

## WYBRANE WŁAŚCIWOŚCI TERMOFIZYCZNE KOMPOZYTÓW ALUMINIOWYCH PODDANYCH WIELOKROTNEMU PRZETOPNIENIU

Adam Klasik<sup>1</sup>, Jerzy J. Sobczak<sup>2</sup>, Krystyna Pietrzak<sup>1</sup>, Andrzej Gazda<sup>2</sup>, Natalia Sobczak<sup>(1, 2)</sup>

<sup>1</sup> Instytut Transportu Samochodowego, ul. Jagiellońska 80, 03-301 Warszawa

<sup>2</sup> Instytut Odlewnictwa, ul. Zakopiańska 73, 30-418 Kraków

### Streszczenie

W pracy przedstawiono wyniki badań wybranych właściwości termofizycznych komercyjnych kompozytów F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S o osnowie stopów aluminium zbrojonych cząsteczkami SiC zawierających odpowiednio 10%, 20% i 30% obj. cząsteczek SiC. Kompozyty poddano dziewięciokrotnemu przetopowi. Określono zmiany współczynnika rozszerzalności liniowej oraz zmiany przewodnictwa temperaturowego w zależności od zawartości zbrojenia oraz liczby przetopów. Wykazano, że wraz ze wzrostem zawartości zbrojenia obniżają się wartości współczynników rozszerzalności cieplnej, natomiast dziewięciokrotny przetop nie powoduje istotnych zmian ich wartości. Stwierdzono także, iż wzrost temperatury wywołuje istotne zmniejszenie wartości współczynnika przewodnictwa temperaturowego badanych materiałów.

Słowa kluczowe: kompozyty aluminiowe, właściwości termofizyczne, współczynnik rozszerzalności liniowej, przewodnictwo temperaturowe, przetapianie, recykling

### Wprowadzenie

Metalowe materiały kompozytowe jako tworzywa o wysokich właściwościach użytkowych, a przy tym niskiej gęstości w porównaniu do wielu innych stopów monolitycznych, od lat są przedmiotem zainteresowania ze względu na potencjalne możliwości ich stosowania w wielu dziedzinach, w tym również w przemyśle samochodowym i lotniczym. Z punktu widzenia ich potencjalnego zastosowania, konieczne jest wyznaczenie charakterystyk materiałowych, obejmujących właściwości użytkowe oraz ocenę mikrostruktury kształtowanej w różnorodnych procesach technologicznych. Zwykle tego typu badanie rozpoczyna się od określenia podstawowych właściwości termofizycznych wpływających na uzyskiwane w końcowym efekcie właściwości użytkowe kompozytów.

Do podstawowych właściwości termofizycznych, które powinny być brane pod uwagę przy wykorzystywaniu kompozytów metalowych, można zaliczyć rozszerzalność cieplną oraz przewodnictwo temperaturowe. Współczynnik rozszerzalności cieplnej jest dla danego materiału wielkością stałą, określającą względną zmianę jego rozmiarów przy zmianie temperatury o 1°C (K) [1, 2].

Zmiany wymiarów wyrobów zachodzące pod wpływem temperatury często są niepożądane, ponieważ mogą stanowić przyczynę powstawania naprężeń wewnętrznych a nawet zniszczenia materiału / gotowego wyrobu, np. łożków czy cylindrów silnikowych.

W pracy [1] podano wartości współczynników rozszerzalności wyznaczone eksperymentalnie (w dwóch przypadkach określone również na podstawie obliczeń teoretycznych) dla stopu magnezu AZ92 (MgAl9Zn2) i kompozytów AZ92/SiC<sub>p</sub> (gdzie p – cząsteczka) (tabela 1).

Tabela 1. Współczynniki rozszerzalności cieplnej stopu AZ92 i kompozytów AZ92/SiC<sub>p</sub> (na podstawie [1])

Materiał	Współczynnik rozszerzalności cieplnej, 10 <sup>-6</sup> /K (μm/mK)	
	Wyznaczony doświadczalnie	Obliczony
AZ92 (odlewany grawitacyjnie)	26,0	-
AZ92 (prasowany w stanie ciekłym)	23,1	-
AZ92/10 obj.% SiC <sub>p</sub>	21,5	22,8
AZ92/15 obj.% SiC <sub>p</sub>	19,8	21,6

W pracy [2] badano między innymi podstawowe właściwości termofizyczne kompozytów o osnowie stopu aluminium zbrojonych cząsteczkami SiC w zależności od warunków ich wytwarzania oraz udziału objętościowego zbrojenia.

W wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono, że wraz ze wzrostem zawartości fazy zbrojącej obniża się zarówno współczynnik rozszerzalności cieplnej, jak i spada przewodność cieplna badanych kompozytów (tabela 2).

Tabela 2. Podstawowe właściwości termofizyczne kompozytów Al/SiC<sub>p</sub> (na podstawie [2])

Zawartość SiC <sub>p</sub> , % obj.	Współczynnik rozszerzalności cieplnej, 10 <sup>-6</sup> /K	Przewodność cieplna, W/mK	Gęstość, g/cm <sup>3</sup>
10	20,7	34,2	2,71
20	17,5	26,4	2,77

W przypadku materiałów kompozytowych o osnowie stopów aluminium zbrojonych cząsteczkami SiC bardzo istotne są parametry geometryczne zbrojenia (rozmiar, zawartość itd.). Na podstawie przeprowadzonych badań dla różnych zawartości cząsteczek zbrojenia (10%, 20%, 30% oraz 40% obj. SiC) stwierdzono przede wszystkim, że wraz ze wzrostem zawartości fazy zbrojącej zmniejsza się zarówno przewodność cieplna kompozytu, jak i międzyfazowa przewodność cieplna [3]. Istotny wpływ morfologii cząsteczek fazy zbrojącej stwierdzono także w przypadku kompozytów Al+SiC otrzymanych metodą metalurgii proszków [4]. W tym przypadku stwierdzono także znaczący wpływ mikrostruktury wynikającej z warunków wytwarzania kompozytów. Kompozyty otrzymane z proszków Al-55SiC i Al-75SiC (% wag.) metodą natryskiwania plazmowego charaktery-

zują się w temperaturze pokojowej relatywnie małą przewodnością cieplną. Jednocześnie w wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono między innymi, że szczeliny powstające na granicy Al/SiC i na granicach ziaren aluminium, porowatość oraz zanieczyszczenia Fe stanowią trzy podstawowe czynniki negatywnie wpływające na przewodność cieplną badanych kompozytów [4].

W przypadku kompozytów umacnianych dyspersyjnie w oparciu o techniki odlewnicze czynnikiem powodującym degradację wielu właściwości [5, 6], w tym również przewodności cieplnej [7], jest możliwość występowania na granicy zbrojenie / osnowa metalowa kompozytów niekorzystnych reakcji. Wymienione negatywne efekty w kompozytach Al-SiC związane są z powstawaniem na granicach międzyfazowych Al (stop Al)/SiC węgla glinu ( $Al_4C_3$ ) zgodnie z reakcją:



Przeciwdziałać temu zjawisku można poprzez zapewnienie odpowiednich warunków wytwarzania (czas, temperatura), a także zapewnienie odpowiednio wysokiej zawartości Si w stopie stanowiącym osnowę kompozytu (min. 8% wag.) [5, 6].

Kolejnym istotnym problemem przy wytwarzaniu kompozytów jest możliwość tworzenia się agregatów fazy zbrojącej, co zwykle powoduje spadek większości charakterystyk materiałowych. Natomiast w oparciu o przeprowadzoną w pracy [8] analizę wpływu agregatów fazy zbrojącej w nanokompozytach na ich przewodnictwo temperaturowe stwierdzono, że powstałe agregaty powodują zwiększenie efektywnego przewodnictwa temperaturowego badanych nanokompozytów. Znajomość zarówno zmian współczynnika rozszerzalności cieplnej, jak i zmian przewodności cieplnej materiałów konstrukcyjnych wpływa na możliwości wykorzystania ich między innymi w przemyśle samochodowym do projektowania takich części, jak: chłodnice, tarcze hamulcowe, bloki cylindrów, tłoki. Jednocześnie wobec wzrastających wymagań dotyczących konieczności recyklingu wyrobów gotowych wiele uwagi poświęca się opracowywaniu metod recyklingu i badaniom materiałów po recyklingu. W związku z przedstawionymi danymi dotyczącymi przewodności cieplnej wyznaczanej w temperaturze pokojowej, postanowiono przeanalizować wpływ temperatury na uzyskiwane wartości przewodności cieplnej. W tym celu w niniejszym artykule przedstawiono wyniki badań rozszerzalności cieplnej oraz przewodnictwa temperaturowego dla wybranych kompozytów o osnowie stopu aluminium A359 (AlSi9Mg), zawierających fazę zbrojącą w postaci cząsteczek SiC. Celem pracy było również wykazanie możliwości stosowania prostej i uzasadnionej ekonomicznie metody recyklingu polegającej na bezpośrednim wielokrotnym przetopie. Stąd też badania przeprowadzono zarówno dla materiałów wyjściowych, jak i poddanych dziewięciokrotnemu przetopieniu.

