozytów ze względu na stosunkowo niski koszt wytwarzania.

Osnowa ma za zadanie utrzymywanie całego układu w zwartej formie oraz

przenoszenie obciążeń na fazę zbrojącą. Obecność fazy zbrojącej powoduje zmianę jego struktury a co za tym idzie zmianę właściwości kompozytu, i tak do najczęściej spotykanych zmian należą:

- wzrost trwałości eksploatacyjnej w różnych temperaturach,
- wzrost właściwości wytrzymałościowych,
- wzrost odporności na ścieranie, odporność na zatarcie i zużycie,
- wzrost odporności na szoki cieplne,
- wzrost odporności na procesy zmęczeniowe,
- zmniejszenie rozszerzalności cieplnej,
- zmniejszenie zdolności do propagacji pęknięć,
- zwiększenie sztywności konstrukcji,
- wzrost zdolności do tłumienia drgań,
- wzrost właściwości plastycznych,
- niska gęstość.

Najwcześniej i najczęściej do zbrojenia dyspersyjnego znalazły zastosowanie względnie niedrogie cząsteczki SiC i Al₂O₃ o rozmiarach 10-50 μm.

Obecność fazy zbrojącej najczęściej powoduje zmianę struktury kompozytu, wzrost właściwości wytrzymałościowych, odporności na zużycie ściernie, zmniejszenie rozszerzalności cieplnej, wzrost odporności na szoki termiczne i procesy zmęczeniowe.

Do tej pory powstała bardzo liczna grupa kompozytów umacnianych cząsteczkami, whiskerami oraz włóknami krótkimi. Wytwarzając jednorodną mieszaninę, którą odlewano grawitacyjnie lub pod ciśnieniem, uzyskiwano odlew umocniony (zbrojony) w całej objętości. Drobną, stosunkowo łatwą do wprowadzenia fazą umacniającą, pozwala przede wszystkim zwiększyć odporność na zużycie. Powoduje to pogorszenie plastyczności oraz w mniejszym stopniu właściwości mechanicznych w porównaniu ze stopem osnowy.

W tablicy II.2 [17] przedstawiono wybrane rodzaje fazy zbrojącej, określanej niekiedy mianem dyspersoidu, wprowadzanej do stopu aluminium, miedzi i żelaza jedną z metod wytwarzania - mieszaniem mechanicznym - zarówno w skali przemysłowej jak i dla celów badawczych.

Właściwości tribologiczne materiałów kompozytowych są wypadkową wielu czynników zewnętrznych związanych z warunkami procesu zużycia oraz wewnętrznych, wynikających z właściwości samego materiału [49]. Stwarza to trudności z porównaniem właściwości różnych grup materiałów oraz z uzyskaniem jednoznacznej oceny, jaki jest mechanizm zużycia i od których czynników w głównej mierze jest on zależny. Niepodważalne wydaje się stwierdzenie, że decydującą rolę ogrywa tutaj typ cząsteczek, ich wielkość oraz ich udział objętościowy w materiale kompozytowym [50].

Dla przykładu można tu przedstawić prezentowane w pracy [51] wyniki badań materiałów kompozytowych typu CuTi-SiC które wskazują na to, że zmniejszenie wielkości cząsteczek lub zwiększenie ich udziału powoduje wyraźny wzrost odporności na zużycie. Wprowadzenie 6% masowych SiC powoduje już około 50% zmniejszenie zużycia materiału kompozytowego oraz wyraźne zwiększenie współczynnika tarcia. Twarde cząstki przeciwdziałają ścieraniu się osnowy do chwili wykruszenia się bądź wyłamania. Z tego powodu jakość i wytrzymałość połączenia między cząsteczkami i osnową decyduje o odporności na ścieranie kompozytu.

Tablica II.2

Układy osnowa metalowa - dyspersyjna faza zbrojąca (dyspersoid), stosowane w wytwarzaniu odlewanych kompozytów metodą mieszania mechanicznego

Osnowa metalowa	Dyspersyjna faza zbrojąca	Rozmiary fazy zbrojącej μm	Zawartość dyspersoidu, % masowe
Aluminium	Grafit płatkowy	20-60	0.9
	Grafit ziarnisty	15-100	1-8
	Mikrosfera węglowa	Średnica 40, grubość ścianki 1-2	nie oznaczono
	Zwęglone łuski (shell char)	125	15
	Tlenek glinu (cząsteczki)	3-200	3-30
	Tlenek glinu (włókna krótkie)	Długość 3-6 mm, średnica $15\mu\text{m}$	do 25% objętości
	Węglik krzemu (cząsteczki)	16-120	3-20
	Węglik krzemu (whiskery)	5-10	10
	Mika	40-180	3-10
	Tlenek krzemu	5-53	5
	Szkło (cząsteczki)	100-150	8
	Mikrosfera szklana	100	30% obj.
	Tlenek magnezu	40	10
	Piasek	75-120	do 36% obj.
	Węglik tytanu (cząsteczki)	46	15
	Azotek boru (cząsteczki)	46	8
	Azotek krzemu	40	10
	Tlenek cyrkonu	5-80	4
Tlenek tytanu	5-80	4	
Fly ash (pyły lotne)	5-100	do 50% obj.	
Cyrkon (cząsteczki)	40	do 30	
Żeliwo utwardzone	75-120	do 36% obj.	
Miedź	Grafit	5	13% obj.
	Tlenek glinu	11	7% obj.
	Tlenek cyrkonu	5	2% obj.
Żeliwo	Tlenek tytanu	8	nie oznaczono
	Tlenek ceru	10	nie oznaczono
	Glinka illitowa	750	3
	Mikrosfera grafitowa	nie oznaczono	nie oznaczono

Należy zatem dążyć do uzyskania silnego połączenia, tak aby słabo osadzone cząsteczki nie były wrywane i nie dostawały się między próbkę i przeciwpróbkę, przyspieszając w ten sposób proces zużycia.

Zmiana wielkości oraz kształtu fazy zbrojącej może spowodować wyraźnie korzystną zmianę właściwości kompozytów, szczególnie właściwości wytrzymałościowych.

Zastosowanie kryształów nitkowych (whiskerów) o średnicy $0,1\div 10\ \mu\text{m}$ i długości $20\div 100\ \mu\text{m}$, jak to zrobiono w pracy [52], pozwala nie tylko zwiększyć odporność na zużycie ale również zwiększyć moduł Younga i wytrzymałość na rozciąganie. Badane materiały typu 6061-SiC charakteryzują się w zależności od zawartości umocnienia od 10 do 100% większym modułem Younga oraz o 50% większą wytrzymałością od nie umocnionej osnowy. Równie dobre efekty uzyskano w przypadku badań oporności na ścieranie kompozytu, która jest kilkakrotnie większa od stopu osnowy.

Przytoczone przykłady dwóch odmiennych materiałów kompozytowych pozwalają zrozumieć jak rozległą i trudną do zbadania grupą materiałów są kompozyty umacniane cząsteczkami. Poza opanowaniem technologii wytwarzania należy określić mechanizm umocnienia osnowy oraz jego wpływ na właściwości kompozytu. Istotne znaczenie stanowi rodzaj połączenia składników kompozytu oraz

liczba wad i kruchych faz w sąsiedztwie umocnienia [53]. Można stwierdzić, że obecnie wytwarzane materiały wykazują bardzo dobrą odporność na zużycie oraz w niektórych przypadkach dobre właściwości wytrzymałościowe.

II.2.2. Jakość materiałów kompozytowych w powiązaniu z technikami ich otrzymywania

Różnorodność technologii oraz materiałów stosowanych przy wykonywaniu odlewów kompozytowych, zwiększa się z każdym rokiem i trudno nawet w skrócie odnieść się do charakterystyki heterogenicznych układów bimetalicznych, wielowarstwowych (*sandwich*), zbrojonych cząsteczkami, włóknami krótkimi, ciągłymi, stosowanych przy wykonywaniu odlewów kompozytowych.

Metalowe materiały kompozytowe wytwarzane są przeważnie w oparciu o techniki odlewnicze. Do najczęściej stosowanych metod otrzymywania kompozytów należą:

- a) odlewanie grawitacyjne (w kokili procesem niskociśnieniowym z przeciwnieniem, do form piaskowych, technologią pełnej formy - *lost foam* itp.)
- b) infiltracja preformy ceramicznej (wytworzenie porowatej preformy z włókien krótkich, nasyconej następnie przez metal osnowy),
- c) *squeeze casting* (odlewanie pod wysokim ciśnieniem hydrostatycznym),
- d) metalurgia proszków,
- e) metoda plazmowa (matrycę rozpyła się w palniku plazmowym),
- f) desublimacja (nanoszenie na fazę matrycy fazy zbrojącej w wysokiej próżni).

Metody odlewnicze są najtańsze, a wytworzone kompozyty charakteryzują się dobrymi właściwościami. Mając na uwadze przeznaczenie kompozytu dokonuje się wyboru komponentów, ich udziałów i metody łączenia.

Wymienione uprzednio najczęściej spotykane odlewnicze metody wytwarzania materiałów kompozytowych zbrojonych dyspersyjnie pozwalają na zapoznanie się z obecnym stanem rozwoju technik produkcyjnych wraz z ich charakterystyką a niekiedy i wadami. Wydaje się, że główną bolączką większości metod jest trudność przystosowania ich do produkcji masowej.

Pierwsze przemysłowe zastosowanie odlewanych materiałów kompozytowych miało miejsce w połowie lat 80-tych w zakładach Toyota Motor Corporation [73]. Zastosowane kompozyty umacniane włóknami krótkimi pozwoliły zwiększyć odporność na zużycie i zmęczenie w podwyższonych temperaturach tłoków silników spalinowych. Był to początek bardzo dynamicznego rozwoju odlewniczych technik wytwarzania oraz dużej rodziny materiałów kompozytowych.

Prace rozwinęły się w dwóch zasadniczych kierunkach. W pierwszym osnowę umacniano fazą o niewielkich rozmiarach, w drugim włóknami o długości dużo większej od średnicy.

Zasadnicza różnica w rodzaju i wielkości umocnienia pociąga za sobą przede wszystkim konieczność opracowania nowych technologii wytwarzania [74] oraz wykonania dodatkowych badań pozwalających na ustalenie związków między parametrami procesu wytwarzania a właściwościami kompozytów.

W procesie odlewniczym trzeba pokonać trudności związane z uzyskaniem jednorodnego rozmieszczenia cząstek oraz opracować skuteczną metodę wprowadzania ich do ciekłego metalu. Dużym osiągnięciem w tym zakresie jest opracowana w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie metoda *vortex* [75]. Zastosowano w niej mieszadło o specjalnej konstrukcji przeciwdziałające wyplywaniu cząstek na

powierzchnię metalu, co pozwala między innymi na zwiększenie udziału objętościowego umocnienia i otrzymanie jednorodnej struktury kompozytu.

Współczesne metody wytwarzania kompozytów na osnowie stopów Al zbrojonych cząstkami ceramicznymi oparte są na zasadzie mieszania ciekłego kompozytu w tyglu. Najczęściej spotykanym sposobem jest mieszanie mieszadłem w kształcie śruby okrętowej lub mieszadłem śmigłowym z trzema łopatkami ustawionymi ekscentrycznie. Stosowane przy tym bywa odlewanie syfonowe otrzymywanego kompozytu do wlewnicy, pozwalające na prowadzenie mieszania równocześnie z odlewaniem. Dzięki temu możliwe jest uzyskanie równomiernego rozkładu cząstek zbrojących w całej objętości stopu. Metodę tę wykorzystano do wytwarzania kompozytów w układzie stop Al-cząstki Al_2O_3 , SiC i TiC. Cząstki wyprażone w temperaturze co najmniej $700^\circ C$ wprowadzane są w wir ciekłego metalu podgrzanego do temperatury około $760^\circ C$. Prędkość mieszania wynosi $400 \div 900$ obr/min.

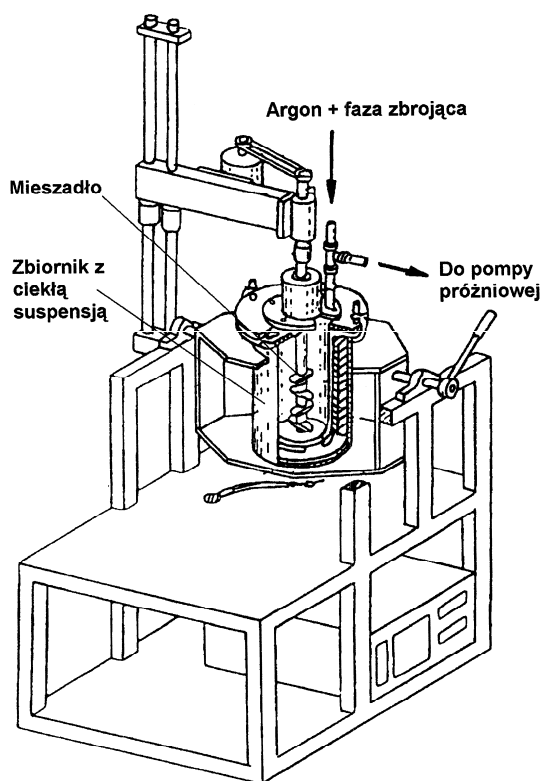
Do wytwarzania kompozytów Al-SiC można stosować również urządzenia próżniowe, które ułatwiają obróbkę ciekłego metalu, poprawiają zwilżalność cząstek SiC oraz pozwalają zmniejszyć ilość magnezu stosowanego jako modyfikator w ilości 0,05% na 1% objętości wprowadzanych cząstek. Również temperatura procesu jest stosunkowo niska i nie przekracza $725^\circ C$, natomiast czas mieszania stopu dochodzi do 30÷50 minut. Do mieszania stopu stosowane jest mieszadło stalowe o zmiennym kącie nachylenia łopatek od 15 do 45° . Odpowiednie ustawienie pochylenia łopatek pozwala na stałe utrzymywanie cząstek SiC pod powierzchnią ciekłego metalu oraz intensyfikację procesów ich zwilżania przez ciekły stop.

W omawianych odmianach konstrukcyjnych mieszadła wykonane są z grafitu lub stali pokrytej ceramiką. Wszystkie te rozwiązania pozwalają na jednorazowe uzyskanie do 5 kg kompozytu. Są więc rozwiązaniami stosowanymi w warunkach laboratoryjnych. Niemniej, każdą z tych metod można przystosować do warunków przemysłowych, co obecnie z powodzeniem realizują niewątpliwie przodujące w tej dziedzinie firmy.

Na Rys.II.22 przedstawiono pierwszy przemysłowy mieszalnik firmy DURALCAN do wytwarzania kompozytów zbrojonych dyspersyjnie (szkic sporządzono na podstawie opisu patentowego M. D. Skibo i D. M. Schustera [76]).

W dostępnej literaturze technicznej rozpatrywany jest szereg istotnych zagadnień, związanych ze specyfiką sposobów otrzymywania i przetwarzania kompozytów, zarówno zbrojonych dyspersyjnie, jak i w sposób ciągły [8-175]. Na jej podstawie można pokusić się o skrótowe przedstawienie analizy wpływu technologii wykonywania na właściwości otrzymywanych kompozytów, z wyjątkiem już wystarczająco nakreślonej, chociaż nadal kontrowersyjnej szczegółowej specyfiki poziomu właściwości mechanicznych MMC [77, 78].

Dominujący wpływ na właściwości fizyczne i mechaniczne kompozytów wywierają produkty reakcji chemicznych, zachodzących w układzie zbrojenie/osnowa, rozkład fazy zbrojącej, niezgodność współczynników rozszerzalności cieplnej komponentów, dochodząca do różnicy jednego rzędu wartości, wreszcie wady wyrobu, wynikające z niedoskonałości stosowanych procesów technologicznych [27, 53, 55, 56, 76, 79, 80, 81, 82, 83, 84, 85, 86, 87, 88, 89, 90].



Rys.II.22. Pierwszy przemysłowy mieszalnik firmy DURALCAN do wytwarzania kompozytów zbrojonych dyspersyjnie.

Istnienie wymienionych zagadnień powoduje jak na razie odczuwalny wpływ na charakterystyki kompozytów, zwłaszcza cMMC, w aspekcie niepożądanych dymensji wytrzymałości na rozciąganie, odporności na utlenianie i korozję, stabilności cieplnej, odporności na pełzanie, wrażliwości na skutki obróbki cieplnej i w ogóle obiegu ciepła i odporności na kruche pękanie [85].

Powierzchnia rozdziału zbrojenie/osnowa jest prawdopodobnie najważniejszą charakterystyką kompozytu. Bezpośrednio wpływa na jakość połączenia fazy zbrojącej z osnową (*debonding*), tłumienie drgań (*vibration damping*), dewiacje pęknięcia kompozytu jako całości (*crack deviation*) i mechanizm pęknięć międzykrystalicznych samej osnowy (*grain boundary pinning*). W przeważającej ilości przypadków chemiczne reakcje na granicy rozdziału zbrojenie/osnowa nie są pożądane, a dla cMMC, przeznaczonych do pracy w podwyższonych i wysokich temperaturach mogą stanowić barierę w ich zastosowaniu praktycznym. Zachodzenie takich reakcji obserwowano w strukturze kompozytów tytan/aluminidki tytanu, badanych w ramach realizacji programów Narodowej Agencji d/s Aeronautyki (NASP) i to w temperaturach, charakterystycznych dla procesu ich wytwarzania, w kompozytach wytwarzanych metodą folia-włókno-folia oraz kompozytach na bazie superstopów i TiMC.

J.A. DeKock i Y.A.Chang [80] wyróżniają trzy typy powierzchni rozdziału: do pierwszej kategorii zaliczają niereaktywne i nierozpuszczalne komponenty (fazy zbrojące i osnowy), do drugiej niereaktywne ale rozpuszczalne i wreszcie do trzeciej takie układy, które w rezultacie reakcji tworzą co najmniej jeden nowy produkt na powierzchni rozdziału. Kategoria druga i niekiedy trzecia może być akceptowalna, jeżeli maksymalne temperatury eksploatacji są limitowane lub jeżeli stosowane są odpowiednie pokrycia ochronne. Oprócz stosowania różnorodnych pokryć na powierzchni zbrojenia, rozwój niekorzystnych reakcji chemicznych można ograniczać

drogą minimalizacji czasu trwania i temperatury procesu wytwarzania, aplikacji ciśnienia zewnętrznego, wprowadzania specjalnych dodatków stopowych do osnowy itp. [91, 92].

Właściwości kompozytu zależą też w dużej mierze od rozkładu fazy zbrojącej i odległości międzycząsteczkowych lub międzywłóknowych. Zmiany tych odległości mogą powodować występowanie wysokich naprężeń lokalnych i stref naprężeń ścinających. W niektórych przypadkach, gdy dochodzi do zetknięcia się zbrojenia, obserwuje się mikropęknięcia, częściowo jako rezultat szczątkowych naprężeń cieplnych a częściowo w wyniku wyeliminowania metalu osnowy z układu zbrojenie/osnowa. Wzrost ilości pęknięć wraz ze zmniejszaniem się odległości międzywłóknowych występuje wyraźnie, gdy odległości są mniejsze niż 30 μm [85].

Według P. Rohatgi'ego wariacje wytrzymałości mogą być w znacznej mierze zredukowane przez zastosowanie hybrydyzacji zbrojenia, tj. wprowadzenia do osnowy jednocześnie włókien ciągłych, whiskerów i cząsteczek [86]. Taki zabieg zapobiega kontaktowi wzajemnemu włókien i przyczynia się do zarodkowania niekorzystnych faz międzymetalicznych na whiskerach i cząsteczkach zamiast na powierzchni rozdziału włókno/osnowa. Można spodziewać się, że wówczas poziom wytrzymałości takiego kompozytu hybrydowego zbliży się do maksymalnych wartości teoretycznych wynikających z reguły mieszania (*ROM - rule of mixture*).

W przypadku grawitacyjnego i ciśnieniowego odlewania zawieszinowego rozkład zbrojenia w produkcie końcowym również ma ważne znaczenie. W trakcie wytwarzania dMMC, obecność cząsteczek powoduje wzrost lepkości zawiesiny a mieszanie jest konieczne do zapobiegania ich sedymentacji bądź flotacji i uzyskania jednorodnego rozkładu zbrojenia. Uważa się, że kontrola temperatury zawiesiny metalowej, właściwy dobór sposobu i warunków mieszania, właściwa degazacja a nawet filtracja są niezbędne do otrzymania wysokiej jakości wyrobu kompozytowego. Mieszanina zawieszinowa jest trudna do odgazowania, co jest spowodowane potencjalnym dążeniem suspensji do zamykania pęcherzyków gazowych przy powierzchni rozdziału cząsteczka/metal, prowadzącej w konsekwencji do pojawienia się porowatości. Jednorodność rozkładu zbrojenia pogarsza zachodzenie zjawiska "wypychania" cząsteczek przed powierzchnię rozdziału ciała stałe/ciecz rosnącymi dendrytami osnowy, zwłaszcza podczas niskich szybkości krzepnięcia. Stąd też często obserwuje się gromadzenie cząsteczek wokół ziarn, w pobliżu ich granic. Zjawisko "wypychania" przez dendryty w trakcie odlewania i krzepnięcia może stanowić poważny problem, a w wielu przypadkach prowadzi do aglomeracji i wzajemnego bilateralnego kontaktu cząsteczek. Jeżeli cząsteczki są bardzo małe, tendencje do ich zbrylania mogą komplikować uzyskanie równomiernego rozkładu zbrojenia. Z drugiej strony, nadmierne zgrubienie cząsteczek może prowadzić do ich pęknięcia [85]. Wynika stąd konieczność poszukiwań optymalnych rozmiarów cząsteczek. X. Dumant i inni [32] obserwowali występowanie łamania klasterów cząsteczek i eutektyki Al-Si w międzydendrytycznych obszarach struktury kompozytu A356/SiC. Penetracja pęknięć zachodzi poprzez sąsiednie klaster i prowadzi do pojawienia się defektów makroskopowych. Podobne zjawiska występują również w przypadku innych stopów osnowy i są najbardziej powszechną przyczyną niszczenia kompozytu. Uszkodzenie pojawia się wskutek pęknięcia cząsteczki a zniszczenie inicjuje wówczas, gdy strefa uszkodzenia powiększa się, głównie na skutek obecności klasterów. W innych układach kompozytowych o małej wytrzymałości, niskim udziale objętościowym zbrojenia, niewielkich rozmiarowo cząsteczkach lub kompozytach otrzymywanych metodami metalurgii proszków, cząsteczki zbrojenia oddzielają się od osnowy zanim strefa uszkodzenia się powiększy. Do pozostałych ważnych czynników, mających

wpływ na odporność na niszczenie należą odległości międzydendrytyczne w osnowie, rozmiary cząsteczek, relacje pomiędzy przewodnościami cieplnymi zbrojenia i osnowy, różnice w wartościach kątów zwilżania w układach cząsteczka/ciecz metalowa i cząsteczka/stała powierzchnia międzyfazowa.

Naprężenia cieplne wywołane są znacznymi różnicami we współczynnikach rozszerzalności cieplnej włókien i osnowy i powstają w trakcie chłodzenia z wysokich temperatur, charakterystycznych dla procesu ich wytwarzania. W wielu przypadkach mikropęknięcia osnowy, niska jakość połączenia fazy zbrojącej z osnową i uszkodzenia włókien prowadzą do znacznego spadku poziomu modułów sprężystości, wytrzymałości i innych właściwości kompozytów [81, 87, 89]. Pęknięcia powodowane naprężeniami cieplnymi są funkcją niezgodności odkształceń, odporności na pękanie osnowy, modułu sprężystości i rozmiarów zbrojenia, jego kształtu i udziału objętościowego. Jest to szczególnie zauważalne wówczas, gdy materiał osnowy jest kruchy i znajduje się pod zmiennymi obciążeniami cieplnymi. Z powyższego wynika, że osnowa musi być tak dobrana, aby mogła przenosić bez pęknięć te obciążenia. A.Mortensen i inni [53] uważają, że to niedopasowanie rozszerzalności cieplnej pomiędzy zbrojeniem a osnową może prowadzić do wzrostu gęstości dyslokacji w strukturze, co z kolei ma ważny wpływ na optymalny dobór parametrów obróbki cieplnej kompozytu.

Jak już wspomniano, ważną charakterystyką materiału, pracującego w warunkach obciążeń cieplnych jest odporność na pękanie, zależna z kolei od właściwości osnowy i powierzchni rozdziału komponentów. Jest to więc charakterystyka, będąca bezpośrednią pochodną przyjętego procesu wytwarzania. Wartości odporności na pękanie metalowych materiałów kompozytowych mogą okazać się poniżej założonego poziomu dla odpowiedzialnych części konstrukcyjnych. Jeżeli osnowa jest plastyczna, inicjacja pęknięcia ma miejsce na powierzchni rozdziału, zwykle w strefie kruchej warstwy, powstałej wskutek reakcji chemicznej. Gdy osnowa jest krucha, krytyczny rozmiar wady materiałowej jest mniejszy niż odległość międzywłókna i pęknięcie inicjuje na osnowie. Tak więc powierzchnia rozdziału musi zapewnić przeniesienie obciążenia dopóki nie pęknie osnowa. Zbyt niska wytrzymałość powierzchni rozdziału prowadzi do utraty połączenia fazy zbrojącej z osnową. Mechanizm pęknięcia bazuje na rozgałęzianiu mikropęknięć w osnowie i utracie połączenia zbrojenie/osnowa. Kreowanie powierzchni rozdziału, na przykład stosowaniem jedno- lub wielowarstwowych pokryć zbrojenia, pozwala na znaczną poprawę omawianej charakterystyki. Niestety, problemy praktyczne, związane z doбором rodzaju pokrycia, jego grubością i warstwowością rozwiązywane są jak dotychczas typową metodą prób i błędów [80], chociaż rozpoczęto już próby modelowania i analizy teoretycznej tego zagadnienia [77, 78, 89, 93, 94]. Jednym z przykładów ważności poszukiwań rozwiązań kompromisowych pomiędzy właściwościami jest konstatacja, że wysoka wytrzymałość połączenia zbrojenie/osnowa powoduje wzrost odporności na pękanie kompozytu. Występuje to również wówczas, gdy poprawa właściwości osnowy i zbrojenia jest konieczna do wzrostu właściwej im niskiej plastyczności i odporności na kruche pękanie, jak również odporności przed wpływami środowiska kompozytów o wysokim stopniu przetworzenia.

Do ważnych czynników wewnętrznych, wpływających na odporność na pękanie w kompozytach zbrojonych dyspersyjnie zaliczyć można typ i rozmiar zbrojenia, stosunek ich kształtu do położenia, udział objętościowy, rozkład przestrzenny, obecność warstw lub wydzielań reakcyjnych na powierzchni podziału, granice ziarn, wydzielań czy wreszcie strefy osnowy wolne od wydzielań [27]. Czynniki zewnętrzne, postronne, obejmują mechanizmy mikrostrukturalne, takie jak mostkowanie pęknięcia

lub jego defekty. Przybliżenia makrostrukturalne, mające na celu poprawę odporności na pękanie, polegają na wprowadzaniu zewnętrznych powierzchni rozdziału lub kombinacji dwóch różnych materiałów o zróżnicowanej odporności na pękanie osnowy w celu zwiększenia tolerancji awaryjnej. Jako przykład można wymienić struktury laminowane, zawierające warstwę dMMC umieszczoną na podobieństwo *sandwich* pomiędzy dwiema warstwami niezbrojonego metalu. Inne metody bazują na doborze właściwości komponentów, ich geometrii, orientacji i sterowaniu wytrzymałością powierzchni rozdziału. Dzięki projektowaniu makrostrukturalnemu można znacznie poprawić odporność na pękanie.

Na poziom właściwości zmęczeniowych kompozytów zbrojonych dyspersyjnie ma wpływ rozmiar cząsteczek; wpływ ich rozkładu nie jest jednoznaczny. Gdy cząsteczki są bardzo małe, próg początkowej propagacji pęknięcia zmęczeniowego jest nawet niższy, niż w stopie niezbrojonym. Zwiększenie rozmiarów cząsteczek SiC prowadzi do podniesienia progu propagacji do poziomu charakterystycznego dla stopu monolitycznego [95]. Wraz z podwyższeniem temperatury i ilości cykli zmęczeniowych, obydwa typy kompozytów, w pewnej mierze niezależnie od rozmiarów cząsteczek, wykazują większy wzrost odporności na pęknięcia zmęczeniowe niż materiał niezbrojony. Zjawisko to przypisywane jest wzrostowi poziomu wierzchołkowego osłaniania pęknięcia (*crack tip shielding*), które prowadzi do zwiększenia odporności materiału wskutek pęknięcia i dekohezji cząsteczek. Kompozyty zbrojone whiskerami wykazują lepsze właściwości zmęczeniowe. Aby zapoczątkować pojawienie się szczeliny zmęczeniowej trzeba wykonać większą liczbę cykli w porównaniu z kompozytami zbrojonymi cząsteczkami lub materiałami monolitycznymi.

Metody, dzięki którym materiały wyjściowe są łączone często mogą się zmieniać a właściwości kompozytów dMMC są tym lepsze, im procedury wytwórcze bliższe są przemysłowym procesom technologicznym. Procesy obróbki plastycznej dMMC odnoszone są do wyższej skali trudności wskutek relatywnie niskiej plastyczności tych materiałów. Oprócz tego w trakcie przeróbki powstaje spora ilość materiału odpadowego, co przy uwzględnieniu względnie wysokiego kosztu, stanowi dość ważny problem techniczny.

J. E. Allisson i G. S. Cole zwracają uwagę na specyfikę starzenia w temperaturach 300-450°C i relaksacji naprężeń, które mogą powstawać w dMMC w trakcie wtórnych procesów przeróbki [11].

Jednym z ważniejszych problemów, które należy brać pod uwagę w trakcie realizacji procesów, zachodzących w stanie stałym jest zmiana objętości, występująca podczas zagęszczania. Wpływa to nie tylko na wymiary zewnętrzne wyrobu, ale również powoduje powstawanie lokalnych naprężeń na włóknach, które mogą prowadzić do uszkodzenia powierzchni rozdziału zbrojenie/osnowa, jej przemieszczeń, wyboczeń kompresyjnych lub uszkodzeń od naprężeń rozciągających. Dla większości procesów na gorąco przemieszczenia występują w kierunku działania siły odkształcającej ale naprężenia wynikowe mogą pojawiać się w innych kierunkach, powodowane płynięciem metalu w trakcie obróbki.

W strukturze kompozytów na bazie aluminium można zaobserwować pęcherzyki wodoru, produkty zanieczyszczeń fazy zbrojącej i wtrącenia tlenkowe [11, 82, 83, 86]. P. Rohatgi uważa, że niestaranna kontrola parametrów procesu prowadzi do przedwczesnego krzepnięcia metalu, deformacji preform a w rezultacie do występowania w wyrobie kompozytowym szeregu wad odlewniczych [86]. Rozkład przestrzenny zbrojenia może być w znacznym stopniu ujednorodniony stosowaniem procesów dalszej przeróbki, tj. walcowaniem, kuciem lub wyciskaniem [27].

II.2.3. Perspektywy rozwoju metalowych materiałów kompozytowych w transporcie samochodowym

Początek XX wieku to okres rozwoju nowych gatunków stali. Koniec XX wieku to domena materiałów kompozytowych o osnowie metalowej, ceramicznej i z tworzyw sztucznych o wyjątkowych właściwościach, które przyczyniły się do skokowego rozwoju materiałów konstrukcyjnych.

Kompozyty traktowane początkowo jako konsekwencja materiałowa naśladownictwa natury, zaczęły powstawać w zamierzczłej przeszłości. Ich podstawową zaletą w porównaniu do innych materiałów konstrukcyjnych jest możliwość sterowania ich właściwościami w prawie nieograniczonym zakresie. Możliwość sterowania oznacza, że właściwości te trzeba zbadać przed wykorzystaniem materiału, co w przypadku materiałów kompozytowych może stanowić istotny problem czasowy i finansowy, a czasem i poznawczy. Obecnie wykorzystując najnowsze techniki badawcze można znaleźć wiele charakterystycznych zależności wcześniej niezauważanych.

Konstrukcje lekkie wykazujące optymalne właściwości mechaniczne stosowane obecnie w technice mają swoje pierwowzory w naturze. Zostały one wykształcone przez różnorodne zjawiska i długotrwałe procesy przyrodnicze. Bez przesady można mówić o technicznej perfekcji i nie ma wątpliwości co do tego, że w naturze mamy do czynienia z rozwiązaniami optymalnymi. Najlepszym przykładem adaptacyjnego dostosowania się budowy do warunków egzystencji stanowią kości ludzkie i zwierzęce, drzewo bambusowe, łodygi i liście roślin, pazury, rogi i kolce, a także widełki drzewa oraz zjawiska np. zarastania otworu po sęku w drzewie, zrastania kości itp.

Wszystkie te naturalne struktury charakteryzują się między innymi dużą sztywnością przy stosunkowo małej masie.

Konieczność oszczędzania energii i surowców coraz bardziej wysuwa na pierwszy plan rozwój konstrukcji lekkich. Rozwój mechanicznych elementów konstrukcyjnych pod względem zmniejszenia masy musi iść w parze z gwarancją zachowania właściwości wytrzymałościowych przynajmniej na takim poziomie, aby elementy konstrukcyjne mogły sprostać, bez szkody, obciążeniom mechanicznym występującym w czasie pracy. Znalezienie tego kompromisu nie jest proste dla konstruktorów, ponieważ obydwa wymagania mają na siebie wzajemnie wpływ, a aspekty funkcjonalne i technicznego wykonawstwa stawiają dalsze warunki brzegowe. Problem optymalizacji konstrukcji przenoszących obciążenia natura rozwiązała w perfekcyjny sposób.

Zapotrzebowanie na materiały o niewielkiej gęstości w korelacji z niskimi kosztami i wysokimi właściwościami mechanicznymi doprowadziło do odkrycia nowych grup materiałów konstrukcyjnych, tzw. materiałów komórkowych.

Prowadzone badania nad nowymi stopami z metali lekkich i materiałów kompozytowych oraz zaawansowanymi technologiami mają na celu sprawdzenie możliwości wdrożenia elementów i podzespołów przewyższających właściwościami dotychczas stosowane przy zachowaniu co najmniej dotychczasowej niezawodności.

Światowe koncerny samochodowe stawiają coraz wyższe wymagania w stosunku do stabilnej "elastyczności" materiałowej, co stanowi niewątpliwą zachętę do szerszego stosowania metalowych materiałów kompozytowych w środkach transportu. Przewidują oni, że dzięki zmniejszeniu o 10% masy pojazdu można osiągnąć 5.5%-owe zmniejszenie zużycia paliwa. Z kolei J. Bognar [21] uważa, że redukując masę samochodu o 30-35% można liczyć na zmniejszenie zużycia paliwa o ok.15% lub inaczej rzecz ujmując, "odchudzając" pojazd o ok. 100 kg uzyskuje się

oszczędności paliwa od 0.4 do 0.6 l/100 km. W Stanach Zjednoczonych przewidywano, że do 2000 roku samochody średnio- a nawet wysokolitrażowe powinny charakteryzować się wskaźnikiem zużycia paliwa rzędu 5.9 l na 100 km, z uwzględnieniem amerykańskiego standardu wyposażenia samochodu, tzn. klimatyzacji, sterowania silnika mikroprocesorem, pełnej kontroli jazdy poprzez "cruise control", systemu ABS, podwójnej poduszki powietrznej, automatycznej skrzyni biegów czy sygnalizacji ciągłej parametrów pracy silnika, zawieszenia, stanu opon, warunków wewnętrznych i zewnętrznych itp., a więc rozwiązań, których działanie również przyczynia się do wzrostu zużycia paliwa [44].

Pierwszoplanowym obszarem zastosowania metalowych materiałów kompozytowych w urządzeniach transportowych stały się części układu napędowego i silnika, układu kierowniczego i zawieszenia oraz układu hamulcowego. Do właściwości kompozytów metalowych [22], które mogą wzbudzić żywotne zainteresowanie potencjalnych konstruktorów pojazdów samochodowych należą:

- ❖ mała gęstość,
- ❖ temperaturowe charakterystyki właściwości mechanicznych, w tym zwłaszcza charakterystyki zmęczeniowe,
- ❖ sztywność,
- ❖ właściwości tribologiczne (w tym odporność na zatarcie i zużycie),
- ❖ zdolność do tłumienia drgań,
- ❖ szereg właściwości kreatywnych (tj. poddających się projektowaniu według założonych wymagań), do których należy chociażby rozszerzalność czy przewodność cieplna,
- ❖ prawie bezodpadowa produkcja.

Najczęściej stosowanym tworzywem kompozytowym w motoryzacji są stopy aluminium uzupełniane cząsteczkami lub włóknami węgla krzemu i tlenków aluminium. Właściwości wytrzymałościowe tych kompozytów w podwyższonej temperaturze są znacznie lepsze niż stopów bez dodatków wzmacniających. To samo dotyczy odporności na ścieranie. Zrozumiałe jest więc zainteresowanie koncernów motoryzacyjnych wykonaniem elementów par ciernych z tego tworzywa, zwłaszcza zbrojonego w sposób dyspersyjny.

Do głównych zalet stosowania kompozytów jako materiału na tarcze i bębny hamulcowe należy zmniejszenie sił bezwładności, co z kolei przyczynia się do wzrostu wykorzystania paliwa. Redukcja sił bezwładności powoduje dodatkowe zmniejszenie masy efektywnej (rzeczywistej) o ok. 50%, pozwalające zwiększyć przyspieszenie i skrócić drogę hamowania jak również obniżyć poziom hałasu, zwiększyć odporność na zużycie i dodatkowo ujednorodnić sam mechanizm tarcia.

W latach 1996 - 1997 Amerykańskie Stowarzyszenie Odlewników przeprowadziło badania marketingowe w zakresie rzeczywistych i planowanych zastosowań kompozytów metalowych w przemyśle samochodowym USA, mających na celu głównie redukcję masy pojazdu [55]. Zakres analizy stosowania nowych rozwiązań konstrukcyjno-materiałowych obejmował węzły hamulcowe i zespoły zawieszenia, nie uwzględniając tłoków (zapewne dlatego, iż zamiana monolitycznego stopu aluminium na kompozyt o osnowie aluminiowej nie prowadzi bezpośrednio do znaczącego zmniejszenia masy). Badaniami, mającymi na celu określenie kreatywności nowych materiałów na potencjalnych rynkach zbytu objęto następujące firmy: General Motors, Ford, Toyota, Citroen, General Electric, Alfred Teves, Dana-Spicer, TRW, Rockwell, Torrington, Akebono, Bendix, Thyssen, Honda, Nissan, BMW, ITT Teves, Lucas, Allied Signal, Kelsey Hayes, Doehler, Abex, Rover, Davis Tool oraz Eaton.

A oto wnioski z tych unikalnych badań:

1. Znakomita większość monitorowanych firm (General Motors, Ford, Toyota, Citroen, General Electric, TRW Steering, Bendix, BMW, ITT Teves, Lucas, Allied Signal, Kelsey Hayes, Doehler, Abex, Rover) pracuje nad zastosowaniem kompozytów aluminiowych na części węzłów hamulcowych i części podzespołów zawieszenia. Zastosowanie materiałów lżejszych niż dotychczas stosowane na te podzespoły, spowoduje dalsze korzyści związane z redukcją masy nieresorowanej, a w związku z tym zwiększenie komfortu i bezpieczeństwa jazdy.
2. Toyota i Ford już zastosowały kompozytowe tarcze hamulcowe w modelach samochodowych z 1994/1995 roku zarówno w USA, jak i w Australii. Następnymi potencjalnymi kandydatami do wdrożeń nowych rozwiązań w postaci tarcz hamulcowych i ramienia zwrotnicy (*control arm*) są: Taurus, 250 Truck, Aero Star Van i Lincoln Continental.
3. Przeprowadzono testy techniczne przy prędkości 80 mil/h (ok.130 km/h). Stwierdzono konieczność powietrznego chłodzenia kompozytowych tarcz hamulcowych, co w następstwie rozwiązano poprzez zmiany konstrukcyjne idące w kierunku tzw. tarcz wentylowanych.
4. Nie stwierdzono występowania ubocznych efektów, związanych z nadmiernym poziomem hałasu pracy tarcz hamulcowych.
5. Konieczne jest opracowanie nowego rozwiązania materiałowo-konstrukcyjnego dotyczącego klocków hamulcowych, głównie w celu kontroli problemu nadmiernego wzrostu temperatury pracy pary czarnej tarcza/klocek.
6. Stosując kompozytowe tarcze hamulcowe eliminuje się emisję produktów ścierania, osadzających się w obszarach lokalizacji węzłów hamowania (np. na felgach, zwłaszcza samochodów ciężarowych).
7. Określone problemy mogą wystąpić z korozją kompozytowych tarcz hamulcowych.
8. Wbrew przewidywaniom, obróbka skrawaniem tarcz hamulcowych z kompozytów aluminiowych jest racjonalna ekonomicznie, jednakże początkowe koszty, związane z adaptacją i wyposażeniem istniejącej, standardowej bazy obróbczej mogą być znaczące.
9. W odniesieniu do obejm zacisku klocków hamulcowych (*brake caliper*) i widełek przegubów (*knuckle*), w porównaniu z żeliwem sferoidalnym, właściwości wytrzymałościowe kompozytów aluminiowych nie są jak dotąd w pełni zadowalające.
10. Bazując na przeprowadzonym monitoringu oszacowano ilości potencjalnie stosowanych części kompozytowych w samochodach osobowych i ciężarowych (Tabl. II.3).
11. Jeżeli bieżące programy testowe Forda i Toyoty (których ważności trudno przecenić) zakończą się pomyślnie, prognozy zawarte w Tabl.II.3 mogą okazać się znacznie zaniżone.
12. Oczekuje się istotnego rozwoju technologii prasowania w stanie ciekłym (*squeeze casting*), zwłaszcza w odniesieniu do wykonywania kompozytowych widełek przegubów i innych elementów zawieszenia. Takie firmy amerykańskie, jak CMI i Amcast rozpoczęły u siebie (poczynając od 1996 roku) montaż zautomatyzowanych kompleksów do realizacji wspomnianej technologii.

Planowane ilości wyrobów kompozytowych o osnowie aluminiowej w przemyśle samochodowym dla monitorowanych firm (na potrzeby rynku amerykańskiego) [45]

Wyszczególnienie	Rok	1998	2007
Tarcze hamulcowe		360.000	800.000
Obejmy zacisku klocków hamulcowych		400.000	900.000
Elementy zawieszenia (sworznie zwrotnicy osi przedniej, ramiona zwrotnicy, widełki przegubów)		950.000	3.000.000

Dzisiaj już wiadomo, że programy testowe Forda i Toyoty zakończyły się pełnym powodzeniem i produkcja seryjna kompozytowych tarcz hamulcowych stała się faktem. Nieoficjalne dane mówią już o milionie tarcz z kompozytów aluminiowych, wytworzonych w ostatnich latach, a swego czasu znane z ostrożności sądów i prognoz Amerykańskie Stowarzyszenie Odlewników ogłosiło rok 1996 - rok stulecia swego istnienia - rokiem "kompozytowych tarcz hamulcowych" [23].

W warunkach krajowych w pracy [56, 57, 58] również sprecyzowano szereg aplikacji, możliwych do wdrożenia w przemyśle motoryzacyjnym.

Aby w nieodległej przyszłości można było odnieść sukces techniczny i komercyjny w zakresie szerszego wdrożenia materiałów kompozytowych w przemyśle cywilnym, należy rozwiązać istniejące i potencjalne trudności, występujące w następujących grupach:

1. Materiały.
2. Procesy wytwórcze.
3. Metody badań i oceny, narzędzia analityczne.
4. Aspekty techniczne.

Do każdej z wymienionych kategorii powinno się przypisać wymóg niskich kosztów [34].

Kategoria "materiały" dotyczy bezpośrednich kosztów materiałowych zbrojenia, szczególnie włókien i materiałów osnowy, syntezy udoskonalonej fazy zbrojącej, nowocześniejszych materiałów osnowy i pokryć na włókna, przyczyniających się do podniesienia odporności na pełzanie i innych charakterystyk wytrzymałościowych bez znaczącej utraty odporności na kruche pękanie dla kompozytów o wysokim stopniu przetworzenia, nowych materiałów osnowy, projektowanych specjalnie z uwzględnieniem zasad mikromechaniki i podstaw metalurgii współczesnej, zrozumienia mechanizmów interakcji na powierzchni rozdziału zbrojenie/osnowa, normalizacji materiałowej, zdolności materiałów do utylizacji i regeneracji, materiałów bezpiecznych pod względem ochrony środowiska i superlekkich, materiałów zdolnych do pracy w wysokich temperaturach [28, 35, 59, 60].

Do zagadnień, które powinny być poddane dodatkowym badaniom uzupełniającym, należy problematyka pęknięcia w dMMC, wyjaśnienia wpływu kształtu cząsteczek, charakterystyk wydzielenia, rozkładu pierwiastków w strukturze, specyfiki strukturalnej w układzie ziarno/subziarno [36]. Niekiedy obserwuje się tendencję do pogłębionych badań istniejących materiałów, a nie rozwoju nowych. Takie podejście jest o tyle racjonalne, że nie wymaga dodatkowych nakładów finansowych i konieczności rozpoczęcia badań materiałowych praktycznie od zera [61].

Pokonanie trudności, powstających w procesach wytwórczych jest prawdopodobnie kluczem do komercjalizacji kompozytów. Grupa AMMT wymienia szereg niezbędnych, krytycznych wymagań, takich jak konieczność stosowania "inteligentnych" procesów NNS, pełnej automatyzacji procesu, jego niskiej energochłonności, krótkiego czasu trwania pilotażowego rozruchu wdrożenia,

wytwarzanie materiałów z zachowaniem szczególnej dbałości o ochronę środowiska, zwiększone możliwości realnej komercjalizacji. Często wymienia się również efektywność ekonomiczną, niezawodność i elastyczność procesu produkcyjnego, w tym możliwości utylizacji i regeneracji materiałów [27, 60]. Pod tym względem procesy wytwórcze z zastosowaniem ciśnienia zewnętrznego wymagają poprawy ich ekonomiczności, chociażby drogą optymalizacji procesów zwilżania i fizyki infiltracji, doskonalszych metod wytwarzania preform ceramicznych oraz lepszego projektowania układów wlewowych, sterowania polem temperaturowym, sposobu podawania cieczy metalowej, wentylacji form itp. [60, 62, 63]. Istotne jest stosowanie w procesach wytwórczych kontrolnej roli sztucznej inteligencji (AI - *artificial intelligence*).

W większości źródeł literaturowych można znaleźć wspólną potrzebę wprowadzania znormalizowanych metod badań kontrolnych w ciągu całego procesu wytwarzania materiałów kompozytowych. Wymienia się konieczność poszukiwań nowych i adaptacji istniejących metod badań zawartości wodoru w ciekłej zawieszynie i kompozycie w stanie stałym, określania udziału objętościowego fazy zbrojącej i składu chemicznego materiału osnowy. Istotne jest znalezienie metod badań nieniszczących, pozwalających na indykację ewentualnych źródeł uszkodzeń, zagrażających bezpieczeństwu przyszłej eksploatacji, zwłaszcza w przypadku kompozytów zaawansowanych, o wysokim stopniu przetworzenia (*high performance*) [64, 65, 66]. Do tej pory zaliczyć do nich można metody szybkiej analizy, metody testowania wysokotemperaturowego i odpowiednie procedury sprawdzające zgodność wyrobów i części z istniejącymi normami.

Aspekty techniczne obejmują względy projektowe i zawierają się w optymalizacji interdyscyplinarnej i poszukiwaniach zbieżności, badaniach układów kompozytowych (faza zbrojąca, osnowa, pokrycie), zwłaszcza materiałów kruchych, badaniach nowych koncepcji strukturalnych, analizie doboru narzędzi i instrukcji technologicznych. Do bardziej praktycznych aspektów zaliczyć można badania procesów łączenia, montażu i naprawy, zwłaszcza dla cMMC [59].

Niektóre firmy, na przykład DURALCAN, same ponosiły całkowite koszty wdrożenia i uruchomienia produkcji, co oczywiście spowodowało konieczność wydatkowania środków finansowych także na komercjalizację [67, 68].

M. Brown i inni [69] uważają, że obecnie istnieją dwa istotne segmenty rynkowe, pozwalające zrealizować koncepcję "dualnej" aplikacji: przemysł środków komunikacji dla kompozytów zbrojonych dyspersyjnie i przemysł elektroniczny dla kompozytów zbrojonych włóknami grafitowymi. Innych potencjalnych zastosowań można spodziewać się dla wysokotemperaturowych MMC (zwłaszcza TiMC) ale w ograniczonym zakresie komercyjnym, z wyjątkiem być może przemysłu lotniczego i kosmicznego. Realizacja powyższych aplikacji wymagać będzie znacznego wsparcia finansowego przez agendy rządowe. R. W. Bryant nie przewiduje liczącej się penetracji rynku przez kompozyty aż do 2010 roku [70]. Z kolei W.J. McDonough twierdzi, że te materiały, które będą spełniać w największej mierze wymóg wysokiego stopnia przetworzenia i zaawansowania (*high performance*), zdominują arenę komercjalizacji [71]. Prognozy zbytu MMC na rok 2002 przewidują znaczący wzrost wskaźników (w porównaniu z rokiem 1992) dla przemysłu samochodowego, dla pozostałych gałęzi przemysłu, takich jak lotnictwo i aeronautyka, rekreacja i innych przewidywany jest wzrost na poziomie średnim [71].

Głównym źródłem konkurencji dla amerykańskiego przemysłu kompozytowego jest Japonia i Wielka Brytania [22]. W szczególności w Japonii podejmowane są zdecydowane wysiłki w kierunku aplikacji komercyjnych, głównie niezawodnych metod wytwarzania i opłacalności procesów produkcyjnych kompozytów na bazie

aluminium, zbrojonych whiskerami, cząsteczkami i włóknami [30, 31]. Aktualnie trwają prace nad materiałami kategorii *high performance*, głównie kompozytami typu węgiel-węgiel i o osnowie intermetalidów (na podobieństwo programów realizowanych przez NASP).

Jest oczywiste, że wiele zagadnień musi być szczegółowo rozpatrzonych zanim materiały kompozytowe znajdą szerokie zastosowanie. Według *Washington Technology* do najważniejszych czynników w tym względzie można zaliczyć zdefiniowanie istniejącego rynku klienta i określenie tych problemów, które pragnie on rozwiązać, wykreowanie technologii odpowiadających jego wymaganiom w myśl cytatu "...coś, co może dawać znaczące osiągi technologiczne nie zawsze transferuje się na mierzalne i odczuwalne korzyści, zwłaszcza w ocenie szarego klienta lub biznesmena" [72]. Dopóki istniejące, stwierdzone właściwości materiałów kompozytowych nie uczynią z nich materiału wielce atrakcyjnego i w pewnej mierze niezastąpionego w różnorodnych zastosowaniach, dopóty trudno będzie faktycznie pokonać bariery ekonomiczne, legislacyjne i techniczne.

Rozpowszechnienie zastosowań metalowych materiałów kompozytowych w przemyśle samochodowym uzależnia się od obniżenia wysokich kosztów związanych z wykonaniem odlewów, materiałami i złożoną technologią. Mimo to, metalowe materiały kompozytowe mogą być otrzymywane w ekonomicznie uzasadniony i racjonalny sposób w postaci końcowej jako produkt wysokiej jakości. Jednakże rzeczywistość ekonomiczna sprawia, że dzisiejsze materiały zawansowane, takie jak metalowe materiały kompozytowe, mogą nie znaleźć tak szerokiego zastosowania.

II.2.4. Przykłady zastosowań materiałów kompozytowych na tarcze hamulcowe

Duży postęp w konstrukcji pojazdów był możliwy nie tylko dzięki błyskawicznemu rozwojowi mikroelektroniki ale również dzięki osiągnięciom inżynierii materiałowej.

Spektakularnym wydarzeniem w obszarze aplikacji przemysłowej kompozytów odlewanych było uruchomienie przez Lanxide Co. (USA) produkcji tarcz hamulcowych z kompozytów aluminiowych zbrojonych dyspersyjnie węglikiem krzemu, otrzymywanych drogą infiltracji quasi grawitacyjnej (*pressureless infiltration*) według metody PRIMEX CAST™ [24, 56]. W kompozytowe tarcze hamulcowe wyposażono sportowy, dwudrzwiowy samochód Lotus Elise (UK) o masie 690 kg, z cztero-zaworowym silnikiem ROVER, o pojemności 1.8 litra, osiągający prędkość 100 km/h w przeciągu 5.9 s, i prędkość max. 202 km/godz (Rys.II. 23). Szerszej publiczności zademonstrowano go po raz pierwszy już w 1995 roku w trakcie Salonu Samochodowego (*Auto Show*) we Frankfurcie. Seryjną produkcję samochodu rozpoczęto w marcu 1996 roku, a do 1999 r zmontowano 2.000 pojazdów w cenie detalicznej ok. 33.000 USD. Ich ogólny przebieg wyniósł już ponad 10 milionów mil. Kompozytowe tarcze hamulcowe do samochodu Lotus Elise rozpoczęto wytwarzać nieco wcześniej, już od stycznia 1996; do 1999 r wyprodukowano 15.000 tarcz, z czego do firmy Lotus dostarczono 10.000, a zapotrzebowanie w ostatnim okresie zamknęło się ilością 1.000 tarcz miesięcznie. Za cały okres eksploatacji u producenta (do końca 1999 r) zareklamowano dwie tarcze hamulcowe i to z powodu uszkodzeń mechanicznych. Gwarantowany przez wytwórcę minimalny okres eksploatacji tarcz kompozytowych wynosi 100.000 mil, a nieoficjalnie mówi się o docelowym bezawaryjnym przebiegu nawet 1.000.000 mil (sic!). Odlewy tarcz hamulcowych otrzymywane są z koncentratów (zapraw) kompozytowych PRIMEX™, wytwarzanych w piecach pracujących w sposób ciągły w postaci bloków o masie 10 kg. Po

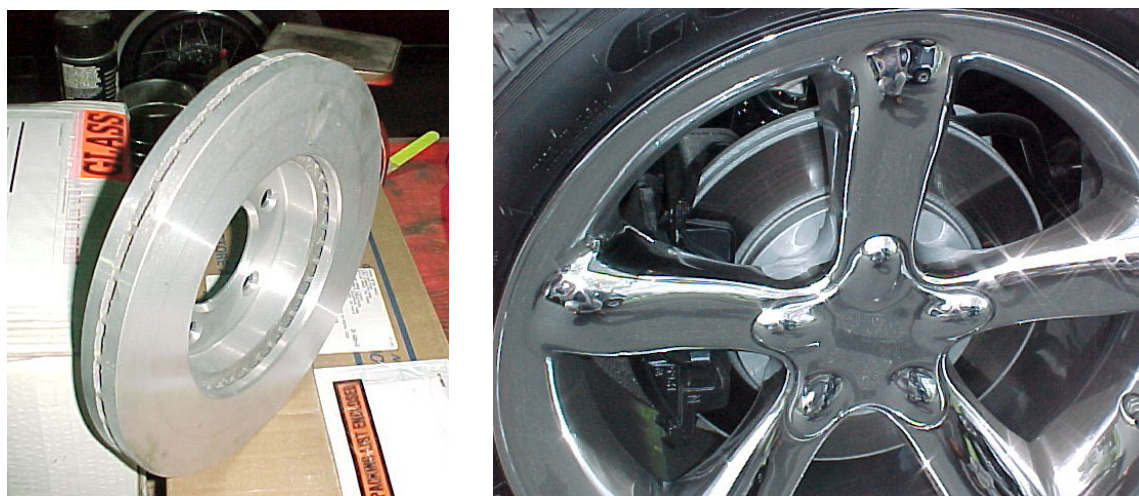
rozcieńczeniu koncentratu do zawartości 10-30% SiC w stopie aluminium zawierającym 10% Si, zawieszona jest zalewana do form piaskowych. Dziennie wykonuje się 60 odlewów. Układy wlewowe w pełni powracają do obiegu. Producent opracował technologię wytapiania kompozytów nawet o zawartości do 50% materiału złomowego (wtórnego), jednakże w seryjnej produkcji tarcz wprowadza się 25% "złomu". Z każdego wytopu pobiera się próbkę na określenie składu chemicznego i gęstości, natomiast raz w tygodniu odlewane są próbki wytrzymałościowe. Masa odlewu o średnicy 300 mm i grubości 30 mm (w części zewnętrznej) wynosi 4.0 kg; masa w pełni obrobionej tarczy hamulcowej - 2.7 kg .

Obecnie tarcze hamulcowe z metalowych materiałów kompozytowych (AIMC) są produkowane w USA, W. Brytanii i Japonii do różnych marek samochodów produkowanych w niewielkich seriach m.in. w samochodach wyścigowych Formuły 1, osobowych (tzw. usportowionych) tj. Lotus Elise, Chrysler Prowler (Plymouth), Ford Taurus, Toyota RAV-4 (SUV), VW Lupo który spala 2,96 litra benzyny na 100 km (bębny) oraz w gokartach, motocyklach i rowerach do bicia rekordów.

Dzięki uprzejmości firmy Bricad ze Szwajcarii [176] oraz [177] przedstawiono szereg zdjęć przykładów zastosowań materiałów kompozytowych AIMC na tarczach i bębny hamulcowe (Rys.II.24-II.32).



