

O TŁUMIENIU DRGAŃ W MATERIAŁACH KOMPOZYTOWYCH

Krystyna Pietrzak¹, Adam Klasik¹, Katarzyna Makowska¹, Jerzy J. Sobczak²,
Andrzej Wojciechowski¹, Dariusz Rudnik¹

¹ Instytut Transportu Samochodowego, ul. Jagiellońska 80, 03-301 Warszawa

² Instytut Odlewnictwa, ul. Zakopiańska 73, 30-418 Kraków

Streszczenie

Opracowanie dotyczy zdolności do tłumienia drgań kompozytów o osnowie stopu aluminium A359 zbrojonych 10%, 20% i 30% cząsteczek SiC_p poddanych wielokrotnemu przetopowi. Celem badań było wykazanie, że recykling symulowany wielokrotnym przetopem nie zmienia istotnie charakterystyk tłumiących badanych materiałów.

Na podstawie uzyskanych wyników można stwierdzić, że specyfika powierzchni międzyfazowej SiC_p / osnowa kompozytu stanowi główny czynnik wpływający na charakterystyki tłumiące kompozytów. Jednocześnie należy podkreślić, że właściwości powierzchni międzyfazowej SiC_p / osnowa kompozytu zależą od metody wytwarzania.

Otrzymane wyniki potwierdzają potencjalne możliwości wprowadzenia do praktycznych rozwiązań przemysłowych recyklingu realizowanego prostą i ekonomicznie efektywną metodą wielokrotnego przetapiania. Należy jednak skupić wysiłki na minimalizacji porowatości gazowo-skurczowej podczas kolejnych procesów odlewania, aby nie dopuścić do pogorszenia charakterystyk mechanicznych.

Słowa kluczowe: kompozyty aluminiowe, tłumienie drgań, przetapianie, recykling

Wprowadzenie

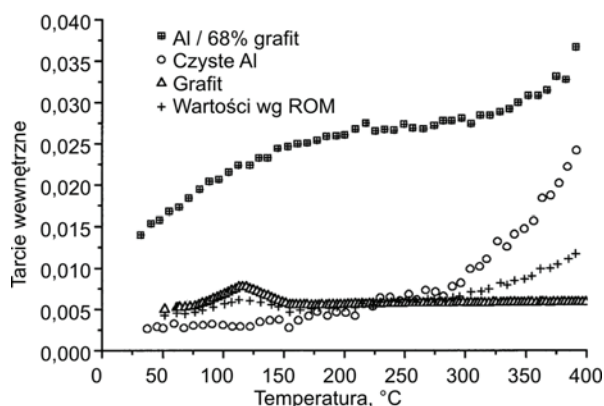
Zdolność do tłumienia drgań stanowi jedną z istotniejszych cech tworzyw konstrukcyjnych tym bardziej atrakcyjną, że można ją wyznaczać w oparciu o metody nieniszczące. Jednocześnie wiadomo, że w przypadku materiałów tradycyjnych, monolitycznych, na ogół występuje pewna prawidłowość stanowiąca o tym, że materiały o większej zdolności do tłumienia drgań charakteryzują się gorszymi charakterystykami mechanicznymi. Stąd, na przykład, na odpowiedzialne elementy w różnych rozwiązaniach konstrukcyjnych, od których wymaga się znaczącej odporności na drgania, stosuje się (jeśli rozważania ograniczyć do materiałów tradycyjnych) żeliwo sferoidalne, a nie na przykład żeliwo szare z grafitem płatkowym. To drugie wykazuje znacznie lepsze charakterystyki tłumiące, ale stosunkowo niskie parametry wytrzymałościowe.

Uogólniając, niskie wskaźniki tłumienia (wyrażone na przykład wartościami logarytmicznego dekrementu drgań) są charakterystyczne dla stali, wyższe dla materiałów kompozytowych [1], jeszcze wyższe właśnie dla wymienionych rodzajów żeliwa, przy czym najwyższe dla żeliwa z grafitem płatkowym [2]. Z materiałoznawczego punktu widzenia tłumienie drgań związane jest z właściwościami bardziej miękkiej fazy/składnika. Szczegóły dotyczące metod pomiarów logarytmicznego dekrementu drgań w zależności od ocenianych tworzyw (dobrze i słabo tłumiących) zawiera między innymi praca [2].

Mechanizmy tłumienia w materiałach kompozytowych – znaczenie fazy zbrojącej

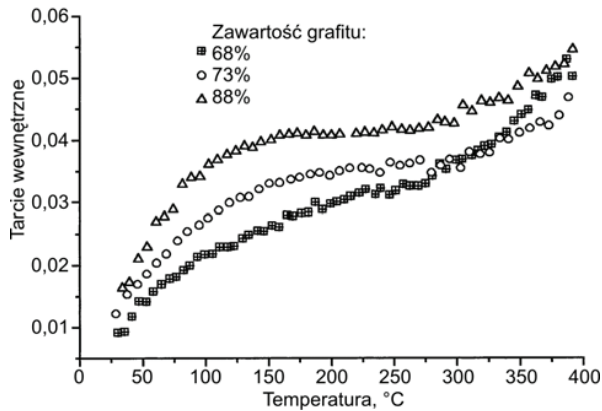
W ostatnich dwóch dekadach szczególne zainteresowanie budzą materiały kompozytowe, co wiąże się z szeregiem ich atrakcyjnych właściwości [2–6], w tym również dotyczących, jak już wspomniano, ich dużej zdolności do tłumienia drgań. Stanowi to przedmiot badań między innymi prac [7–21], w których skupiono się na mechanizmach zjawiska tłumienia drgań w zależności od rodzaju zbrojenia, temperatury, amplitudy odkształcenia czy sposobu przygotowania powierzchni cząsteczek zbrojenia przed ich wprowadzeniem do ciekłego metalu czy proszku.

Autorzy pracy [7], badając tłumienie drgań (wyrażone wyznaczonymi wartościami tarcia wewnętrznego czystego aluminium i kompozytu zawierającego grafit (Al/68% grafitu), pomimo przypuszczeń, iż zdolność do tłumienia drgań tego kompozytu powinna stanowić średnią z wartości wyznaczonych oddzielnie dla czystego grafitu i czystego aluminium, stwierdzili eksperymentalnie, że zdolność do tłumienia drgań badanego kompozytu jest znacznie większa od wartości wyznaczonych według zasady mierzenia (ROM – *rule of mixture*) i wzrasta wraz ze wzrostem temperatury (rys. 1 [7]).



Rys. 1. Zmiany tarcia wewnętrznego w zależności od temperatury dla czystego aluminium, czystego grafitu i kompozytu Al/68% grafitu (szybkość nagrzewania 4°C/min) [7]

Autorzy potwierdzili zaobserwowaną zależność także dla kompozytów o większych zawartościach grafitu – 73% i 88% grafitu (rys. 2) na podstawie [7].

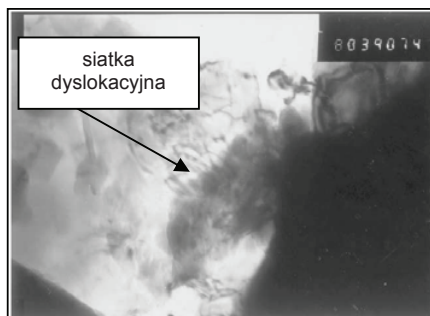


Rys. 2. Zmiany tarcia wewnętrznego dla częstotliwości 1 Hz w zależności od temperatury dla kompozytów o różnej zawartości grafitu (68%, 73% i Al/88% grafitu) [7]

Uzyskany wynik (rys. 2) może oznaczać zatem, że jeśli wzrasta zawartość objętościowa grafitu to istnieją inne mechanizmy niż mechanizm tłumienia wewnętrznego osnowy metalowej i zbrojenia, które mogą odgrywać dominującą rolę. Takie rozumowanie częściowo potwierdza fakt stwierdzenia braku zależności przewidywanej zdolności kompozytu do tłumienia drgań od temperatury (na rys. 1 wartości ROM).

Jednym z mechanizmów rzutujących na uzyskiwane wartości tarcia wewnętrznego jest mechanizm dyslokacyjny. Podczas krzepnięcia kompozytów Al/Gr, otrzymanych metodą infiltracji ciśnieniowej, generowane są naprężenia wynikające z różnych wartości współczynników rozszerzalności cieplnej komponentów zbrojenia i osnowy (w danym przypadku preformy grafitowej i aluminium).

Dyslokacje generowane w celu skompensowania tych naprężeń będą w konsekwencji otaczać każdą cząsteczkę grafitu. W związku z tym, że cząsteczki grafitu są sztywne (*ang. rigid*) oraz wskutek tego, że występują duże różnice między wartościami współczynników rozszerzalności cieplnej zbrojenia i osnowy metalowej, dochodzi do znacznego zwiększenia gęstości dyslokacji na granicy zbrojenie / osnowa metalowa kompozytu (rys. 3 [7]).



Rys. 3. Gęsta siatka dyslokacyjna w osnowie czystego aluminium w bezpośrednim sąsiedztwie cząsteczek grafitu [7]

W konsekwencji dyslokacje te stanowią możliwe źródło powstania wysokich wartości tarcia wewnętrznego, spowodowanego ruchem dyslokacji pod wpływem cyklicznych obciążeń.

Autorzy pracy [7] w oparciu o przeprowadzone badania i analizy wykazali, że w przypadku kompozytów o osnowie czystego aluminium zbrojonych grafitem w przebiegu zjawiska tłumienia drgań w niskich temperaturach dominującą rolę odgrywa mechanizm dyslokacyjny (tłumienie dyslokacyjne) oraz tłumienie zachodzące na granicy osnowa/zbrojenie (*interface damping*), a w wysokich temperaturach istotne znaczenie należy przypisać: dyslokacjom, poślizgom wzdłuż granic ziaren i wzajemnemu poślizgowemu przesuwaniu się powierzchni międzyfazowych osnowa/zbrojenie.

Mechanizm dyslokacyjny jako czynnik zmieniający zdolność materiału do tłumienia drgań wyjaśnia uproszczona teoria dyslokacji Granato-Lücke (*simplified theory of dislocation damping*), zwana teorią G-L, przeanalizowana szczegółowo w pracy [8]. Zgodnie z tą teorią tarcie wewnętrzne materiału jest wprost proporcjonalne do gęstości dyslokacji. Należy przy tym podkreślić, że wraz z odległością od cząsteczek zbrojenia ta gęstość maleje.

W cytowanej pracy podkreślono, że teoria Granato-Lücke może stanowić skuteczne narzędzie zarówno do przewidywania zdolności materiałów do tłumienia drgań – jeśli dominującą rolę odgrywa tłumienie dyslokacyjne – jak i do oszacowania gęstości dyslokacji.

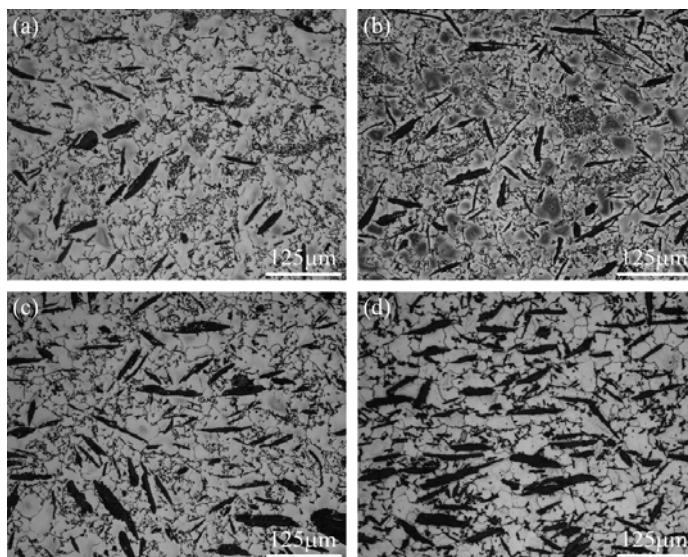
Tłumienie zachodzące na granicy osnowa/zbrojenie (*interface damping*) jest związane z jakością połączenia i kinetycznym zachowaniem obszaru osnowa/zbrojenie. Zarówno słabe, jak i bardzo dobre połączenie może potencjalnie poprawiać zdolność kompozytu do tłumienia drgań.

Słabe połączenie na granicy zbrojenie/osnowa będzie przyczyniać się do zwiększenia zdolności kompozytu do tłumienia drgań w wyniku występowania mechanizmu tarcia ślizgowego, natomiast silne połączenie może prowadzić do zwiększenia gęstości dyslokacji w pobliżu granicy osnowa/zbrojenie [9]. Jak już wspomniano, dyslokacje generowane w celu skompensowania naprężeń, powstających podczas krzepnięcia kompozytu pod wpływem drgań, ulegają przemieszczaniu [7].

Kolejnym czynnikiem strukturalnym, istotnie wpływającym na zdolność kompozytu do tłumienia drgań, jest wielkość ziarna osnowy metalowej [9]. Ta wielkość może być ograniczana przez średnią odległość swobodną pomiędzy dyspersoidami lub włóknami fazy zbrojącej oraz przez stosowanie różnych technik wytwarzania. Granice ziaren rozpraszają energię sprężystą w wyniku ich poślizgu, do którego może dojść podczas cyklicznych obciążeń kompozytu. W przypadku mniejszej wielkości ziaren, ich powierzchnia granic jest większa, co prowadzi tym samym do rozpraszania większej ilości energii, co jest równoznaczne z polepszeniem właściwości tłumiących materiału.

Na podstawie wyników badań tłumienia drgań kompozytów o osnowie stopu magnezu AZ91, zbrojonych różnymi zawartościami grafitu (5%, 10%, 15% i 20%) (na rys. 4) stwierdzono między innymi, że [9]:

- cząsteczki grafitu są rozmieszczone równomiernie w mikrostrukturze stopu osnowy i niezależnie od ich ilości nie powodują widocznej zmiany wielkości ziarna osnowy metalowej;
- na granicy osnowa/zbrojenie nie dochodzi do widocznego oddziaływania (głównie reakcji chemicznych).



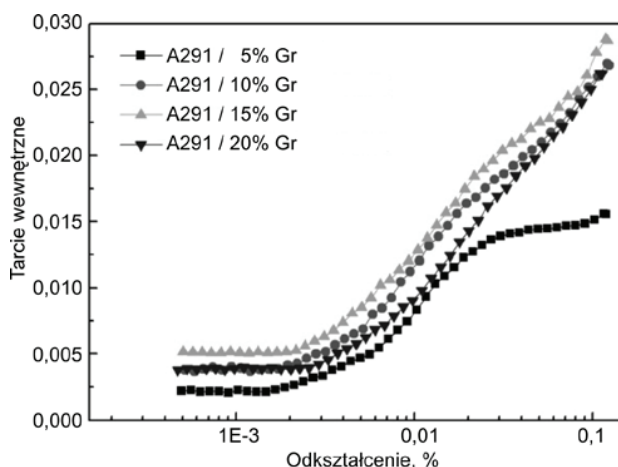
Rys. 4. Mikrostruktura kompozytów zbrojonych cząsteczkami grafitu, stan odlewany, mikroskop świetlny: a) AZ91+5% grafitu, b) AZ91+10% grafitu, c) AZ91+15% grafitu, d) AZ91+20% grafitu [9]
AZ91 (MgAl8ZnMn)

Wykazano ponadto występowanie istotnej zależności między zdolnością do tłumienia drgań badanych kompozytów (wyrażonej za pomocą tarcia wewnętrznego) a amplitudą odkształcenia w temperaturze pokojowej. Daje się przy tym wyróżnić dwa obszary: przy małych amplitudach odkształcenia te zmiany są niewielkie, natomiast przy większych amplitudach odkształceń zdolność do tłumienia drgań raptownie wzrasta, co ilustruje rysunek 5 [9].

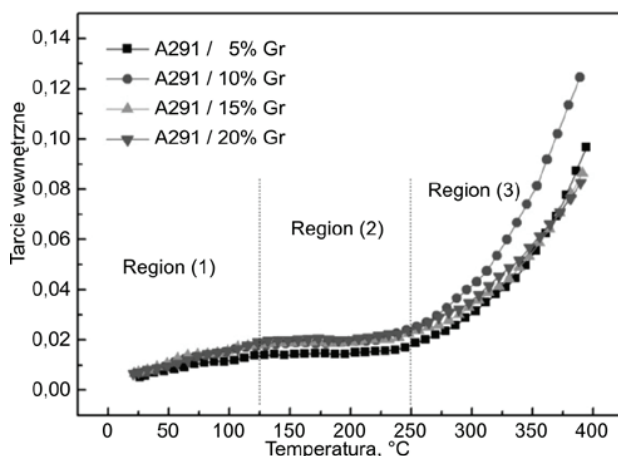
Zwraca uwagę fakt, że po przekroczeniu zawartości 15% grafitu, krzywa dla 20% grafitu znajduje się poniżej krzywej dla 15% grafitu (rys. 5 [9]), natomiast przebiegi pozostałych krzywych są podobne.

Stwierdzono również, że zdolność do tłumienia drgań badanych kompozytów wzrasta wraz z temperaturą, przy czym można wyróżnić trzy zakresy:

- 0–125°C, w którym następuje stopniowy wzrost zdolności do tłumienia drgań,
- 125–250°C, w którym zmiany są bardzo niewielkie,
- 250–400°C, w którym następuje raptowne zwiększenie zdolności kompozytu do tłumienia drgań (rys. 6) [9].



Rys. 5. Zmiany tarcia wewnętrznego w zależności od odkształcenia kompozytów zbrojonych cząsteczkami grafitu (temp. pokojowa, częstotliwość $f = 1$ Hz, stan lany) [9]



Rys. 6. Zmiany tarcia wewnętrznego w funkcji temperatury kompozytów zbrojonych cząsteczkami grafitu (temp. pokojowa, częstotliwość $f = 1$ Hz, $\varepsilon = 4 \cdot 10^{-5}$, $T = 5^\circ\text{C}/\text{min}$, stan lany) [9]

W wyniku przeprowadzonych badań porównawczych trzech rodzajów kompozytów na osnowie stopu aluminium 2519 (AlCu6MnZrVMg) zbrojonych cząsteczkami grafitu, cząsteczkami Al_2O_3 i cząsteczkami SiC stwierdzono znaczne zwiększenie zdolności do tłumienia drgań wszystkich trzech kompozytów w porównaniu do stopu osnowy w stanie lany [10]. Zaobserwowano (podobnie jak w [9]) istotną zależność zdolności tych kompozytów do tłumienia drgań od temperatury, przy czym zidentyfikowano zróżnicowane zachowanie się tych kompozytów w zależności zarówno od zakresów analizowanych temperatur, jak i rodzaju zastosowanego zbrojenia.

W zakresie temperatury 30–250°C kompozyt zbrojony cząsteczkami grafitu wykazuje dwukrotnie większą zdolność do tłumienia drgań niż dwa pozostałe kompozyty zbrojone cząsteczkami Al_2O_3 i SiC [10].

W zakresie temperatury 250–350°C wszystkie trzy kompozyty zachowują się podobnie, wykazując taką samą zdolność do tłumienia drgań. Z kolei w jeszcze wyższej temperaturze (350–450°C) kompozyty zbrojone cząsteczkami Al_2O_3 i SiC wykazują większą zdolność do tłumienia drgań niż kompozyt zbrojony cząsteczkami grafitu [10].

Ponadto w temperaturze poniżej 150°C kompozyt zbrojony cząsteczkami Al_2O_3 charakteryzuje się mniejszą zdolnością do tłumienia drgań niż kompozyt zbrojony cząsteczkami SiC i oba kompozyty poza tym zakresem wykazują porównywalną zdolność do tłumienia drgań [10].

Z punktu widzenia mechanizmu zjawiska tłumienia drgań ustalono, że w relatywnie niskich temperaturach dominuje dyslokacyjne tłumienie drgań i tłumienie drgań na granicy osnowa/zbrojenie (*interface damping*). Natomiast w temperaturach podwyższonych istotną rolę odgrywa poślizg wzdłuż granic ziaren oraz wzajemne poślizgowe przesuwanie się powierzchni międzyfazowych osnowa/zbrojenie, co potwierdzone w pracy [9] dowodzi, że mechanizmy zachodzących podczas tłumienia drgań zjawisk są takie same dla osnowy magnezowej (AZ91) jak w przypadku osnowy aluminiowej.

W pracy [11] dokonano szerokiego przeglądu literaturowego dotyczącego materiałów o dużej zdolności do tłumienia drgań. Podkreślono, że niejednokrotnie konstruktorzy nowoczesnych materiałów stoją wobec konieczności poszukiwania kompromisu między zadowalającymi charakterystykami mechanicznymi a tłumiącymi. Jest to istotny problem do rozwiązania zarówno w przypadku materiałów tradycyjnych, jak i nowoczesnych.

W celu osiągnięcia kompromisu w przypadku wytwarzania materiałów kompozytowych jednym z ważniejszych aspektów jest rozwijanie kompozytów dwufazowych, w których każda z faz odgrywa konkretną rolę: albo wykazuje dobrą zdolność do tłumienia drgań, albo wykazuje dobre charakterystyki wytrzymałościowe.

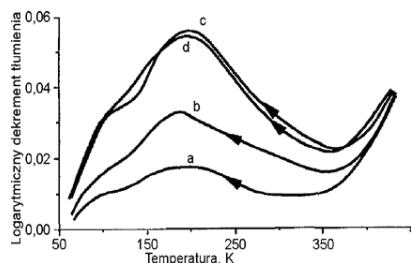
Dużo uwagi poświęca się kompozytom zbrojonym cząsteczkami ceramicznymi, które zapewniają zarówno wysoką zdolność do tłumienia drgań, jak i dobre charakterystyki wytrzymałościowe. Wynika to z faktu, że twarde cząsteczki zbrojenia poprawiają charakterystyki wytrzymałościowe, a powierzchnie międzyfazowe osnowa/zbrojenie oraz wielkość ziarna w osnowie stopu osnowy warunkują wielkości rozpraszanej energii świadczącej o zdolności kompozytu do tłumienia drgań.

Zależność logarytmicznego dekrementu drgań od zawartości objętościowej cząsteczek zbrojenia mierzonego podczas chłodzenia przedstawia rysunek 7 [12], a od różnego sposobu przygotowania powierzchni cząsteczek zbrojących (nieutlenione / utlenione w atmosferze suchej lub wilgotnej) ilustruje rysunek 8 [12].

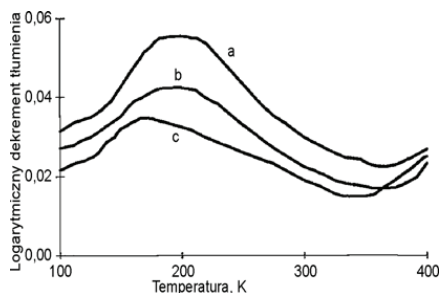
Z przedstawionego wykresu na rysunku 7 [12] wynika, że wraz ze wzrostem zawartości objętościowej cząsteczek SiC najwyższa wartość logarytmicznego dekrementu drgań w temperaturze 200 K także wzrasta. Zwraca uwagę fakt występowania istotnej zależności przy niższych udziałach objętościowych fazy zbrojącej (4, 8 i 12), natomiast przy zawartości wyższej (20% obj. SiC) pozostaje na podobnym poziomie, jak dla 12% obj. SiC.

Stwierdzono również występowanie istotnej zależności logarytmicznego dekrementu drgań od sposobu przygotowania powierzchni cząsteczek fazy zbrojącej [12].

Z przedstawionych rezultatów badań wynika, że utlenienie powierzchni cząsteczek zbrojących powoduje zmniejszenie wartości logarytmicznego dekrementu drgań, który jest najwyższy dla cząsteczek nieutlenionych a najniższy dla utlenianych w atmosferze wilgotnej (rys. 8) [12].

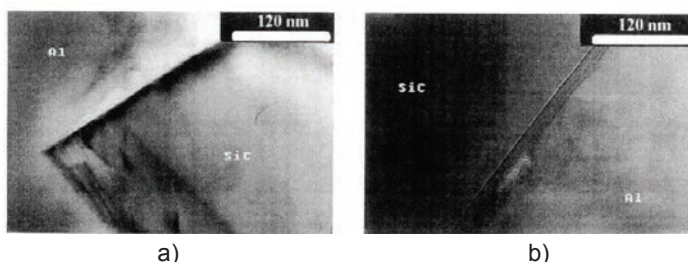


Rys. 7. Logarytmiczny dekrement drgań w funkcji szybkości chłodzenia dla różnych zawartości objętościowych cząsteczek SiC, % obj., w osnowie Al: 4, 8, 12, 20 – odpowiednio krzywe a, b, c, d) w osnowie czystego aluminium. Szybkość chłodzenia $|T| = 200$ K/h; początkowa amplituda naprężenia stycznego $\gamma_0 = 5 \cdot 10^{-6}$, częstotliwość $f = 0,6$ Hz [12]



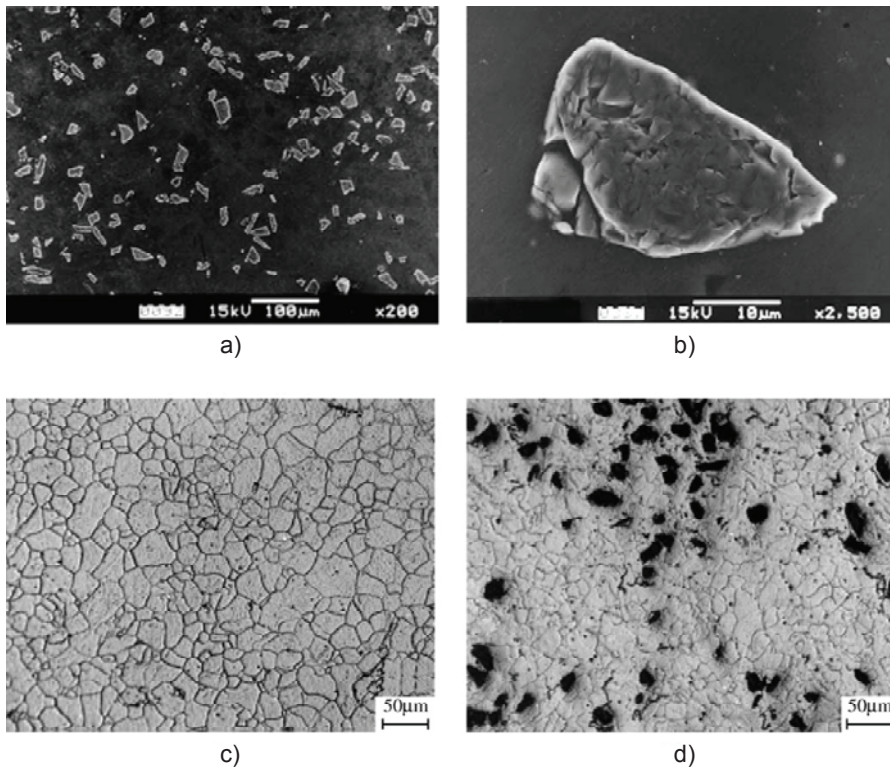
Rys. 8. Logarytmiczny dekrement drgań w funkcji szybkości chłodzenia dla różnego sposobu przygotowania powierzchni cząsteczek SiC w kompozytach Al/SiC: a) cząsteczki SiC nieutlenione, b) cząsteczki SiC utlenione OX1, c) cząsteczki SiC utlenione OX2; początkowa amplituda naprężenia stycznego $\gamma_0 = 5 \cdot 10^{-6}$, szybkość chłodzenia $|T| = 200$ K/h, częstotliwość $f = 0,6$ Hz [12]

Zaobserwowaną tendencję wytłumaczono powstaniem amorficznej warstwy o grubości 10 nm w przypadku utleniania w suchej atmosferze i 20 nm przy utlenianiu w wilgotnej atmosferze (rys. 9) [12].



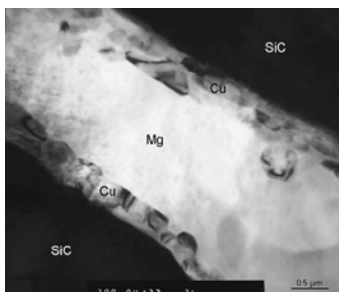
Rys. 9. Mikrostruktura granicy międzyfazowej w kompozycie Al/SiC: a) cząsteczki zbrojenia nieutlenione, b) cząsteczki zbrojenia utlenione [12]

Autorzy pracy [13] zwiększenie zdolności do tłumienia drgań kompozytów na bazie magnezu zbrojonego cząsteczkami SiC (w porównaniu do monolitycznego stopu osnowy) tłumaczą powstaniem strefy plastycznej na granicy osnowa-zbrojenie oraz zmniejszeniem wielkości ziarna roztworu stałego magnezu wskutek wprowadzenia fazy zbrojącej do osnowy metalowej (rys. 10) [13].



Rys. 10. Porównanie mikrostruktur czystego magnezu i kompozytu Mg/10,03% SiC [13]:
a) rozmieszczenie cząsteczek SiC w osnowie Mg – SEM, b) granica międzyfazowa zbrojenie/
osnowa metalowa – SEM, c) równoosiowe ziarno w czystym magnezie – mikroskop świetlny,
d) równoosiowe ziarno w kompozycie – mikroskop świetlny

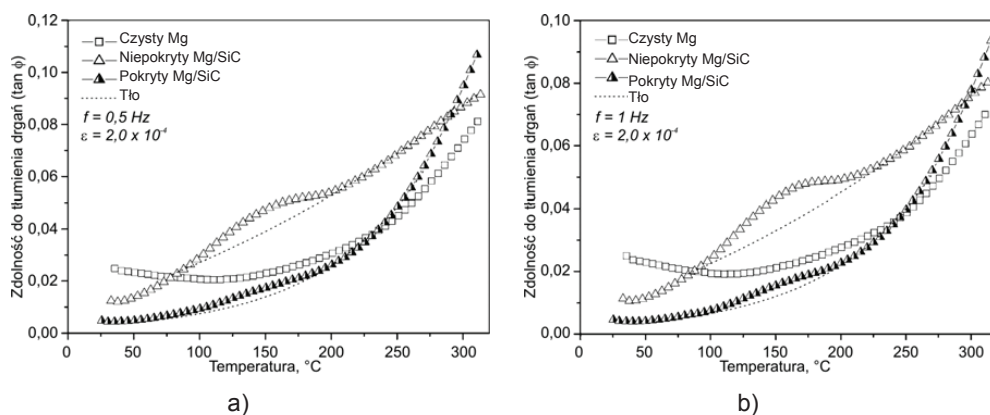
Im wyższa jest zawartość wprowadzonej fazy zbrojącej w osnowie, tym większy udział strefy plastycznej i gęstości dyslokacji występujących na granicy zbrojenie/osnowa, co sprzyja większemu rozproszeniu energii i w konsekwencji zwiększeniu zdolności do tłumienia drgań. W celu poprawy jakości połączenia zbrojenie / osnowa metalowa cząsteczki zbrojenia często pokrywa się czystym metalem, co również wpływa istotnie na uzyskiwane charakterystyki tłumiące [14]. W wymienionej pracy, kompozyty o osnowie czystego magnezu, zbrojone cząsteczkami SiC (pokrytymi (rys. 11 [14]) i niepokrytymi warstwą Cu), wytworzono metodą metalurgii proszków i następnie wyciskania na gorąco.