## Materiały do badań

W celu określenia zmian współczynnika rozszerzalności liniowej oraz zmian przewodnictwa temperaturowego w zależności od zawartości zbrojenia oraz wielokrotnego przetopu kompozytów aluminiowych (9 razy) przeprowadzono badania na komercyjnych kompozytach wyprodukowanych w postaci gąsek przez firmę Duralcan Co. Kompozyty te, o handlowym oznaczeniu F3S.10S, F3S.20S i F3S.30S, zawierały średnio odpowiednio 10%, 20% i 30% obj. SiC.

Skład chemiczny badanych materiałów przedstawiono w tabeli 3, a zawartość cząsteczek zbrojenia w kompozytach podano w tabeli 4.

Tabela 3. Skład chemiczny stopu A359 i osnowy kompozytów aluminiowych zbrojonych 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 4. Zawartość SiC w badanych kompozytach

Gatunek	SiC*, % obj.
F3S.10S	11,3
F3S.20S	20,8
F3S.30S	29,5
* Zawartość SiC podano zgodnie z atestem producenta kompozytów	

Próbki do badań odlewano grawitacyjnie do kokili żeliwnej. Wsad topiono w piecu tyglowym PET typu TS-PET-96/501 o pojemności tygla 50 kg Al.

W trakcie odlewania kąpiel metalową mieszano 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.

Przyjęto następujące parametry technologiczne odlewania:

- temperatura kąpieli metalowej – 720°C ±5°C,
- temperatura kokili – 190°C ±10°C.

Symulację procesu recyklingu wyrobu gotowego przeprowadzono następująco:

1. przetopiono materiał wyjściowy i odlano pierwszą partię próbek – pozostały ciekły metal odlano w postaci gąsek;
2. po zakrzepnięciu i ostudzeniu gąski ponownie załadowano do pieca, przetopiono i odlano próbki (przetop drugi symulujący recykling), a resztę metalu odlano w postaci gąsek;
3. wielokrotnie powtarzano ten cykl aż uzyskano 9-cio krotny przetop tego samego materiału.

## Metodyki badawcze i wyniki badań

### Badania dylatometryczne

Wyznaczenie współczynnika cieplnej rozszerzalności liniowej przeprowadzono w dylatometrze Netzsch 402C. Cykl pomiarowy obejmował nagrzewanie próbek od temperatury 25°C do 520°C, z szybkością nagrzewania 5 K/min, w atmosferze ochronnej czystego argonu. Przedmiotem badań były następujące właściwości termofizyczne:

$\Delta L/L$  – względna zmiana wymiaru liniowego (dylatacja)

$\alpha$  – współczynnik rozszerzalności liniowej (fizyczny):

$$\alpha = \frac{\Delta L}{L} \frac{1}{\Delta T}, \frac{1}{K} \quad (2)$$

$\alpha_{sr}$  – średni współczynnik rozszerzalności liniowej (techniczny):

$$\alpha_{sr} = \frac{\Delta L}{L_0} \frac{1}{\Delta T}, \frac{1}{K} \quad (3)$$

gdzie:

$L_0$  – długość początkowa próbki, mm,

$\Delta L$  – wydłużenie bezwzględne, mm,

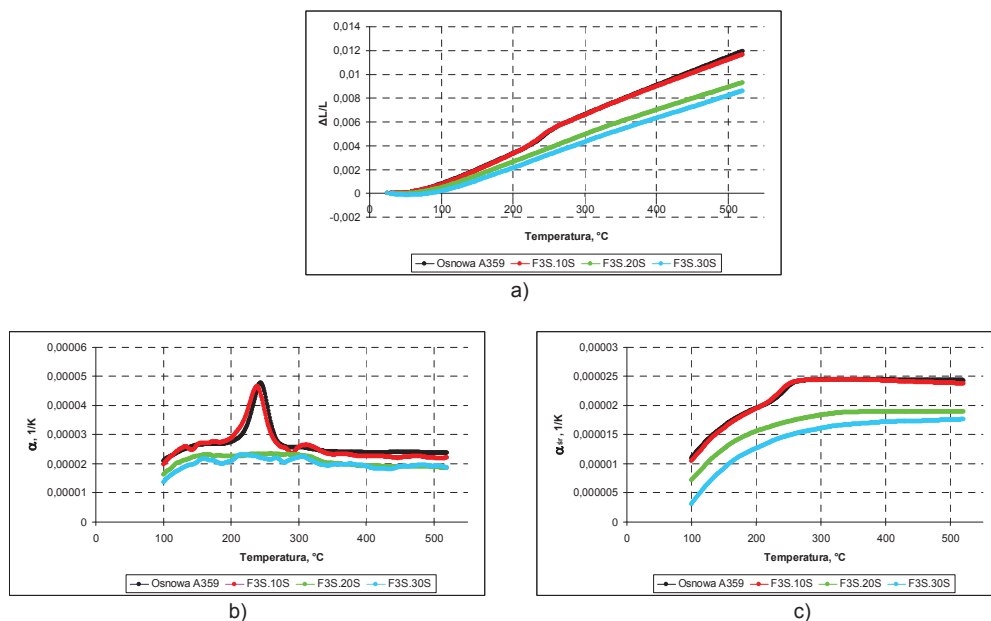
$\Delta T$  – różnica temperatur, K.

Wyniki pomiarów podanych właściwości termofizycznych przedstawiono na rysunku 1, natomiast wyniki badań po dziewiątym przetopie – na rysunku 2.

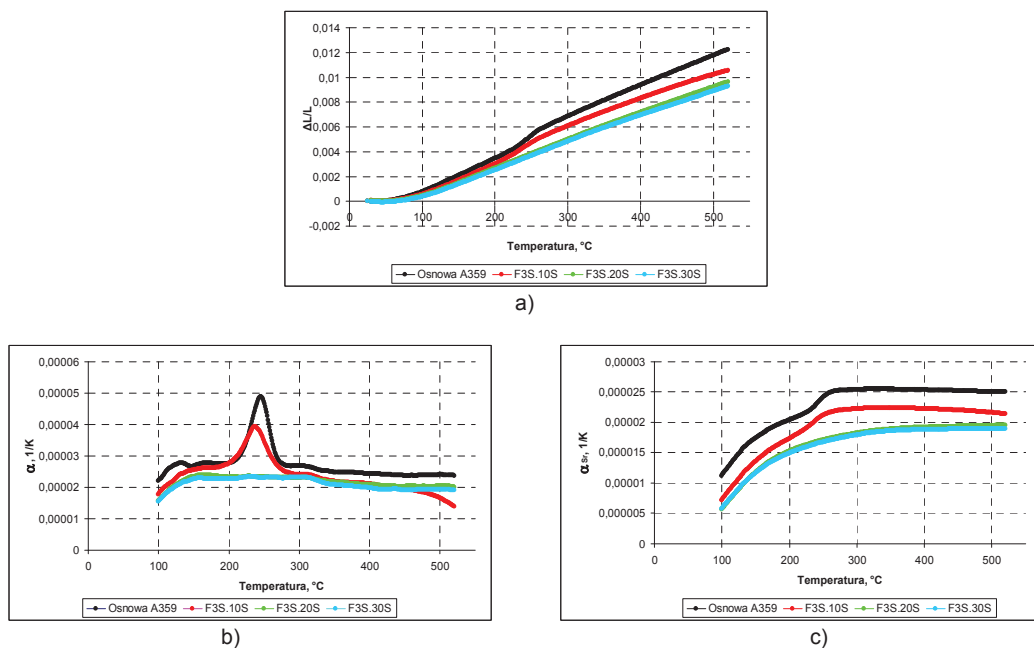
W celu lepszego zilustrowania zmian właściwości termofizycznych między pierwszym i dziewiątym przetopem stopu A359 i kompozytów F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S wykreślono porównawcze diagramy dla poszczególnych materiałów (rys. 3a i b).

Z przeprowadzonych badań wynika, że wraz ze wzrostem udziału objętościowego cząsteczek zbrojenia w osnowie stopu aluminium współczynniki rozszerzalności liniowej  $\alpha$  i  $\alpha_{sr}$  zmniejszają się, co wynika z niskiej wartości współczynnika rozszerzalności liniowej węgla krzemowego.