Rys. II.23. Tarcza hamulcowa z AIMC zastosowana w samochodzie sportowym LOTUS ELISE [24]



Rys.II.24. Kompozytowa tarcza hamulcowa wentylowana



Rys. II.25. Kompozytowa tylna tarcza hamulcowa wentylowana do samochodu Chrysler Prowler (materiał F3S.20S)



Rys. II.26. Kompozytowa przednia tarcza hamulcowa wentylowana do samochodu Ford Taurus (materiał F3S.20S)



Rys. 27. Pełna kompozytowa tarcza hamulcowa wentylowana do samochodu TOYOTA RAV-4 z napędem hybrydowym

a/



b/



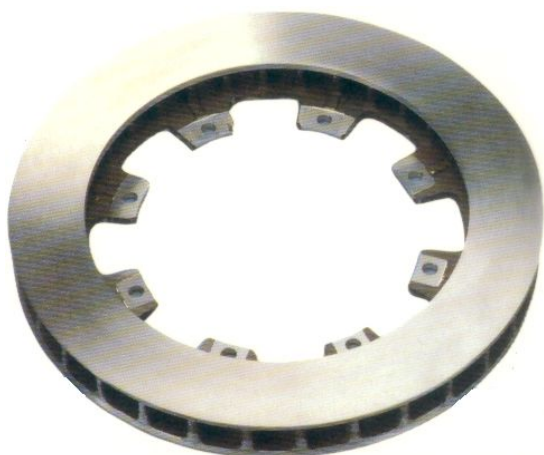
Rys.II.28. Kompozytowa tarcza hamulcowa jednostronna
 a/ powierzchnia robocza, płaska
 b/ powierzchnia tylna uźebrowana w celu zwiększenia intensywności odprowadzenia ciepła



Rys.II.29. Kompozytowy bęben hamulcowy do samochodu VW Lupo (materiał F3S.20S).

Ponadto tarcze hamulcowe z materiałów kompozytowych są obecnie również stosowane w samochodach wyścigowych Formuły 1 oraz w samochodach osobowych, sportowych (Rys.II.29).

a/

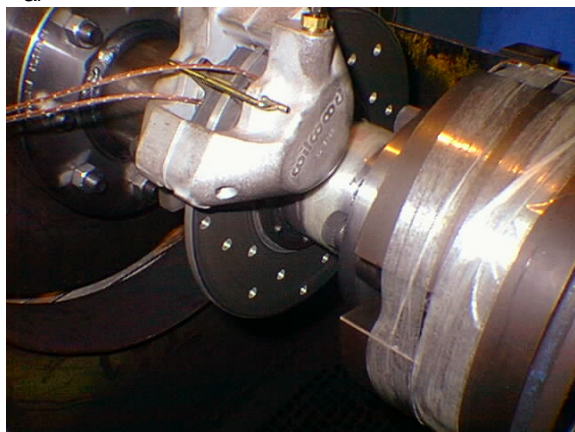


b/

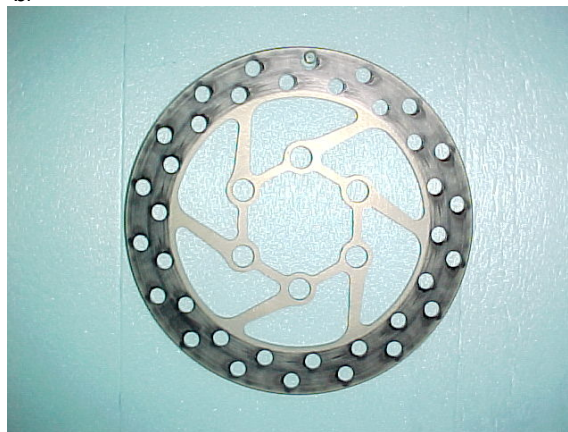


Rys.II.29. Kompozytowe tarcze hamulcowe nowej generacji przeznaczona do samochodów:
 a/ wyścigowych Formuły 1 (odlew piaskowy z kompozytu A356/20 obj. % SiC)
 b/ osobowych o zacięciu sportowym

a/



b/

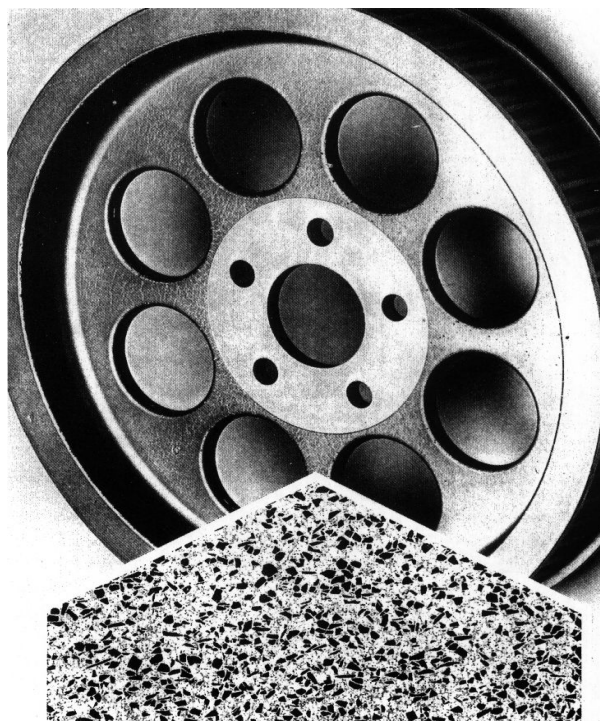


Rys.II.30. Kompozytowa tarcza hamulcowa motocyklowa
 a/ badania stanowiskowe, b/ tarcza po badaniach

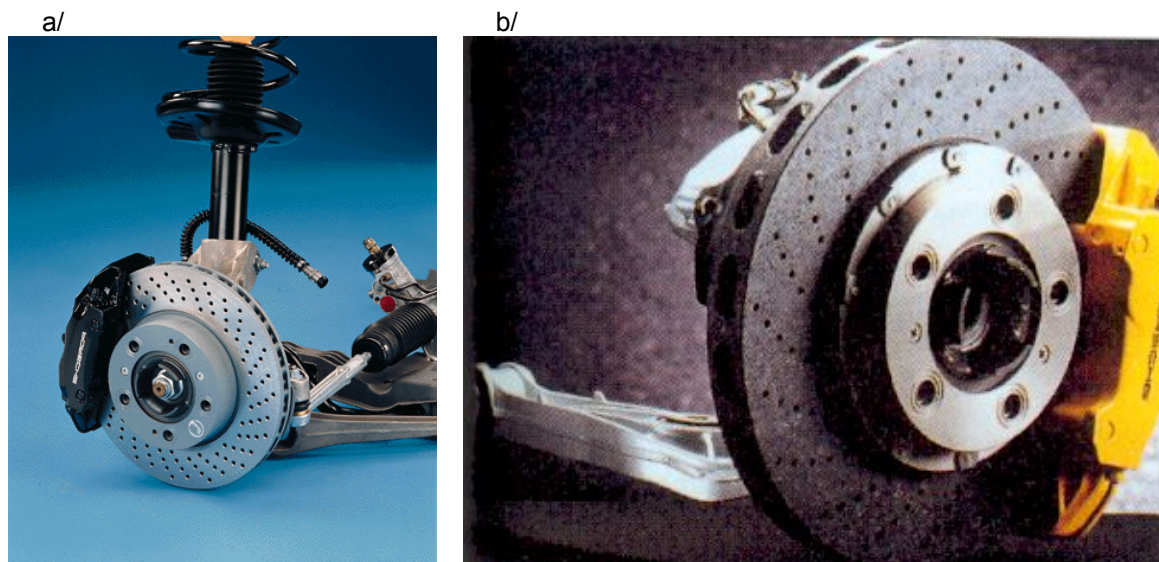


Rys.II.31. Kompozytowy bęben hamulcowy

W najdroższych samochodach świata (najczęściej na indywidualne zamówienie) obecnie stosowane są najnowocześniejsze tarcze hamulcowe ceramiczne (krzem z włóknem węglowym). Tarcze hamulcowe z materiałów ceramicznych (krzem) wzmocnione włóknami węglowymi charakteryzują się pracą praktycznie bez zużycia, bardzo wysoką odpornością na wysokie temperatury i korozję. Ceramiczne tarcze hamulcowe oszczędzają nie tylko koszty przeglądów i napraw, lecz również zmniejszają masę pojazdu (o 50% lżejsze niż żeliwne). Zatem masa pojazdu będzie mniejsza o około 20 kg. Natomiast ich wadą są bardzo wysokie koszty seryjnej produkcji przemysłowej (do samochodu Porsche ok. 12.000 DEM za sztukę) (Rys.II.33, II.34).

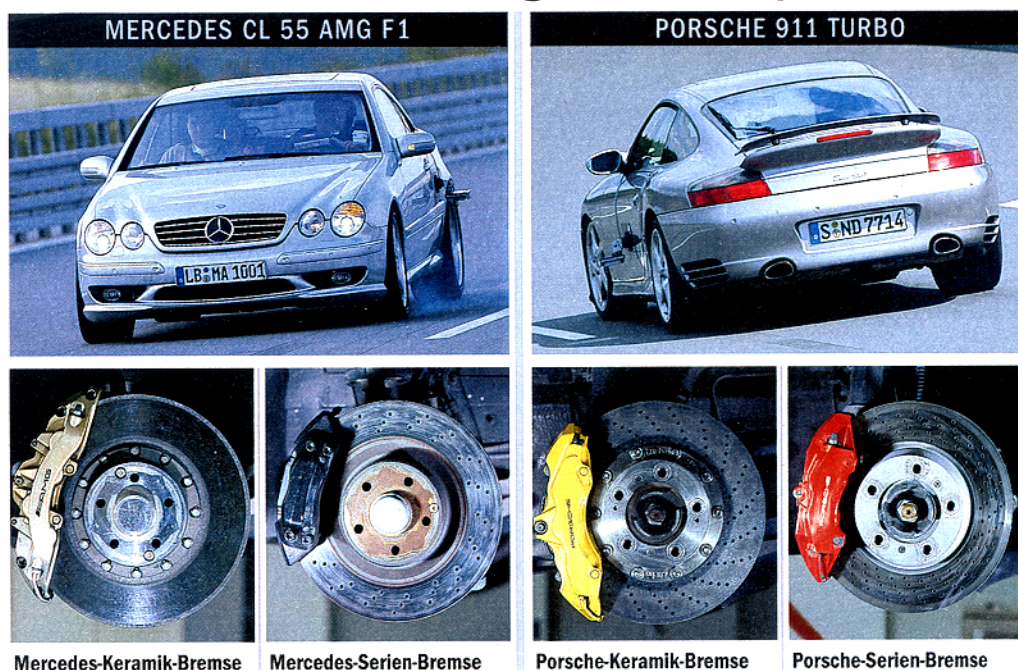


Rys.II.32. Kompozytowy bęben hamulcowy o średnicy 320 mm otrzymany z kompozytu Al+SiC przez ECK INDUSTRIES Inc. (USA). W dole rysunku pokazano strukturę kompozytu (pow. 100x)



Rys.II.33. Tarcza hamulcowa z zaciskiem do samochodu Porsche 911 turbo
a. tradycyjna z żeliwa, b. ceramiczna.

Neue Bremsentechnologie für die Top-Modelle



Rys.II.34. Przykład ilustrujący zastosowanie nowych technologii w układach hamulcowych najnowszych modeli Porsche i Mercedesa

Technologia produkcji: krótkie włókna węglowe, węgiel sproszkowany i żywica są prasowane, a następnie spiekane w temperaturze 1000°C. W piecu powstaje stabilna struktura składająca się z włókien węglowych. Następnie ze względu na łatwą obróbkę, nadaje się założony kształt przez obróbkę mechaniczną. Drugi raz półfabrykat tarczy hamulcowej jest wkładany do pieca razem z krzemem. Z nagrzaną do temperatury 1700°C kąpieli roztopionego krzemu pory węglowej struktury zasysają ciekły krzem jak gąbka. Moment, w którym węglowa struktura łączy się z ciekłym krzemem jest momentem powstania ceramiki. Stygnięcie tej ceramiki trwa przez kilka godzin i wtedy ciemnoszara, błyszcząca tarcza hamulcowa jest gotowa do

montażu. Tarcze ceramiczne (karbonowe) są wentylowane oraz posiadają perforację w płaszczyznach bocznych, tak jak konwencjonalne tarcze hamulcowe do samochodów sportowych.

Porsche nazywa te nowe, zastosowane w nowym 911 turbo, hamulce mianem PCCB (*Porsche Ceramic Composite Brake*) i zaznacza z naciskiem, że nowy materiał gwarantuje stały współczynnik tarcia w całym zakresie temperatur pracy. Maksymalne opóźnienie powinno nastąpić natychmiast i bez potrzeby wywierania na pedał hamulca nadmiernej siły; również na mokrej nawierzchni, ponieważ kompozyt ceramiczny w ogóle nie chłonie wody. Nie tylko sama tarcza hamulcowa, lecz również dobrane do niej okładziny cierne mają ekstremalnie wysoką żywotność. Podczas gdy tarcze mają mieć żywotność co najmniej równą żywotności samochodu, żywotność okładzin ciernych w takiej parze cierniej powinna być co najmniej dwukrotnie wyższa niż dotychczasowych [178]. Materiały ceramiczne są odporne na wysokie temperatury, aż do 2000°C, nie korodują nawet w wysokich temperaturach, przy wysokich zawartościach tlenu i są lżejsze od żeliwa.

Tarcze hamulcowe z materiałów ceramicznych ze względu na koszty produkcji nie stanowią konkurencji na obecnym etapie, dla tarcz wykonywanych z MMC oraz z materiałów tradycyjnych.

III. CZĘŚĆ EKSPERYMENTALNA

III.1. Materiały do badań

Badania, wyniki których zawarto w danej pracy, przeprowadzono na dwóch grupach materiałów:

1. **żeliwo:**

- szare
- sferoidalne
- wermikularne

2. **kompozyty** - osnowa ze stopu aluminium - zbrojenie dyspersyjne:

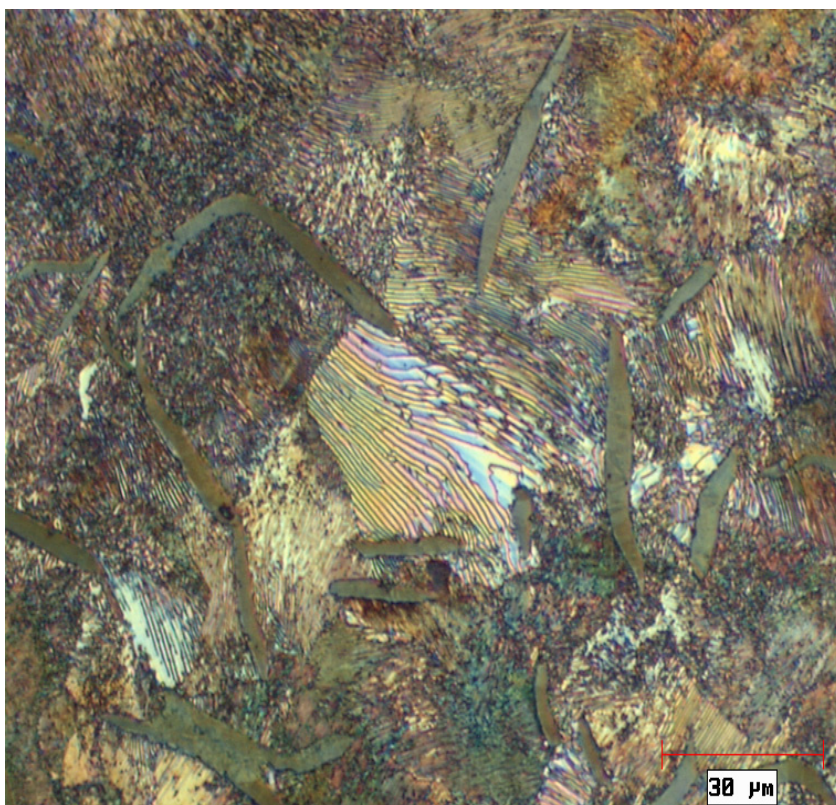
- SiC - cząsteczki;
- Al₂O₃ - mikrogranulki sferyczne;
- pyły lotne (*fly ash*) - mikrosfery i mikrogranulki.

Żeliwo

W badaniach żeliwo potraktowano jako materiał odniesienia, reprezentujący ciągle jeszcze faktyczny stan stosowanych materiałów w przemyśle motoryzacyjnym w parach ciernych układów hamulcowych.

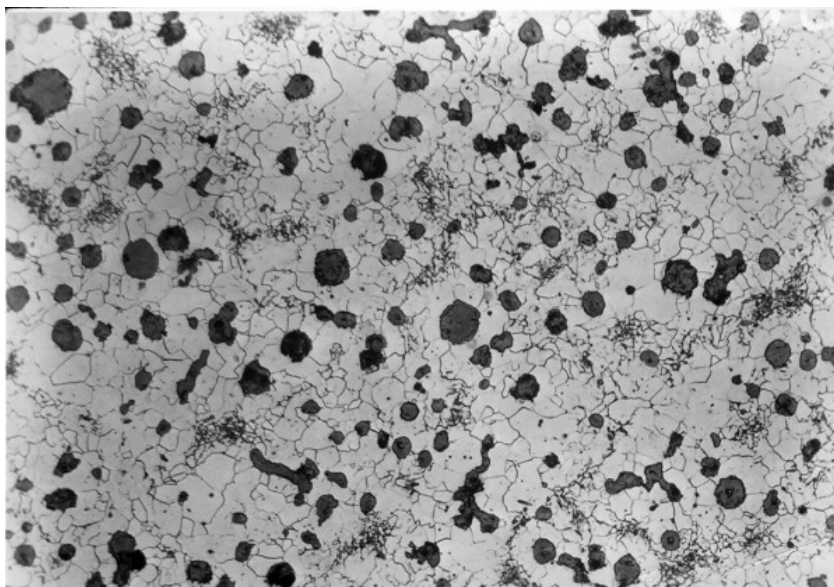
Żeliwo będące stopem na bazie żelaza o zawartości węgla 2,0÷3,8% i zawierającym Si, Mn, P i S ma gęstość ponad 2,5 większą niż kompozyty o osnowie stopu aluminium. Żeliwo jest materiałem stosowanym w przemyśle od wielu lat.

Najbardziej klasycznym spośród zastosowanych gatunków żeliwa jest **żeliwo szare** z grafitem płatkowym (Rys.III.35), którego wytrzymałość i twardość rosną wraz ze wzrostem zawartości perlitu w osnowie. Ważny problemem stanowi tu postać i dyspersja grafitu. Im większy jest udział grafitu i im grubsze są płatki tym niższa jest wytrzymałość i ciągliwość żeliwa.



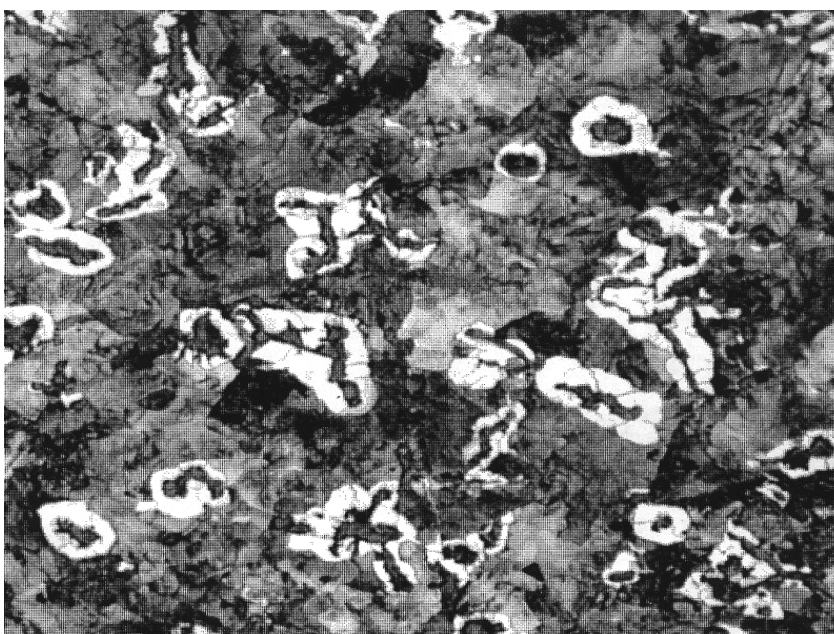
Rys.III.35. Mikrostruktura żeliwa szarego. (traw., pow. 500x).

Jak wykazuje praktyka w warunkach konieczności nagłego obciążenia części pracujących w warunkach tarcia suchego dobre wyniki daje stosowanie **żeliwa sferoidalnego** ferrytycznego (Rys. 36). Pod względem odporności na cykliczne zmiany temperatury jest ono lepsze od perlitycznego żeliwa szarego. Dość duża wytrzymałość i plastyczność nadają mu doskonałą odporność na złożone działanie obciążenia zewnętrznego.



Rys.III.36. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego. (traw., pow. 100x).

Żeliwo wermikularne (Rys.III.37) wykazuje pełną odporność na zmęczenie, dystansując w ten sposób pozostałe dwa gatunki żeliw. Trwałość żeliwa perlitycznego z grafitem wermikularnym jest trzykrotnie większa od trwałości żeliwa szarego z grafitem płatkowym.



Rys.III.37. Mikrostruktura żeliwa wermikularnego. (traw., pow. 100x)

Wyniki badań właściwości mechanicznych pięciu odmian perlitycznego żeliwa z grafitem wermikularnym (o składzie chemicznym jak w tab.III.4), otrzymanego w wyniku prowadzenia procesu metalurgicznego z dodatkiem pierwiastków stopowych: Cu, Mo, V, Sn i Sb (powodujących jego perlityzację), przedstawiono w tab.III.5 [179].

Tablica III.4

Skład chemiczny żeliwa wermikularnego.

Odmiana żeliwa (umownie)	Równoważnik węgla w żelwie wyjściowym CE	Zawartość dodatków stopowych, % wag.				
		Cu	Mo	V	Sn	Sb
A	4,57	0,32	0,23	0,13	0,080	0,039
B	4,37	0,48	0,62	-	0,095	-
C	4,34	0,33	0,25	0,09	0,045	0,031
D	4,5	0,33	0,25	-	0,050	0,031
E	4,43	-	0,47	0,27	-	0,50

Tablica III.5

Właściwości mechaniczne żeliwa wermikularnego.

Odmiana żeliwa	Właściwości mechaniczne				
	Wytrzymałość – R _m MPa	Wydłużenie - A ₅ %	Udarność - KV 50 J		Twardość HB
	20°C	20°C	20°C	-20°C	20°C
A	550	2,1	2,0	2,1	256
B	505	2,21	3,9	1,96	235
C	539	2,57	2,0	1,60	184
D	506	1,71	2,0	1,77	253
E	427	3,21	1,9	1,96	268
Ż.n.*)	około 300	>1,5	KC ok. 10	-	130-190

*) żeliwo niestopowe z grafitem wermikularnym wg danych literaturowych [180-183]

Obiektem badań porównawczych było żeliwo o składzie chemicznym przedstawionym w Tab.III.6.

Tablica III.6

Wykaz gatunków żeliwa stanowiących przedmiot badań.

Oznaczenia próbek	Rodzaj żeliwa - odlewanie do form piaskowych	Zawartość pierwiastków, % wag.				
		C	Si	Mn	P	S
A	Z grafitem wermikularnym	3,6	2,4	0,3	0,03	0,02
B	Z grafitem płatkowym (osnowa perlityczno-ferrytyczna)	3,5	2,1	0,9	0,09	0,08
C	Z grafitem sferoidalnym (0,02%-Mg po sferoidyzacji)	3,6	2,4	0,3	0,09	0,02
D	Z grafitem płatkowym (osnowa perlityczno-ferrytyczna)	3,5	2,6	0,72	0,22	0,063

Próbki A, B, C użyto do badań metalograficznych, tribologicznych metodą "pin-on-disc" oraz do badań odporności materiału na szoki cieplne.

Ponadto do badań ścieralności na aparacie bezwładnościowym Ranzi LRC wykorzystano jako próbkę porównawczą żeliwo szare z grafitem płatkowym - próbka D.

Materiały kompozytowe

Materiały kompozytowe zakupiono w przedstawicielstwie firmy DURALCAN "A/S TEMPONIK METAL - Prototypes Cast in Al-, Zn & Mg Alloys" z Danii, oraz wytworzono w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie, który już od szeregu lat prowadzi prace badawcze nad teoretycznymi i technologicznymi podstawami wytwarzania metalowych materiałów kompozytowych, koncentrując uwagę na możliwościach otrzymywania wyrobów kompozytowych m.in. na bazie stopów aluminium. Jest to jedyna placówka w kraju, która opanowała na skalę laboratoryjną i półprzemysłową technologię wytwarzania szerokiego zakresu kompozytów, bądź otrzymywania z nich gotowych wyrobów z zastosowaniem technik odlewniczych. W Instytucie Odlewnictwa opanowano pod względem technologicznym różne metody wprowadzania cząstek ceramicznych do metalu, wytwarzania i utrwalania zawiesin typu ciekły metal-cząstki ceramiczne, otrzymywania kompozytów według procesu infiltracji ciśnieniowej, bądź różnorodnych wariantów procesu prasowania w stanie ciekłym.

Obiektem badań były próbki wykonane z materiałów kompozytowych na bazie stopów aluminium mogących znaleźć zastosowanie na tarcze hamulcowe (tab.III.7).

Tablica III.7

Wykaz materiałów kompozytowych będących przedmiotem badań.

Oznaczenia próbek	Rodzaj materiału kompozytowego Osnowa - stop Al	Technologia wytwarzania	Rodzaj, ilość i nominalny rozmiar fazy zbrojącej
Próbki do badań tarcziowych "pin on disc"			
1	F3N.20S_{ac} LF	Odlewany metodą <i>lost foam</i>	SiC - ok. 22,0% obj. cząsteczki 20 μm
2	F3N.20S_{ht} LF	Odlewany metodą <i>lost foam</i>	
3	F3N.20S_{ht} SQ	Prasowany w stanie ciekłym	
4	ALFA[®]_{ac} GR	Odlewany kokilowo	ok. 6,25 wag. % popiołów lotnych
5	ALFA[®]_{ht} GR	Odlewany kokilowo	
6	ALFA[®]_{ac} SQ	Prasowany w stanie ciekłym	
7	ALFA[®]_{ht} SQ	Prasowany w stanie ciekłym	
Próbki do badań tarcziowych "na małych próbkach"			
8	COMRAL 90FC_{ac}	Odlewany kokilowo	23,36% obj. mikrogranulki Al ₂ O ₃ , 20μm (MICRAL 20)
9	F3S.20S_{ac} GR	Odlewany kokilowo	21,9 obj. % SiC cząsteczki 20 μm
10	F3N.20S_{ac} LF	Odlewany metodą <i>lost foam</i>	ok. 22,0 obj. % SiC cząsteczki 20 μm
11	F3S.20S_{ac} SQ	Prasowany w stanie ciekłym	21,9 obj. % SiC cząsteczki 20 μm
12.	ALFA[®]_{ac} GR	Odlewany kokilowo	ok. 6,25 wag. % popiołu lotnego
13.	ALFA[®]_{ht} SQ	Prasowany w stanie ciekłym	

Oznaczenia:

"ac" - w stanie lanym, "ht" - po obróbce cieplnej

GR - odlewany grawitacyjnie,

SQ - prasowany w stanie ciekłym,

LF - odlewany metodą *lost foam* (technologia pełnej formy)

Skład chemiczny osnowy materiałów kompozytowych przedstawiono w tablicy III.8.

Tablica III.8

Skład chemiczny osnowy materiałów kompozytowych.

Zawartość pierwiastków, % wag.										
Pierwiastek Materiał kompozytowy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Sr
F3S20S	9,15	0,10	0,005	0,005	0,63	0,003	0,005	0,08	0,007	0,009
F3N20S	10,18	0,98	0,012	0,64	0,61	-	0,017	0,09	0,004	0,010
ALFA®	12,00	0,49	1,38	0,10	1,22	-	-	-	0,12	-
COMRAL 90F	7,00	0,45	-	-	0,18	-	-	-	-	-

- nie oznaczono.

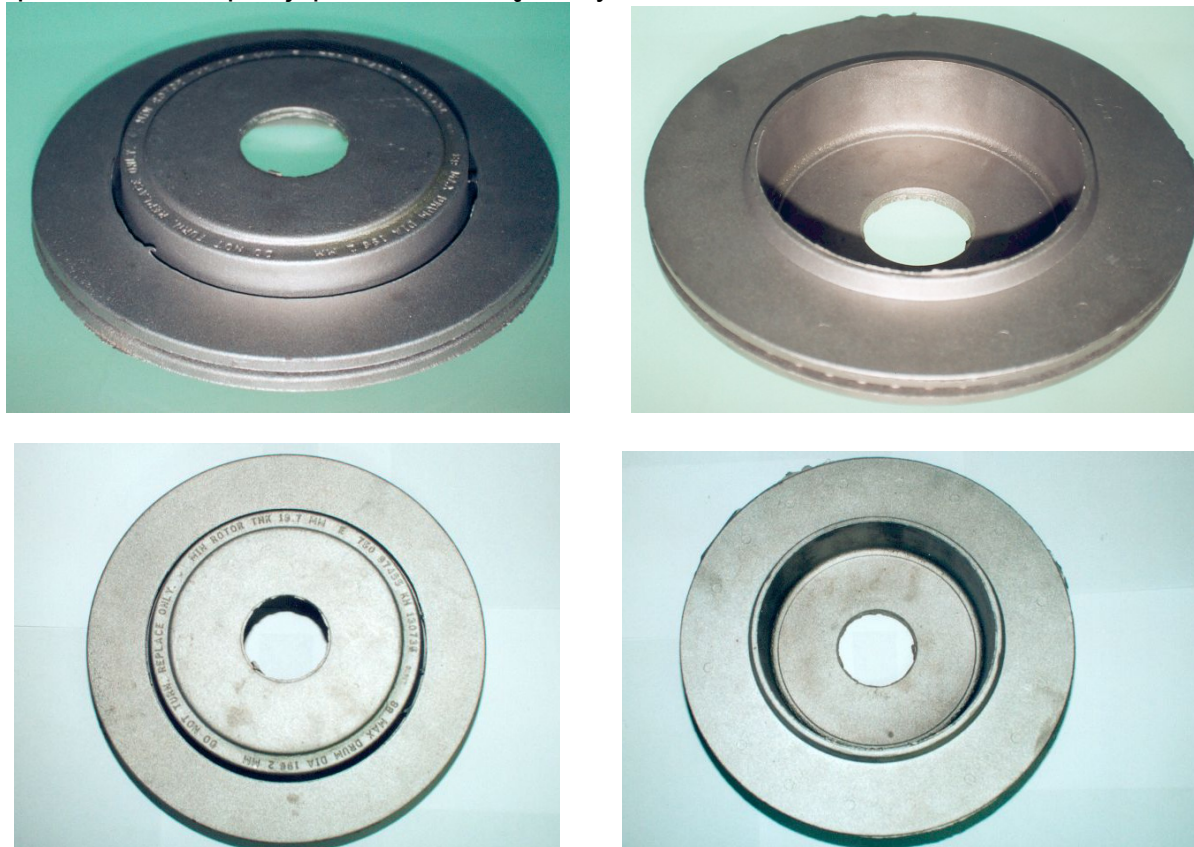
Warunki obróbki cieplnej typu utwardzania wydzieleniowego, przedstawiono w tablicy III.9.

Tablica III.9

Parametry obróbki cieplnej badanych materiałów kompozytowych.

Materiał kompozytowy	Przesykanie			Starzenie	
	Temp, °C	Czas, h	Chłodzenie	Temp, °C	Czas, h
F3S20S	537	8	woda 20 °C	154	5
F3N20S	535	4	woda 60 °C	160	3
ALFA®	515	6	woda 60 °C	170	16

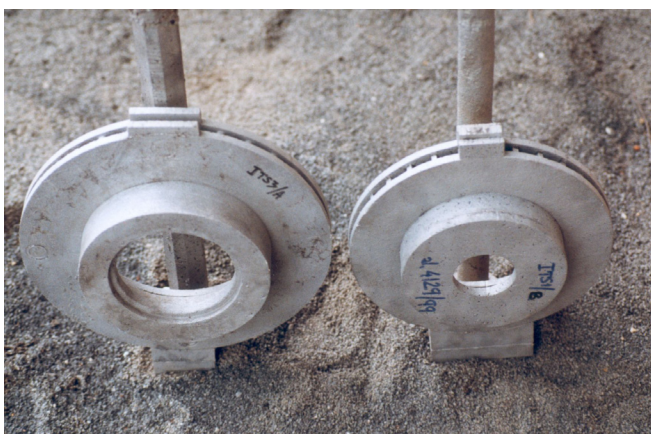
Ponadto przebadano oryginalną tarczę hamulcową odlaną z materiału kompozytowego w gat. F3S.20S do samochodu *Chrysler Prowler* w stanie surowym i po obróbce cieplnej, przedstawioną na Rys.III.38.



Rys.III.38. Kompozytowa tarcza hamulcowa do samochodu *Chrysler Prowler* w różnych ujęciach fotograficznych

III.2. Wytwarzanie tarcz hamulcowych

W ramach niniejszej pracy po raz pierwszy w Polsce odlano w Instytucie Odlewnictwa przedprototypowe (próbne) tarcze hamulcowe z materiału kompozytowego (F3N.20S), technologią pełnej formy (Rys.III.39) w celu dokonania oceny możliwości wykonawczych, sprawdzenia technologii oraz jakości otrzymanego wyrobu.



Rys.III.39. Pierwsze odlane w Polsce kompozytowe wentylowane tarcze hamulcowe.

Do odlewania kompozytowych tarcz hamulcowych wentylowanych metodą pełnej formy wykorzystano materiał: DURALCAN F3N.20S.

Formy do zalewania wykonano w odlewni żeliwa Odlewni Polskich S.A. w Starachowicach. Do styropianowych modeli tarcz hamulcowych z naniesionym pokryciem mocowano wlewy ceramiczne, następnie całość zasypywano piaskiem i poddawano wibracji w celu lepszego wypełnienia wnęk modeli i zagęszczenia piasku.

Warunki topienia i zalewania: ciekłą zawieszinę topiono w piecu oporowym typu PET 35/501 o pojemności tygla 60 kg pod warstwą topnika ochronnego (boraksu). Po stopieniu, nad powierzchnię ciekłego kompozytu podano argon, którym chroniono ciec metalową przed utlenianiem w ciągu całego procesu odlewania. W temperaturze 730°C zawartość tygla mieszano mieszadłem mechanicznym w ciągu ok. 5 min, a następnie zalewano uprzednio przygotowane formy. Ciekły

kompozyt mieszano dodatkowo prętem grafitowym. Formy zalewano łyżką stalową pokrytą wodnym roztworem azotku boru.

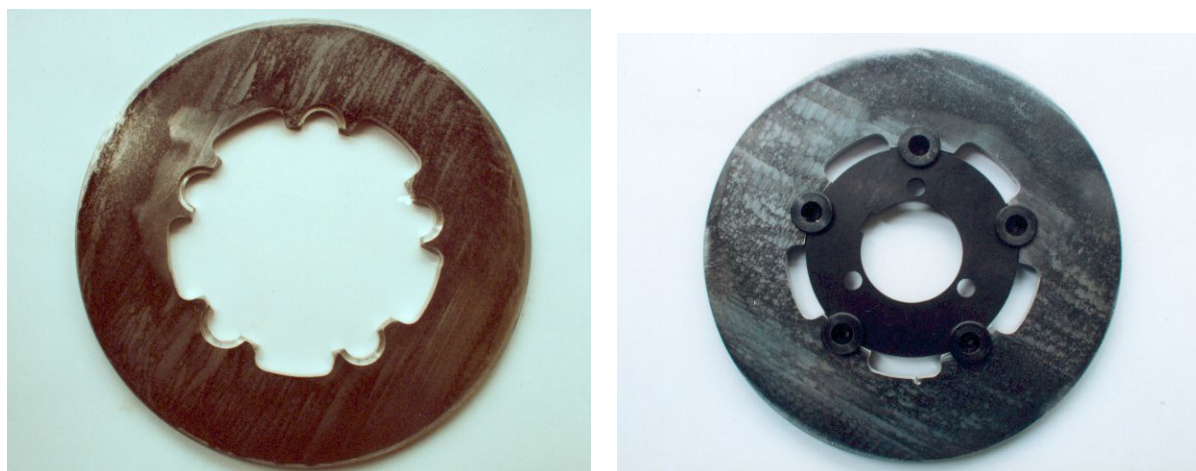
Odlano dwie tarcze hamulcowe, oznaczone jako F3N.20S/A (Pierwotnie znakowano symbolem ITS1/A) - piasek o grubszej frakcji i F3N.20S/B (ITS1/B) - piasek o frakcji drobniejszej.

Dodatkowo odlano pięć próbek wytrzymałościowych, oznaczonych jako ITS1/1, ITS1/2, ITS1/3, ITS 1/4 i ITS1/5.

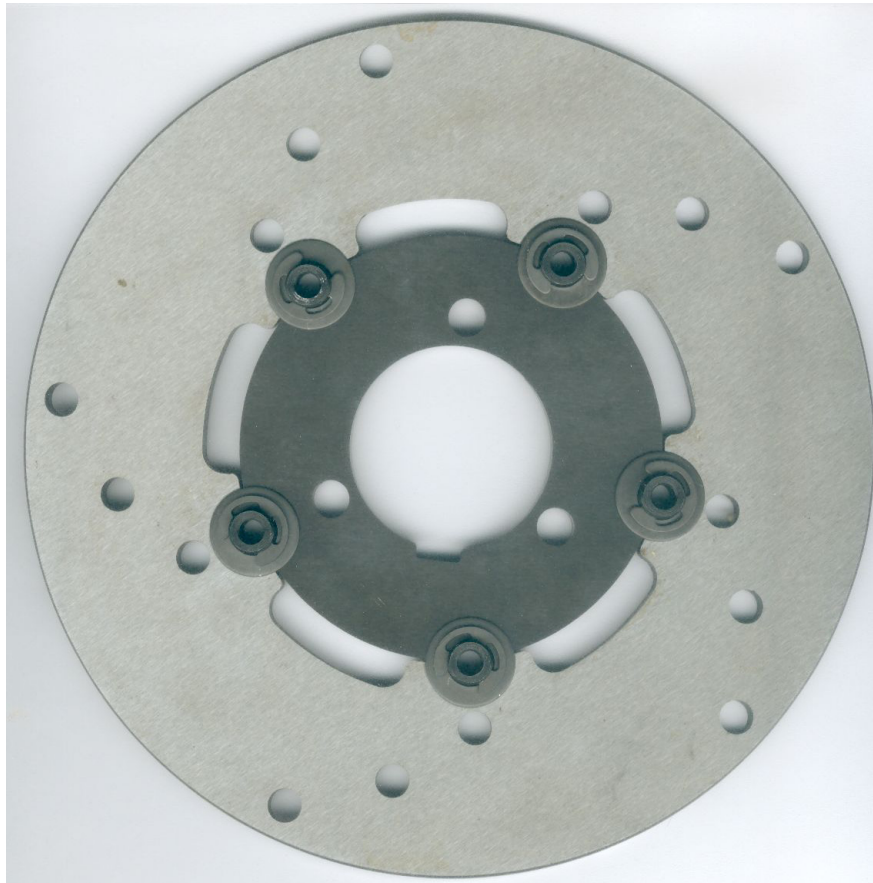
Dodatkowo odlano grawitacyjnie w kokili, próbne nie wentylowane tarcze hamulcowe z materiału kompozytowego DURALCAN - F3S.20S (Rys.III.40, III.41). Wzorcem do wykonania kokili była część robocza tarczy hamulcowej do gokarta (Rys. III.42, III.43).



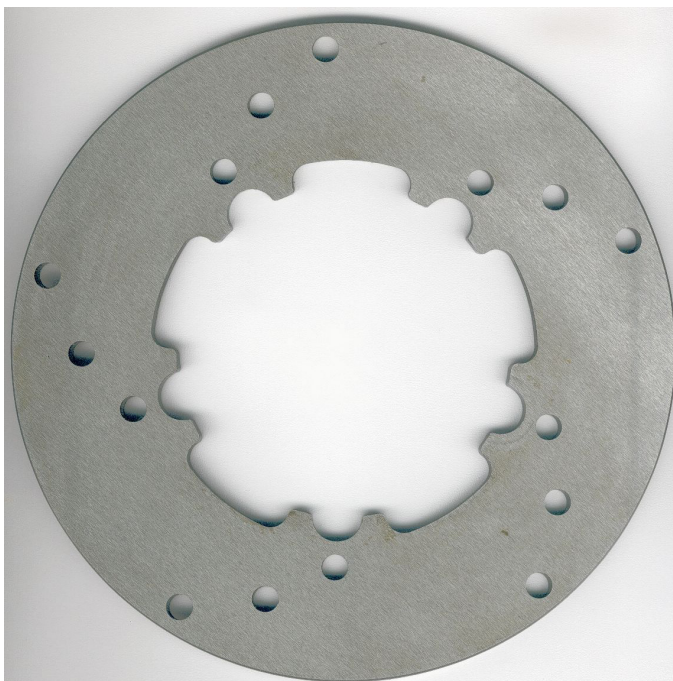
Rys.III.40. Pierwsza odlana w Polsce kompozytowa nie wentylowana tarcza hamulcowa.



Rys. III.41. Kompozytowa tarcza hamulcowa jw. (część robocza) po obróbce mechanicznej.



Rys. III.42. Tarcza hamulcowa (nie wentylowana) do gokarta kompletna, składająca się z piasty mocowanej za pomocą elementów łączących do części roboczej perforowanej, wykonana z żeliwa



a



b

Rys.III.43. Tarcza hamulcowa żeliwna do gokarta po rozłożeniu
a/ część robocza stanowiła wzorec do wykonania podobnej tarczy z kompozytu F3S.20S,
b/ piasty tarczy hamulcowej

III.3. Właściwości i struktura materiałów kompozytowych przeznaczonych na tarcze hamulcowe pojazdów drogowych

III.3.1. Właściwości fizyczne i mechaniczne

Porównanie właściwości różnych materiałów kompozytowych mogących znaleźć zastosowanie do produkcji tarcz hamulcowych oraz żeliwa szarego obecnie najczęściej stosowanego na tarcze hamulcowe, przedstawiono w tablicy III.10.

Tablica III.10

Wybrane właściwości tradycyjnych i potencjalnych materiałów na tarcze hamulcowe (bez obróbki cieplnej)

Stop osnowy	4040 (Al-Si)	7033 (Al-Zn)	7027 (Al-Zn)	F3S.20S (Al-Si)	Żeliwo szare z grafitem płatkowym
Wyszczególnienie					
Faza zbrojąca	SiC	Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	SiC	-
Udział objętościowy fazy zbrojącej, %	30	25	38	20	-
Metoda wytwarzania	Odlewanie do form piaskowych	Odlewanie do form piaskowych	Technologia preform (infiltracja)	Odlewanie kokilowe	Odlewanie do form piaskowych
Gęstość, g/cm ³	2.89	2.80	2.88	2.77	6.9-7.4
Wytrzymałość na rozciąganie, MPa	225	180	220	220	100-400
Moduł Younga, GPa	127	100	137	100	80-150
Współczynnik rozszerzalności cieplnej, μm/mK	14.8	18.0	14.5	17.5	9.0-11.0
Przewodność cieplna, W/mK	156	130	95	150	50
Ciepło właściwe, J/kgK	820	830	830	820	460-840
Maksymalna temperatura pracy, °C	480	480	540	300	800

¹Tabele sporządzono na podstawie dostępnych danych literaturowych i badań własnych.

Pierwszym krokiem na drodze do otrzymania materiału kompozytowego jest dobór odpowiedniego gatunku zbrojenia, a także opracowanie właściwych parametrów obróbki cieplnej, które powinny być określone w zależności od zastosowanego materiału osnowy oraz od ilości i rodzaju fazy zbrojącej. Głównym czynnikiem wpływającym na twardość materiałów kompozytowych jest rodzaj osnowy i obróbka cieplna.

Zasadniczym celem badań było określenie wzajemnych powiązań między technologią wykonania, morfologią fazy zbrojącej oraz wybranymi właściwościami materiałów kompozytowych.

Ocenę właściwości fizycznych i mechanicznych badanych kompozytów przeprowadzono w laboratoriach firmy DURALCAN (dla kompozytów F3S.20S i F3N.20S - częściowo) oraz w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie (kompozyty F3S.20S i F3N.20S - częściowo oraz ALFA[®]). Właściwości fizyczne stopu AK12 (osnowy kompozytów ALFA[®]) zaczerpnięto z danych literaturowych [163, 186] (tablica III.11, III.12).

Badania wytrzymałościowe wykonano zgodnie z normą PN-91/H-04310 [187] stosując okrągłe próbki z gwintowaną główką, które badano na uniwersalnej maszynie wytrzymałościowej INSTRON. W cyklu badawczym oznaczono wytrzymałość na rozciąganie R_m, granicę plastyczności R_e, wydłużenie A₅ oraz moduł Younga.

Tablica III.11

Typowe wybrane właściwości fizyczne stopu AK12 oraz badanych kompozytów po obróbce cieplnej

Właściwości	Rodzaj materiału	AK12	F3S.20S	F3N.20S	ALFA®
Gęstość, g/cm ³		2.72	2.77	2.71	2.64
Przewodność elektryczna, % IACS, 22°C		-	26.4	24.7	-
Przewodność cieplna, W/m·K, 22°C		150	185 - 201	168	130-140
Ciepło właściwe J/g·K					
25°C			0.837	0.808	
100°C			0.913	0.900	
150°C	-		0.955	0.950	-
200°C			1.000	0.996	
250°C			1.042	1.042	
300°C			1.084	1.084	
Zakres topnienia, °C		520-565	550-620	550-620	520-565
Współczynnik rozszerzalności cieplnej, $\mu\text{m/m}\cdot\text{K}$					
50÷100°C	20.0	17.5	16.6	18.4	
50÷300°C		21.1	20.0		
50÷500°C		21.4	20.2		
Współczynnik Poisson'a		-	-	0.293	-

Pomiary twardości wykonano sposobem Brinella [188], Rockwella [189] i Vickersa [190].

Wyniki pomiarów twardości próbek badanych materiałów:

- HB i HRB przedstawiono w tablicy III.12;
- HV (obciążenie 600 N, w teście *pin-on-disc*) przedstawiono w rozdziale III.3.4.1.
- ponadto przedstawiono twardość HB (wartości poglądowe) wynikającą z porównania twardości mierzonej sposobem Vickersa, Rockwella i Brinella zgodnie z PN-93/H-04357 [191].

Pomiary twardości odlewanych materiałów kompozytowych pozwalają w szybki sposób uzyskać wstępną ocenę efektu umocnienia i stanowią najczęściej etap następnym do dalszych badań wytrzymałościowych. Ze względu na obecność wielu odmian tych materiałów oraz stosunkowo niewielki zasób danych literaturowych trudno w jednoznaczny sposób stwierdzić jakie czynniki i w jakim stopniu będą wywierały decydujący wpływ na twardość kompozytów. Oczywiście można odnaleźć pewne wspólne dla wszystkich grup materiałów zależności, jednakże całościowy pogląd będzie z pewnością rozwijany i uzupełniany coraz to trafniejszymi spostrzeżeniami.

Badania twardości kompozytów na osnowie stopu aluminium najczęściej wykonuje się metodą Brinella. W zależności od rodzaju i zawartości fazy zbrojącej stosuje się różnej wielkości wgłębniaki (np. kulka $\varnothing 10\text{mm}$), różne naciski (np. 9.807 N tj. 1000 kG) oraz czas obciążenia (np. 30 s) - wtedy zapis twardości (np. 100) dla wyżej podanych parametrów przyjmuje postać - 100 HB (10/1000/30).

Uzyskane wyniki oraz ich analiza ma w wielu przypadkach potwierdzić przydatność zastosowanej metody wytwarzania oraz wykazać trafność doboru składników kompozytu. Podstawowe czynniki wpływające na twardość kompozytów to:

- rodzaj osnowy,
- zawartość fazy zbrojącej,

- jakość połączenia zbrojenie-osnowa,
- stan naprężeń oraz ilość defektów sieci krystalicznej wokół zbrojenia.

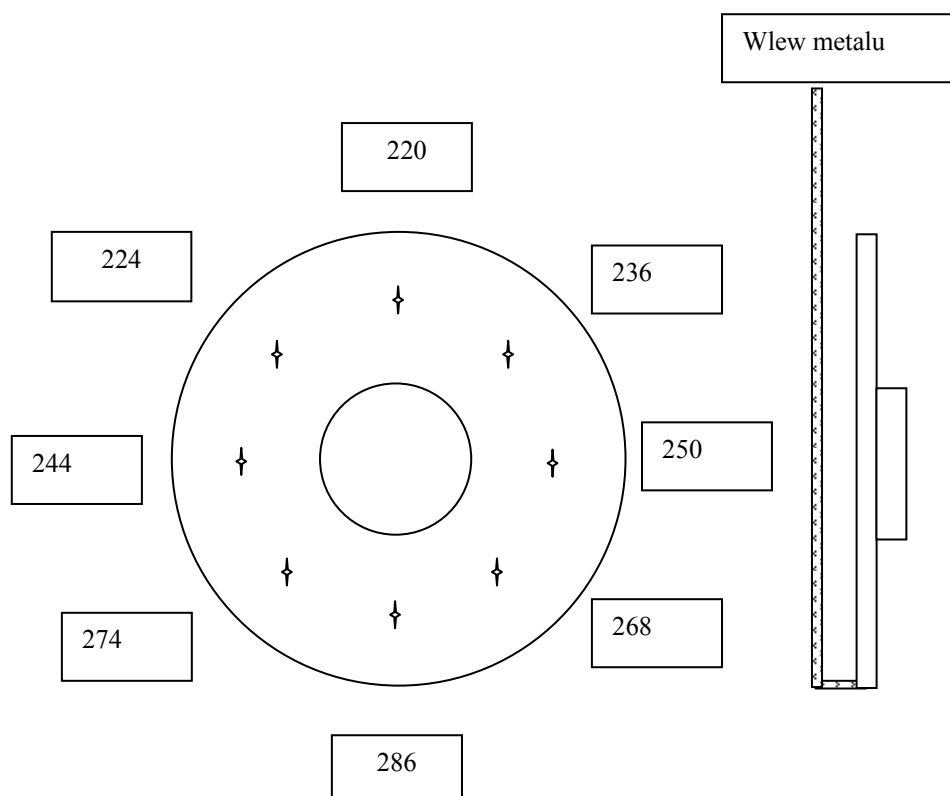
Tablica III.12

Właściwości wytrzymałościowe w próbie rozciągania oraz twardość stopu AK12 i badanych kompozytów prasowanych w stanie ciekłym, po obróbce cieplnej. Poziom typowy i (minimalny)^a

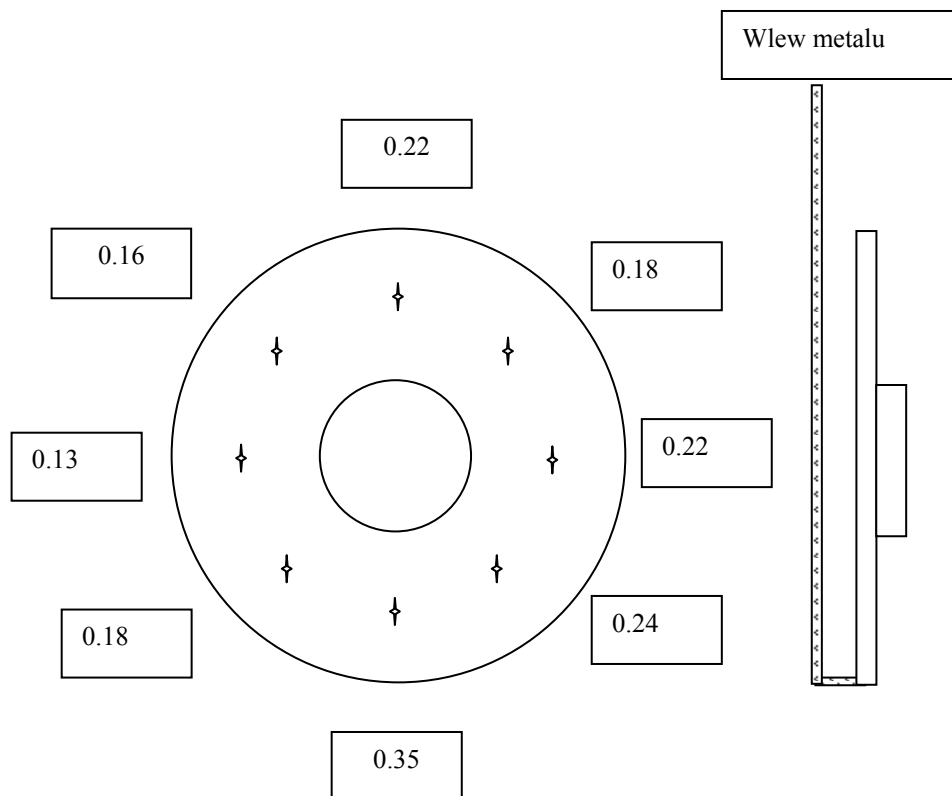
Właściwość Materiał	Wytrzymałość na rozciąganie [MPa]	Granica plastyczności [MPa]	Wydłużenie względne ^b [%]	Moduł Younga [GPa]	Twardość Brinella [HB]
AK12	290-320	250-280	1.9-2.1	72	125-128
F3S.20S	359(317)	338(310)	0.4	99	77 ^c (141 HB) ^d
F3N.20S	365(338)	338(317)	0.3	108	73 ^c (128HB) ^d
ALFA [®]	280-360	275-345	0.3-0.4	90-95	120-150

^a Wartości minimalne odnoszą się do 99% poziomu ufności.
^b Pomiary przeprowadzono bezpośrednio na krzywej naprężenie-odkształcenie.
^c Twardość Rockwella HRB
^d Twardość Brinella HB wynikająca z porównania wartości zgodnie z PN-93/H-04357

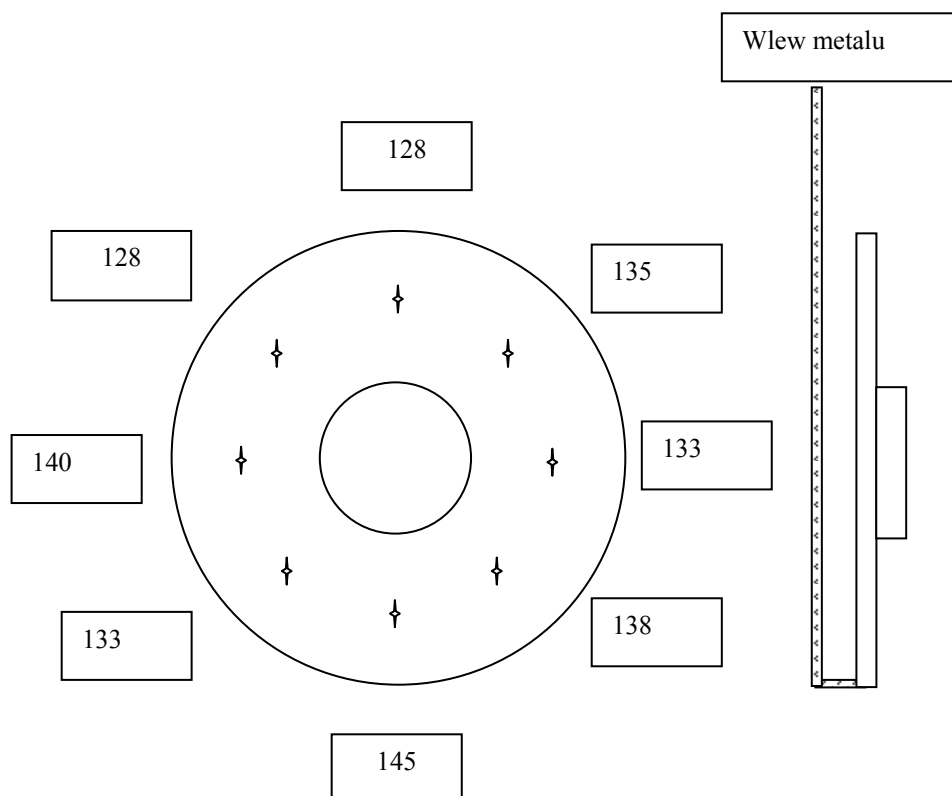
Poniżej przedstawiono szereg schematów rozkładu pomiarów R_m , A_5 , twardości i przewodności elektrycznej na różnych tarczach hamulcowych (w stanie lanym i po obróbce cieplnej) (Rys.III.44 - III.51, tabl.III.13 – III.15).



Rys.III.44. Rozkład wytrzymałości na rozciąganie R_m , MPa, w odlewie tarczy hamulcowej z kompozytu F3N.20S (próbki o średnicy $\varnothing 5$ mm wycinane z odlewu z obszarów zaznaczonych quasigwiazdkami). Odlew poddano obróbce cieplnej.