Rys. 11. Mikrostruktura powierzchni międzyfazowej zbrojenie / osnowa metalowa w kompozycie na osnowie stopu magnezu, zbrojonego cząsteczkami SiC, pokrytymi cienką warstwą Cu o grubości około 0,5 μm [14]

Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że do temperatury 75°C najlepsze tłumienie drgań wykazuje czysty magnez, w zakresie temperatur 75–250°C zdolność do tłumienia drgań kompozytów wzrasta i dla kompozytu z cząsteczkami SiC niepokrytymi warstwą czystej miedzi owa zdolność jest wyższa niż w przypadku zarówno czystego magnezu, jak i kompozytu z cząsteczkami SiC z pokryciem Cu.

Natomiast powyżej 300°C zdolność do tłumienia drgań kompozytu z cząsteczkami SiC pokrytymi warstwą czystej miedzi zaczyna silnie wzrastać i osiąga wartości wyższe niż dla kompozytu z cząsteczkami SiC bez pokrycia. Zaobserwowane tendencje ilustrują wykresy na rysunku 12 [14].



Rys. 12. Porównanie zdolności do tłumienia drgań czystego Mg oraz kompozytów Mg/SiC z cząsteczkami zbrojenia niepokrytymi i pokrytymi warstwą Cu: a) $f = 0,5 \text{ Hz}$ i b) $f = 1 \text{ Hz}$ [14]

Autorzy pracy uznali, że w niższej temperaturze obserwowana znacznie większa zdolność do tłumienia drgań czystego magnezu jest spowodowana jego wysoką wewnętrzną (tj. generowaną głównie osnową) zdolnością do tłumienia drgań. Natomiast w podwyższonej temperaturze (powyżej 250°C) istotne zwiększenie zdolności do tłumienia drgań obu kompozytów z cząsteczkami SiC niepokrytymi i pokrytymi miedzią wynika z tłumienia drgań na granicy zbrojenie/osnowa metalowa [14].

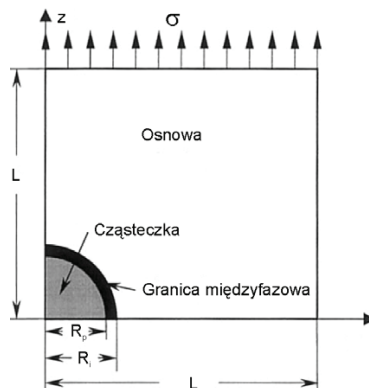
Tłumienie drgań istotnie zależy również od amplitudy odkształceń (co stwierdzono w przypadku kompozytów na bazie aluminium zbrojonych cząsteczkami grafitu (rys. 5 [9])). Występowanie podobnej zależności występuje także w kompozytach na bazie stopów aluminium zbrojonych cząsteczkami SiC. W przypadku „idealnego” połączenia na granicy zbrojenie/osnowa w procesie tłumienia drgań fundamentalne znaczenie należy przypisać tłumieniu wewnętrznemu danej fazy i rozproszeniu energii wynikającemu z lokalnych mikroplastycznych odkształceń, jakie występują podczas obciążeń zewnętrznych [15].

Istotność znaczenia powierzchni międzyfazowej zbrojenie / osnowa metalowa w przebiegu zjawiska tłumienia drgań skłania również badaczy do opracowywania odpowiednich modeli matematycznych sprzyjających jeszcze lepszemu zrozumieniu występujących mechanizmów.

W wyniku zastosowanej w [15] symulacji procesu wykazano, że przy relatywnie małych amplitudach odkształcenia nie mają one większego wpływu na zdolność kompozytu Al/SiC do tłumienia drgań (podobnie jak w przypadku kompozytu Al/grafit). Natomiast jeśli wartość amplitudy odkształcenia przekroczy wartość krytyczną, wówczas tłumienie drgań wraz ze wzrostem tej amplitudy raptownie rośnie. Gwałtowna zmiana tłumienia drgań wynika ze wspomnianych lokalnych mikroodkształceń, występujących na granicy zbrojenie/osnowa. Uzyskane wyniki symulacji pozwoliły zarazem autorom pracy [15] potwierdzić ich zgodność z teorią G-L, według której przy dużych amplitudach odkształceń zdolność kompozytu Al/SiC do tłumienia drgań wynika z tłumienia dyslokacyjnego.

Ocenie rozproszenia energii, jako miarę zdolności do tłumienia drgań w przypadku plastycznego obszaru na granicy zbrojenie/osnowa poświęcona była praca [16]. Do symulacji energii rozproszenia dla metalowych kompozytów zbrojonych cząsteczkami charakteryzującymi się plastyczną granicą międzyfazową zbrojenie/osnowa zastosowano analizę metodą elementów skończonych oraz metodę modelowania komórkowego.

Założono równomierne rozmieszczenie cząsteczek zbrojenia w osnowie metalowej kompozytu oraz ich sferoidalny kształt. Schemat 1/4 komórki (z uwagi na założoną symetrię), stanowiącej podstawę modelowania, ilustruje rysunek 13 [16]. Uwidoczniono na nim kierunek obciążenia zewnętrznego σ - sigma charakteryzowanego amplitudą odkształcenia. Przyjęto quasi-statyczny proces z uwagi na analizę sprężysto-plastycznej deformacji.

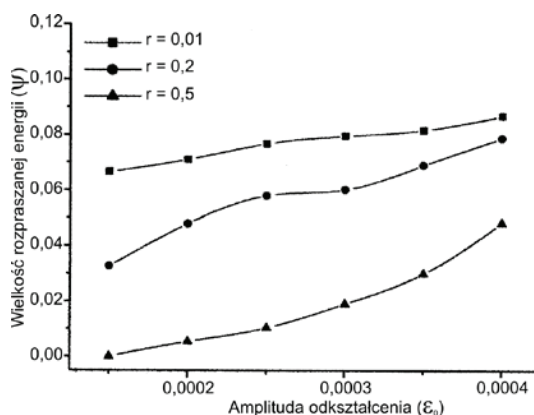


Rys. 13. Wizualizacja 1/4 komórki modelowej [16]

Nie wdając się tutaj głębiej w szczegóły dotyczące samego modelowania, można na podstawie analizy wyników cytowanej pracy stwierdzić, że jej autorzy uzyskali dwie podstawowe zależności dotyczące wpływu miękkiej i twardej granicy międzyfazowej zbrojenie/osnowa na wielkość rozpraszanej energii (rys. 14 i 15 [16]).

W obu przypadkach wraz ze wzrostem amplitudy odkształcenia następuje wzrost rozpraszanej energii stanowiącej charakterystykę zdolności do tłumienia drgań. Zwraca natomiast uwagę odmienny charakter tego wzrostu.

W przypadku miękkiej granicy międzyfazowej zbrojenie / osnowa metalowa kompozytu wielkość rozpraszanej energii w kompozycie jest znacznie większa, natomiast jej wzrost wraz z wielkością amplitudy odkształcania ma w analizowanym zakresie charakter stopniowy i przebieg w przybliżeniu prostoliniowy (rys. 14 [16]).



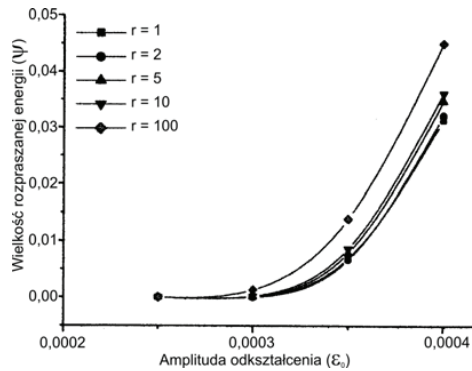
Rys. 14. Wpływ amplitudy odkształcenia ϵ_0 na wielkość rozpraszanej energii dla miękkiej granicy międzyfazowej zbrojenie / osnowa metalowa [16]

W przypadku twardej granicy międzyfazowej zbrojenie / osnowa metalowa kompozytu wielkość rozpraszanej energii w kompozycie jest znacznie mniejsza, natomiast jej wzrost wraz z wielkością amplitudy odkształcania ma w analizowanym zakresie przebieg zgodny z zależnością wykładniczą (rys. 15 [16]).

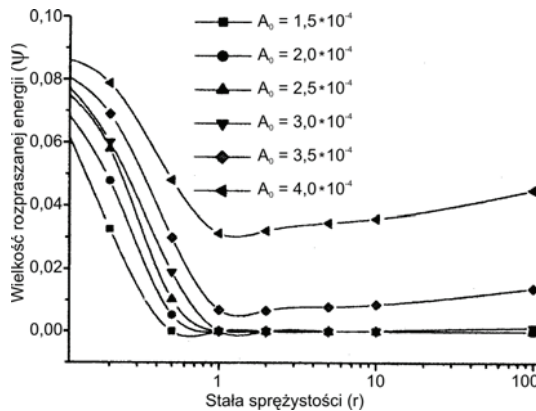
W wyniku analizy zależności rozpraszanej energii od zmian stosunku stałej sprężystości (r) stwierdzono (przy ustalonych amplitudach odkształcenia), że gdy powierzchnia międzyfazowa zbrojenie / osnowa metalowa jest miękka ($r < 1$) wówczas im mniejsze są wartości stosunku stałej sprężystości r , tym wielkość rozpraszanej energii jest większa.

Natomiast gdy powierzchnia międzyfazowa zbrojenie / osnowa metalowa jest twarda ($r > 1$) wówczas wraz ze wzrostem stosunku stałej sprężystości r wielkość rozpraszanej energii rośnie bardzo powoli.

Stąd też wynika również ogólny wniosek stanowiący o tym, że im większa będzie różnica między stałą sprężystości osnowy i stałą sprężystości zbrojenia, tym większa będzie wielkość rozpraszanej energii i tym samym lepsza zdolność do tłumienia drgań (rys. 16 [16]).



Rys. 15. Wpływ amplitudy odkształcenia ε_0 na wielkość rozpraszanej energii w przypadku twardej granicy międzyfazowej zbrojenie / osnowa metalowa [16]



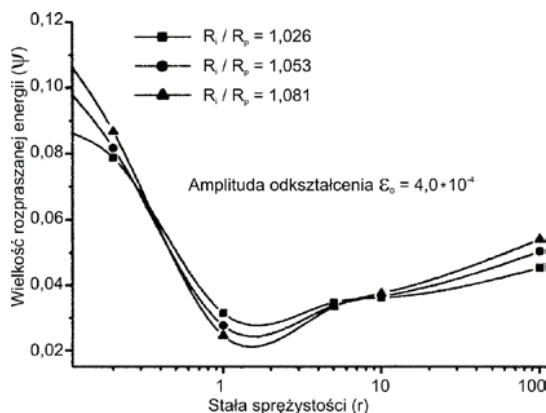
Rys. 16. Zmiany rozpraszanej energii (ψ) w zależności od stosunku stałej sprężystości (r) – zbrojenie / osnowa metalowa [16]

Przeprowadzono także analizę zmian rozpraszanej energii przez kompozyt jako całość w funkcji stosunku stałej sprężystości (zbrojenie / osnowa metalowa) dla trzech różnych grubości względnych powierzchni międzyfazowej zbrojenie / osnowa metalowa, przy stałej amplitudzie odkształcenia (rys. 17 [16]).

Na podstawie przeprowadzonych analiz stwierdzono, że przy wartości stałej sprężystości $r \approx 1$, wielkość rozpraszanej energii maleje wraz ze wzrostem grubości względnej powierzchni międzyfazowej zbrojenie / osnowa ($R_1 : R_p$). Natomiast jeśli wartości stałej sprężystości znajdują się poza ustalonym zakresem, wówczas wraz ze wzrostem grubości względnej powierzchni międzyfazowej zbrojenie / osnowa ($R_1 : R_p$) wielkość rozpraszanej energii także rośnie.

Wyprowadzono stąd konkretny wniosek mówiący o tym, że jeśli właściwości mechaniczne powierzchni międzyfazowej zbrojenie / osnowa metalowa są zbliżone do właściwości osnowy metalowej, to wielkość rozpraszanej przez kompozyt energii spada wraz ze wzrostem grubości względnej. Natomiast przy różnych właściwościach mechanicz-

nych powierzchni międzyfazowej zbrojenie/osnowa oraz osnowy metalowej zdolność kompozytu do rozpraszania energii wzrasta wraz z grubością względną, co warunkuje tym samym jego większą zdolność do tłumienia drgań [16].



Rys. 17. Wpływ grubości względnej R_i / R_p na wielkość rozpraszanej energii (ψ) [16]

W ostatnich latach dużo uwagi poświęca się także kompozytom na bazie stopów aluminium zbrojonych cząsteczkami TiB_2 . Zainteresowanie to jest związane między innymi z faktem, że ten rodzaj zbrojenia poprawia znacząco takie właściwości, jak: sztywność, twardość i odporność na zużycie, czyli jak w przypadku większości dyspersyjnych faz zbrojących, ale nie występuje przy tym widoczne pogorszenie poziomu współczynnika rozszerzalności cieplnej oraz przewodności cieplnej i elektrycznej [17, 18].

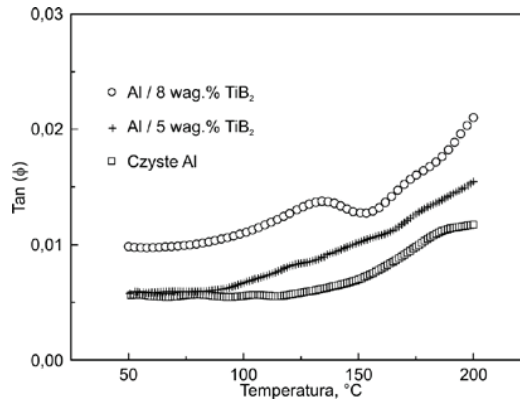
Jak widać z przedstawionych dotąd danych, wraz z pojawieniem się zaawansowanych technologii wytwarzania metalowych kompozytów metodą *in situ*, możliwe stało się uzyskiwanie, dzięki wzrostowi gęstości dyslokacji i właściwościom powierzchni międzyfazowej zbrojenie/osnowa, optymalnej kombinacji wysokich właściwości wytrzymałościowych, przy dużej zdolności do tłumienia drgań. Wykorzystano to między innymi w pracy [19], której celem było wykazanie możliwości poprawy charakterystyk kompozytu Al/ TiB_2 (o wielkości cząsteczek TiB_2 mniejszej niż 1 μm) poprzez zwiększony dodatek Ti do aluminium (osnowy).

Po wykonaniu porównawczych badań względem osnowy Al, kompozytów Al/5% TiB_2 , Al/8% TiB_2 okazało się, że wraz ze wzrostem temperatury wzrasta zdolność do tłumienia drgań kompozytów, przy czym, najlepsze wyniki uzyskuje się dla największej zawartości TiB_2 .

Należy jednak podkreślić, że do temperatury 85°C czyste Al i kompozyt Al/5% TiB_2 wykazują taką samą zdolność do tłumienia drgań, dopiero powyżej tej temperatury ich zdolność do tłumienia drgań istotnie rośnie (rys. 18) [19].

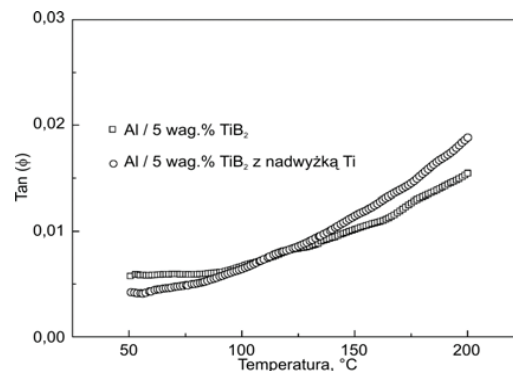
Zaobserwowany efekt zwiększenia zdolności do tłumienia drgań wynika z tłumienia dyslokacyjnego (związek z generowaniem dyslokacji wskutek różnych współczynników rozszerzalności cieplnej zbrojenia i osnowy podczas krzepnięcia stopu). Gęstość tych dyslokacji wzrasta wraz z zawartością TiB_2 , skutkując znacznym zwiększeniem zdolności

kompozytu do tłumienia drgań w wyższych temperaturach wskutek ruchu tych dyslokacji. Efekt jest tym silniejszy, im mniejsze są cząsteczki zbrojenia. Wynika to z faktu, że największa gęstość dyslokacji występuje w pobliżu granicy międzyfazowej zbrojenie/osnowa, a powierzchnia tych granic jest odwrotnie proporcjonalna do wielkości cząsteczek zbrojenia.



Rys. 18. Zdolność do tłumienia drgań w zależności od temperatury (przy częstotliwości 1 Hz) dla czystego Al i kompozytów: Al/5% TiB₂ i Al/8% TiB₂ [19]

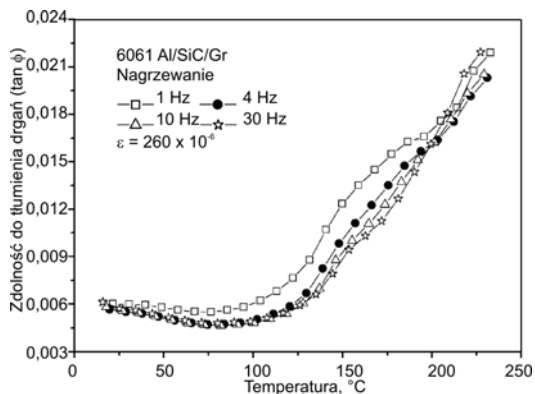
Natomiast analiza efektu zwiększonej zawartości Ti w kompozycie wykazała, że powstaje dwójakiego rodzaju efekt. W temperaturach niższych zdolność do tłumienia drgań jest mniejsza, ponieważ atomy Ti unieruchamiają i ograniczają ruch dyslokacji podczas rozpraszania energii drgań, natomiast w temperaturach wyższych na cząsteczkach zbrojenia TiB₂ powstaje cienka warstwa Al₃Ti, która powoduje zwiększenie zdolności kompozytu do tłumienia drgań [19].



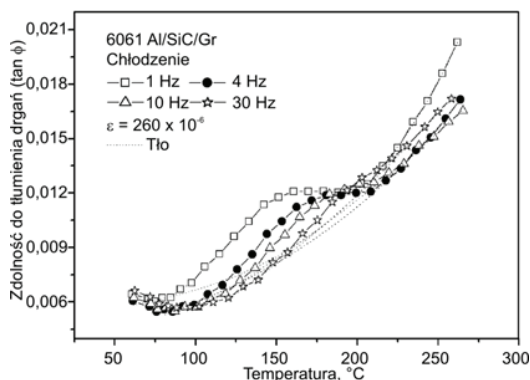
Rys. 19. Porównanie zdolności do tłumienia drgań między dwoma kompozytami: Al/5% TiB₂ oraz Al/5% TiB₂ ze zwiększonym dodatkiem Ti [19]

W ostatnich latach obserwuje się także rozwój badań dotyczących właściwości hybrydowych materiałów kompozytowych. W pracy [20] badano zdolność do tłumienia drgań kompozytu na bazie stopu aluminium zbrojonego równocześnie cząsteczkami

grafitu i cząsteczkami SiC (Al6061/SiC_p/Gr). Badania zdolności do tłumienia drgań w zależności od temperatury, przy nagrzewaniu i chłodzeniu, wykazały, że poniżej 100°C ta zdolność spada, a powyżej 100°C znacząco rośnie (rys. 20 i 21 [20]).



Rys. 20. Zmiany zdolności do tłumienia drgań w zależności od temperatury (nagrzewanie) dla różnych zakresów częstotliwości i stałej amplitudy odkształcenia (ϵ) [20]

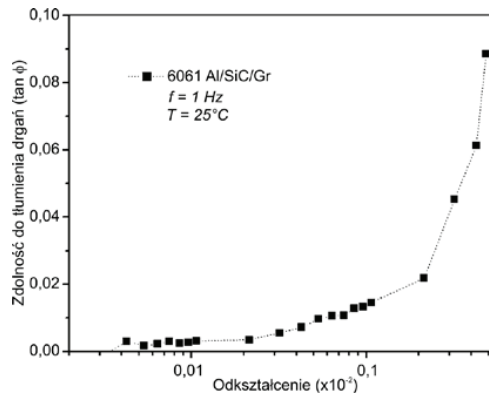


Rys. 21. Zmiany zdolności do tłumienia drgań w zależności od temperatury (chłodzenie) dla różnych zakresów częstotliwości i stałej amplitudy odkształcenia (ϵ) [20]

Zwraca uwagę fakt, że przebiegi krzywych są do siebie zbliżone oraz że do temperatury równej 200°C lepsze zdolności do tłumienia drgań uzyskuje się przy niższych częstotliwościach.

Stwierdzono również, że powyżej odkształcenia równego $1 \cdot 10^{-4}$, zdolność do tłumienia hybrydowego kompozytu Al6061/SiC_p/Gr znacznie wzrasta (rys. 22 [20]).

Inny przykład mogą stanowić wyniki pracy [21], dotyczące właściwości mechanicznych i zdolności do tłumienia drgań hybrydowych kompozytów na bazie Mg (Mg/SiC_p + Al₂O₃·SiO_{2f}). W oparciu o nie wykazano, że tłumienie drgań tych kompozytów jest dużo niższe niż czystego Mg, oraz że dominującymi mechanizmami tłumienia czystego magnezu i jego kompozytów są tłumienie dyslokacyjne i tłumienie na granicy zbrojenie / osnowa metalowa.



Rys. 22. Zmiany zdolności do tłumienia drgań w zależności od odkształcenia przy częstotliwości równej 1 Hz [20]

Przedstawiony przegląd niektórych dostępnych danych literaturowych związanych ze zjawiskiem tłumienia drgań, jego mechanizmami i zdolnością do tłumienia drgań materiałów kompozytowych dowodzi złożoności analizowanej problematyki i wymaga dużej wnikliwości przy interpretacji uzyskiwanych wyników badań.

Kompozyty to na ogół materiały lekkie o wysokich parametrach wytrzymałościowych i dobrze tłumiące drgania generowane w warunkach eksploatacyjnych. Jednocześnie ich wytwarzanie wymaga dość dużych nakładów finansowych.

Ze względów zatem zarówno na koszty wytwarzania, jak i zgodnie z regulacjami Unii Europejskiej w zakresie wymagań dotyczących obowiązku pozyskiwania jak największej ilości materiałów lub wyrobów wtórnych otrzymywanych w wyniku odzysku materiałowego/produktowego pojawia się kolejny problem związany z potrzebami stosowania prawidłowych metod recyklingu.

Przegląd metod recyklingu opracowany na podstawie dostępnych danych literaturowych, w odniesieniu do materiałów kompozytowych, zawiera praca [22].

Niniejsze opracowanie dotyczy metalowych materiałów kompozytowych zbrojonych cząsteczkami SiC (10%, 20% oraz 30% obj.), które poddano symulacji recyklingowej drogą 9-krotnego bezpośredniego przetopu.

Część badawcza

W części badawczej pracy sformułowano jej cel, przedstawiono dane dotyczące materiału badawczego oraz zaprezentowano wyniki badań tłumienia drgań i charakterystyk mikrostruktury w kontekście wielokrotnego przetopu stopu A359 i jego kompozytów.

Cel pracy

Głównym celem pracy są poszukiwania odpowiedzi na pytanie, czy recykling kompozytów aluminiowych zbrojonych cząsteczkami SiC (10%, 20% i 30%) metodą bezpośred-

niego wielokrotnego przetopu nadaje się do praktycznych zastosowań z punktu widzenia zachowania ich zdolności do tłumienia drgań.

Materiał badawczy [22]

Materiał badawczy stanowiły kompozyty na bazie stopu aluminium A359, zbrojone dyspersyjnie cząsteczkami SiC w ilości 10%, 20% i 30% obj., wyprodukowane w postaci gąsek przez firmę Duralcan Kanada, o składzie chemicznym przedstawionym w tabeli 1.

Przebadano także stop A359 o składzie chemicznym przedstawionym w tabeli 1, który potraktowano jako materiał odniesienia.

Dokładną zawartość cząsteczek zbrojenia w przeznaczonych do badań kompozytach podano w tabeli 2.

Tabela 1. Skład chemiczny stopu A359 i osnowy kompozytów aluminiowych zbrojonych cząsteczkami SiC

Gatunek	Skład chemiczny, % wag.							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
A359	8,58	0,12	0,03	-	0,46	-	0,11	reszta
F3S.10S	8,88	0,07	0,001	0,002	0,62	0,002	0,10	reszta
F3S.20S	9,2	0,12	<0,01	0,02	0,54	<0,01	0,10	reszta
F3S.30S	9,3	0,18	0,01	0,02	0,56	<0,01	0,11	reszta

Tabela 2. Zawartość SiC w badanych kompozytach

Gatunek	SiC*, % obj.
F3S.10S	11,34
F3S.20S	20,8
F3S.30S	29,5

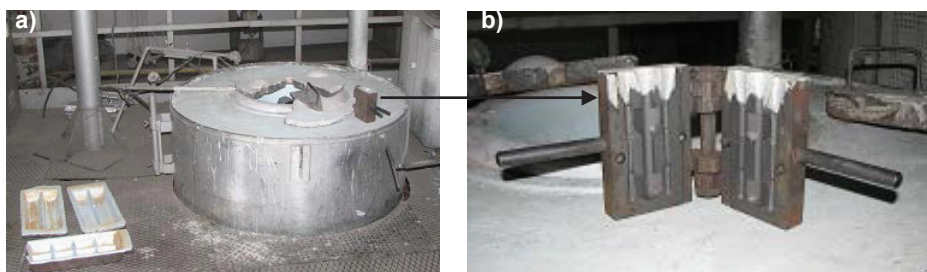
* Zawartość SiC podano zgodnie z atestem producenta kompozytów

Przygotowanie materiału badawczego – wykonanie przetopów (symulacja recyklingu) [22]

Próbki do badań odlewano grawitacyjnie do kokili żeliwnej (rys. 23b).

Kokilę pokrywano warstwą oddzielającą w postaci zawiesiny azotku boru (BN), zapobiegającą przywieraniu odlewów do jej ścian. Wsad topiono w piecu tyglowym PET typu TS-PET-96/501, o pojemności tygla 50 kg Al (rys. 23a).

W trakcie odlewania kąpiel mieszano ręcznie w celu otrzymania odlewów o równomiernym rozmieszczeniu cząsteczek zbrojących w kompozycie. Do pomiaru temperatury ciekłego metalu stosowano termoparę typu AOT-2 NiCr-NiAl. Temperaturę kokili mierzono termoparą kontaktową typu THERM 2120.



Rys. 23. Stanowisko do odlewania kompozytów: a) piec tyglowy typu PET, b) kokila żeliwna

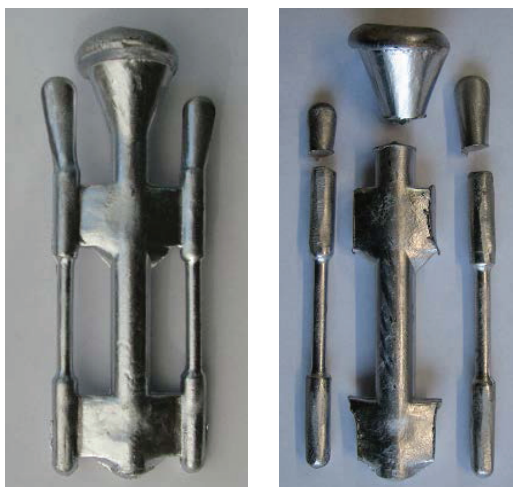
Przyjęto następujące parametry technologiczne odlewania:

- temperatura kąpieli – $720^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$,
- temperatura kokili – $190^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$.

Symulację procesu recyklingu wyrobu gotowego przeprowadzono poprzez przetopienie materiału wyjściowego i odlanie pierwszej partii próbek do badań wytrzymałościowych (rys. 24). Pozostały ciekły metal odlano w postaci gąsek.

Po zakrzepnięciu i ostudzeniu, gąski ponownie załadowano do pieca i przetapiano. Następnie kompozyt odlewano do formy kokilowej (przetop drugi symulujący recykling), a resztę metalu odlano w postaci gąsek. Przeprowadzono 9-krotny przetop tego samego materiału.

Po każdym przetopie odlano 20 próbek do badań wytrzymałościowych o średnicy pomiarowej $\varnothing 5$ mm, które przeznaczono także do badania zdolności do tłumienia drgań, oraz badań strukturalnych.



Rys. 24. Widok odlanych próbek wytrzymałościowych przed i po odcięciu układu wlewowego

Metody badawcze

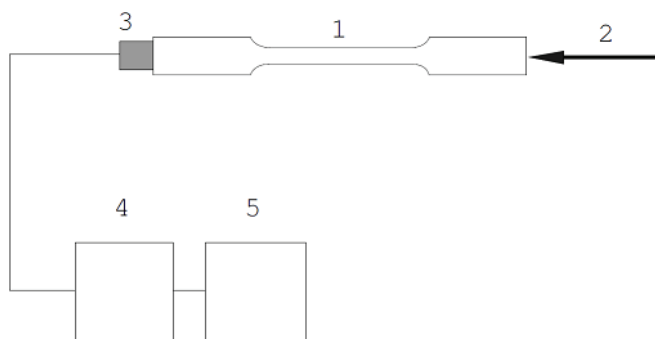
Badano zdolność do tłumienia drgań oraz przeprowadzono jakościowe i ilościowe badania metalograficzne.

Badanie zdolności do tłumienia drgań [22]

W celu określenia zdolności do tłumienia drgań badanych materiałów zastosowano metodę pomiaru zanikania drgań wzdłużnych. Schemat stanowiska badawczego pokazano na rysunku 25.

Drgania w próbkach wymuszano impulsem z jednej strony, natomiast rejestracja drgań odbywała się za pomocą piezoelektrycznego czujnika przyspieszenia (PCB) zamocowanego do przeciwnego końca.