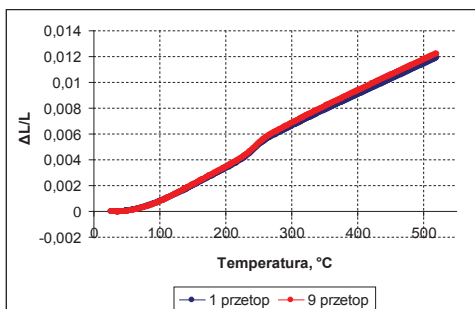
Analiza krzywych rozszerzalności badanych kompozytów F3S.20S i F3S.30S w zakresie temperatury 25–520°C wykazała liniowy charakter zależności względnej zmiany wymiarowej ( $\Delta L/L$ ) próbek od temperatury zarówno dla pierwszego, jak i dla dziewiątego przetopu. Dla stopu osnowy A359 i kompozytu F3S.10S następuje skokowa zmiana przebiegu krzywej dylatometrycznej w temperaturze około 245°C, która może być spowodowana zmianami uporządkowania grup atomów, wynikającymi z nakładających się procesów rozpuszczania stref Guiniera-Prestona oraz wydzielania i rozpuszczania faz semikoheryntnych [9]. Jeszcze bardziej jest to widoczne na wykresach przedstawiających zmianę fizycznego ( $\alpha$ ) i technicznego ( $\alpha_{sr}$ ) współczynnika rozszerzalności liniowej w zależności od temperatury. Zawartość SiC powyżej 10% powoduje zahamowanie tej przemiany. Wraz ze wzrostem zawartości SiC w kompozycie następuje spadek współczynnika rozszerzalności liniowej  $\alpha_{sr}$  i jego „stabilizacja” powyżej temperatury 250°C. Zjawiska te występują niezależnie od kolejnych przetopów.



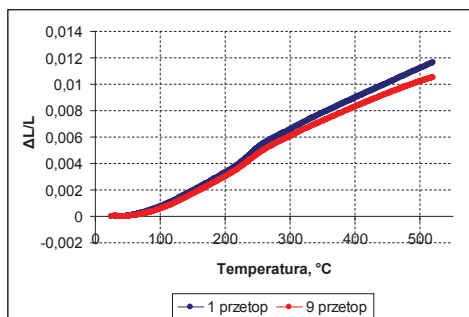
Rys. 1. Porównanie zmian właściwości termofizycznych (a:  $\Delta L/L$ , b:  $\alpha$ , c:  $\alpha_{sr}$ ) stopu osnowy A359 i kompozytów F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S w zależności od temperatury po pierwszym przetopie



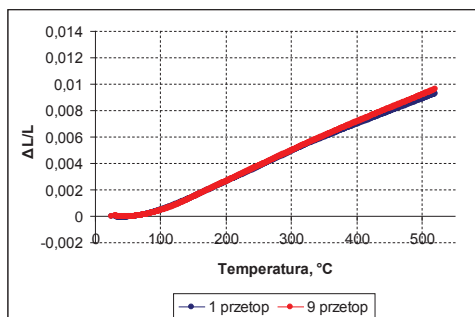
Rys. 2. Porównanie zmian właściwości termofizycznych (a:  $\Delta L/L$ , b:  $\alpha$ , c:  $\alpha_{sr}$ ) stopu osnowy A359 i kompozytów F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S w zależności od temperatury po dziewiątym przetopie



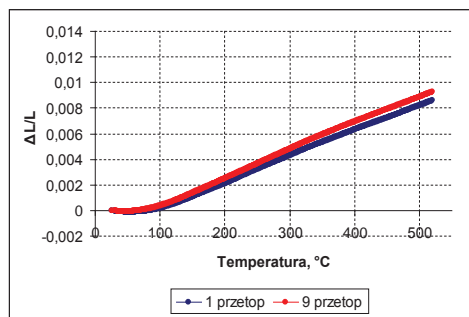
A359



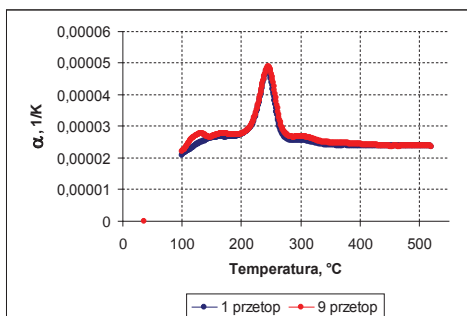
F3S.10S



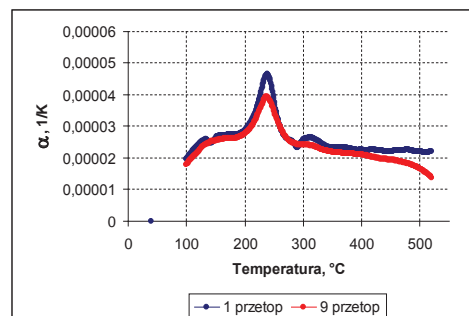
F3S.20S



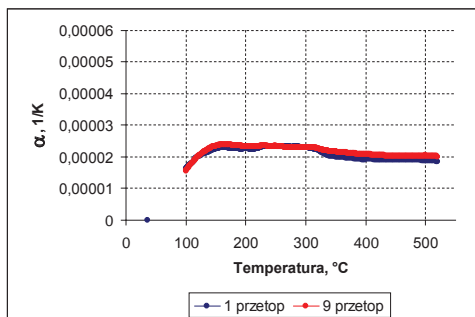
F3S.30S



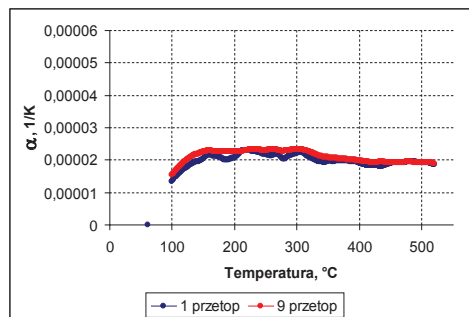
A359



F3S.10S

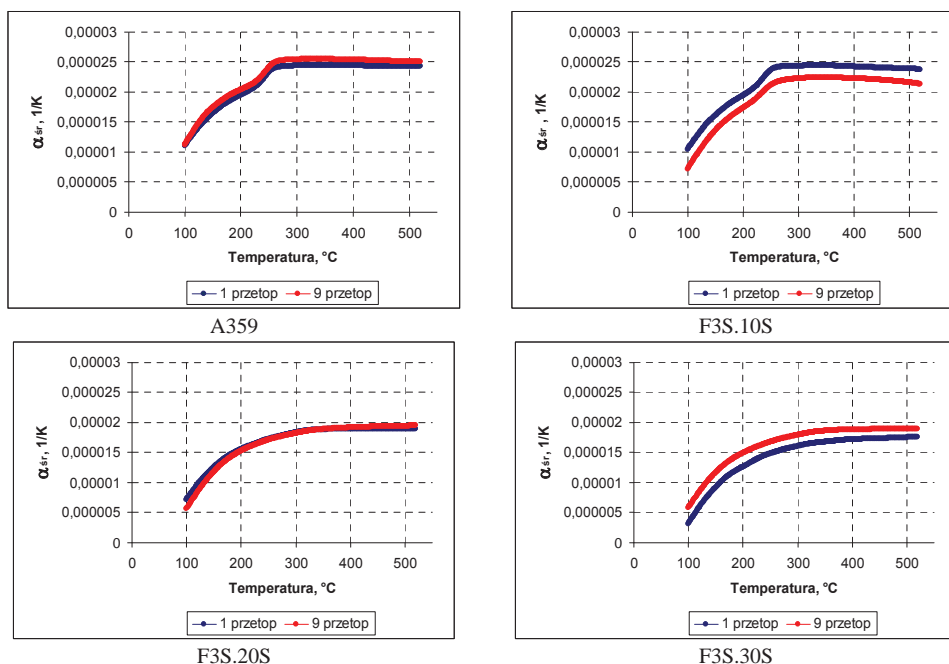


F3S.20S



F3S.30S

Rys. 3a. Zmiana właściwości termofizycznych ( $\Delta L/L$ ,  $\alpha$ ) w zależności od temperatury dla kompozytów i stopu osnowy po pierwszym i dziewiątym przetopie



Rys. 3b. Zmiana właściwości termofizycznych ( $\alpha_{st}$ ) w zależności od temperatury dla kompozytów i stopu osnowy po pierwszym i dziewiątym przetopie

### Badanie przewodnictwa temperaturowego

Przewodność cieplna to zdolność substancji do przewodzenia ciepła w warunkach stacjonarnych, natomiast przewodnictwo temperaturowe jest wielkością opisującą szybkość zmian temperatury substancji w warunkach niestacjonarnych.

