



Krzysztof Naplocha*, Kazimierz Granat, Andrzej Janus

*Politechnika Wrocławska, Instytut Technologii Maszyn i Automatykacji, ul. Łukasiewicza 3/5, 50-371 Wrocław, Poland, e-mail: *krzysztof.naplocha@pwr.wroc.pl*

Otrzymano (Received) 15.01.2007

ROZSZERZALNOŚĆ CIEPLNA KOMPOZYTÓW NA OSNOWIE STOPU ALUMINIUM UMACNIANYCH WŁÓKNAMI Al_2O_3 ORAZ GRAFITEM

Zastosowano odlewanie w stanie ciekłym do nasycania stopem EN-AC AlSi7Mg porowatych kształtek ceramicznych wykonanych z włókien Saffil oraz grafitu w formie włókien lub płatków. Uzyskano w miarę jednorodną strukturę kompozytu, choć natrafiono na trudności z równomiernym wymieszaniem włókien Saffil z włóknami grafitowymi. Nie zaobserwowano produktów reakcji chemicznych na granicy grafit-osnowa, która rozdzielała raczej słabo związane składniki kompozytu. Badania rozszerzalności prowadzono w zakresie $20+300^{\circ}C$, wykonując 3 cykle cieplne. W pierwszym cyklu obserwowano wyraźną histerezę oraz trwałe odkształcenie, które zanikały w kolejnych cyklach. Udział włókien Saffil ogranicza rozszerzenie się aluminiowej osnowy szczególnie w podwyższonych temperaturach. W kolejnych cyklach osiągnięcie granicy plastyczności osnowy przez naprężenia następuje w coraz wyższych temperaturach. Wzrost zawartości umocnienia przyczynia się do zmniejszenia współczynnika rozszerzalności liniowej w całym zakresie pomiarowym. Włókna Saffil tworzą szkieletową konstrukcję hamującą rozrost osnowy, natomiast grafit sprzyja relaksacji naprężeń.

Słowa kluczowe: kompozyt, włókno, grafit, rozszerzalność cieplna

THERMAL EXPANSION BEHAVIOR OF ALUMINIUM MATRIX COMPOSITES REINFORCED WITH Al_2O_3 FIBRES AND GRAPHITE

Thermal expansion behavior of aluminium matrix composite reinforced with alumina fibres and graphite have been reported. Preforms were infiltrated using direct squeeze casting method to produce composite with about 6.5+15.0 vol. % Al_2O_3 fibres (Saffil) and 1.5+12.0 vol. % graphite in form of flakes or fibers. Porous preforms with good permeability and appropriate strength reveal semi-oriented arrangement of fibres and graphite flakes. Binder on the base of silica was used to join alumina fibres and harden preform. The composite microstructures exhibit regular arrangement of alumina fibres with graphite flakes. Some problems with stirring of both types of fibres needed to incorporate extra operation during preform production. Observation of composite fracture reveals that graphite-matrix bonds are rather weak and interface was free of any visible chemical reaction products. Tests of thermal expansion were carried out using direct dilatometric apparatus in $20+300^{\circ}C$ temperature range. For all composite samples first heating-cooling cycle curve runs with hysteresis loop leaving residual strain. It was especially evident for composites with low graphite content. The mismatch in thermal expansion coefficient CTE could introduce large stresses during manufacturing and correspondingly increase the dislocation density. This mismatch leads to compressive and tensile stresses during heating, respectively in matrix and reinforcement. After next cycles hysteresis slowly reduce due to relaxation of residual stresses and plastic deformation of the matrix. Comparison of strain-temperature curve for monolithic Al-Si7 alloy and its composites reveals that alumina fibres considerably constrain thermal expansion and addition of graphite slightly intensifies this effect. On the basis of strain results thermal expansion coefficients were calculate for all three cycles. The CTE increases with the temperature increasing, reaches a maximum and than decrease again. Thorough analyse of curve shape allows to ascertain that after each cycle this point of maximum moves towards the high temperature. It marks the moment when the stresses overcome the yield strength and plastic deformation of matrix occurs. Reinforcing of matrix with Saffil fibres results in decreasing of CTE especially in higher temperature range. Probably fibres which form rigid preforms constrain expansion of the matrix that becomes more plastic at higher temperature. Addition of graphite slightly decreases values of CTE over entire temperature range irrespectively is it fibres or flakes. Differences between composites reinforced with various amount of alumina and graphite show that the reduction effect on CTE is enhanced when alumina fibres content increases and graphite decreases.