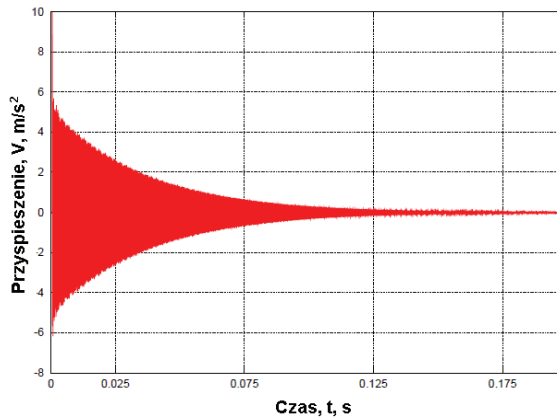
Dane z czujnika, poprzez wzmacniacz oraz kartę pomiarową (PCI-DAS1602/16 *Measurement Computing*), zapisywano w komputerze za pomocą specjalnego – do tego celu napisanego – oprogramowania.



Rys. 25. Schemat stanowiska badawczego: 1 – badana próbka, 2 – wymuszenie impulsowe, 3 – jednoosiowy czujnik przyspieszenia, 4 – wzmacniacz, 5 – komputer PC wraz z kartą A/C

Badania przeprowadzono na 108 próbkach wytrzymałościowych. W celu wyeliminowania ewentualnych błędów pomiarowych, mogących wynikać z niejednorodnej geometrii próbek obrabiano je mechanicznie tak, aby uzyskać jednakową długość i wzajemnie równoległe powierzchnie na ich końcach. Do jednego końca próbki mocowano czujnik, a drugi koniec mechanicznie pobudzano do drgań wzdłużnych.

Przykładowy przebieg zaniku sygnału drgań wzdłużnych otrzymany z badań pokazano na rysunku 26. Wyraźnie można zauważyć jedną częstotliwość dominującą, której przebieg ulega wytłumieniu.



Rys. 26. Przykładowy przebieg zaniku sygnału drgań wzdłużnych

Procedury obliczeniowe

Otrzymane dane pomiarowe poddawano obróbce polegającej na wyborze, z przebiegu czasowego, punktów amplitudy, które następnie aproksymowano metodą najmniejszych kwadratów funkcją:

$$y = \alpha e^{-\beta t} \quad (1)$$

gdzie: α , β – parametry krzywej.

Wszystkie wyniki o wartości współczynnika korelacji r^2 poniżej 0,99 odrzucano i powtarzano pomiar. Pomiary wykonywano kilkadziesiąt razy, a następnie określono z nich ostateczną wartość średnią.

Z wartości współczynnika β oraz znajomości czasu tłumienia i ilości amplitud (a więc okresu T) możliwe było obliczenie wartości logarytmicznego dekrementu drgań δ , któremu odpowiada logarytm naturalny z dwóch kolejnych amplitud w analizowanym sygnale. Amplitudy dwóch kolejnych przebiegów wyrażano następująco:

$$A_N = \alpha e^{-\beta t}, \quad A_{N+1} = \alpha e^{-\beta(t-T)} \quad (2)$$

a po przekształceniach

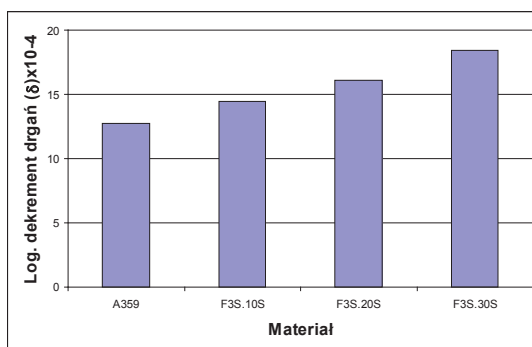
$$\frac{A_N}{A_{N+1}} = e^{\beta T}, \quad \ln\left(\frac{A_N}{A_{N+1}}\right) = \beta T = \delta \quad (3)$$

Symbolem δ oznacza się tłumienie czyli logarytmiczny dekrement drgań (T – okres):

Wyniki badań tłumienia drgań, analiza i wnioski

Wyniki badań w postaci uśrednionych wartości logarytmicznego dekrementu drgań δ dla poszczególnych materiałów po pierwszym przetopie przedstawiono na rysunku 27.

Z przedstawionego na rysunku 27 wykresu stanowiącego porównanie tłumienia drgań między poszczególnymi materiałami wynika, że tłumienie drgań jest wyższe dla kompozytów niż dla osnowy.



Rys. 27. Wartości logarytmicznego dekrementu drgań po pierwszym przetopie dla stopu osnowy A359 i kompozytów: F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S

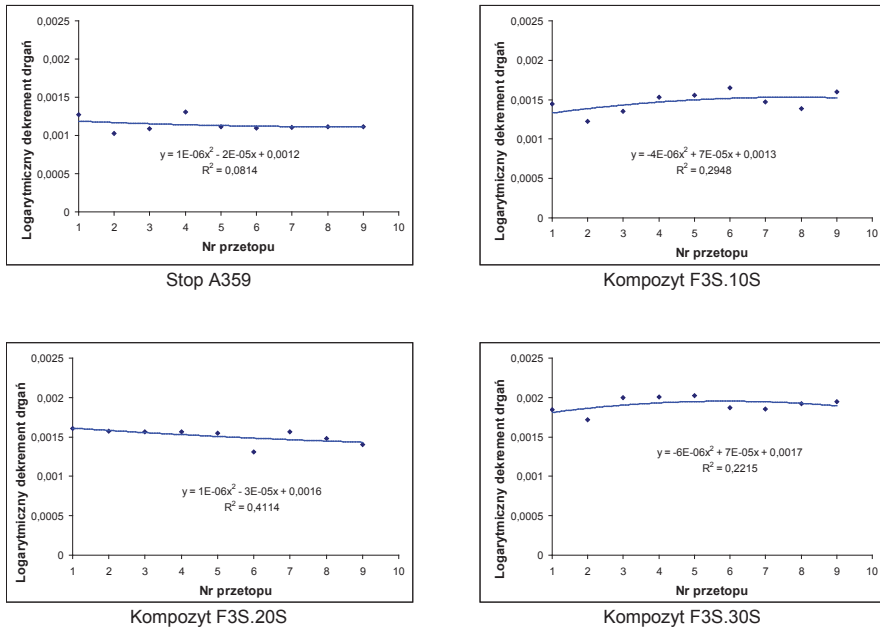
W tabeli 3 zestawiono wartości logarytmicznego dekrementu drgań dla wszystkich przetopów w odniesieniu do poszczególnych materiałów oraz podano obliczone współczynniki korelacji r (δ / nr przetopu). Wyznaczone wartości r dla danego materiału okazały się nieistotne, co oznacza brak wpływu liczby przetopów na zdolność badanych materiałów do tłumienia drgań.

Tabela 3. Zmiany logarytmicznego dekrementu drgań dla stopu osnowy A359 i kompozytów A359/SiC w zależności od liczby przetopów

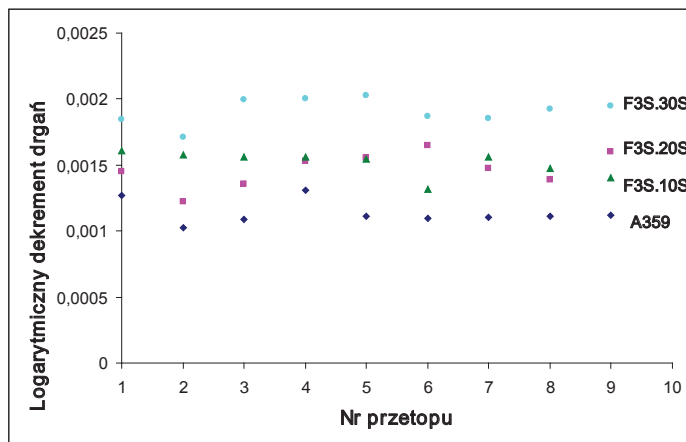
Nr przetopu	Logarytmiczny dekrement drgań $\delta \cdot 10^{-4}$			
	A359	F3S.10S	F3S.20S	F3S.30S
1	12,736	14,486	16,062	18,415
2	10,271	12,243	15,765	17,136
3	10,897	13,536	15,623	19,988
4	13,112	15,286	15,626	20,047
5	11,118	15,544	15,470	20,268
6	10,957	16,459	13,134	18,689
7	11,039	14,717	15,627	18,519
8	11,159	13,901	14,786	19,221
9	11,178	15,974	14,062	19,500
Współczynnik korelacji r	-0,2701 (nieistotny)	0,5016 (nieistotny)	-0,6364 (nieistotny)	-0,2864 (nieistotny)

Otrzymane wyniki badań zilustrowano również graficznie (dla każdego materiału oddzielnie) na odpowiednich wykresach (rys. 28).

Porównawcze zestawienie badanych materiałów z punktu widzenia zmian wskaźników tłumienia (logarytmiczny dekrement drgań δ) w funkcji liczby przetopów uwidoczniiono na rysunku 29.



Rys. 28. Zmiany logarytmicznego dekrementu drgań dla poszczególnych materiałów po kolejnych przetopach



Rys. 29. Porównanie zmiany logarytmicznego dekrementu drgań dla badanych materiałów w zależności od numeru przetopu

Uzyskane wyniki badań zdolności do tłumienia drgań stopu osnowy A359 i kompozytów o zróżnicowanej zawartości fazy zbrojącej wskazują na niewielkie zróżnicowanie wartości logarytmicznego dekrementu drgań δ w funkcji liczby przetopów.

Z danych pomiarowych w tabeli 3 i obliczonych współczynników korelacji r (δ / nr przetopu), wynika, że są one nieistotne. Oznacza to zatem, że liczba zastosowanych przetopów nie wpływa w istotny sposób na uzyskiwane wskaźniki tłumienia drgań.

Ilościowe badania metalograficzne

W celu jednoznacznego określenia wpływu liczby przetopów na mikrostrukturę badanych materiałów przeprowadzono także szczegółowe badania metodami metalografii ilościowej, wykorzystując do tego celu komputerowy analizator obrazu sprzężony *on-line* z mikroskopem Olympus PMG3 [22].

Wyznaczono następujące parametry geometryczne mikrostruktury stopu A359 i kompozytów na jego osnowie (F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S) [51]:

- zawartość objętościową porów w stopie A359 i kompozytach – V_v , %,
- estymatory powierzchni rozdziału pory / osnowa metalowa stopu A359 mierzone w dwóch kierunkach wzajemnie prostopadłych – $N_{L||}$ i $N_{L\perp}$, 1/mm,
- estymatory powierzchni rozdziału pory/kompozyt mierzone w dwóch kierunkach wzajemnie prostopadłych – $N_{L||}$ i $N_{L\perp}$, 1/mm,
- liczbę porów przypadającą na 1 mm² zglądu metalograficznego w stopie A359 i kompozytach – N_A , 1/mm²,
- średnią średnicę Fereta porów w stopie A359 i kompozytach – F_{sr} , μm,
- średnią odległość swobodną między porami w stopie A359 i kompozytach λ , μm, gdzie $\lambda = (1 - V_v)/N_L$.

Wszystkie pomiary wykonywano w takich samych warunkach pomiarowych:

- powiększenie mikroskopowe – 200 razy
- powierzchnia pojedynczego pola pomiarowego – 0,127 mm²
- całkowita powierzchnia analizowanego zglądu – 10,3 mm²
- liczba analizowanych pól pomiarowych – 81.

Takie same parametry i w takich samych warunkach pomiarowych wyznaczono również w odniesieniu do fazy zbrojącej w kompozytach.

Metalograficznej analizie ilościowej poddano także osnowę metalową zarówno stopu A359, jak i kompozytów stanowiących przedmiot badań.

Wszystkie pomiary dotyczące wydzielań eutektycznych wykonano w następujących, jednakowych warunkach pomiarowych:

- powiększenie mikroskopowe – 500 razy
- powierzchnia pojedynczego pola pomiarowego – 0,02 mm²
- całkowita powierzchnia analizowanego zglądu – 4,5 mm²
- liczba analizowanych pól pomiarowych – 225.

W przypadku osnowy metalowej wyznaczono następujące parametry geometryczne:

- zawartość objętościową wydzielań eutektycznych (sumarycznie) obecnych w osnowie roztworu stałego α w stopie A359 i kompozytach – V_v , %;

- estymatory powierzchni rozdziału wydzielenia eutektyczne / roztwór stały α stopu A359 mierzone w dwóch kierunkach wzajemnie prostopadłych – $N_{L||}$ i $N_{L\perp}$, 1/mm;
- estymatory powierzchni rozdziału wydzielenia eutektyczne / kompozyt mierzone w dwóch kierunkach wzajemnie prostopadłych – $N_{L||}$ i $N_{L\perp}$, 1/mm;
- liczbę wydzielań eutektycznych przypadającą na 1 mm² zglądu metalograficznego w stopie A359 i kompozytach – N_A , 1/mm²;
- średnią cięciwę wydzielań eutektycznych w stopie A359 i kompozytach – l_{sr} , μm ;
- średnią odległość swobodną między wydzieleniami eutektycznymi w stopie A359 i kompozytach λ , μm , gdzie $\lambda = (1 - V_v)/N_L$.

Wyniki badań metalograficznych

Wyniki ilościowych badań metalograficznych zestawiono w tabelach 4–7 (zmiany parametrów geometrycznych porów (nieciągłości strukturalnych) w funkcji liczby przetopów stopu A359 i kompozytów) [22].

W tabelach tych uwzględniono również obliczone współczynniki korelacji (r) między liczbą przetopów a zespołem parametrów geometrycznych porów, obliczone istotności (t_o) wyznaczonych współczynników korelacji oraz podano teoretyczne kryteria istotności (t_t).

Tabela 4. Zmiany parametrów geometrycznych porów w stopie A359 w zależności od liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne porów				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ , μm
1	0,015	105,258	9	4,63	8,54
2	0,121	166,248	20	6,86	5,94
3	0,067	198,209	47	4,68	5,04
4	0,251	194,409	67	6,79	5,13
5	0,096	326,886	19	7,06	3,06
6	0,003	127,459	6	3,10	7,85
7	0,006	130,551	9	3,48	7,66
8	0,313	197,373	36	8,21	5,05
9	0,021	185,914	14	4,25	5,38
Współczynnik korelacji, r	0,0932 nieistotny	0,1509 nieistotny	-0,1522 nieistotny	-0,0899 nieistotny	-0,1928 nieistotny
Obliczona istotność, t_o	-	-	-	-	-
Teoretyczna istotność, t_t	1,895 dla $\alpha = 0,10$ 2,365 dla $\alpha = 0,05$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$				

Tabela 5. Zmiany parametrów geometrycznych porów w kompozycie F3S.10S w funkcji liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne porów				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ_v , μm
1	1,25	216,825	160	7,94	4,55
2	0,99	336,594	125	7,00	2,94
3	2,27	322,772	375	4,89	3,03
4	1,43	285,963	585	2,00	3,45
5	4,30	204,176	1030	2,16	4,69
6	2,95	204,975	72	19,40	4,73
7	4,40	136,400	98	21,00	7,01
8	3,20	166,812	77	19,3	5,80
9	2,83	147,799	68	21,00	6,58
Współczynnik korelacji, r	0,6825 istotny na poziomie $\alpha = 0,05$	-0,7642 istotny na poziomie $\alpha = 0,02$	-0,2192 nieistotny	0,7578 istotny na poziomie $\alpha = 0,02$	0,7999 istotny na poziomie $\alpha = 0,01$
Obliczona istotność, t_o	-	-	-	-	-
Teoretyczna istotność, t_t	1,895 dla $\alpha = 0,10$ 2,365 dla $\alpha = 0,05$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$				

Tabela 6. Zmiany parametrów geometrycznych porów w kompozycie F3S.20S w funkcji liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne porów				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ_v , μm
1	0,25	226,969	27	11,9	4,39
2	0,16	263,337	18	11,7	3,79
3	1,37	311,526	145	7,3	3,17
4	0,98	234,423	43	15,5	4,22
5	3,43	231,966	158	7,4	4,16
6	3,49	169,904	67	20,0	5,68
7	2,68	170,651	70	17,0	5,70
8	5,09	131,585	98	19,5	7,21
9	2,61	172,158	76	17,0	5,66
Współczynnik korelacji, r	0,8070 istotny na poziomie $\alpha = 0,01$	-0,7814 istotny na poziomie $\alpha = 0,02$	0,2911 nieistotny	0,6435 istotny na poziomie $\alpha = 0,10$	0,7933 istotny na poziomie $\alpha = 0,02$

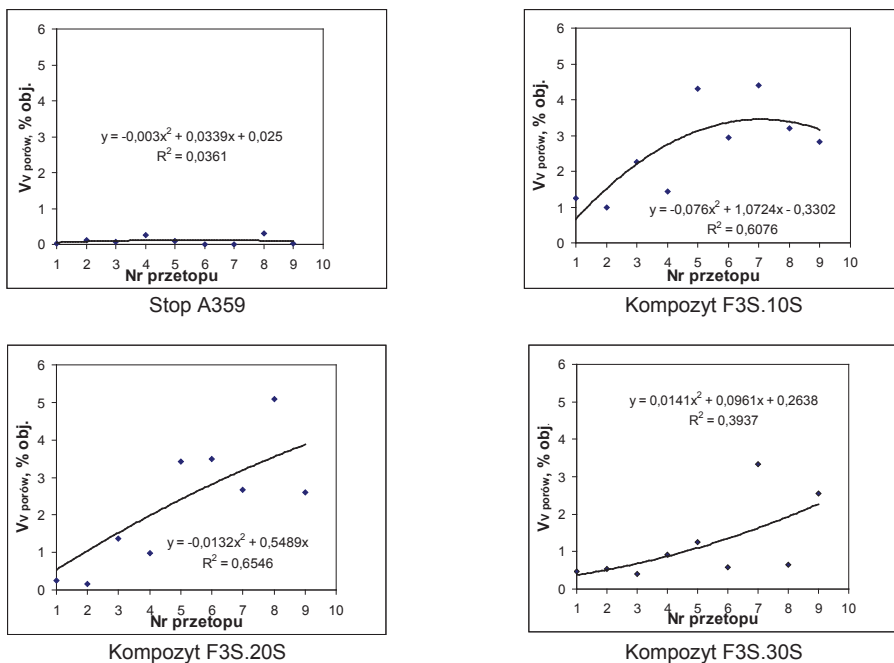
Tabela 6. Zmiany parametrów geometrycznych porów w kompozycie F3S.20S w funkcji liczby przetopów – cd.

Nr przetopu	Parametry geometryczne porów				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_{A^*} , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ , μm
Obliczona istotność, t_o	3,615	3,313	-	2,224	3,447
Teoretyczna istotność, t_t	1,895 dla $\alpha = 0,10$ 2,365 dla $\alpha = 0,05$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$				

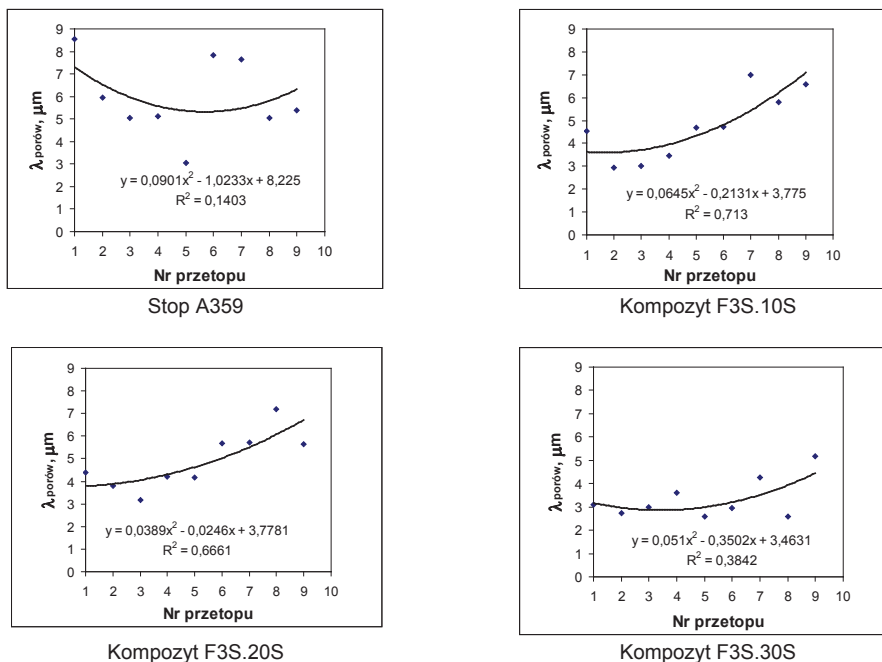
Tabela 7. Zmiany parametrów geometrycznych porów w kompozycie F3S.30S w funkcji liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne porów				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_{A^*} , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ , μm
1	0,48	321,496	37	12,3	3,10
2	0,53	364,796	73	10,7	2,73
3	0,41	333,265	31	12,5	2,99
4	0,91	273,364	52	14,1	3,62
5	1,25	380,875	147	14,2	2,59
6	0,59	337,576	41	12,5	2,94
7	3,33	227,637	76	15,3	4,25
8	0,66	386,929	152	7,37	2,57
9	2,56	188,707	83	16,6	5,16
Współczynnik korelacji, r	0,6218 istotny na poziomie $\alpha = 0,10$	-0,4044 nieistotny	0,5069 nieistotny	0,1889 nieistotny	0,5024 nieistotny
Obliczona istotność, t_o	2,101	-	-	-	-
Teoretyczna istotność, t_t	1,895 dla $\alpha = 0,10$ 2,365 dla $\alpha = 0,05$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$				

Zmiany, w zależności od liczby przetopów, wybranych (o najwyższej istotności) parametrów geometrycznych porów (zawartości objętościowej V_v oraz średniej odległości swobodnej λ) przedstawiono również na wykresach (rys. 30 i 31).



Rys. 30. Zmiany zawartości objętościowej porów $V_{v\text{porów}}$ w badanych materiałach w zależności od numeru przetopu



Rys. 31. Zmiany średniej odległości swobodnej między porami $\lambda_{\text{porów}}$ w badanych materiałach w zależności od numeru przetopu

W tabelach 8–10 przedstawiono zmiany parametrów geometrycznych fazy zbrojącej (SiC) w zależności od liczby przetopów kompozytów F3S.10S, F3S.20S oraz F3S.30S. Zestawiono w nich również obliczone współczynniki korelacji (r) między liczbą przetopów a parametrami geometrycznymi fazy zbrojącej w badanych kompozytach. Uwzględniono także obliczone istotności (t_0) wyznaczonych współczynników korelacji oraz podano teoretyczne kryteria istotności (t_t).

Tabela 8. Zmiany parametrów geometrycznych fazy zbrojącej w kompozycie F3S.10S w zależności od liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne fazy zbrojącej				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μ m	λ , μ m
1	8,50	254,663	972	11,2	3,65
2	10,55	238,475	1155	12,7	3,75
3	8,97	453,854	1526	11,2	2,00
4	9,99	283,456	1230	12,1	3,18
5	9,77	506,574	1352	12,5	1,78
6	9,31	560,719	1310	12,7	1,62
7	10,27	561,350	1491	12,6	1,60
8	9,92	641,146	2002	11,4	1,40
9	10,04	520,987	1423	12,3	1,73
Współczynnik korelacji, r	0,4318 nieistotny	0,8416 istotny na poziomie $\alpha = 0,01$	0,6882 istotny na poziomie $\alpha = 0,05$	0,2782 nieistotny	-0,8252 istotny na poziomie $\alpha = 0,01$
Obliczona istotność, t_0	-	4,123	2,510	-	3,865
Teoretyczna istotność, t_t	2,365 dla $\alpha = 0,05$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$				

Tabela 9. Zmiany parametrów geometrycznych fazy zbrojącej w kompozycie F3S.20S w zależności od liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne fazy zbrojącej				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μ m	λ , μ m
1	22,68	237,902	1981	14,3	3,25
2	20,48	225,451	1897	15,4	3,22
3	20,73	247,153	1909	14,8	3,21
4	21,26	222,729	1811	15,3	3,54
5	20,41	233,024	1818	15,1	3,42
6	20,82	227,370	1766	15,6	3,48
7	20,74	271,262	1969	14,4	2,92

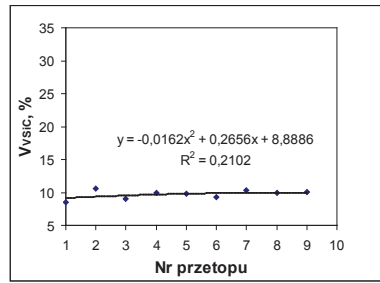
Tabela 9. Zmiany parametrów geometrycznych fazy zbrojącej w kompozycie F3S.20S w zależności od liczby przetopów – cd.

Nr przetopu	Parametry geometryczne fazy zbrojącej				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ , μm
8	20,97	288,998	1925	14,8	2,73
9	21,63	268,868	1980	14,4	2,91
Współczynnik korelacji, r	-0,2028 nieistotny	0,7033 istotny na poziomie $\alpha = 0,05$	0,0888 nieistotny	-0,1818 nieistotny	-0,5657 nieistotny
Obliczona istotność, t_o	-	2,617	-	-	-
Teoretyczna istotność, t_t	2,365 dla $\alpha = 0,05$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$				

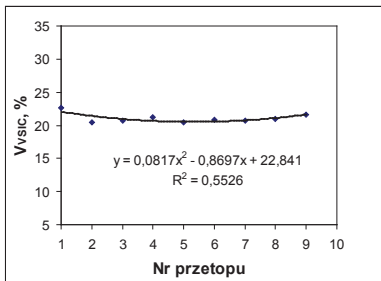
Tabela 10. Zmiany parametrów geometrycznych fazy zbrojącej w kompozycie F3S.30S w zależności od liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne fazy zbrojącej				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ , μm
1	28,60	176,314	1182	18,9	4,05
2	30,92	177,467	1240	19,0	3,89
3	28,98	171,358	1119	19,8	4,14
4	30,81	168,181	1076	20,7	4,11
5	30,28	164,580	1048	21,0	4,24
6	27,92	89,635	852	21,6	8,04
7	29,91	162,406	1002	21,0	4,32
8	31,22	154,617	972	22,5	4,45
9	29,11	154,878	976	20,8	4,58
Współczynnik korelacji, r	0,0756 nieistotny	-0,4268 nieistotny	-0,8047	0,8304	0,28634 nieistotny
Obliczona istotność, t_o	-	-	3,586 istotny na poziomie $\alpha = 0,01$	3,943 istotny na poziomie $\alpha = 0,01$	-
Teoretyczna istotność, t_t	2,365 dla $\alpha = 0,05$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$				

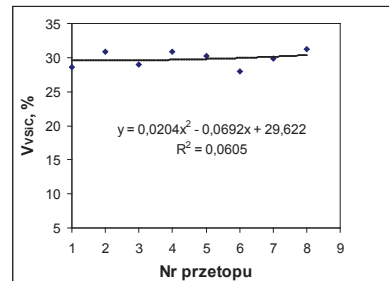
Zmiany, w funkcji liczby przetopów, wybranych (o najwyższej istotności) parametrów geometrycznych fazy zbrojącej (zawartości objętościowej V_{vSIC} oraz średniej odległości swobodnej λ_{SIC}) w kompozytach przedstawiono również na wykresach (rys. 32 i 33).



Kompozyt F3S.10S

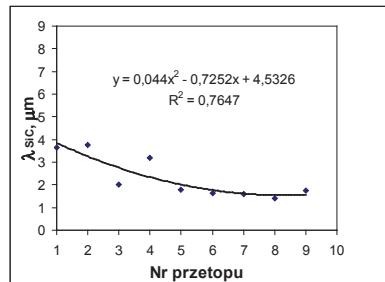


Kompozyt F3S.20S

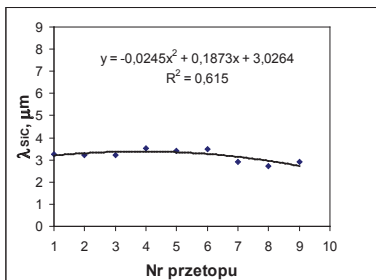


Kompozyt F3S.30S

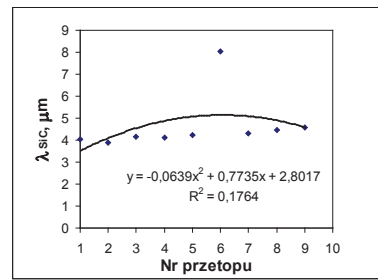
Rys. 32. Zmiany zawartości objętościowej fazy zbrojącej V_{vsic} w badanych kompozytach w zależności od liczby przetopów



Kompozyt F3S.10S



Kompozyt F3S.20S



Kompozyt F3S.30S

Rys. 33. Zmiany średniej odległości swobodnej między cząsteczkami fazy zbrojącej λ_{sic} w badanych kompozytach w zależności od liczby przetopów

W celu uzyskania kompleksowych danych o mikrostrukturze badanych materiałów przeanalizowano również ich osnowę metalową. W tabelach 11–14 przedstawiono zmiany parametrów geometrycznych wydzieli eutektycznych. Wydzielenia te analizowano łącznie (sumarycznie) z uwagi na trudności występujące przy próbach separatywnej binaryzacji obrazu wydzieli eutektycznych niezbędnej przy wykonywaniu pomiarów ilościowych metodą analizy obrazu.

Podobnie jak w przypadku porów i fazy zbrojącej uzyskane wyniki przedstawiono w funkcji liczby przetopów dla stopu A359 (tabela 11 oraz dla kompozytów: F3S.10S (tabela 12), F3S.20S (tabela 13) i F3S.30S (tabela 14). W wymienionych tabelach zestawiono również obliczone współczynniki korelacji (r) między liczbą przetopów a parametrami geometrycznymi wydzieli eutektycznych. Uwzględniono także obliczone istotności (t_o) wyznaczonych współczynników korelacji oraz podano teoretyczne kryteria istotności (t_t).