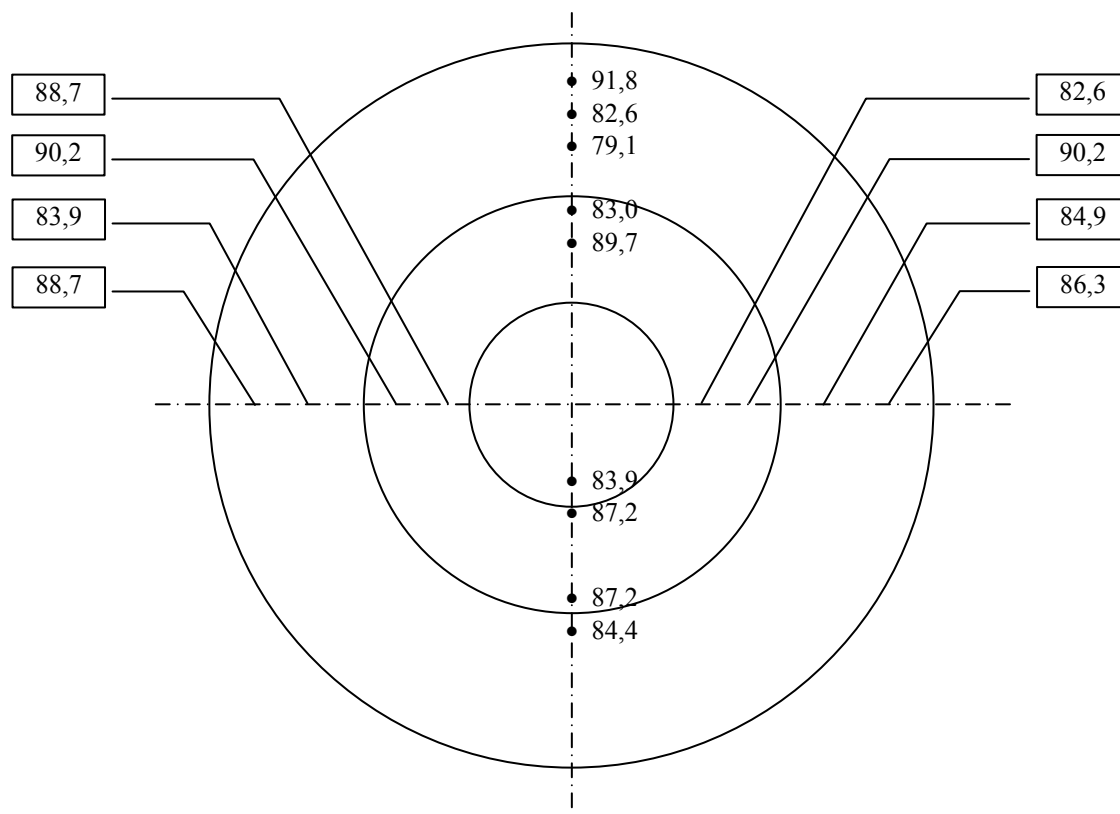


Rys.III.45. Rozkład wydłużenia względnego A_5 , %, w odlewie tarczy hamulcowej z kompozytu F3N.20S

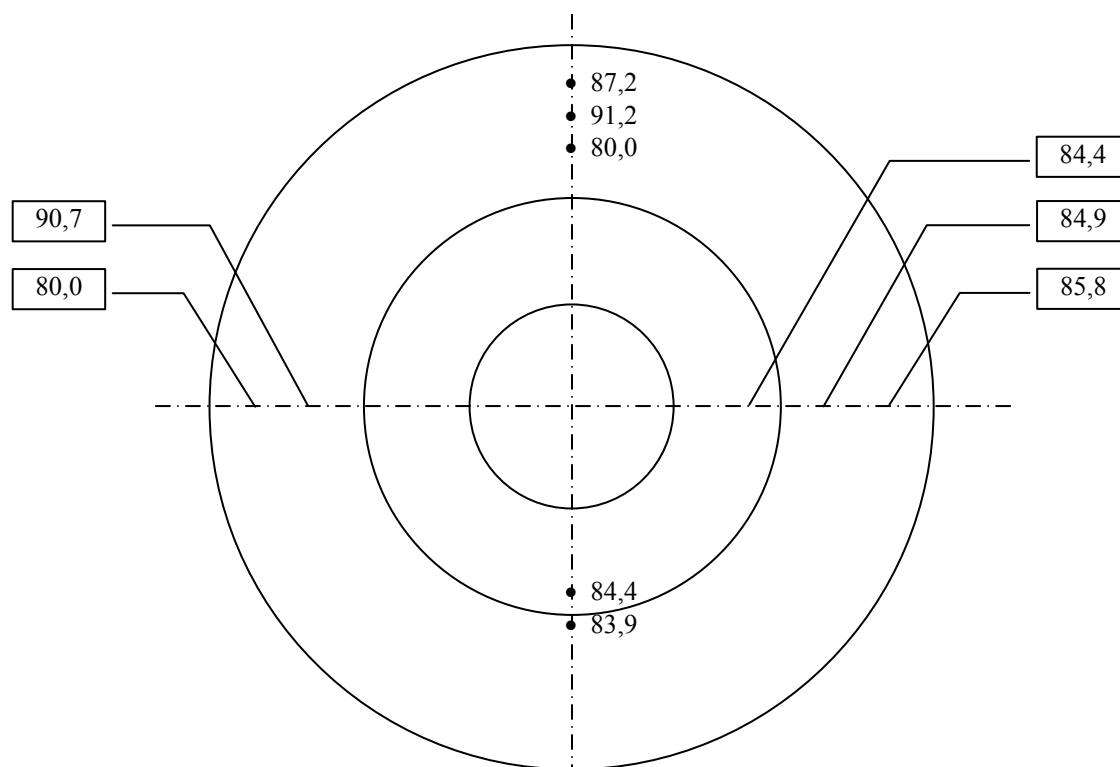


Rys. III.46 Rozkład twardości HB [10/1000/30] w odlewie tarczy hamulcowej z kompozytu F3N.20S. Pomiary dokonywano na powierzchni nieobrobionego odlewu. Odlew wykonano metodą „pełnej formy”

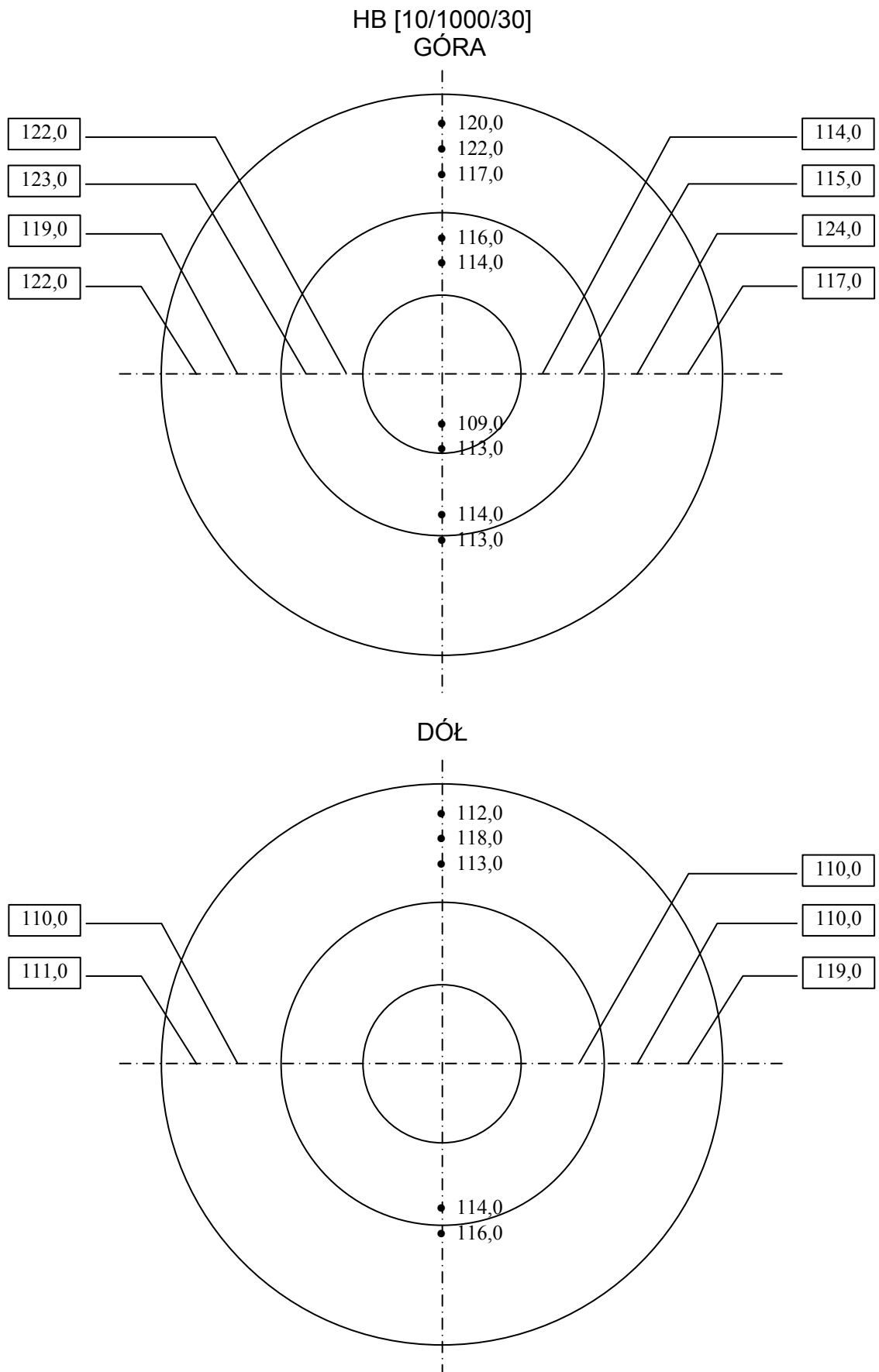
HB [10/1000/30]
GÓRA (strona wypukła tarczy)



DÓŁ (strona wklęsła tarczy)

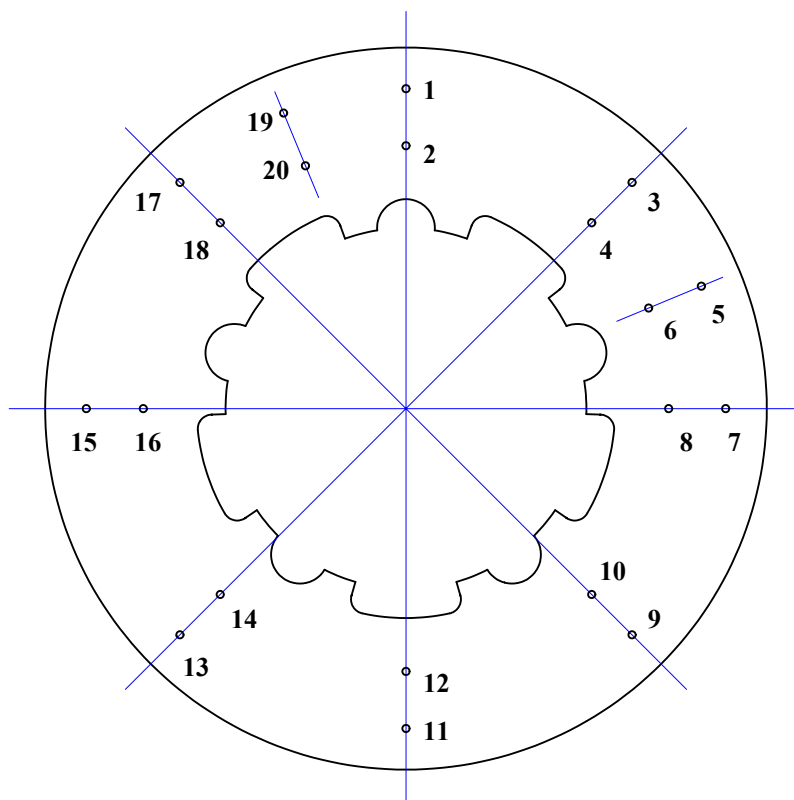


Rys. III.47. Rozkład twardości na powierzchni odlewu (nieobrobionego) tarczy hamulcowej do samochodu Chrysler Prowler w gat. F3S.20S (producent f-ma DURALCAN)



Rys. III.48. Rozkład twardości na powierzchni odlewu (nieobrobionego) tarczy hamulcowej po obróbce cieplnej do samochodu Chrysler Prowler w gat. F3S.20S (DURALCAN)

Przewodność elektryczną właściwą określano metodą prądów wirowych (Foucault) za pomocą przyrządu Sigmatest 2.067 z Instytutu Dr. Förstera (Niemcy).

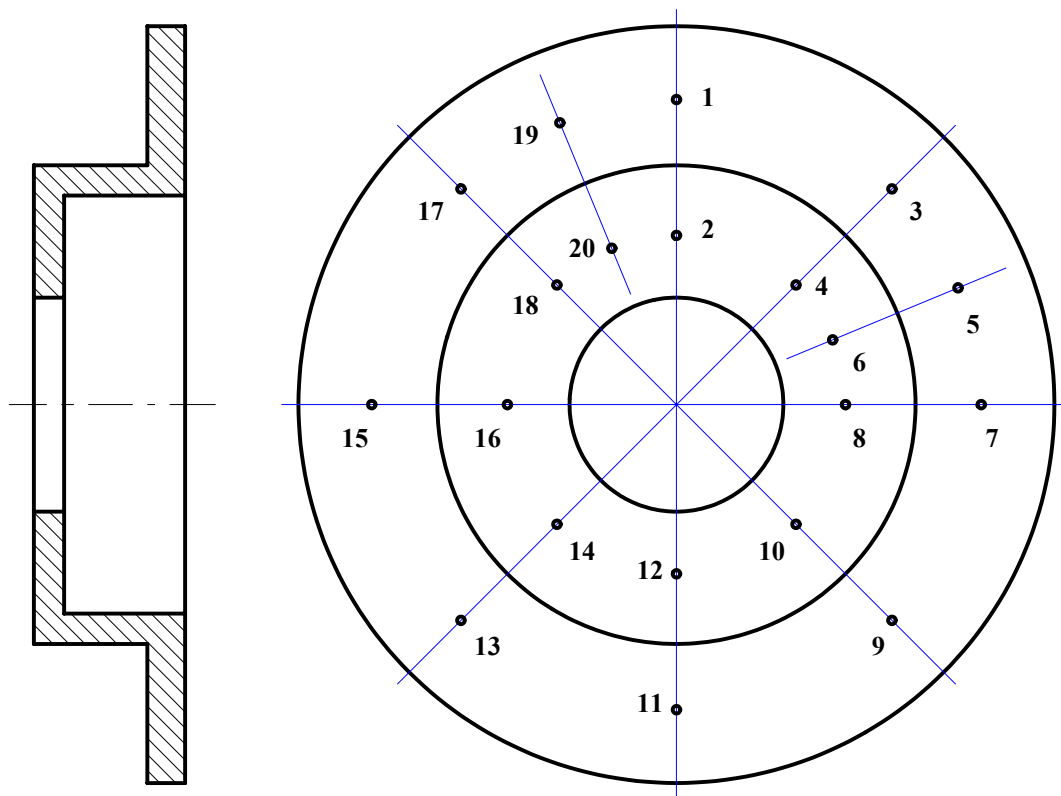


Rys. III.49. Rozkład przewodności elektrycznej właściwej na powierzchni odlewu tarczy hamulcowej do gokarta (materiał F3S.20S)

Tablica III.13.

Przewodność elektryczna właściwa tarczy hamulcowej do gokarta (odlewana do formy piaskowej)

Punkt pomiarowy	Przewodność elektryczna w 20°C, MS/m	
	Strona I	Strona II
1	15,2	15,3
2	15,2	15,2
3	15,1	15,2
4	15,2	15,2
5	15,1	15,0
6	15,0	15,2
7	15,3	15,1
8	15,3	14,8
9	15,2	15,0
10	14,9	14,8
11	14,8	15,1
12	14,8	14,8
13	15,0	15,2
14	14,8	14,8
15	15,2	15,2
16	15,3	15,2
17	14,9	14,8
18	15,0	14,7
19	15,2	15,1
20	15,2	15,2

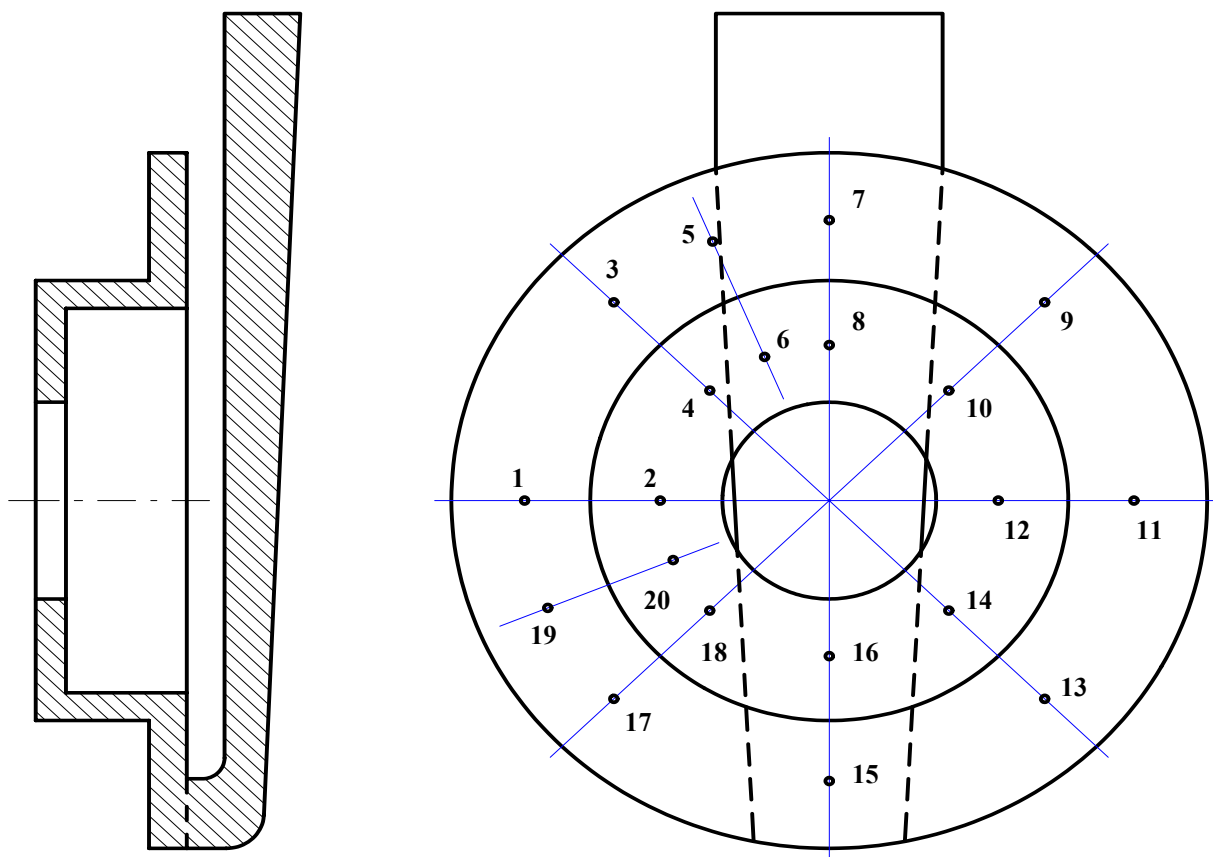


Rys. III.50. Rozkład przewodności elektrycznej właściwej na powierzchni tarczy hamulcowej (odlew niskociśnieniowy)

Tablica III.14.

Przewodność elektryczna właściwa tarczy hamulcowej (odlewanie niskociśnieniowe)

Punkt pomiarowy	Przewodność elektryczna w 20°C, MS/m	
	Strona I (wypukła)	Strona II (wklęsła)
1	17,0	17,8
2	16,6	19,1
3	17,2	18,0
4	16,4	18,9
5	17,4	17,8
6	16,2	19,4
7	17,2	18,2
8	16,5	19,9
9	17,4	18,0
10	16,6	19,8
11	17,2	18,4
12	17,0	20,5
13	17,8	18,0
14	16,4	20,0
15	17,2	17,8
16	16,5	20,0
17	17,4	18,2
18	16,4	19,2
19	17,2	17,5
20	16,6	18,8



Rys.III.51. Rozkład przewodności elektrycznej właściwej na powierzchni odlewu tarczy hamulcowej (materiał F3N.20S)

Tablica III.15.

Przewodność elektryczna właściwa tarczy hamulcowej odlewana metodą "pełnej formy"

Punkt pomiarowy	Przewodność elektryczna w 20°C, MS/m	
	Strona I (wypukła)	Strona II (wklęsła)
1	14,7	14,2
2	14,2	12,3
3	14,3	14,3
4	14,1	12,4
5	14,2	14,3
6	14,2	12,3
7	17,2	14,4
8	13,2	13,7
9	14,3	14,3
10	12,8	13,4
11	14,0	14,3
12	13,7	13,4
13	14,2	14,1
14	14,1	11,4
15	14,3	14,9
16	14,2	12,0
17	14,4	14,8
18	13,8	12,1
19	14,2	14,7
20	13,6	13,0

Właściwy dobór wszystkich parametrów procesu wytwarzania gwarantuje uzyskanie możliwie najlepszych parametrów wytrzymałościowych oraz pozwala w pełni kontrolować i planować właściwości kompozytów.

Dodanie fazy zbrojącej do stopu aluminium powoduje wzrost wytrzymałości na rozciąganie, granicy plastyczności, modułu Younga oraz powoduje zmniejszenie wydłużenia.

Znajomość zachowania się materiału w zakresie odkształceń sprężystych, czyli do chwili pojawienia się odkształceń trwałych lub złomu zmęczeniowego, jest bardzo ważną informacją zarówno dla konstruktorów jak i użytkowników. Badane próbki materiałów kompozytowych nie wykazywały wyraźnej granicy plastyczności.

Moduł Younga (współczynnik sprężystości wzdłużnej) charakteryzujący właściwości sprężyste materiału (jego sztywność) wzrasta i jego wielkość jest zależna od rodzaju i ilości fazy zbrojącej.

Rodzaj i morfologia fazy zbrojącej decyduje o parametrach mechanicznych i fizycznych materiału kompozytowego.

Można stwierdzić, że materiały kompozytowe wykazywały zbliżoną twardość w całej swojej objętości w przeciwieństwie do stopu nie umocnionego w którym rozrzut wartości twardości jest dużo większy. Obecność zbrojenia wpływa stabilizująco na poziom twardości oraz jej rozkład w całej objętości odlewu.

Obróbka cieplna utwardzenia wydzieleniowego (przesycanie + starzenie) wpływa korzystnie na wzrost właściwości mechanicznych kompozytów.

Najwyższe wartości wytrzymałości na rozciąganie osiągnięto dla materiału kompozytowego F3N.20S oraz F3S.20S prasowanego w stanie ciekłym.

Gęstość kompozytów ALFA jest o ok. $0,1 \text{ g/cm}^3$ mniejsza od kompozytów z SiC odlewanych grawitacyjnie.

Wzrost ilości rozpuszczonych atomów drugiego pierwiastka, w niektórych stopach, powoduje silne zmniejszenie przewodności w stosunku do przewodności elektrycznej czystego metalu. Spowodowane to jest zwiększoną liczbą ośrodków rozpraszających elektrony, wynikającą z niejednakowych średnic atomów różnych pierwiastków, a także różnym stężeniem elektronowym tj. stosunkiem liczby elektronów walencyjnych, do liczby atomów, który w stopach może przyjmować różną wartość [192]. W przypadku metalowych materiałów kompozytowych na poziom przewodności elektrycznej największy wpływ wywiera obecność cząsteczek ceramicznych fazy zbrojącej. We wszystkich badanych przypadkach rozrzut wartości przewodności elektrycznej był niewielki, co świadczy o równomiernym rozkładzie cząsteczek fazy zbrojącej w całej objętości badanych odlewów. Najwyższe wartości przewodności elektrycznej uzyskano dla materiału kompozytowego odlewane pod niskim ciśnieniem, a najniższe technologią "pełnej formy".

Z przedstawionych wyników wynika, że w celu zminimalizowania różnic właściwości w różnych miejscach tarczy, preferowaną techniką wykonania powinna być technologia uwzględniająca poziome usytuowanie odlewów tarcz hamulcowych.

III.3.2. Aspekty strukturalne

Struktura badanych materiałów kompozytowych charakteryzuje się dużą złożonością i anizotropią oraz większą podatnością na występowanie wad materiałowych. Najmniejsze błędy w procesie wytwarzania mogą ją pogorszyć, a w konsekwencji doprowadzić do osłabienia właściwości mechanicznych.

Udana próba odlania nowoczesnych tarcz hamulcowych z materiałów kompozytowych stworzyła odpowiednie warunki do opracowania optymalnej w warunkach krajowych, technologii wykonania kompozytowych tarcz hamulcowych, produkowanych na bazie siluminów podeutektycznych, zbrojonych dyspersyjnie węglikiem krzemu lub pyłami lotnymi.

Obserwacje mikroskopowe pozwoliły na określenie stopnia jednorodności struktury, rozmieszczenia fazy zbrojącej, jakości połączeń z osnową oraz zjawisk zachodzących w procesie zużycia.

Określenie ścisłych zależności w relacji struktura-właściwości było oparte o nowoczesne metody metalografii ilościowej z zastosowaniem komputerowej analizy obrazu, umożliwiającej wyznaczanie zespołu parametrów geometrycznych kompleksowo charakteryzujących strukturę materiału.

Dla zoptymalizowania budowy nowoczesnych tarcz hamulcowych wykonanych z wybranych materiałów (osnowa, kompozyt) przeprowadzono badania strukturalne służące sporządzeniu wytycznych do praktycznego ich zastosowania, wraz z analizą wpływu na kształtowanie wybranych czynników technologicznych i sposobu ich wytwarzania.

Badania przeprowadzono na mikroskopie optycznym oraz mikroskopie skaningowym. Obserwacje mikrostruktur przeprowadzono przy różnych powiększeniach mikroskopu na próbkach zarówno z żeliwa, jak i z materiałów kompozytowych.

III.3.2.1. Mikroskopia świetlna

Badania metalograficzne przeprowadzono na próbkach z badanych gatunków żeliwa i kompozytów zarówno w stanie lanym (surowym), jak również po obróbce cieplnej, przy użyciu mikroskopu optycznego OLYMPUS PMG-3 sprzężonym z komputerowym analizatorem obrazu CLEMEX 1024C. Miały one na celu ujawnienie struktury badanych materiałów i wykrycie ewentualnych wad, niewidocznych podczas obserwacji okiem nieuzbrojonym, a ponadto ocenę równomierności rozmieszczenia fazy zbrojącej w całej objętości osnowy kompozytu, rozróżnienie składników strukturalnych, określenie ich morfologii oraz wielkości. Zgłady metalograficzne wykonano przy użyciu automatycznej szlifierko-polerki RotoPol-21 z głowicą sterującą RotoForce-3, wyposażonej w dozownik Multidoser do sterowania preparatyką, zgodnie z zaleceniami zawartymi w "Metalog Guide" firmy STRUERS, uzyskując w ten sposób bardzo dużą powtarzalność i jakość zgładów.

Badania metalograficzne próbných kompozytowych tarcz hamulcowych

Jedną z podstawowych metod oceny przydatności nowoczesnych materiałów kompozytowych w produkcji tarcz hamulcowych powinna być ilościowa ocena struktury. Stanowi ona punkt wyjścia do określenia ścisłych zależności w relacji *struktura-właściwości*, opartego o nowoczesne metody metalografii ilościowej z zastosowaniem komputerowej analizy obrazu, umożliwiającej wyznaczanie zespołu parametrów geometrycznych kompleksowo charakteryzujących strukturę materiału. Mając to na uwadze wykonano ilościowe badania metalograficzne głównie w celu dokonania oceny równomierności rozmieszczenia zbrojenia w osnowie stopu

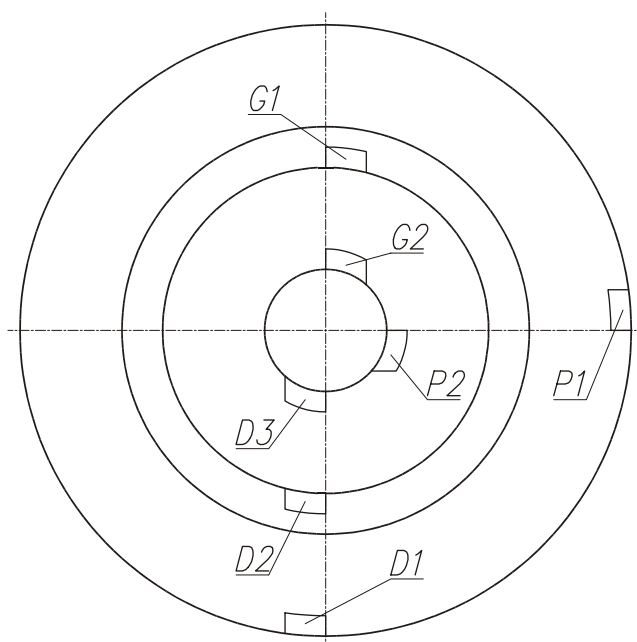
podstawowego [193]. W celu zapewnienia aspektu reprezentatywności z przykładowej tarczy hamulcowej pobrano do badań metalograficznych wycinki z trzech podstawowych miejsc tarczy (w stosunku do kierunku odlewania ("górną" oznaczone na fotografiach i w tabeli III.1 jako G1, G2, "strona prawa" oznaczone jako P1 i P2 oraz "dół" oznaczone jako D1, D2, D3). Miejsca pobrania próbek uwidoczniiono na rys.III.52). Dla zilustrowania postaci fazy zbrojącej przedstawiono wybraną dokumentację fotograficzną (rys.III.53).

Miejsca fotografowane wybrano w sposób losowy, stanowią one zatem jedynie walor ilustracyjny. W ramach metalograficznej analizy ilościowej określono następujące parametry geometryczne fazy zbrojącej:

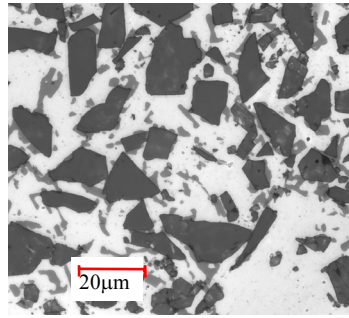
- udział objętościowy zbrojenia V_V [%] (zgodnie z zasadą Delesse'a $V_V = A_A$ - gdzie A_A oznacza udział powierzchniowy),
- gęstość zbrojenia, zdefiniowaną jako liczba cząsteczek fazy zbrojącej przypadająca na mm kwadratowy zglądu metalograficznego [$1/\text{mm}^2$],
- estymatory powierzchni rozdziału faza zbrojąca/osnowa stopu podstawowego mierzone w kierunku równoległym i prostopadłym w stosunku do powierzchni zglądu metalograficznego; $N_{L||}$, $N_{L\perp}$ [$1/\text{mm}$],
- średni estymator rozdziału faza zbrojąca/osnowa stopu podstawowego wyznaczony na podstawie obu wielkości $N_{L||}$, $N_{L\perp}$ określony jako N_L średnia,
- średnią odległość swobodną λ zdefiniowaną przez Fullman'a [194] jako:

$$\lambda = \frac{1 - V_V}{N_L} [\text{mm}]$$

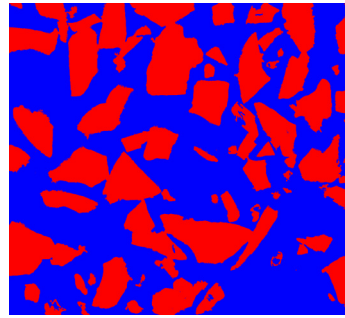
Przykładowe wyniki metalograficznej analizy ilościowej (dla próbki G1 i D1) przedstawiono na wykresach uwidoczniionych w tablicach 16-19 oraz 21-32 z uwzględnieniem statystycznego opracowania wyników pomiarów. Zbiorcze zestawienie wyników badań zawarto w tablicy 20 i 33.



Rys.III.52. Schemat ilustrujący miejsca pobrania próbek z kompozytowego odlewu tarczy hamulcowej oryginalnej do samochodu Chrysler Prowler oraz produkcji polskiej z materiału F3N.20S_{ac}GR



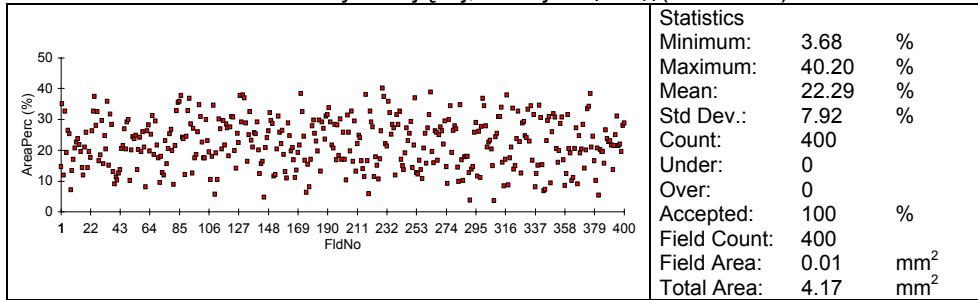
G1-a



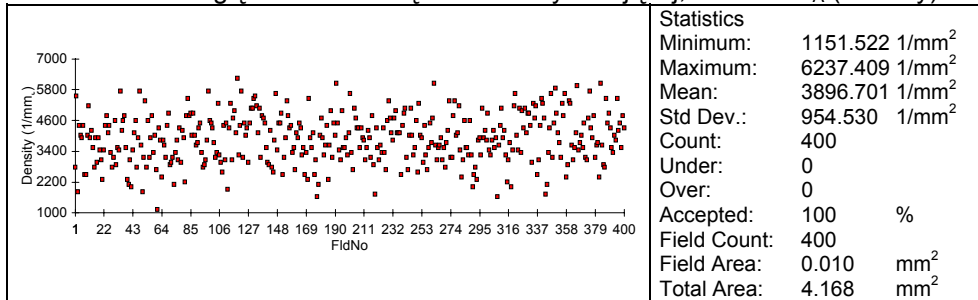
G1-b

Rys.III.53 Mikrostruktura tarczy hamulcowej (materiał F3N.20S_{ac}GR)
a) obraz rzeczywisty, b) obraz binarny przygotowany do analizy ilościowej

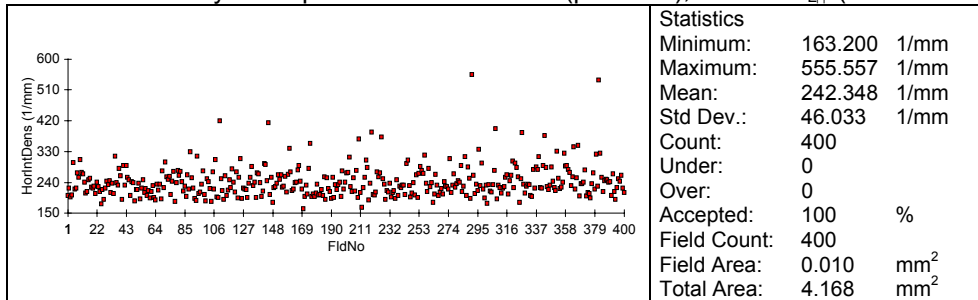
Tablica III.16. Zawartość fazy zbrojącej, % obj - $V_V = A_A$ (AreaPerc)



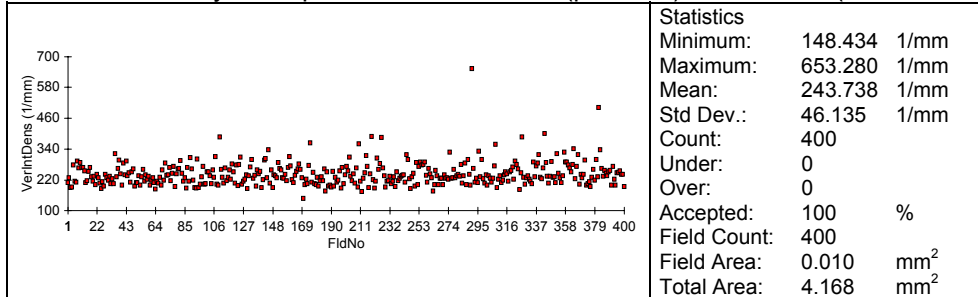
Tablica III.17. Względna liczba cząstek fazy zbrojącej, 1/mm² - N_A (Density)



Tablica III.18. Estymator powierzchni rozdziału (poziomo), 1/mm - $N_{||}$ (HorIntDens)



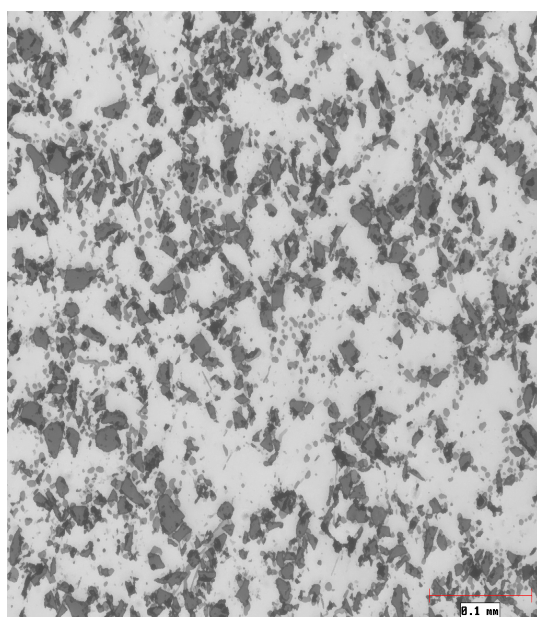
Tablica III.19. Estymator powierzchni rozdziału (pionowo), 1/mm - N_{\perp} (VerIntDens)



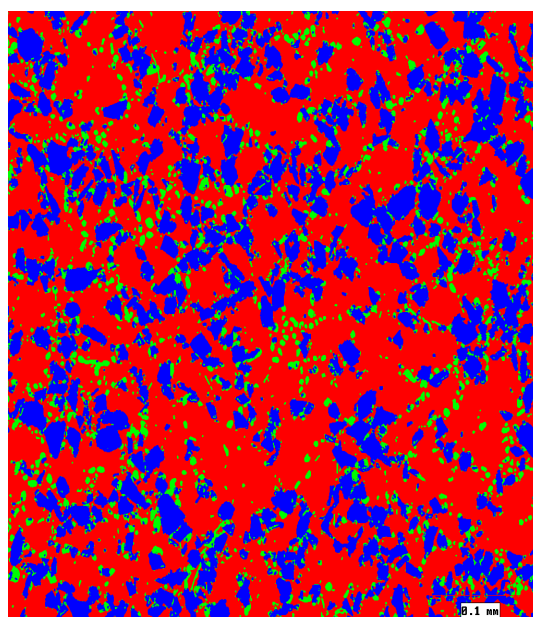
Tablica III.20

Wartości niektórych parametrów geometrycznych fazy zbrojącej w kompozycie aluminiowym, zawierającym 22 % obj. SiC (w nawiasach podano wartości odchyień standardowych)

Oznaczenie Param.geom.	Oznaczenie próbki						
	G1	G2	D1	D2	D3	P1	P2
Zawartość fazy zbrojącej, % obj. - V_V	22,29 (7,92)	23,09 (6,85)	22,15 (6,53)	19,99 (6,09)	22,31 (7,09)	21,24 (5,90)	22,98 (5,77)
Względna liczba cząsteczek fazy zbrojącej, $1/\text{mm}^2 - N_A$	3896,7 (954,5)	3485,3 (789,4)	3237,9 (751,7)	3048,2 (749,3)	3672,4 (848,2)	3062,1 (735,7)	3977,8 (845,4)
Estymator pow. rozdziału (poziomo), $1/\text{mm} - N_{L\parallel}$	242,348 (46,033)	217,577 (30,865)	229,673 (28,067)	222,256 (30,744)	195,096 (31,013)	190,956 (22,436)	206,152 (25,625)
Estymator powierzchni rozdziału (pionowo), $1/\text{mm} - N_{L\perp}$	243,738 (46,135)	218,557 (31,276)	229,865 (27,147)	222,696 (30,268)	195,561 (30,374)	192,279 (22,890)	204,805 (26,189)
Estymator powierzchni rozdziału (średni), $1/\text{mm} - N_L$ (średnia)	243,043	218,067	229,769	222,476	195,329	191,618	205,479
Średnia odległość swobodna, $\text{mm} - \lambda$	0,003	0,004	0,003	0,004	0,004	0,004	0,003

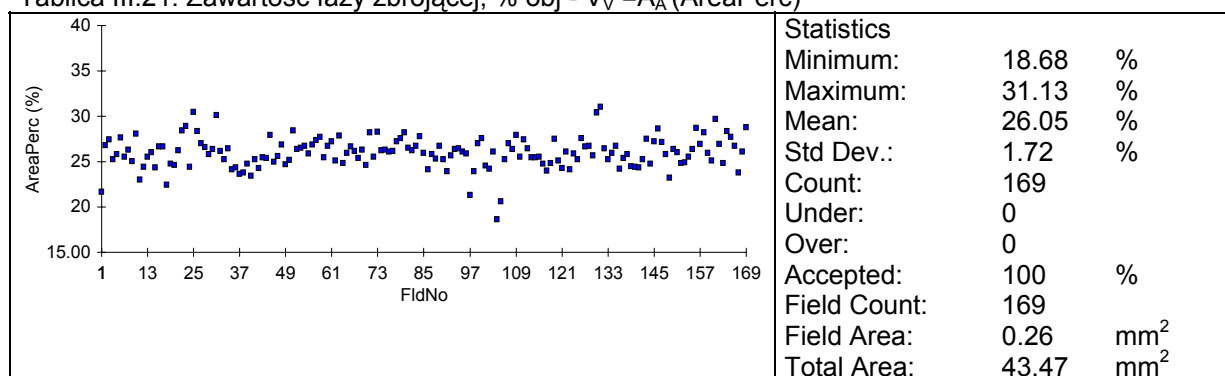


obraz rzeczywisty (pow.100x)

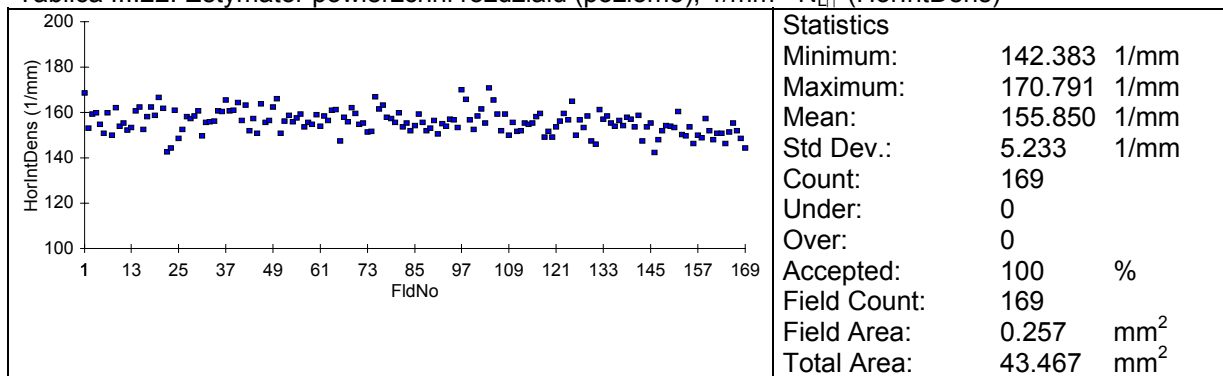


obraz binarny (pow.100x)

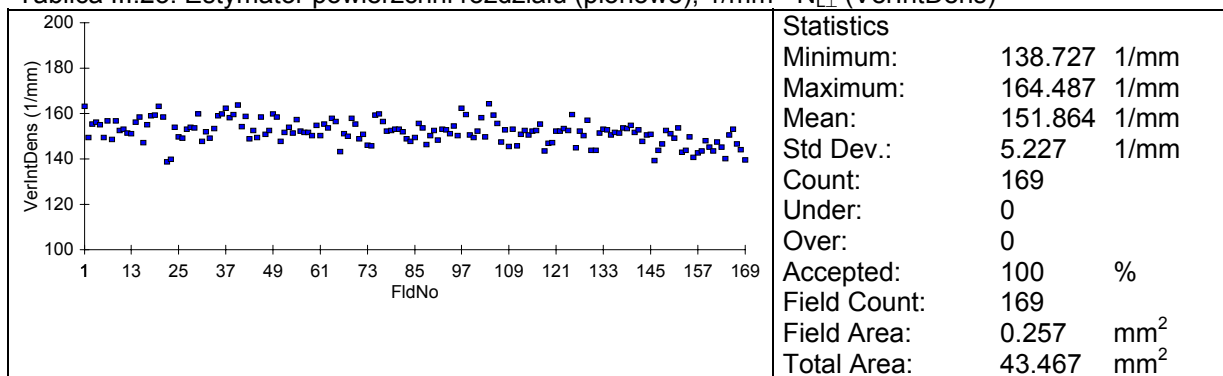
Rys.III.54. Mikrostruktura tarczy hamulcowej oryginalnej do samochodu Chrysler Prowler (Duralcan)

Tablica III.21. Zawartość fazy zbrojącej, % obj - $V_V = A_A$ (AreaPerc)

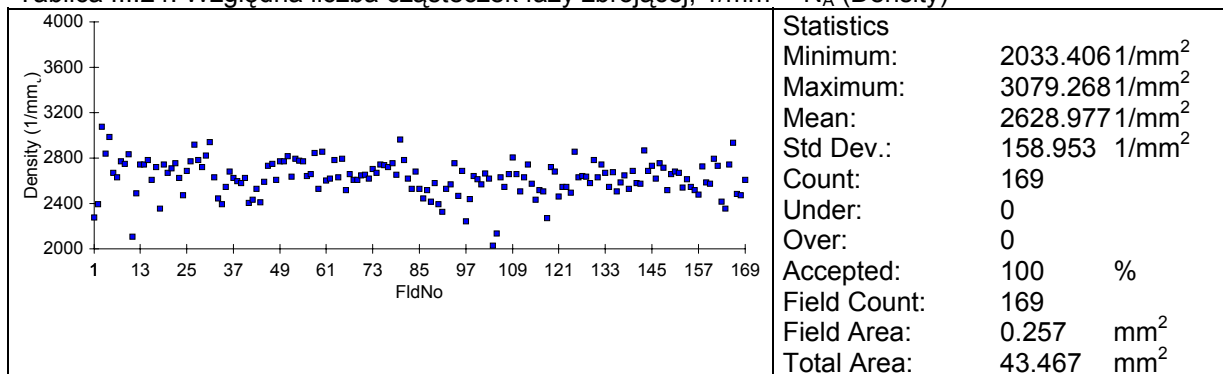
Tablica III.22. Estymator powierzchni rozdziału (poziomo), 1/mm - $N_{||}$ (HorIntDens)



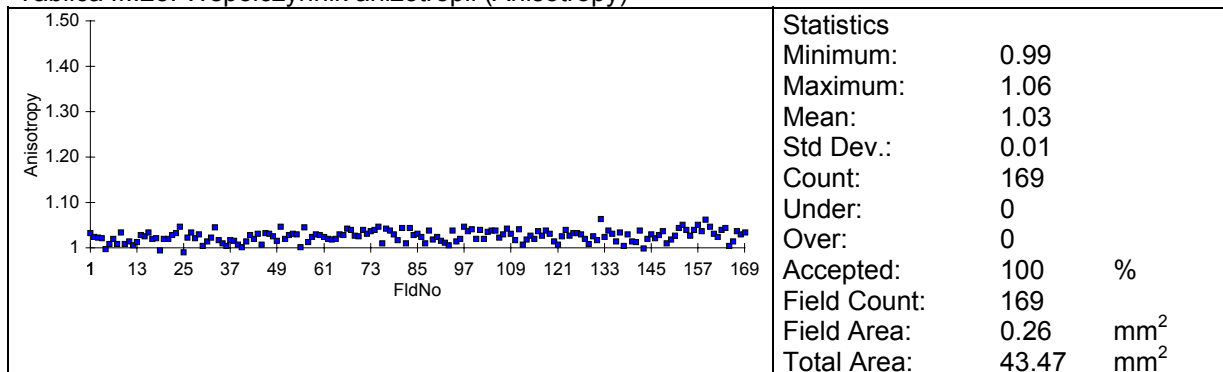
Tablica III.23. Estymator powierzchni rozdziału (pionowo), 1/mm - N_{\perp} (VerIntDens)



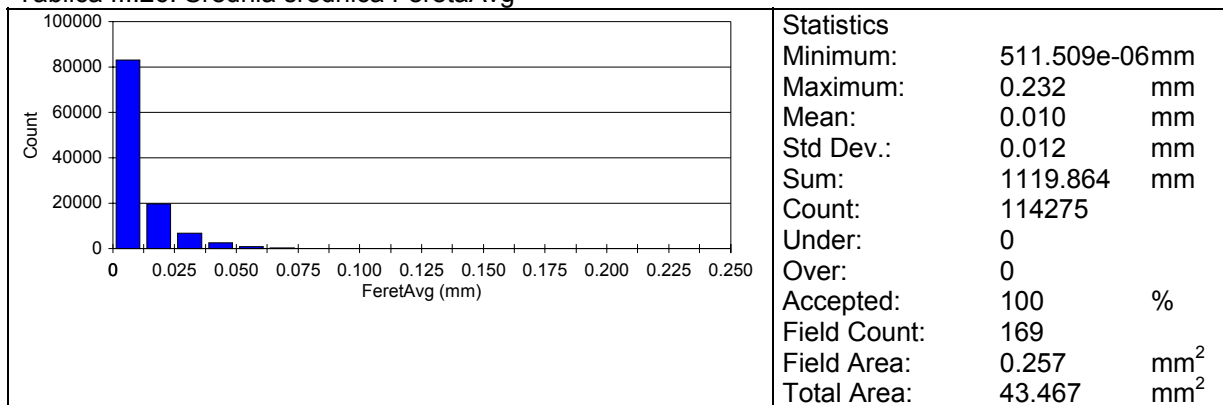
Tablica III.24. Względna liczba cząsteczek fazy zbrojącej, 1/mm² - N_A (Density)



Tablica III.25. Współczynnik anizotropii (Anisotropy)

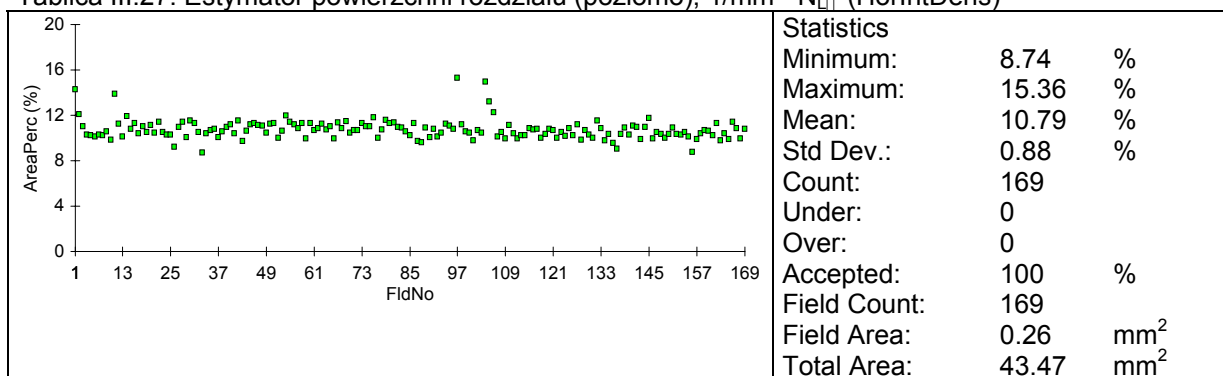


Tablica III.26. Średnia średnica FeretaAvg

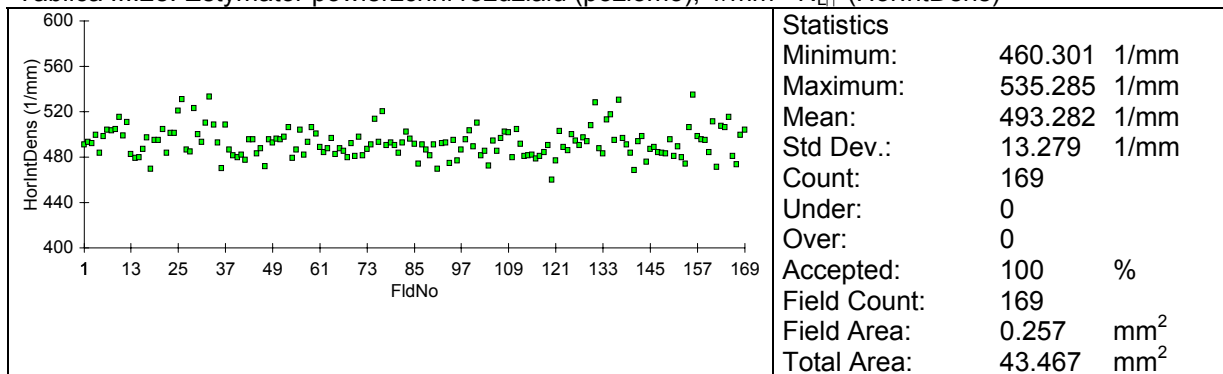


Wydzielenia eutektyczne

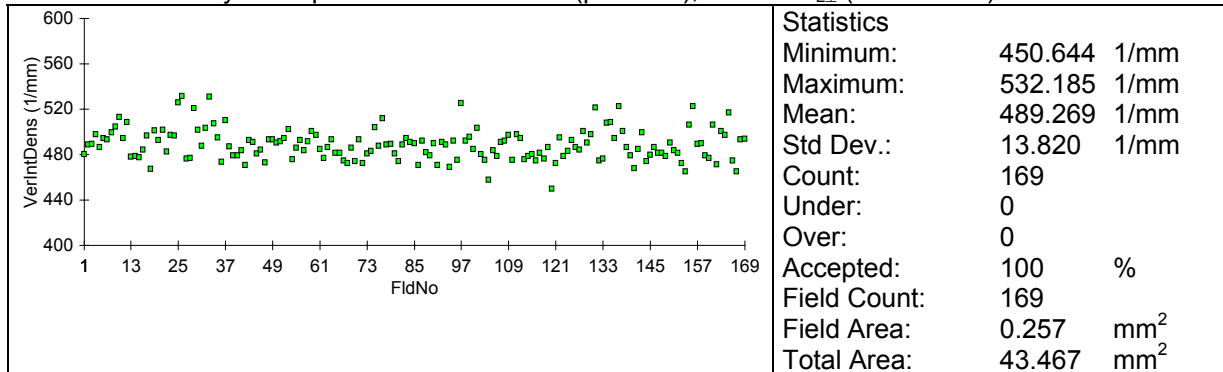
Tablica III.27. Estymator powierzchni rozdziału (poziomo), 1/mm - N_{||} (HorIntDens)



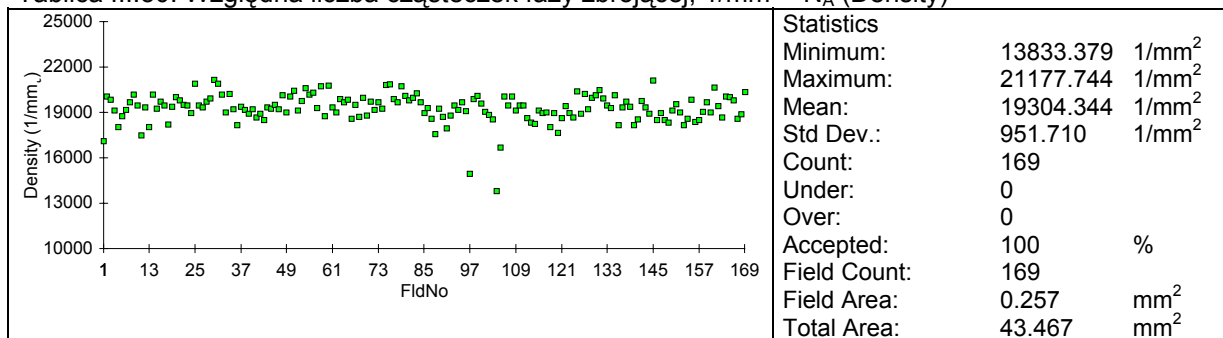
Tablica III.28. Estymator powierzchni rozdziału (poziomo), 1/mm - N_{||} (HorIntDens)



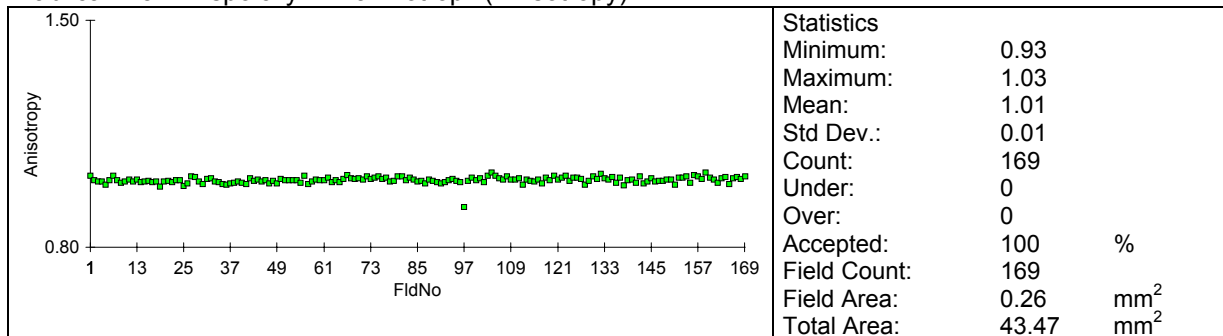
Tablica III.29. Estymator powierzchni rozdziału (pionowo), 1/mm - N_⊥ (VerIntDens)



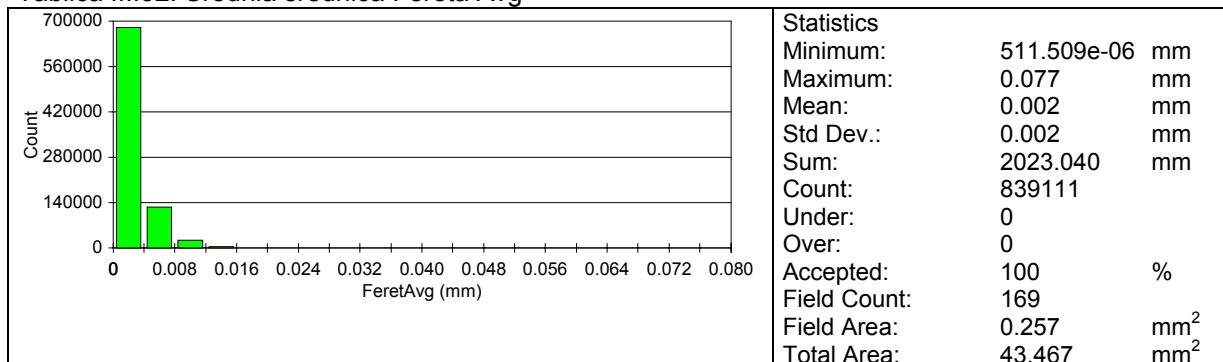
Tablica III.30. Względna liczba cząsteczek fazy zbrojącej, $1/\text{mm}^2$ - N_A (Density)



Tablica III.31. Współczynnik anizotropii (Anisotropy)



Tablica III.32. Średnia średnica Fereta Avg



Tablica III.33

Wartości niektórych parametrów geometrycznych fazy zbrojącej w kompozycie aluminiowym, zawierającym ok. 24 % obj. SiC (Chrysler Prowler) (w nawiasach podano wartości odchyłeń standardowych)

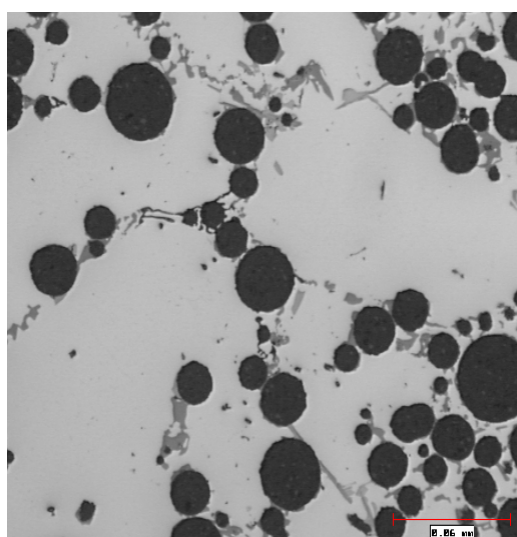
Param.geom.	Oznaczenie	Oznaczenie próbki				
		G1	G2	D1	D2	D3
Zawartość fazy zbrojącej, % obj. - V_V		23,00 (1,54)	23,71 (1,59)	26,05 (1,72)	23,06 (1,84)	23,41 (1,55)
Względna liczba cząsteczek fazy zbrojącej, $1/\text{mm}^2$ - N_A		1862,68 (102,78)	1918,2 (116,4)	2628,9 (658,9)	2772,6 (213,23)	2623,4 (184,34)
Estymator pow. rozdziału (poziomo), $1/\text{mm}$ - $N_{ }$		147,72 (7,82)	138,01 (6,62)	155,85 (5,23)	181,78 (16,50)	174,12 (12,98)
Estymator powierzchni rozdziału (pionowo), $1/\text{mm}$ - N_{\perp}		145,72 (7,99)	135,66 (6,55)	151,86 (5,22)	177,95 (16,14)	173,64 (12,80)
Estymator powierzchni rozdziału (średni), $1/\text{mm}$ - N_L (średnia)		146,40	136,83	154,80	179,86	173,88
Średnia odległość swobodna, mm - λ		0,0052	0,0056	0,0055	0,0044	0,0050

Przeprowadzone obserwacje mikroskopowe wykazały dużą jednorodność rozmieszczenia cząsteczek fazy zbrojącej w strukturze kompozytu, świadczące o wysokiej efektywności procesu mieszania w pierwszym etapie wytwarzania kompozytów, właściwym przyjęciu technologii odlewania decydującej o ustalonych właściwościach odlewu. Uzyskanie pozbawionej mikroporowatości i zanieczyszczeń struktury oraz trwałych, mocnych połączeń między osnową a fazą zbrojącą gwarantuje odpowiedni wzrost właściwości wytrzymałościowych, zgodny z zakładanym celem procesu wytwarzania.