Keywords: composite, fibre, graphite, thermal expansion

WPROWADZENIE

Utrzymanie dobrych własności mechanicznych oraz stabilności wymiarowej w zmiennych warunkach temperaturowych są powodem licznych zastosowań mate-

riałów kompozytowych. Tworzą je zwykle składniki o różnej rozszerzalności cieplnej. W czasie produkcji z udziałem fazy ciekłej rozbudowuje się złożony stan

naprężeń (TMS - thermal mismatch stress). Jeżeli współczynnik rozszerzalności liniowej α osnowy jest większy niż umocnienia, to po wystudzeniu powstają w niej naprężenia rozciągające, a w umocnieniu ściskające. Dla materiałów typu silumin-włókno Al_2O_3 wyznacza się wartości resztkowych naprężeń rozciągających pozostałych w osnowie po procesie wytwarzania na poziomie 35 ± 57 MPa [1, 2]. Wzrost temperatury prowadzi najpierw do ich wyzerowania, a następnie narastania naprężeń ściskających w tempie $0,5\pm 0,61$ MPa/K [3, 4]. Istotne jest w tym zakresie, w jakiej temperaturze przekroczą one granicę plastyczności osnowy. Nieliczne próby oszacowania tej wartości, powyżej której nastąpi plastyczne odkształcenie osnowy, wskazują temperaturę $220\pm 250^\circ C$ [5, 6]. W powyższej koncepcji zakłada się, że nie następuje zrywanie połączeń pomiędzy składnikami kompozytu, umocnienie nie ulega zniszczeniu i nie wchodzi w reakcje chemiczne. W większości prac potwierdzono to wynikami obserwacji mikroskopowych próbek poddanych wielokrotnym cykлом cieplnym [7, 8].

Nie brak również innych opisów zmian naprężeń w cyklu cieplnym. W pracy [9] stwierdza się, że naprężenia ściskające w wyniku relaksacji nie mogą osiągnąć granicy plastyczności osnowy. Następuje ich całkowita redukcja, a podczas chłodzenia dość szybki powrót do naprężeń rozciągających. W wyniku kumulacji już w pierwszym cyklu stwierdzono plastyczne odkształcenie osnowy pod działaniem sił rozciągających. Wątpliwe jednak wydaje się osiągnięcie granicy plastyczności w zakresie niskich temperatur, znacznie większej niż w wyższych temperaturach.

W podwyższonej temperaturze w osnowie mogą zachodzić procesy, które zmieniają, podwyższają lub obniżają, granicę plastyczności osnowy. Duże zagęszczenie dyslokacji w sąsiedztwie włókien umacnia materiał, ale sprzyja też dyfuzji składników stopowych. Jeżeli umocnienie zawiera większą ilość SiO_2 , może dochodzić do wytrącania biorącego udział w umocnieniu wydzielonym magnezu. W przypadku włókien Saffil, zawierających około 4% SiO_2 , najczęściej stwierdza się brak produktów reakcji w formie spinelu $MgAl_2O_4$ [10] lub obserwuje się cienką (300 nm) warstwę MgO [6]. Użycie spoiwa na bazie krzemionki do łączenia włókien i wytworzenia kształtki może jednak prowadzić do reakcji i obniżenia efektu umocnienia. Ogólnie więc włókna i towarzyszące im strefy zniekształceń sieci będą sprzyjały zmianom struktury i przykładowo prowadziły do łatwiejszego tworzenia się stref GP oraz obniżenia temperatury wydzielenia stabilnego Mg_2Si [4].