Tabela 11. Zmiany parametrów geometrycznych wydzieli eutektycznych (sumarycznie) w stopie A359 w zależności od liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne wydzieli eutektycznych (sumarycznie)			
	V_v , %	$N_{L_{\text{sr}}}$, 1/mm	l_{sr} , μm	λ , μm
1	11,16	1361,908	0,740	0,65
2	10,15	1022,317	0,988	0,88
3	11,71	1018,061	1,000	0,87
4	11,16	1055,699	0,959	0,84
5	11,04	1141,800	0,892	0,78
6	10,33	1170,769	0,858	0,77
7	11,56	1192,299	0,842	0,74
8	9,70	928,655	1,09	0,97
9	9,65	1365,323	0,736	0,66
Współczynnik korelacji, r	-0,5001 nieistotny	0,0590 nieistotny	-0,0484 nieistotny	-0,0087 nieistotny
Obliczona istotność, t_o	-	-	-	-
Teoretyczna istotność, t_t	2,365 dla $\alpha = 0,05$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$			

Tabela 12. Zmiany parametrów geometrycznych wydzielań eutektycznych (sumarycznie) w kompozycje F3S.10S w zależności od liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne wydzielań eutektycznych (sumarycznie)			
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	l_{sr} , μm	λ_s , μm
1	10,90	1449,835	0,708	0,61
2	10,37	1612,963	0,622	0,56
3	10,02	1771,790	0,565	0,51
4	10,45	1813,488	0,553	0,49
5	11,30	1614,117	0,622	0,55
6	11,72	1616,121	0,620	0,55
7	10,58	1688,632	0,594	0,53
8	10,89	1694,257	0,590	0,53
9	11,17	1752,581	0,578	0,51
Współczynnik korelacji, r	0,4367 nieistotny	0,4537 nieistotny	-0,4893 nieistotny	-0,5046 nieistotny
Obliczona istotność, t_o	-	-	-	-
Teoretyczna istotność, t_t	2,365 dla $\alpha = 0,05$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$			

Tabela 13. Zmiany parametrów geometrycznych wydzielań eutektycznych (sumarycznie) w kompozycje F3S.20S w zależności od liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne wydzielań eutektycznych (sumarycznie)			
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	l_{sr} , μm	λ_s , μm
1	10,12	1510,673	0,664	0,59
2	10,09	1339,250	0,753	0,67
3	10,13	1200,092	0,838	0,75
4	11,46	1343,800	0,749	0,66
5	10,70	1308,475	0,754	0,68
6	11,26	1266,705	0,793	0,70
7	10,46	1477,565	0,678	0,61
8	11,43	1819,406	0,551	0,49
9	11,71	1817,673	0,553	0,49
Współczynnik korelacji, r	0,7578 istotny na poziomie $\alpha = 0,02$	0,6301 nieistotny	-0,6004 nieistotny	-0,5957 nieistotny
Obliczona istotność, t_o	3,073	2,147	-	-

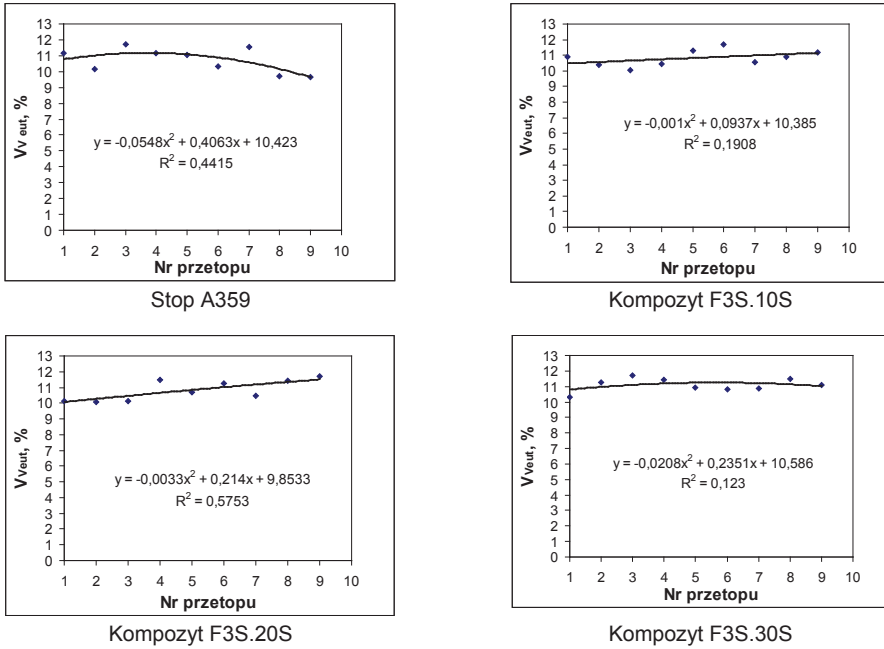
Tabela 13. Zmiany parametrów geometrycznych wydzielań eutektycznych (sumarycznie) w kompozycie F3S.20S w zależności od liczby przetopów – cd.

Nr przetopu	Parametry geometryczne wydzielań eutektycznych (sumarycznie)			
	V_V , %	$N_{L_{\text{sr}}}$, 1/mm	l_{sr} , μm	λ , μm
Teoretyczna istotność, t_t	2,365 dla $\alpha = 0,05$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$			

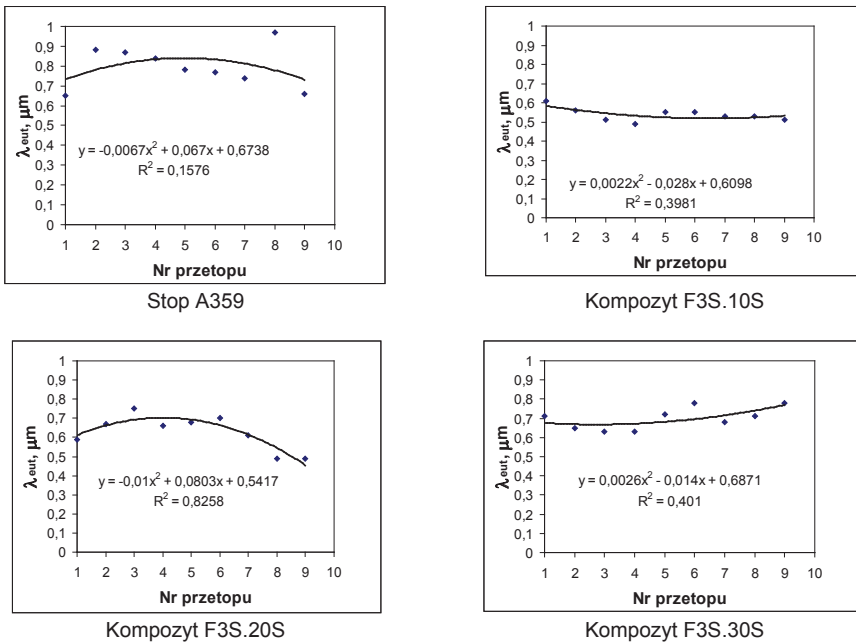
Tabela 14. Zmiany parametrów geometrycznych wydzielań eutektycznych (sumarycznie) w kompozycie F3S.30S w zależności od liczby przetopów

Nr przetopu	Parametry geometryczne wydzielań eutektycznych (sumarycznie)			
	V_V , %	$N_{L_{\text{sr}}}$, 1/mm	l_{sr} , μm	λ , μm
1	10,30	1264,884	0,798	0,71
2	11,27	1362,650	0,740	0,65
3	11,70	1396,814	0,722	0,63
4	11,43	1398,104	0,724	0,63
5	10,91	1233,775	0,817	0,72
6	10,84	1143,134	0,879	0,78
7	10,89	1306,259	0,769	0,68
8	11,50	1249,530	0,805	0,71
9	11,09	1134,997	0,886	0,78
Współczynnik korelacji, r	0,1761 nieistotny	-0,5984 nieistotny	0,5935 nieistotny	0,5675 nieistotny
Obliczona istotność, t_o	-	-	-	-
Teoretyczna istotność, t_t	2,365 dla $\alpha = 0,05$ 3,499 dla $\alpha = 0,01$ 2,998 dla $\alpha = 0,02$ 5,405 dla $\alpha = 0,001$			

Zmiany, w zależności od liczby przetopów, wybranych parametrów geometrycznych wydzielań eutektycznych (zawartości objętościowej $V_{V_{\text{eut}}}$ oraz średniej odległości swobodnej λ_{eut}) w kompozytach przedstawiono również na odpowiednich wykresach (rys. 34 i 35).



Rys. 34. Zmiany zawartości objętościowej wydzieleni eutektycznych $V_{v_{eut}}$ w badanych materiałach w zależności od liczby przetopów



Rys. 35. Zmiany średniej odległości swobodnej między wydzieleniami eutektycznymi λ_{eut} w badanych materiałach w zależności od liczby przetopów

Dane liczbowe zestawione w tabeli 4 (stop A359) wskazują na brak istotnych zmian w zakresie sumarycznej porowatości gazowo-skurczowej i skurczowo-gazowej w funkcji liczby przetopów, o czym świadczą obliczone współczynniki korelacji niespełniające kryteriów istotności w zakresie wszystkich wyznaczonych parametrów geometrycznych porów. Natomiast dane liczbowe dotyczące kompozytów zestawione w tabeli 5 (kompozyt F3S.10S) i w tabeli 6 (kompozyt F3S.20S) wskazują na istotne zmiany w zakresie sumarycznej porowatości w funkcji liczby przetopów. Istotność zmian stwierdzono dla wszystkich wyznaczonych parametrów geometrycznych porów, za wyjątkiem parametrów N_A oznaczających liczbę porów przypadającą na 1 mm^2 zglądu. O istotności zmian świadczą obliczone odpowiednie współczynniki korelacji spełniające kryterium istotności na poziomie od $\alpha = 0,05$ do $\alpha = 0,01$. Istotne zmiany wartości współczynników korelacji związane zarówno z udziałem objętościowym porów (V_V), jak i średnią odległością swobodną między porami (λ) należy tłumaczyć zwiększaniem się, w miarę wzrostu liczby przetopów, rozmiarów porów.

O rozroście rozmiarów porów świadczy istotne zmniejszenie (wraz z numerem przetopu) wartości estymatora rozdziału pory/osnowa (N_L) oraz towarzyszący mu wzrost średniej średnicy Fereta (F_{sr}) – tabele 5 i 6. Fakt ten ilustrują także uzyskane istotne zależności ilościowe uwidocznione na rysunkach 30 i 31.

Zaskakującym wydaje się natomiast fakt, że w przypadku kompozytu F3S.30S (tabela 7) nie stwierdzono występowania istotnych korelacji między większością wyznaczonych parametrów geometrycznych porów i liczbą przetopów. Zaobserwowano jedynie trend istotny dopiero na poziomie $\alpha = 0,10$ dla zawartości objętościowej porów (V_V). Jednakże należy mieć na uwadze, że aby twierdzić o występowaniu istotnej korelacji między dowolnymi dwoma parametrami, kryterium istotności musi być spełnione co najmniej na poziomie $\alpha = 0,05$.

Zaobserwowano również pewne zmiany, w zależności od liczby przetopów, w zakresie parametrów geometrycznych związanych z fazą zbrojącą badanych kompozytów.

Jednocześnie stwierdzono, że występuje pewne zróżnicowanie w zakresie wyjściowych rozmiarów cząsteczek SiC między poszczególnymi kompozytami (niezależnie od liczby przetopów), bowiem badane kompozyty zawierają cząsteczki SiC o średnich średnicach Fereta (F_{sr}) wynoszących odpowiednio:

11,2 μm – 12,7 μm – kompozyt F3S.10S,

14,3 μm – 15,6 μm – kompozyt F3S.20S,

18,9 μm – 22,5 μm – kompozyt F3S.30S.

Jednak przede wszystkim zwraca uwagę stabilność zawartości objętościowej (V_V) cząsteczek SiC dla danego rodzaju kompozytu niezależnie od liczby zastosowanych przetopów. Świadczą o tym zarówno nieistotne współczynniki korelacji $r(V_{\text{SiC}} / \text{nr przetopu})$ zestawione w tabelach: tabeli 8 – kompozyt F3S.10S, tabeli 9 – kompozyt F3S.20S oraz tabeli 10 – kompozyt F3S.30S), jak i uwidocznione na wykresach (rys. 32), zbiory punktów o układzie w przybliżeniu równoległym do osi odciętych (nr przetopu).

Jednocześnie zwraca uwagę fakt, że wraz ze wzrostem liczby przetopów zwiększa się estymator rozdziału SiC / osnowa metalowa (N_L) – co uwidoczniono w tabelach 8 i 9. Przy stwierdzonej quasi-stałej zawartości objętościowej fazy zbrojącej (V_{SiC}) może

to powodować istotne zmniejszenie, w funkcji liczby przetopów, średniej odległości swobodnej (λ) między cząsteczkami SiC, jako że $\lambda = (1 - V_v)/N_L$. Zjawisko to zostało potwierdzone tylko dla kompozytu F3S.10S, a świadczy o tym wyznaczony współczynnik korelacji (r) i jego obliczona istotność (t_o) spełniająca kryterium istotności na poziomie $\alpha = 0,01$. Fakt ten dowodzi, że podczas przetopów kompozytu F3S.10S następuje istotna zmiana w zakresie jednorodności rozmieszczenia fazy zbrojącej w osnowie tego kompozytu. Niemniej jednak nawet istotna zmiana tego samego parametru (N_L) w przypadku kompozytu F3S.20S nie spowodowała istotnej zmiany w tym kompozycie średniej odległości swobodnej SiC-SiC, a w przypadku kompozytu F3S.30S już nawet sam parametr (N_L) nie podlegał istotnym zmianom w zależności od liczby przetopów, czego dowodzą wyznaczone współczynniki korelacji r (N_L / nr przetopu) i ich obliczone istotności (t_o) zawarte w tabeli 9 – dla kompozytu F3S.20S i w tabeli 10 – dla kompozytu F3S.30S w kontekście teoretycznych kryteriów istotności (t_t).

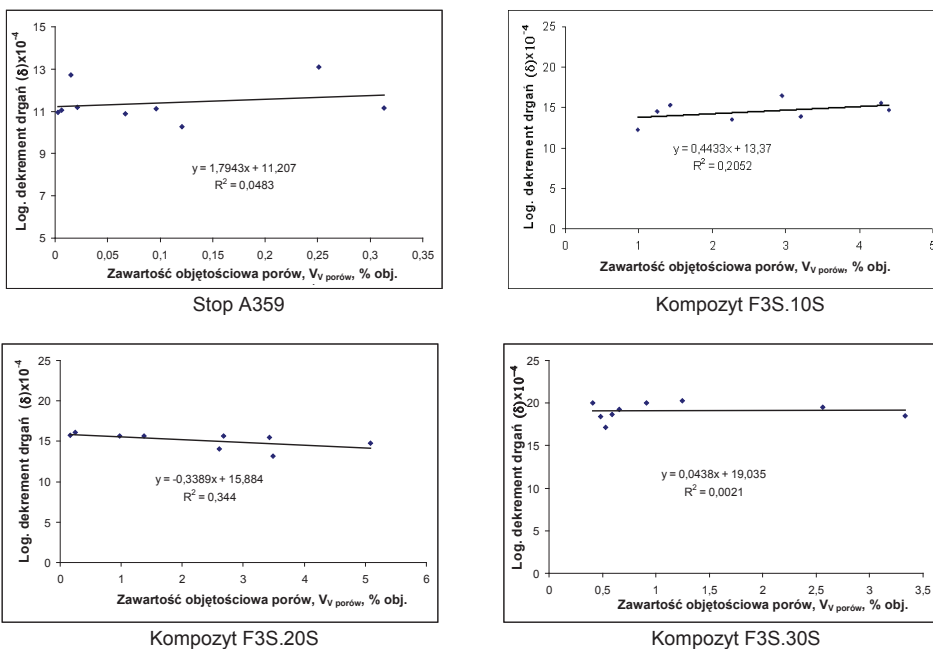
Zaobserwowane prawidłowości ilustruje rysunek 33 – istotna zależność λ w zależności od nr przetopu dla F3S.10S, pewna tendencja zmian dla F3S.20S oraz brak istotnej zależności dla F3S.30S, stanowiąc zarazem potwierdzenie przedstawionego wywodu.

Przeprowadzone, w celu uzyskania pełnych danych o mikrostrukturze badanych materiałów, analizy ilościowe dotyczące osnowy metalowej kompozytów i stopu wyjściowego dowodzą stabilności wszystkich wyznaczonych parametrów geometrycznych wydzieli eutektycznych występujących w stopie A359 i kompozytach F3S.10S i F3S.30S, o czym świadczą obliczone współczynniki korelacji r w funkcji parametr geometryczny / nr przetopu i ich obliczone kryteria istotności (t_o) niespełniające teoretycznych kryteriów istotności (t_t) – tabela 11 (stop A359), tabela 12 (kompozyt F3S.10S), tabela 14 (kompozyt F3S.30S). Stwierdzoną prawidłowość ilustrują również wykresy pokazujące zmiany zawartości objętościowych wydzieli eutektycznych (V_v) w zależności od liczby przetopów (rys. 34) oraz zmiany w zakresie rozmieszczenia wydzieli eutektycznych (średnia odległość swobodna – λ) uwidocznione na rysunku 34, które okazały się od tej liczby niezależne.

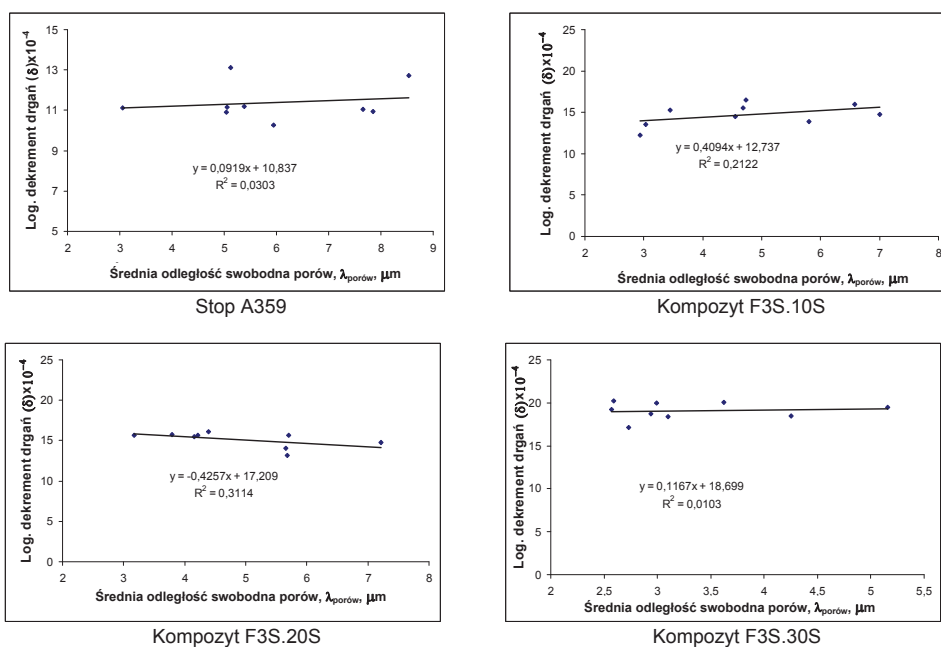
Jedynie w kompozycie F3S.20S wystąpiła istotna zmiana w zakresie zawartości objętościowej wydzieli eutektycznych (V_v) w osnowie kompozytu, o czym świadczy obliczony współczynnik korelacji r (V_v / nr przetopu) zamieszczony w tabeli 13, spełniający kryterium istotności na poziomie istotności $\alpha = 0,02$. Fakt ten ilustruje również, w postaci zależności ilościowej zgodnej z wielomianem 2-go stopnia, rysunek 35.

Zależności ilościowe między zdolnością do tłumienia drgań i mikrostrukturą stopu A359 i kompozytów F3S.10S, F3S.20S F3S.30S w kontekście ich wielokrotnego przetopu

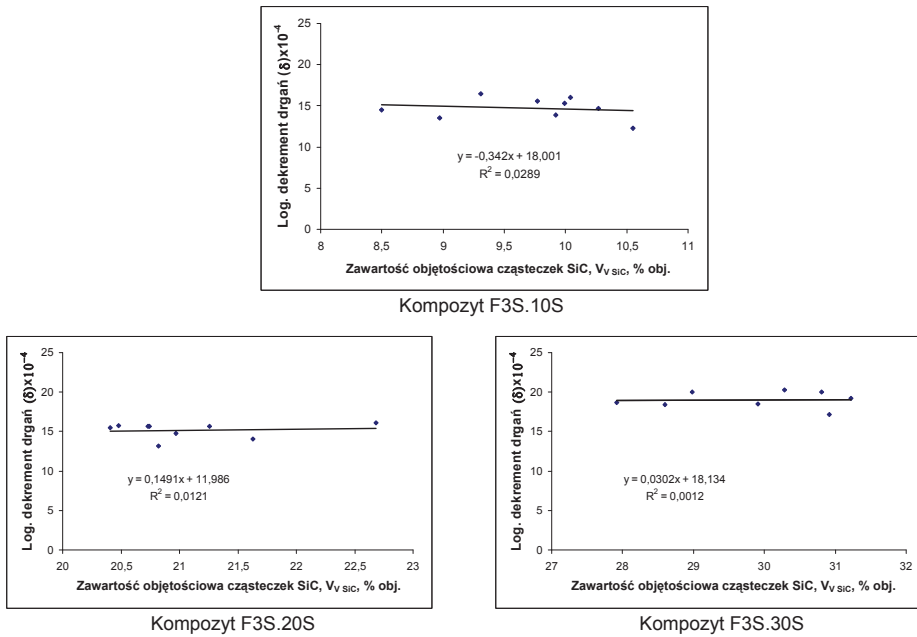
Przeprowadzono analizę rozrzutu wyników w zakresie zarówno wartości logarytmicznego dekrementu drgań, jak i wartości poszczególnych parametrów mikrostruktury (w kontekście wielokrotnego przetopu badanych kompozytów), co daje się ująć w kategoriach zależności ilościowych. Uzyskane wyniki przedstawiono w postaci graficznej oddzielnie dla porów (rys. 36 i 37), fazy zbrojącej (rys. 38 i 39) i wydzieli eutektycznych (rys. 40 i 41), występujących w badanych materiałach.



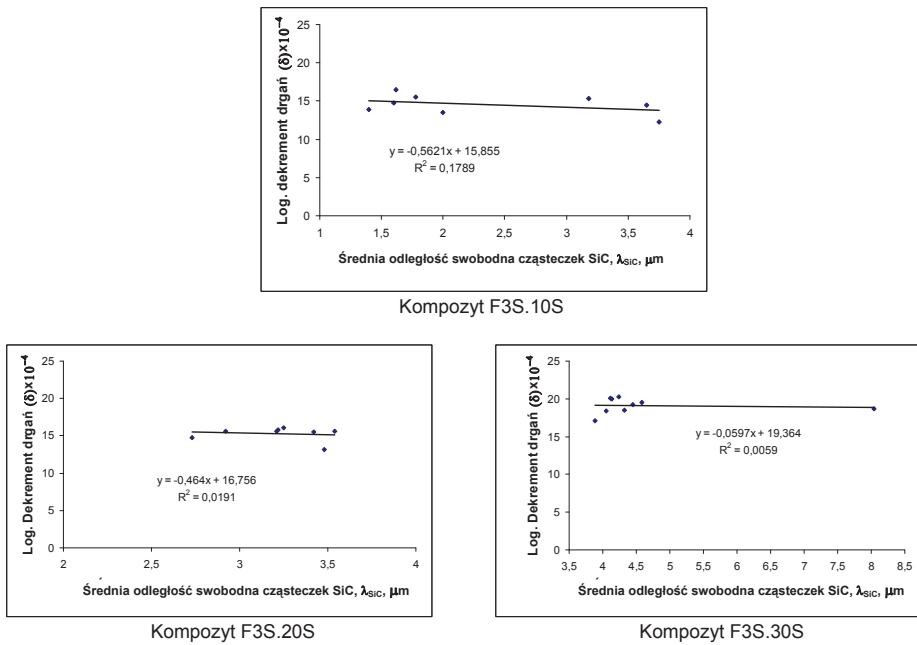
Rys. 36. Zmiany logarymicznego dekrementu drgań dla badanych materiałów w zależności od zawartości objętościowej porów



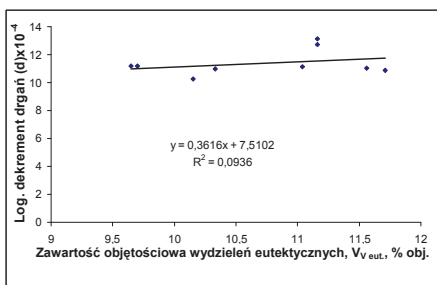
Rys. 37. Zmiany logarymicznego dekrementu drgań dla badanych materiałów w zależności od średniej odległości swobodnej porów



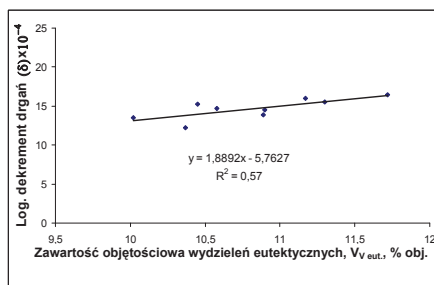
Rys. 38. Zmiany logarytmicznego dekrementu drgań dla badanych kompozytów w zależności od zawartości objętościowej cząsteczek fazy zbrojącej



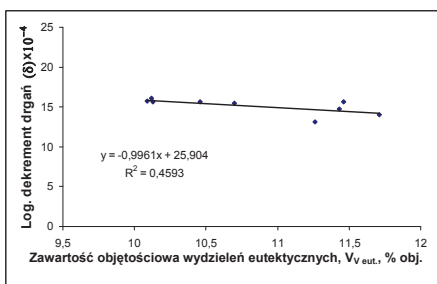
Rys. 39. Zmiany logarytmicznego dekrementu drgań dla badanych kompozytów w zależności od średniej odległości swobodnej cząsteczek fazy zbrojącej



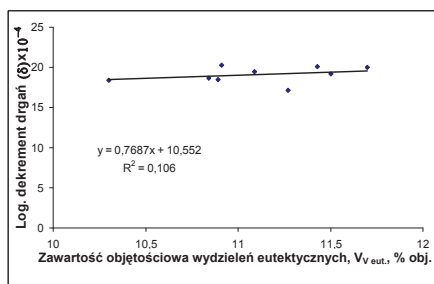
Stop A359



Kompozyt F3S.10S

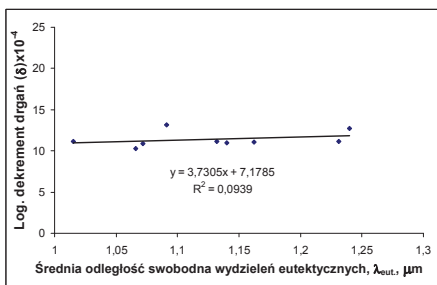


Kompozyt F3S.20S

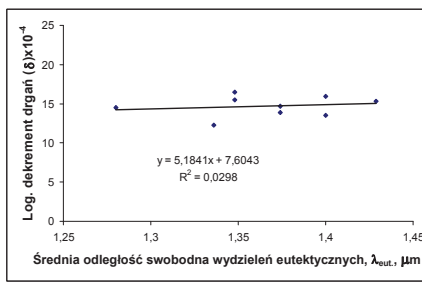


Kompozyt F3S.30S

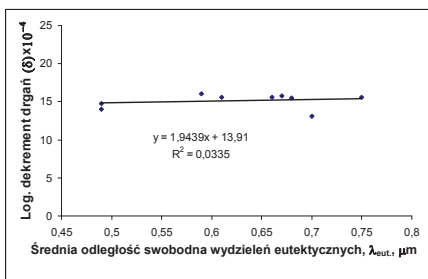
Rys. 40. Zmiany logarytmicznego dekrementu drgań dla badanych materiałów w zależności od zawartości objętościowej wydzieli eutektycznych



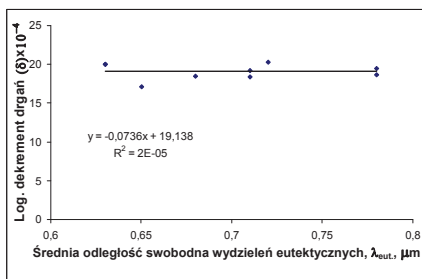
Stop A359



Kompozyt F3S.10S



Kompozyt F3S.20S



Kompozyt F3S.30S

Rys. 41. Zmiany logarytmicznego dekrementu drgań dla badanych materiałów w zależności od średniej odległości swobodnej wydzieli eutektycznych

Przedstawione na rysunkach 36–41 przebiegi wszystkich krzywych w zależności logarytmiczny dekrement drgań (δ) / stereologiczny parametr mikrostruktury (w odniesieniu do porów, fazy zbrojącej, wydzielań eutektycznych) oraz podane na wykresach wszystkie wartości wyznaczonych współczynników korelacji dowodzą braku negatywnego oddziaływania liczby przetopów na zdolność do tłumienia drgań badanych materiałów. Otrzymane przebiegi krzywych są bowiem praktycznie równoległe do osi rzędnych, a wszystkie wyznaczone współczynniki korelacji r (δ / stereologiczny parametr mikrostruktury) nie spełniają kryterium istotności nawet na poziomie $\alpha = 0,10$.

Biorąc pod uwagę, że podstawowe znaczenie w zjawisku tłumienia drgań w metalowych materiałach kompozytowych należy przypisać stanowi powierzchni międzyfazowej zbrojenie / osnowa kompozytu, można na podstawie uzyskanych wyników badań stwierdzić, że po zastosowaniu wielokrotnego przetopu nie dopatrzono się istotnej degradacji w tym obszarze.

Wnioski końcowe

Na podstawie przeprowadzonych badań zdolności do tłumienia drgań stopu osnowy A359 i kompozytów F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S można sformułować następujące szczegółowe wnioski końcowe:

- kompozyty metalowe o osnowie stopu aluminium, zbrojone cząsteczkami SiC wykazują większą zdolność do tłumienia drgań niż stop A359 stanowiący ich osnowę metalową;
- zdolność badanych kompozytów do tłumienia drgań wzrasta wraz z zawartością fazy zbrojącej;
- zastosowana liczba przetopów nie zmienia w sposób istotny zdolności do tłumienia drgań zarówno stopu A359, jak i badanych kompozytów.