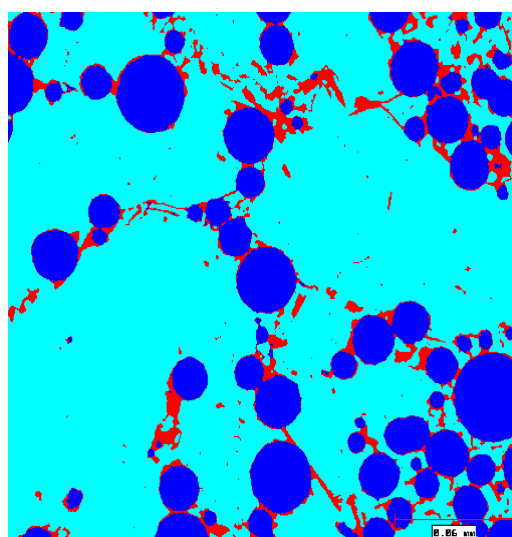
Występowanie pęcherzy gazowych i mikroporowatości umiejscowionych po obwodzie wymaga zwrócenia większej uwagi na zastosowaną technologię i przygotowania głównie form odlewniczych.

Na tle jasnej osnowy roztworu stałego krzemu w stopie aluminium widoczne są ciemne cząsteczki węgla krzemu SiC o nieco zróżnicowanej wielkości. Obserwuje się także bardzo drobne wydzielienia eutektyki $\alpha + \text{Si}$.

Podobne analizy ilościowe wykonano również dla innych materiałów kompozytowych (Rys. III.54, III.55) a ich przykłady przedstawiono na wykresach w tablicach III.21-III.38 z uwzględnieniem statystycznego opracowania wyników pomiarów.



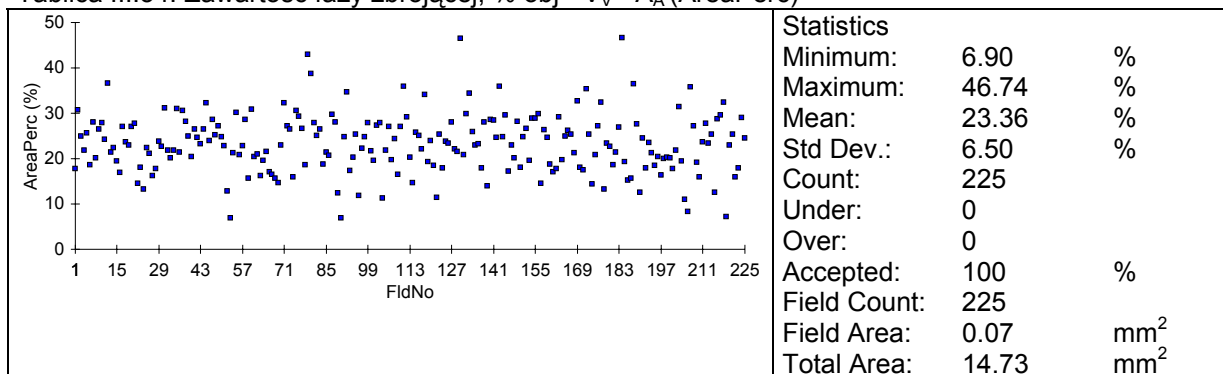
obraz rzeczywisty (pow.200x)



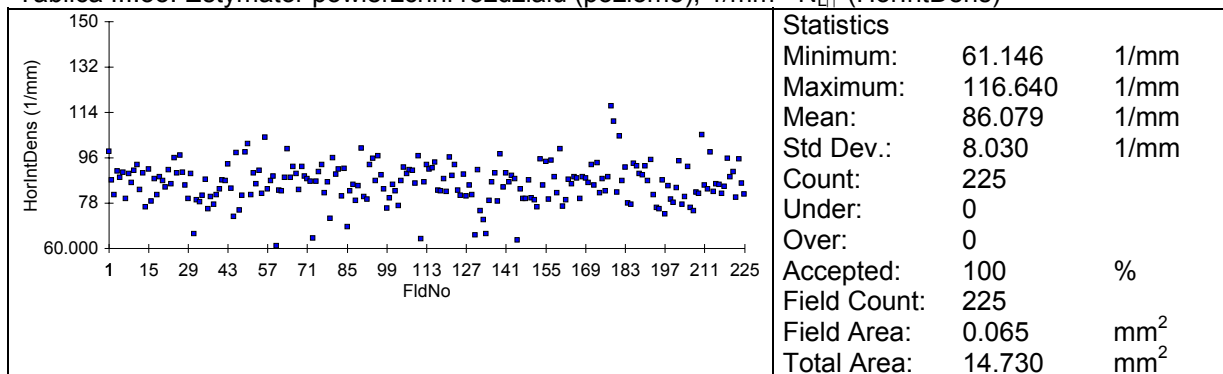
obraz binarny (pow. 200x)

Rys. III.55. Mikrostruktura kompozytu COMRAL 90F_{ac} zawierający mikrogranulki tlenku glinu

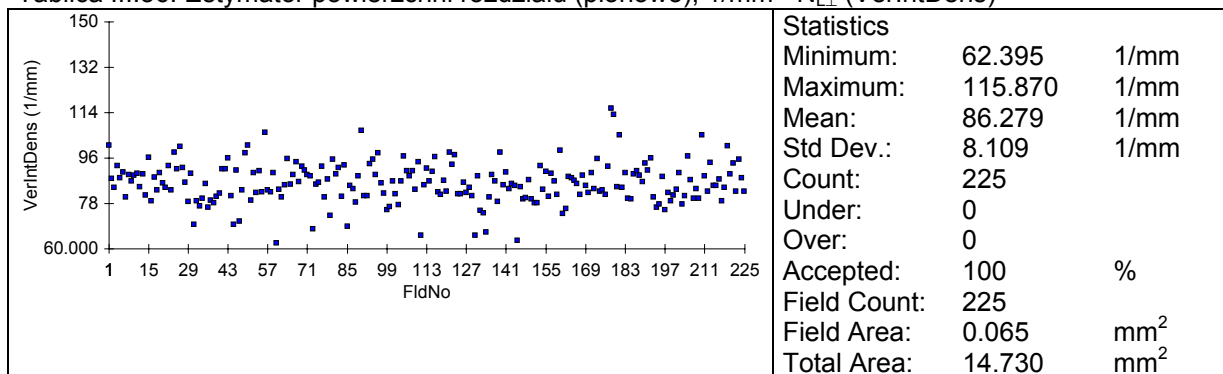
Tablica III.34. Zawartość fazy zbrojącej, % obj - $V_V = A_A$ (AreaPerc)



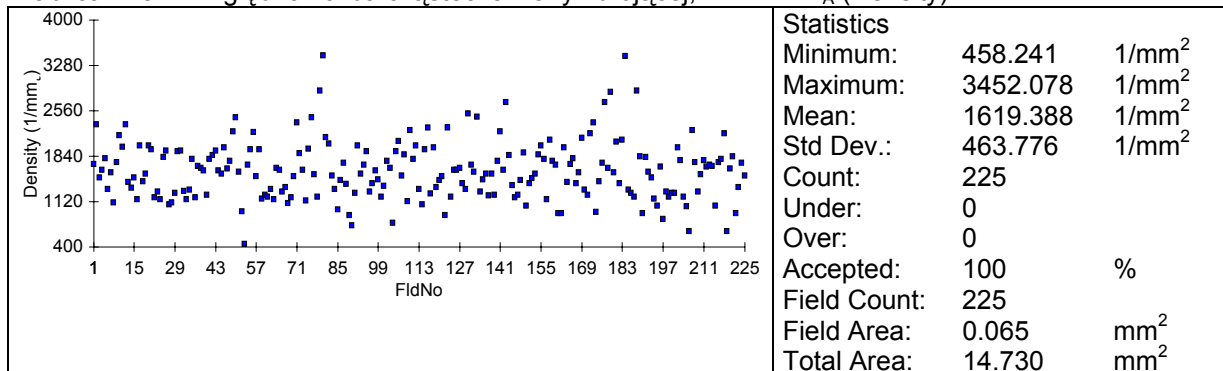
Tablica III.35. Estymator powierzchni rozdziału (poziomo), 1/mm - $N_{||}$ (HorIntDens)



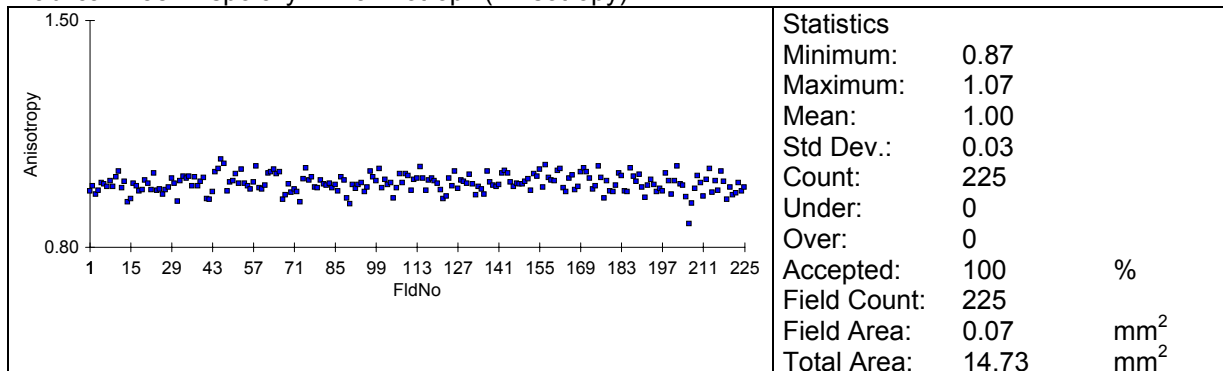
Tablica III.36. Estymator powierzchni rozdziału (pionowo), 1/mm - N_{\perp} (VerIntDens)



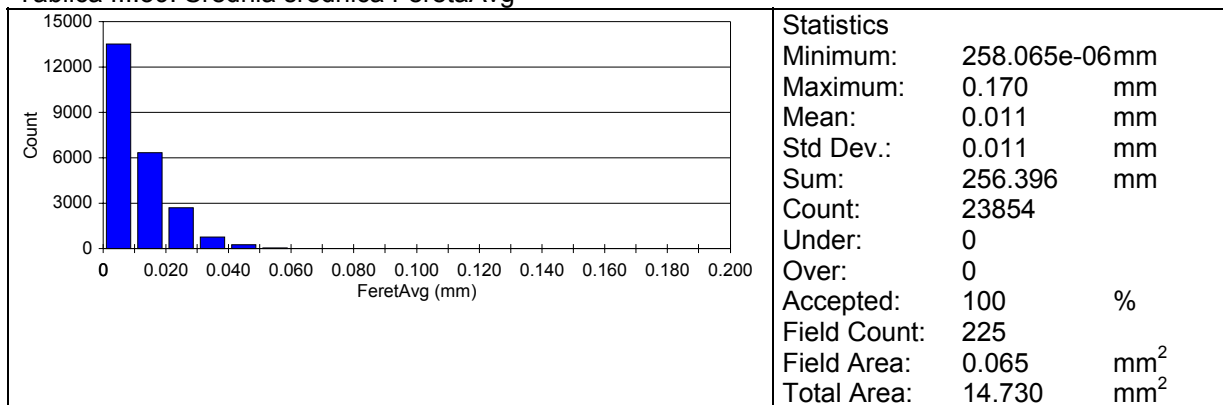
Tablica III.37. Względna liczba cząsteczek fazy zbrojącej, 1/mm² - N_A (Density)



Tablica III.38. Współczynnik anizotropii (Anisotropy)

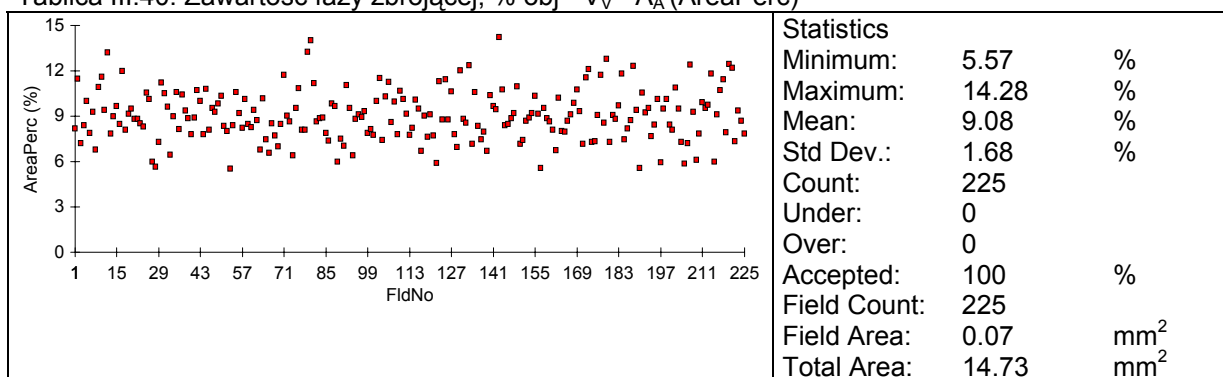


Tablica III.39. Średnia średnica FeretaAvg

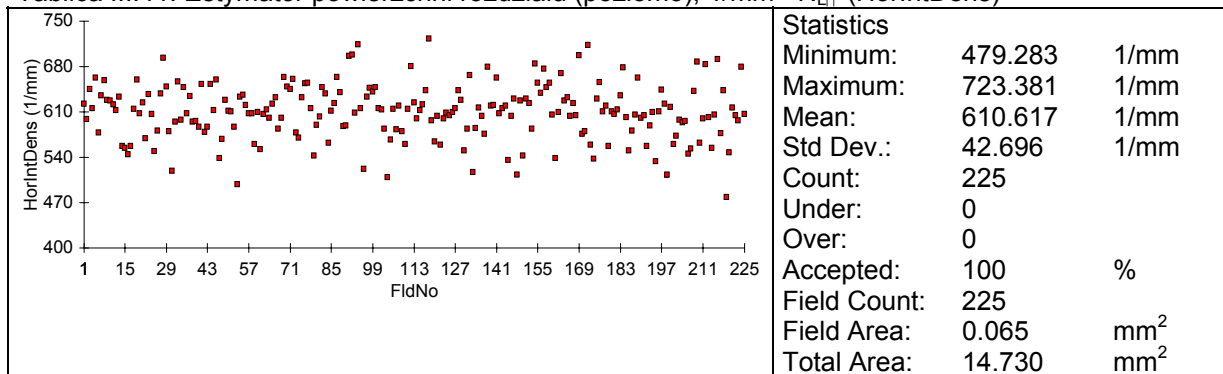


Faza krzemowa wynikająca z osnowy stopu

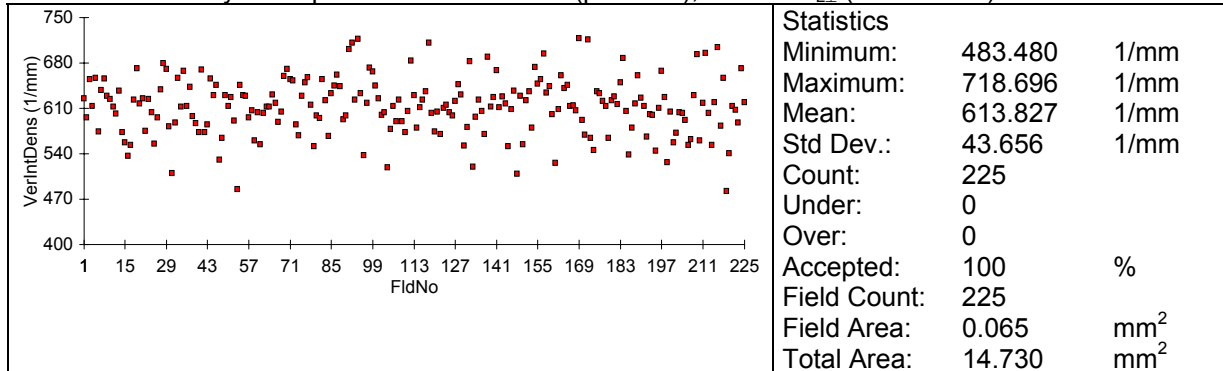
Tablica III.40. Zawartość fazy zbrojącej, % obj - $V_V = A_A$ (AreaPerc)



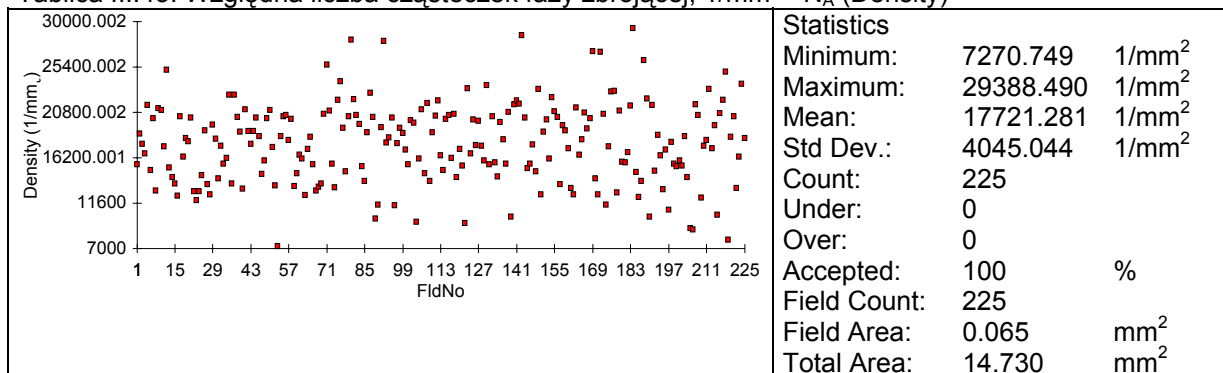
Tablica III.41. Estymator powierzchni rozdziału (poziomo), 1/mm - $N_{||}$ (HorIntDens)



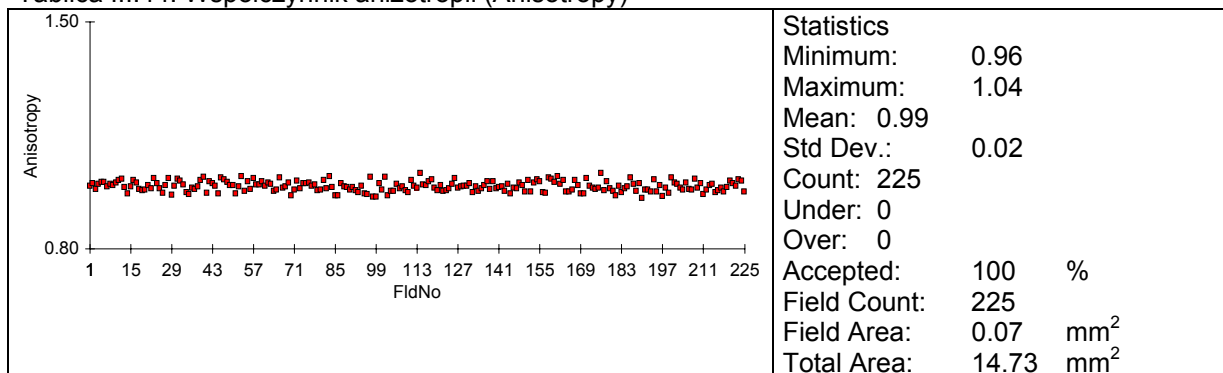
Tablica III.42. Estymator powierzchni rozdziału (pionowo), 1/mm - N_{\perp} (VerIntDens)



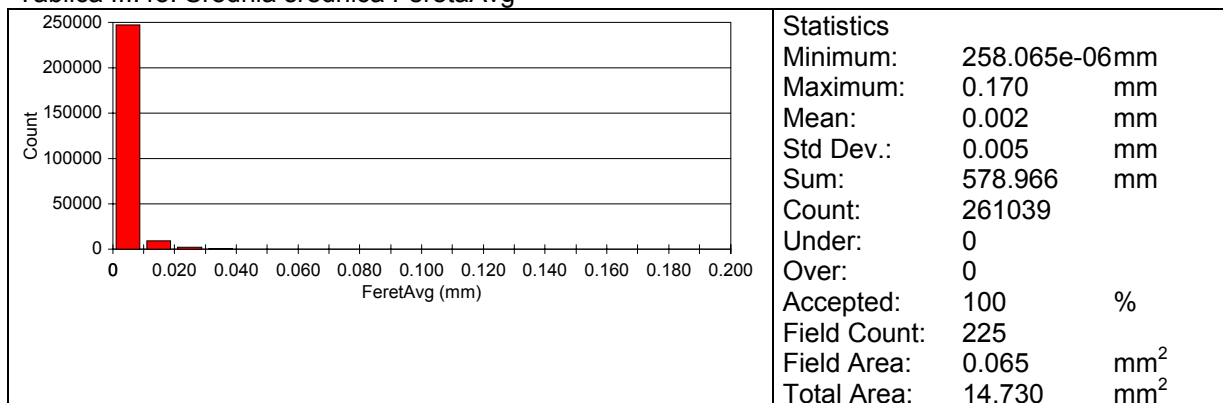
Tablica III.43. Względna liczba cząsteczek fazy zbrojącej, 1/mm² - N_A (Density)

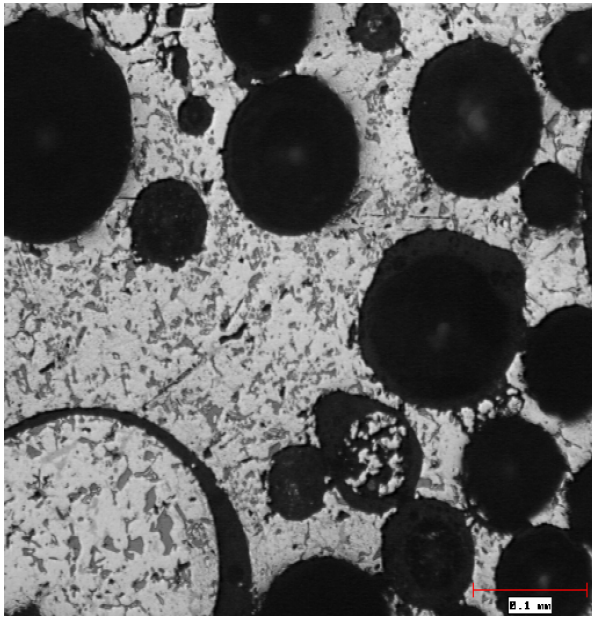


Tablica III.44. Współczynnik anizotropii (Anisotropy)

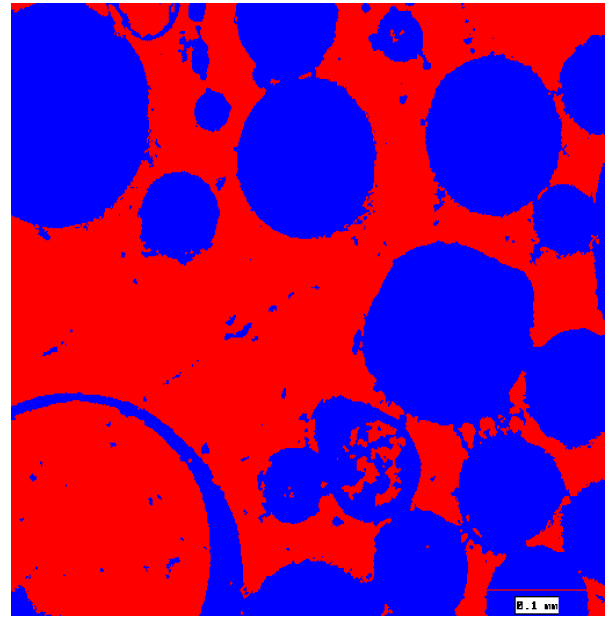


Tablica III.45. Średnia średnica FeretaAvg





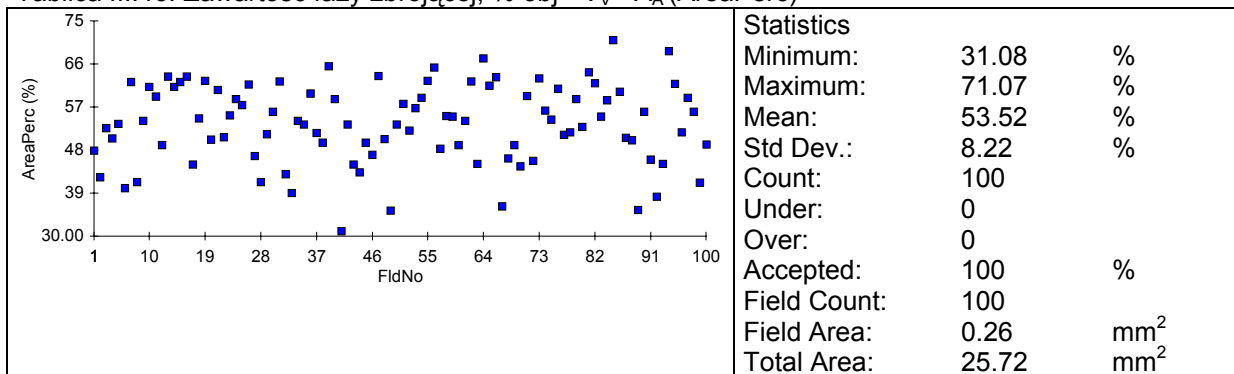
pow. 100x



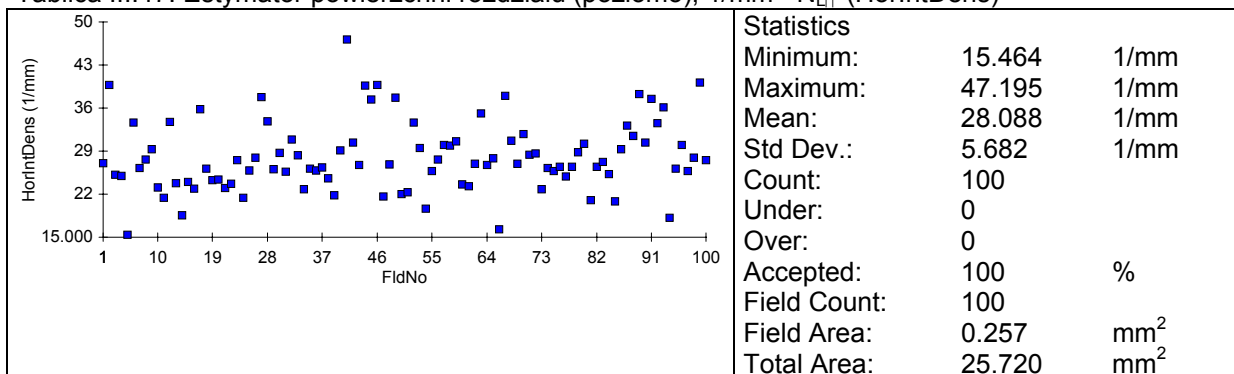
pow. 100x

Rys. III.56. Mikrostruktura kompozytu ALFA® (stop aluminium (AK12) z pyłami lotnymi)
 a) obraz rzeczywisty,
 b) obraz binarny przygotowany do analizy ilościowej

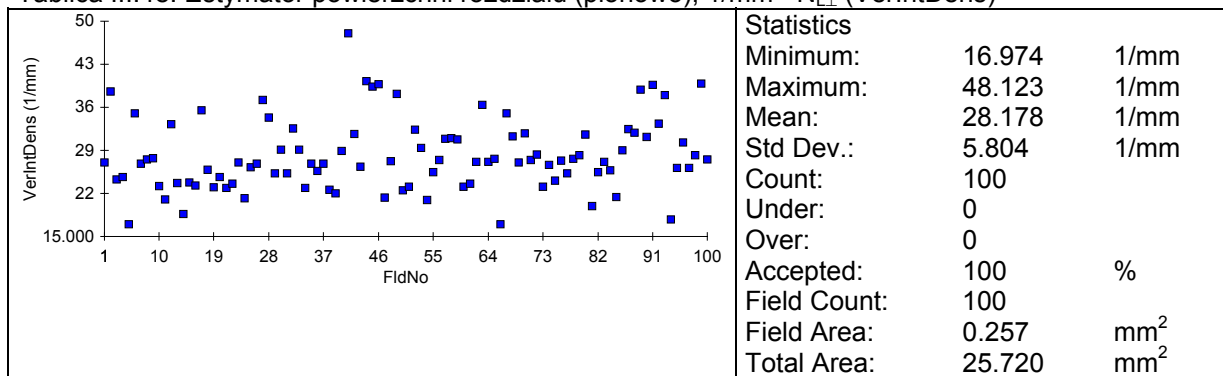
Tablica III.46. Zawartość fazy zbrojącej, % obj - $V_V = A_A$ (AreaPerc)



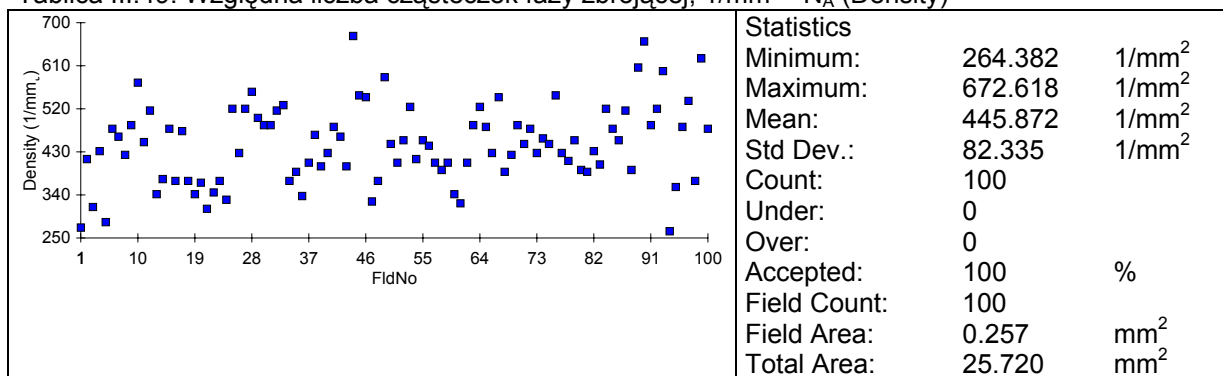
Tablica III.47. Estymator powierzchni rozdziału (poziomo), 1/mm - $N_{||}$ (HorIntDens)



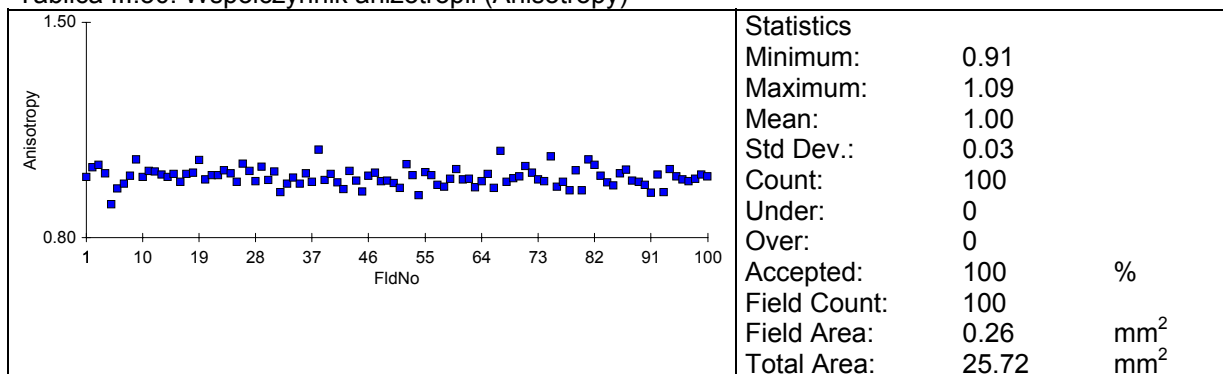
Tablica III.48. Estymator powierzchni rozdziału (pionowo), 1/mm - $N_{L\perp}$ (VerIntDens)



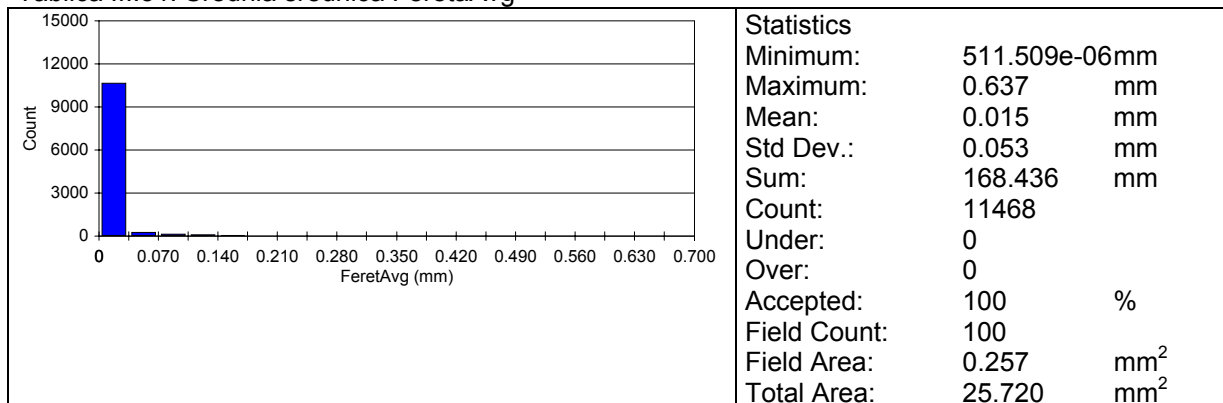
Tablica III.49. Względna liczba cząsteczek fazy zbrojącej, 1/mm² - N_A (Density)



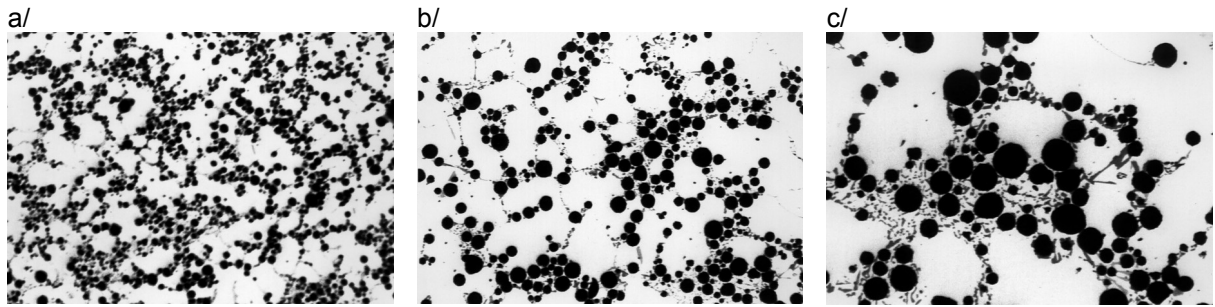
Tablica III.50. Współczynnik anizotropii (Anisotropy)



Tablica III.51. Średnia średnica FeretaAvg



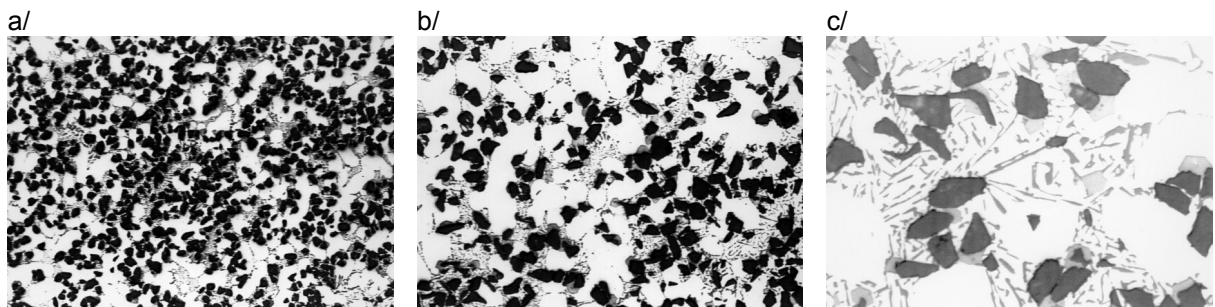
Przykłady mikrostruktur typowych dla badanych materiałów kompozytowych przedstawiono na rysunkach III.57 – III.63.



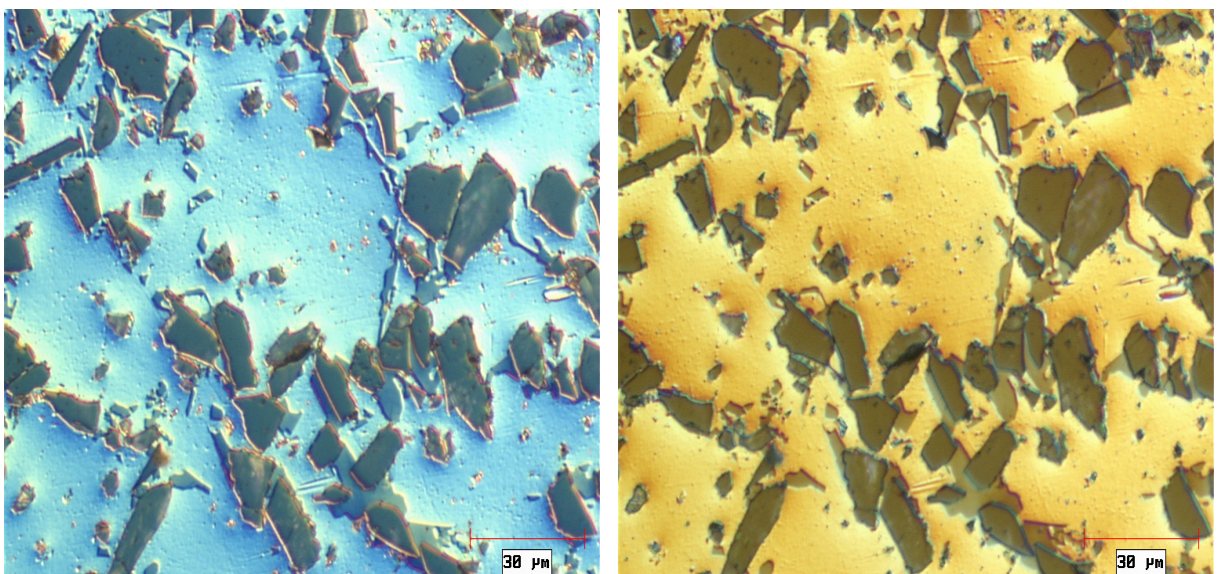
Rys.III.57. Mikrostruktura kompozytu Comral 90 FC_{ac}
 a/ powiększenie 50x, b/ powiększenie 100x, c/ powiększenie 200x



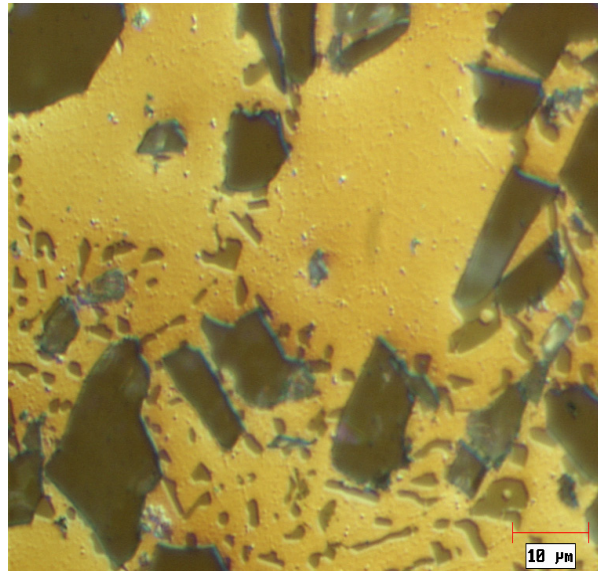
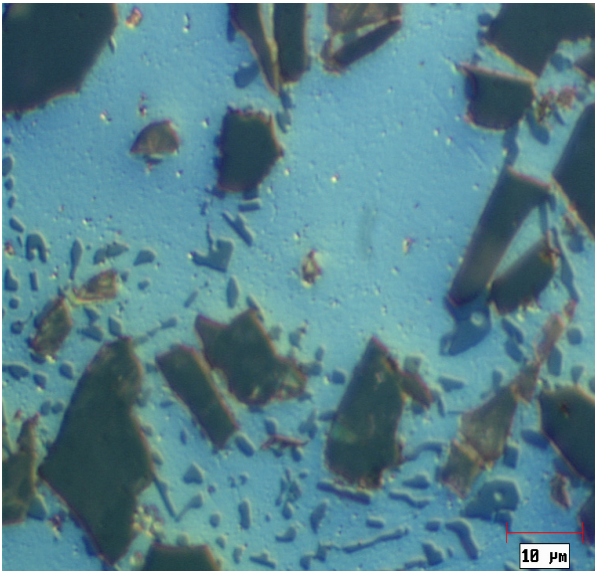
Rys.III.58. Mikrostruktura kompozytu F3N.20S_{ac} LF
 a/ powiększenie 100x, b/ powiększenie 200x, c/ powiększenie 500x



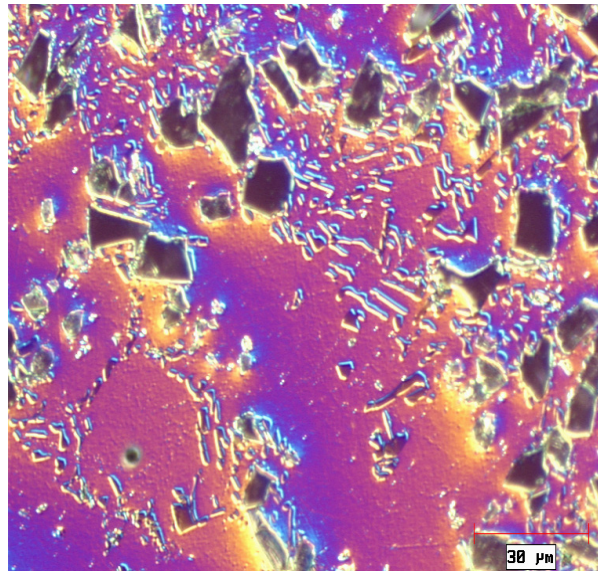
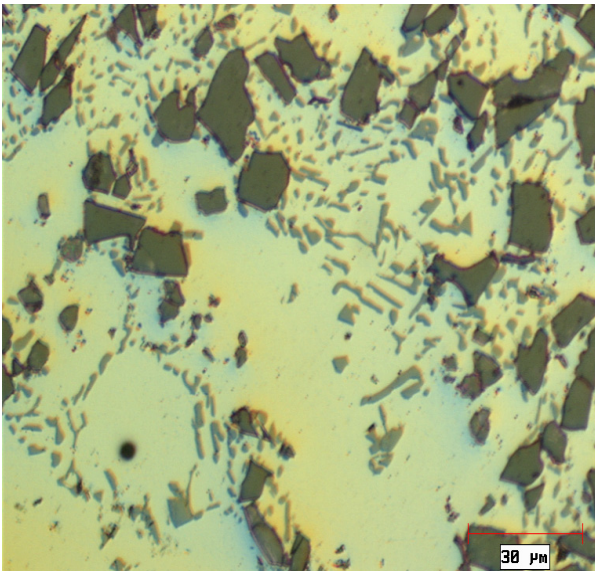
Rys.III.59. Mikrostruktura kompozytu F3S.20S_{ac} SQ
 a/ powiększenie 100x, b/ powiększenie 200x, c/ powiększenie 500x



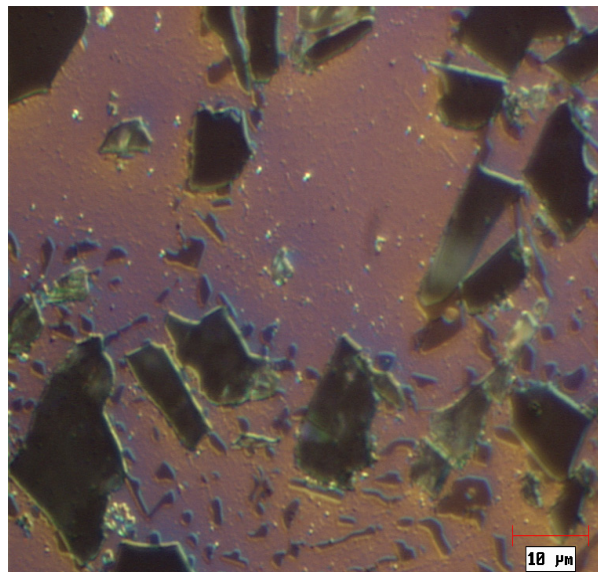
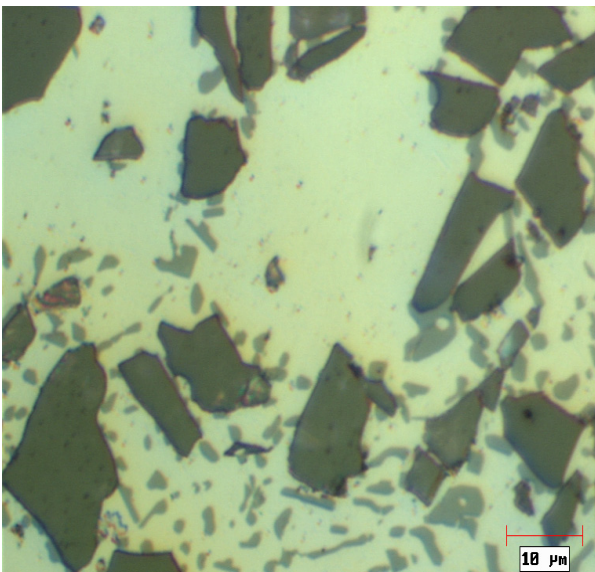
Rys.III.60. Mikrostruktura kompozytu F3N.20S_{ac}LF w kontraście fazowym (pow. 500x).



Rys.III.61. Mikrostruktura kompozytu F3N.20S_{ac}LF w kontraście fazowym (pow. 1000x).



Rys.III.62 Mikrostruktura kompozytu F3N.20S_{ac}LF w świetle spolaryzowanym (pow. 500x).



Rys.III.63. Mikrostruktura kompozytu F3N.20S_{ac}LF w świetle spolaryzowanym (pow. 1000x)

Wyniki zestawione w tablicy III.20 wskazują na pewne zróżnicowanie wartości zmierzonych parametrów geometrycznych fazy zbrojącej, trudne do zinterpretowania na obecnym etapie badań z uwagi na brak dostatecznych informacji dotyczących wybranych właściwości użytkowych. Określenie znaczenia poszczególnych parametrów geometrycznych w procesie zużycia tarcz hamulcowych w warunkach eksploatacyjnych w zależności od właściwości użytkowych będzie możliwe w przypadku wykonania badań większej populacji (np. w przypadku produkcji seryjnej tarcz hamulcowych). Bieżący stan badań metalograficznych ilustruje przede wszystkim możliwość dokonywania opisu struktury poprzez jej ilościowe parametry. Dopiero powiązanie tych wielkości z odpowiednimi właściwościami eksploatacyjnymi pozwoli stwierdzić na ile istotne jest, w warunkach pracy tarcz hamulcowych, obserwowane zróżnicowanie niektórych ilościowych parametrów fazy zbrojącej przy utrzymaniu jednakowej średniej odległości swobodnej ($0,003 \text{ mm} \div 0,004 \text{ mm}$) świadczącej o pewnej jednorodności rozmieszczenia cząsteczek fazy zbrojącej w osnowie. Po badaniach tribologicznych stwierdzono, że odporność na zużycie wzrasta wraz ze wzrostem ilości cząstek fazy zbrojącej (w tym przypadku SiC ok. 22% tj. ilość przypadająca na 1 mm^2 zglądu: $3048 \div 3977$).

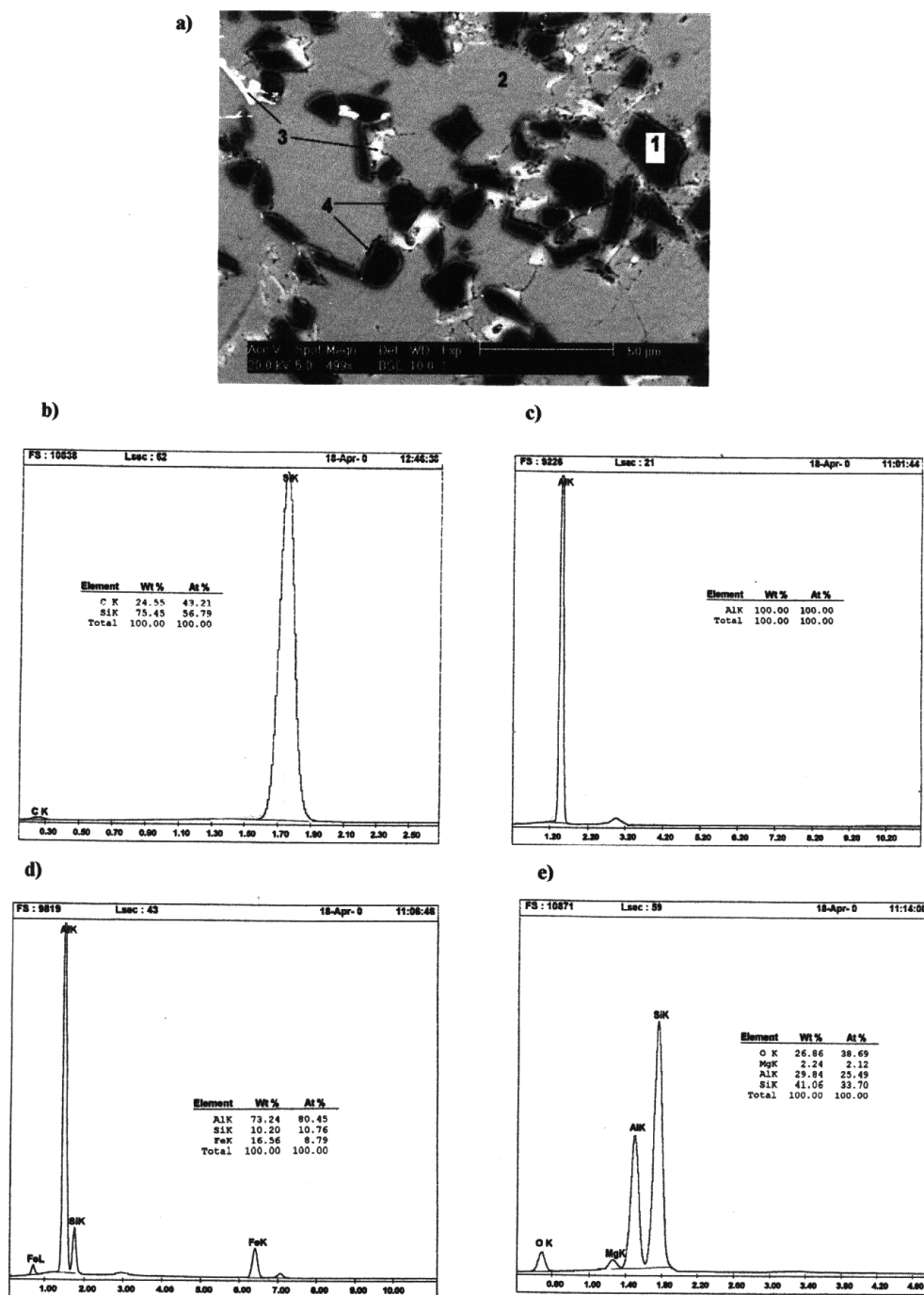
Badania metalograficzne stanowią podstawę do stwierdzenia, że zastosowano właściwą technologię odlewania, gdyż potwierdza się oczekiwana równomierność rozmieszczenia fazy zbrojącej (najczęściej na granicach ziarn w okolicach występowania eutektyki) bez występowania ich aglomeracji.

Porównanie wykonania tarczy hamulcowej oryginalnej do samochodu Chrysler Prowler i wyprodukowanej w Polsce (F3N20S) wykazało, że parametry stereologiczne (udział objętościowy, rozkład, wielkość) są silnie zbliżone, co również potwierdza zastosowanie właściwej technologii odlewania.

III.3.2.2. Mikroskopia skaningowa

Punktową mikroanalizę składu chemicznego przeprowadzono na mikroskopie skaningowym typu XL 30 firmy PHILIPS wyposażonym w mikroanalizator rentgenowski EDS firmy EDAX. EDS umożliwia identyfikację podstawowych składników struktury.

W podwyższonych temperaturach (ok. 200°C) ujawniają się białe mikroobszary (Rys.III.64a) wskazujące na wydzielenia dość powszechnie występującej w stopach aluminium fazy międzymetalicznej Fe_3SiAl_9 [195].



Rys.III.64. Mikrostruktura kompozytu wygrzewanego w temp. 200°C w czasie 1 minuty oraz wyniki mikroanalizy składu chemicznego poszczególnych faz: 1(b), 2 (c), 3 (d), 4 (e).

W tym rozdziale przedstawiono wyniki mikroanalizy składu chemicznego

poszczególnych faz w podwyższonych temperaturach natomiast fraktografię procesów zużycia materiałów kompozytowych przedstawiono w rozdziałach III.3.4.1, III.3.4.2 oraz III.3.5.