Badania przewodnictwa temperaturowego przeprowadzono w urządzeniu LFA 427 (*Laser Flash Apparatus*) firmy Netzsch. Metoda pomiaru polega na ogrzaniu płaskiej powierzchni próbki (w kształcie dysku) krótkim impulsem laserowym, w wyniku którego na przeciwległej powierzchni próbki następuje wzrost temperatury, mierzony w funkcji czasu za pomocą detektora podczerwieni (IR). Zmierzony i zanalizowany za pomocą specjalistycznego oprogramowania sygnał pozwala na wyznaczenie przewodnictwa temperaturowego [10].

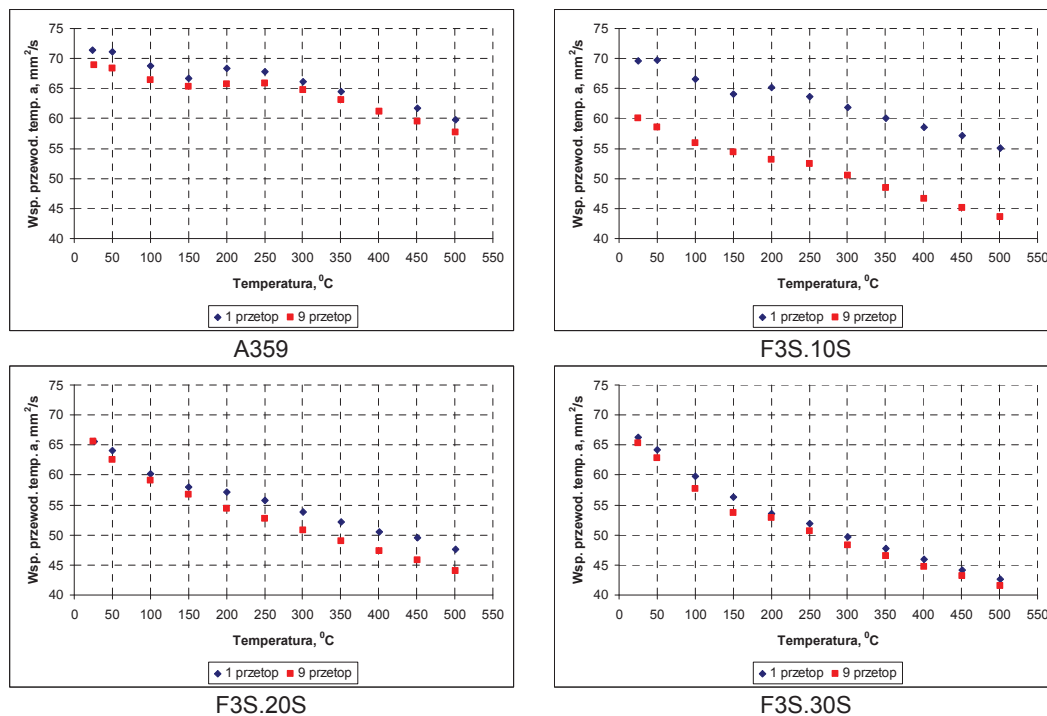
Badania przeprowadzono na próbkach o wymiarach 10 x 10 x 2,5 mm. Próbki oczyszczono alkoholem etylowym w płuczce ultradźwiękowej, następnie pokryto cienką warstwą grafitu w celu wyeliminowania zjawiska radiacyjnego rozproszenia ciepła.

Badania przewodnictwa temperaturowego wykonano w zakresie temperatur od 25 do 500  $^{\circ}C$  w próżni rzędu  $10^{-5}$  mbar.

Badania przeprowadzono w warunkach izotermicznych, skokowo zwiększając temperaturę pomiaru co 50  $^{\circ}C$ , a dla każdego punktu temperaturowego wykonano trzy pomiary laserowe (tzw. „strzały”). Wszystkie pomiary przewodnictwa temperaturowego wykonano z dokładnością 3% w całym zakresie pomiarowym.



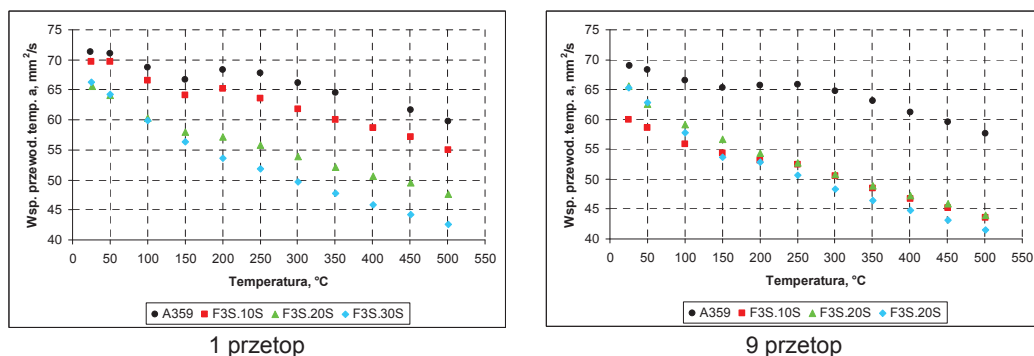
Wyniki pomiarów przewodnictwa temperaturowego w funkcji temperatury próbek kompozytów F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S i stopu osnowy (A359) po pierwszym i dziewiątym przetopie przedstawiono na rysunku 4.



Rys. 4. Zmiany przewodnictwa temperaturowego w zależności od temperatury dla stopu A359 i kompozytów F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S po pierwszym i dziewiątym przetopie

Uzyskane wyniki badań przedstawiono również w postaci wykresów zbiorczych ilustrujących, dla poszczególnych materiałów, zmiany współczynnika przewodnictwa temperaturowego po pierwszym i dziewiątym przetopie.

Wyniki zilustrowane na rysunku 4 dowodzą, że przewodnictwo temperaturowe maleje ze wzrostem temperatury, a przebieg tych zmian dla wszystkich materiałów jest podobny (rys. 5). W przypadku kompozytu F3S.10S po dziewiątym przetopie stwierdzono niższy współczynnik przewodnictwa temperaturowego (w całym zakresie badanych temperatur) o około 10 mm<sup>2</sup>/s.



Rys. 5. Porównanie zmian przewodnictwa temperaturowego w zależności od temperatury stopu A359 i kompozytów F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S po pierwszym i dziewiątym przetopie

## Wnioski

Na podstawie przeprowadzonych badań właściwości termofizycznych można sformułować następujące wnioski:

1. Wyznaczone wartości wydłużenia względnego ( $\Delta L/L$ ), współczynnika rozszerzalności liniowej ( $\alpha$ ) i średniego współczynnika rozszerzalności liniowej ( $\alpha_{sr}$ ) maleją wraz ze wzrostem zawartości w kompozycie fazy zbrojącej (węglika krzemu).
2. Dziewięciokrotny przetop nie powoduje istotnych zmian charakterystyk badanych parametrów, związanych z rozszerzalnością cieplną.
3. W temperaturze około 250°C zaobserwowano zachodzenie nakładających się procesów rozpuszczania stref Guiniera-Prestona oraz wydzielania i rozpuszczania faz semikoherentnych (stop A359 i F3S.10S), niewystępujących w stopach F3S.20S o wyższej zawartości SiC, ograniczającej ich skłonność do przesycania w czasie odlewania.
4. Wzrost temperatury wywołuje istotne obniżenie wartości współczynnika przewodnictwa temperaturowego zarówno dla stopu A359, jak i badanych kompozytów.
5. Dziewięciokrotny przetop stopu A359 i kompozytów F3S.20S oraz F3S.30S nie zmienia charakteru zmian współczynnika przewodnictwa temperaturowego.
6. W przypadku kompozytu F3S.10S dziewięciokrotny przetop powoduje zmniejszenie współczynnika przewodnictwa temperaturowego (w całym zakresie temperatur) o około 10 mm<sup>2</sup>/s, niemniej jednak charakter zmian jest analogiczny.

## Podziękowania

Wszystkie badania wykonano w oparciu o finansowanie statutowe Instytutu Transportu Samochodowego w ramach tematu 6025/CBM realizowanego w latach 2010–2011.