Uzyskane wyniki badań metodami metalografii jakościowej i ilościowej upoważniają do sformułowania następujących szczegółowych wniosków:

- stop A359 jest najbardziej odporny na powstawanie nieciągłości strukturalnych w wyniku kolejnych przetopów, co oznacza między innymi jego najmniejszą skłonność do zagazowania;
- kompozyty F3S.10S i F3S.20S są istotnie wrażliwe na wielokrotny przetop, który wywołuje powstawanie nieciągłości strukturalnych w postaci porowatości gazowo-skurczowej;
- dziewięciokrotny przetop kompozytów F3S.10S i F3S.20S powoduje istotny, zgodny z wielomianem 2-go stopnia, wzrost średniej odległości swobodnej między porami świadczący o ich rozroście podczas wielokrotnego przetapiania;
- próby wielokrotnego przetopu powinny być poprzedzone taką optymalizacją procedury odlewania, która zminimalizuje niebezpieczeństwo tworzenia się porowatości, zwłaszcza pęcherzy gazowych;
- dziewięciokrotny przetop kompozytów F3S.10S, F3S.20S i F3S.30S nie zmienia zawartości objętościowej fazy zbrojącej, co może pośrednio świadczyć zarówno o braku niekorzystnych zjawisk na granicy zbrojenie / osnowa metalowa, jak i braku wypływania fazy zbrojącej na powierzchnię kąpielii metalowej i przechożenia jej do żuźla;

- z punktu widzenia cech morfologicznych fazy zbrojącej zwłaszcza w zakresie rozmieszczenia cząsteczek SiC w osnowie kompozytu (przy quasi-stałej jej zawartości) bardziej wrażliwe na wielokrotny przetop są kompozyty o mniejszej zawartości zbrojenia. Wynika to prawdopodobnie z większej możliwości „przemieszczania” się cząsteczek SiC w osnowie metalowej podczas kolejnych przetopów, w przeciwieństwie do większych zawartości, kiedy to możliwości migracyjne są utrudnione ze względu na wyjściowe większe „upakowanie” cząsteczek SiC w osnowie metalowej;
- stop A359 i kompozyty F3S.10S i F3S.30S są niewrażliwe na wielokrotny przetop z punktu widzenia stabilności zawartości objętościowej i cech morfologicznych wydzieleni eutektycznych, jedynie w przypadku kompozytu F3S.20S stwierdzono, w zależności od liczby przetopów, istotne zmniejszenie średniej odległości swobodnej między wydzieleniami eutektycznymi, które podczas kolejnych przetopów uległy pewnemu rozdrobnieniu, o czym świadczy wzrost parametru N_L .

Podsumowanie

Na podstawie wyznaczonych wartości logarytmicznego dekrementu drgań i uzyskanych charakterystyk mikrostruktury stopu A359 oraz kompozytów F3S.10S, F3S.20S i F3S.30S można uznać brak istotnego wpływu zmian strukturalnych, w tym również w zakresie porowatości, stwierdzanych w wyniku wielokrotnego przetopu, na zdolność do tłumienia drgań badanych materiałów.

Osiągnięty pozytywny rezultat badań wynika przede wszystkim z dotrzymania wymaganej minimalnej zawartości Si w stopie A359, dzięki czemu nie wystąpiła niekorzystna reakcja, w wyniku której mogłoby dojść do powstania węgliku glinu (Al_4C_3).

Uzyskane wyniki badań potwierdziły również, znany z literatury przedmiotu, korzystny wpływ fazy zbrojącej na zdolność do tłumienia drgań wyrażoną logarytmicznym dekrementem drgań. Fakt ten jest zgodny z wynikami uzyskanymi w niniejszej pracy, bowiem najwyższą wartość logarytmicznego dekrementu drgań uzyskano dla kompozytu F3S.30S, a najniższą dla stopu A359. Jednocześnie należy podkreślić, że zmiany na przykład porowatości gazowo-skurczowej, stwierdzone w badanych materiałach rzutują niekorzystnie na ich podstawowe charakterystyki mechaniczne (po kolejnych przetopach obserwuje się bowiem stopniowe ich pogarszanie, chociaż do 4-go przetopu jest ono nieistotne z praktycznego punktu widzenia [22]). Jednocześnie te niekorzystne, z punktu widzenia charakterystyk mechanicznych, zmiany porowatości okazały się zbyt małe, aby zwiększyła się zdolność do tłumienia drgań badanych materiałów, ale – jak wykazano w [22] – wystarczające, aby wpłynąć negatywnie na ich podstawowe charakterystyki mechaniczne. Stwierdzona istotność zmian pozostałych parametrów geometrycznych mikrostruktury wraz numerem przetopu, także wpływająca na charakterystyki mechaniczne [22] nie miała jednak również większego znaczenia, jeśli chodzi o zdolność do tłumienia drgań. Na podstawie zatem uzyskanych wyników należy przyjąć, że charakterystyki mechaniczne przebadanych materiałów w odróżnieniu od ich zdolności do tłumienia drgań okazały się bardziej czułe na wszelkie zmiany mikrostrukturalne. Należy przy tym również mieć na uwadze, że w przypadku materiałów tradycyjnych o ich zdolności do tłumienia drgań decydują właściwości bardziej miękkiej fazy / składnika [23].

W przypadku materiałów kompozytowych problem jest bardziej złożony i wymaga, przy interpretacji występujących zjawisk, uwzględnienia mechanizmów tłumienia drgań, występujących w materiałach heterofazowych. Ustalono, że podstawowym czynnikiem decydującym o zdolności kompozytów do tłumienia drgań jest powierzchnia międzyfazowa, w danym przypadku węgiel krzemu / osnowa stopu A359, której właściwości wynikają z technologii wytwarzania (obecność lub brak określonych warstewek na cząsteczkach fazy zbrojącej, sterowanie zwilżalnością między zbrojeniem i osnową metalową – im lepsze połączenie, tym lepsze charakterystyki mechaniczne, natomiast zdolność do tłumienia drgań może się pogarszać itd.). Jeśli właściwości mechaniczne powierzchni międzyfazowej zbrojenie / osnowa metalowa są podobne do właściwości osnowy metalowej, to wielkość rozpraszanej przez kompozyt energii spada wraz ze wzrostem tej grubości, natomiast przy różnych właściwościach mechanicznych powierzchni międzyfazowej zbrojenie / osnowa oraz osnowy metalowej zdolność kompozytu do rozpraszania energii wzrasta wraz z tą grubością, oznaczając tym samym jego większą zdolność do tłumienia drgań [16].

W oparciu o przedstawione wyniki badań można przede wszystkim stwierdzić, że kompozyty na osnowie stopu A359 zbrojone w całej objętości cząsteczkami SiC można poddawać recyklingowi poprzez bezpośredni przetop, a więc metodą prostą i uzasadnioną ekonomicznie oraz nie wpływającą ujemnie na ich charakterystyki tłumiące. Należy natomiast dokładać starań w kierunku minimalizacji porowatości skurczowo-gazowej ze względu na oczekiwane charakterystyki mechaniczne.

Podziękowania

Praca została wykonana w ramach pracy statutowej nr 6819/ITS/2012 w oparciu o finansowanie Instytutu Transportu Samochodowego.

Literatura

1. Bienias J., Surowska B., Sobczak J.: *Zastosowanie i wybrane właściwości kompozytów aluminium-grafit*. Journal of Kones. Combustion Engines, 2001, Vol. 8, Nos. 3–4, pp. 191–198.
2. Pietrzak K.: *Strukturalne uwarunkowania wybranych właściwości użytkowych stopów żelaza*. Instytut Transportu Samochodowego, Warszawa, 2010, ISBN 987-83-60965-96-2.
3. Sobczak J.: *Kompozyty metalowe*. Instytut Odlewnictwa, Instytut Transportu Samochodowego, Kraków-Warszawa, 2001, ISBN 83-913045-8-2.
4. Lloyd D.J.: *Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites*. International Materials Reviews, 1994, Vol. 39, No. 1, pp. 1–23.
5. Wojciechowski A.: *Wpływ obecności fazy zbrojącej kompozytu na bazie stopu aluminium na wybrane właściwości użytkowe tarczy hamulcowej*. Praca doktorska, Politechnika Lubelska, Lublin, 2001.
6. Rudnik D.: *Studium eksperymentalne materiału tłoka kompozytowego do silnika spalinywego*. Praca doktorska, Politechnika Lubelska, 2001.
7. Wei J.N., Cheng H.F., Zhang Y.F., Han F.S., Zhou Z.C., Shui J.P.: *Effects of macroscopic graphite particulates on the damping behavior of commercially pure aluminum*. Materials Science and Engineering: A, 2002, Vol. 325, Nos. 1–2, pp. 444–453.

8. Zhang J., Perez R.J., Lavernia E.J.: *Dislocation-induced damping in metal matrix composites*. Journal of Materials Science, 1993, Vol. 28, No. 3, pp. 835–846.
9. Wu Y.W., Wu K., Deng K.K., Nie K.B., Wang X.J., Zheng M.Y., Hu X.S.: *Damping capacities and microstructures of magnesium matrix composite reinforced by graphite particles*. Materials and Design, 2010, Vol. 31, No. 10, pp. 4862–4865.
10. Zhang J., Perez R.J., Gupta R.J.M., Lavernia E.J.: *Damping behavior of particulate reinforced 2519 Al metal matrix composites*. Scripta Metallurgica et Materialia, 1993, Vol. 28, No. 1, pp. 91–96.
11. Lu H., Wang X., Zhang T., Cheng Z., Fang Q.: *Design, fabrication, and properties of high damping metal matrix composites – A Review*. Materials, 2009, Vol. 2, No. 3, pp. 958–977.
12. Vincent A., Lormand G., Durieux S., Girard C., Maire E., Fougères R.: *Transient internal damping in metal matrix composites: Experiment and Theory*. Journal de Physique IV Colloque C8, supplément au Journal de Physique III, Décembre 1996, Volume 6, C8719–C8730.
13. Srikanth N., Gupta M.: *Damping characterization of Mg-SiC composites using an integrated suspended beam method and new circle-fit approach*. Materials Research Bulletin, 2002, Vol. 37, No. 6, pp. 1149–1162.
14. Gu J., Zhang X., Qiu Y., Gu M.: *Damping behaviors of magnesium matrix composites reinforced with Cu-coated and uncoated SiC particulates*. Composites Science and Technology, 2005, Vol. 65, Nos. 11–12, pp. 1736–1742.
15. Wang J., Zhang Z., Yang G.: *The dependence of damping capacity of PMMCs on strain, amplitude*. Computational Materials Science, 2000, Vol. 18, No. 2, pp. 205–211.
16. Jincheng W., Gencang Y.: *The energy dissipation of particle-reinforced metal-matrix composite with ductile interphase*. Materials Science and Engineering: A, 2001, Vol. 303, Nos. 1–2, pp. 77–81.
17. Smith A.V., Chung D.D.L.: *Titanium diboride particle-reinforced aluminum with high wear resistance*. Journal of Material Science, 1996, 31, No. 22, pp. 5961–5973.
18. Viswanadham R.K., Mannan S.K., Kumar K.S., Wolfenden A.: *Elastic modulus of NiAl TiB₂ composites in the temperature range 300 to 1273 K*. Journal of Material Science Letter, 1989, Vol. 8, pp. 409–10.
19. Zhang Y., Ma N., Wang H., Le Y., Li X.: *Damping capacity of in situ TiB₂ particulates reinforced aluminium composites with Ti addition*. Materials and Design, 2007, Vol. 28, No. 2, pp. 628–632.
20. Gu J., Zhang X., Gu M., Gu M., Wang X.: *Internal friction peak and damping mechanism in high damping 6061Al/SiCp/Gr hybrid metal matrix composite*. Journal of Alloys and Compounds, 2004, Vol. 372, Nos. 1–2, pp. 304–308.
21. Gu J., Zhang X., Gu M.: *Mechanical properties and damping capacity of (SiC_p + Al₂O₃·SiO₂) / Mg hybrid metal matrix composite*. Journal of Alloys and Compounds, 2004, Vol. 385, Nos. 1–2, pp. 104–108.
22. Klasik A.: *Badania kompozytów aluminiowych w aspekcie wielokrotnego wykorzystania w budowie maszyn na przykładzie tarcz hamulcowych*. Praca doktorska, Politechnika Lubelska, 2010.
23. Pisarenko G.E. i in.: *Własności tłumienia drgań materiałów konstrukcyjnych*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1976.

ON THE DAMPING CAPACITY OF COMPOSITE MATERIALS

Krystyna Pietrzak¹, Adam Klasik¹, Katarzyna Makowska¹, Jerzy J. Sobczak²,
Andrzej Wojciechowski¹, Dariusz Rudnik¹

¹ Institute of Motor Transport, ul. Jagiellońska 80, 03-301 Warsaw

² Foundry Research Institute, ul. Zakopiańska 73, 30-418 Cracow

Abstract

The study addresses the problem of the damping capacity of metal matrix composites based on A359 alloy reinforced with 10%, 20% and 30% SiC_p, subjected to multiple remelting. The aim of the research was to prove that the recycling process simulated by multiple remelting does not significantly change the damping characteristics of the investigated materials.

Based on the results obtained it was possible to ascertain that the specific character of the SiC_p / metal matrix interface is the main feature affecting the damping capacity of these materials. At the same time, it should be stressed that the properties of the SiC_p / metal matrix interface depend greatly on the manufacturing method. Strong bond produced between the reinforcing phase and composite matrix guarantees optimum mechanical characteristics at the expense of reduced damping capacity.

The results confirm the potential possibilities of introducing to industrial practice the solution offered by the recycling process, which is a simple and economically effective method carried out by multiple remelting. However, efforts should focus on minimization of gas-shrinkage porosity during the successive casting operations to avoid the deterioration of mechanical characteristics.

Keywords: aluminum matrix composites, damping capacity, remelting, recycling

Introduction

The ability to suppress vibrations is one of the most important features of structural materials, the more attractive that it can be measured by non-destructive methods. At the same time, it is the fact well-known that in the case of conventional, monolithic materials, some regularities exist according to which the materials with better ability to dampen vibrations are characterized by inferior mechanical characteristics. Hence, for example, for the responsible components of various structural designs, the material commonly used (restricting the discussion to conventional materials only) will be ductile iron with spheroidal graphite and not, for example, gray cast iron with lamellar graphite. The latter has much better damping characteristics, but relatively low strength parameters.

Generally speaking, low damping ratios (expressed, for example, in the values of the logarithmic decrement of vibrations) are characteristic of steel, assuming higher values

in composite materials [1], and still higher in the above mentioned grades of cast iron, where the cast iron with flake graphite is definitely superior to the cast iron with spheroidal graphite [2]. In terms of materials science, damping capacity is the property associated rather with the occurrence of a softer phase or constituent. Details of methods used for the measurement of the logarithmic decrement of vibrations are described in [2], allowing for the type of the examined material in terms of its high or low damping capacity.

Damping mechanisms operating in composite materials – the role of a reinforcement phase

For the past two decades, composite materials have been arousing a very vivid interest, due mainly to a number of attractive features that these materials can offer [2–6], including, as has already been mentioned, also high damping capacity. This property was the object of studies described in, among others, [7–21], where attention was focused on the vibration damping mechanism considered in function of the reinforcement type, temperature, strain amplitude, and a method by which the surface of the reinforcing particles is treated prior to their introduction into the liquid metal or powder.

The authors of [7], studying the vibration damping phenomena (expressed with the measured values of internal friction of pure aluminum and a composite containing graphite particles (Al/68% graphite)), in spite of the expectation that the damping capacity of this particular composite should make an average of the values determined separately for pure graphite and pure aluminum, have experimentally found that in this particular case the damping capacity was much higher than the values measured according to a rule of mixtures (ROM) and was increasing with the increasing temperature (Fig. 1) [7].

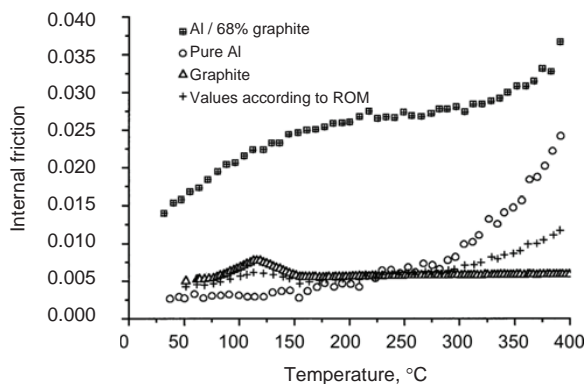


Fig. 1. Temperature-dependent variations of internal friction for pure aluminum, pure graphite and Al/68% graphite MMC (heating rate: 4°C/min) [7]

Based on [7], the authors also confirmed the observed relationship for composites with higher content of graphite, i.e. 73% and 88% graphite (Fig. 2).

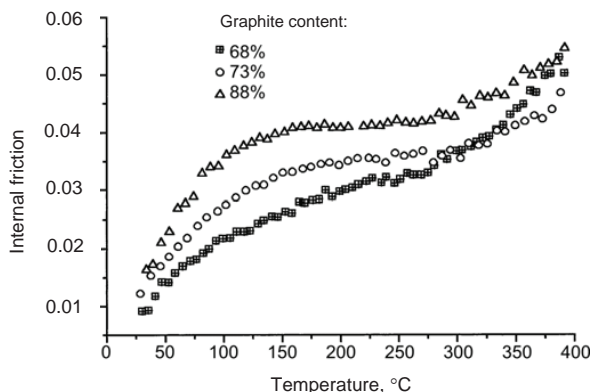


Fig. 2. Temperature-dependent variations of internal friction at a frequency of 1.0 Hz in the composites with varying content of graphite (68%, 73% and Al/88%) [7]

So, the obtained results (Fig. 2) may indicate that if the volume content of graphite increases, other mechanisms than the internal damping of the metal matrix and reinforcement may play a dominant role. This reasoning has partly been confirmed by absence of the expected relationship between the vibration damping capacity of composites and temperature (Fig. 1 the values of ROM).

One of the mechanisms changing the obtained values of internal friction is the dislocation mechanism. During solidification of Al/Gr composites obtained by pressure infiltration, stresses are generated due to different thermal expansion coefficients of the reinforcement and matrix components (in this case of graphite preform and aluminum).

Dislocations generated to compensate for these stresses will therefore surround each particle of graphite. Now, since graphite particles are rigid and since there are large differences between the thermal expansion coefficients of the reinforcement and metal matrix, a significant increase in the density of dislocations occurs at the reinforcement / metal matrix interface (Fig. 3 [7]).

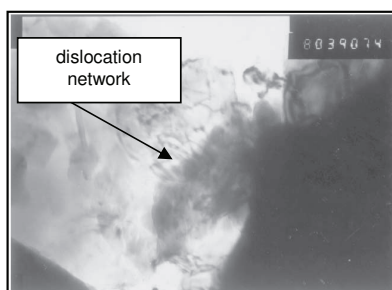


Fig. 3. Dense dislocation network in pure aluminum matrix close to graphite particles [7]

As a consequence, due to their movement under the influence of cyclic loads, these dislocations can act as a possible source of the high-value internal friction.

The authors of [7], using the results of conducted studies and analysis, have shown that in the composites based on a matrix made of pure aluminum reinforced with graphite, vibration damping at low temperatures depends to a great extent on the dislocation mechanism (dislocation damping) and on damping at the matrix / reinforcement interface (interface damping). At high temperatures, the leading role in this respect play dislocations, slip along the grain boundaries and reciprocal slip sliding of the matrix / reinforcement interface.

The dislocation mechanism as a factor changing the damping capacity of materials has been explained by Granato-Lücke simplified theory of dislocation damping, called the G-L theory, examined in detail in [8]. According to this theory, the internal friction of the material is directly proportional to the density of dislocations. It should be noted that this density decreases with the increasing distance from the reinforcing particles.

In the cited work it has been stressed that Granato-Lücke theory can be an effective tool in predicting the vibration damping capacity of materials and in estimating the dislocation density, if dislocation damping plays the dominant role.

Interface damping that takes place in a matrix / reinforcement system is related with the quality of bonds and the kinetic behavior of the matrix / reinforcement area. Both weak and strong bonds can potentially enhance the composite damping capacity.

Weak bonds at the reinforcement / matrix interface will contribute to better capacity of the composite to dampen the vibrations as a result of the occurrence of a sliding friction mechanism, while strong bonds can increase the dislocation density near the matrix / reinforcement interface [9]. As already mentioned, the dislocations that have been formed to compensate for stress generated during the composite solidification under the effect of vibrations are subject to displacements [7].

Another structural factor significantly affecting the composite ability to dampen vibrations is the size of grains in a metal matrix [9]. This parameter can be limited by the mean free distance between the dispersoids or fibers of the reinforcing phase, and by the use of different manufacturing techniques. Grain boundaries dissipate elastic energy as a result of slip, which may occur during cyclic loading of the composite. In the case of smaller grain size, the surface area of the grain boundaries is larger, which results in dissipation of a larger amount of energy, which, in turn, is equivalent to the improved damping properties of the material.

Using the results of studies of the vibration damping capacity of composites based on the AZ91 magnesium alloy matrix reinforced with different content of graphite (5%, 10%, 15% and 20%) (Fig. 4), it has been stated, among others, that [9]:

- graphite particles are uniformly distributed in the microstructure of the matrix alloy and irrespective of their quantity, they do not cause an apparent change in the metal matrix grain size;
- no visible effects (mainly chemical reactions) take place at the matrix / reinforcement interface.

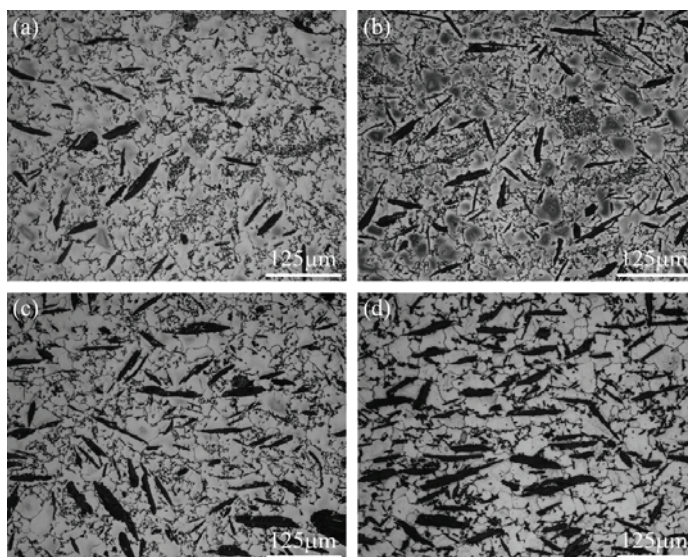


Fig. 4. Microstructure of the composites reinforced with graphite particles, as cast, light microscope: a) AZ91+5% graphite, b) AZ91+10% graphite, c) AZ91+15% graphite, d) AZ91+20% graphite (according to [9]) AZ91 (MgAl8ZnMn)

Moreover, the existence of a strong correlation between the damping capacity of the composites tested (expressed by internal friction) and the strain amplitude at room temperature has been proved. Two ranges can be distinguished here: at small strain amplitudes, the changes are small, too, but at higher strain amplitudes, the vibration damping capacity rapidly increases, as shown in Figure 5 [9].

Some attention deserves the fact that when the graphite content exceeds 15%, the 20% graphite curve lies below the curve plotted for the 15% graphite content (Fig. 5 [9]); other curves show similar runs.

It was also noted that the damping capacity of the tested composites increases with temperature, and three ranges can be distinguished here:

- 0–125°C, followed by gradual increase in the damping capacity,
- 125–250°C, the changes are very small,
- 250–400°C, followed by rapid increase in the damping capacity (Fig. 6) [9].

As a result of comparative tests conducted on three composites based on the 2519 aluminum alloy (AlCu6MnZrVMg) matrix reinforced with particles of graphite, Al₂O₃ and SiC, a much higher damping capacity was observed in all of these composites, compared with the sole matrix alloy in as cast condition [10]. Similar as in [9], an important relationship was traced between the damping capacity of the composites and temperature. At the same time, different behavior of the composites was identified, depending on both the analyzed temperature range and reinforcement type.

In the temperature range of 30–250°C, the composite reinforced with graphite particles had two times higher damping capacity than the other two composites reinforced with Al₂O₃ and SiC particles [10].

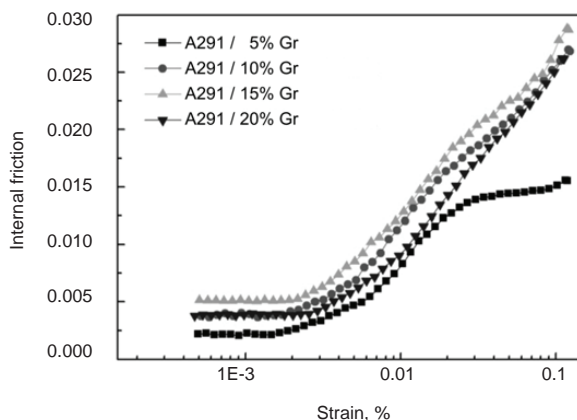


Fig. 5. Strain-dependent variations of internal friction in the composites reinforced with graphite particles (room temperature, frequency $f = 1$ Hz, as cast [9])

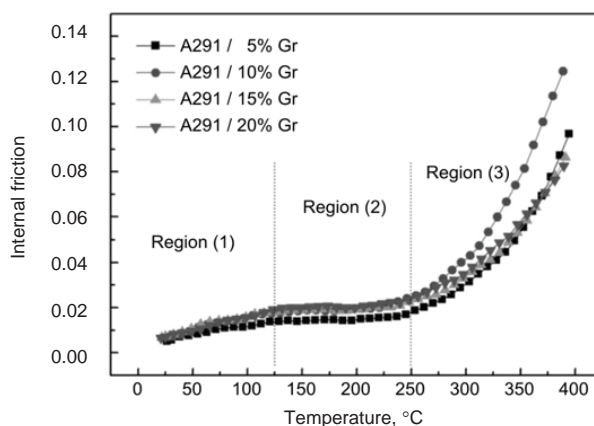


Fig. 6. Temperature-dependent variations of internal friction in the composites reinforced with graphite particles (room temperature, frequency $f = 1$ Hz, $\varepsilon = 4 \cdot 10^{-5}$, $T = 5^\circ\text{C}/\text{min}$, as cast [9])

In the temperature range of 250–350°C, all three composites behaved in a similar manner, showing the same ability to suppress vibrations. However, at a temperature still higher (350–450°C), the composites reinforced with Al_2O_3 and SiC particles had higher damping capacity than the composite reinforced with graphite particles [10].

Furthermore, at temperatures below 150°C, the composite reinforced with Al_2O_3 particles had lower damping capacity than the composite reinforced with SiC particles. Beyond this range, the damping capacity of both composites was comparable [10].

As regards the vibration damping mechanism, it has been found that at relatively low temperatures, the predominant mechanism is that of dislocation damping and damping at the matrix / reinforcement interface (interface damping). On the other hand, at elevated temperatures, quite important is the slip effect along grain boundaries and reciprocal slip sliding movement of the matrix / reinforcement interface which, confirmed in [9], proves

that mechanisms responsible for vibration damping are the same in both magnesium (AZ91) and aluminum matrix.

In [11], an extensive literature review on the materials with high vibration damping capacity was made. It was stressed that designers using modern materials often face the need to find a compromise between the satisfactory mechanical and damping characteristics. This is an important problem to solve in both conventional and advanced materials.

To achieve a compromise in the manufacture of composite materials, one of the most important aspects is to develop a two-phase system in which each phase will play a specific role, i.e. either it will have a good damping capacity, or good strength characteristics.

Much attention has been paid to composites reinforced with ceramic particles that provide both good damping capacity and strength characteristics. This is due to the fact that hard particles of the reinforcement raise the strength characteristics, while matrix / reinforcement interface and the size of grains in the matrix alloy determine the amount of the dissipated energy, thus determining also the composite damping capacity.

A relationship between the logarithmic decrement of vibrations and volume fraction of the reinforcing particles measured during the composite cooling is shown in Figure 7 [12], and between this decrement and different techniques of the reinforcing particle surface treatment (unoxidized / oxidized in the atmosphere dry or humid) in Figure 8 [12].

The graph in Figure 7 [12] shows that with the increasing volume fraction of SiC particles, the highest value of the logarithmic decrement of vibrations at 200 K increases, too. Here, attention draws the fact that this relationship is very strong at lower volume fraction of the reinforcing phase (4, 8 and 12 vol% SiC), whereas at higher content (20 vol% SiC) it remains at the same level as for the 12 vol% SiC.

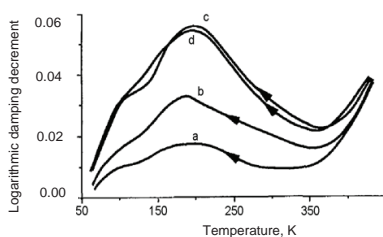


Fig. 7. Logarithmic decrement of vibrations as a function of cooling rate for various volume fractions of SiC particles in pure aluminum matrix: 4, 8, 12, 20 vol% as represented by curves a, b, c, d, respectively. Cooling rate $|T| = 200 \text{ K/h}$; initial tangent stress amplitude $\gamma_0 = 5 \cdot 10^{-6}$, frequency $f = 0,6 \text{ Hz}$ [12]

The occurrence of a relationship between the logarithmic decrement of vibrations and the method of the reinforcing phase particle surface treatment was observed in [12].

From the presented results of the research it follows that oxidation of the reinforcing article surface reduces the value of the logarithmic decrement of vibrations, which is the highest for the non-oxidized particles and the lowest for particles oxidized in a humid atmosphere (Fig. 8) [12].

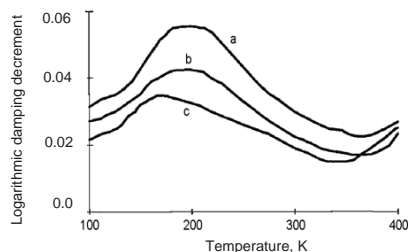


Fig. 8. Logarithmic decrement of vibrations as a function of cooling rate for various methods of the SiC particle surface treatment in Al/SiC composites: a) non-oxidized SiC particles, b) oxidized SiC particles OX1, c) oxidized SiC particles OX2. Cooling rate $|\dot{T}| = 200$ K/h, initial tangent stress amplitude $\gamma_0 = 5 \cdot 10^{-6}$, frequency $f = 0,6$ Hz [12]

The observed tendency was explained by the formation of an amorphous layer 10 and 20 nm thick in the case of oxidation in dry or humid atmosphere, respectively (Fig. 9) [12].

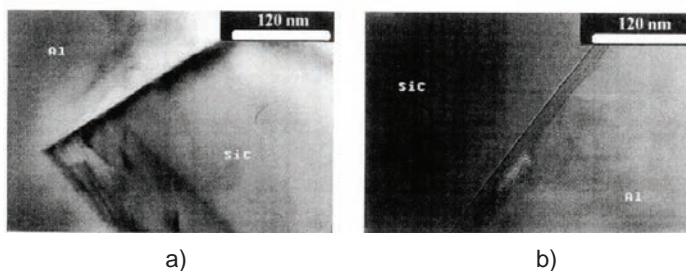


Fig. 9. Interface microstructure in Al/SiC composite: a) non-oxidized reinforcing particles, b) oxidized reinforcing particles [12]

The authors of [13] explain the increase in vibration damping capacity of magnesium-based composites reinforced with SiC particles (as compared to the monolithic matrix alloy) by the formation of a plastic zone in the matrix / reinforcement interface and reduced size of grains in the solid solution of magnesium, due to the introduction of a reinforcing phase to metal matrix (Fig. 10) [13].