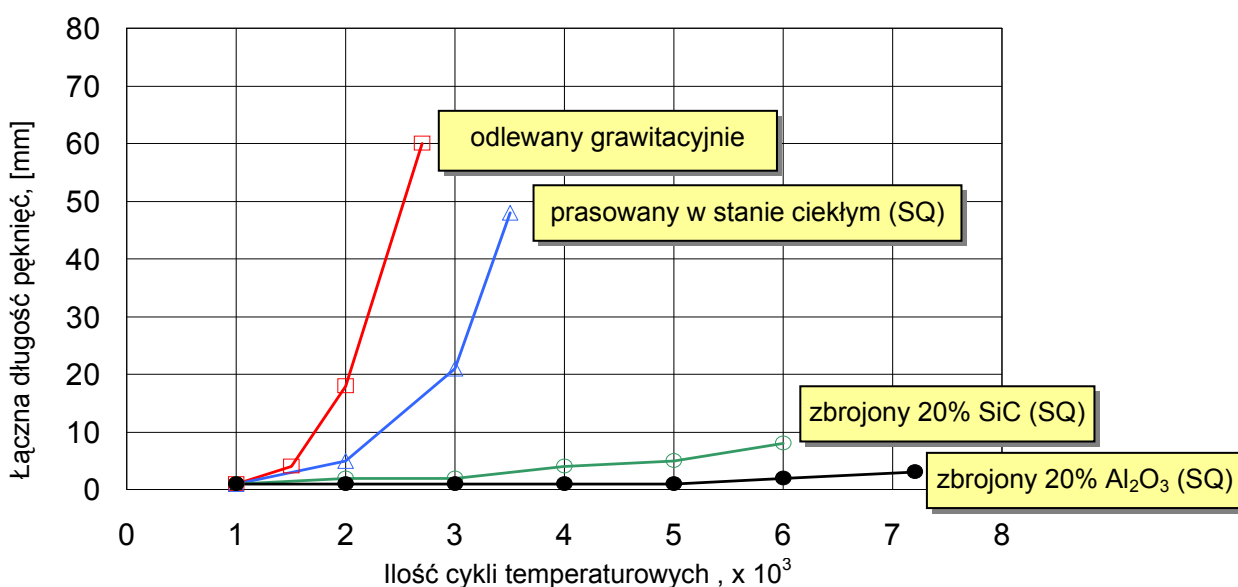
Wykonana mikroanaliza wykazała ponadto obecność w materiale kompozytowym domieszki w postaci magnezu. Największą jego zawartość zaobserwowano w obszarach czarnych wydzielen na granicy osnowa- zbrojenie. Ich skład chemiczny wskazuje na fazę $MgAl_2O_4$, powstałą prawdopodobnie na skutek reakcji aluminium i magnezu z osnowy z SiO_2 , którym pokrywane są zwykle cząstki węgla krzemu użytego jako zbrojenie kompozytu [196]. Dość wyraźne zwiększenie koncentracji tej fazy obserwuje się zwłaszcza po wygrzewaniu materiału w podwyższonej temperaturze.

Pokrywanie cząstek SiC warstwą pośrednią SiO_2 jest jednym ze sposobów zabezpieczenia ich przed degradacją w ciekłym stopie aluminium podczas procesu odlewania. Warstwy takie wpływają ponadto na poprawę zwilżalności oraz zapobiegają wystąpieniu reakcji chemicznych na granicy zbrojenie-osnowa. W kompozytach na osnowie Al produktem takich reakcji może być najczęściej hydrofilowa faza Al_4C_3 , obniżająca właściwości wytrzymałościowe materiału konstrukcyjnego i jego odporność na korozję.

Można zatem stwierdzić, iż tworzenie warstwy SiO_2 na cząstkach SiC oraz zastosowanie dodatku Mg do osnowy skutecznie zapobiegły degradacji zbrojenia w siluminie (po przeprowadzeniu wygrzewania).

III.3.3. Odporność na szoki cieplne*

Dane dotyczące odporności na szoki cieplne kompozytów zbrojonych w sposób nieciągły są dość ograniczone [197]. Jedną z nielicznych publikacji na dany temat stanowią wyniki niemieckiej firmy KOLBENSCHMIDT AG, która we współpracy z firmą DIDIER-WERKE AG zbadała odporność na szoki cieplne tłoków ze stopu KS-1275 (AlSi12CuMgNi) zbrojonych włóknami krótkimi Al_2O_3 i whiskerami SiC, wykonanych technologią prasowania w stanie ciekłym [198, 199]. Kompozyty wykonano infiltracją ciśnieniową stopem KS-1275 porowatych preform wykonanych z Al_2O_3 i SiC (80% obj. porowatości). Cylindryczne próbki badawcze wykonane z osnowy i kompozytu poddano cyklicznym zmianom temperatury. Odporność na szoki szacowano jako sumaryczną długość wszystkich pęknięć zaobserwowanych na powierzchni próbki. Te unikalne badania pokazały, że kompozyty zbrojone włóknami krótkimi i whiskerami posiadają znacznie wyższą odporność na propagację pęknięć niż materiał monolityczny prasowany w stanie ciekłym (Rys.III.65) [198÷201].



Rys.III.65. Wyniki badań odporności na szoki cieplne stopu AlSi12CuMgNi (KS 1275) monolitycznego i zbrojonego preformą na bazie tlenku glinu i węglikiem krzemu. Dane firmy KOLBENSCHMIDT AG we współpracy z DIDIER-WERKE AG [202]

Badania odporności na szoki cieplne wykonano w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie przy pomocy w pełni zautomatyzowanego prototypowego stanowiska badawczego (Rys.III.66).



Rys.III.66. Stanowisko do badań odporności na szoki cieplne

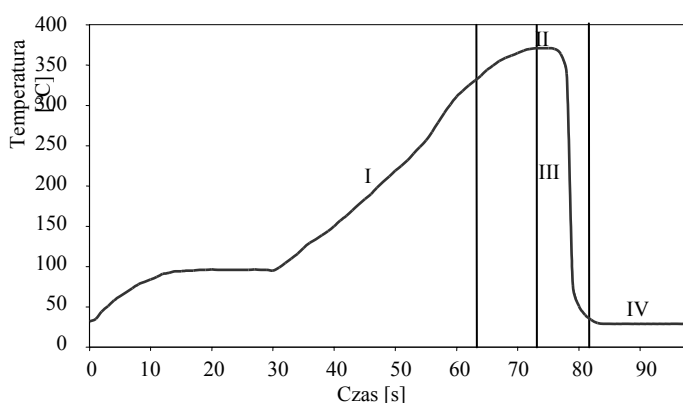
* W opracowaniu rozdziału wziął udział mgr inż. Paweł Darlak z Instytutu Odlewnictwa w Krakowie

Odporność na szoki cieplne monolitycznych stopów aluminium oraz materiałów kompozytowych na ich osnowie, zawierających węgiel krzemu, cząsteczki popiołów lotnych z elektrociepłowni węglowych określono poprzez pomiar całkowitej długości mikropęknięć w funkcji ilości cykli cieplnych (1000 do 5000 cykli) przy amplitudzie zmian temperatury wynoszącej 270°C.

Podczas każdego cyklu próbki badawcze nagrzewano do temperatury 375°C, chłodzono w wodzie i stabilizowano na powietrzu. Próbki do badań wykonano odlewaniem grawitacyjnym w kokili i metodą prasowania w stanie ciekłym (*squeeze casting*); niektóre obrabiano cieplnie drogą utwardzania dyspersyjnego.

Wybrane próbki z materiału monolitycznego i kompozytu (tabl.III.52) mocowano na gwintowanej, odpornej na korozję stalowej rurce z zainstalowaną termoparą Ni-CrNi wewnątrz każdej próbki. Materiał do badań pobrano z tłoków kompozytowych wykonanych w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie. Rurki z próbkami do badań (maksymalnie 20 szt.) instalowano na ruchomym ramieniu i poddawano następującym cyklom cieplnym (Rys.III.67):

1. nagrzewanie w piecu oporowym do osiągnięcia założonej temperatury,
2. chłodzenie na powietrzu,
3. zanurzenie w bieżącej wodzie (szybkie chłodzenie),
4. suszenie na powietrzu.



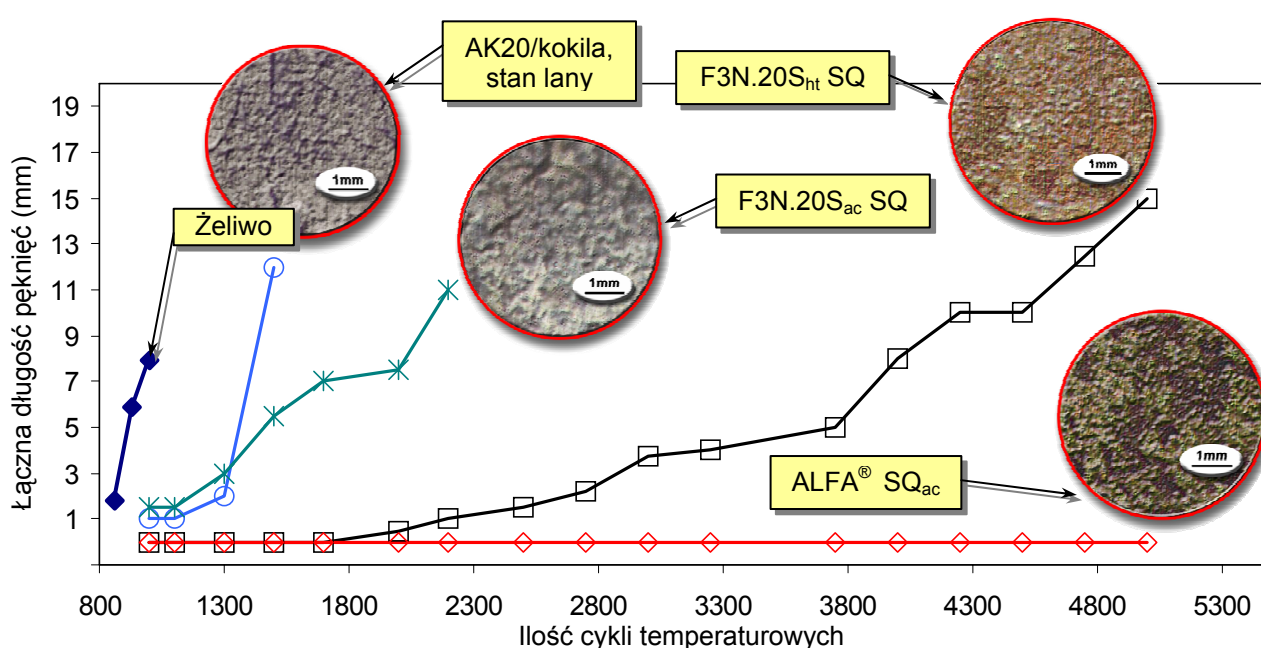
Rys.III.67. Rzeczywiste (zmierzone) temperatury w cyklu podczas badań odporności na szoki cieplne: I - nagrzewanie, II - stabilizacja na powietrzu, III - chłodzenie w wodzie, IV - stabilizacja na powietrzu.

Temperaturę rejestrowano za pomocą komputera PC. Maksymalny rozrzut temperatur w próbkach wynosił $\pm 15^{\circ}\text{C}$. Każdy punkt pomiarowy stanowił średnią z pomiarów trzech próbek z tego samego materiału. Odporność na szoki cieplne określono jako całkowitą (sumaryczną) długość wszystkich mikropęknięć na dolnej powierzchni każdej próbki, mierzoną przy powiększeniach mikroskopowych (dokładność $\pm 0,1$ mm). Pomiary długości pęknięć przeprowadzono po określonej ilości cykli cieplnych. Na Rys.III.68 pokazano relacje pomiędzy całkowitą długością pęknięć a ilością wykonanych cykli cieplnych dla badanych materiałów oraz makrostruktury powierzchni próbek.

Relatywnie niska odporność na szoki cieplne jest typowa dla monolitycznego stopu AlSi20Ni odlewane w kokili. Wyższa zawartość krzemu w tym stopie, a więc wzrost ilości kryształu krzemu pierwotnego w strukturze aluminium prowadzi do powiększenia całkowitej długości pęknięć. Kompozyt F3N.20S ma wyższą odporność na szoki cieplne niż materiały monolityczne. Wprowadzenie do osnowy dyspersyjnej fazy zbrojącej, zbudowanej z węgla krzemu (SiC), widocznie zwiększa wytrzymałość stopu. Dodatkowy wzrost parametrów wytrzymałościowych można osiągnąć poprzez proces obróbki cieplnej, dzięki której prawie całkowicie można zahamować propagację mikropęknięć.

Wyszczególnienie wybranych właściwości materiałów użytych do badań

Cecha stopu (osnowy)	Stan	Gęstość [g/cm ³]	Temperatura liquidus (L), solidus (S) [°C]
F3N.20S _{ht} SQ	prasowany w stanie ciekłym, po obróbce cieplnej	2,79	L=620 S=550
F3N.20S _{ac} SQ	prasowany w stanie ciekłym	2,78	L=620 S=550
ALFA [®] SQ	prasowany w stanie ciekłym, stan lany	2,74	L=565 S=520
AK 20	kokila, stan lany	2,65	L=675 S=575



Rys.III.68. Odporność na szoki cieplne badanych materiałów

Najwyższą odporność na szoki cieplne (najmniejsza całkowita długość pęknięć) wykazały kompozyty ALFA[®].

Żeliwo

Do badań wykorzystano próbki płaskie o długości 70 mm i grubości 5 mm, zastrzone po obu końcach na odcinku 15 mm [203]. Były one zamocowane w środku ciężkości do odpowiednich uchwytów i poddawane cyklicznemu nagrzewaniu w piecu do temperatury 600 i 800°C (poniżej i powyżej przemiany eutektoidalnej) w cyklu:

- nagrzewanie;
- chłodzenie do 65°C;
- nagrzewanie.

Liczba cykli, po których wyjmowano próbkę do przeprowadzania pomiarów

pęknięć dla próbek nagrzewanych w temperaturze 600°C, wynosiła 500, natomiast dla próbek nagrzewanych do temperatury 800°C – 300. Jako miarę odporności na zmęczenie cieplne żeliwa przyjęto najmniejszą wartość sumy długości pęknięć na krawędziach próbek.

Wyniki badania zmęczenia cieplnego perlitycznego żeliwa z grafitem wermikularnym przedstawiono w Tablicy III.53.

Tablica III.53

Odporności na zmęczenie cieplne żeliwa wermikularnego.

Odmiana żeliwa	Temperatura chłodzenia próbek w wodzie, °C	Temperatura nagrzewania	
		600°C	800°C
		Suma pęknięć, mm	
A	65	33,16	57,89
B	65	37,12	81,41
C	65	18,37	58,29
D	65	41,24	69,10
E	65	24,20	56,46

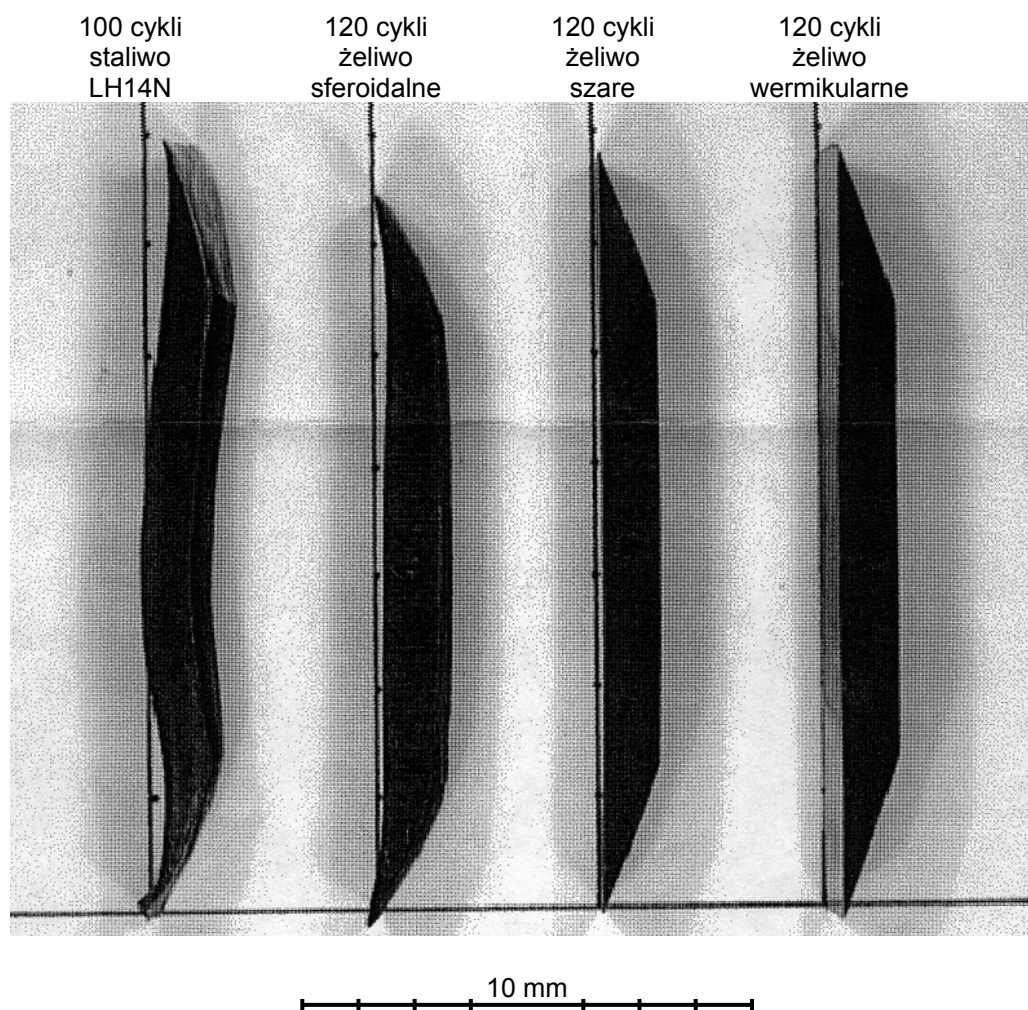
Zasadniczą i najkorzystniejszą właściwością żeliwa z grafitem wermikularnym z dodatkami stopowymi jest odporność tworzywa na zmęczenie cieplne. Odporność ta jest znacznie większa niż odporność niestopowego żeliwa z grafitem wermikularnym.

Sumaryczną zależność długości pęknięć badanego żeliwa w zależności od ilości cykli cieplnych przedstawia Rys.III.69.



Rys.III.69. Wygląd zewnętrzny próbki żeliwa wermikularnego po badaniach odporność na szoki cieplne.

Niezależnie od sumarycznej długości pęknięć na próbkach żeliwnych występuje widoczna deformacja kształtująca się w zależności od jej stopnia w następującym szeregu (kolejność zgodnie ze zmniejszającą się deformacją):
 staliwo LH14N → żeliwo szare z grafitem płatkowym → żeliwo sferoidalne
 → żeliwo wermikularne (Rys.III.70)



Rys.III.70. Odporność na deformacje staliwa i różnych gatunków żeliw w warunkach cyklicznych zmian temperatury

Z załączonych zależności wynika, że nieporównywalnie mniejszą odpornością na szoki cieplne charakteryzuje się żeliwo dla którego pęknięcia występują już po kilkuset cieplnych cyklach.

W porównaniu z żeliwem materiały kompozytowe na bazie stopu aluminium wykazują znacznie podwyższoną odporność na zmęczenie cieplne mierzoną tysiącami cykli cieplnych po których występują pierwsze objawy mikropęknięć.

Wraz ze wzrostem maksymalnej temperatury nagrzewania w cyklach zmniejsza się odporność materiałów na szoki cieplne.

Spośród badanych rodzajów żeliwa wermikularnego najwyższą odporność na zmęczenie cieplne wykazały żeliwa oznaczone jako A, C i E (por.tab.III.53).

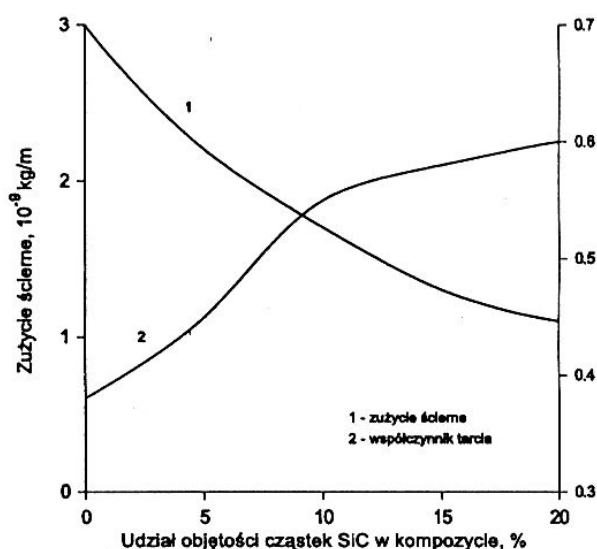
III.3.4. Charakterystyki tribologiczne*

Niniejszy rozdział pracy ma na celu przedstawienie wyników badań właściwości tribologicznych materiałów kompozytowych o osnowie stopu aluminium zbrojonego dyspersyjnie cząsteczkami/sferami SiC, Al₂O₃ i popiołów lotnych ALFA® w porównaniu do żeliwa tradycyjnie stosowanego w układach hamulcowych.

W celu zbadania wartości współczynników tarcia skojarzeń ciernych różnych materiałów oraz wartości intensywności zużycia w zależności od charakteru środowiska i warunków pracy, wykonuje się specjalne maszyny do tribologicznych badań modelowych. Konstruowana maszyna do badania tarcia i zużycia powinna zapewnić uzyskanie wymaganego rodzaju tarcia między próbką i przeciwpróbką, a więc powinna zapewnić wymagany rodzaj ruchu trącego skojarzenia oraz utrzymać odpowiednią prędkość, przyspieszenie i nacisk. Mnogość możliwości technicznych realizacji postawionych przez badany proces tarcia problemów zaowocowała dużą ilością różnego typu maszyn. W większości maszyny badawcze umożliwiają pomiar współczynnika tarcia i całkowitego zużycia, rzadziej natomiast można za pomocą maszyn dokonywać ciągłego pomiaru intensywności zużycia oraz temperatury na powierzchni tarcia. Przykładem uniwersalnej maszyny tribologicznej może być maszyna typu Amsler.

Metalowe materiały kompozytowe są używane głównie na skojarzenia cierne pracujące w warunkach tarcia technicznie suchego (m.in. układ hamulcowy). Różnorodność metodyk badawczych i brak powszechnie przyjętych standardów wyznaczania odporności na ścieranie spowodowało, że w pracy przedstawiono trzy metodyki badań tribologicznych, najbardziej odwzorowujące, zdaniem autora, rzeczywiste zjawiska zachodzące w parze cierniej tarcza hamulcowa - okładzina cierna.

Z danych literaturowych wynika, że zużycie ścierne i współczynnik tarcia w funkcji udziału objętościowego cząstek SiC w kompozycie przedstawia się tak jak to pokazano na Rys.III.71 [204].



Rys.III.71. Właściwości tribologiczne kompozytów
Na podstawie wyznaczonych zależności autor pracy [204] stwierdza, że wzrost

* W opracowaniu rozdziału brał udział mgr inż. Paweł Kozak z Akademii Górniczo-Hutniczej w Krakowie

udziału objętościowego cząstek fazy zbrojącej SiC w kompozycie, powoduje obniżenie zużycia ściernego w porównaniu ze zużyciem osnowy, natomiast współczynnik tarcia wyraźnie wzrasta by osiągając wartość 0,62 przy zawartości 20% objętościowo SiC w kompozycie.

Porównawcze badania tribologiczne oceniano przez określenie wskaźników zużycia tribologicznego (współczynnika tarcia i stopnia zużycia) w testach:

A. w zależności od obciążenia i rodzaju materiału metodą *pin-on-disc* [205],

B. badania zużycia metali w procesie tarcia ślizgowego przy stałym nacisku na maszynie Amster wg PN-82/H-04332 [206].

Objektami badań w „teście A” były próbki wykonane z następujących materiałów:

Żeliwo szare z grafitem:

A. wermikularnym;

B. płatkowym;

C. sferoidalnym.

Materiały kompozytowe:

1.F3N.20S_{ac} LF;

2.F3N.20S_{ht} LF;

3.F3N.20S_{ht} SQ;

4.ALFA[®]_{ac} GR;

5.ALFA[®]_{ht} GR;

6.ALFA[®]_{ac} SQ;

7.ALFA[®]_{ht} SQ.

Przygotowano próbki o średnicy d=15,9 mm i wysokości h=25 mm, które następnie poddano badaniom twardości i ścieralności, wykorzystując do tego celu urządzenie Rotopol-Rotoforce (automatyczna szlifierko-polerka) do wykonywania zglądów metalograficznych.

Objektami badań w „teście B” były próbki wykonane z żeliwa oraz materiału kompozytowego F3N.20S_{ac} LF.

Tablica III.54

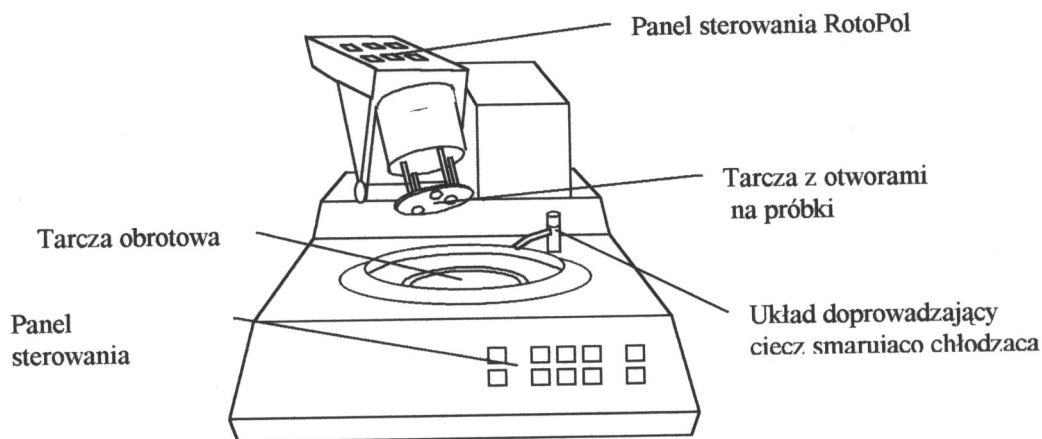
Wyniki pomiarów twardości HV oraz wartości twardości HB (z przeliczenia)

Lp.	Rodzaj badanego materiału	Twardość zmierzona HV	Przybliżone twardości HB z przeliczenia wg. PN-93/H-04357
1.	Żeliwo z grafitem płatkowym	180	171
2.	Żeliwo sferoidalne	191	182
3.	Żeliwo wermikularne	171	163
4.	F3N.20S _{ac} LF	107	102
5.	F3N.20S _{ht} LF	116	110
6.	F3N.20S _{ht} SQ	166	158
7.	ALFA [®] _{ac} GR	89	85
8.	ALFA [®] _{ht} GR	100	95
9.	ALFA [®] _{ac} SQ	95	90
10.	ALFA [®] _{ht} SQ	128	122

Pomiary twardości (Tab.III.54) wskazują na żeliwa jako materiały twardsze od kompozytów. Przy czym najmniejszą twardość wykazał kompozyt ALFA[®]_{ac}GR, natomiast największą kompozyt ALFA[®]_{ht}SQ.

III.3.4.1. Metoda *pin-on-disc*

Określenie wielkości oraz charakteru procesów zużyciowych, charakteryzujących badane materiały kompozytowe oraz porównanie ich z analogicznymi cechami żeliwa wykonano metodą *pin-on-disc* za pomocą urządzenia STRUERS ROTOPOL-ROTOFORCE. Schemat urządzenia zamieszczono poniżej (Rys.III.72).



Rys.III.72. Schemat urządzenia RotoPol-RotoForce firmy Struers.

Właściwą część roboczą urządzenia stanowiły dwie tarcze, obracające się mimośrodowo. Rozwiązanie tego typu zapewniło stałą wartość prędkości względnej każdego punktu tarczy, z jednoczesną zmianą kierunku wektora prędkości. Powoduje to, że droga tarcia dowolnego punktu próbki w kształcie ewolwenty spełnia warunek optymalizacji długości i niepowtarzalności. Wielkość nacisku była regulowana na panelu sterowania. Próbkę obciążano w sposób pneumatyczny. Obrotowe tarcze z otworami umożliwiały badanie w takich samych warunkach trzech próbek, które były dobrane według wcześniej wyjaśnionych zasad. Medium smarowym była woda, mająca na celu usuwanie produktów zużycia z węzła tarcia. Natomiast tarczą obrotową stanowiącą przeciwpróbkę była tarcza stalowa (o zmierzonej wielkości HV=224) lub karborundowy papier ścierny SiC#220. Po uwzględnieniu parametrów tarcia określono drogę tarcia na 260 m, przy użyciu tarcz stalowych oraz na 43 m, przy użyciu papierów ściernych. Drogę tarcia wyliczono z zależności wynikających z geometrii i położenia tarcz oraz ustawienia i kinematyki ruchu próbek.

Badania na tarczach stalowych poprzedzano każdorazowym przetarciem powierzchni próbki oraz tarczy papierem ściernym w celu utrzymania takich samych, powierzchniowych warunków tarcia. Zastosowano optymalną gamę obciążeń, możliwych w urządzeniu tzn.: 10, 20, 30, 40 i 50 N. Pomiar zużycia próbek był dokonany poprzez pomiar masy próbek przed i po badaniu tribologicznym na wadze elektronicznej o dokładności rzędu 0,1 mg.

Wyznaczone masy próbek wykorzystano do obliczenia następujących wskaźników zużycia :

- 1) zużycie masowe $Z=m_1-m_2=\Delta m$, g,
- 2) intensywność zużycia, jako liniową zmianę wysokości próbki na drodze tarcia 1 m.

$$I=(h_1-h_2)/S, \text{ mm/m}$$

gdzie:

h, h_2 - wysokości próbek, mm

S - droga tarcia, m

3) odporność na zużycie, jako odwrotność intensywności zużycia $R=1/l$, m/mm

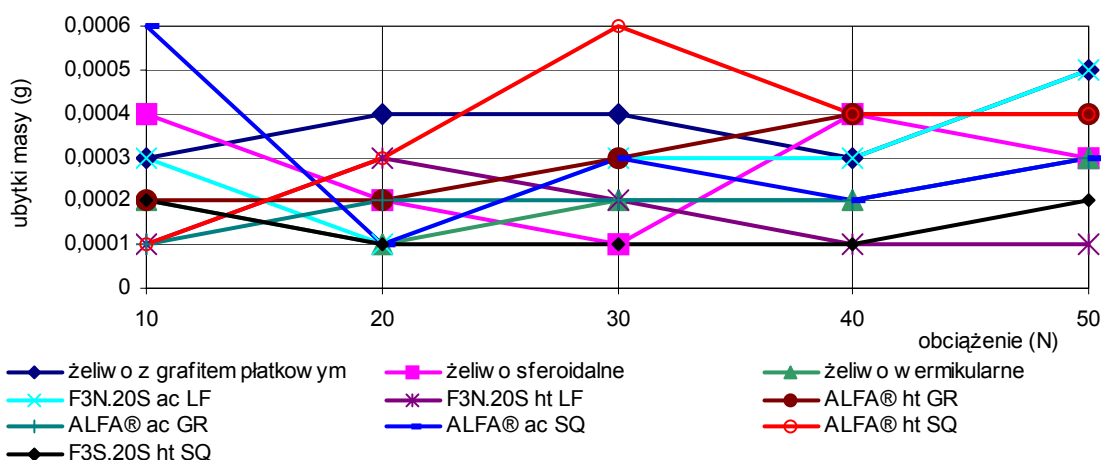
4) znormalizowana intensywność zużycia, jako $ln=l/p$, mm/mMPa,

gdzie:

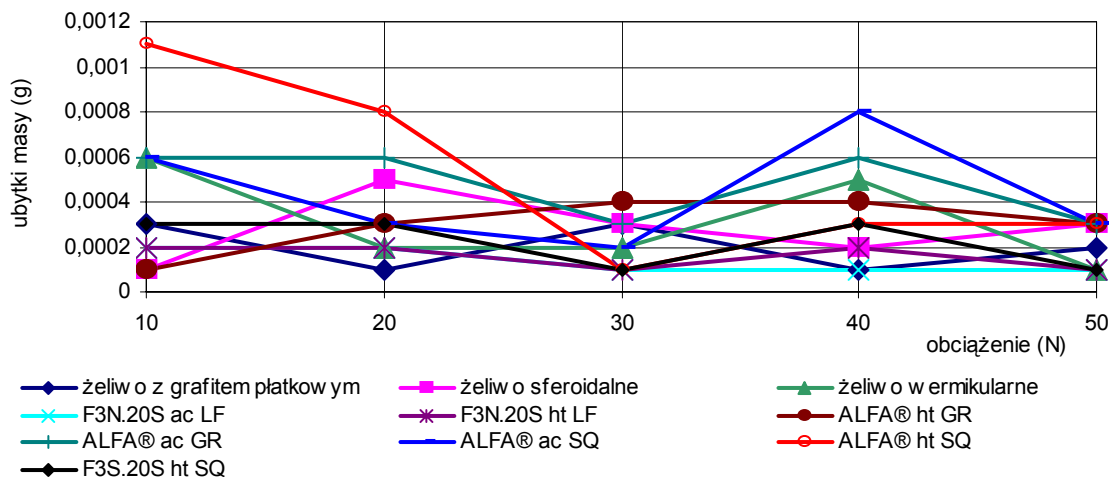
$p=F/S$ -siła normalna do pola powierzchni roboczej próbki, N/m

Założenia doświadczalne miały na celu, z jednej strony zbadać, w jaki sposób synergicznie oddziałują na siebie tak różne materiały, jakimi są żeliwo i kompozyty. W tym celu zestawiono w jednej parze trącej różne kombinacje wymienionych materiałów. Drugim założeniem doświadczalnym było określenie zużycia poszczególnych materiałów w parze trącej, składającej się tylko z żeliwa bądź tylko z kompozytów. Metodyka była tak dobrana, aby poszczególne badania były prowadzone w takich samych warunkach tarcowych.

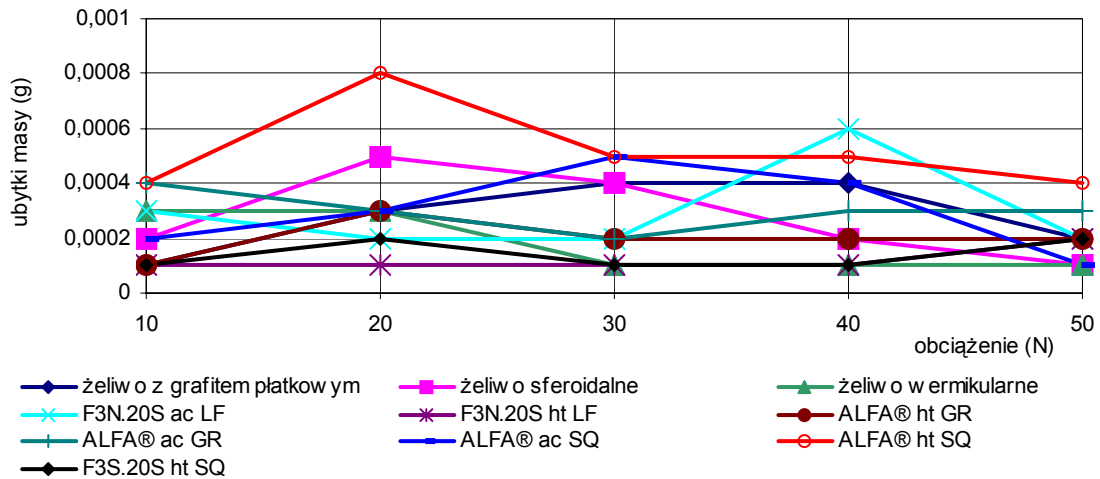
Wyniki badań przedstawiono w formie wykresów (Rys.III.73 ÷ III.88), które wykonano na podstawie wyznaczonych wartości, ukazujących zależność obliczonych wskaźników zużycia od wielkości obciążenia oraz rodzaju materiału.



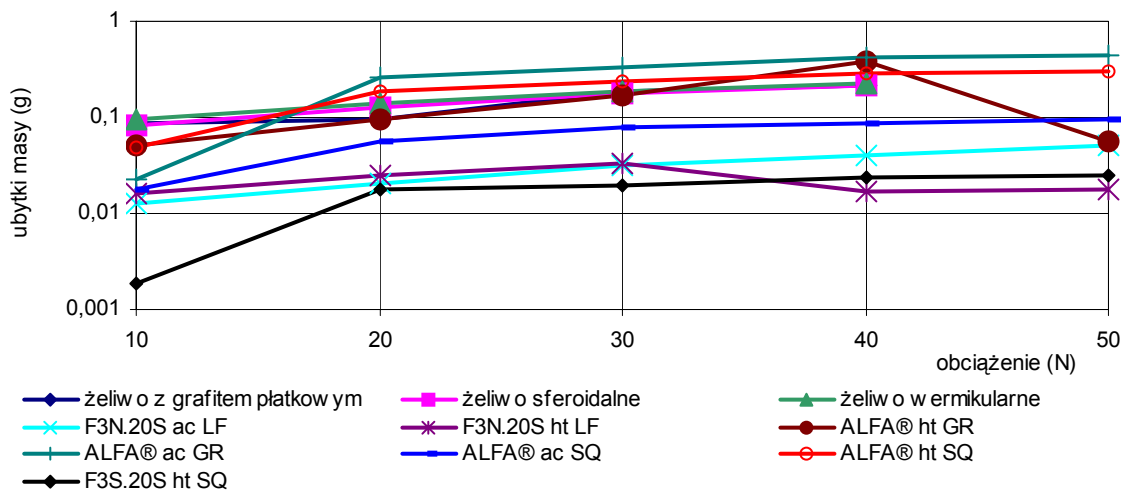
Rys.III.73. Zależność ubytków masy od obciążenia i rodzajów materiału w testach homogenicznych na tarczy z okładziny cierniej typu F 0701.



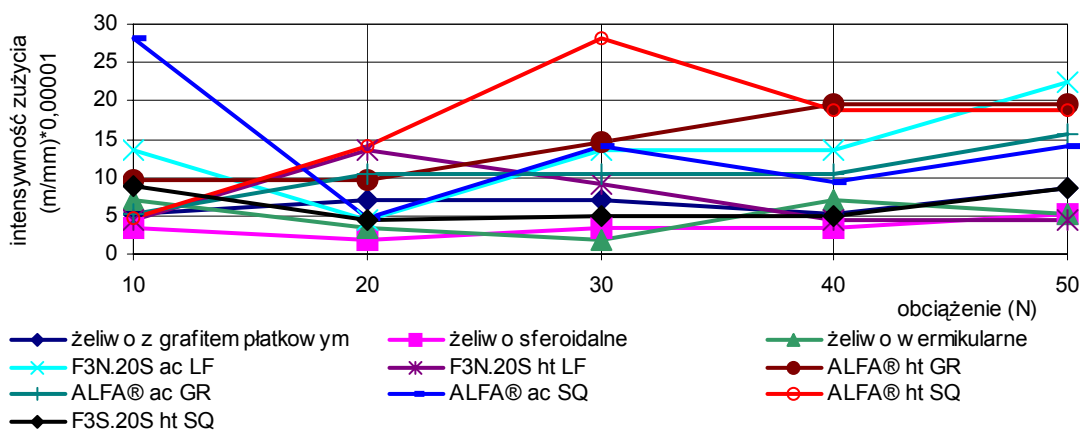
Rys.III.74. Zależność ubytków masy od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczy z okładzin ciernych typu F0715



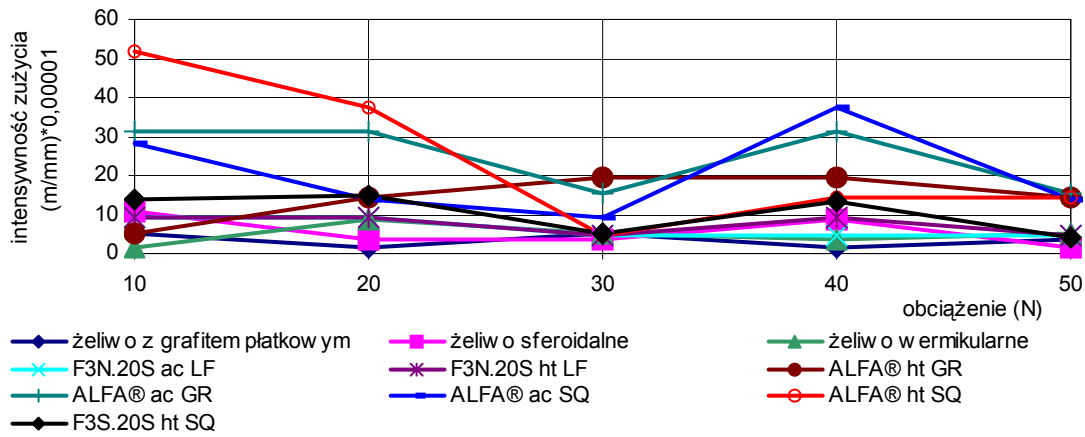
Rys.III.75. Zależność ubytków masy od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczach z okładzin ciernych typu F0721



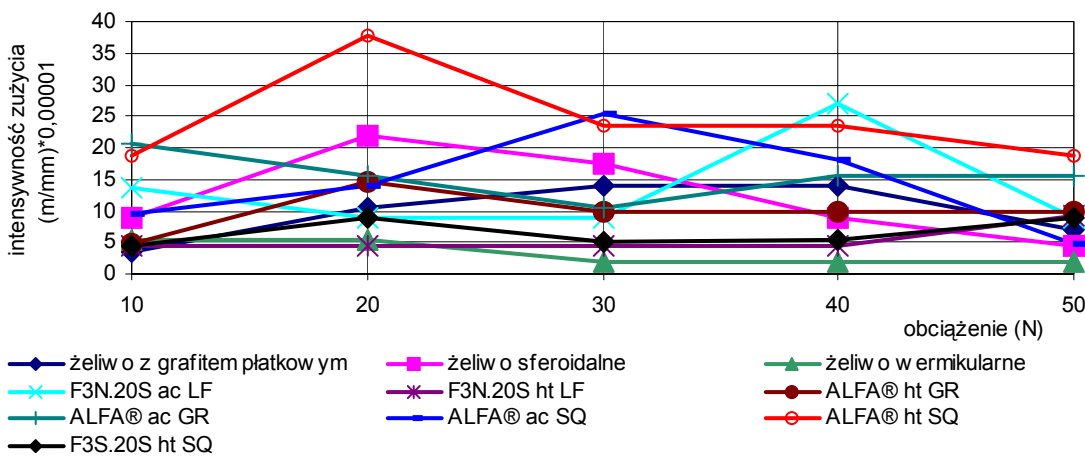
Rys.III.76. Zależność ubytków masy od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczach ściernych



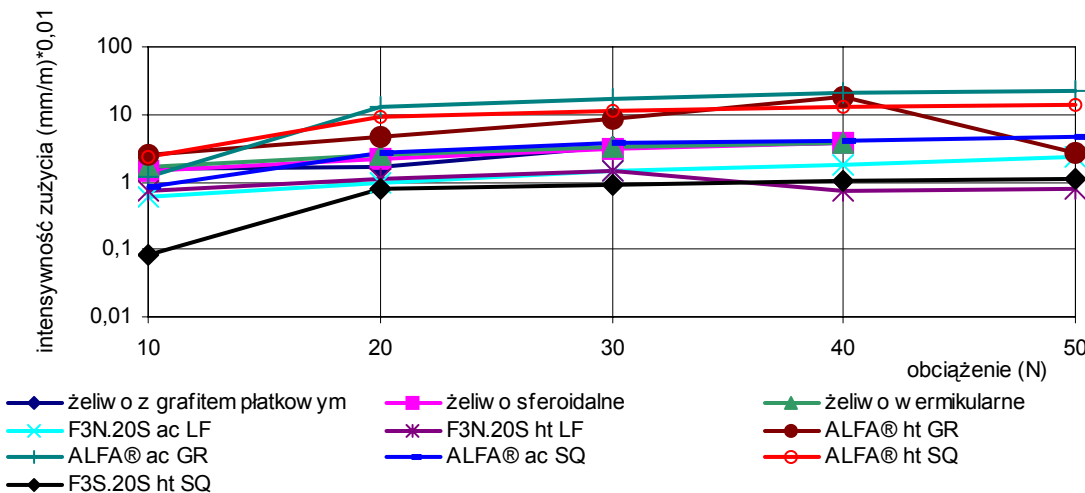
Rys.III.77. Zależność intensywności zużycia od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczach z okładzin ciernych typu F0701



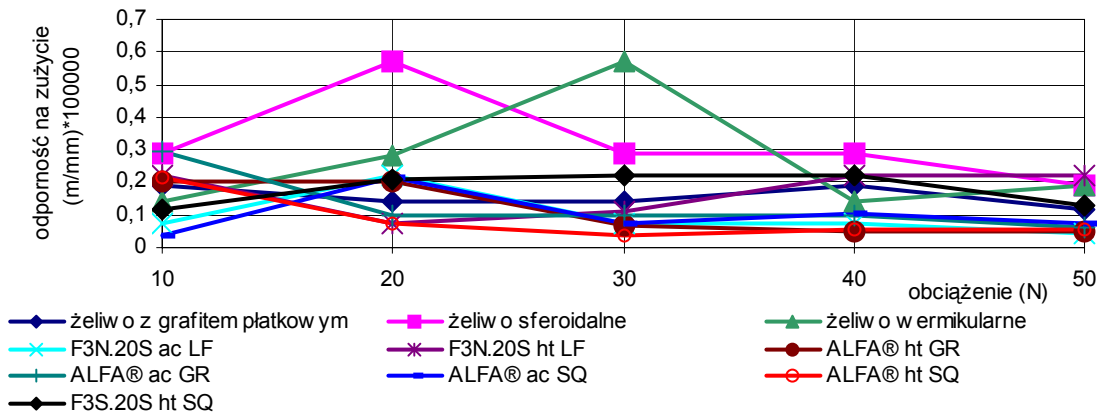
Rys.III.78. Zależność intensywności zużycia od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczy z okładzin ciernych typu F0715



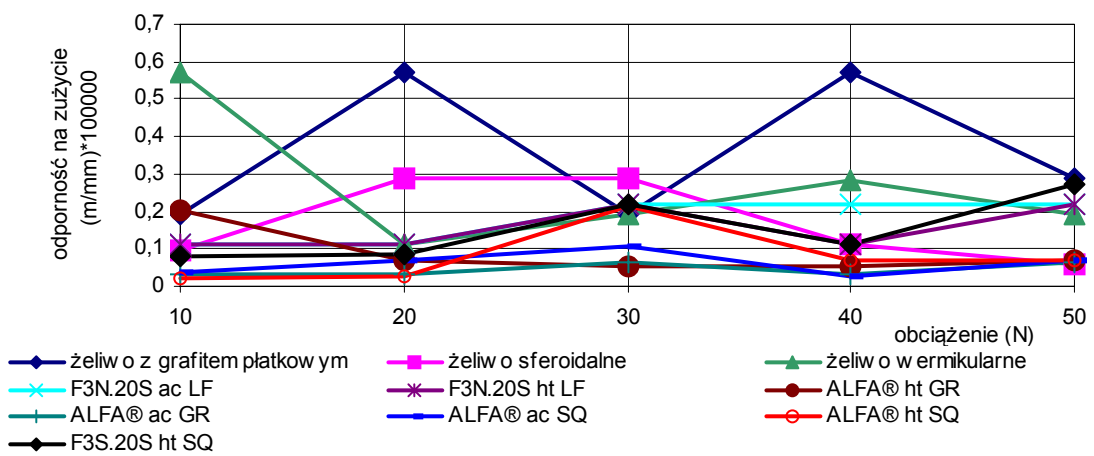
Rys.III.79. Zależność intensywności zużycia od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczy z okładzin ciernych typu F0721



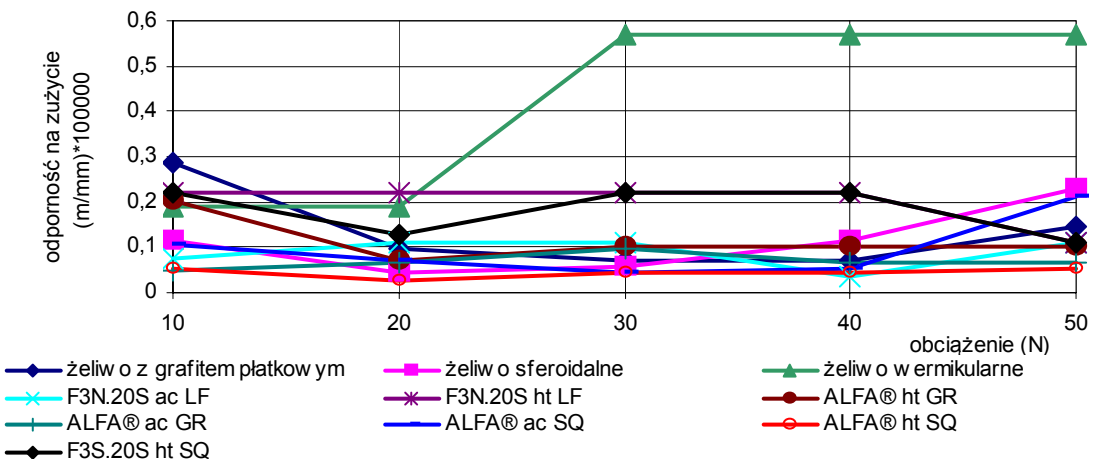
Rys.III.80. Zależność intensywności zużycia od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczach ściernych



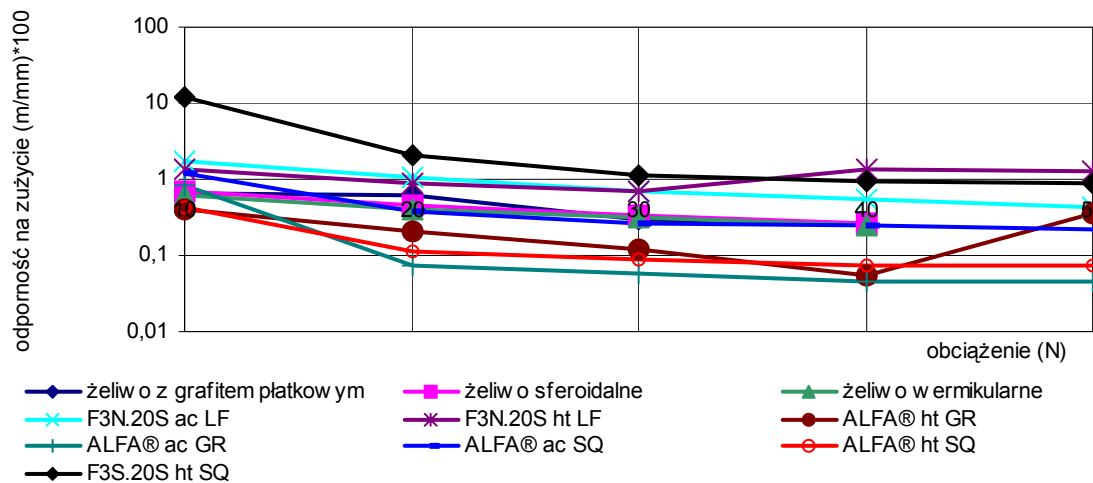
Rys.III.81. Zależność odporności na zużycie od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczy z okładzin ciernych typu F0701



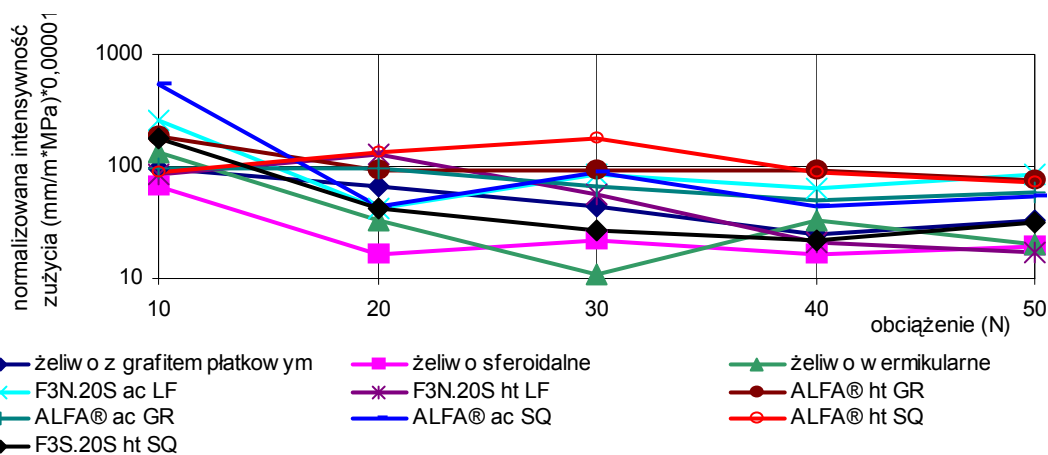
Rys.III.82. Zależność odporności na zużycie od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczy z okładzin ciernych typu F0715



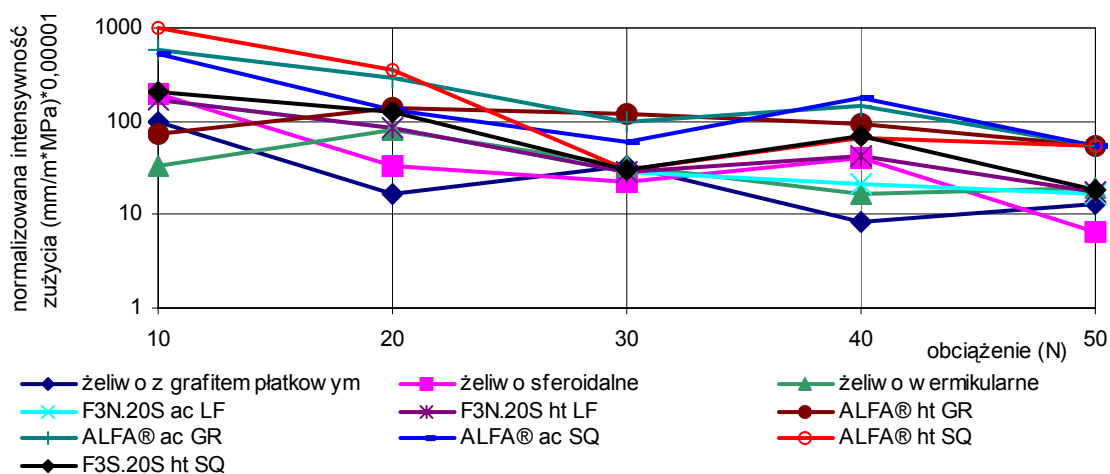
Rys.III.83. Zależność odporności na zużycie od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczy z okładzin ciernych typu F0721



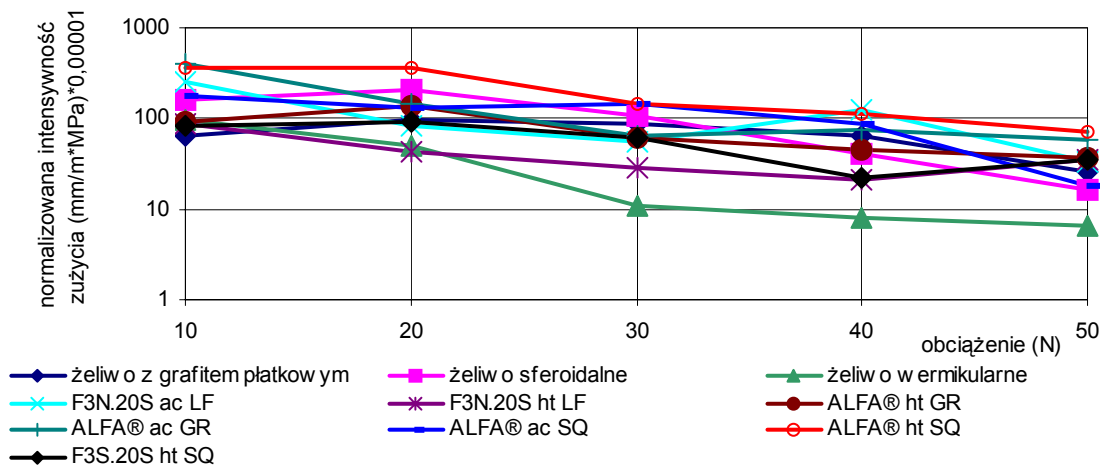
Rys.III.84. Zależność odporności na zużycie od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczach ściernych



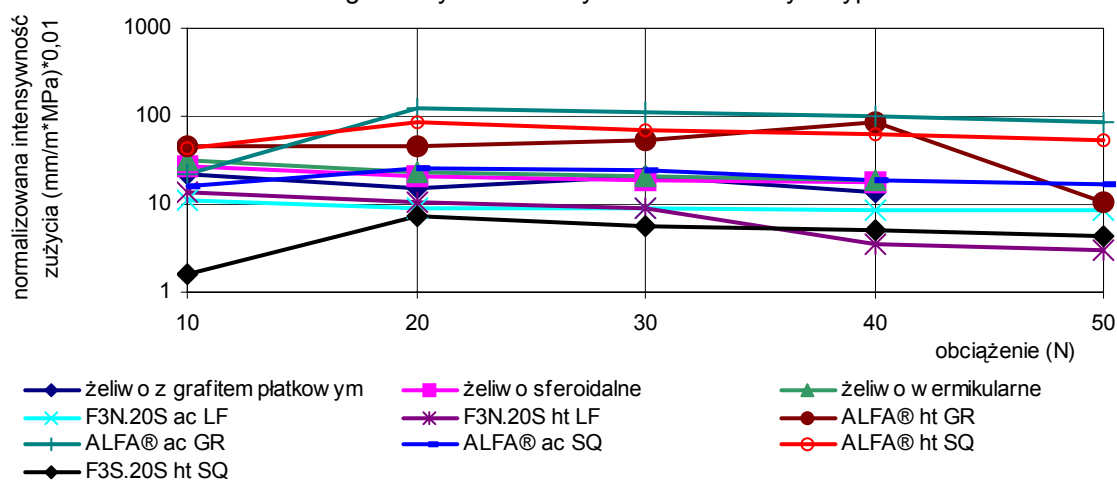
Rys.III.85. Zależność normalizowanej intensywności zużycia od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczy z okładzin ściernych typu F0701



Rys.III.86. Zależność normalizowanej intensywności zużycia od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczy z okładzin ściernych typu F0715



Rys.III.87. Zależność normalizowanej intensywności zużycia od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczy z okładzin ciernych typu F0721



Rys.III.88. Zależność normalizowanej intensywności zużycia od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych na tarczach ściernych

Prezentowane na wykresach wskaźniki zużycia: ubytki masy, intensywność zużycia oraz odporność na zużycie są wielkościami ekstensywnymi. Charakteryzują się one tendencją wzrostową wraz ze wzrostem obciążenia. Wynika stąd wniosek, że mogą one być porównywalne w ramach danej wielkości obciążenia. Wskaźnikiem zużycia umożliwiającym pełniejszą interpretację zmian zachodzących podczas procesów zużyciowych jest normalizowana intensywność zużycia. Jest to wielkość intensywna, niezależna od wielkości obciążenia oraz drogi tarcia. Powoduje to, że wielkość ta najlepiej ilustruje charakter zmian, którym ulega materiał w procesach zużycia. W związku z tym wyniki przeprowadzonych badań zużycia zostały przeanalizowane na podstawie wykresów normalizowanej intensywności zużycia w funkcji obciążenia i rodzaju materiału.