## Literatura

1. Jayamathy M., Kailas S.V., Kumar K, Seshan S., Srivatsan T.S.: *The compressive deformation and impact response of a magnesium alloy: influence of reinforcement*. Materials Science and Engineering: A, 2005, Vol. 393, Nos. 1–2, pp. 27–35.
2. Sobczak J.: *Kompozyty metalowe*. Instytut Odlewnictwa i Instytut Transportu Samochodowego, Kraków–Warszawa, 2001, ISBN 83-913045-8-2.
3. Xu Y., Tanaka Y., Goto M., Zhou Y., and Yagi K.: *Thermal conductivity of SiC fine particles reinforced Al alloy matrix composite with dispersed particle size*. Journal of Applied Physics, 2004, Vol. 95, No. 2, pp. 722–726.
4. Gui M., Bong S., Kang S.B., Euh K.: *Thermal conductivity of Al-SiC<sub>p</sub> composites by plasma spraying*. Scripta Materialia, 2005, Vol. 52, No. 1, pp. 51–56.
5. Labib A.: *L'effet des niveaux de refroidissement (température de du moule) et des traitements Thermiques sur les propriétés mécaniques et sur la Microstructure des deux alliages composites Al-Si-Mg/SiC/10<sub>p</sub>*. Université du Québec à Chicoutimi, Québec 1993, thesis.
6. Klasik A.: *Badania kompozytów aluminiowych w aspekcie wielokrotnego wykorzystania w budowie maszyn na przykładzie tarcz hamulcowych*. Politechnika Lubelska, Lublin 2010, rozprawa doktorska.
7. Kawai CH.: *Effect of Interfacial Reaction on the Thermal Conductivity of Al-SiC Composites with SiC Dispersions*. Journal of the American Ceramic Society, 2001, Vol. 84, No. 4, pp. 896–898.
8. Evans W., Prasher R., Fish J., Meakin P., Phelan P., Keblinski P.: *Effect of aggregation and interfacial thermal resistance on thermal conductivity of nanocomposites and colloidal nanofluids*. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2008, Vol. 51, Nos. 5–6, pp. 1431–1438.
9. Nikanorov S.P., Volkov M.P., Gurin V.N., Burenkov Yu.A., Derkachenko L.I., Kardashev B.K., Regel L.L., Wilcox W.R.: *Structural and mechanical properties of Al-Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt*. Materials Science & Engineering: A, 2005, Vol. 390, Nos. 1–2, pp. 63–69.
10. Gazda A., Homa M.: *Określenie przewodnictwa cieplnego wybranych gatunków żeliwa sferoidalnego za pomocą pomiaru przewodnictwa temperaturowego metodą laser-flash*. Prace Instytutu Odlewnictwa, 2009, Vol. XLIX, nr 2, s. 5–18.

## SELECTED THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF ALUMINUM MATRIX COMPOSITES SUBJECTED TO MULTIPLE REMELTING

Adam Klasik<sup>1</sup>, Jerzy J. Sobczak<sup>2</sup>, Krystyna Pietrzak<sup>1</sup>, Andrzej Gazda<sup>2</sup>, Natalia Sobczak<sup>(1, 2)</sup>

<sup>1</sup> Institute of Motor Transport, ul. Jagiellońska 80, 03-301 Warszawa

<sup>2</sup> Foundry Research Institute, ul. Zakopiańska 73, 30-418 Kraków

### Abstract

*This article presents the results of research on selected thermophysical properties of the commercial F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S metal matrix composites (MMCs) based on the Al359 alloy matrix reinforced with SiC particles added in an amount of 10 vol%, 20 vol% and 30 vol%, respectively. The composites were subjected to the repeated process of remelting (9 remelts altogether). Changes in the coefficient of linear expansion and thermal diffusivity were determined in function of the reinforcing phase content and number of the successively repeated remelting operations. It has been proved that the increasing content of the reinforcing phase causes a decrease in the coefficient of thermal expansion, whereas the nine times repeated remelting operation does not change in any major way these values. It was also stated that temperature increase was responsible for a significant decrease of the thermal diffusivity of the investigated materials.*

*Keywords:* aluminum composites, thermophysical properties, coefficient of linear expansion, thermal diffusivity, multiple remelting, recycling

### Introduction

Metal matrix composites as a material with high thermal performance, and at the same time low density compared to many other monolithic alloys, since years have been in the center of interest because of their potential applications in many fields of industry, the automotive and aerospace industries included. Yet, thinking of their potential applications, it is necessary to determine the characteristics of this material, including its functional properties, and evaluate the microstructure shaped in a variety of industrial processes. Typically, a research of this type begins with the determination of basic, thermophysical properties that affect the resulting functional properties of the composites.

The basic thermophysical properties that should be taken into account before the metal matrix composites are put into use include thermal expansion and thermal diffusivity. The coefficient of thermal expansion of a material is a constant describing a relative change in the size of an object with temperature changing by 1°C (K) [1, 2].

The dimensional changes taking place in objects under the influence of temperature are often undesirable because they may give rise to the formation of internal stresses

and ultimately even lead to destruction of materials or finished products, to mention as an example engine pistons and cylinders.

In [1], the values of the experimentally determined coefficients of expansion were given (in two cases they were also established by theoretical calculations) for the AZ92 (MgAl9Zn2) magnesium alloy and its composite counterpart, i.e. AZ92/SiC<sub>p</sub> (where p – particle) (Table 1).

Table 1. Thermal expansion coefficients of AZ92 alloy and AZ92/SiC<sub>p</sub> composites (based on [1])

Material	Thermal expansion coefficient, 10 <sup>-6</sup> /K (μm/mK)	
	Experimental	Calculated
AZ92 (gravity casting)	26.0	-
AZ92 (squeeze casting)	23.1	-
AZ92/10 vol% SiC <sub>p</sub>	21.5	22.8
AZ92/15 vol% SiC <sub>p</sub>	19.8	21.6

In [2], the basic thermophysical properties of composites based on aluminum alloy matrix reinforced with SiC particles were investigated in relation to the conditions of their manufacture and volume fraction of the reinforcement.

The results of the study show that with increasing content of the reinforcing phase, the coefficient of thermal expansion and thermal conductivity of the tested composites are both decreasing (Table 2).

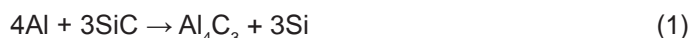
Table 2. Basic thermophysical properties of Al/SiC<sub>p</sub> composites (based on [2])

Content of SiC <sub>p</sub> , vol%	Coefficient of thermal expansion, 10 <sup>-6</sup> /K	Thermal conductivity, W/mK	Density, g/cm <sup>3</sup>
10	20.7	34.2	2.71
20	17.5	26.4	2.77

In composite materials based on aluminum matrix reinforced with SiC particles, very important are the geometric parameters of the reinforcement (size, content, etc.). Based on the studies conducted for various content levels of the reinforcing particles (10 vol%, 20 vol%, 30 vol% and 40 vol% SiC) it was found that, first of all, with increasing content of the reinforcing phase, both thermal conductivity of the composite and the interface thermal conductance are decreasing [3]. The morphology of the particles of the reinforcing phase was also reported to play a very important role in the Al + SiC composites fabricated by powder metallurgy [4]. In this particular case, also microstructure, which depends on the conditions under which these composites are manufactured, is said to be of some importance. Composites prepared from the Al-55SiC and Al-75SiC powders (wt%) by plasma spraying are characterized by a relatively low thermal conductivity at room temperature. At the same time, as a result of the studies conducted, it was established that, among

others, gaps formed at the Al / SiC phase boundary and on the aluminum grain boundaries, the porosity and Fe impurities are the three leading factors adversely affecting the thermal conductivity of the tested composites [4].

In the case of dispersion-strengthened composites made by casting techniques, the factor that is responsible for the degradation of many properties [5, 6], thermal conductivity included [7], is the possibility of occurrence of some undesired reactions at the reinforcement / metal matrix phase boundary. These adverse effects observed in Al-SiC composites are associated with the formation of aluminum carbide ( $\text{Al}_4\text{C}_3$ ) at the Al (Al alloy) / SiC interface according to the reaction:



This effect can be counteracted by proper selection of the manufacturing regime (time, temperature) and providing sufficiently high Si content in the alloy which forms the composite matrix (minimum 8 wt%) [5, 6].