The higher is the content of the reinforcing phase introduced to the matrix, the larger is the area of the plastic zone and the density of dislocations occurring at the reinforcement / matrix interface, which contributes to higher dispersion of energy and thus to the improved vibration damping capacity. To improve the quality of the reinforcement / metal matrix bond, the reinforcing particles are often coated with pure metal, which also contributes to the improvement of the obtained damping characteristics [14]. In the aforementioned work, composites based on pure magnesium matrix, reinforced with SiC particles (coated with a copper layer (Fig. 11 [14]) and uncoated) were fabricated by powder metallurgy with the following hot extrusion.

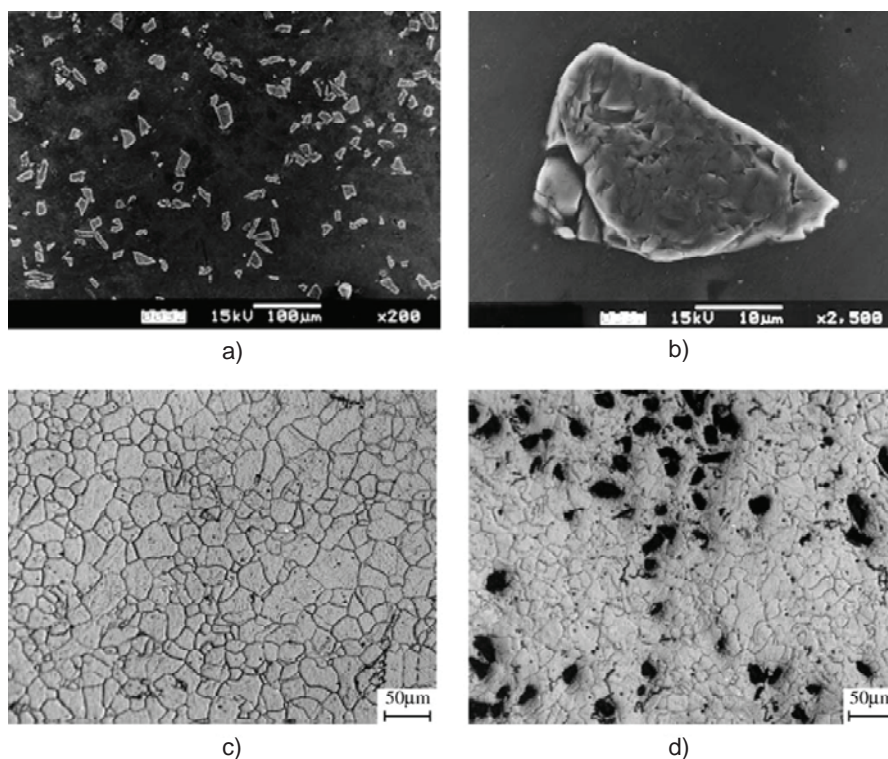


Fig. 10. Comparison of microstructures developed in pure magnesium and Mg/10.03%SiC composite [13]: a) arrangement of SiC particles in Mg matrix – SEM, b) reinforcement / metal matrix interface – SEM, c) isotropic grains in pure Mg – light microscope, d) isotropic grains in composite – light microscope

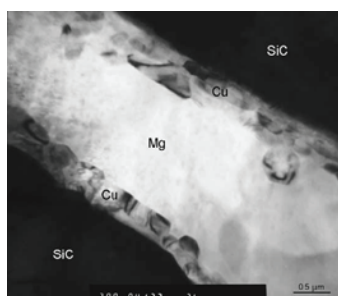


Fig. 11. Microstructure of the reinforcement / metal matrix interface in magnesium alloy-based composite reinforced with SiC particles coated with a thin (about 0.5 µm thickness) Cu layer [14]

Based on the conducted studies, it was found that up to the temperature of 75°C, the best damping capacity has pure magnesium, and in the temperature range of 75–250°C, the vibration damping capacity of the composites increases, and for the composite reinforced with SiC particles uncoated with a layer of pure copper, this capacity is higher than in the case of both pure magnesium and composite with Cu-coated SiC particles.

On the other hand, above 300°C, the vibration damping capacity of the composite containing SiC particles coated with a layer of pure copper begins to grow steadily and reaches values higher than in the composite with uncoated SiC particles. The observed relationships are plotted in the form of graphs in Figure 12 [14].

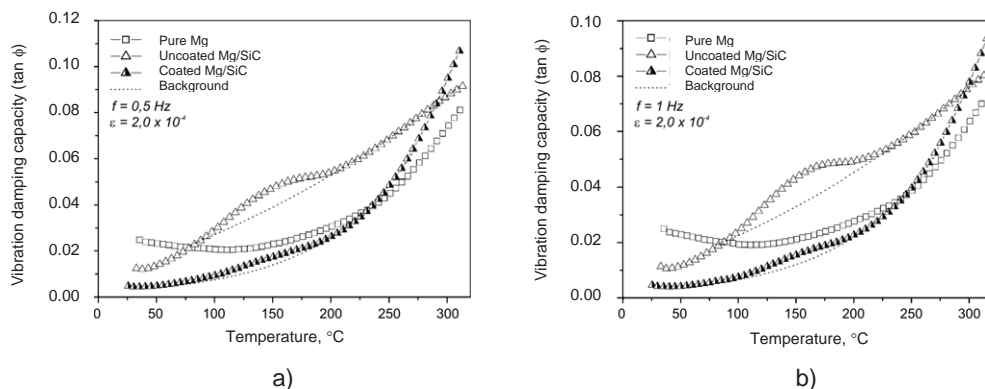


Fig. 12. Comparison of the damping capacity of pure Mg and Mg/SiC composites with reinforcing particles uncoated and coated with Cu layer: a) $f = 0,5$ Hz and b) $f = 1$ Hz [14]

The authors found that the greater ability to dampen vibrations observed in pure magnesium at lower temperatures is due to its high intrinsic (i.e. generated mainly by the matrix) vibration damping capacity. On the other hand, the significant increase in vibration damping capacity revealed at elevated temperatures (above 250°C) by both composites, i.e. with SiC particles uncoated and coated with copper, is mainly the result of the vibration damping effect prevailing at the reinforcement / metal matrix interface [14].

The damping capacity also depends on the strain amplitude, as observed in aluminum-based composites reinforced with graphite particles (Fig. 5 [9]). Similar relationship has also been found in the aluminum-based composites reinforced with SiC particles. In the case of „perfect” bond between the reinforcement and matrix, the vibration damping process is fundamentally dependent on the intrinsic damping capacity of each individual phase and on the energy dispersion resulting from local micro-plastic deformations that occur during application of external loads [15].

The importance of the reinforcement / metal matrix interface in the vibration damping behavior of materials has encouraged researchers to look for appropriate mathematical models contributing to a better understanding of the existing mechanisms.

As a result of the simulation described in [15], it has been proved that at relatively small amplitudes, the deformation has no major impact on the Al/SiC composite vibration damping capacity (similar to the Al/graphite composite). If, on the other hand, the value of the strain amplitude exceeds the critical value, damping of vibrations rapidly increases with an increase of this amplitude. Rapid change in the damping capacity results from the above mentioned local micro-deformations occurring at the reinforcement / matrix interface. The obtained results of simulation also allowed the authors of [15] to confirm the compliance of the results with the G-L theory, according to which at high strain amplitudes, the Al / SiC composite capacity of vibration damping is due to dislocation damping.

The evaluation of energy dissipation as a measure of the vibration damping capacity in the case of occurrence of a plastic region in the reinforcement / matrix interface was discussed in [16]. To simulate the energy dissipation in metal matrix composites reinforced with particles characterized by a plastic reinforcement / matrix interface, the finite element method of analysis and cellular automaton modeling method were used.

A uniform distribution of the reinforcing particles in the composite metal matrix and their spheroidal shape have been assumed. Schematic representation of 1/4 of the cell (due to the assumed symmetry), which makes the basis for modeling, is illustrated in Figure 13 [16]. It shows the direction of external load σ – sigma characterized by a strain amplitude. A quasi-static process has been adopted because of the analysis of elastic-plastic deformation.

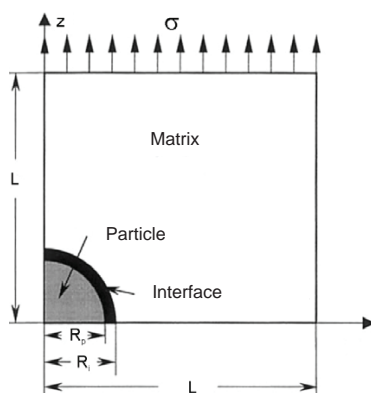


Fig. 13. Visualization of 1/4 model cell [16]

Without going here into details of the modeling process itself, based on the analysis of the results obtained in the referenced study, it can be stated that its authors have derived two main relationships for the soft / hard reinforcement / matrix interface and the dissipated energy values (Figs. 14 and 15, respectively [16]).

In both cases, the growing strain amplitude is accompanied by the growing value of the dissipated energy, considered the main characteristic of the vibration damping capacity. What draws attention here is the different nature of this growth.

The energy volume dissipated by the composite is much higher in the case of soft reinforcement / metal matrix interface, and its growth with the strain amplitude has, within the examined range, a gradual character and approximately linear course (Fig. 14 [16]).

In the case of hard reinforcement / metal matrix interface, the energy volume dissipated by the composite is much smaller, while its increase with the strain amplitude follows, within the examined range, the course consistent with an exponential dependence (Fig. 15 [16]).

From the analysis of a relationship that exists between the dissipated energy volume and changing ratio of the elastic constant (r) it follows that, at a fixed strain amplitude, when the reinforcement / metal matrix interface is soft ($r < 1$), the smaller are the values of the elastic constant ratio r , the larger is the volume of the dissipated energy.

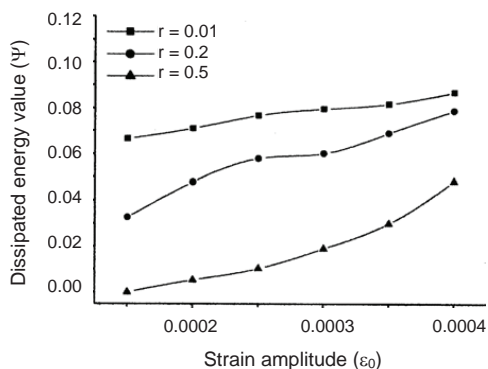


Fig. 14. Influence of strain amplitude ϵ_0 on the dissipated energy value for soft reinforcement / metal matrix interface [16]

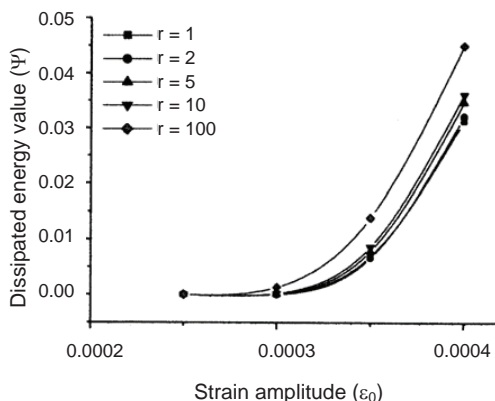


Fig. 15. Influence of strain amplitude ϵ_0 on the dissipated energy value for hard reinforcement / metal matrix interface [16]

On the other hand, when the reinforcement / metal matrix interface is hard ($r > 1$), with the growing elastic constant ratio r , the volume of the dissipated energy increases very slowly.

Hence, an overall conclusion follows that the larger will be the difference between the elastic constant of the composite matrix and reinforcement, the larger will be the volume of the dissipated energy, and hence the higher will be the vibration damping capacity (Fig. 16 [16]).

The analysis also covered changes in the energy dissipated by composite regarded as one integral body in function of the elastic constant ratio (reinforcement / metal matrix) for the three different relative thicknesses of the reinforcement / metal matrix interface at a constant strain amplitude (Fig. 17 [16]).

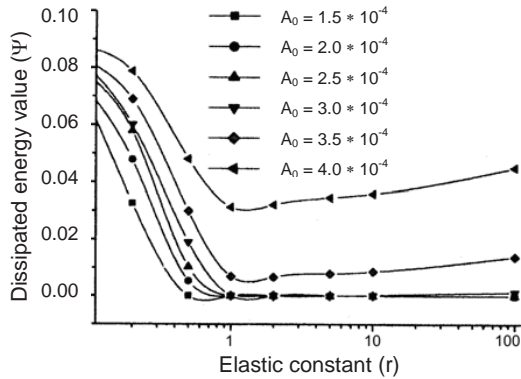


Fig. 16. Variations of dissipated energy (ψ) as a function of the reinforcement / metal matrix elastic constant ratio (r) [16]

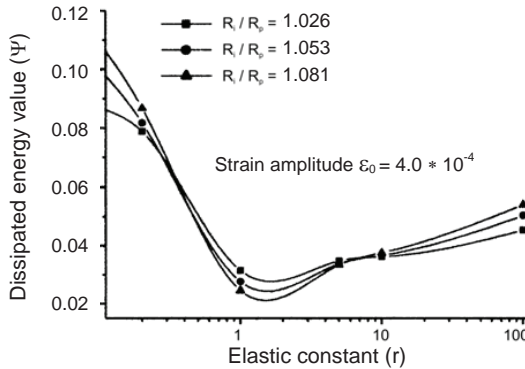


Fig. 17. Influence of relative thickness $R_i : R_p$ on the dissipated energy value (ψ) [16]

Using the results of the conducted analysis, it was established that with the value of the elastic constant $r \approx 1$, the value of the dissipated energy decreases with the increasing relative thickness of the reinforcement / matrix interface ($R_i : R_p$). On the other hand, when the values of the elastic constant are outside the specified range, an increase in the relative thickness of the reinforcement / matrix interface ($R_i : R_p$) makes the value of the dissipated energy increase, too.

Hence, it has been concluded that if the mechanical properties of the reinforcement / metal matrix interface are similar to the properties of the metal matrix alone, the value of the energy dissipated by the composite will decrease with the increasing relative thickness of the interface. On the other hand, with the mechanical properties of the reinforcement / matrix interface different than the properties of the metal matrix alone, the composite ability to dissipate energy will increase with the increasing relative thickness of the interface, stimulating at the same time an increase in the ability to dampen vibrations [16].

In recent years, much attention has been devoted to the composites based on aluminum alloys reinforced with TiB_2 particles. This interest is associated, among others, with the fact that this type of reinforcement significantly improves properties such as stiffness, hardness and resistance to wear, thus acting similar to most of the dispersion reinforcing phases, but without obvious harm to the coefficient of thermal expansion, and thermal and electrical conductivity [17, 18].

As follows from the data presented so far, with the advent of new advanced technologies used for the manufacture of metal matrix composites, to mention the in situ method, owing to the high density of dislocations and the unique properties of a reinforcement / matrix interface, it has finally become possible to obtain an optimum combination of high strength and damping capacity. This was used, among others, in [19], where the aim of conducted studies was to demonstrate the possibility of improving the characteristics of Al/ TiB_2 composite (with the TiB_2 particle size below 1 μm) by increasing the addition of titanium to an aluminum matrix.

After the comparative tests done on the Al/5% TiB_2 and Al/8% TiB_2 composites in respect of their aluminum matrix, it was found that with an increase of temperature, the composite vibration damping capacity increases, too, and that the best results are obtained with the highest content of TiB_2 .

It should be noted, however, that at the temperature of 85°C, pure aluminum and Al/5% TiB_2 composite have the same capacity for vibration damping, and only above this temperature their damping capacity increases quite significantly (Fig. 18) [19].

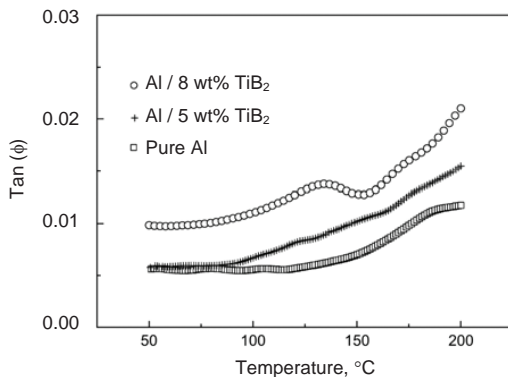


Fig. 18. Temperature-dependent damping capacity at a frequency of 1 Hz for pure aluminum and Al/5% TiB_2 and Al/8% TiB_2 composites [19]

The observed effect of increased damping capacity is due to dislocation damping (linked to the dislocations generated during alloy solidification by different thermal expansion coefficients of the matrix and reinforcement). The density of these dislocations increases with the increasing content of TiB_2 and, due to their movement, results in a significant improvement of the composite ability to dampen vibrations at high temperatures. This effect becomes much more pronounced with the decreasing size of the reinforcing particles, and is due to the fact that the highest density of dislocations occurs near the reinforcement / matrix interface, while surface area of this interface is inversely proportional to the size of the reinforcing particles.

On the other hand, studies of the effect of increased titanium content in the composite have revealed that this effect has two different aspects. At lower temperatures, the damping capacity is lower, too, because titanium atoms immobilize and restrict the dislocation movement during dissipation of the vibration energy, while at higher temperatures, the reinforcing TiB_2 particles get coated with a thin layer of Al_3Ti , which increases the composite capacity for vibration damping [19].

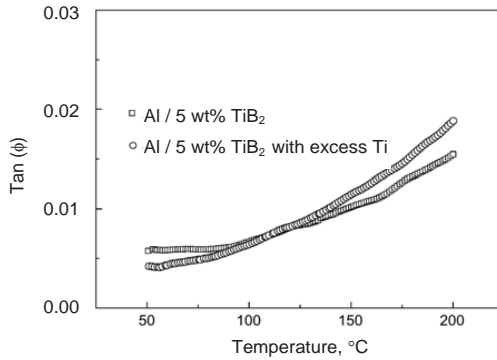


Fig. 19. Comparison of the damping capacity of two composites: Al/5% TiB_2 and Al/5% TiB_2 with excess Ti [19]

Recent years have also witnessed remarkable progress in studies of the hybrid composite materials and their properties. In [20], the vibration damping capacity was investigated in a composite material based on aluminum alloy, reinforced simultaneously with the particles of graphite and SiC (Al6061/SiC_p/Gr). Tests on the vibration damping capacity, examined in function of the temperature during heating and cooling, have proved that below 100°C, this capacity decreases, to grow significantly above 100°C (Figs. 20 and 21 [20]).

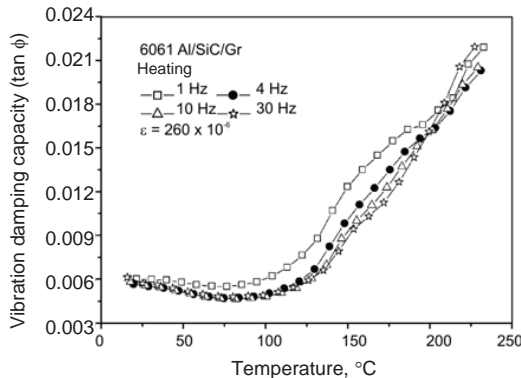


Fig. 20. Temperature-dependent variations of damping capacity (heating) for different frequency ranges and constant strain amplitude (ϵ) [20]

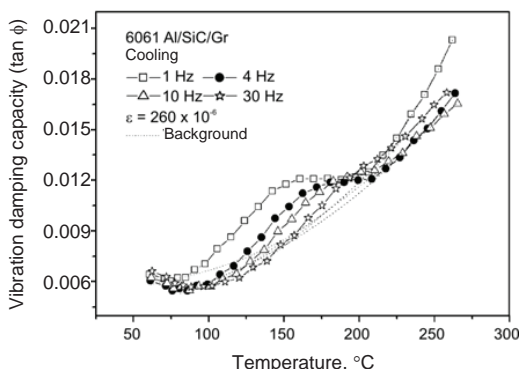


Fig. 21. Temperature-dependent variations of damping capacity (cooling) for different frequency ranges and constant strain amplitude (ε) [20]

Quite interesting is the fact that the curves have similar runs, and that up to a temperature of 200°C, better damping capacity is obtained at lower frequencies.

It was also found that above the strain of $1 \cdot 10^{-4}$, the vibration damping capacity of the hybrid Al6061/SiC_p/Gr composite considerably increases (Fig. 22) [20].

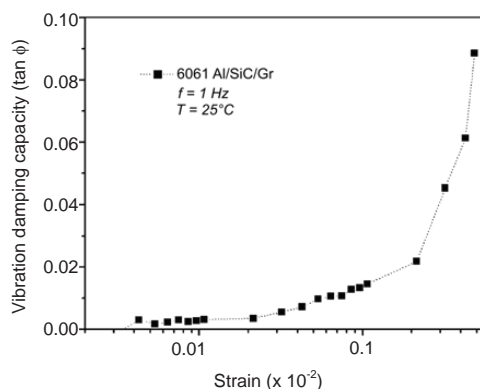


Fig. 22. Strain-dependent variations of damping capacity at a frequency of 1 Hz [20]

Another example are the results of studies described in [21], regarding the mechanical properties and damping capacity of hybrid composites based on Mg (Mg/SiC_p + Al₂O₃·SiO_{2f}). Based on these studies, it has been demonstrated that the damping capacity of these composites is definitely much inferior to that of pure Mg, and that the dominant damping mechanism operating in pure magnesium and its composites is dislocation damping and damping at the reinforcement / metal matrix interface.

An overview of some available literature data related to the vibration damping phenomenon, its mechanism and the ability of composite materials to dampen vibrations demonstrates the complexity of the examined issues and requires a lot of insight in the interpretation of the results obtained.

Composites are generally lightweight materials characterized by high strength and good vibration damping capacity generated under operating conditions, but their fabrication requires relatively large financial outlays.

Therefore, for the reasons stated above, considering both production costs and the, consistent with EU regulations, obligation to use maximum amount of the secondary materials and/or products made by recycling, a new problem has emerged, namely that of the development and use of proper recycling methods.

A review of recycling methods based on the available literature data referred to the composite materials is given in [22].

This study is related with the metal matrix composites reinforced with SiC particles (10 vol%, 20 vol% and 30 vol%), which were subjected to simulated recycling by the nine times repeated direct remelting operation.

Research part

In this part of the work, its objective was formulated, data on the test material were compiled, and the results of studies on the damping behavior and microstructure characteristics were presented in the context of multiple remelting of A359 alloy and its composite counterparts.

Objective of the study

The main objective of the study has been seeking an answer to the question whether recycling by direct multiple remelting of aluminum matrix composites reinforced with silicon carbide particles (10%, 20% and 30%) is suitable for practical use as capable of preserving the composite ability to dampen vibrations.

Test material [22]

Tests were conducted on composite materials based on A359 aluminum alloy, dispersion-reinforced with SiC particles added in an amount of 10 vol%, 20 vol% and 30 vol%, produced in the form of bars by Duralcan Canada. Table 1 gives chemical composition of the examined materials.

Tests were also carried out on a reference material, which was A359 alloy of the chemical composition also given in Table 1.

Table 2 gives exact content of the reinforcing particles used in the tested composites.

Table 1. Chemical composition of A359 alloy and aluminum composites reinforced with SiC particles

Grade	Chemical composition, wt%							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
A359	8.58	0.12	0.03	-	0.46	-	0.11	balance
F3S.10S	8.88	0.07	0.001	0.002	0.62	0.002	0.10	balance
F3S.20S	9.2	0.12	<0.01	0.02	0.54	<0.01	0.10	balance
F3S.30S	9.3	0.18	0.01	0.02	0.56	<0.01	0.11	balance

Table 2. SiC content in the investigated composites

Grade	SiC*, vol%
F3S.10S	11.34
F3S.20S	20.8
F3S.30S	29.5

*The content of SiC was given in accordance with the approved certificate of the composites manufacturer

Preparation of test material – remelting as a simulation of recycling [22]

Test specimens were gravity cast into a cast iron mold (Fig. 23b).

The mold was coated with a release agent in the form of a suspension of boron nitride (BN), preventing sticking of castings to the mold walls. The charge was melted in a PET type crucible furnace, model TS-PET-96/501, with a crucible of 50 kg Al capacity (Fig. 23a).

During casting, the metal bath was stirred by hand to obtain composite castings with a uniform distribution of the reinforcing particles. To monitor the melt temperature, an AOT-2 NiCr-NiAl thermocouple was used. The mold temperature was measured with a THERM 2120 contact-type thermocouple.

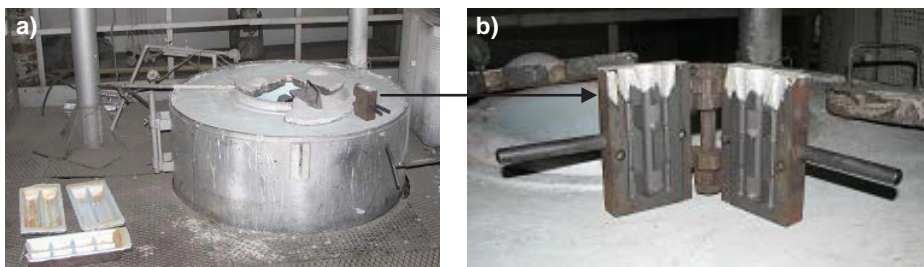


Fig. 23. Stand for composites casting: a) PET type crucible furnace, b) cast iron mold

The following technological parameters of the casting process were adopted:

- melt temperature – $720^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$,
- mold temperature – $190^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$.

The recycling of finished products was simulated by remelting the starting material and casting the first batch of samples for mechanical tests (Fig. 24). The remaining liquid metal was cast into ingots.

After solidification and cooling, the ingots were again charged into the furnace and remelted. Then the composite was cast into a metal mold (second remelting simulating the recycling process), and the rest of metal was again cast in the form of ingots. The same operation was repeated 9 times.

After each remelting operation, twenty $\varnothing 5$ mm gage diameter samples were cast for testing of mechanical properties. They were also used in damping capacity tests and structure examinations.

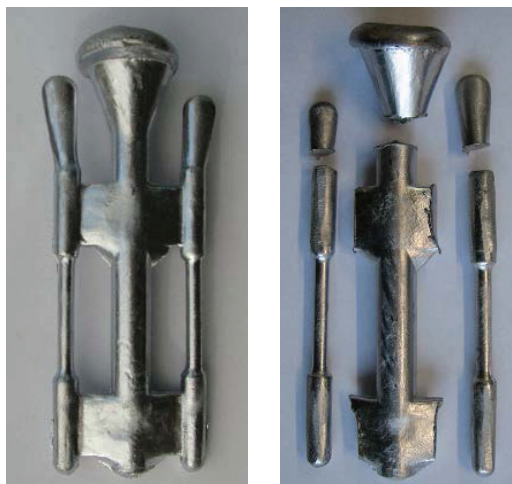


Fig. 24. View of cast tensile samples before and after the removal of gating system

Research methods

Studies covered the vibration damping capacity testing, and qualitative and quantitative metallographic examinations.

Testing of vibration damping capacity [22]

Vibration damping capacity of the tested materials was determined by the method of measurement of the decay of longitudinal vibrations. Schematic representation of the test stand is shown in Figure 25.

Vibrations were impulse-excited on one end of the sample and recorded with a piezoelectric acceleration sensor (PCB) attached to the opposite sample end.

Data from the sensor through an amplifier and data measurement chart (PCI-DAS1602/16 Measurement Computing) were recorded on computer using a dedicated software.

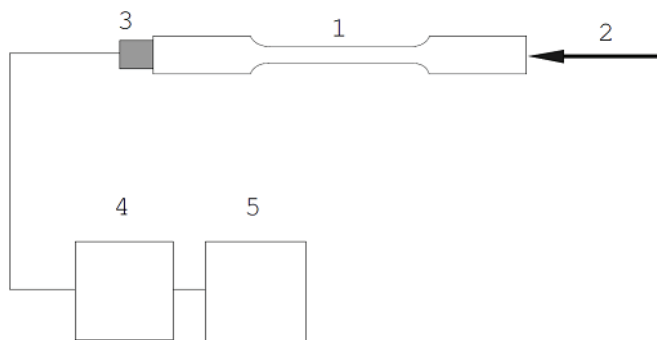


Fig. 25. Scheme of the test stand: 1 – investigated sample, 2 – impulse excitation, 3 – uniaxial acceleration sensor, 4 – amplifier, 5 – PC computer with A/C card

Studies were carried out on 108 tensile samples. To eliminate possible measurement errors, which might result from the sample non-uniform geometry, samples were machined in such a way as to obtain the same length and end faces parallel to each other. A sensor was attached to one sample end, while the opposite end was mechanically stimulated to produce the longitudinal vibrations.

Figure 26 shows an example of the loss of signal originating from the longitudinal vibrations during the test. It is evident that there is one dominant frequency, whose run is subject to damping.

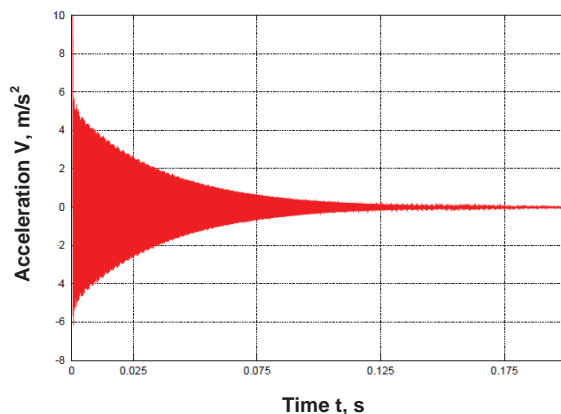


Fig. 26. Example of the decaying signal of longitudinal vibrations

Computational procedures

The resulting measurement data were processed including the selection of amplitude points from a time waveform, which were next approximated by the method of least squares with function:

$$y = \alpha e^{-\beta t} \tag{1}$$

where: α , β – parameters of the curve.

All results with the values of the correlation coefficient r^2 below 0.99 were discarded and the measurement was repeated. The measurements were performed several dozen times, and then the final average was calculated.

From the value of the coefficient β knowing the time of damping and the number of amplitudes (i.e. the period T), it was possible to calculate the value of the logarithmic decrement of vibrations δ , to which a natural logarithm of two consecutive amplitudes in the analysed signal is corresponding. The amplitudes of two consecutive runs were expressed as follows:

$$A_N = \alpha e^{-\beta t}, \quad A_{N+1} = \alpha e^{-\beta(t - T)} \tag{2}$$

and after transformations $\frac{A_N}{A_{N+1}} = e^{\beta T}, \quad \ln\left(\frac{A_N}{A_{N+1}}\right) = \beta T = \delta \tag{3}$

The symbol δ means damping, that is, the logarithmic decrement of vibrations (T is period).

The results of damping capacity studies, discussion and conclusions

The results of studies, expressed as averaged values of the logarithmic decrement of vibrations δ , are shown for the tested materials after the first remelting in Figure 27.

From the graph plotted in Figure 27, which compares the vibration damping capacity of the matrix alloy and composite material, it follows that the vibration damping capacity of composite is higher than the values obtained for the matrix alone.