Stan dyslokacji i zdefektowania struktury wokół umocnienia w poszczególnych cyklach będzie ulegał zmianom. Zwykle uważa się, że dyslokacje będą zanikały na granicach ziarn lub na umocnieniu. W pracy [2] stwierdzono, że choć cykle powodują uporządkowanie i anihilację splątanych dyslokacji, to jednak nie pro-

wadzi to do relaksacji naprężeń. Ciągłe nagrzewanie i studzenie generuje na nowo naprężenia, a dopiero przetrzymanie kompozytu w podwyższonej temperaturze przyczynia się do ich znacznej relaksacji. Inną koncepcję przemieszczenia dyslokacji i tworzenia stref wokół umocnienia przedstawiono w [8]. Powstające strefy o dużej plastyczności mogą przyczynić się do znacznego obniżenia własności mechanicznych w temperaturze otoczenia, dając okazje do odkształceń plastycznych. Z drugiej strony obecność innych pierwiastków stopowych uczyni te strefy bardzo twarde.

Złożoność zachodzących zjawisk może prowadzić do sprzecznych wniosków. Z jednej strony uważa się, że już po trzech cyklach dochodzi do całkowitej relaksacji naprężeń [11], w innych przypadkach po 10 cyklach uwalnia się tylko około 2% [3, 10]. Dodatkowo słabe sygnały przy rejestracji danych i niedoskonałość przyrządów pomiarowych stwarzają szereg trudności. Przy rejestracji wydłużenia i temperatury najczęściej mówi się o różnicy temperatur powierzchni i rdzenia próbki [5] czy o nadmiernym obciążeniu próbki przez próbnik wydłużenia [12]. Zwykle ze względów praktycznych stosuje się narosty temperatury 5 ± 15 K/min. Jednakże dopiero narosty mniejsze od 1 K/min pozwoliłyby częściowo wyeliminować błędy i zrównać wartości pomiarów wyznaczonych na podstawie krzywych grzania i chłodzenia. Choć jest to rzadko praktykowane, wydaje się rozsądnym podejściem odrzucenie pewnych zakresów i analiza tylko jednoznacznych danych. Z tego względu w pracach [3, 4] analizie poddano tylko dane z zakresu $70\pm 300^\circ C$, odrzucając początkowe i końcowe odcinki krzywych dylatometrycznych.

W badaniach krzywych szczególną uwagę zwraca się na szerokość histerezy $\Delta\alpha$ oraz odkształcenie trwałe ϵ_p . Zwartą klasyfikację rodzajów krzywych dylatometrycznych można podać za [11]:

- I podczas grzania naprężenia przekroczą granicę plastyczności osnowy, $\Delta\epsilon$ i $\epsilon_p > 0$,
- II naprężenia są wystarczające do odkształceń plastycznych, ale $\epsilon_p = 0$,
- III naprężenia powodują jedynie odkształcenia sprężyste, $\Delta\epsilon$ i $\epsilon_p = 0$.

Czasem pomimo braku odkształceń plastycznych obserwuje się obecność histerezy, co tłumaczy się błędami pomiarowymi. Nieco inne wytłumaczenie obecnością porowatości, które są trudne do uniknięcia w kompozytach, wydaje się względnie wiarygodne [13].

Kolejnym wnikliwie studiowanym fragmentem krzywej jest jej miejsce odchylenia (knee) od linii prostej. Uważane jest ono za punkt osiągnięcia przez naprężenia granicy plastyczności osnowy R_e . Dla kompozytu $AlSi12CuMgNi+20\%$ Saffil, uwzględniając początkowe naprężenia rozciągające oraz tempo narastania naprężeń ściskających, obliczono, że odchylenie następuje w $227^\circ C$. Z kolei krzywa dylatometryczna wyznaczona doświadczalnie dla I cyklu, w stanie po odlaniu, dla próbki z równoległym do osi ułożeniem włókien odchy-

łała się w 150÷230°C [4]. Innym źródłem spowolnienia rozszerzania może być wzrost rozpuszczalności krzemu, który przyczynia się do zmniejszenia parametru sieci Al [9]. Z tym, że wówczas w badaniach obserwowano odchylenie dopiero w 350°C.