Przedstawione zależności ubytków masy od obciążenia i rodzaju materiału (Rys.III.73 – III.76) nie zostały dokładnie przeanalizowane ze względu na fakt, że ubytek masy jest ekstensywnym wskaźnikiem zużycia. Wyniki testów prowadzonych na tarczach z okładzin ciernych wskazują na bardzo niewielkie zmiany masy, rzędu 0,1 mg, a więc w zakresie dokładności pomiaru masy na wadze laboratoryjnej. Drugi ważny fakt dotyczący powyższych zależności wiąże się z różnicami w wielkości ubytków masy w testach prowadzonych na tarczach z okładzin ciernych oraz w testach prowadzonych na tarczach z papierów ściernych. Widoczne są większe wartości ubytków masy w testach prowadzonych na tarczach z papierów ściernych

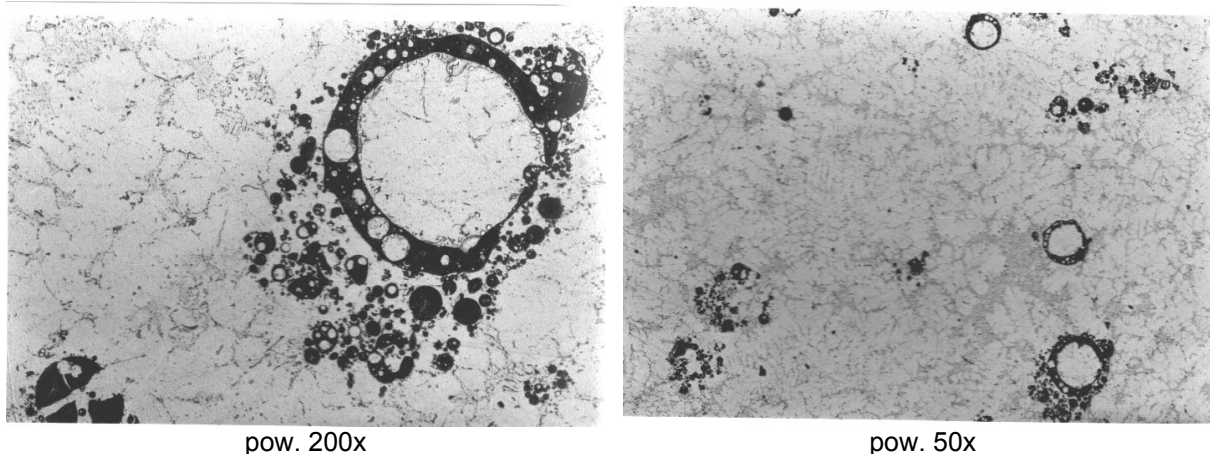
o 2-3 rzędy wielkości niż w doświadczeniach prowadzonych na materiale z okładzin ciernych. Fakt ten wynika z dużej skuteczności działania ziaren ściernych umocowanych na tarczach z papierów ściernych.

Przedstawione zależności intensywności zużycia oraz odporności na zużycie od obciążenia i rodzaju materiału w testach homogenicznych (Rys.III.77 – III.84) są związane ze normalizowaną intensywnością zużycia.

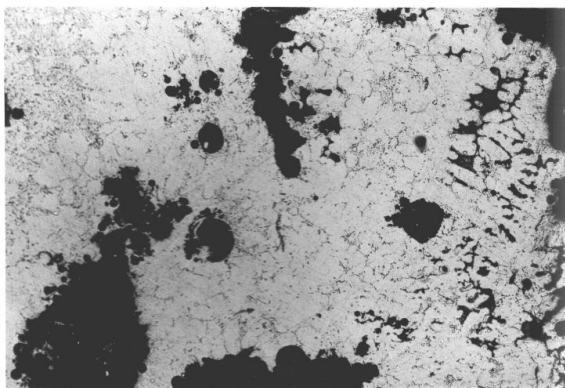
Zależności normalizowanej intensywności zużycia, będącej intensywnym wskaźnikiem zużycia (ubytków masy) od obciążenia i rodzaju materiału przedstawiają Rys.III.85 – III.88. Na Rys.III.85 – III.87 przedstawiono testy przeprowadzone na tarczach wykonanych z materiałów stosowanych na okładziny cierne typu: F0701, F0715, F0721 (produkcji firmy Fomar-Roulunds z Mark k/Warszawy). Wyniki wskazują na pewne analogie w zachowaniu materiałów w trzech analizowanych tribosystemach. Ogólnie można stwierdzić, że żeliwo cechuje się porównywalnymi lub nieznacznie mniejszymi wartościami normalizowanej intensywności zużycia w porównaniu do materiałów kompozytowych, przy czym największe wartości normalizowanej intensywności zużycia spośród wszystkich badanych materiałów wykazał najtwardszy kompozyt ALFA[®]_{ht}SQ. Potwierdza to niejednoznaczny związek pomiędzy twardością a właściwościami tribologicznymi materiałów wielofazowych. Natomiast kompozyt F3N.20S_{ht}SQ cechował się najmniejszą wartością normalizowanej intensywności zużycia spośród kompozytów, a więc najlepszą odpornością na zużycie w tej grupie materiałowej.

Rys.III.88 ilustruje wyniki testów prowadzonych na tarczach ściernych (papier ścierny #220). Wskazują one na różnice wielkości zużycia pomiędzy materiałami kompozytowymi i żeliwem ze względu na rodzaj kompozytu. Mniejszą normalizowaną intensywność zużycia niż żeliwa, a co za tym idzie lepszą odporność na zużycie tribologiczne od tych materiałów wykazały następujące kompozyty: F3N.20S_{ht}SQ oraz F3N.20S_{ac}LF w stanie lanym jak i F3N.20S_{ht}LF w stanie obrobionym cieplnie. Mniejszą lecz niemal taką samą wartość normalizowanej intensywności zużycia jak żeliwo wykazał kompozyt ALFA[®]_{ac}SQ.

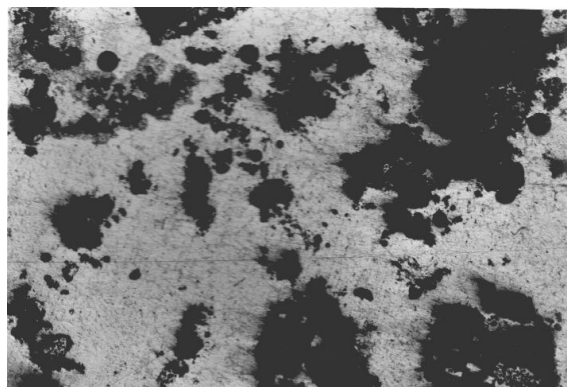
Pozostałe kompozyty ALFA[®] wykazywały wyższe wartości normalizowanej intensywności zużycia w porównaniu z żeliwem. Po krótkotrwałym okresie docierania związanym z szybszym wzrostem normalizowanej intensywności zużycia wraz z obciążeniem (widocznym na Rys.III.88) następuje okres ustabilizowany, świadczący o dużej jednorodności mechanizmu zużycia. Wspomniany przebieg prezentowanej zależności cechuje zarówno materiały kompozytowe jak i żeliwo. Przykładowe mikrostruktury badanych materiałów przedstawiono na Rys.III.89 -III.92.



Rys.III.89. Mikrostruktura kompozytu ALFA[®]_{ht}SQ.

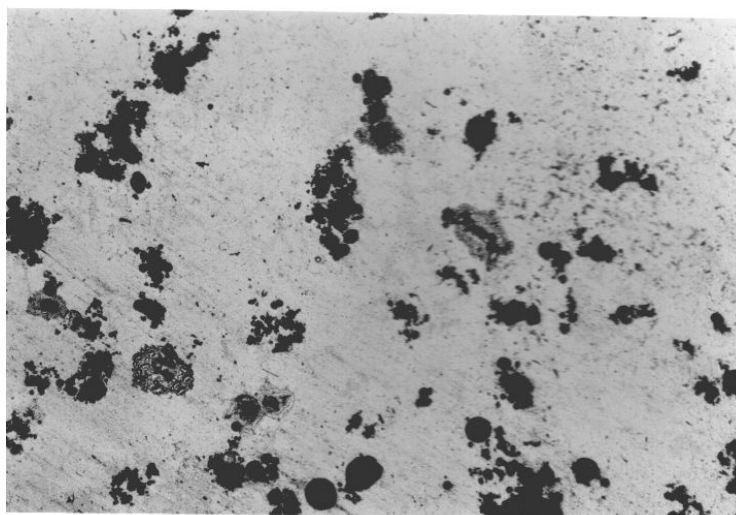


pow.200x

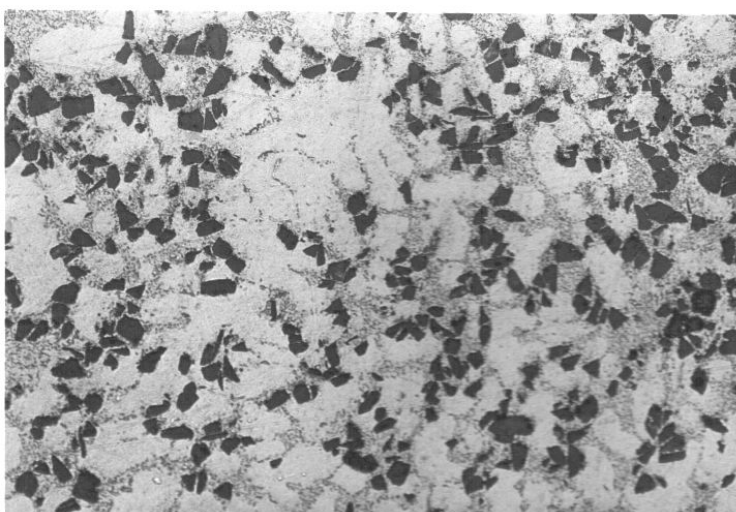


pow. 50x.

Rys.III.90. Mikrostruktura kompozytu ALFA®_{nt}GR.



Rys.III.91. Mikrostruktura kompozytu ALFA®_{nt}SQ (pow.200x).



Rys.III.92. Mikrostruktura kompozytu F3N.20S_{ac}SQ (200x)

Współczynnik tarcia. Metoda *pin-on-disc*

Wyniki badań, zawarte w tablicy III.55 świadczą o tym, że kompozyty cechują się wyższymi wartościami współczynników tarcia w parze trącej z suchą tarczą stalową niż badane w takich samych warunkach żeliwo. Jedynym wyjątkiem są kompozyty typu ALFA[®], których współczynniki tarcia mają wartości zbliżone do wartości współczynnika tarcia żeliwa wermikularnego. Zauważalny jest niejednoznaczny wpływ obróbki cieplnej kompozytów na wartość współczynnika tarcia. W przypadku kompozytu F3N.20S_{ht}LF obróbka cieplna obniża wartość współczynnika tarcia, natomiast w przypadku kompozytów ALFA[®] obróbka cieplna powoduje prawie dwukrotny wzrost tej wielkości fizycznej. Obróbka cieplna kompozytu ALFA[®]SQ nie wpływa w zasadniczy sposób na wartość współczynnika tarcia tego materiału. Wartości współczynnika tarcia kompozytów odpowiadały materiałom dla grupy III (wysokie wartości).

Tablica III.55

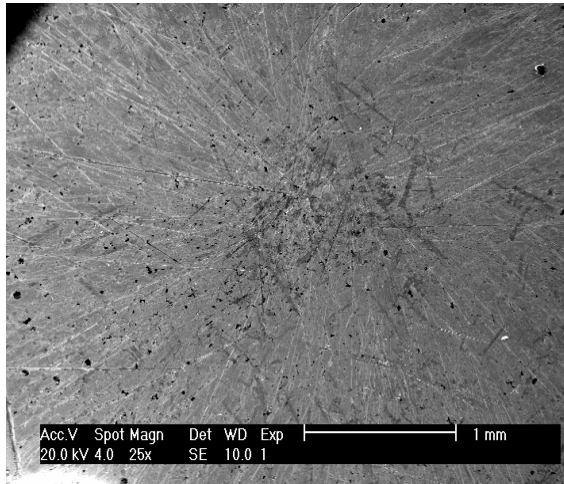
Wyniki pomiarów współczynnika tarcia (w parze trącej z suchą tarczą stalową)

Rodzaj materiału	Współczynnik tarcia
Żeliwo z grafitem płatkowym	0,2582
Żeliwo wermikularne	0,3338
Żeliwo sferoidalne	0,3084
F3N.20S _{ac} LF	0,4386
F3N.20S _{ht} LF	0,3804
F3N.20S _{ht} SQ	0,4527
ALFA [®] _{ac} GR	0,3651
ALFA [®] _{ht} GR	0,6531
ALFA [®] _{ac} SQ	0,3207
ALFA [®] _{ht} SQ	0,3244

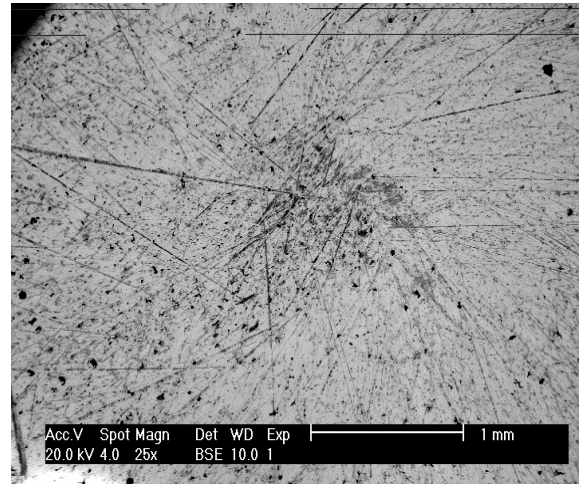
Fraktografia

Topografie powierzchni trących badanych materiałów po testach na ścierniwie utwierdzonym i tarczy stalowej ilustrują Rys.III.93 ÷ III.104. Efekty widoczne na tych rysunkach przedstawiono w kontekście procesów zużycia, które mogły je spowodować. W analizie uwzględniono również wpływ właściwości materiałów poddanych badaniom.

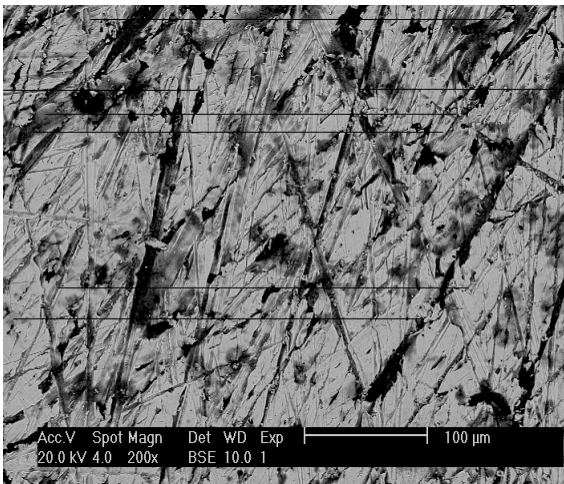
Analizując mikrofotografie powierzchni trących żeliw, zarówno na tarczy stalowej jak i ścierniwej widoczne są pewne analogie w ich wyglądzie w zakresie tego samego rodzaju przeciwpróbki. W przypadku testów na tarczy stalowej wszystkie rodzaje żeliwa wykazują szereg rys o stosunkowo dużej szerokości (ok. 4 μm). Rysy tej szerokości rozprzestrzeniając się na powierzchni nie są czułe na zróżnicowanie poszczególnych faz, utrzymując ciągły, stały kierunek swojego toru ruchu. Rysy tego typu przechodząc przez miękki grafit cechują się ciemniejszym odcieniem na zdjęciach, co zdaje się potwierdzać dobre właściwości smarne tej fazy. Rysy te występując w niewielkiej ilości wzajemnie się przecinają, co jest skutkiem zmiennokierunkowej geometrii ruchu próbki. Wystąpienie tego typu efektów zużycia najprawdopodobniej związane jest z wtórnymi zjawiskami bruzdowania poprzez duże cząstki przetaczane i kruszone, które dostają się w strefę tarcia w wyniku wcześniej zachodzącego zużycia adhezyjnego. Zauważalne są także na powierzchni trącej: żeliwa wermikularnego po tarczy stalowej (Rys.III.93) oraz żeliwa szarego z grafitem płatkowym po tarczy stalowej (Rys.III.95) rysy cieńsze (ok. 1 μm), rozłożone gęściej, co związane jest przypuszczalnie z bruzdowaniem przez mniejsze, pokruszone cząstki warstwy ścierniwej.



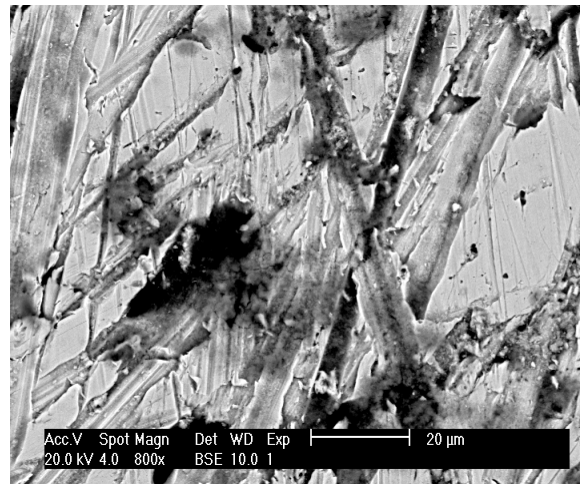
a



b



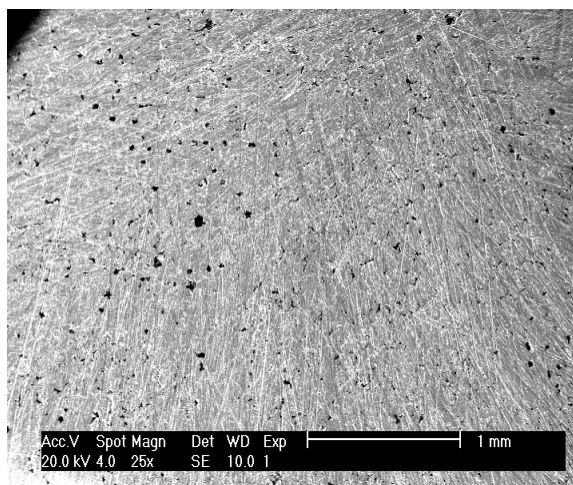
c



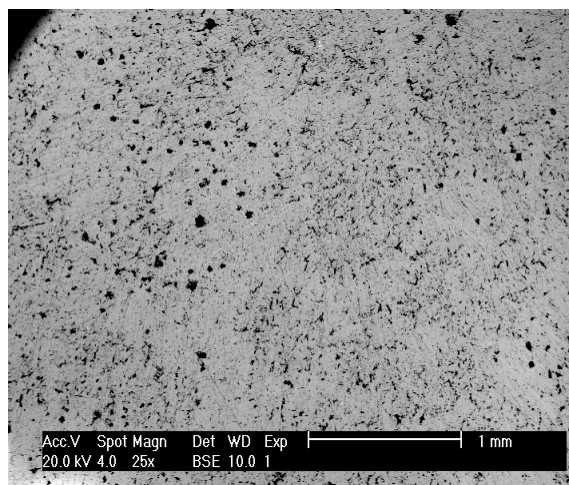
d

Rys.III.93. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z żeliwa wermikularnego po tarczy stalowej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru jak poniżej:

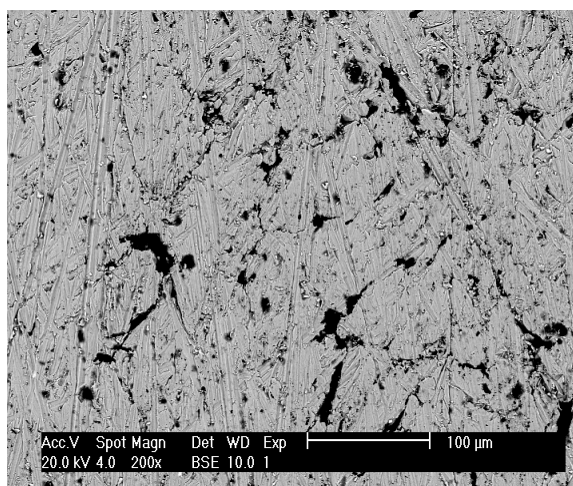
- a) katoda SE, skala 1mm,
- b) katoda BSE, skala 1mm,
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.



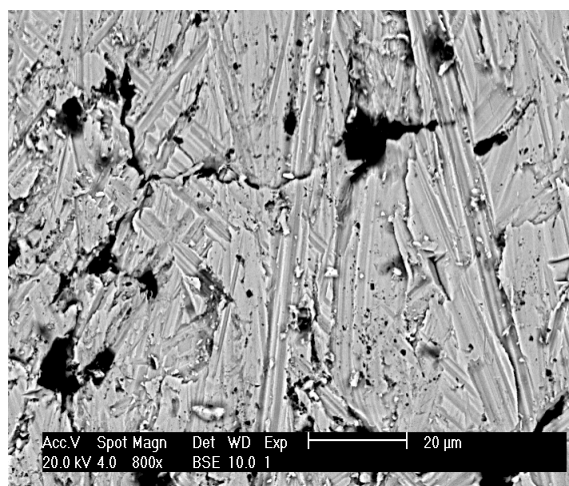
a



b



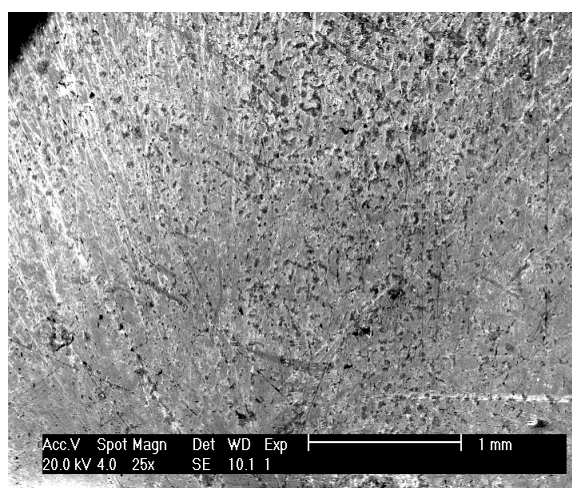
c



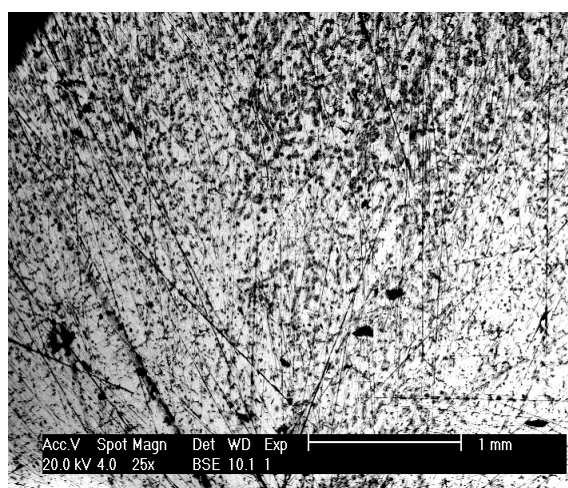
d

Rys.III.94. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z żeliwa wermikularnego po tarczy ścierniej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru jak poniżej:

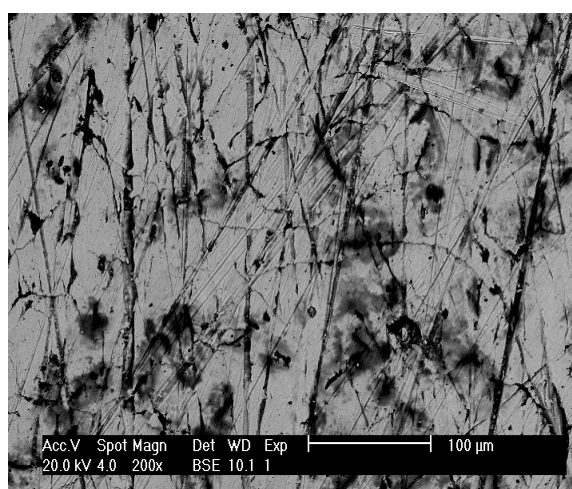
- a) katoda SE, skala 1mm,
- b) katoda BSE, skala 1mm,
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.,



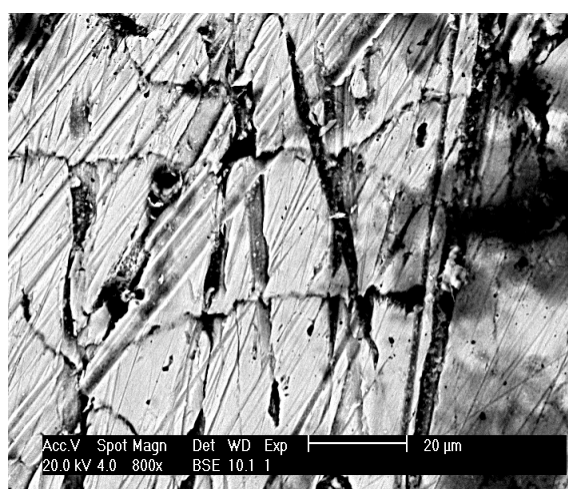
a



b



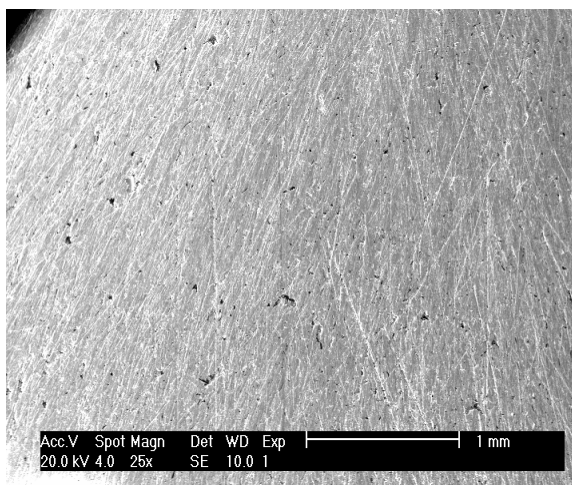
c



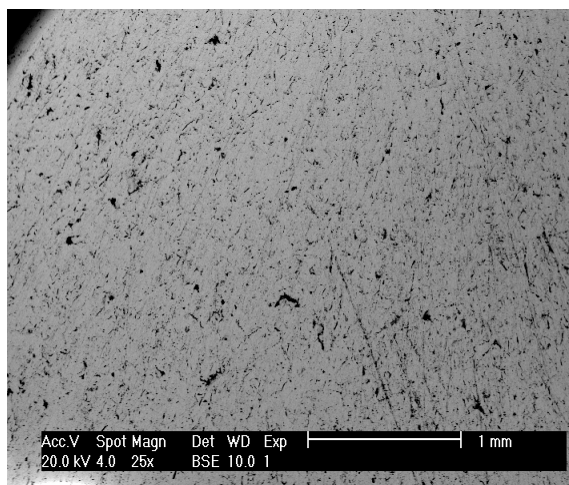
d

Rys.III.95. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z żeliwa z grafitem płatkowym po tarczy stalowej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru, jak poniżej:

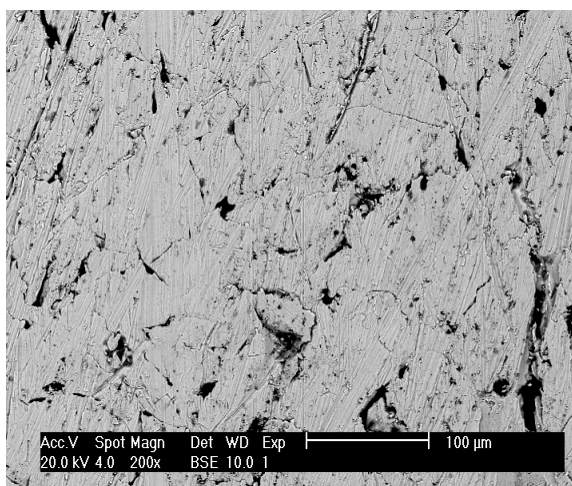
- a) katoda SE, skala 1mm,
- b) katoda BSE, skala 1mm,
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.



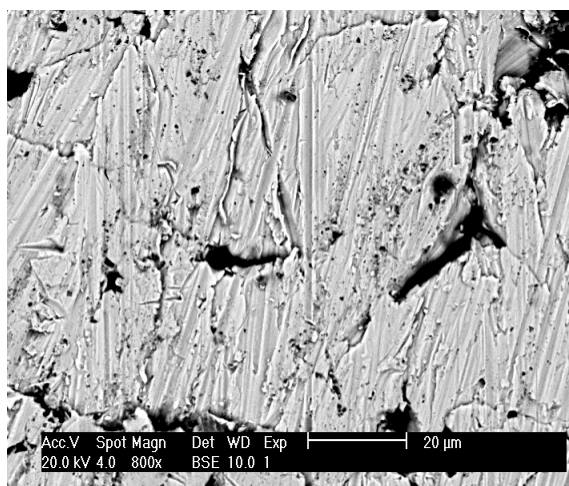
a



b



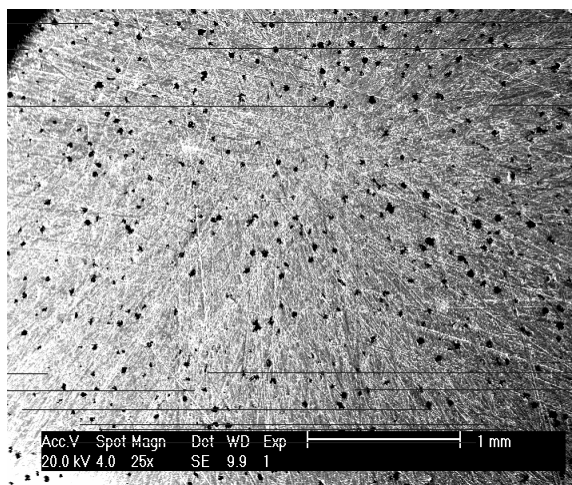
c



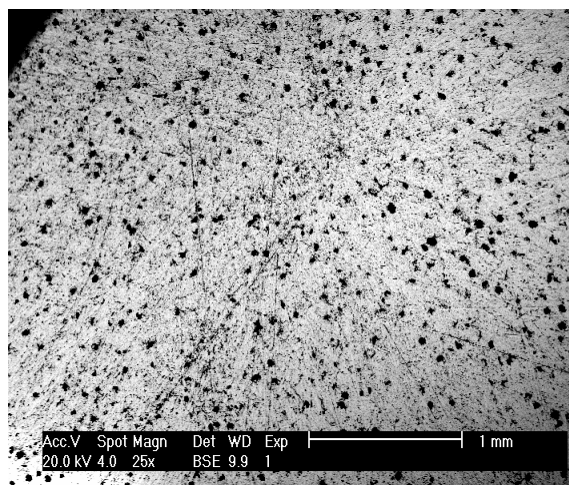
d

Rys.III.96. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z żeliwa z grafitem płatkowym po tarczy ścierniej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru, jak poniżej:

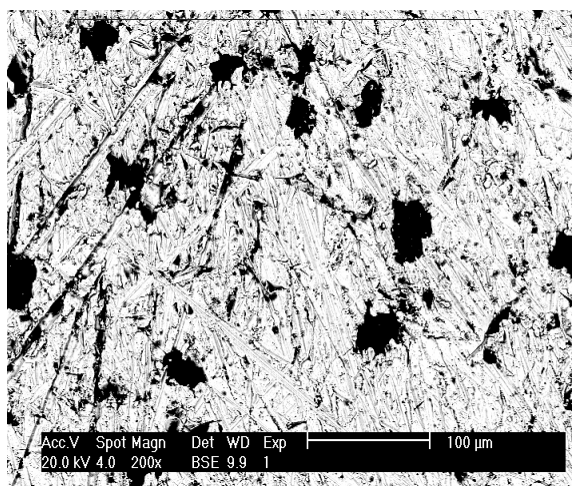
- a) katoda SE, skala 1mm,
- b) katoda BSE, skala 1mm
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.



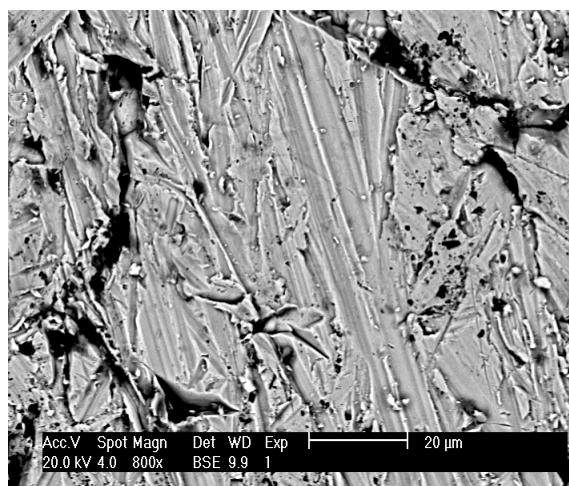
a



b



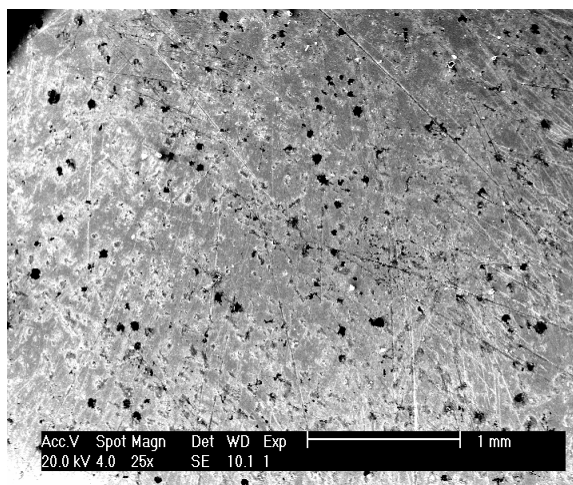
c



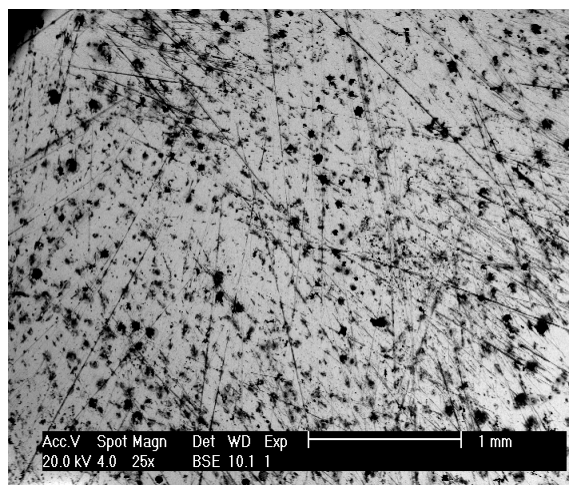
d

Rys.III.97. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z żeliwa sferoidalnego po tarczy ścierniej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru, jak poniżej:

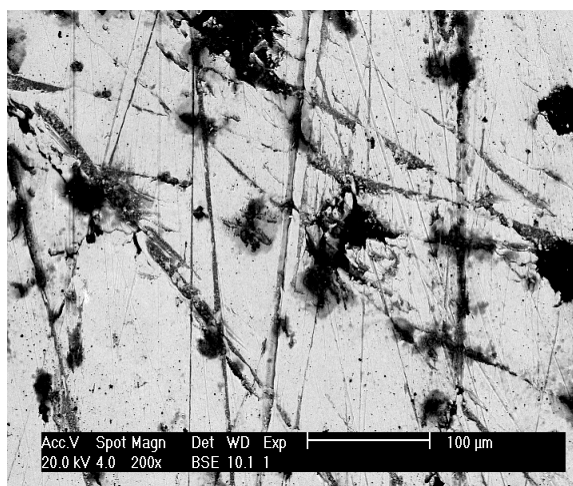
- a) katoda SE, skala 1mm,
- b) katoda BSE, skala 1mm,
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.



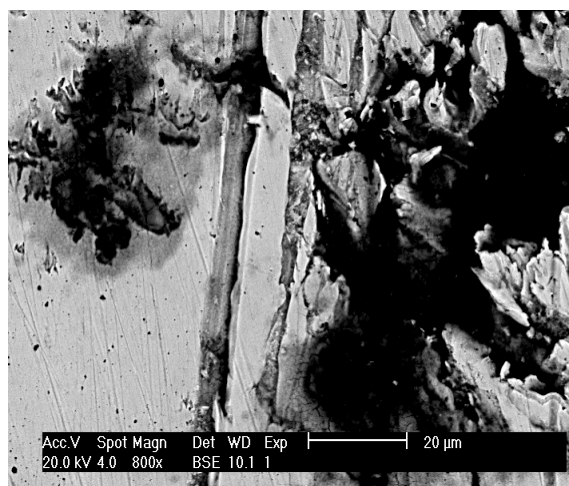
a



b



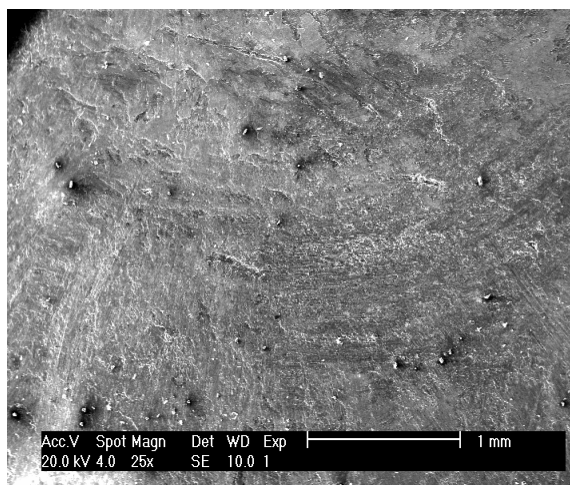
c



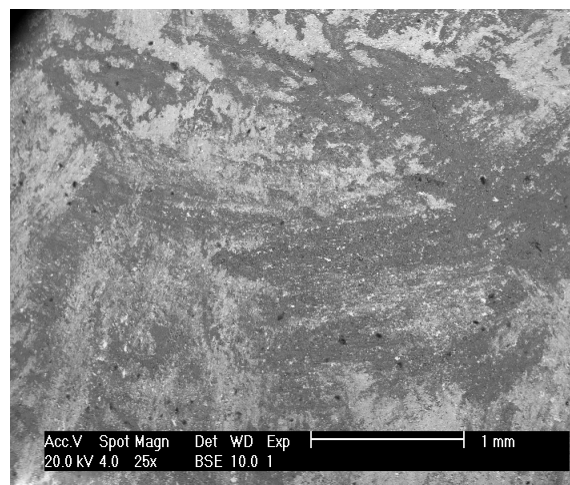
d

Rys.III.98. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z żeliwa sferoidalnego po tarczy stalowej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru, jak poniżej:

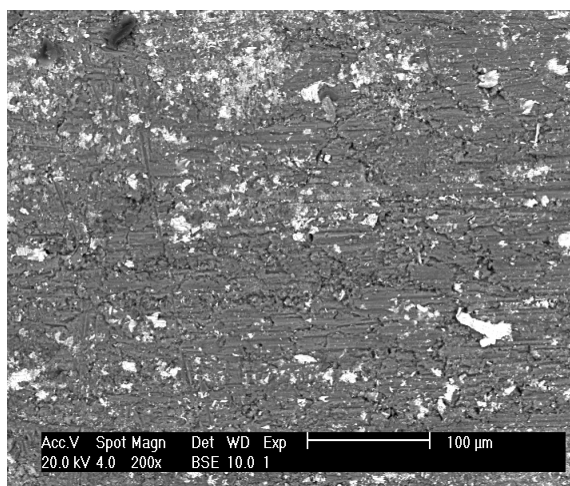
- a) katoda SE, skala 1mm,
- b) katoda BSE, skala 1mm,
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.



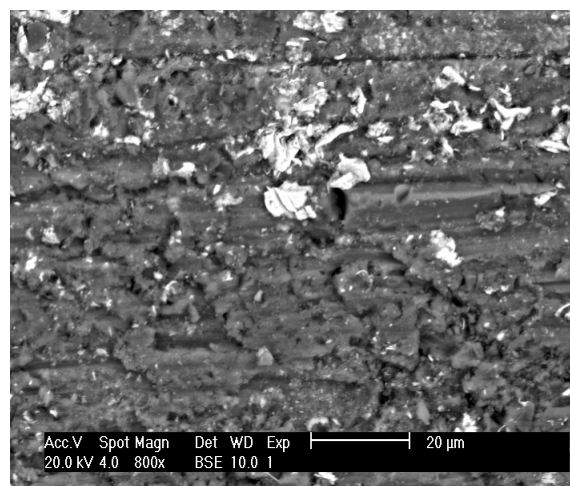
a



b



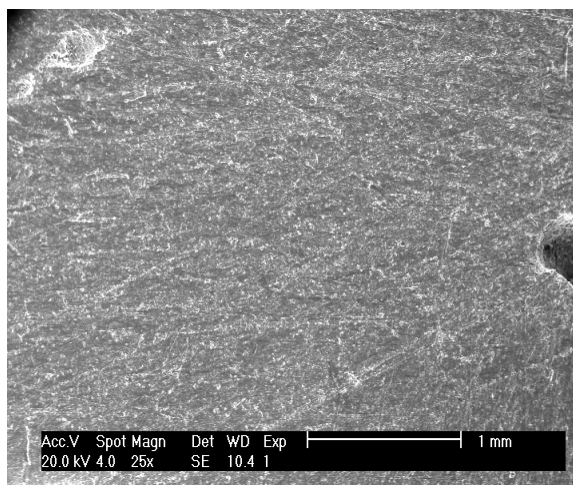
c



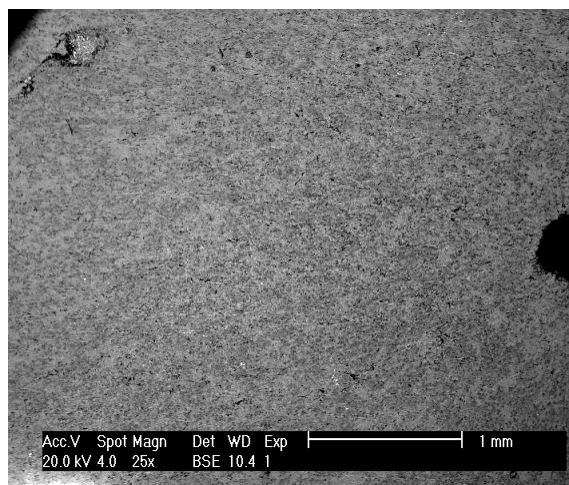
d

Rys.III.99. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z kompozytu F3N.20S_{nt}LF po tarczy stalowej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru, jak poniżej:

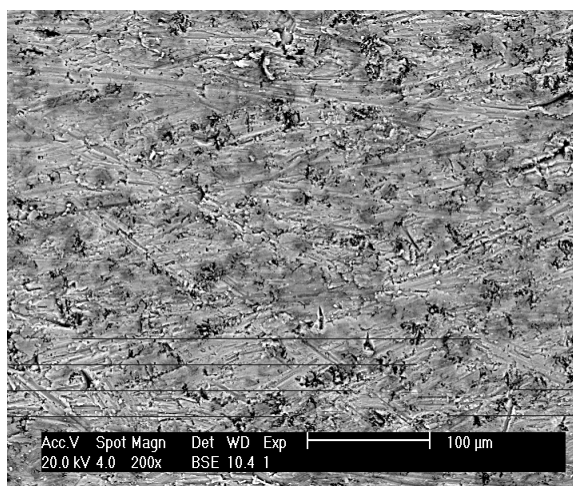
- a) katoda SE, skala 1mm,
- b) katoda BSE, skala 1mm,
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.



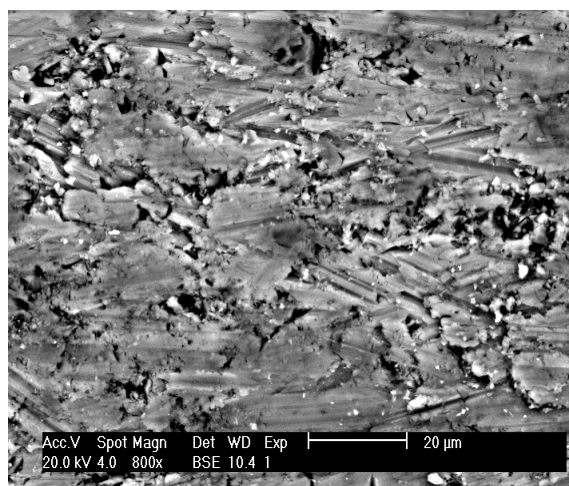
a



b



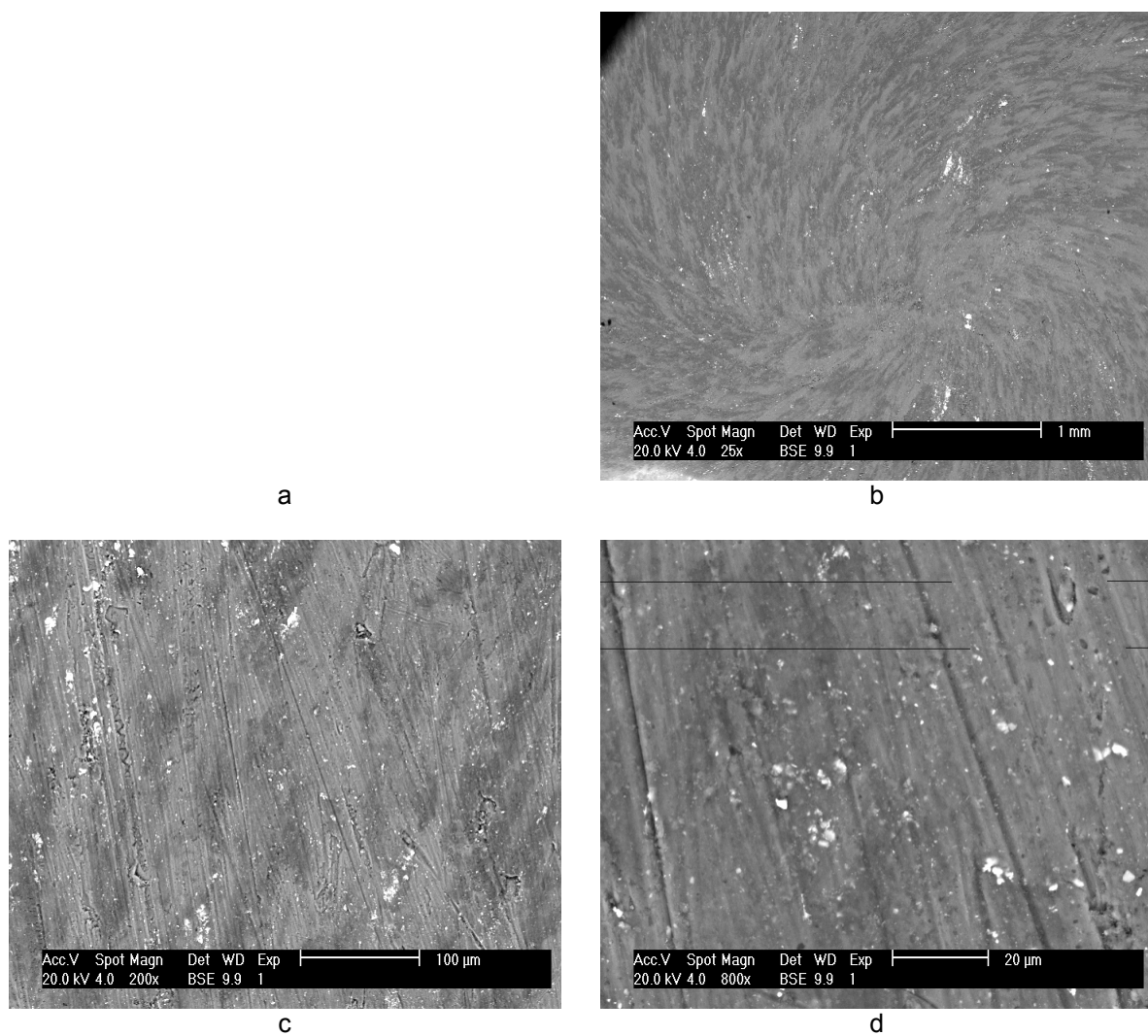
c



d

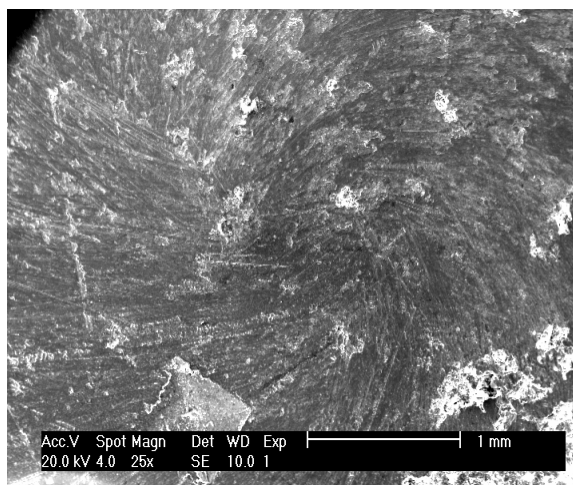
Rys.III.100. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z kompozytu F3N.20S_{ni}LF po tarczy ściernej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru, jak poniżej:

- a) katoda SE, skala 1mm,
- b) katoda BSE, skala 1mm,
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.

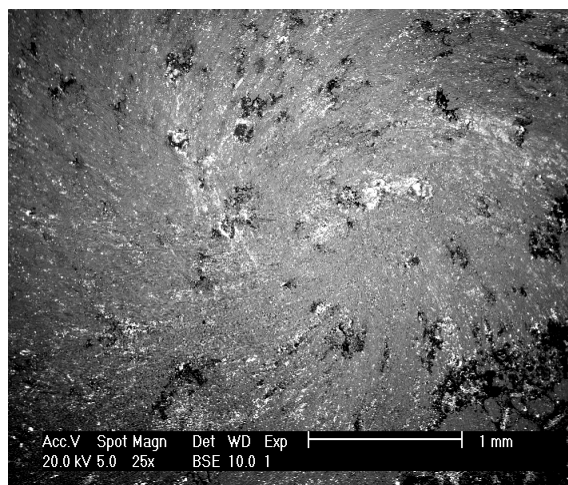


Rys.III.101. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z kompozytu ALFA[®]htSQ po tarczy stalowej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru, jak poniżej:

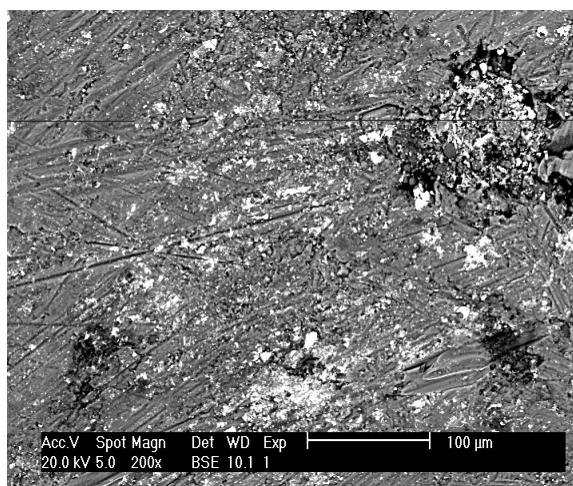
- a) -
- b) katoda BSE, skala 1mm,
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.



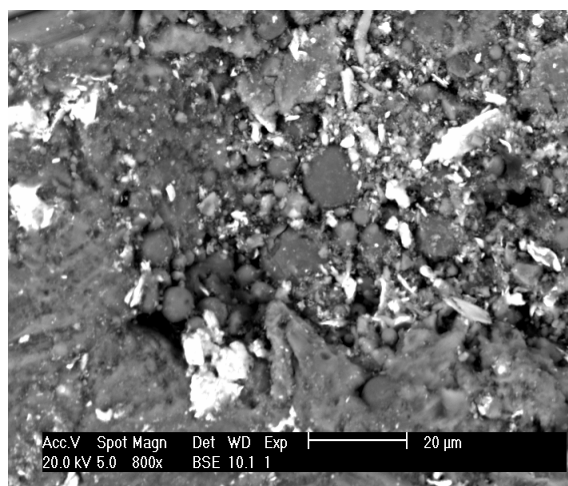
a



b



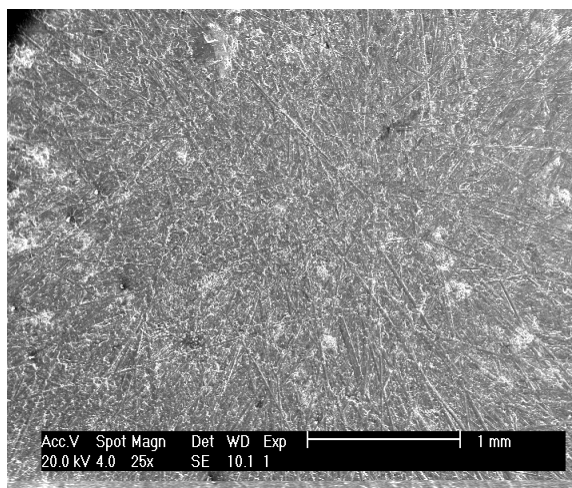
c



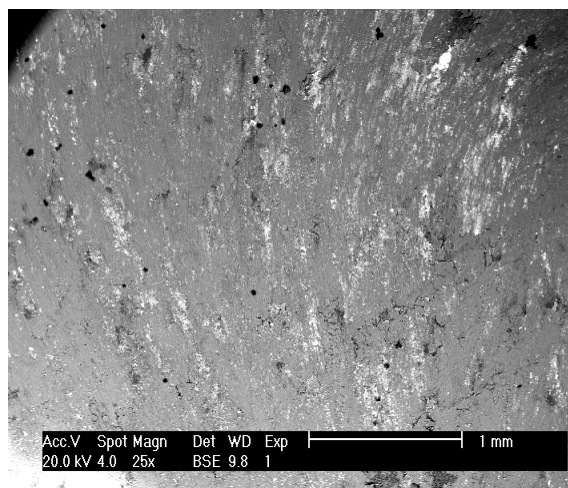
d

Rys.III.102. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z kompozytu ALFA[®]_{ac}GR po tarczy stalowej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru, jak poniżej:

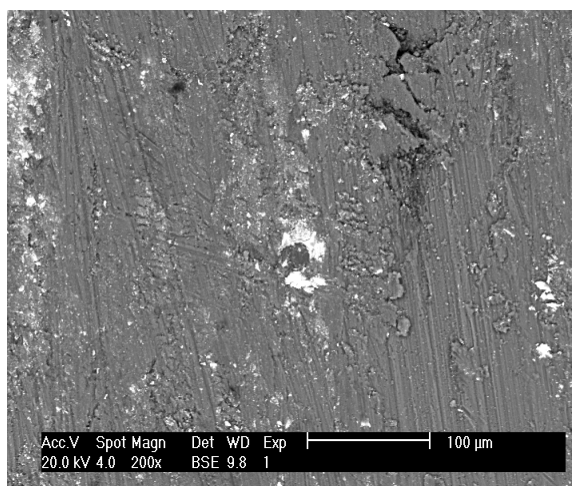
- a) katoda SE, skala 1mm,
- b)katoda BSE, skala 1mm,
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.