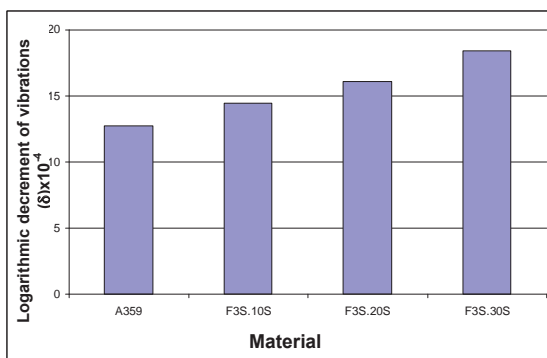


Fig. 27. Values of logarithmic decrement of vibrations after remelt no. 1 for A359 matrix alloy and F3S.10S, F3S.20S and F3S.30S composites

Table 3 compares the values of the logarithmic decrement of vibrations obtained in all the remelting operations for individual materials and gives the calculated correlation coefficients r (δ / remelt no.). The values of r determined for individual materials are insignificant, thus indicating that the number of remelts has practically no effect on the vibration damping capacity of the tested materials.

Table 3. Variations of logarithmic decrement of vibrations in function of remelt number for A359 matrix alloy and A359/SiC composite

Remelt No.	Logarithmic decrement of vibrations $\delta \cdot 10^{-4}$			
	A359	F3S.10S	F3S.20S	F3S.30S
1	12.736	14.486	16.062	18.415
2	10.271	12.243	15.765	17.136
3	10.897	13.536	15.623	19.988
4	13.112	15.286	15.626	20.047
5	11.118	15.544	15.470	20.268
6	10.957	16.459	13.134	18.689
7	11.039	14.717	15.627	18.519
8	11.159	13.901	14.786	19.221
9	11.178	15.974	14.062	19.500
Correlation coefficient r	-0.2701 (insignificant)	0.5016 (insignificant)	-0.6364 (insignificant)	-0.2864 (insignificant)

The results obtained are also illustrated graphically in respective diagrams, separately for each material tested (Fig. 28).

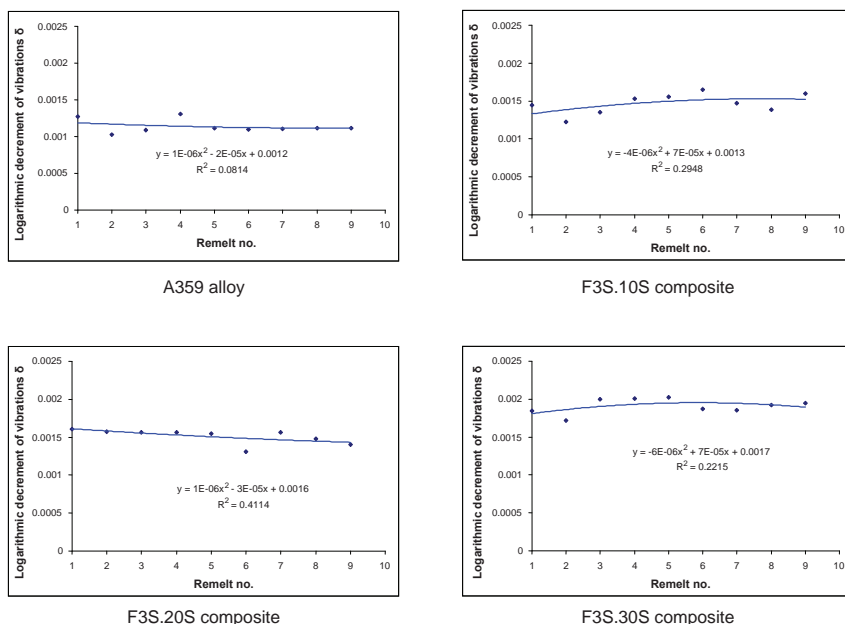


Fig. 28. Variations of logarithmic decrement of vibrations calculated for individual materials after successive remelting operations

A comparison of the tested materials allowing for the damping ratio (logarithmic decrement of vibrations δ) changing in function of remelt number is shown in Figure 29.

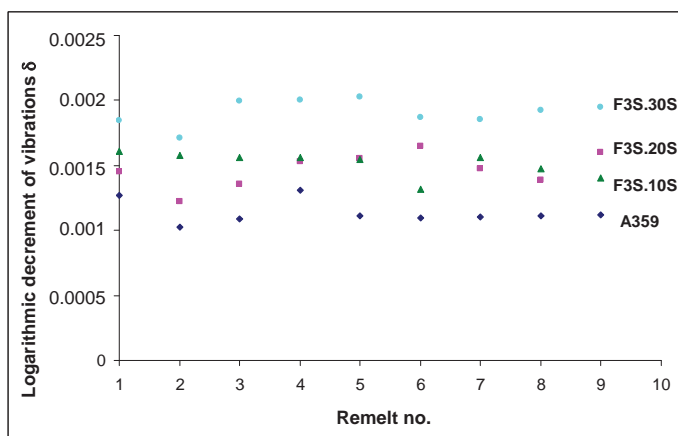


Fig. 29. Variations of logarithmic decrement of vibrations compared for the investigated materials in function of remelt number

The results of tests on the damping capacity of the A359 matrix alloy and composites with different content of the reinforcing phase show only slight variations in the values of the logarithmic decrement of vibrations δ considered in function of the number of repeated remelting operations.

From the measurement data in Table 3 and the calculated correlation coefficients r (δ / remelt no.) it follows that these variations are insignificant, which means that the number of remelts does not significantly affect the damping ratios obtained.

Quantitative metallographic examinations

To unambiguously determine the effect of the number of remelts on microstructure of the examined materials, detailed studies were carried out by the methods of quantitative metallography. For this purpose, a computerized image analyzer coupled on-line with a PMG3 Olympus microscope was used [22].

The following geometric parameters of the microstructure of the A359 alloy and respective composites based on this alloy (F3S.10S, F3S.20S and F3S.30S) were determined [51]:

- volume fraction of pores in A359 alloy and respective composites – V_v , %,
- estimators of pore / A359 alloy metal matrix interface measured in two mutually perpendicular directions – $N_{L||}$ i $N_{L\perp}$, 1/mm,
- estimators of pore / composite interface, measured in two mutually perpendicular directions – $N_{L||}$ i $N_{L\perp}$, 1/mm,
- number of pores per 1 mm² of the metallographic section in A359 alloy and in respective composites – N_A , 1/mm²,
- Feret's mean diameter of pores in A359 alloy and in respective composites – F_{sr} , μm ,
- mean free distance between pores in A359 alloy and in respective composites λ , μm , where $\lambda = (1 - V_v)/N_L$.

All measurements were taken under the same conditions:

- microscopic magnification – 200 times
- surface area of single measuring field – 0,127 mm²
- total surface area of the examined section – 10,3 mm²
- number of measuring fields examined – 81.

The same parameters were determined and the same measuring conditions were used when the reinforcing phase was examined in composites.

Quantitative metallographic analysis was also performed on the A359 alloy alone and forming metal matrix in respective composites, which are the target of this research.

All measurements of the eutectic precipitates were taken under the same conditions:

- microscopic magnification – 500 times
- surface area of single measuring field – 0,02 mm²
- total surface area of the examined section – 4,5 mm²
- number of measuring fields examined – 225.

In the case of metal matrix, the following geometrical parameters were determined:

- total volume fraction of eutectic precipitates present in the matrix of solid solution α in A359 alloy and in respective composites – V_v , %;
- estimators of the eutectic precipitate / solid solution α interface in A359 alloy measured in two mutually perpendicular directions – $N_{L||}$ and $N_{L\perp}$, 1/mm;
- estimators of the eutectic precipitate / composite interface, measured in two mutually perpendicular directions – $N_{L||}$ and $N_{L\perp}$, 1/mm;
- number of eutectic precipitates per 1 mm² of the metallographic section in A359 alloy and in respective composites – N_A , 1/mm²;
- mean chord of eutectic precipitates in A359 alloy and in respective composites – l_{sr} , μm ;
- mean free distance between eutectic precipitates in A359 alloy and in respective composites λ , μm , where $\lambda = (1 - V_v)/N_L$.

The results of metallographic examinations

The results of quantitative metallographic examinations are compared in Tables 4–7 (changes in geometrical parameters of pores (structural discontinuities) examined in function of the number of remelting operations executed on the A359 alloy and its respective composites) [22].

The tables also include the calculated coefficients of correlation (r) between the number of remelts and geometrical parameters of pores, the calculated levels of significance (t_c) of the determined correlation coefficients, and the theoretical criteria of significance (t_t).

Table 4. Variations of geometrical parameters of pores in A359 alloy as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of pores				
	V_{vp} %	$N_{L_{sr}}$ 1/mm	N_A 1/mm ²	F_{sr} μ m	λ , μ m
1	0.015	105.258	9	4.63	8.54
2	0.121	166.248	20	6.86	5.94
3	0.067	198.209	47	4.68	5.04
4	0.251	194.409	67	6.79	5.13
5	0.096	326.886	19	7.06	3.06
6	0.003	127.459	6	3.10	7.85
7	0.006	130.551	9	3.48	7.66
8	0.313	197.373	36	8.21	5.05
9	0.021	185.914	14	4.25	5.38
Correlation coefficient, r	0.0932 insignificant	0.1509 insignificant	-0.1522 insignificant	-0.0899 insignificant	-0.1928 insignificant
Calculated significance, t_o	-	-	-	-	-
Theoretical significance, t_t	1.895 for $\alpha = 0.10$ 2.365 for $\alpha = 0.05$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 5.405 for $\alpha = 0.001$				

Table 5. Variations of geometrical parameters of pores in F3S.10S composite as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of pores				
	V_{vp} %	$N_{L_{sr}}$ 1/mm	N_A 1/mm ²	F_{sr} μ m	λ , μ m
1	1.25	216.825	160	7.94	4.55
2	0.99	336.594	125	7.00	2.94
3	2.27	322.772	375	4.89	3.03
4	1.43	285.963	585	2.00	3.45
5	4.30	204.176	1030	2.16	4.69
6	2.95	204.975	72	19.40	4.73
7	4.40	136.400	98	21.00	7.01
8	3.20	166.812	77	19.3	5.80
9	2.83	147.799	68	21.00	6.58
Correlation coefficient, r	0.6825 significant at a level of $\alpha = 0.05$	-0.7642 significant at a level of $\alpha = 0.02$	-0.2192 insignificant	0.7578 significant at a level of $\alpha = 0.02$	0.7999 significant at a level of $\alpha = 0.01$
Calculated significance, t_o	-	-	-	-	-

Table 5. Variations of geometrical parameters of pores in F3S.10S composite as a function of remelt number – cntd.

Theoretical significance, t_t	1.895 for $\alpha = 0.10$ 2.365 for $\alpha = 0.05$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 5.405 for $\alpha = 0.001$
---------------------------------	--

Table 6. Variations of geometrical parameters of pores in F3S.20S composite as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of pores				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ , μm
1	0.25	226.969	27	11.9	4.39
2	0.16	263.337	18	11.7	3.79
3	1.37	311.526	145	7.3	3.17
4	0.98	234.423	43	15.5	4.22
5	3.43	231.966	158	7.4	4.16
6	3.49	169.904	67	20.0	5.68
7	2.68	170.651	70	17.0	5.70
8	5.09	131.585	98	19.5	7.21
9	2.61	172.158	76	17.0	5.66
Correlation coefficient, r	0.8070 significant at a level of $\alpha = 0.01$	-0.7814 significant at a level of $\alpha = 0.02$	0.2911 insignificant	0.6435 significant at a level of $\alpha = 0.10$	0.7933 significant at a level of $\alpha = 0.02$
Calculated significance, t_o	3.615	3.313	-	2.224	3.447
Theoretical significance, t_t	1.895 for $\alpha = 0.10$ 2.365 for $\alpha = 0.05$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 5.405 for $\alpha = 0.001$				

Table 7. Variations of geometrical parameters of pores in F3S.30S composite as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of pores				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ , μm
1	0.48	321.496	37	12.3	3.10
2	0.53	364.796	73	10.7	2.73
3	0.41	333.265	31	12.5	2.99
4	0.91	273.364	52	14.1	3.62
5	1.25	380.875	147	14.2	2.59
6	0.59	337.576	41	12.5	2.94

Table 7. Variations of geometrical parameters of pores in F3S.30S composite as a function of remelt number – cntd.

Remelt No.	Geometrical parameters of pores				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ , μm
7	3.33	227.637	76	15.3	4.25
8	0.66	386.929	152	7.37	2.57
9	2.56	188.707	83	16.6	5.16
Correlation coefficient, r	0.6218 significant at a level of $\alpha = 0.10$	-0.4044 insignificant	0.5069 insignificant	0.1889 insignificant	0.5024 insignificant
Calculated significance, t_0	2.101	-	-	-	-
Theoretical significance, t_1	1.895 for $\alpha = 0.10$ 2.365 for $\alpha = 0.05$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 5.405 for $\alpha = 0.001$				

Changes in selected geometrical parameters of pores of the highest significance (volume fraction V_v and mean free distance λ), dependent on the number of remelts, are also shown in respective graphs (Figs. 30 and 31).

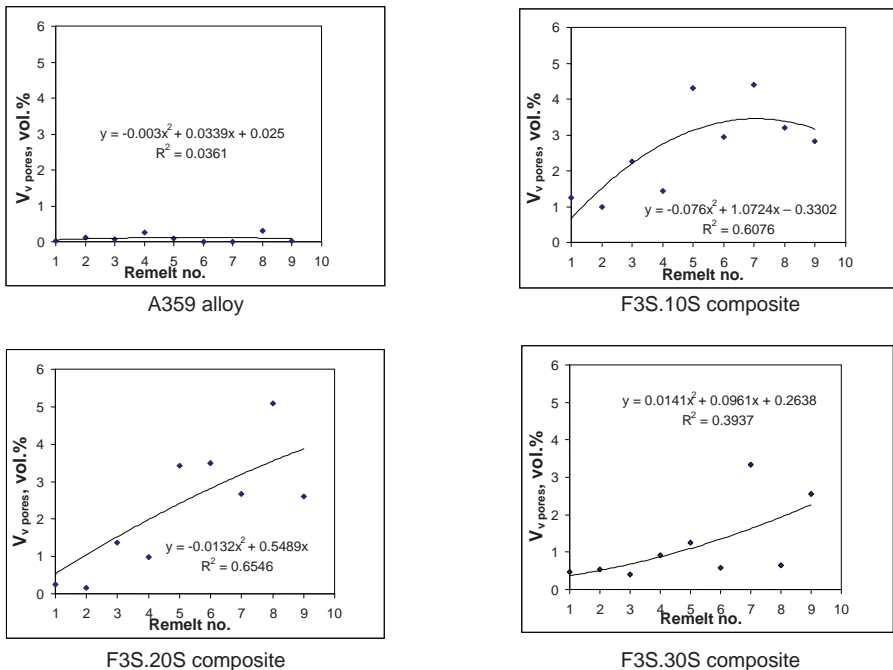


Fig. 30. Variations of pore volume fraction $V_{V_{pores}}$ in the investigated materials as a function of remelt number

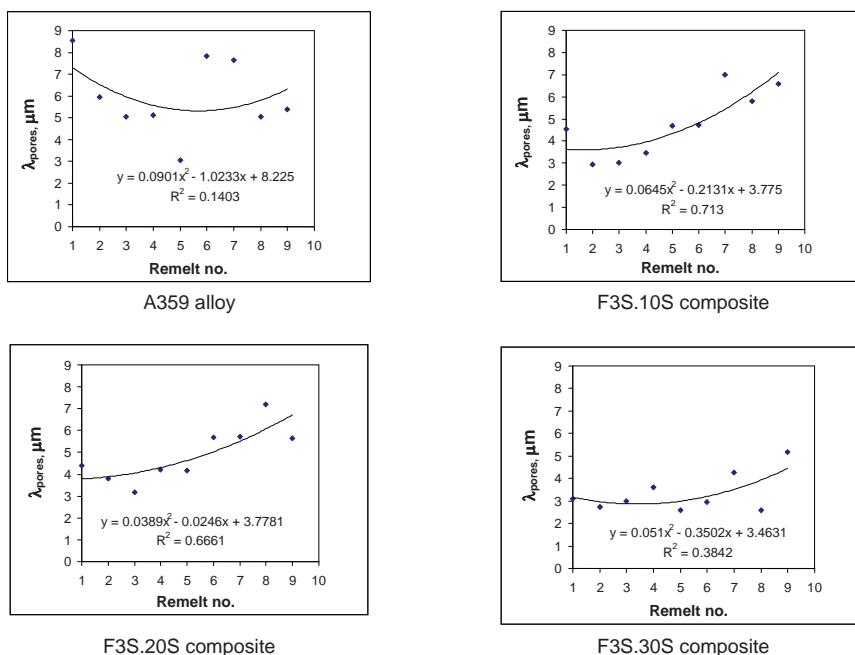


Fig. 31. Variations of mean free distance between pores λ_{pores} in the investigated materials as a function of remelt number

Tables 8–10 show changes in geometrical parameters of the reinforcing phase (SiC) in function of the number of remelting operations executed on F3S.10S, F3S.20S and F3S.30S composites. They also compare the calculated coefficients of correlation (r) between the number of remelts and geometrical parameters of the reinforcing phase in the examined composites, the calculated levels of significance (t_0) of the determined correlation coefficients, and the theoretical criteria of significance (t_1).

Table 8. Variations of geometrical parameters of the reinforcing phase in F3S.10S composite as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of reinforcing phase				
	V_{vr} , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ_v , μm
1	8.50	254.663	972	11.2	3.65
2	10.55	238.475	1155	12.7	3.75
3	8.97	453.854	1526	11.2	2.00
4	9.99	283.456	1230	12.1	3.18
5	9.77	506.574	1352	12.5	1.78
6	9.31	560.719	1310	12.7	1.62
7	10.27	561.350	1491	12.6	1.60
8	9.92	641.146	2002	11.4	1.40
9	10.04	520.987	1423	12.3	1.73

Table 8. Variations of geometrical parameters of the reinforcing phase in F3S.10S composite as a function of remelt number – cntd.

Remelt No.	Geometrical parameters of reinforcing phase				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ , μm
Correlation coefficient, r	0.4318 insignificant	0.8416 significant at a level of $\alpha = 0.01$	0.6882 significant at a level of $\alpha = 0.05$	0.2782 insignificant	-0.8252 significant at a level of $\alpha = 0.01$
Calculated significance, t_o	-	4.123	2.510	-	3.865
Theoretical significance, t_t	2.365 for $\alpha = 0.05$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 5.405 for $\alpha = 0.001$				

Table 9. Variations of geometrical parameters of the reinforcing phase in F3S.20S composite as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of reinforcing phase				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ , μm
1	22.68	237.902	1981	14.3	3.25
2	20.48	225.451	1897	15.4	3.22
3	20.73	247.153	1909	14.8	3.21
4	21.26	222.729	1811	15.3	3.54
5	20.41	233.024	1818	15.1	3.42
6	20.82	227.370	1766	15.6	3.48
7	20.74	271.262	1969	14.4	2.92
8	20.97	288.998	1925	14.8	2.73
9	21.63	268.868	1980	14.4	2.91
Correlation coefficient, r	-0.2028 insignificant	0.7033 significant at a level of $\alpha = 0.05$	0.0888 insignificant	-0.1818 insignificant	-0.5657 insignificant
Calculated significance, t_o	-	2.617	-	-	-
Theoretical significance, t_t	2.365 for $\alpha = 0.05$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 5.405 for $\alpha = 0.001$				

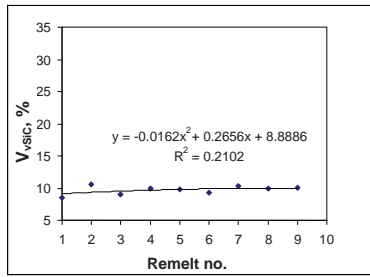
Table 10. Variations of geometrical parameters of the reinforcing phase in F3S.30S composite as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of reinforcing phase				
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	N_A , 1/mm ²	F_{sr} , μm	λ_v , μm
1	28.60	176.314	1182	18.9	4.05
2	30.92	177.467	1240	19.0	3.89
3	28.98	171.358	1119	19.8	4.14
4	30.81	168.181	1076	20.7	4.11
5	30.28	164.580	1048	21.0	4.24
6	27.92	89.635	852	21.6	8.04
7	29.91	162.406	1002	21.0	4.32
8	31.22	154.617	972	22.5	4.45
9	29.11	154.878	976	20.8	4.58
Correlation coefficient, r	0.0756 insignificant	-0.4268 insignificant	-0.8047	0.8304	0.28634 insignificant
Calculated significance, t_o	-	-	3.586 significant at a level of $\alpha = 0.01$	3.943 significant at a level of $\alpha = 0.01$	-
Theoretical significance, t_i	2.365 for $\alpha = 0.05$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 5.405 for $\alpha = 0.001$				

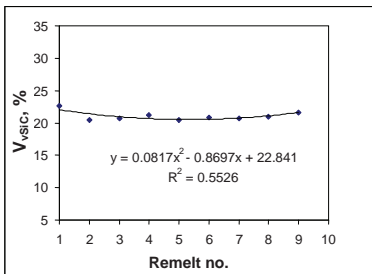
Changes in selected geometrical parameters of the reinforcing phase of the highest significance (volume fraction V_v and mean free distance λ_{vSIC}), dependent on the number of remelts, are also shown in respective graphs (Figs. 32 and 33).

To obtain comprehensive information about the microstructure of the tested materials, their metal matrix was also examined. Tables 11–14 show changes in geometrical parameters of the eutectic precipitates. They were analyzed as one aggregate due to some difficulties experienced during successive attempts at a separative binarization of an image of these precipitates, necessary for the quantitative measurements to be taken by the method of image analysis.

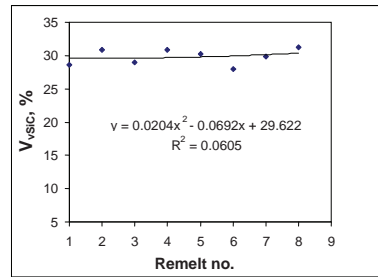
As in the case of pores and reinforcing phase, the obtained results were shown in function of the number of remelting operations executed on A359 alloy (Table 11) and its respective composites: F3S.10S (Table 12), F3S.20S (Table 13) and F3S.30S (Table 14). The tables also compare the calculated coefficients of correlation (r) between the number of remelts and geometrical parameters of the eutectic precipitates, the calculated levels of significance (t_o) of the determined correlation coefficients, and the theoretical criteria of significance (t_i).



F3S.10S composite

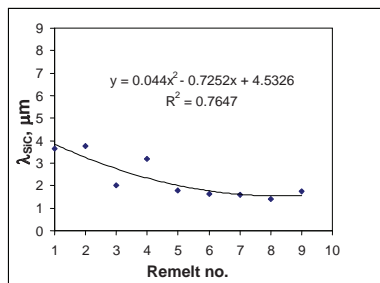


F3S.20S composite

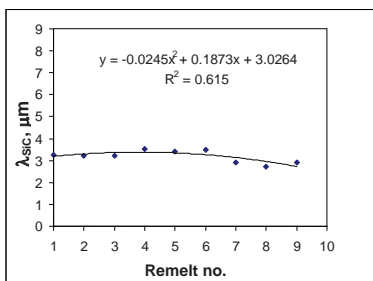


F3S.30S composite

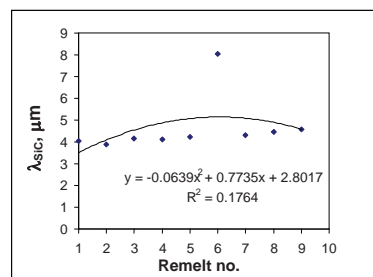
Fig. 32. Variations of volume fraction of reinforcing phase V_{VSiC} in the investigated composites as a function of remelt number



F3S.10S composite



F3S.20S composite



F3S.30S composite

Fig. 33. Variations of mean free distance between the particles of reinforcing phase λ_{SiC} in the investigated composites as a function of remelt number

Table 11. Variations of geometrical parameters of eutectic precipitates (examined as one aggregate) in A359 alloy as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of eutectic precipitates (examined as one aggregate)			
	V_{pr} %	$N_{L_{\text{sr}}}$ 1/mm	l_{sr} μm	λ , μm
1	11.16	1361.908	0.740	0.65
2	10.15	1022.317	0.988	0.88
3	11.71	1018.061	1.000	0.87
4	11.16	1055.699	0.959	0.84
5	11.04	1141.800	0.892	0.78
6	10.33	1170.769	0.858	0.77
7	11.56	1192.299	0.842	0.74
8	9.70	928.655	1.09	0.97
9	9.65	1365.323	0.736	0.66
Correlation coefficient, r	-0.5001 insignificant	0.0590 insignificant	-0.0484 insignificant	-0.0087 insignificant
Calculated significance, t_o	-	-	-	-
Theoretical significance, t_i	2.365 for $\alpha = 0.05$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 5.405 for $\alpha = 0.001$			

Table 12. Variations of geometrical parameters of eutectic precipitates (examined as one aggregate) in F3S.10S composite as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of eutectic precipitates (examined as one aggregate)			
	V_{pr} %	$N_{L_{\text{sr}}}$ 1/mm	l_{sr} μm	λ , μm
1	10.90	1449.835	0.708	0.61
2	10.37	1612.963	0.622	0.56
3	10.02	1771.790	0.565	0.51
4	10.45	1813.488	0.553	0.49
5	11.30	1614.117	0.622	0.55
6	11.72	1616.121	0.620	0.55
7	10.58	1688.632	0.594	0.53
8	10.89	1694.257	0.590	0.53
9	11.17	1752.581	0.578	0.51
Correlation coefficient, r	0.4367 insignificant	0.4537 insignificant	-0.4893 insignificant	-0.5046 insignificant
Calculated significance, t_o	-	-	-	-
Theoretical significance, t_i	2.365 for $\alpha = 0.05$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 5.405 for $\alpha = 0.001$			

Table 13. Variations of geometrical parameters of eutectic precipitates (examined as one aggregate) in F3S.20S composite as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of eutectic precipitates (examined as one aggregate)			
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	l_{sr} , μm	λ , μm
1	10.12	1510.673	0.664	0.59
2	10.09	1339.250	0.753	0.67
3	10.13	1200.092	0.838	0.75
4	11.46	1343.800	0.749	0.66
5	10.70	1308.475	0.754	0.68
6	11.26	1266.705	0.793	0.70
7	10.46	1477.565	0.678	0.61
8	11.43	1819.406	0.551	0.49
9	11.71	1817.673	0.553	0.49
Correlation coefficient, r	0.7578 significant at a level of $\alpha = 0.02$	0.6301 insignificant	-0.6004 insignificant	-0.5957 insignificant
Calculated significance, t_o	3.073	2.147	-	-
Theoretical significance, t_t	2.365 for $\alpha = 0.05$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 5.405 for $\alpha = 0.001$			

Table 14. Variations of geometrical parameters of eutectic precipitates (examined as one aggregate) in F3S.30S composite as a function of remelt number

Remelt No.	Geometrical parameters of eutectic precipitates (examined as one aggregate)			
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	l_{sr} , μm	λ , μm
1	10.30	1264.884	0.798	0.71
2	11.27	1362.650	0.740	0.65
3	11.70	1396.814	0.722	0.63
4	11.43	1398.104	0.724	0.63
5	10.91	1233.775	0.817	0.72
6	10.84	1143.134	0.879	0.78
7	10.89	1306.259	0.769	0.68
8	11.50	1249.530	0.805	0.71
9	11.09	1134.997	0.886	0.78

Table 14. Variations of geometrical parameters of eutectic precipitates (examined as one aggregate) in F3S.30S composite as a function of remelt number – contd.

Remelt No.	Geometrical parameters of eutectic precipitates (examined as one aggregate)			
	V_v , %	$N_{L_{sr}}$, 1/mm	l_{sr} , μm	λ , μm
Correlation coefficient, r	0.1761 insignificant	-0.5984 insignificant	0.5935 insignificant	0.5675 insignificant
Calculated significance, t_0	-	-	-	-
Theoretical significance, t_1	2.365 for $\alpha = 0.05$ 3.499 for $\alpha = 0.01$ 2.998 for $\alpha = 0.02$ 5.405 for $\alpha = 0.001$			

Changes in selected geometrical parameters of eutectic precipitates of the highest significance (volume fraction $V_{v_{eut}}$ and mean free distance λ_{eut}), dependent on the number of remelts, are also shown in respective graphs (Figs. 34 and 35).