Sytuacja może ulec całkowitej zmianie w przypadku pojawienia się innych faz umacniających. W tym zakresie zasób danych literaturowych na temat materiałów kompozytowych zawierających grafit jest bardzo szczupły. Ogólnie jednak ze wzrostem zawartości grafitu maleje rozszerzalność cieplna kompozytów na osnowie aluminium [14, 15]. W zależności od struktury rozszerzalność cieplna grafitu podlega znacznym wahaniom. W przypadku monokryształów grafit w płaskiej siatce, mając silne wiązania kowalencyjne, będzie wykazywał małą rozszerzalność w kierunku α , w porównaniu do rozszerzalności w kierunku c , gdzie wiązania między płaskimi siatkami są słabymi wiązaniami Van der Waalsa. Współczynnik rozszerzalności w kierunku c wynosi około -10^{-6}K^{-1} i jest ujemny do 400°C, w tym samym zakresie w kierunku α zwiększa się od 26 do 28 jednostek [16]. W przypadku elektrografitu rozróżnia się współczynniki rozszerzalności w poprzek i wzdłuż ziarna. Wynoszą one odpowiednio 2-3 jednostki oraz 11-13 w zakresie 20÷400°C. Dodatkowo należy uwzględnić niedoskonałości warstwowej struktury grafitu, która oprócz zniekształceń może posiadać porowatość. Uważa się, że przeciętnie grafit zawiera ich około 5%. Oprócz ułatwienia relaksacji naprężeń uwięziony w nich gaz podczas podgrzewania może ekspandować i deformować osnowę.

MATERIAŁ BADAWCZY

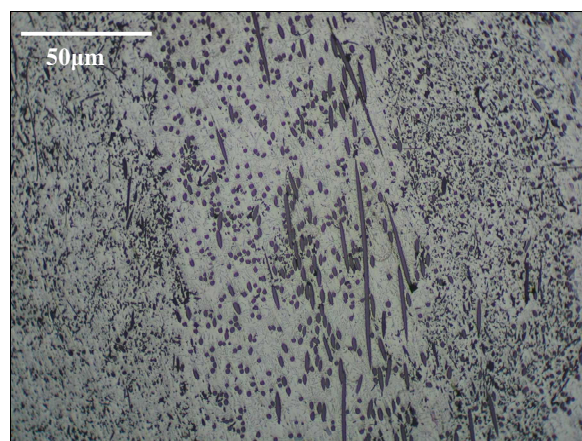
Kompozyty wytwarzano metodą bezpośredniego prasowania w stanie ciekłym. Kształtki wykonane z włókien z dodatkiem grafitu, o warstwowej strukturze, podgrzewano do 550°C i tuż przed zalaniem stopem EN-AC AlSi7Mg ($\alpha = 23,6 \cdot 10^{-6}\text{K}^{-1}$) wkładano do formy. Nasycanie wraz z wywieraniem ciśnienia 75 MPa do czasu całkowitego zakrzepnięcia trwało około 15 s. Kształtki wykonano z włókien Saffil (~96% $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$, 4% SiO_2 , $\alpha = 7,7 \cdot 10^{-6}\text{K}^{-1}$) z domieszką grafitu. Zastosowano grafit w formie płatków oraz włókien produkcji SGL Carbon Nowy Sącz. Zastosowano płatki grafitowe Els-395 o frakcji 0,062. Włókna o średnicy 10 μm wykonane na bazie prekursora - poliakrylonitrylu zawierały co najmniej 99,9% węgla. Do łączenia włókien wykorzystano 10% roztwór spoiwa na bazie krzemionki. Badania skaningowe wykazały brak zwilżalności grafitu przez to spoiwo, co uwidaczniało się jego kropelkową postacią na powierzchni płatków. Jednakże utworzenie wiązań pomiędzy zwilżanymi włóknami Saffil było wystarczające do nadania kształtce wystarczającej wytrzymałości. W początkowej fazie nasycania, zanim metal przełamie barierę na po-

wierzchni kształtki i dostanie się do jej wnętrza, może dojść do deformacji i zgniecenia kształtki. Badania dylatometryczne wykonano na cylindrycznych próbkach o długości 40 mm i średnicy 4 mm w stanie po odlaniu.