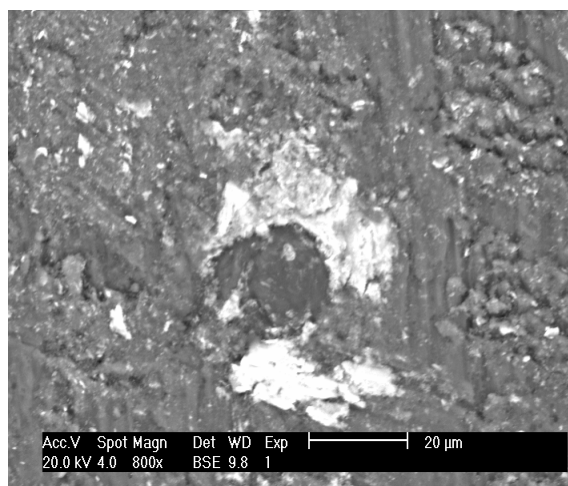
a



b



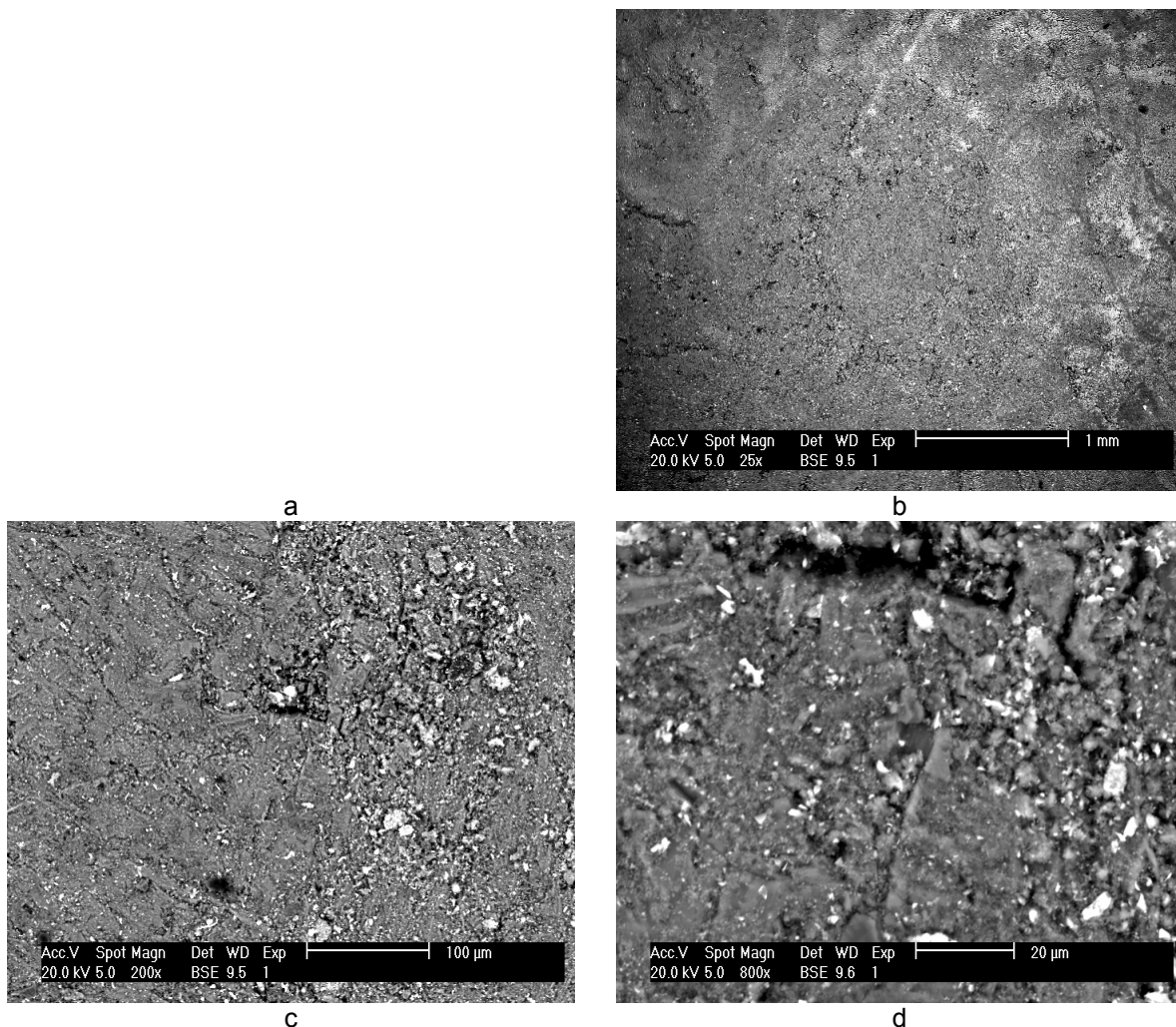
c



d

Rys.III.103. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z kompozytu ALFA[®]htGR po tarczy stalowej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru, jak poniżej:

- a) katoda SE, skala 1mm,
- b) katoda BSE, skala 1mm,
- c) katoda BSE, skala 100μm,
- d) katoda BSE, skala 20μm.



Rys.III.104. Topografia powierzchni trącej próbki, wykonanej z kompozytu F3N.20SaCLF po tarczy stalowej, przy zróżnicowaniu parametrów pomiaru, jak poniżej:
 a) - , b) katoda BSE, skala 1mm, c) katoda BSE, skala 100μm, d) katoda BSE, skala 20μm

Brak tego rodzaju widocznych oznak zużycia w przypadku styku żeliwa sferoidalnego z mokrą stalą (Rys.III.98) może być związany ze zwiększoną efektywnością smarującego grafitu o kształcie zbliżonym do kulistego, bardziej niż inne podatnym do wyciskania z osnowy. Warunkiem sprzyjającym takiemu zachowaniu jest również największa spośród badanych materiałów żeliwnych twardość żeliwa sferoidalnego, a więc cząstek tego żeliwa przypuszczalnie tworzących warstwę ścierną.

Powierzchnie trących próbek z żeliwa w styku z tarczą ścierną (widoczne na fotografiach: Rys.III.94, III.96, III.97) cechują się dużą liczbą, gęsto rozmieszczonych rys. Widoczne długie rysy, ciągnące się przez dłuższe obszary materiału można utożsamiać z pojedynczymi cząstkami SiC, oderwanymi od ścierniwa umocowanego,

które są przetaczane prostoliniowo przez powierzchnię próbki. Szereg krótszych, przecinających się rys, charakteryzujących się zbliżoną szerokością do rys biegnących przez dłuższy obszar ciała jest wynikiem bruzdowania przez cząstki umocowane. Analiza przebiegu tego typu rys przez powierzchnię trąca próbki wskazuje, że układają się one wzdłuż linii prostych. Może to wskazywać na zagłębianie się ziaren umocowanych w warstwie miękkiej (ferrycie) oraz wypychanie ich na zewnątrz powierzchni tarcia po napotkaniu fazy twardej (perlitu). Brak większych różnic w wyglądzie powierzchni badanych żeliwa, które mogłyby ewentualnie wystąpić w związku z różną ilością grafitu w węzle tarcia wynika z charakteru przeciwpróbki. Papier ścierny działając jak zasobnik niweluje te różnice.

Kompozyt F3N.20S_{ht}LF testowany na tarczy stalowej charakteryzuje się strukturą zwartą, droбноziarnistą, co potwierdziły badania na mikroskopie optycznym. Mikrofotografia powierzchni trącej tegoż kompozytu w analizowanym tribosystemie (Rys.III.99) wskazuje na obecność niewielu rys abrazyjnych. Prawdopodobnym wydaje się fakt, że produkty zużycia adhezyjnego nie mają dużej skuteczności abrazyjnej ze względu na dużą plastyczność osnowy, która może działać smarująco oraz dużą ilość twardych cząstek zbrojenia SiC, które mogą kruszyć elementy warstwy ścierniej obecnej między próbką i przeciwpróbką. Nie można również wykluczyć zwiększonej skuteczności działania medium smarnego, związanej z mikrostrukturalnymi cechami cząstek warstwy ścierniej.

Rysy abrazyjne widoczne w testach kompozytu F3N.20S_{ht}LF, obrobionego cieplnie po teście na papierze ściernym (Rys.III.100) są pod względem morfologicznym bardzo podobne do analogicznych efektów zużycia żeliw w zetknięciu z papierem ściernym. Podobieństwo warunków wytworzenia rys w obydwu grupach materiałów wynika z obecności twardych cząstek zbrojenia w kompozytach, które podobnie jak twardy perlit w żeliwach przyczynia się do kruszenia ścierniwa umocowanego. Mniejsza twardość perlitu niż zbrojenia kompozytu, która mogłaby różnicować te dwie fazy w kwestii kruszenia ścierniwa jest rekompensowana występowaniem cząstek tego wydzielenia w dużych skupiskach. Obróbka cieplna kompozytu F3N.20SLF nie wydaje się wnosić zasadniczych zmian w wyglądzie wyjściowej powierzchni roboczej tego materiału, trącej po tarczy stalowej (Rys.III.99). Jest to w zasadzie zgodne z niewielkimi zmianami w rozłożeniu i wielkości faz spowodowanymi wspomnianymi wcześniej zabiegami cieplnymi tego kompozytu. Dość duża ilość wad powierzchniowych kompozytu ALFA[®]_{ac}GR stała się powodem wystąpienia dużej liczby bruzd abrazyjnych, widocznych na powierzchni trącej tego kompozytu po tarczy stalowej (Rys.III.102). Ten sam kompozyt, obrobiony cieplnie (Rys.III.104) wskutek tarcia po powierzchni stalowej wykazuje szereg rys, których wielkość i sposób propagacji są podobne jak w przypadku kompozytu wyjściowego. Kolejna mikrofotografia (Rys.III.101) ilustruje powierzchnię trącą kompozytu typu ALFA[®]_{ht}SQ. Ten typ materiału kompozytowego cechuje się proporcjonalnie dużą twardością oraz ujednorodnioną strukturą fazową, które to fakty tłumaczą wystąpienie cienkich, prostoliniowych rys abrazyjnych.

Podsumowując należy stwierdzić, że powyższa analiza daje obraz ilościowych zjawisk natury abrazyjnej, zachodzących na powierzchni badanych próbek. Niestety na podstawie interpretowanych mikrofotografii nie można określić pochodzenia, kształtu lub innych cech charakterystycznych cząstek ściernych.

III.3.4.2. Metoda wg PN-82/H-04332*

W danym rozdziale przedstawiono wyniki badań zużycia różnych materiałów w procesie tarcia ślizgowego przy stałym nacisku na maszynie Amsler wg PN-82/H-04332 [207].

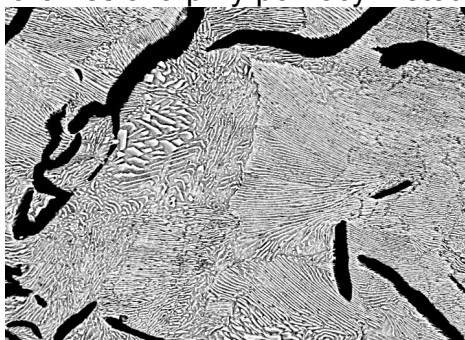
Obiektami badań w „teście B” były próbki wykonane z żeliwa szarego z grafitem płatkowym o twardości 193 HB (Rys.III.105) oraz z materiału kompozytowego F3N.20S_{ac}LF o twardości 100 HB (Rys.III.106).

Próby zużyciowe przeprowadzono stosując dwie wartości obciążeń normalnych 20 kG (196,2 N) oraz 40 kG (392,4 N), co przy rzeczywistym polu styku próbek z przeciwpróbką wynoszącym 1,9 cm² oznaczało uzyskanie nacisków jednostkowych 1 oraz 2 MPa, odpowiadających rzeczywistym naciskom występującym w skojarzeniach ciernych pojazdów mechanicznych [44].

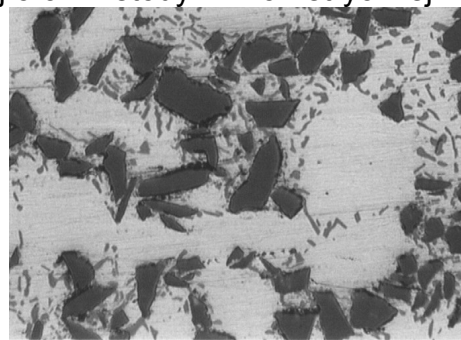
Badaniom odporności na zużycie w warunkach tarcia suchego zostały poddane próbki wykonane z powszechnie stosowanego na tarcze hamulcowe żeliwa szarego (próbka wycięta z tarczy hamulcowej często spotykanej marki samochodu) oraz z kompozytu otrzymanego metodą pełnej formy F3N.20S_{ac}LF.

Jako materiał na przeciwpróbkę zastosowano stal 50HSA po ulepszeniu cieplnym, o twardości 40 HRC (372 HB), wyższej niż twardość żeliwa i kompozytu.

Odporność na zużycie badanych materiałów tj. zużycie masowe oraz liniowe została określona przy pomocy metody wagowej oraz metody mikrometrycznej.

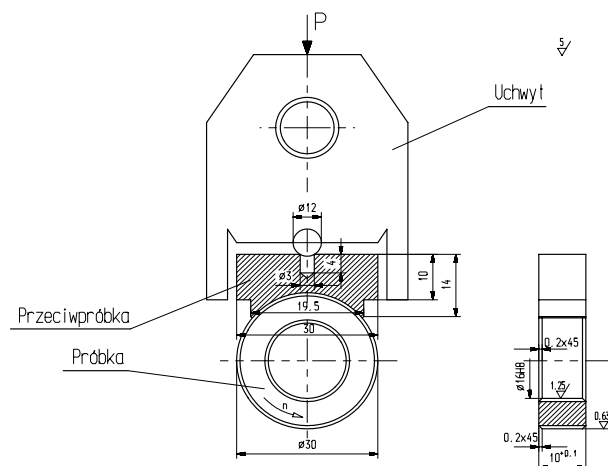


Rys.III.105. Mikrostruktura żeliwa szarego, perlitycznego z grafitem płatkowym zastosowanego do badań tribologicznych; pow. 1000x



Rys.III.106 Mikrostruktura materiału kompozytowego zastosowanego do badań tribologicznych; pow. 500x

Kształt i wymiary próbki oraz przeciwpróbki, a także zasadę pracy pary ciernej przedstawia Rys.III.107.



Rys.III.107. Kształt i wymiary próbek i przeciwpróbek w układzie krążek - klocek.

* W opracowaniu rozdziału wziął udział prof. dr hab. inż. Wojciech Przetakiewicz z Wojskowej Akademii Technicznej z Warszawy

Tablica III.56

Średnie zużycia masowe i liniowe próbek z materiału kompozytowego i żeliwa.

Nacisk jednostkowy [MPa]	Zużycie żeliwa			Zużycie kompozytu		
	Masowe		Liniowe Z_l [mm]	Masowe		Liniowe Z_l [mm]
	Bezwzględne Z_m [g]	Względne Z_m/m_1 [%]		Bezwzględne Z_m [g]	Względne Z_m/m_1 [%]	
1	18,53	50,9	2,83	0,04	0,3	0,01
2	21,04	57,3	3,49	0,04	0,3	0,01

Tablica III.57

Średnie zużycia masowe i liniowe przeciwpróbek po współpracy z próbkami kompozytowymi i żeliwnymi.

Nacisk jednostkowy [MPa]	Zużycie po współpracy z żeliwem		Zużycie po współpracy z kompozytem	
	Masowe		Masowe	
	Bezwzględne Z_m [g]	Względne Z_m/m_1 [%]	Bezwzględne Z_m [g]	Względne Z_m/m_1 [%]
1	0,05	0,3	0,006	0,04
2	0,09	0,6	0,007	0,05

Podczas badań dokonywany był pomiar temperatury w skojarzeniu oraz okresowo odczytywano wartości momentu tarcia, na podstawie których dokonywano obliczeń chwilowego współczynnika tarcia (μ_{ch}), dla obydwu rodzajów układów ciernych, na początku i na końcu każdej próby, posługując się następującą zależnością:

$$\mu_{ch} = \frac{2 \cdot M}{P \cdot D}$$

gdzie:

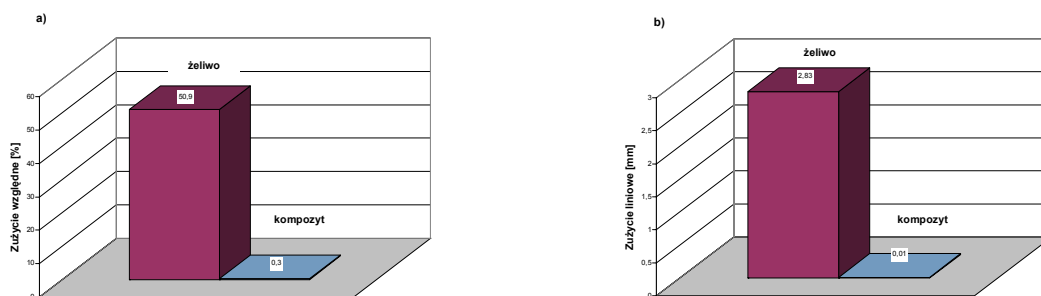
- M- zarejestrowana wartość momentu tarcia [Nm],
- P- siła normalna dociskająca przeciwpróbkę do próbki [N],
- D- średnica zewnętrzna próbki w chwili pomiaru [m].

Intensywność zużycia została obliczona jako stosunek wartości zużycia masowego osiągniętego podczas próby do czasu jej trwania ($T = 60$ min), zaś odporność na zużycie obydwu badanych materiałów określono jako odwrotność intensywności zużycia.

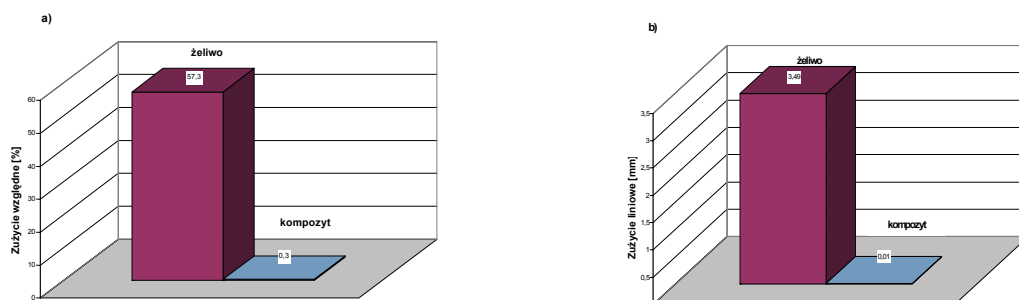
$$I = Z_M / T \quad [\text{g/h}]$$

b) odporność na zużycie:

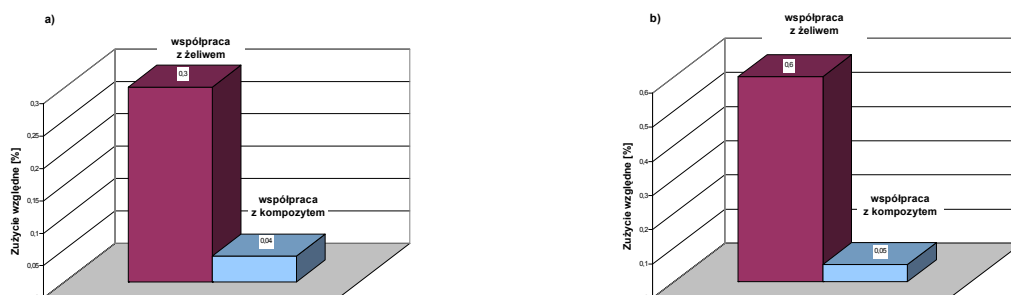
$$R = 1/I = T/Z_M$$



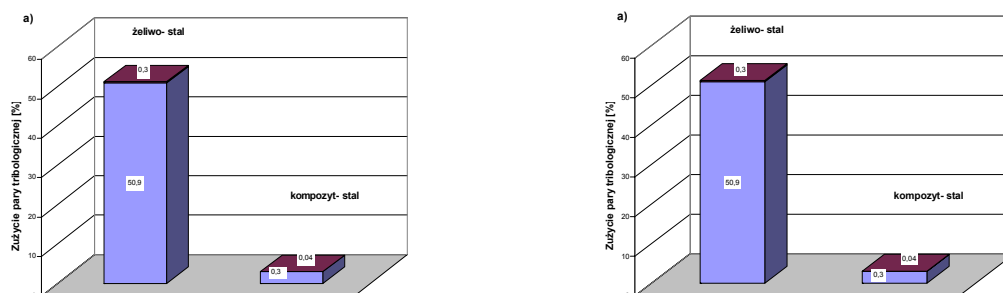
Rys.III.108. Względne zużycie masowe (a) i zużycie liniowe (b) próbek z żeliwa i kompozytu zbrojonego SiC podczas prób tribologicznych na maszynie Amslera (czas współpracy 60 min, nacisk jednostkowy 1 MPa, praca „na sucho”)



Rys.III.109. Względne zużycie masowe (a) i zużycie liniowe (b) próbek z żeliwa i kompozytu zbrojonego SiC podczas prób tribologicznych na maszynie Amslera (czas współpracy 60 min, nacisk jednostkowy 2 MPa, praca „na sucho”)



Rys.III.110. Względne zużycie masowe przeciwpróbek w wyniku współpracy z próbkami żeliwnymi i kompozytowymi podczas prób tribologicznych na maszynie Amslera przy nacisku jednostkowym 1 MPa (a) i 2 MPa (b); (czas współpracy 60 min, praca „na sucho”)



Rys.III.111. Sumaryczne względne zużycie pary tribologicznej podczas prób na maszynie Amslera przy nacisku jednostkowym 1 MPa (a) i 2 MPa (b); (czas współpracy 60 min, praca „na sucho”)

Średnia intensywność zużycia i odporność na zużycie tribologiczne próbek kompozytowych i żeliwnych

Nacisk jednostkowy [MPa]	Próbki żeliwne		Próbki kompozytowe	
	Intensywność zużycia [g/h]	Odporność na zużycie [h/g]	Intensywność zużycia [g/h]	Odporność na zużycie [h/g]
1	18	0,06	0,04	25
2	21	0,05	0,04	25

Tablica III.59

Średni współczynnik tarcia dla pary kompozyt - stal.

Nacisk normalny P [N]	Nacisk jednostkowy [MPa]	Na początku próby		Pod koniec próby	
		temp. [°C]	Współczynnik tarcia μ	temp. [°C]	Współczynnik tarcia μ
196,2	1	ok. 40	0,47	110	0,37
392,4	2	ok. 40	0,44	170	0,39

Na podstawie przeprowadzonych badań tribologicznych można stwierdzić, że w warunkach tarcia "na sucho" ze stałą ulepszoną cieplnie materiał kompozytowy zbrojony dyspersyjnie cząstkami węgla krzemu SiC, charakteryzuje się niezwykle wysoką odpornością na ścieranie, ponad 100 razy wyższą (sic!). Zarówno przy nacisku jednostkowym 1 MPa, jak i 2 MPa, zdecydowanie przewyższa on pod tym względem żeliwo szare z grafitem płatkowym, które zużywało się dość intensywnie podczas wszystkich prób. Mimo, że twardość żeliwa była zdecydowanie wyższa niż kompozytu, to jednak jego zużycie masowe i liniowe okazało się nieporównywalnie większe w zastosowanych warunkach badań.

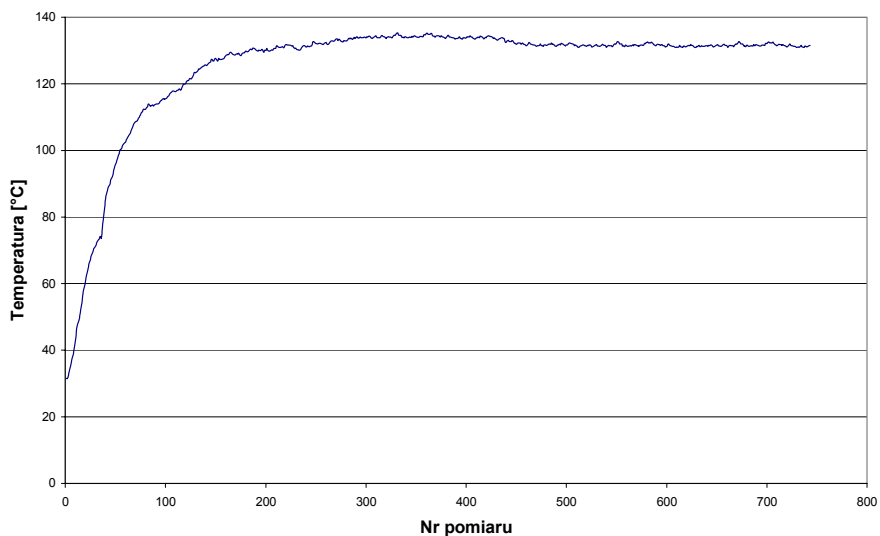
Fakt, iż przy współpracy z kompozytem zużycie przeciwpróbek okazało się również niższe, należy tłumaczyć mniejszą ilością produktów zużycia na powierzchniach współpracujących, które zwykle działają jako ścierniwo przyspieszając procesy niszczenia warstwy wierzchniej, choć w przypadku kompozytów nie jest to prawdą, co wykazały badania metodą *pin-on-disc*.

Na ogół przyjmuje się, że wzrost twardości zwiększa odporność na zużycie ściernie metali i stopów. Istnieją jednak odstępstwa od tej zasady, w niektórych przypadkach metal bardziej miękki zużywa się mniej niż metal twardy, gdy w metalu miękkim osadzają się twarde cząstki ściernie w sposób bardziej trwały, pełniąc rolę ściernicy

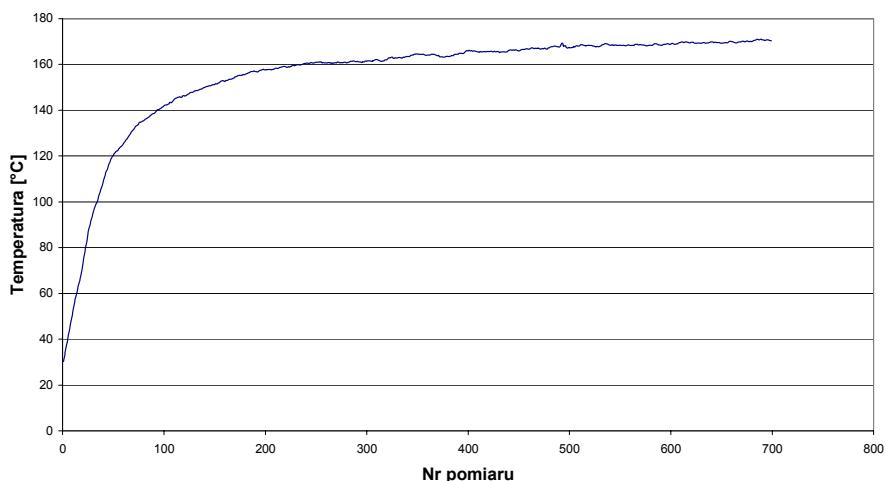
Zmiany temperatury w skojarzeniu ciernym materiał kompozytowy - stal podczas próby tribologicznej w funkcji czasu (praca "na sucho") przy nacisku jednostkowym 1 MPa po osiągnięciu temperatury ok. 110°C stabilizuje się.

Rejestracja temperatury na powierzchniach współpracujących wykazała, że dla par kompozyt - stal przy naciskach jednostkowych 1 MPa, ich wartość dochodzi do 115°C i stabilizuje się, oraz przy nacisku jednostkowym 2 MPa, po osiągnięciu temperatury ok. 150°C nieznacznie wzrasta przez cały czas trwania próby do 170°C. Dla par ciernych żeliwo - stal jest ona nieznacznie niższa i kształtuje się odpowiednio na poziomie 110°C dla 1 MPa oraz 130°C dla 2 MPa. Fakt zaistnienia różnic temperatur pracy prawdopodobnie należy przypisać znacznie szybszemu zużyciu się próbek żeliwnych, w wyniku czego produkty zużycia mogą częściowo odprowadzać ciepło z powierzchni współpracy. Bardzo niska intensywność zużycia próbek kompozytowych sprzyja natomiast większemu nagrzewaniu się powierzchni tarcia.

a)



b)

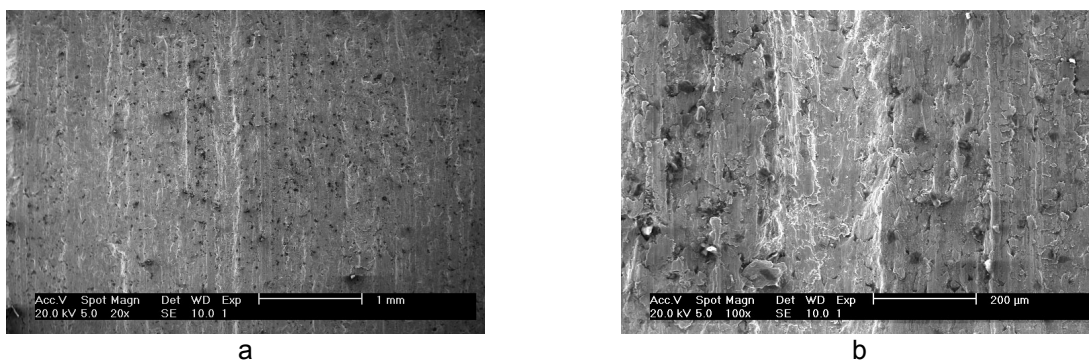


Rys.III.112. Przebieg zmian temperatury w skojarzeniach ciernych żeliwo - stal (a) oraz kompozyt - stal (b) w funkcji czasu współpracy; (nacisk jednostkowy 2 MPa)

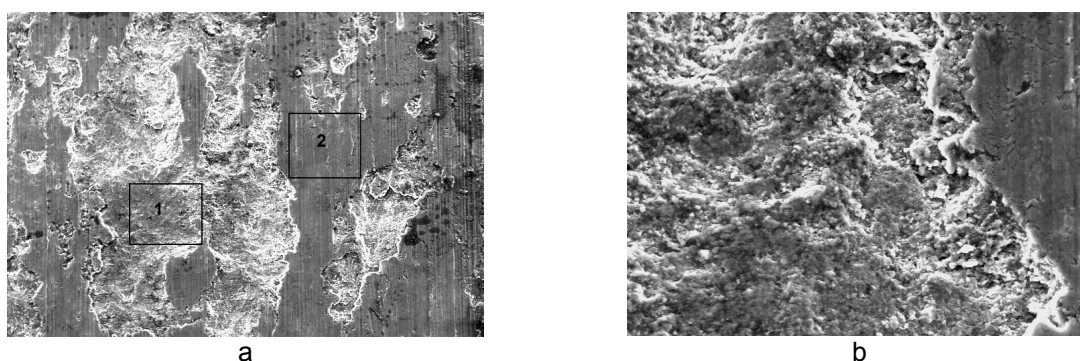
Rejestrowane wartości momentu tarcia w skojarzeniu ciernym mają charakter malejący w czasie, co należy w głównej mierze tłumaczyć zmniejszaniem się średnicy próbek, wzajemnym docieraniem się powierzchni próbek i przeciwpróbek oraz spadkiem współczynnika tarcia spowodowanego wzrostem temperatury.

Fraktografia

Obserwacje mikroskopowe próbek z kompozytu F3N.20S_{ac}LF i żeliwa szarego z grafitem płatkowym po próbach tribologicznych wykonano przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego typu XL30 firmy PHILIPS wyposażonego w spektrometr rtg EDAX. Dla bardziej precyzyjnego określenia dominującego mechanizmu zużywania się próbek kompozytowych przeprowadzono również mikroanalizę składu chemicznego wybranych obszarów na powierzchni próbek oraz analizowano stan ich powierzchni.



Rys.III.113. Efekty tribologicznego zużycia obserwowane na powierzchni próbek żeliwnych. Pow. 20x (a), 100x (b)



Rys.III.114. Efekty tribologicznego zużycia obserwowane na powierzchni próbek kompozytu. F3N.20S_{ac}LF. Pow. 100x (a), 500x (b)

Powierzchnia próbek z żeliwa perlitycznego po współpracy z przeciwpróbką ze stali ulepszonej cieplnie zdecydowanie sugeruje, że dominującym procesem niszczenia warstwy wierzchniej żeliwa było typowe zużycie ściernie. Dowodem tego są widoczne rysy i bruzdy na powierzchni tarcia, widoczne nawet nieuzbrojonym okiem, świadczące o skrawającym i ścinającym oddziaływaniu mikronierówności przeciwpróbki i produktów zużycia na materiał żeliwa. Proces niszczenia miał raczej równomierny charakter, a zachodził zdecydowanie łatwiej, z uwagi na znaczną różnicę twardości obu współpracujących stopów (stal 40 HRC /tj. 372 HB/, żeliwo 193 HB). W rozważanym przypadku prowadzi on do bardzo szybkiego ubytku materiału żeliwnej próbki.

Efektu zużycia ściernego nie należy raczej brać pod uwagę w przypadku materiału kompozytowego F3S.20S. Proces niszczenia miał tutaj bardziej złożony, a zarazem nierównomierny charakter (Rys.III.114). Widoczny jest znaczący wpływ zużycia adhezyjnego, które zwykle jest związane ze zjawiskiem powstawania i natychmiastowego niszczenia połączeń między współpracującymi materiałami. Rozrywanie adhezyjnych szczepień w procesie tarcia ślizgowego spowodowało utworzenie licznych kraterów i wyrw na powierzchniach współpracy próbek kompozytowych. Mikroanaliza wykonana na mikroskopie skaningowym, wykazała ponadto obecność sporych ilości tlenu, zaadsorbowanego w obszarach tarcia, który mógł dyfundować w odkształcone sprężyste i plastyczne warstwy materiału. W procesie utleniania mogły się tworzyć różne strefy tlenków aluminium o bardzo dużej twardości, a następnie ulegać mechanicznemu odkruszaniu z powierzchni próbki. Ponieważ twardość stref utlenionych oraz zbrojenia kompozytu (SiC) była bardzo duża, intensywność zużycia tribologicznego dla takiego skojarzenia cierne okazała się znikoma.

Jak wspomniano w rozdziale II.1.2 zużycie przez utlenianie, określane także jako zużycie normalne jest uważane za jedyny dopuszczalny proces zużycia współpracujących materiałów.

Zbrojone dyspersyjnie metalowe materiały kompozytowe na bazie aluminium (AIMC) mogą być używane głównie na skojarzenia cierne, pracujące w warunkach tarcia technicznie suchego. Różnorodność metodyk badawczych i brak powszechnie przyjętych standardów wyznaczania odporności na ścieranie spowodowało, że w pracy przedstawiono wyniki dwóch standartowych metodyk badań tribologicznych, zdaniem autora, najbardziej odwzorowujących, rzeczywiste zjawiska zachodzące w parze ciernej tarcza hamulcowa - okładzina cierna.

Porównawcze badania tribologiczne różnych materiałów kompozytowych o osnowie stopów aluminium, które mogłyby zostać zastosowane na tarczach hamulcowych oraz żeliwa, oceniano przez określenie wskaźników zużycia tribologicznego (współczynnika tarcia i stopnia zużycia) w dwóch niezależnych testach.

O odporności na zużycie każdej pary trącej decyduje szereg różnorodnych czynników, których wpływ jest niekiedy trudny do określenia. W przypadku kompozytów można wyróżnić dwie podstawowe ich grupy: wewnętrzne - związane z budową i własnościami materiału kompozytowego oraz zewnętrzne - rozumiane jako warunki tarcia czyli prędkość tarcia, droga tarcia, nacisk jednostkowy oraz rodzaj i jakość przeciwpróbki.

Dotychczasowe badania odporności na zużycie materiałów kompozytowych dostarczyły bardzo zróżnicowanych informacji, nie ustalając jednoznacznie w jakim stopniu następuje poprawa odporności i jakie czynniki ogrywiają decydującą rolę. Wynika to między innymi z występowania wielu odmian kompozytów, a także z warunków tarcia, jakie zastosowano w danych badaniach.

Na ogół nie można przenieść określonego sposobu oraz stopnia zużycia z jednej grupy materiałów kompozytowych na drugą oraz porównywać wyniki badań tribologicznych wykonanych według różnych metodyk badawczych, co w niniejszej pracy zostało potwierdzone.

Stwierdzono, że w wyniku współpracy elementów skojarzenia cierne zużycie próbek kompozytowych było mniejsze o dwa rzędy wielkości od wielkości zużycia próbek żeliwnych. Średnia intensywność zużycia wynosiła dla próbek żeliwnych 18 g/h, przy nacisku 1 MPa i 21 g/h, przy nacisku 2 MPa. Parametr ten w przypadku kompozytu okazał się stały przy obu wartościach nacisku - 0,04 g/h.

W początkowym etapie próby średnia wartość μ_{ch} wynosiła dla skojarzenia żeliwo - stal 0,63 (przy nacisku 1 MPa) i 0,59 (przy nacisku 2 MPa), zaś dla skojarzenia kompozyt - stal odpowiednio 0,47 i 0,44. Natomiast w końcowym etapie współczynnik tarcia uległ nieznacznemu obniżeniu; dla skojarzenia żeliwo - stal do wartości 0,60 i 0,55, zaś dla skojarzenia kompozyt - stal do wartości 0,39 i 0,37.

Ponadto stwierdzono, że:

1. Odporność na ścieranie kompozytu (w przyjętych warunkach badań) jest ponad 100-krotnie wyższa niż żeliwa;

Na podstawie przeprowadzonych testów tribologicznych można stwierdzić, że w warunkach współpracy ciernej „na sucho” ze stałą odpuszczoną do twardości 40 HRC, kompozyt charakteryzuje się niezwykle wysoką odpornością na ścieranie. Zarówno przy nacisku jednostkowym 1 MPa, jak i 2 MPa, zdecydowanie przewyższa pod tym względem żeliwo perlityczne z grafitem płatkowym. Mimo, że twardość żeliwa była wyższa niż kompozytu F3N.20S_{ac} LF, to jednak jego zużycie masowe i liniowe okazało się nieporównywalnie większe (o dwa rzędy wielkości) w zastosowanych warunkach badań. Dobrą odporność na ścieranie materiału

kompozytowego można tłumaczyć bardzo dużą twardością cząstek węgla krzemu (9,5 w skali Mohsa), oraz ich dobrą spójnością (wysoką adhezją) z osnową.

Fakt, iż przy współpracy z kompozytem zużycie przeciwpróbek okazało się również niższe, należy prawdopodobnie tłumaczyć mniejszą ilością produktów zużycia na powierzchni współpracy, które zwykle działają jako ścierniwo przyspieszając procesy niszczenia warstwy wierzchniej.

2. Podstawowym mechanizmem tribologicznego niszczenia warstwy powierzchniowej żeliwa jest zużycie ściernie, natomiast kompozytu - zużycie przez utlenianie i lokalne odkruszanie;

Effektu zużycia ściernego nie należy brać pod uwagę w przypadku analizy stanu powierzchni materiału kompozytowego. Wykonane mikrofotografie wyraźnie wskazują, iż proces niszczenia miał tutaj bardziej złożony, a zarazem nierównomierny charakter (Rys.III.114).

Analiza mikroskopowa powierzchni próbek z żeliwa perlitycznego z grafitem płatkowym, po współpracy ze stalową przeciwpróbką wykazała, że dominującym procesem niszczenia warstwy wierzchniej żeliwa było typowe zużycie ściernie. Dowodem tego są liczne rysy i bruzdy na powierzchni tarcia, świadczące o skrawającym i ścinającym oddziaływaniu mikronierówności przeciwpróbki i produktów zużycia na materiał żeliwa (Rys.III.113). Proces niszczenia następował dość równomiernie, a jego intensywności sprzyjała znaczna różnica twardości współpracujących stopów. W rezultacie nastąpił bardzo duży ubytek materiału żeliwnej próbki.

3. Przeprowadzone badania mikroskopowe powierzchni tarcia próbek pozwoliły na określenie sposobu zużywania się materiałów kompozytowych. Twardy dyspersoid pełniący funkcję ochronną, wiąże miękką osnowę i spowalnia proces zużycia, tym skuteczniej im większy jest jego udział objętościowy.

Mikroanaliza wykonana na mikroskopie skaningowym wykazała obecność znacznej ilości tlenu, zaadsorbowanego w obszarach tarcia, który mógł dyfundować w odkształcone sprężyste i plastycznie warstwy materiału. Wskutek ich utlenienia mogły się tworzyć różne strefy tlenków aluminium o bardzo dużej twardości, które następnie ulegały mechanicznemu odkruszaniu z powierzchni próbki. Ponieważ twardość stref utlenionych oraz zbrojenia kompozytu F3N.20S_{ac} LF była bardzo duża, intensywność zużycia tribologicznego okazała się w tym przypadku znikoma, co należy traktować jako szczególną zaletę tego nowoczesnego materiału konstrukcyjnego. Dlatego też, zużycie przez utlenianie, określane jako zużycie normalne, jest często uznawane za jedyne, dopuszczalny proces niszczenia warstwy wierzchniej współpracujących materiałów.

III.3.5. Badanie odwzorujące warunki eksploatacyjne*

Badania zawarte w tej części pracy mają na celu zilustrowanie mechanizmów zużycia, którym podlegają kompozyty w różnych warunkach obciążenia. Wyniki testów w porównaniu z wcześniejszymi badaniami kompozytów mają potwierdzić odkryte zależności lub ewentualnie zrewidować je pod kątem założonych warunków tarcia.

Badanie odporności na zużycie aluminiowych materiałów kompozytowych przeznaczonych na tarcze hamulcowe w zależności od zastosowanego materiału w 4 cyklach zmiennych narastających temperatur ($0\div 360^{\circ}\text{C}$ oraz $0\div 300^{\circ}\text{C}$) wykonano tzw. metodą "na małych próbkach", wg WT-074/PIMOT/93 [206].

Porównawcze badania tribologiczne (odwzorujące ekstremalne warunki eksploatacyjne - ostre, częste hamowanie) materiałów kompozytowych, które można zastosować na tarcze hamulcowe oraz żeliwa, oceniano przez określenie wskaźników zużycia tribologicznego (współczynnika tarcia i stopnia zużycia). Metoda badawcza "na małych próbkach", odwzorowuje dynamiczny stan pracującego układu hamulcowego w zmiennych stanach cieplnych.

Celem badań było porównanie przebiegów współczynnika tarcia i zużycia liniowego materiałów kompozytowych oraz żeliwa szarego standardowo stosowanego na tarcze hamulcowe.

Według cyklu standardowego (**4 cykle zmiennych narastających temperatur - $0\div 360^{\circ}\text{C}$**) badaniom poddano 4 próbki materiałów kompozytowych oraz dla porównania 1 próbkę żeliwa w parze z materiałem okładziny czarnej DB 857 (przeciw-próbka).

W związku z występowaniem stwierdzonego zwiększonego zużycia w temperaturze badań do 360°C oraz informacją, że w samochodzie Lotus Elise w wyniku zastosowania kompozytowych tarcz hamulcowych uzyskano maksymalną temperaturę pracy 210°C , zdecydowano się zmniejszyć zakres zmian temperatury dla oceny jej wpływu na zużycie. W tym celu wykonano badania 4 próbek materiałów kompozytowych w cyklu niestandardowym (**4 cykle zmiennych narastających temperatur - $0\div 300^{\circ}\text{C}$**) w parze z materiałem czarnego DB 857 (przeciw-próbka).

W tabelicy III.60 przedstawiono materiały badawcze na jakich wykonano badanie w 4 cyklach zmiennych narastających temperatur w metodzie "na małych próbkach".

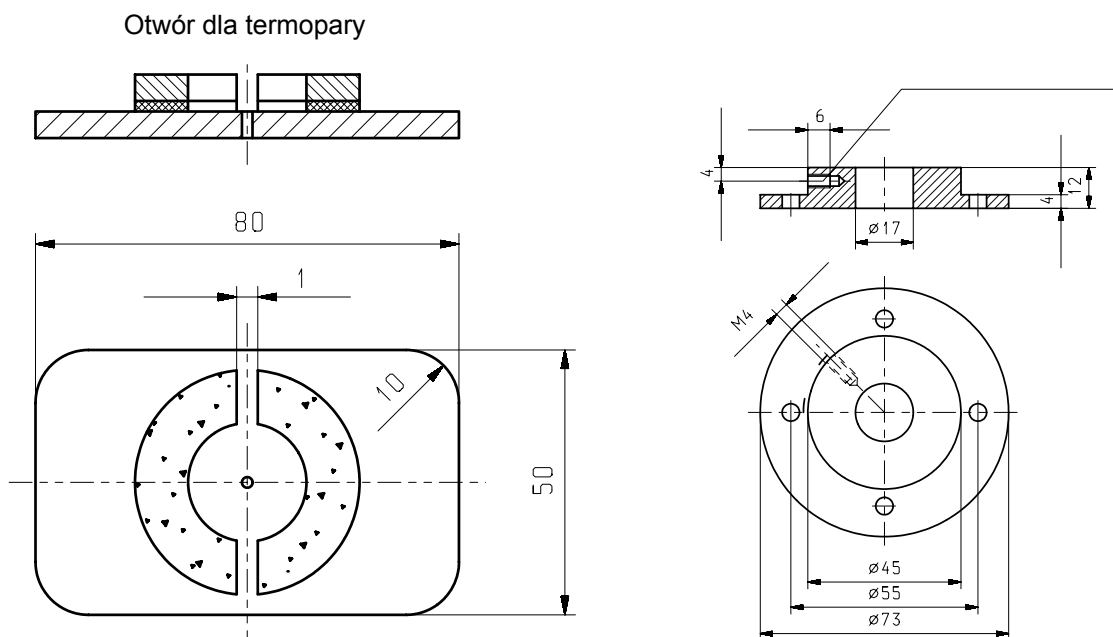
Tablica III.60

Materiał badawczy		
Nr próbki	4 cykle zmiennych narastających temperatur $0\div 360^{\circ}\text{C}$	4 cykle zmiennych narastających temperatur $0\div 300^{\circ}\text{C}$
1.	F3S.20S _{ac} GR	F3S.20S _{ac} GR
2.	F3S.20S _{ac} SQ	-
3.	F3N.20S _{ac} LF	F3N.20S _{ac} LF
4.	COMRAL 90 FC _{ac}	-
5.	Żeliwo szare	-
6.	-	ALFA [®] _{ac} GR
7.	-	ALFA [®] _{ht} SQ

Testowano próbki w kształcie pierścienia z kołnierzem o wymiarach pierścienia roboczego o średnicy zewnętrznej 45 mm i wewnętrznej 17 mm oraz wysokości

* W opracowaniu rozdziału wzięł udział mgr inż. Ryszard Michalski z Przemysłowego Instytutu Motoryzacji w Warszawie

12 mm (Rys.III.114). Pomiary przeprowadzono na aparacie bezwładnościowym Ranzi LRC (Rys.III.115).



Rys.III.115. Kształt i wymiary próbek do badań na aparacie bezwładnościowym Ranzi LRC.



Rys.III.116. Aparat bezwładnościowy Ranzi LRC

Próbki podczas badań współpracowały z materiałem ciernym o symbolu DB 857 produkcji firmy Fomar-Roulunds z Marek k/Warszawy. Materiał cierny DB 857 stosowany jest w nakładkach ciernych hamulców tarczowych w samochodach Daewoo (tab.III.61).

Materiał cierny o symbolu DB 857 produkcji firmy ROULUNDS (Dania)
stosowany w nakładkach ciernych hamulców tarczowych.

Lp.	Wyszczególnienie	Wielkość
1.	Gęstość*	2,81 g/cm ³
2.	Ściśliwość /8 MPa/	0,37 %
3.	Zmiana grubości pod wpływem temperatury	+ 1,89 %
4.	Wytrzymałość materiału na ścinanie	5,68 MPa
5.	Współczynnik tarcia	0,4÷0,5 (Gr. III - materiał o wysokim współczynniku tarcia**)
6.	Zużycie liniowe	0,23 mm
*	Do pomiarów gęstości użyto wagi analitycznej WA-33 do 200g ^{±0,001g}	
**	Współczynnik tarcia dla materiałów stosowanych w nakładkach ciernych hamulców tarczowych mieści się w polu tolerancji dla grup: II i III (o średnim i wysokim współczynniku tarcia)	

Pomiary zużycia liniowego materiału po badaniach (Rys. 117) współczynnika tarcia wykonano przy pomocy śruby mikrometrycznej z dokładnością do 0,01 mm.

Pomiary utraty masy próbek wykonano na wadze laboratoryjnej z dokładnością do 0,001g.



Rys.III.117. Przykładowa para cierna (okładzina i tarczka kompozytowa) po próbach na zużycie według cyklu standartowego (4 cykle zmiennych narastających temperatur - 0÷360°C).

Zużycie według cyklu standartowego (4 cykle zmiennych narastających temperatur - 0÷360°C)

Wykonano pomiary zużycia liniowego materiału po badaniach współczynnika tarcia oraz pomiary utraty masy próbek. Wyniki przedstawiono w tablicy III.62.

- Badanie przebiegu współczynnika tarcia próbki 1 zakończono po przeprowadzeniu pełnych 4 cykli. Przy ostatnim zahamowaniu (nr 25 cyklu IV) nastąpiło przebarwienie na kolor czerwono-żółty o grubości ok. 1 mm od powierzchni czołowej materiału ciernego, iskrzenia nie stwierdzono. Wartość współczynnika tarcia odpowiadała materiałom dla grupy II (średni współczynnik tarcia).
- Badanie przebiegu współczynnika tarcia próbki 2 zakończono po przeprowadzeniu pełnych 4 cykli. Przeprowadzono badania zużycia liniowego i utraty mas. Wartość współczynnika tarcia odpowiadała materiałom dla grupy I (niski współczynnik tarcia).
- Badanie przebiegu współczynnika tarcia próbki 3 zakończono po przeprowadzeniu pełnych 4 cykli. Przeprowadzono badania zużycia liniowego i utraty mas. Wartość współczynnika tarcia odpowiadała materiałom dla grupy II (średni współczynnik tarcia).

- Badanie przebiegu współczynnika tarcia próbki 4 przerwano po zakończeniu III cyklu ze względu na gwałtowne zużycie się przeciw-próbki materiału ciernego oraz próbki kompozytowej. Początkiem gwałtownego zużycia materiału ciernego i próbki przy zahamowaniu nr 22 cyklu III wystąpiło silne iskrzenie pomiędzy powierzchniami trącymi oraz przebarwienie na kolor czerwono-żółty o grubości ok. 3 mm od powierzchni czołowej materiału ciernego. Ze względu na zniszczenie powierzchni czołowych próbki i materiału ciernego z uwagi na warunki temperaturowe trudno wnioskować o przydatności tego materiału. Wartość współczynnika tarcia odpowiadała materiałom dla grupy I (niski współczynnik tarcia).
- Badanie przebiegu współczynnika tarcia próbki 5 (żeliwo) zakończono po przeprowadzeniu pełnych 4 cykli. Przeprowadzono badania zużycia liniowego. Wartość współczynnika tarcia odpowiadała materiałom dla grupy III (wysoki współczynnik tarcia).

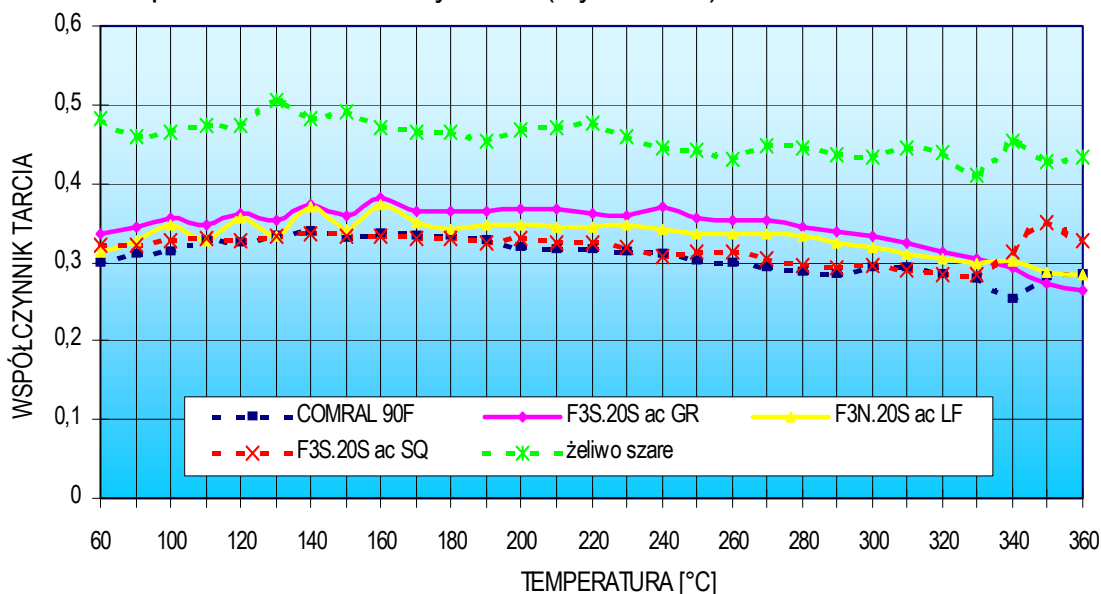
Wyniki pomiarów zużycia liniowego materiałów po badaniach współczynnika tarcia oraz pomiary utraty masy próbek przedstawiono w Tablicy III.62.

Tablica III.62

Wyniki pomiarów zużycia liniowego oraz utraty masy próbek badanych materiałów.

Numer próbki	Materiał	Zużycie liniowe przeciw-próbki DB 857 [mm]	Zużycie liniowe materiału [mm]	Utrata masy przeciw-próbki [g]	Utrata masy próbek materiałów [g]
1.	F3S.20S _{ac} GR	0,50	0,081	0,9157	0,1819
2.	F3S.20S _{ac} SQ	0,46	0,068	0,7485	0,0898
3.	F3N.20S _{ac} LF	0,49	0,074	0,7902	0,0990
4.	COMRAL 90F	Nie mierzono	1,215	1,2203	1,7141
5.	Żeliwo szare	0,23	0,058	nie mierzono	nie mierzono

Wykres przebiegu zmian współczynnika tarcia w zależności od cyklu badawczego tj. od końcowej temperatury przy zahamowaniu i ilości obrotów do zahamowania przedstawiono na wykresie (Rys.III.118).



Rys.III.118. Przebieg zmian współczynnika tarcia wraz z temperaturą do 360°C

Zużycie według cyklu niestandardowego (4 cykle zmiennych narastających temperatur - 0÷300°C)

Wykonano pomiary zużycia liniowego materiału po badaniach współczynnika tarcia oraz pomiary utraty masy próbek. Wyniki przedstawiono w tablicy III.63.

- Badanie przebiegu współczynnika tarcia próbki 1 zakończono po przeprowadzeniu pełnych 4 cykli. Wartość współczynnika tarcia odpowiadała materiałom dla grupy II (średni współczynnik tarcia).
- Badanie przebiegu współczynnika tarcia próbki 2 zakończono po przeprowadzeniu pełnych 4 cykli. Wartość współczynnika tarcia odpowiadała materiałom dla grupy II (średni współczynnik tarcia).
- Badanie przebiegu współczynnika tarcia próbki 3 zakończono po przeprowadzeniu pełnych 4 cykli. Wartość współczynnika tarcia odpowiadała materiałom dla grupy II (średni współczynnik tarcia).

Przy zahamowaniu w temperaturach powyżej 200°C w cyklu III i IV występowało iskrzenie w momencie zahamowania pomiędzy próbką i przeciwpróbką.

- Badanie przebiegu współczynnika tarcia próbki 4 zakończono po przeprowadzeniu pełnych 4 cykli. Wartość współczynnika tarcia odpowiadała materiałom dla grupy II (średni współczynnik tarcia).

Wyniki pomiarów zużycia liniowego (głębokość powstałych bruzd) materiałów po badaniach współczynnika tarcia oraz pomiary utraty masy próbek przedstawiono w tabl.III.63.

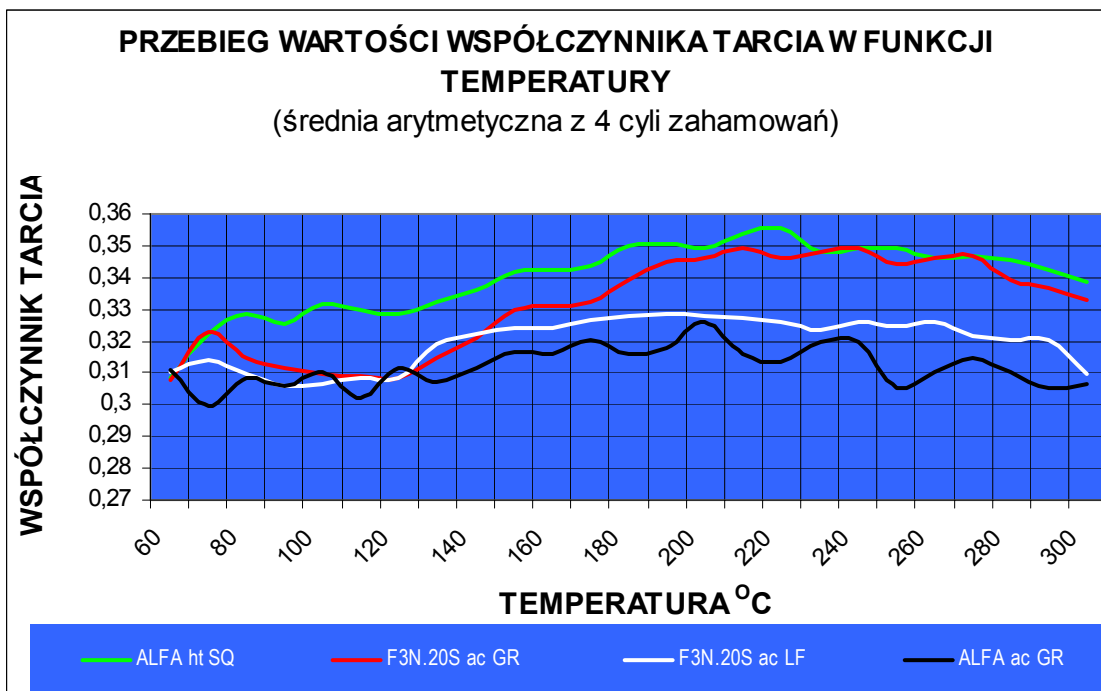
Z uwagi na minimalne zużycie materiałów kompozytowych (masowe i liniowe) wyniki pomiarów zużycia liniowego oceniono jako głębokość powstałych bruzd (średnia wartość z 10 pomiarów głębokości powstałych bruzd). Jako że w większości przypadków zużycie jest nierównomierne w postaci różnej głębokości bruzd na całym obwodzie, wyniki zużycia liniowego przedstawione są tylko poglądowo, natomiast rzeczywistą ocenę zużycia określono poprzez utratę masy (tabl.III.63 kol. 5).