Another major problem in the manufacture of composite materials is the possibility of the formation of aggregates of the reinforcing phase, due to which the composite usually loses most of its valuable characteristics. On the other hand, based on studies described in [8] regarding the effect of the aggregates of the reinforcing phase on the thermal diffusivity of nanocomposites, it was found that these aggregates can effectively increase the thermal diffusivity of the examined materials. Our knowledge of changes in both the thermal expansion coefficient and thermal conductivity of structural materials enables their effective use in, among others, the automotive industry to design components such as radiators, brake discs, cylinder blocks, and pistons. At the same time, facing the growing requirements for the recycling of finished products, a lot of attention has recently been paid to the development of various recycling methods and studies of the recycled materials. Considering the submitted data on the thermal conductivity at room temperature, it was decided to examine the effect of temperature on the obtained values of this parameter. To achieve this goal, this paper presents the results of studies of the thermal expansion and thermal diffusivity of selected composites based on the A359 (AlSi9Mg) aluminum alloy matrix, with SiC particles acting as a reinforcing phase. Another aim of the study was to demonstrate the possibility of using a simple and economically viable recycling method, that is, the multiple direct remelting. Therefore, studies were carried out on materials in the initial condition and after nine remelting operations.

## **Test materials**

To determine changes in the linear expansion coefficient and thermal diffusivity in relation to the content of the reinforcement and the number of remelting operations of aluminum-based composites (9 remelts altogether), studies were conducted on commercial composites manufactured in the form of ingots by Duralcan Co. These composites, commercially designated as F3S.10S, F3S.20S and F3S.30S, had an average content of 10 vol%, 20 vol% and 30 vol% SiC, respectively.

Chemical composition of the tested materials is shown in Table 3, while Table 4 gives content of the reinforcing particles introduced to the composites.

Table 3. Chemical composition of A359 alloy and aluminum matrix in SiC reinforced composites

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 4. SiC content in the investigated composites

Grade	SiC*, vol%
F3S.10S	11.3
F3S.20S	20.8
F3S.30S	29.5
* The content of SiC was given in accordance with the approved certificate of the manufacturer of composites	

Test specimens were gravity cast into a cast iron mold. The charge was melted in a PET TS-PET-96/501 furnace with a crucible of 50 kg Al capacity.

During casting, the metal bath was stirred 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. Mold temperature was measured with a THERM 2120 contact-type thermocouple.

The following technological parameters of the casting process were adopted:

- melt temperature – 720°C ±5°C,
- mold temperature – 190°C ±10°C.

The process of the finished product recycling was simulated in the following way:

1. The starting material was remelted and the first batch of samples was cast, making ingots from the remaining liquid metal volume.
2. After solidification and cooling, the ingots were again charged into the furnace, remelted and cast into samples (the second remelting simulated the process of recycling); the rest of metal was again cast in the form of ingots.
3. This cycle was repeated several times until the 9<sup>th</sup> remelting operation was carried out on the same material.

## Research method and discussion of results

### *Dilatometric studies*

The coefficient of linear thermal expansion was measured with a Netzsch 402C dilatometer. The measurement cycle involved heating of the sample at a rate of 5 K / minute under a protective atmosphere of pure argon from 25°C to 520°C. Studies focused on the following thermophysical properties:

$\Delta L/L$  – relative change in linear dimension (expansion)

$\alpha$  – the coefficient of linear expansion (physical):

$$\alpha = \frac{\Delta L}{L} \frac{1}{\Delta T}, \frac{1}{K} \quad (2)$$

$\alpha_{sr}$  – the average coefficient of linear expansion (technical):

$$\alpha_{sr} = \frac{\Delta L}{L_0} \frac{1}{\Delta T}, \frac{1}{K} \quad (3)$$

where:

$L_0$  – initial length of the sample, mm,

$\Delta L$  – elongation, mm,

$\Delta T$  – temperature difference, K.

The results of the measurements of the above mentioned thermophysical properties are plotted in Figure 1, while the results obtained on the 9<sup>th</sup> remelt are shown in Figure 2.

To better illustrate changes that occur in thermophysical properties between the 1<sup>st</sup> and 9<sup>th</sup> remelting of A359 alloy and F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S composites, comparative diagrams were plotted for each material (Fig. 3a and b).

The study shows that, due to the low value of the silicon carbide coefficient of linear expansion, the coefficients of linear expansion  $\alpha$  and  $\alpha_{sr}$  decrease with the volume content of the reinforcing particles increasing in an aluminum alloy matrix.

Close analysis of expansion curves plotted for the examined F3S.20S and F3S.30S composites in the temperature range of 25–520°C showed a linear character of the relationship between the relative change in sample dimensions ( $\Delta L/L$ ) and temperature for both the 1<sup>st</sup> and 9<sup>th</sup> remelt. For the A359 matrix alloy and the F3S.10S composite, an abrupt change in the course of the dilatometric curve was observed at about 245°C, which may be due to changes in the arrangement of groups of atoms, resulting from the overlapping processes of the dissolution of Guinier-Preston zones and the precipitation and dissolution of semi-coherent phases [9]. This is even more evident in the graphs showing temperature-related transformation in the physical ( $\alpha$ ) and technical ( $\alpha_{sr}$ ) coefficient of linear expansion. The SiC content above 10% inhibits this transformation. The increase of SiC content in the composite is combined with a decrease of the linear expansion coefficient  $\alpha_{sr}$  followed by its “stabilization” at a temperature above 250°C. These phenomena occur independent of the subsequent remelting operations.



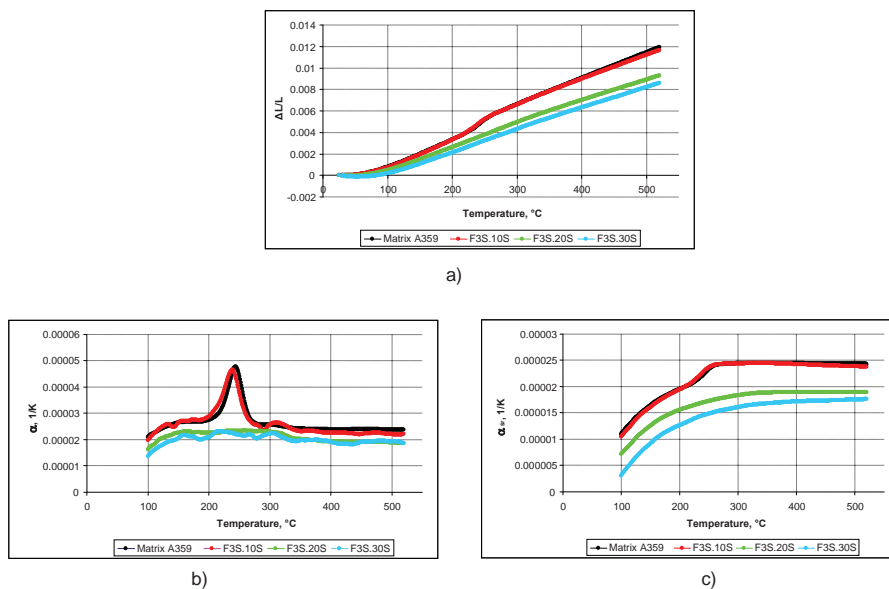


Fig. 1. Comparison of changes in thermophysical properties (a:  $\Delta L/L$ , b:  $\alpha$ , c:  $\alpha_{sp}$ ) of A359 matrix alloy and F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S composites as a function of temperature after the 1<sup>st</sup> remelting

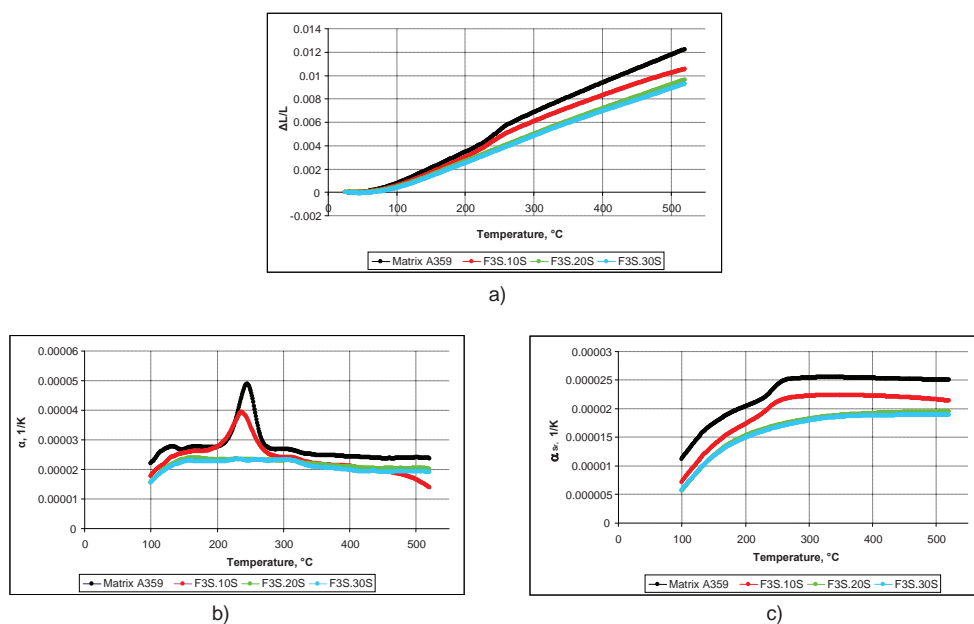


Fig. 2. Comparison of changes in thermophysical properties (a:  $\Delta L/L$ , b:  $\alpha$ , c:  $\alpha_{sp}$ ) of A359 matrix alloy and F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S composites as a function of temperature after the 9<sup>th</sup> remelting