Pomiary wydłużenia z dokładnością do 0,1 μm prowadzono za pomocą dylatometu bezpośredniego. Cały cykl składał się z nagrzewania w tempie 5 K/min, wygrzewania w 300°C przez 10 min i swobodnego chłodzenia razem z piecem. Badano materiały, które zawierały od 6,5 do 15% obj. włókien Saffil, od 1,5 do 12% obj. grafitu płatkowego i od 0,5 do 9% włókien grafitowych. Ze względu na liczebność próbek i ich zróżnicowany skład przyjęto w dalszej części artykułu nazwy próbek, które oznaczają: w - włókna grafitowe, A - grafit o frakcji 0,37, brak dodatkowego oznaczenia - grafit 0,063. Przykładowo 5,3/0,5w oznacza 5,3% włókien Saffil i 0,5% włókien grafitowych.

WYNIKI BADAŃ

Podczas obserwacji przełomów kompozytów nie zauważono porowatości, nadmiernie splekanych włókien Saffil czy też wyciągania ich z osnowy. Większe problemy wystąpiły z uzyskaniem jednorodnej struktury i analizą połączenia grafit-osnowa. Na etapie wytwarzania kształtek grafit płatkowy wykazywał skłonność do segregacji, co zostało szybko wyeliminowane zmianą stężenia spoiwa. Z kolei opór włókien grafitowych do mieszania się z włóknami Saffil wymagał wprowadzenia dodatkowych operacji. Jednakże, tak jak bez trudu można przygotować kształtkę z dodatkiem grafitu płatkowego, tak z włóknami grafitowymi zawsze może dochodzić do segregacji (rys. 1).



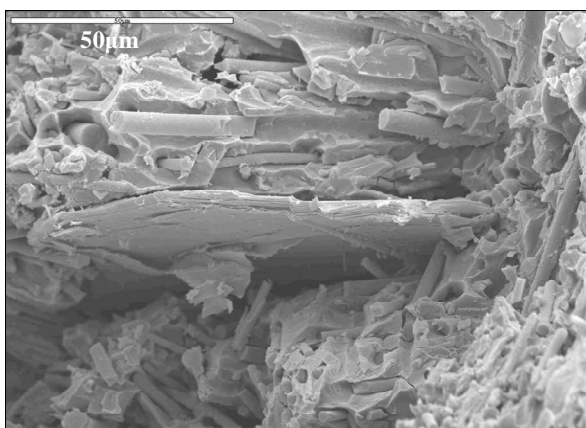
Rys. 1. Warstwy niezmięszanych włókien Saffil z włóknami grafitowymi
Fig. 1. Unstirred layers of Saffil and graphite fibres

Analiza granicy rozdziału grafit-osnowa nie wykazała obecności produktów reakcji chemicznych, a także zwilżalności grafitu przez stop aluminium. Przypuszczalnie bardzo krótki okres kontaktu ciekłego metalu podczas nasycania kształtki uniemożliwił zajście reakcji

w zauważalnym stopniu. Możliwe jest również bloko-
wanie jej przez krzem zawarty w stopie [17]. Innym
środkiem zapobiegawczym może być pokrywanie grafitu
Ni lub NaOH, jak to zrobiono z powodzeniem w [18].