Tablica III.63

Wyniki pomiarów zużycia liniowego oraz utraty masy próbek badanych materiałów.

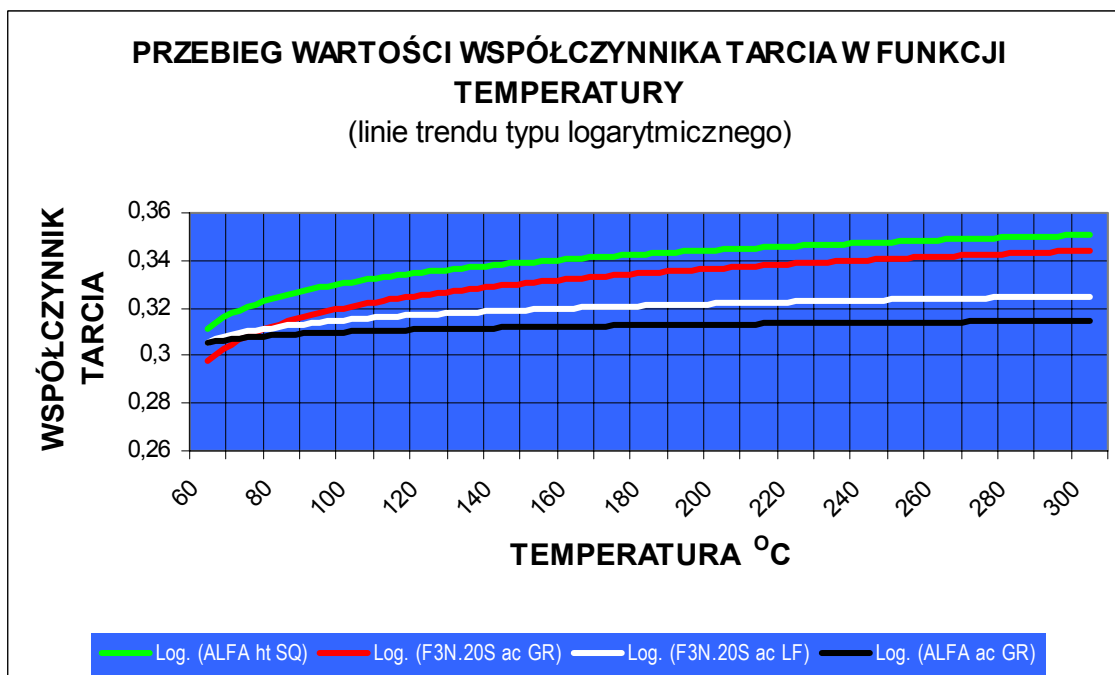
Materiał	Zużycie liniowe przeciwpróbki DB 857 [mm]	Zużycie liniowe materiałów [mm]	Utrata masy przeciw-próbki [g]	Utrata masy próbek materiałów [g]
1	2	3	4	5
F3S20S _{ac} GR	0,22	0,0102	0,3296	0,0035
F3N.20S _{ac} LF	0,21	0,0118	0,2701	0,0056
ALFA [®] _{ac} GR	0,80	0,0796	1,3988	0,2903
ALFA [®] _{ht} SQ	0,10	0,0126	0,1974	0,0192

Wykres przebiegu zmian współczynnika tarcia w zależności od cyklu badawczego tj. od końcowej temperatury przy zahamowaniu i ilości obrotów do zahamowania przedstawiono na wykresie (Rys.III.119).



Rys.III.119. Przebieg zmian współczynnika tarcia w funkcji temperatury (0÷300°C)

Linie trendu logarytmicznego w przebiegu zmian współczynnika tarcia w funkcji temperatury (0÷300°C) przedstawiono na Rys.III.120.



Rys.III.120. Przebieg zmian współczynnika tarcia od temperatury - linie trendu logarytmicznego.

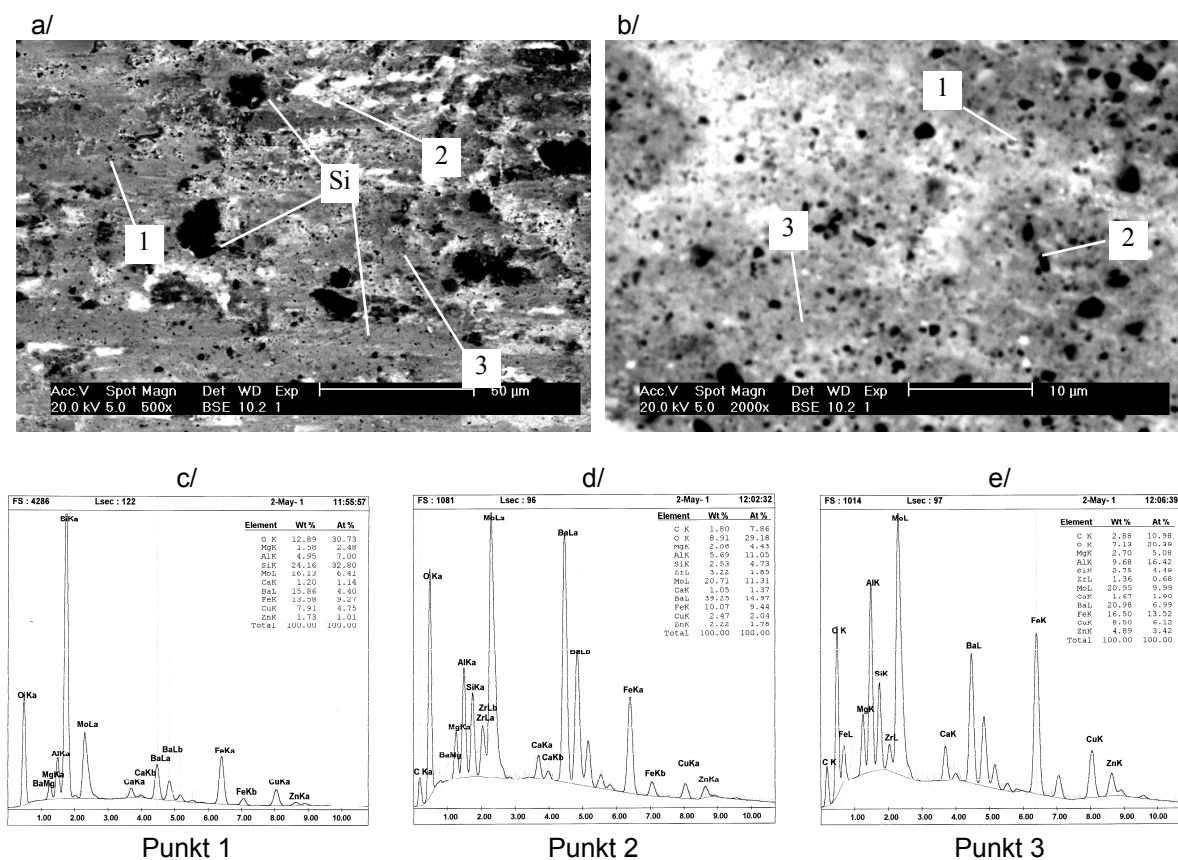
Fraktografia*

Obserwacje mikroskopowe powierzchni próbki z kompozytu F3S.20S_{ac}GR po próbach tribologicznych (test "na małych próbkach") wykonano przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego typu XL30 firmy PHILIPS wyposażonego

* W opracowaniu podrozdziału wzięł udział dr hab. inż. Zbigniew Bojar z Wojskowej Akademii Technicznej w Warszawie

w spektrometr rentgenowski EDAX.

Dla bardziej precyzyjnego określenia mechanizmu zużywania się próbek przeprowadzono również mikroanalizę składu chemicznego wybranych obszarów na tribopowierzchni próbek.



Rys.III.121. Widok stanu warstwy wierzchniej tarczy wykonanej z kompozytu F3N.20S_{ac}GR, z oznaczeniem punktowej mikroanalizy składu chemicznego.

W obrazie z detektora BSE (*back scattered electron detector*) (Rys.III.121 a, b) uwidoczni się silne zróżnicowanie składu chemicznego warstwy wierzchniej wytworzonej podczas próby zużyciowej, przede wszystkim w wyniku mechanicznego przenoszenia materiału okładziny czarnej. Punktowa mikroanaliza rentgenowska (Rys.III.121 c, d, e) wykazała obecność w śladach tarcia znacznej ilości tlenu, krzemu, molibdenu, baru i żelaza, mechanicznie przenoszonych z materiału okładziny czarnej i adhezyjnie przyłączanych do powierzchni tarczy kompozytowej. Budowa utworzonej tym sposobem warstwy powierzchniowej wskazuje też, iż występują w niej składniki z ochronnego pokrycia zbrojenia kompozytu i materiału osnowy, a także, że proces ścierania i zużycia odsłania nieliczne, duże cząstki pierwotnego krzemu występującego w materiale osnowy kompozytu.

Z analizy powyższych danych można wyciągnąć następujące wnioski:

1. Aluminiowe materiały kompozytowe cechują się porównywalnymi wartościami normalizowanej intensywności zużycia w porównaniu do materiałów żeliwnych. Świadczy to o zbliżonej odporności na zużycie tribologiczne kompozytów i żeliwa w danych warunkach eksperymentalnych (na tarczach z okładzin ciernych).
2. Stabilny przebieg zmian normalizowanej intensywności zużycia wraz z obciążeniem potwierdza jednorodny charakter mechanizmu zużycia zarówno materiałów żeliwnych jak i kompozytowych (na tarczach z okładzin ciernych).

3. Mniejszą normalizowaną intensywność zużycia w porównaniu z żeliwem, a co za tym idzie najwyższą odporność na zużycie tribologiczne (na papierze ściernym) wykazały kompozyty: F3N.20S LS oraz F3N.20S SQ (w stanie lanym i obrobionym cieplnie) co jednoznacznie potwierdza celowość stosowania zbrojenia aluminium w postaci cząsteczek węglik krzemu jako optymalnego materiału na tarcze hamulcowe. Powyższą konstatację potwierdza stabilność współczynnika tarcia i zużycia w podwyższonych temperaturach, stwierdzona w badaniach kompozytu F3S.20S.
4. Wartość współczynnika tarcia w parze ciernej "tarcza" kompozytowa/okładzina cierna jest równomierna i stabilna we wszystkich temperaturach pracy. Wszystkie testowane materiały spełniały wymagania odnośnie do dopuszczalnych wielkości współczynnika tarcia.
5. Przyspieszone zużycie "tarczy" kompozytowej zależy głównie od temperatury pracy pary ciernej. Z przeprowadzonego testu jednoznacznie wynika, że tarcze kompozytowe mogą bezpiecznie pracować do temperatury nie przekraczającej 300°C.
6. Porównywalne wartości odporności na zużycie (w teście do 300°C) wykazują materiały kompozytowe zbrojone SiC - F3S20S_{ac} GR, F3N.20S_{ac} LF, oraz kompozyt ALFA[®]_{ht} SQ. Ze względu na trudności z obróbką skrawaniem materiałów zawierających węglik krzemu, kompozyty ALFA[®] mogą się stać alternatywnym rozwiązaniem do zastosowania na tarczach hamulcowych.
7. Kompozyt ALFA[®]_{ht} SQ wykazują najlepsze parametry tribologiczne ze wszystkich badanych kompozytów w teście "na małych próbkach".
8. Na powierzchni tarczy po próbach hamowania tworzy się "film", w skład którego wchodzi pierwiastki należące do rodzimej warstwy wierzchniej kompozytu, w tym z ochronnego pokrycia zbrojenia jak też, przede wszystkim, pierwiastki przenoszone z materiału okładziny ciernej.
9. W celu ewentualnego zwiększenia wartości współczynnika tarcia należałoby opracować nowy skład materiału okładzin ciernych, przystosowany do współpracy z tarczą hamulcową wykonaną z materiału kompozytowego na podstawie stopu aluminium do każdego zbrojenia osobno.
10. Dla tarcz hamulcowych wykonywanych z kompozytów, w celu zwiększenia ich pojemności cieplnej, tam gdzie wystąpi taka konieczność, należy konstruować tarcze „przewymiarowane” o większych gabarytach. Dla lepszego chłodzenia i wypierania wody w tarczy hamulcowej wykonuje się po obwodzie powierzchni trącej szereg otworów (tzw. perforacja) oraz dla tarcz wentylowanych szereg kanałów chłodzących wewnątrz tarczy (pomiędzy pierścieniami roboczymi).

IV. PODSUMOWANIE

Intensywnie rozwijającą się grupę materiałów stanowią m.in. kompozyty o osnowie stopów aluminium, zawierające fazę zbrojącą w postaci cząsteczek SiC, Al₂O₃ lub popiołów lotnych. Jednym z obszarów ich przyszłych zastosowań w krajowym przemyśle motoryzacyjnym mogą być elementy ciernie układów hamulcowych.

Bardzo cenną zaletą badanych kompozytów jest prawie trzykrotnie niższa gęstość (rzędu 2,6 ÷ 2,8 g/cm³), w porównaniu do powszechnie stosowanego żeliwa (6,8 g/cm³), co może w znacznej mierze obniżyć masę mechanizmów ciernych wchodzących w skład układów przeniesienia mocy i układów hamulcowych. Również ich przewodność cieplna znacznie przewyższa przewodność tradycyjnych stosowanych materiałów.

Prezentowana praca miała spełnić zarówno zaplanowane cele naukowe, jak i stać się przyczynkiem do przyszłych zastosowań użytkowych.

Dążąc do uzyskania zaplanowanego zespołu właściwości materiałów kompozytowych należy odpowiednio dobrać parametry procesu wytwarzania oraz uwzględnić czynniki ekonomiczne.

Właściwości kompozytu mogą być projektowane i osiągane dla różnorodnych przeznaczeń, najczęściej drogą zmiany udziału objętościowego i orientacji fazy zbrojącej, również poprzez specjalny dobór powłok barierowych i ochronnych. W skojarzeniach ciernych zbrojenie pewnie osadzone w osnowie, charakteryzujące się wysoką tzw. zgodnością fizyko-chemiczną, nie ulega wyrywaniu, natomiast zużyciu ulega z reguły twardsza przeciwpróbka.

W celu uzyskania zaplanowanej odporności na zużycie ściernie do metalu należy wprowadzić odpowiednią ilość fazy zbrojącej, uwzględniając możliwości osiągnięcia wymaganego poziomu właściwości kompozytu oraz stopień zużycia przeciwpróbki.

Należy zaznaczyć, że w porównaniu do tradycyjnych materiałów monolitycznych, w metalowych materiałach kompozytowych zdecydowanie większą rolę odgrywają powierzchnie rozdziału poszczególnych faz/składników. Na kształtowanie właściwości końcowego wyrobu bezpośredni wpływ mają struktura i właściwości powierzchni rozdziału typu *faza zbrojąca - osnowa metalowa*, które w sposób bezpośredni są uzależnione od parametrów technologicznych wytwarzania i warunków eksploatacji.

Materiały węzłów hamulcowych (tarczy bądź bębna hamulcowego) pracują w warunkach intensywnego zużycia ciernego i związanej z tym podwyższonej temperatury.

Przeprowadzone badania trybologiczne potwierdziły tezę 1, że obecność fazy zbrojącej w osnowie metalowej tarczy hamulcowej determinuje wzrost jej odporności na zużycie.

Uzyskane wyniki badań odporności materiałów kompozytowych na szoki cieplne pokazały, jak bardzo wzrasta ich odporność na pojawienie się i propagację mikropęknięć pod wpływem cykli cieplnych oraz udowodniły słuszność tezy 2, iż zastosowanie kompozytu metalowego jako materiału na tarcze hamulcowe istotnie zwiększa jego odporność na szoki cieplne.

Z przeprowadzonych badań materiałów kompozytowych na osnowie stopu aluminium zbrojonych dyspersyjnie cząsteczkami SiC, mikrogranulkami sferycznymi Al₂O₃ oraz mikrosferami i mikrogranulkami popiołów lotnych z przeznaczeniem na

tarcze hamulcowe, wynikają następujące wnioski.

1. Przeprowadzone próby wytwarzania kompozytowych tarcz hamulcowych pozwalają na pozytywną ocenę możliwości opracowania w warunkach krajowych kompleksowej technologii ich otrzymywania. Potencjalnie optymalnym materiałem na tarcze hamulcowe mogą być stopy na bazie układu aluminium-krzem (siluminy), zbrojone dyspersyjnie cząsteczkami węgla krzemu (stop AlSi9Mg, zawierający ok. 20 obj. % fazy zbrojącej, oznaczony umownie jako F3S.20S) i cząsteczkami popiołu lotnego (kompozyt na bazie stopu AlSi12CuNiMg, oznaczony umownie jako ALFA[®]).
2. Badania szeregu właściwości analizowanych materiałów wykazały, że obecność fazy zbrojącej w stopie aluminiowym determinuje wzrost charakterystyk eksploatacyjnych zsyntetyzowanego kompozytu.
 - 2.1. Na podstawie wyników trzech niezależnych testów trybologicznych stwierdzono zdecydowany wzrost odporności na zużycie materiałów kompozytowych w porównaniu z dotychczas stosowanymi gatunkami żeliwa. W celu zamierzonej zmiany wartości współczynnika tarcia należałoby opracować nowy skład materiału okładzin ciernych, przystosowanych do współpracy z tarczą hamulcową wykonaną z konkretnego materiału kompozytowego.
 - 2.2. Zastosowanie metalowych materiałów kompozytowych jako zamienników żeliwa istotnie zwiększa ich odporność na szoki cieplne w warunkach zbliżonych do warunków eksploatacyjnych tarcz hamulcowych. Nieporównywalnie mniejszą odpornością na szoki cieplne charakteryzuje się żeliwo, dla którego pęknięcia wskutek zmiennych obciążeń temperaturowych występowały już po kilkuset cyklach cieplnych, natomiast badane materiały kompozytowe wykazały znacznie podwyższoną odporność na zmęczeniowe procesy cieplne, mierzoną tysiącami cykli, po których występowały pierwsze objawy mikropęknięć.
3. Badania rozkładu właściwości fizycznych i mechanicznych w strukturze kompozytów F3S.20S i ALFA[®] w połączeniu z wyznaczeniem charakterystyk strukturalnych potwierdziły dużą jednorodność rozkładu fazy zbrojącej w osnowie metalowej oraz brakiem jej aglomeratów w strukturze, co jest niezwykle istotne w aspekcie przydatności tarcz hamulcowych jako podzespołu węzła hamulcowego.
4. Po raz pierwszy w otwartej literaturze technicznej zgromadzono komplet danych o strukturze i właściwościach materiałów kompozytowych, mogących znaleźć potencjalne zastosowanie jako materiał tarcz hamulcowych nowej generacji o poziomie co najmniej dorównującym bądź wyższym od tradycyjnie stosowanych gatunków żeliwa i o znacznie, 2-3 - krotnie obniżonej gęstości.

V. LITERATURA

1. Roztocki A.M.; Historia starych samochodów. WKiŁ. 1988r.
2. Regulamin nr 13 Europejskiej Komisji Gospodarczej przy ONZ; Jednolite przepisy dotyczące homologacji pojazdów kategorii M, N i O w zakresie hamowania. Porozumienie dotyczące przyjęcia jednolitych przepisów technicznych dla pojazdów samochodowych, wyposażenia i części, które mogą być zamontowane i/lub użyte w pojazdach samochodowych i warunków dla wzajemnego uznawania homologacji i udzielonych na podstawie tych przepisów.
3. Leitner R.; Hamulce samochodów i motocykli. WKiŁ. 1996r. Tłumaczenie z niemieckiego K. Hawrylkiewicz. Wydawnictwo Komunikacji i Łączności. Warszawa. 1998. Dane oryginalne: „Der sichere Weg zur Meisterprüfung im Kfz-Handwerk Pkw-Bremsen, Krad-Bremsen - 1. Auflage - 1996. Technische Akademie des Kraftfahrzeuggewerbes (TAK) Vogel Buchverlag.
4. Wrzesiński T.; Teoria samochodu. Hamowanie pojazdów samochodowych. WKiŁ. Warszawa. 1978.
5. Reński A.; Budowa samochodów. Układy hamulcowe i kierownicze oraz zawieszenia. WPW. Warszawa. 1997.
6. Studziński K.; Teoria, konstrukcja i obliczanie samochodu. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 1973.
7. WT/054/PIMOT/93 Tarcze hamulcowe pojazdów samochodowych. Wymagania w zakresie bezpieczeństwa.
8. Górny Z., Sobczak J.; Metal Matrix Composites Fabricated by the Squeeze Casting Process. Transactions of the Foundry Research Institute, 1995, vol. XLV, No.42, 99 pp.
9. Górny Z., Sobczak N.; Metalowe materiały kompozytowe. Aktualny stan i perspektywy zastosowania. Materiały I Polskiej Konferencji "Metalowe Materiały Kompozytowe", Kraków, IOd-STOP, 22-23.X.1992.
10. Schuster D.M., Skibo M.D.; Hoover W.R. Production of an Aluminum Composite material. Light Metal Age, 1989, vol.47, No.47, p.15.
11. Drennan J., Xia K., Couper M.J.; Interfacial Reaction in COMRAL-85 Metal Matrix Composite Materials, Conference Proceedings, Wollongong, Australia, February 15-19, p.1015.
12. Sobczak J., Sobczak N.; Prasowanie w stanie ciekłym (squeeze casting) - uniwersalny sposób wytwarzania układów heterogenicznych. Materiały Konferencji "Nowoczesne Technologie Stosowane w Odlewnictwie Metali", Kraków, IOd, marzec, ref.17.
13. Lloyd D.J.; Particle Reinforced Aluminum and Magnesium Matrix Composites. International Materials Reviews, 1994, vol.39, No.1, p.1.
14. Cornie J.A. Moon H.K.; Flemings M.C.; A Review of Semi-Solid Slurry Processing of Al-Matrix Composites. Proceedings of International Conference on Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites, Montreal, Quebec, Canada, 1990.
15. Rohatgi P., Sobczak J., Sobczak N.; Centrifugal Casting of Lead Free Copper Graphite Alloys. 100th American Foundrymen's Society Casting Congress and CastExpo, April 20-23, 1996, Paper No.96-190.
16. Wojciechowski A.; Referat pt. Współczesne tendencje zastosowań nowoczesnych materiałów w produkcji elementów pojazdów. Seminarium "Innowacyjne technologie w polskim przemyśle samochodowym" Warszawa, ITS, 11.01.1999r.
17. Sobczak J.; Metalowe materiały kompozytowe. Stan aktualny i perspektywy rozwoju w świetle polityki naukowej, technologii i praktyki przemysłowej Stanów Zjednoczonych. Wydawnictwo Instytutu Odlewnictwa, Kraków, 1996, 68 s.
18. Arnold S.A.; Techno-Economic Issues in the Selection of Auto Materials, Journal of Metals, June 1993, pp.12-15.
19. Hoover W.R.; The Fabrication of Aluminum Composite Parts: The Key to Commercial Success, SAMPE conference publication, date unknown but recent, 8 pages.
20. Allison J.E. and Cole G.S.; Metal-Matrix Composites in the Automotive Industry: Opportunities and Challenges, Journal of Metals, January 1993, pp.19-24.
21. Bogнар J.; Ekonomische Voraussetzungen für ein langfristig gesichertes Wachstum der Magnesiumanwendung im Automobilbau, 1994, Giesserei-Praxis, No.23/24, s.550-556.
22. Sobczak J.; Przyczynki do prognozowania rozwoju metalowych materiałów kompozytowych w przemyśle samochodowym. Kraków 1999r.
23. Materiały źródłowe Amerykańskiego Stowarzyszenia Odlewników AFS, Des Plaines, 1996/97.
24. <http://www.lanxide.com>

25. <http://www.its.org.pl> - „Zespół K” Instytut Transportu Samochodowego. Założenia wstępne dot. motywów powołania w dn. 29.04.1998r. ‘Zespołu K’ pod patronatem Instytutu Transportu Samochodowego w Warszawie, d/s „Zastosowań nowoczesnych materiałów kompozytowych i lekkich w przemyśle środków transportu”.
26. Loughbrough R.; Silicon Carbide-Market Grinds to Recovery. *Industrial Minerals*, November 1994, pp.47-55.
27. Materials Research Agenda for the Automotive and Aircraft Industries, National Materials Advisory Board, NMAB-468, National Academy Press: Washington, D.C., 1993, 72 pages.
28. Niskanen P.; The Commercial Production of MMC Components. Proceedings of the 94th Annual Conference "Management of Foundries in a Changing Environment" Castcon'97, 26-27th June 1997, Stratford-upon-Avon, pp.117-128
29. Fenter F.W.; A Detailed Technology Roadmap for Composite Materials", Aerospace Industries Association of America, inc., May 1989, pp. 35-47.
30. Koyama A.; Compatibility Between Fibers and Matrices, Development of High Performance Intermediate Materials Manufacturing Technology, Development of Molding Technology, translated into English "Continuous Fiber Reinforced Metal-Matrix Composite Material" in JPRS-JST-90-041, 19 September 1990, pp.1-28.
31. Mortensen A., and Koczek M.J.; The Status of Metal-Matrix Composite Research and Development in Japan, *Journal of Metals*, March 1993, pp. 10-18.
32. Fukunaga H.; Exploration of New Application of MMCs Manufactured by Squeeze Casting Process. Proceedings of the Ninth International Conference on Composite Materials, edit. By A.Miravete, Woodhead Publishing Ltd., Madrid, Spain, July 1993, pp.1355-1362.
33. Noguci M.; Present and Future of Composite Materials for Automotive Application in Japan. Proceedings of the Ninth International Conference on Composite Materials, edit. By A.Miravete, Woodhead Publishing Ltd., Madrid, Spain, July 1993, pp. 1119-1125.
34. Sater J.M.; Federal Materials R&D: A Metal Matrix Composites Overview. Proceedings of the 4th International Conference on Aluminum Alloys, Atlanta, GA, September 11-16, 1994, 40 pages.
35. Materials Industrial Strategy in a Global Economy: Is U.S. Survival at Stake? Action Agenda, 12th Biennial Conference on National Materials Policy, Federation of Materials Societies, Williamsburg, V.A., June 8-11, 1992, 13 pages.
36. Hunt W.H., Jr., Osman T.M., and Lewandowski J.J.; Micro- and Macrostructural Factors in DRA Fracture Resistance, *Journal of Metals*, January 1993, pp. 30-35.
37. Tybulczuk J.; Instrumenty ekonomiczno-finansowe wspierające rozwój i wdrożenie innowacji technologicznych. *Biuletyn Instytutu Odlewnictwa*, 1/99, s. 31-34.
38. BS Traction Control and Brake Components. SAE International SP-815. Published by: Society of Automotive Engineers, Inc. 400 Commonwealth Drive, Warrendale, PA 15096-0001, February 1990.
Część 900847. H. Metzler. The Brake Rotor - Friction Partner of Brake Linings. Schwäbische Hüttenwerke GmbH. Werk Ludwigstal
39. Myszkowski S.; *Miesięcznik Auto-Moto Servis*; nr 3/99 "Uszkodzenia tarcz hamulcowych" s. 5-16.
40. PN-91/M-04301 Tribologia. Terminologia podstawowa, 1991.
41. Solski P Ziemia S.; *Zagadnienia zużycia elementów maszyn spowodowanego tarcieniem*, PWN, Warszawa, 1969.
42. Hebda M. Wahal A.; *Trybologia*, WNT, Warszawa, 1980.
43. Senatorski J.; *Empiryczna ocena materiałów na ślizgowe węzły trące. Rozprawa habilitacyjna*, Instytut Mechaniki Precyzyjnej, Warszawa, 1994.
44. Burakowski T. Wierzchoń T.; *Inżynieria powierzchni metali*, WNT Warszawa 1995
45. Zwierzycki W.; *Problemy prognozowania trwałości par ślizgowych*. *Tribologia 2-1996*; s. 149-171.
46. Sloter L.; Joint Service Joint Directors of Laboratories (JDL) Technology Panel for Advanced Materials (TPAM), in The Plenary Session of the 18th Annual Conference on Composites, Materials, and Structures, Cocoa Beach, FL, NASA CP-10137, 1994, pp.17-44.
47. Sobczak J., Sobczak N.; Zastosowanie prasowania w stanie ciekłym do wytwarzania kompozytów metalowych, *Przegląd Odlewnictwa*, Nr 2, 1996, s. 31-37 .
48. Sobczak N.; *Nowe kierunki badań w zakresie opracowania podstaw wytwarzania materiałów kompozytowych metodami odlewniczymi (rękopis)*.

49. Braszczyński J., Tomczyński S., Mitko M., Konopka Z., Zyska A.; Odlewane kompozyty metalowe, Mat. konferencyjne, Konferencja "Kompozyty , 97", 1997, s. 85-91.
50. Jackowski J., Szweycer M., Grabian J.; Badania nad wytwarzaniem odlewanych kompozytów metalowych prowadzone w latach 1991-1997 w Zakładzie Odlewnictwa Politechniki Poznańskiej, Ma. konf. "Kompozyty '97", 1997, s. 49-58.
51. Braszczyńska K., Bochenek A.; Właściwości trybo logiczne kompozytów na bazie miedzi umacnianych cząstkami SiC, Inżynieria Materiałowa, 1997, nr 1, s. 21-26.
52. Otori K., Watanabe H., Takeuchi Y.; Silicon carbide whisker reinforced aluminium .composites-fabrication and properties, Materials Science and Technology, Vol. 3, 1987, s. 57-59.
53. Olszówka-Myalska A.; Węglík aluminium jako destrukcyjny element struktury powierzchni rozdziału w kompozytach z osnową aluminiową. III Seminarium Kompozyty 98, Częstochowa Konferencje 30, 1998, s. 115-123.
54. Bridenbaugh P.R.; Commercial Transportation: The Next, Best Engine for Advanced Materials Systems, ASM News, April 1993, pp.4-5.
55. Niepublikowane materiały źródłowe AFS, Des Plaines, 1998 (dzięki uprzejmości p. D. Kanicky'ego).
56. Sobczak J, A. Wojciechowski; Tendencje rozwojowe metalowych materiałów kompozytowych w budowie samochodu, Forum Techniczne „Nowoczesne materiały i technologie w przemyśle samochodowym - nadzieje i oczekiwania” Instytut Transportu Samochodowego, 30.06.1999r.
57. Preferowane kierunki badań naukowych i prac rozwojowych dla zwiększenia innowacyjności polskiej gospodarki. Materiały KBN, 1996r.
58. Sobczak J.; Metalowe materiały kompozytowe na bazie stopów aluminium (wybrane aspekty zastosowania w środkach transportu). Journal of KONES Internal Combustion Engines, Vol. 1, No.1, Proceedings of 20th International Conference on Internal Combustion Engines, September 7 - 10, 1994, Warsaw - Lublin, pp. 580 - 598 (part 2).
59. Aeronautics Materials and Manufacturing Technologies Working Group Charter, Draft Charter, 1994.
60. Bader M.G., and Koczak M.J.; Materials Critical Research Directions in Metal-Matrix Composites, ESNIB 91-03, pp.18-24.
61. Sater J.M., and Rigdon M.A.; Workshop on Continuous Fiber-Reinforced Aluminum Composites, IDA Document D-1406, August 1993, 502 pages.
62. Mortensen A., Cornie J.A., and Flemings M.C.; Solidification Processing of Metal-Matrix Composites , Journal of Metals, February 1988, pp.12-19.
63. Sobczak J., Rabczak K.; Squeeze-Infiltration Processing of Reinforced Aluminum", Transaction of the Foundry Research Institute, 1996 (be published).
64. Larsen J.M., Russ S.M., and Jones J.W.; Possibilities and Pitfalls in Aerospace Applications of Titanium Matrix Composites, NATO AGARD Conference on Characterization of Fibre Reinforced Titanium Metal Matrix Composites, Bordeaux, France, September 1993, 21 pages.
65. Larsen. J.M., Revelos W.C., and Gambone M.L.; An Overview of Potential Titanium Aluminide Composites in Aerospace Applications, MRS Symposium Proceedings, Vol.273, pp.3-16.
66. Critical Technology Assessment of the U.S. Advanced Composites Industry, Department of Commerce, Bureau of Export Administration, Report PB93-192391, December 1993, 152 pages.
67. Hoover W.R.; The Fabrication of Aluminum Composite Parts: The Key to Commercial Success, SAMPE conference publication, date unknown but recent, 8 pages.
68. Hoover W.R.; The Commercialization of Aluminum Composites Technical Challenges and Commercial Realities, Advanced Composites '93 Conference Proceedings, Wollongong, Australia, February 1993, 5 pages.
69. Brown M. et al.; Technology Base Enhancement Program Metal Matrix Composites, The North American Defense Industrial Base Organization, August 1993, 211 pages.
70. Bryant R.W.; Metal Matrix Composites in the 1990s & Beyond - A Market Overview, in High Performance Composites for the 1990's, Das S.K., Ballard C.P., and Marikar F., eds., The Minerals, Metals and Materials Society: Warrendale, PA 1991, pp.487-530.
71. Mc Donough W.J.; Advanced Materials, Annual Report, U.S. Department of the Interior, Bureau of Mines, February 1994, 57 pages.
72. Think Commercial - In the Right Market, Editorial, Washington Technology, July 15, 1993.
73. Yoshiaki K.; Applications of metal matrix composites to automotive parts. Referat przedstawiciela Toyota Motor Corporation.

74. Sobczak J.; Sobczak N.; Roghatgi P.; Sławiński Z.; Wykorzystanie materiałów odpadowych w otrzymywaniu kompozytów metalowych. IV Konferencja - Zjawiska Powierzchniowe w Procesach Odlewniczych, Poznań-Kołoźbrzeg, 1998, s. 225-236.
75. Sobczak J.; Metalowe materiały kompozytowe. Stan aktualny i perspektywy rozwoju. Seminarium "Kompozyty", Częstochowa, 1996, s. 23-64.
76. Górny Zb., Sobczak J.; Metal Matrix Composites Fabricated by the Squeeze Casting Process. Transaction of the Foundry Research Institute, 1995, vol.XLV, No.42, Special Issue, 99 pp.
77. Evans A.G.; The Mechanical Properties of Fiber-Reinforced Ceramic, Metal and Intermetallic Matrix Composites, in High Performance Composites for the 1990's, ed. Das S.K., Ballad C.P., and Maricar F. The Minerals, Metals & Materials Society: Warrendale, PA, 1991, pp.1-29.
78. Ochiai S.; Fracture Mechanical Approach to Metal-Matrix Composites, in "Application of Fracture Mechanics to Composite Materials", ed. Friedrich K., Elsevier Science Publishers B.V.: Amsterdam, The Netherlands, 1989, pp.491-545.
79. Briggs A.; Ceramic Fiber Composites Under the Acoustic Microscope, Advanced Materials & Processes, July 1994, pp.26-29.
80. DeKock J.A. and Chang Y.A.; The Stability of Interfaces in High-Temperature Metal-Matrix Composites, Journal of Metals, March 1993, pp.21-23.
81. Doychak J.; Metal- and Intermetallic-Matrix Composites for Aerospace Propulsion and Power Systems, Journal of Metals, June 1992, pp.46-51.
82. Dumant X.; Kennerknecht S.; and Tombari T.; Investment Casting Metal-Matrix Composites, Composites in Manufacturing, 7 (2), 1991, pp.4-5.
83. Hunt M.; Aluminum Composites Come of Age", Materials Engineering, January 1989, pp.37-40.
84. Lin R.Y.; Composite Interfacial Reactions, Journal of Metals, March 1993, p.20
85. Partridge P.G. and Ward-Close C.M.; Processing of advanced continuous fibre composites: Current practice and potential developments, International Materials Reviews, 38 (1), 1993, pp.2-23.
86. Rohatgi P.; Advances in Cast MMCs, Advanced Materials & Processes, February 1990, pp.39-44.
87. Ronald T.M.; Advanced Materials to Fly High in NASP, Advanced Materials & Processes, May 1989, pp.29-37.
88. Saravanos D.A.; Chamis C.C.; and Morel M.; Concurrent Tailoring of Fabrication Process and Interphase Layer To Reduce Residual Stresses in Metal-Matrix Composites, SAMPE Quarterly, July 1991, pp.36-44.
89. Soni K.K. et al.; Iron Microprobe Investigation of Interfacial Phenomena in Composite, Journal of Metals, March 1993, pp.29-33.
90. Warrior S.G. and Lin R.Y.; Using Rapid Infrared Forming to Control Interfaces in Titanium-Matrix Composites, Journal of Metals, March 1993, pp. 24-28.
91. Sobczak N.; Rohatgi P.; Sobczak J.; Książek M., Radziwiłł W.; Study of Reactive Wetting Behaviour of Copper Alloys Containing Active Elements in Contact with Porous Graphite Substrate. Proceedings of 32 Annual Meeting of SAE, New Orleans, LA, 30.X - 4.XI. 1995.
92. Sobczak N.; Sobczak J.; Książek M.; Radziwiłł W.; Stability of Coating Based on Boron Nitride in Contact with Liquid Aluminum and Copper Alloys. Proceedings of Annual Meeting of American Vacuum Society "Surface, Interfaces and Thin Films", May 25, 1995, University of Wisconsin - Milwaukee.
93. Baghat R.B.; The Composites Fracture Symposium, Journal of Metals, May 1994, p. 48.
94. Saff C.R.; Harmon D.M. and Johnson W.S.; Damage Initiation and Growth in Fiber-Reinforced MMCs, Journal of Metals, November 1988, pp. 58-63.
95. Rack H.J. and Ratnaparhi P.; Damage Tolerance in Discontinuously Reinforced Metal-Matrix Composites, Journal of Metals, November 1988, pp. 55-57.
96. Abkowitz A. and Weinrauch P.; Trimming the Cost of MMCs, Advanced Materials & Processes, July 1989, pp.31-34.
97. Advanced Materials Partnerships, SOL RA94-30 in Commerce Business Daily, ARPA, A Research and Development, April 14, 1994.
98. Advanced Materials and Processing: The Fiscal Year 1994 Federal Program, Committee on Industry and Technology, Federal Coordinating Council for Science, Engineering and Technology, Office of Science and Technology Policy, July 1993, 52 pages.

99. Advanced Materials and Processing: The Fiscal Year 1993 Program, Committee on Industry and Technology, Federal Coordinating Council for Science, Engineering and Technology, Office of Science and Technology Policy, 1992, 211 pages.
100. Agile Manufacturing Pilot Programs, SOL BAA94-31 in Commerce Business Daily, ARPA, A Research and Development, May 6, 1994.
101. Alternate Materials Reduce Weight in Automobiles, Advanced Materials & Processes, June 1993, pp.20-26.
102. Ashby M.F.; Overview No.106, Criteria for Selecting the Components of Composites, Acta Metallurgica Mater., 41 (5), Pergamon Press, Ltd.: Great Britain, 1993, pp.1313-1335.
103. Baum M. Advanced Technology Program Announces Five Major Technology Areas for Long-Range, Focused Support, Press Release, NIST 94-16, April 25, 1994.
104. Bhakta P.N.H., Recent Technology and Trends in Automotive Recycling, Journal of Metals, February 1994, pp.36-39.
105. Broad Agency Announcement: Part 1 of 3, (Land Vehicles) SOL DAAEO794QBAA4 in Commerce Business Daily, Army TACOM, A Research and Development, April 14, 1994.
106. Chernock W.P. U.S Department of Energy Views, briefing charts, Autofact'92, Detroit, Michigan, November 8-12, 1992.
107. Clinton W.J. Establishment of the National Science and Technology Council", Executive Order 12881 of November 23, 1993, Federal Register, 58 (228), pp.82481-82482.
108. Clinton W.J. President's Committee of Advisor on Science and Technology, Executive Order 12882 of November 23, 1993, Federal Register, 58 (226), pp.82483-82484.
109. Clinton W.J., and Gore A., Technology for America's Economic Growth, a New Direction to Build Economic Strength:, February 22, 1993, 36 pages.
110. Commercialization of New Materials for a Global Economy, National Materials Advisory Board, NMAB-465, National Academy Press: Washington, D.C., 1993, 60 pages.
111. Cross-Disciplinary Materials Research Program. SOL RA94-36 in Commerce Business Daily, ARPA, A Research and Development, May 13, 1994.
112. Delannay F., Froyen L., Deruttere A.; Review. The Wetting of Solids by Molten Metals and its Relation to the Preparation of Metal-Matrix Composites. Journal of Materials Science, No.22, 1987, pp.1-16.
113. Diffenbach J.R., and A.E.Mascarin.; Body-in.White Material Systems: A Life-Cycle Cost Comparison, Journal of Metals, June 1993, pp. 16-19.
114. DoD Key Technologies Plan, Director of Defense Research and Engineering, July 1992, 221 pages.
115. Electric and hybrid Vehicle Technology, SOL RA 94-24 in Commerce Business Daily, ARPA, A Research and Development, May 3, 1994.
116. Fishman S.G.; Advances in Cast Metal Composites, Journal of Metals, November 1988, pp. 8-9.
117. Geiger A.L. and Jackson.; Low Expansion MMCs Boost Avionics, Advanced Materials & Processes, July 1989, pp. 23-30.
118. General Position Paper on Designing for the Environment, American Society of Mechanical Engineerings, February 1994, 5 pages.
119. Gilman P.S.; The Spray Deposition of Metals and Composites, Journal of Metals, July 1993, pp.41.
120. Good M.J.; The Civilian Industrial Technology Committee, Draft Charter, 1994.
121. Górny Zb., Sobczak J.; Kompozyty metalowe wytwarzane metod¹ prasowania w stanie ciek³ym / Metal Matrix Composites Produced by Squeeze Casting. International Committee of Foundry Technical Associations, Commision 8.1. Cast Composites, Edited by Józef S.Suchy, 1995, pp. 39-44.
122. Górny Zb., Sobczak J.; The Role of Pressure in Casting Processes, Monograph Silver Jubilee Year the IIF-India, August, 1993.
123. Harrigan W.C., Jr.; Fatigue Testing Welded Joints for P/M Al-Matrix Composites, Journal of Metals, July 1994, p. 52.
124. Hathaway R.M., Rohatgi P.K., Sobczak J., Sobczak N.; The Status of Cast Aluminum Matrix Composites in the U.S.A. Proceedings of the International Conference "Cast Composites'95", Zakopane, 18-20.X.1995.
125. Hench L.L.; From Concept to Commerce: The Challenge of technology Transfer in Materials, MRS Bulletin, August 1990, pp. 49-53.

126. Hunt M.; Challenge the Limits With High Temperature Composites, *Materials Engineering*, October 1990, pp. 25-28.
127. Hunt M. Beyond Magic: Consistent Cast Components", *Materials Engineering*, January 1991, pp.21-24.
128. Irving R.R.; Metal-Matrix Composites Pose a Big Challenge to Conventional Alloy, *Iron Age*, January 12, 1983.
129. Kennedy D.O.; SiC Particles Beef Up Investment-Cast Aluminum, *Advanced Materials & Processes*, June 1991, pp.42-46.
130. Koczak M. J. and M. K. Premkumar.; Emerging Technologies for the In-Situ Production of MMCs, *Journal of Metals*, January 1993, pp. 44-48.
131. Krishnadev M.R. et al.; The Structure and Properties of Magnesium-Matrix Composites, *Journal of Metals*, August 1993, pp. 52-54.
132. Larsen. J.M., et al.; Titanium Aluminides for Aerospace Applications, in "High Temperature Aluminides and Intermetallics", Whang S.H., et al, eds., *The Minerals, Metals & and Materials Society: Warrendale, PA*, 1990, pp. 521-556.
133. Lundy D.; Metal-Matrix Composites May Be Key to More Efficient Automobiles, *Industry, Trade and Technology Review*, May 1993, pp. 1-4.
134. Market Survey of Generator Composite Materials Components, in *Commerce Business Daily*, U.S. Army Communications-Electronics Command, a Research and Development Potential Soures Sought, May 5, 1994.
135. Martin C.; Technology Commercialization - A Case Study, *Ceramic Bullet.*, 71 (3), 1992, pp.333-337.
136. Matyja H.; Mechaniczne wytwarzanie stopów o strukturze amorficznej i nanokrystalicznej. *Materiały Konferencji Naukowej na Temat Projektów Badawczych z Zakresu Badań Materiałowych*, Kraków, wrzesień'95, s.101-106.
137. Mc Kimpson M.G., Pohlenz E.L. and Thompson S.R.; Evaluating the Mechanical Properties of Commercial DRA, *Journal of Metals*, January 1993, pp. 26-29.
138. Metal-Matrix Composites Industry Association Meeting, (compilation of various statements by materials associations such as USACA, SACMA, etc. and people), January 1993.
139. Moris-Orengo F.A. *Advanced Materials: Industry Structure and Economic Issues in the 1990s*, CRS Report for Congress 93-824 E, *The Library of Congress*, September 15, 1993.
140. Mortensen A., Michaud V. J. and Flemings M. C.; Pressure-Infiltration Processing of Reinforced Aluminum, *Journal of Metals*, January 1993, pp. 36-43.
141. Nayborodenko Y.S., Lavrenchuk G.V., Filatov V.M.; Samorasprostraniayushchiysa vysokotemperaturnyy sintez aluminidov. *Poroshkovaya Metallurgiya*, No.12, 1982, s. 4-8.
142. Noaker P.M.; Need to Lose Weight? *Manufacturing Engineering*, September 1993, pp. 73-76.
143. Owen J.V.; Assessing New Technologies, *Manufacturing Engineering*, June 1989, pp. 69-73.
144. Pampuch R.; Mikromechanizm samorozwijającej się syntezy wysokotemperaturowej, *Inżynieria Materiałowa*, Nr 13, 1992, s. 29-32.
145. Pampuch R.; Tworzywa nowoczesnej ceramiki konstrukcyjnej o zwiększonej odporności na pękanie. *Materiały Konferencji Naukowej na Temat Projektów Badawczych z Zakresu Badań Materiałowych*, Kraków, wrzesień'95, s. 5-18.
146. Persh J.; The Department of Defense Materials and Structures Science and Technology Programs, in *The Plenary Session of the 18th Annual Conference on Composites, Materials, and Structures*, Cocoa Beach, FL, NASA CP-10137, 1994, pp. 1-16.
147. Press Release, *The White House*, Office of the Press Secretary, February 22, 1993, 3 pages.
148. Ray S. B., and Yun D.I.; Squeeze-Cast Al₂O₃/Al Ceramic-Metal Composites, *Ceramic Bulletin*, 70 (2) 1991, pp. 195-197.
149. Rohatgi P., Górny Z., Sobczak J., Sobczak N.; Influence of Squeeze Pressure of AlSi9Zn3Cu3Fe1MnMg (52K) Aluminum Alloy-Flyash Composites. *Transactions of the Foundry Research Institute*, 1993, vol. XLIII, No. 3/93, p. 143-157.
150. Rohatgi P., Sobczak J., Asthana R., Kim J.K.; Modeling of Two-phase Slurries to Fabricate High Quality Composite Using Vortex Technique. *Proceedings of Second International Conference on Composites Engineering*, New Orleans, LA, August 21-24, 1995, p. 631-632.
151. Rohatgi P.K., Sobczak J., Asthana R., Kim J.K.; Mixing Quality Modeling of Rotating Two-phase Slurries for Composite Fabrication Using the Vortex Method. *Proceedings of the International Conference "Cast Composites'95"*, Zakopane, 18-20.X.1995.

152. Rohatgi P.K., Sobczak J., Sobczak N., Karamara A., Dybczak S.; Structure and Properties of Squeeze Cast Aluminum Alloy-Flyash Composites. Proceedings of Second International Conference on Composites Engineering, New Orleans, LA, August 21-24, 1995, p. 689-690.
153. Rosen R. and Williams L.J.; The Rebirth of Supersonic Transport, Technology Review, February/March 1993, pp. 22-29.
154. Sampath S., and Herman H.; Plasma Spray Forming Metals, Intermetallics, and Composites, Journal of Metals, July 1993, pp. 42-49.
155. Sater J.M.; Advanced Metal Matrix Composites for the DoD - Quality vs Cost or "If you build it, they will come, IDA Networking, V (2), Fall 1990, pp. 1-5.
156. Schuster D.M. et al.; The Recycling and Reclamation of Metal-Matrix Composites, Journal of Metals, May 1993, pp. 26-30.
157. Schwartz D.M.; Over hill, over dale, on a bicycle built for ... goo, The Smithsonian, June 1994, pp. 75-86.
158. Schwartz L.; Subcommittee on Materials Technology (MatTec) NSTC Civilian Industrial Technology Committee (CITC), Draft Charter, 1994.
159. Science Technology, and the Federal Government - National Goals for a New Era, Committee on Science, Engineering, and Public Policy, National Academy of Sciences, National Academy of Engineering, and Institute of Medicine, National Academy Press: Washington, D.C., 1993, 54 pages.
160. Sheppard L. M.; Challenges Continue for U.S. Advanced Ceramics, Ceramic Industry, May 1994, pp. 36-39.
161. Slotter L.; Joint Service Joint Directors of Laboratories (JDL) Technology Panel for Advanced Materials (TPAM), in The Plenary Session of the 18th Annual Conference on Composites, Materials, and Structures, Cocoa Beach, FL, NASA CP-10137, 1994, pp. 17-44.
162. Sobczak J.; Stopy aluminium jako osnowa metalowych materiałów kompozytowych, Materiały XVI Sesji Naukowej Okrętowców, Stocznia Szczecińska S.A. - T.O.P. KORAB - Politechnika Szczecińska - WSM-Szczecin, Szczecin - Dziwnówek, 30.V.-1.VI.1994, cz. III, s. 135-149,
163. Sobczak J.; Teoretyczne i praktyczne podstawy procesu prasowania w stanie ciekłym (squeeze casting) metali nieżelaznych. Prace Instytutu Odlewnictwa (Zeszyt Specjalny), 1993, Rok XLIII, Nr 41, 310 s.
164. Sobczak J., Dybczak S., Piech K. Sobczak N.; Squeeze Cast Composite Pistons. Transaction of the Foundry Research Institute, 2001 (rękopis artykułu w opracowaniu).
165. Sobczak J., Sobczak N.; Zastosowanie prasowania w stanie ciekłym do wytwarzania kompozytów metalowych, Przegląd Odlewnictwa, 1996, Nr 2, s. 31-37.
166. Sobczak N.; Nowe kierunki badań w zakresie opracowania podstaw wytwarzania materiałów kompozytowych metodami odlewniczymi (rękopis artykułu w opracowaniu).
167. Sobczak N.; Odlewane materiały kompozytowe układu aluminium-grafit, Przegląd Odlewnictwa, t. 39, 1989, Nr 3, s. 9-12.
168. Sobczak N., Sobczak J., Karamara A., Dybczak S.; Squeeze Casting of Non-ferrous Metal Matrix Composites Reinforced with Carbon Felt. Proceedings of the International Conference "Cast Composites'95", Zakopane, 18-20.X.1995.
169. Technical Spotlight, Rapid-solidification processing improves MMC properties, Advanced Materials & Processes, November 1990, pp. 71-73.
170. The Militarily Critical Technologies List, Office of the Under Secretary of Defense for Acquisition, Department of Defense, October 1992.
171. The Status of Emerging Technologies: An Economic/Technological Assessment to the Year 2000, National Bureau of Standards: Washington, D.C., NBSIR 87-3671, November 1987.
172. TSM enters auto industry, Ceramic Industry, April 1994, p. 23.
173. Wilcox B.; Technology Reinvestment Project Overview, in Plenary Session of the 18th Annual Conference on Composites, Materials, and Structures, Cocoa Beach, FL, NASA CP-10137, 1994, pp. 65-86.
174. Wilson R. D.; NASA program to advance industry technologies, Ceramic Industry, May 1994, p.20.
175. Wood G. M.; Partnership for A New Generation of Vehicles, Briefing Charts, ORNL, April 1994.
176. <http://www.endurobrake.com>
177. <http://www.bricad.com>
178. <http://www.automotoserwis.com.pl>; Auto-Moto Servis; nr 10/2000 "Skuteczne hamowanie i amortyzacja".

179. Pytel A., Sękowski K.; Perlityczne żeliwo z grafitem wermikularnym. Biuletyn Instytutu Odlewnictwa nr 1/2000, Kraków.
180. Podrzucki Cz., Wojtysiak A.: „Żeliwo plastyczne niestopowe” Cz. 2 Wyd. AGH, Kraków 1988.
181. Riposan I.; Sofroni L.; Sthalerwerkstoffe aus Hochofeneisen mit Verniculargraphit. Gesserei Praxis 1997, nr 19, s. 289.
182. Palmer P. V.; Future of cast metal. Foundry Trade Journal. 1981, nr 3223, s. 574.
183. Röhrig K.; Niedriglegierte graphitische Gusseisenwerkstoffe-GG, GGv und GGG-Eigenschaften und Anwendung. Konstituieren + Giessen. 1987, nr 1239, s. 42.
184. Borisov G.; Osajlenko G.; Semenczenko A.; Zagadnienia powstawania porowatości gazowej w odlewach ze stopów aluminiowych. Przegląd Odlewnictwa 3/95. s. 100-101.
185. Gubcenco A.; Obrazowanie gazowej poristosti w otlivkach iz aluminiewo-kremieniewych splawow. Woprosy technologii litejnogo proizvodstva. Trudy MATI, выпуск 49, Oborongiz 1961, s. 120-136.
186. Sobczak J., Sobczak N., Purgert R. M., Rohatgi P. K.; New Alfa Composites (Aluminum Alloys and Fly Ash): Fly Ash Waste Material for the Synthesis of Light Weight Low Cost Aluminum Matrix Composites. Proceedings of Seventeenth International Pittsburgh Coal Conference, Pittsburgh, Pennsylvania, USA, September 11-14, 2000, pp. 1-14.
187. PN-91/H-04310 Próba statyczna rozciągania metali.
188. PN-91/H-04350 Pomiar twardości metali sposobem Brinella.
189. PN-91/H-04355 Pomiar twardości metali sposobem Rockwella. Skale A, B, C, D, E., F, G, H, K.
190. PN-91/H-04360 Pomiar twardości metali sposobem Vickersa od HV0,2 do HV100.
191. PN-93/H-04357 Stal i Staliwo. Tablice porównawcze twardości określonej sposobem Rockwella, Vickersa, Brinella, Shore'a i wytrzymałości na rozciąganie.
192. Staub F., Adamczyk J., Cieślak Ł., Gubała J., Maciejny A.; Metaloznawstwo. Wyd. "Śląsk". Katowice, 1979.
193. Wojciechowski A., Sobczak J., Rudnik D., Pietrzak K., Nowak A., Stachańczyk J.; Nowa generacja tarcz hamulcowych z materiałów kompozytowych. IV Seminarium Kompozyty 2000. Teoria i praktyka. Częstochowa 2000. s. 180-190.
194. Ryś J.; Stereologia materiałów. FOTOBIT-DESIGN, Kraków 1995.
195. Dobrzański L. A. ; Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach. WNT, Warszawa, 1998r.
196. Zyska A.; Braszczyńska K.; Wpływ warstwy SiO₂ pokrywającej cząsteczki SiC na strukturę kompozytów AlMg₅-SiC. Krzepnięcie metali i stopów. 20/42. PAN Katowice, 2000r.
197. Patterson W.G., Taya M.; in Proceedings of International Conference on Composite Materials (ICCM-V), TMS of AIME (1985), s. 53.
198. Hennig W., Meltzer C., Mielke S.; Keramische Gradientenwerkstoffe für Komponenten in Verbrennungsmotoren. Metall., Hf.5, J.46 (1992), s. 436-439.
199. Sobczak J.; Transactions of Foundry Research Institute (Special Issue), Krakow, 415 (1993), s. 300.
200. Ledbetter H. M., Austin M.W.; Mater. Sci. Eng., 89 (1987), s. 53.
201. Nakanishi M., Nishida Y., Matsubara H., Yamada M., Tozawa Y.; Journal of Materials Science Letters, nr. 9 (1990), s. 470.
202. Buschmann R., Elstner I. und Hegeler H.; DIDIER-WERKE AG, Wiesbaden ,S. Mielke und N. Seitz - KOLBENSCHMIDT AG, Neckarslurm BMFT-Verbundprojekt 03 M. 1039 „Faserverstärkte Metalle mit eingebundener keramischer Deckschicht“, seite 1685÷1707
203. Pytel A., Sękowski K.; Perlityczne żeliwo z grafitem wermikularnym. Biuletyn Instytutu Odlewnictwa nr 1/2000, Kraków.
204. Konopka Z.; Kompozytowe kształtki w procesie oczyszczania odlewów. Przegląd Odlewnictwa nr 8-9/99. s. 316. 1999r.
205. Dybiec H., Niemiec K.; Trybologiczne zużycie nadeutektycznych siluminów po odkształceniu plastycznym. (w druku).
206. WT-074/PIMOT/93.; Pojazdy samochodowe. Nakładki cierne hamulców tarczowych. Wymagania i badania w zakresie bezpieczeństwa użytkowania.
207. PN-82/H-04332 Badanie zużycia metali lub ich warstw dyfuzyjnych w procesie tarcia ślizgowego przy stałym nacisku na maszynie Amslera.