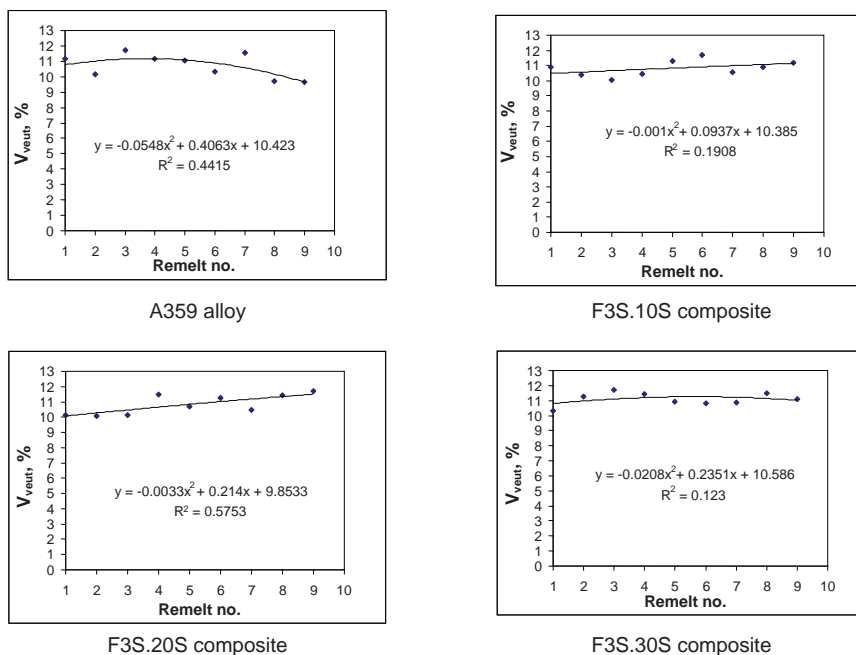


Fig. 34. Variations of volume fraction of eutectic precipitates $V_{v_{eut}}$ in the investigated materials as a function of remelt number

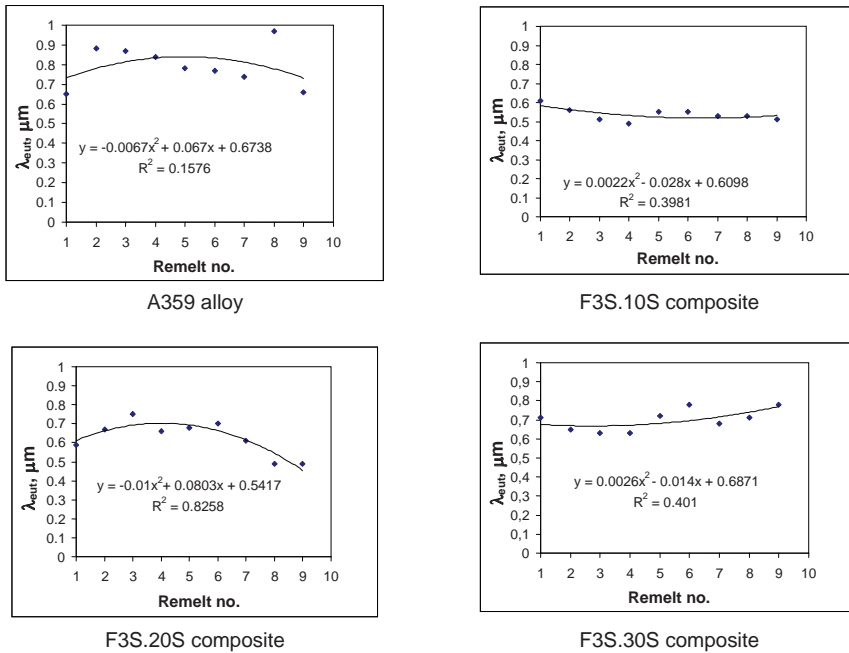


Fig. 35. Variations of mean free distance between eutectic precipitates λ_{eut} in the investigated materials as a function of remelt number

The numerical data compared in Table 4 for the A359 alloy indicate absence of any more significant changes in the overall shrinkage and gas porosity driven by the number of remelts. This is evidenced by the fact that none of the determined geometrical parameters of pores meets the criteria of significance expressed by the calculated coefficients of correlation. On the other hand, the numerical data for the composites described in Tables 5 and 6 (F3S.10S and F3S.20S composites, respectively) indicate a significant change in the overall porosity when examined in function of the number of remelts. With exception of the N_A parameter representing the number of pores per 1 mm² of the metallographic section, all other determined geometrical parameters of pores revealed a significant level of changes, confirmed by the calculated coefficients of correlation satisfying the criterion of significance at a level from $\alpha = 0.05$ to $\alpha = 0.01$. The explanation of so obvious changes in the values of the correlation coefficients associated with the volume fraction of pores (V_v) and the mean free distance between pores (λ) is to be sought in the size of pores increasing with the increasing number of remelts.

The growing size of pores is proved by a significant decrease (with the remelt number) in the value of the pore/matrix interface estimator (N_L), accompanied by an increase of the Feret's mean diameter (F_{sr}) – see Tables 5 and 6. This is also illustrated by important quantitative relationships shown in Figures 30 and 31.

On the other hand, somewhat surprising seems to be the fact that in the case of F3S.30S composite (Table 7), no significant correlations have been detected between most of the determined geometrical parameters of pores and the number of remelts. A trend of some significance was observed in the volume fraction of pores (V_v), but only at

a level of $\alpha = 0.10$, whereas it is well-known that to state a significant correlation between any two parameters, the significance criterion must be met at a level of at least $\alpha = 0.05$.

Some changes related to the number of remelts were observed in the geometrical parameters of the reinforcing phase present in the tested composites.

At the same time, it was found that some variations did exist in the starting dimensions of the SiC particles in different composites (regardless of the number of remelts), since the said composites contained the SiC particles with the Feret's mean diameter (F_{sr}) amounting to:

11,2 μm – 12,7 μm – F3S.10S composite,

14,3 μm – 15,6 μm – F3S.20S composite,

18,9 μm – 22,5 μm – F3S.30S composite.

However, what is most important is the stability of the volume fraction (V_v) of SiC particles in a given type of composite regardless of the number of remelts. This is evidenced by the insignificant correlation coefficients r (V_{vSiC} / remelt no.) compared in the following tables: Table 8 for F3S.10S composite, Table 9 for F3S.20S composite, and Table 10 for F3S.30S composite, and by the set of points in respective graphs (Fig. 32) showing an arrangement more or less parallel to the abscissa (melt no.).

At the same time, some attention certainly deserves the fact that with the increasing number of remelts, the estimator of the SiC / metal matrix interface (N_L) increases, too, as shown in Tables 8 and 9. With the quasi-constant volume fraction of the reinforcing phase (VVSIC), this can cause, in function of the number of remelts, a significant reduction in the mean free distance (λ) between SiC particles, since $\lambda = (1 - V_v)/N_L$. This phenomenon was observed only in the F3S.10S composite and confirmed by the coefficient of correlation (r) and its calculated significance (t_o), which meets the significance criterion at a level of $\alpha = 0.01$. This fact proves that during remelting of F3S.10S composite, the homogeneous distribution of the reinforcing phase in the matrix undergoes a significant change. Nevertheless, in F3S.20S composite, a significant change of the same parameter (N_L) did not cause the corresponding significant change in the mean free distance of SiC-SiC, whereas in F3S.30S composite, even the N_L parameter itself proved to be resistant to any important changes driven by the number of remelts, as evidenced by the determined coefficients of correlation r (N_L / remelt no.) and their calculated levels of significance (t_o), compared in Table 9 for the F3S.20S composite and in Table 10 for the F3S.30S composite, all this in the context of the theoretical criteria of significance (t_c).

The observed regularities are illustrated in Figure 33 – a relationship with some degree of significance between λ and remelt number in the F3S.10S composite, an inclination to changes in the F3S.20S composite, and absence of any significant relationships in the F3S.30S composite, confirming also the presented argument.

The quantitative analysis of metal matrix composites and of the base alloy, carried out to obtain full information about the microstructure of the tested materials, shows the stability of all the investigated geometrical parameters of the eutectic precipitates present in the A359 alloy and in the F3S.10S and F3S.30S composites, as evidenced by the calculated coefficients of correlation r in function of geometrical parameter / remelt number, and the corresponding calculated criteria of significance (t_o), which do not meet the theo-

retical criteria of significance (t_i) – Table 11 (A359 alloy), Table 12 (F3S.10S composite), Table 14 (F3S.30 S composite). The detected regularity is also illustrated graphically, showing changes in the volume fraction of eutectic precipitates (V_v) in function of the number of remelts (Fig. 34) and changes in the distribution of eutectic precipitates (mean free distance – λ) illustrated in Figure 34, which have proved to be independent of the number of remelts.

Only in the F3S.20S composite, a significant change was traced in the volume fraction of eutectic precipitates (V_v) present in the composite matrix, as evidenced by the calculated correlation coefficient r (V_v / remelt no.) given in Table 13, which meets the criterion of significance at a level of $\alpha = 0.02$. This is also illustrated as a quantitative dependence consistent with the second degree polynomial (Figure 35).

Quantitative relationships between the damping capacity and microstructure of A359 alloy and F3S.10S, F3S.20S and F3S.30S composites examined in the context of multiple remelting

The scatter of results for the logarithmic decrement of vibrations and individual parameters of microstructure was analyzed in the context of multiple remelting of the examined composites, and expressed in the form of quantitative relationships. The obtained results were presented in graphical form separately for pores (Figs. 36 and 37), for the reinforcing phase (Figs. 38 and 39) and for the eutectic precipitates (Figs. 40 and 41) present in the examined materials.

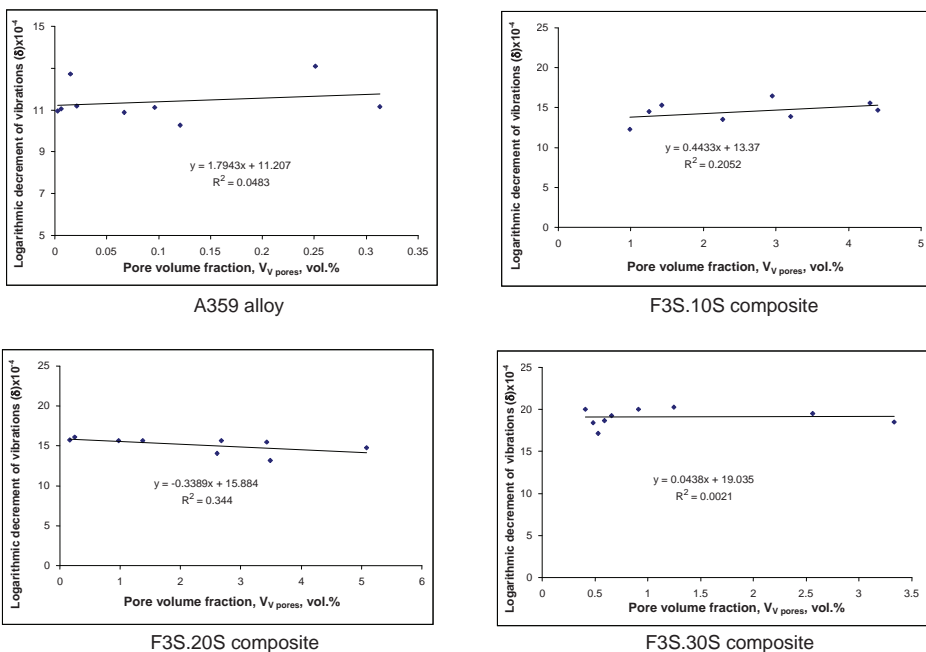


Fig. 36. Variations of logarithmic decrement of vibrations in the investigated materials as a function of pore volume fraction

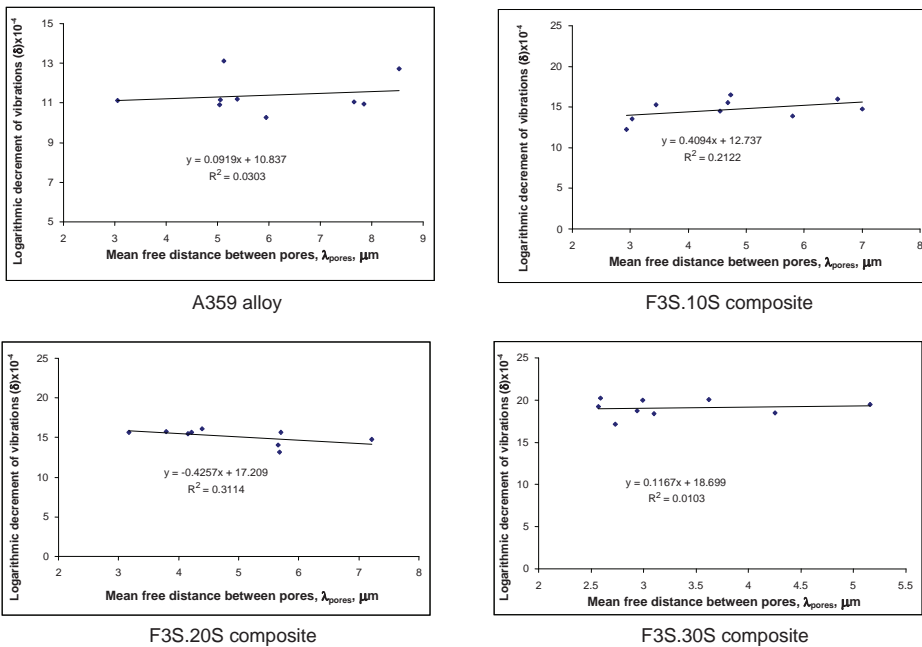


Fig. 37. Variations of logarithmic decrement of vibrations in the investigated materials as a function of mean free distance between pores

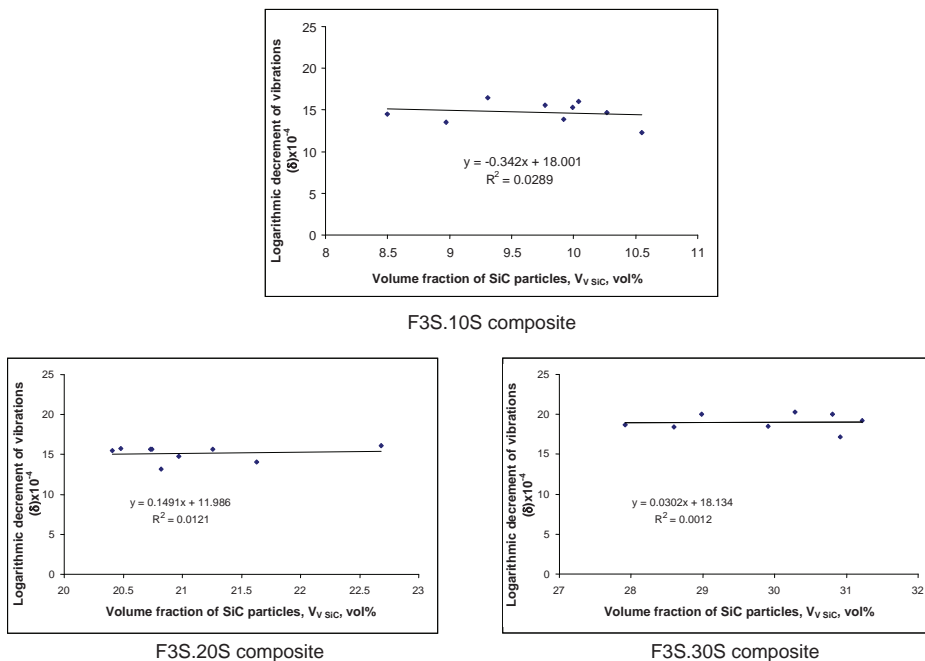


Fig. 38. Variations of logarithmic decrement of vibrations in the investigated composites as a function of volume fraction of reinforcing phase particles

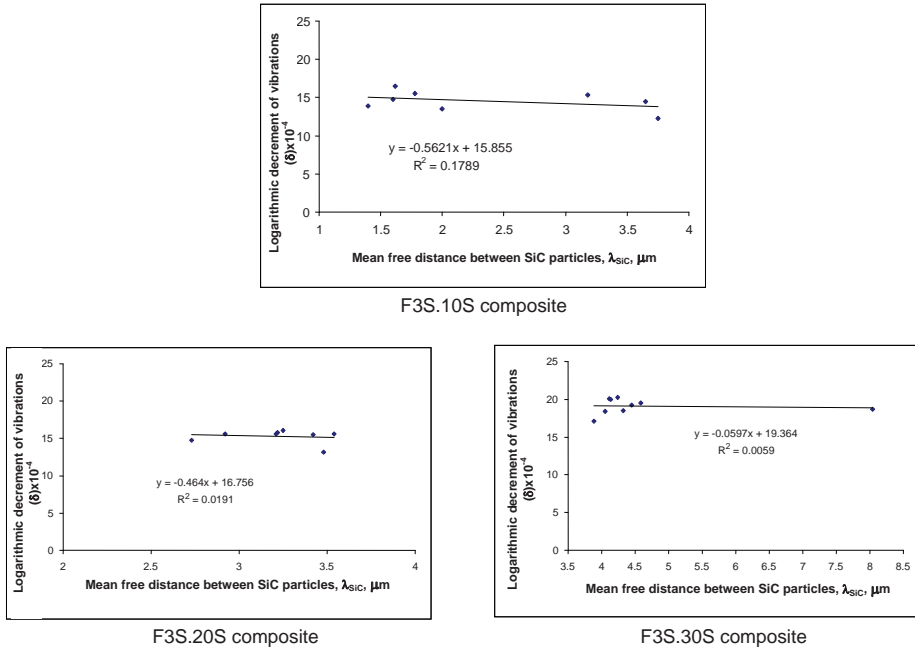


Fig. 39. Variations of logarithmic decrement of vibrations in the investigated composites as a function of mean free distance between reinforcing phase particles

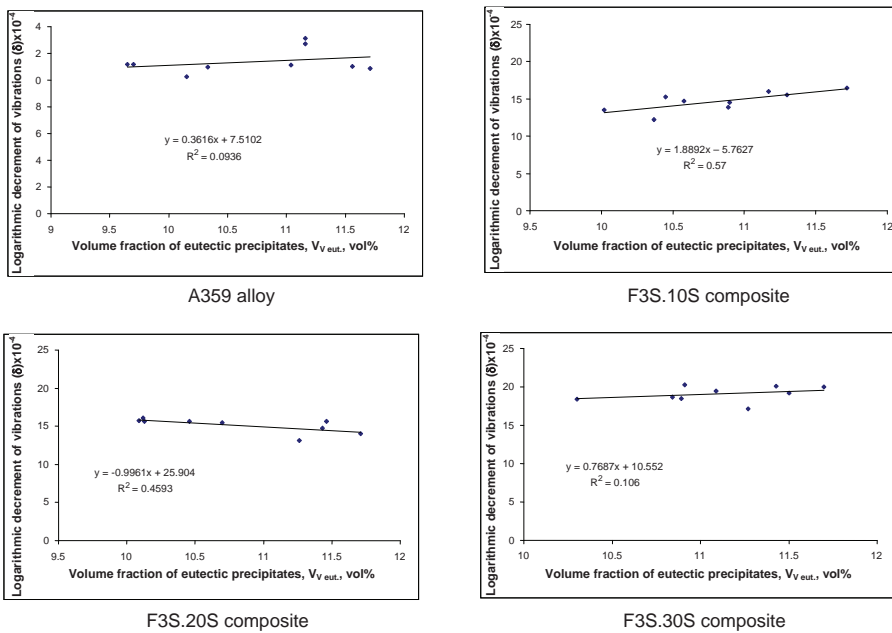


Fig. 40. Variations of logarithmic decrement of vibrations in the investigated materials as a function of volume fraction of eutectic precipitates

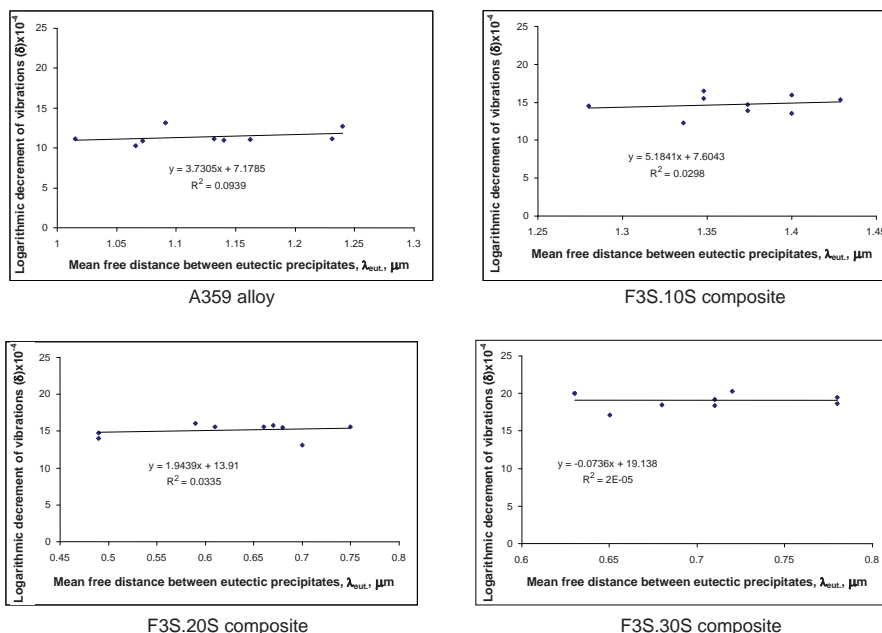


Fig. 41. Variations of logarithmic decrement of vibrations in the investigated materials as a function of mean free distance between eutectic precipitates

The curves plotted in Figures 36–41 for a relationship between the logarithmic decrement of vibrations (δ) and stereological parameter of microstructure (discussed separately for pores, for the reinforcing phase and for eutectic precipitates) as well as the values of the determined correlation coefficients shown in respective graphs indicate absence of a negative impact of the number of remelts on the vibration damping capacity of materials tested. The resulting curves are in their shape practically parallel to the axis of ordinates, and all the determined correlation coefficients r (δ / stereological parameter of microstructure) do not meet the criterion of significance even at a level of $\alpha = 0.10$.

Considering the fact that in the phenomenon of the vibration damping capacity of metal matrix composites the leading role should be assigned to the condition of the reinforcement / composite matrix interface, the obtained results of studies enable concluding that the use of multiple remelting does not cause any significant degradation in this respect.

Final conclusions

Based on the conducted studies of the vibration damping capacity of the A359 matrix alloy and F3S.10S, F3S.20S and F3S.30S composites, the following detailed conclusions can be formulated:

- the damping capacity of the metal matrix composites based on aluminum alloy reinforced with SiC particles is definitely superior to the damping capacity of the sole A359 alloy which forms their matrix;

- the vibration damping capacity of the investigated composites increases with the increasing content of the reinforcing phase;
- the number of remelting operations does not substantially change the damping capacity of the A359 alloy and composite materials based on this alloy.

The results of the research carried out by the methods of qualitative and quantitative metallography enable drawing the following specific conclusions:

- A359 alloy is most resistant to the formation of structural discontinuities provoked by the repeated remelting operations, which means, among others, its lowest tendency to gas inclusions;
- F3S.10S and F3S.20S composites are indeed sensitive to the effect of repeated remelting, which causes the formation of structural discontinuities in the form of gas-shrinkage porosity;
- nine times repeated operation of remelting the F3S.10S and F3S.20S composites causes a significant, and consistent with the second degree polynomial, increase in the mean free distance between pores, indicating their growth during repeated remelting;
- multiple remelting tests should be preceded by an optimization of the casting process to reduce to minimum the risk of porosity formation, especially in the form of blowholes;
- nine times repeated operation of remelting the F3S.10S, F3S.20S and F3S.30S composites does not change the volume fraction of the reinforcing phase, which may indirectly prove absence of any adverse effects acting on the reinforcement / metal matrix interface as well as absence of the reinforcing phase upward movement tendency, which would mean its travelling to the surface of metal bath and passing to the slag;
- in terms of morphological characteristics of the reinforcing phase, especially as regards the distribution of SiC particles in the composite matrix (with quasi-constant content), more sensitive to the repeated remelting process are composites with less reinforcement. This is probably due to the fact that there is more "room" for the SiC particles "movement" in metal matrix during subsequent remelting operations, as opposed to higher contents when the migration is hindered by closer final „packing" of the SiC particles in metal matrix;
- A359 alloy and F3S.10S and F3S.30S composites are resistant to multiple remelting as regards the stability of the volume fraction and morphological features of eutectic precipitates; only in F3S.20S composite a relationship has been traced between the number of remelting operations and a significant reduction of the mean free distance between eutectic precipitates; during the successive remelting operations, those precipitates have undergone some refinement, as evidenced by the increasing values of the parameter N_L .

Summary

On the basis of the determined values of the logarithmic decrement of vibrations and the resulting characteristics of the microstructure of A359 alloy and F3S.10S, F3S.20S

and F3S.30S composites, it can be concluded that structural changes, porosity included, observed during repeated remelting, do not exert an important effect on the vibration damping capacity of the materials tested.

The positive results of studies are mainly due to the Si content in A359 alloy kept at a minimum level required, thus avoiding the adverse reaction resulting in possible formation of the aluminum carbide (Al_4C_3).

The obtained results also confirmed the, well known from the literature, positive impact of the reinforcing phase on the vibration damping capacity expressed with a logarithmic decrement of vibrations. This is consistent with the results obtained in this study, as the highest value of the logarithmic decrement of vibrations was obtained for the F3S.30S composite, and the lowest for the A359 alloy. At the same time, it should be noted that changes in gas-shrinkage porosity observed in the examined materials adversely affect their basic mechanical characteristics (successive remeltings brought gradual deterioration to these characteristics, although up to the 4th remelting, this deterioration was insignificant from a practical point of view [22]). At the same time, the unfavorable, from the viewpoint of mechanical properties, porosity changes were too small to increase the capacity for vibration damping in the materials tested, but – as shown in [22] – still sufficient to adversely affect the basic mechanical characteristics. The confirmed significant changes in other geometrical parameters of the microstructure, following the increasing number of remelts, again affected the mechanical characteristics [22], and again had no major effect on the vibration damping capacity. Therefore, based on the results obtained, it has to be assumed that, unlike the vibration damping capacity, the mechanical characteristics of the materials studied were much more sensitive to changes in the microstructure.

Some attention deserves the fact that in the case of conventional materials, their vibration damping capacity is determined by the properties of a softer phase or constituent [23].

In composite materials, this problem is much more complex, and any attempt at the interpretation of the occurring phenomena requires studies of the mechanisms that are commonly responsible for the vibration damping capacity of heterogeneous materials.

It was found that key factor deciding about the composite capacity for vibration damping is the interfacial area, in this particular case, the silicon carbide / A359 alloy matrix interface. The properties of this interface are closely related with the manufacturing technology (presence or absence of a coating on the reinforcing phase particles, control of wettability between the reinforcement and metal matrix – the better is the bond, the better are the mechanical characteristics, while the vibration damping capacity may decrease, etc.).

If the mechanical properties of the reinforcement / metal matrix interface are similar to the properties of the metal matrix alone, the amount of energy dissipated by the composite will decrease with the increasing thickness of this interface. On the other hand, with different mechanical properties of the reinforcement / metal matrix interface and metal matrix alone, the composite ability to dissipate energy will increase with the thickness of the interface, thus meaning its greater capacity of vibration damping [16].

The obtained test results show, first and foremost, that composites based on the A359 alloy, reinforced within their entire volume with SiC particles can be recycled through direct remelting, which is a method both simple and economically viable, exerting, moreover, no adverse effects on the damping characteristics. On the other hand, attempts should be made to reduce to minimum the gas-shrinkage porosity, to keep at a satisfactory level the expected mechanical properties.

Acknowledgements

The study was done under a statutory work No. 6819/ITS/2012 financed from the resources of the Motor Transport Institute in Warsaw.

References

1. Bieniaś J., Surowska B., Sobczak J.: *Application and selected properties of aluminum-graphite composites*. Journal of Kones. Combustion Engines, 2001, Vol. 8, Nos. 3–4, pp. 191–198.
2. Pietrzak K.: *Structure-conditioned selected functional properties of iron alloys*. Motor Transport Institute, Warsaw, 2010, ISBN 987-83-60965-96-2.
3. Sobczak J.: *Metal matrix composites*. Foundry Research Institute and Motor Transport Institute, Cracow–Warsaw, 2001, ISBN 83-913045-8-2.
4. Lloyd D.J.: *Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites*. International Materials Reviews, 1994, Vol. 39, No. 1, pp. 1–23.
5. Wojciechowski A.: *Effect of the presence of reinforcing phase in an aluminum-based composite on selected functional properties of brake discs*. Doctor's Thesis, Technical University of Lublin, Lublin 2001.
6. Rudnik D.: *Experimental study of composite material used for pistons operating in IC engines*. Doctor's Thesis, Technical University of Lublin, Lublin 2001.
7. Wei J.N., Cheng H.F., Zhang Y.F., Han F.S., Zhou Z.C., Shui J.P.: *Effects of macroscopic graphite particulates on the damping behavior of commercially pure aluminum*. Materials Science and Engineering: A, 2002, Vol. 325, Nos. 1–2, pp. 444–453.
8. Zhang J., Perez R.J., Lavernia E.J.: *Dislocation-induced damping in metal matrix composites*. Journal of Materials Science, 1993, Vol. 28, No. 3, pp. 835–846.
9. Wu Y.W., Wu K., Deng K.K., Nie K.B., Wang X.J., Zheng M.Y., Hu X.S.: *Damping capacities and microstructures of magnesium matrix composite reinforced by graphite particles*. Materials and Design, 2010, Vol. 31, No. 10, pp. 4862–4865.
10. Zhang J., Perez R.J., Gupta R.J.M., Lavernia E.J.: *Damping behavior of particulate reinforced 2519 Al metal matrix composites*. Scripta Metallurgica et Materialia, 1993, Vol. 28, No. 1, pp. 91–96.
11. Lu H., Wang X., Zhang T., Cheng Z., Fang Q.: *Design, fabrication, and properties of high damping metal matrix composites – A Review*. Materials, 2009, Vol. 2, No. 3, pp. 958–977.
12. Vincent A., Lormand G., Durieux S., Girard C., Maire E., Fougères R.: *Transient internal damping in metal matrix composites: Experiment and Theory*. Journal de Physique IV Colloque C8, supplément au Journal de Physique III, Décembre 1996, Volume 6, C8719–C8730.

13. Srikanth N., Gupta M.: *Damping characterization of Mg-SiC composites using an integrated suspended beam method and new circle-fit approach*. Materials Research Bulletin, 2002, Vol. 37, No. 6, pp. 1149–1162.
14. Gu J., Zhang X., Qiu Y., Gu M.: *Damping behaviors of magnesium matrix composites reinforced with Cu-coated and uncoated SiC particulates*. Composites Science and Technology, 2005, Vol. 65, Nos. 11–12, pp. 1736–1742.
15. Wang J., Zhang Z., Yang G.: *The dependence of damping capacity of PMMCs on strain, amplitude*. Computational Materials Science, 2000, Vol. 18, No. 2, pp. 205–211.
16. Jincheng W., Gencang Y.: *The energy dissipation of particle-reinforced metal-matrix composite with ductile interphase*. Materials Science and Engineering: A, 2001, Vol. 303, Nos. 1–2, pp. 77–81.
17. Smith A.V., Chung D.D.L.: *Titanium diboride particle-reinforced aluminum with high wear resistance*. Journal of Material Science, 1996, 31, No. 22, pp. 5961–5973.
18. Viswanadham R.K., Mannan S.K., Kumar K.S., Wolfenden A.: *Elastic modulus of NiAl TiB₂ composites in the temperature range 300 to 1273 K*. Journal of Material Science Letter, 1989, Vol. 8, pp. 409–10.
19. Zhang Y., Ma N., Wang H., Le Y., Li X.: *Damping capacity of in situ TiB₂ particulates reinforced aluminium composites with Ti addition*. Materials and Design, 2007, Vol. 28, No. 2, pp. 628–632.
20. Gu J., Zhang X., Gu M., Gu M., Wang X.: *Internal friction peak and damping mechanism in high damping 6061Al/SiCp/Gr hybrid metal matrix composite*. Journal of Alloys and Compounds, 2004, Vol. 372, Nos. 1–2, pp. 304–308.
21. Gu J., Zhang X., Gu M.: *Mechanical properties and damping capacity of (SiC_p + Al₂O₃·SiO₂) / Mg hybrid metal matrix composite*. Journal of Alloys and Compounds, 2004, Vol. 385, Nos. 1–2, pp. 104–108.
22. Klasik A.: *Studies of aluminum matrix composites for their multiple use in machine construction on the example of brake discs*. Doctor's Thesis, Technical University of Lublin, Lublin 2010.
23. Pisarenko G.E. et al.: *Damping properties of structural materials*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warsaw, 1976.