Problemem nie do rozwiązania może być zwiększe-
nie zwilżalności grafitu przez aluminium. Opisujący ją
kąt zwilżenia zwykle mieści się w przedziale $150\div 170^\circ$
[15, 19]. W pracy [20] stwierdzono ścisły związek ką-
tów zwilżenia większych od 108° z niewielką w tych
zakresach pracą adhezji. W takich warunkach połączenie
będzie bardzo słabe, a grafit stanowić będzie prze-
rwę ciągłości materiału. Możliwą poprawę zwilżalności
upatruje się w chropowatości powierzchni, reaktywności,
wadach strukturalnych grafitu i w jego anizotropo-
wej budowie [19, 21]. W [19] dla układu stop Al-Si
oraz grafit określono okresy czasowe, w których zachodzą
wyraźne zmiany kąta zwilżenia. Niezależnie od
temperatury w pierwszym bardzo krótkim odcinku cza-
sowym następuje gwałtowny spadek kąta zwilżenia.
Sprzyja mu chropowatość i falistość grafitu i niestety
tworzenie się węglika Al_4C_3 . Początkowy kąt dla poli-
kryształicznej odmiany grafitu wynoszący $120\div 130^\circ$ obni-
ża się do około 90° . W niektórych jednak pracach stwier-
dza się niezależność tego kąta od czasu kontaktu, a je-
dyńie, w wyniku reakcji, powstanie nowego układu [21].

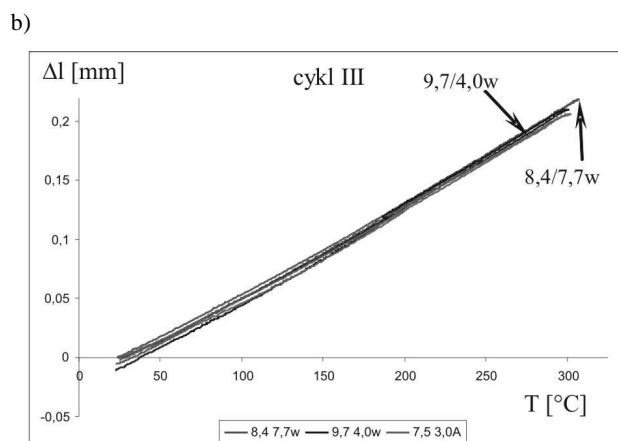
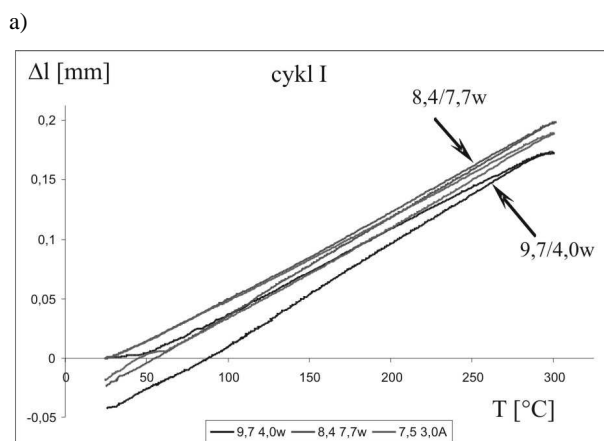
Prowadzone obserwacje przełomów kompozytów
wykazały brak połączenia grafitu z osnową. W celu
poszerzenia i ułatwienia analizy przygotowano kompo-
zyty zawierające grafit o frakcji 0,37. Przedstawiony na
rysunku 2 przełom pokazuje wystający z osnowy płatek
grafitu. Można zauważyć raczej zaklinowany w osno-
wie pomiędzy włóknami Saffil płatek grafitu z charak-
terystyczną warstwową budową. Trudno ocenić, czy
doszło do reakcji podczas krótkotrwałego nasycania
kształtki. Wykrycie ewentualnych produktów reakcji
wymagałoby dalszych badań obejmujących, jak to zro-
biono w [17], ocenę wolnych przestrzeni wokół grafitu
po trawieniu.