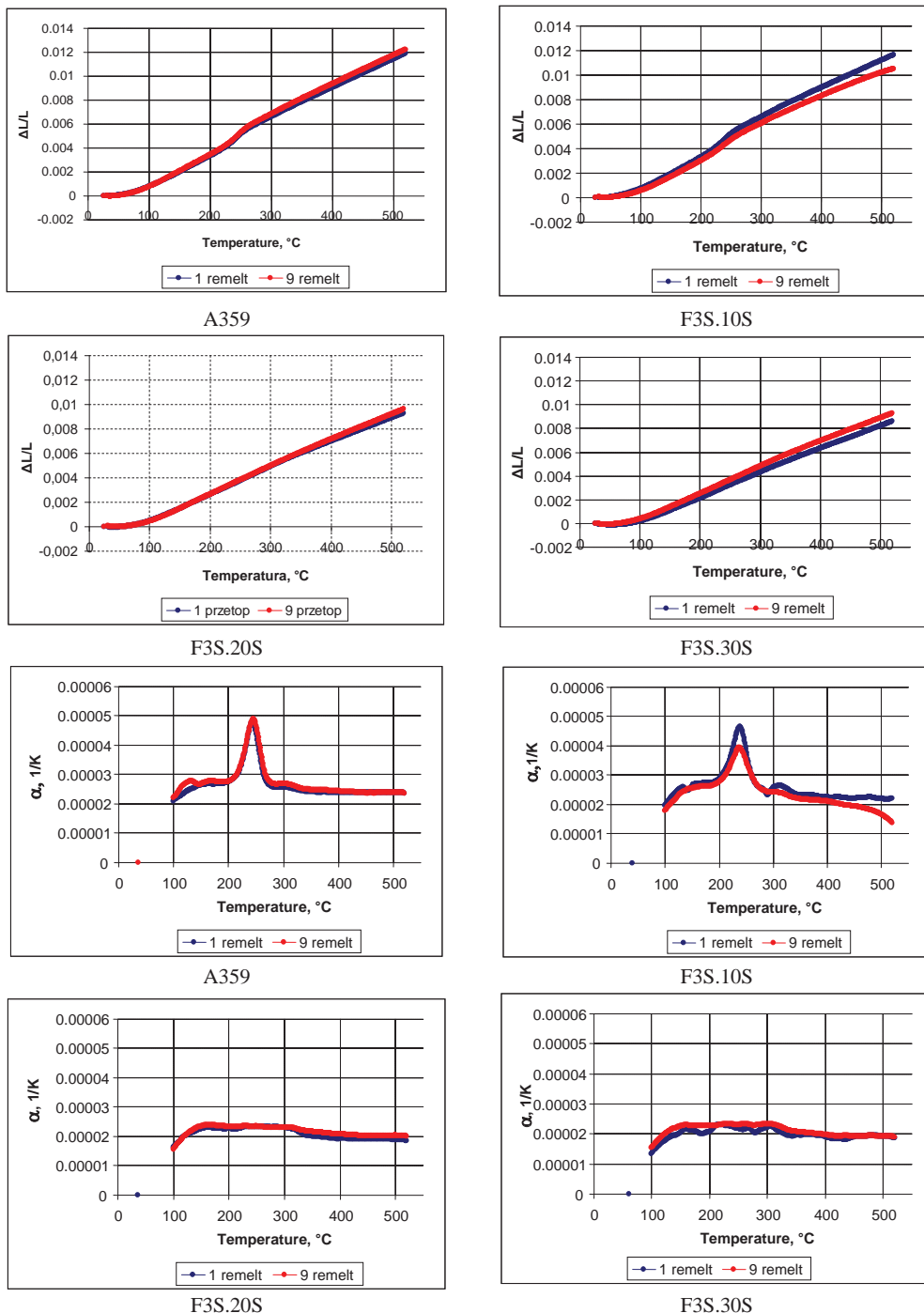


Fig. 3a. Changes in thermophysical properties ( $\Delta L/L$ ,  $\alpha$ ) as a function of temperature for A359 matrix alloy and composites after the 1<sup>st</sup> and 9<sup>th</sup> remelting

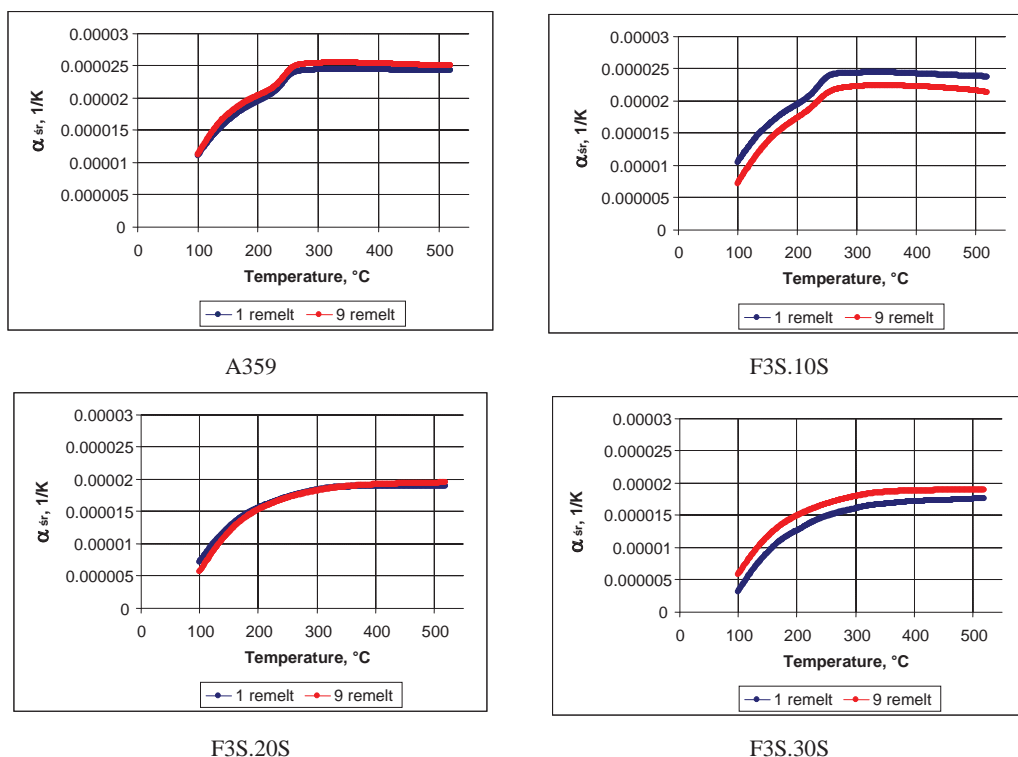


Fig. 3b. Changes in thermophysical properties ( $\alpha_{sr}$ ) as a function of temperature for A359 matrix alloy and composites after the 1<sup>st</sup> and 9<sup>th</sup> remelting

### Studies of thermal diffusivity

Thermal conductivity is the ability of a material to conduct heat under stationary conditions, while thermal diffusivity describes the rate of temperature changes in a material under non-stationary conditions.

Tests of thermal diffusivity were performed in an LFA 427 Laser Flash Apparatus from Netzsch. The method of measurement involved heating of the sample flat surface (disc-shaped) with a short-pulse laser, by which operation there was a temperature rise on the opposite surface of the sample, measured as a function of time with an infrared detector (IR). The signal, measured and analyzed by special software, enabled the determination of thermal diffusivity [10].

Tests were carried out on samples of 10 x 10 x 2.5 mm dimensions. The samples were cleaned with purified ethyl alcohol in an ultrasonic washer, and then coated with a thin layer of graphite to eliminate the phenomenon of the heat dissipation by radiation.

Studies of thermal diffusivity were conducted under a vacuum of  $10^{-5}$  mbar in the temperature range from 25 to 500°C.

Tests were carried out under isothermal conditions with a stepwise increase of temperature at every 50°C, and for each temperature point, three laser measurements

(called “shots”) were taken. All measurements of the thermal diffusivity were performed with an accuracy of 3% preserved within the whole measurement range.

The results of the thermal diffusivity measurements as a function of temperature calculated for the samples of F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S composites and matrix alloy (A359) after the 1<sup>st</sup> and 9<sup>th</sup> remelting are shown in Figure 4.

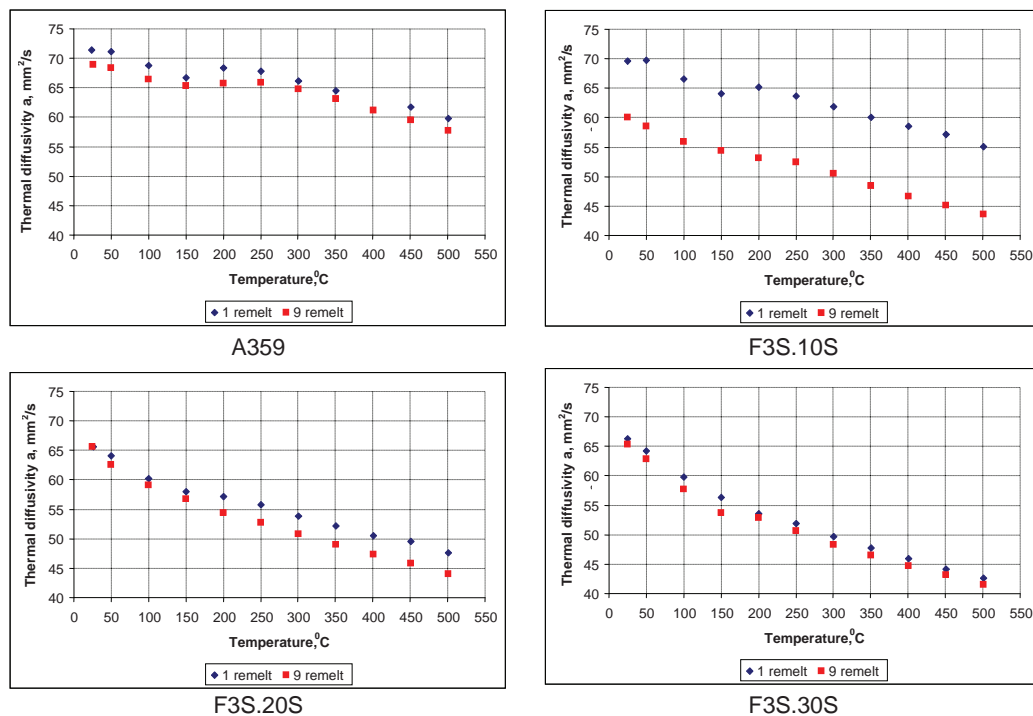


Fig. 4. Changes in thermal diffusivity as a function of temperature for A359 alloy and F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S composites after the 1<sup>st</sup> and 9<sup>th</sup> remelting

The obtained results of studies were also presented in the form of collective graphs illustrating, for each material, changes in the coefficient of thermal diffusivity after the 1<sup>st</sup> and 9<sup>th</sup> remelting.

The results illustrated in Figure 4 show that thermal diffusivity decreases with increasing temperature, and the course of these changes is similar in all the tested materials (Figure 5). In the F3S.10S composite after the 9<sup>th</sup> remelting, the thermal diffusivity was lower by about 10  $\text{mm}^2/\text{s}$  (within the entire range of the test temperatures).

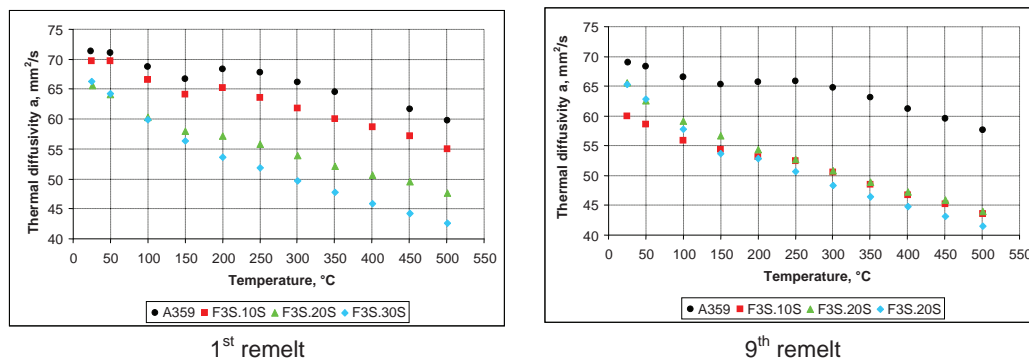


Fig. 5. Comparison of changes in thermal diffusivity as a function of temperature for A359 alloy and F3S.10S, F3S.20S, F3S.30S composites after the 1<sup>st</sup> and 9<sup>th</sup> remelting

## Conclusions

Based on the study of thermophysical properties, the following conclusions can be drawn:

1. The determined values of the unit elongation ( $\Delta L/L$ ), the coefficient of linear expansion ( $\alpha$ ), and the average coefficient of linear expansion ( $\alpha_{sr}$ ) decrease with the content of the reinforcing phase (silicon carbide) increasing in the composite.
2. Nine operations of remelting did not bring any major changes to the characteristics of the examined parameters associated with the thermal expansion.
3. At a temperature of about 250°C, overlapping of the dissolution of Guinier-Preston zones and of the precipitation and dissolution of semi-coherent phases (A359 and F3S.10S alloys) was observed, absent in the F3S.20S alloys with higher SiC content, making these alloys less prone to supersaturation during casting.
4. Temperature increase results in a significant decrease of the coefficient of thermal diffusivity for both A359 alloy and the corresponding composites.
5. Nine remelting operations of A359 alloy and F3S.20S and F3S.30S composites did not bring any variations to the nature of changes in the coefficient of thermal diffusivity.
6. In the case of F3S.10S composite, the nine successive remelting operations made the coefficient of thermal diffusivity decrease within the entire range of temperatures by about 10 mm<sup>2</sup>/s, while the character of changes remained stable all the time.

## Acknowledgements

All tests performed were financed from the statute funds of Motor Transport Institute under the study 6025/CBM implemented in the years 2010–2011.

## References

1. Jayamathy M., Kailas S.V., Kumar K, Seshan S., Srivatsan T.S.: *The compressive deformation and impact response of a magnesium alloy: influence of reinforcement*. Materials Science and Engineering: A, 2005, Vol. 393, Nos. 1–2, pp. 27–35.
2. Sobczak J.: *Metal Matrix Composites*. Foundry Research Institute and Motor Transport Institute, Cracow–Warsaw, 2001, ISBN 83-913045-8-2 (in Polish).
3. Xu Y., Tanaka Y., Goto M., Zhou Y., and Yagi K.: *Thermal conductivity of SiC fine particles reinforced Al alloy matrix composite with dispersed particle size*. Journal of Applied Physics, 2004, Vol. 95, No. 2, pp. 722–726.
4. Gui M., Bong S., Kang S.B., Euh K.: *Thermal conductivity of Al-SiC<sub>p</sub> composites by plasma spraying*. Scripta Materialia, 2005, Vol. 52, No. 1, pp. 51–56.
5. Labib A.: *L'effet des niveaux de refroidissement (température de du moule) et des traitements Thermiques sur les propriétés mécaniques et sur la Microstructure des deux alliages composites Al-Si-Mg/SiC/10<sub>p</sub>*, Université du Québec à Chicoutimi, Québec 1993, thesis.
6. Klasik A.: *Studies of aluminum matrix composites for their multiple use in machine construction on the example of brake discs*. Technical University of Lublin, Lublin 2010, thesis (in Polish).
7. Kawai CH.: *Effect of Interfacial Reaction on the Thermal Conductivity of Al-SiC Composites with SiC Dispersions*. Journal of the American Ceramic Society, 2001, Vol. 84, No. 4, pp. 896–898.
8. Evans W., Prasher R., Fish J., Meakin P., Phelan P., Keblinski P.: *Effect of aggregation and interfacial thermal resistance on thermal conductivity of nanocomposites and colloidal nanofluids*. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2008, Vol. 51, Nos. 5–6, pp. 1431–1438.
9. Nikanorov S.P., Volkov M.P., Gurin V.N., Burenkov Yu.A., Derkachenko L.I., Kardashev B.K., Regel L.L., Wilcox W.R.: *Structural and mechanical properties of Al-Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt*. Materials Science & Engineering: A, 2005, Vol. 390, Nos. 1–2, pp. 63–69.
10. Gazda A., Homa M.: *Determination of thermal conductivity of selected types of ductile iron (spheroidal graphite/cast iron) by means of thermal diffusivity measurements with laser-flash method*. Transactions of Foundry Research Institute, 2009, Vol. XLIX, No. 2, pp. 5–18 (in Polish).