Rys. 2. Przełom kompozytu z widocznym płatkem grafitu
Fig. 2. Fracture of preform with visible graphite flake

Badania dylatometryczne wykonano na szeregu
próbek, starając się określić wpływ ilości grafitu oraz

jego postaci (włókna, płatki) na przebieg krzywych
wydłużenia i rozszerzalność cieplną. Po wstępnych
próbach zdecydowano się na wykonywanie trzech cykli
cieplnych, jako że nie obserwowano w dalszych cy-
klach widocznych zmian w przebiegu krzywych wydłu-
żenia.



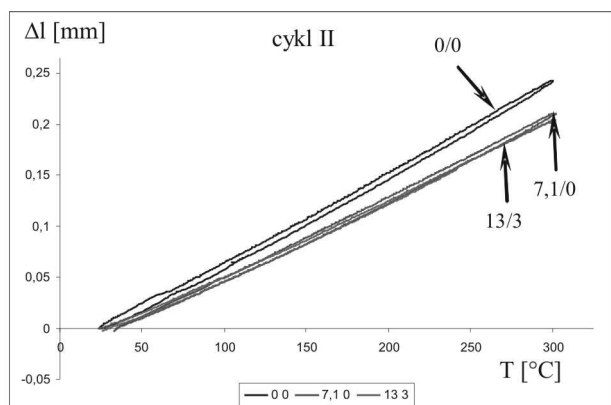
Rys. 3. Wydłużenie próbek zawierających włókna Saffil od 7,5 do 9,7%
oraz grafit od 3,0 do 7,7%: (a) I cykl, (b) III cykl

Fig. 3. Expansion of composites reinforced with 7,5 to 9,7 vol. %
of Saffil and 3,0 to 7,7 vol. % of graphite: (a) I cycle, (b) III cycle

Na rysunku 3a przedstawiono wykresy dla I cyklu
próbek umacnianych zbliżoną zawartością włókien
Saffil, od 7,5 do 9,7%, natomiast dwoma różnymi za-
wartościami włókien grafitowych (4,0 i 7,7%), a także
jedną próbką umacnianą grafitem płatkowym o frakcji
0,37. W celu nadania rysunkowi większej przejrzystości
wykresy nieznacznie rozsunęto. Największą histerezę
 $\Delta\varepsilon$ oraz trwałe odkształcenie ε_p wykazała próbka zawie-
rająca 4,0% włókien grafitowych. Pozostałe próbki
nieznacznie się różniły, przy czym próbka 8,4/7,7w
posiada poszerzoną histerezę na całej długości. Choć
prawdopodobne wydaje się osłabienie osnowy przez
grafit, to można przypuszczać, że w niewielkim stopniu
przyczynia się on do odkształceń plastycznych osnowy.
Wykonane badania wykazały dla większości próbek
wzrost twardości po wprowadzeniu grafitu. Przypusz-
czalnie grafit ułatwia odkształcenia sprężyste i poszerza

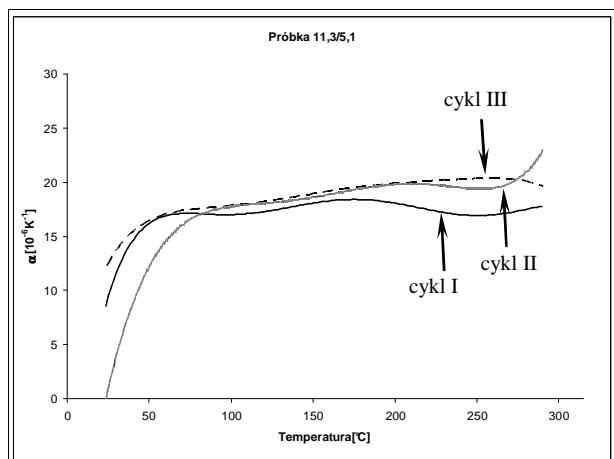
ich zakres w stronę wyższych temperatur, ponadto ułatwia relaksację naprężeń resztkowych pozostałych po wytwarzaniu. W kolejnych cyklach niemal we wszystkich próbkach dochodzi do relaksacji naprężeń oraz zanikania histerezy i odkształcenia ϵ_p (rys. 3b).

Porównując próbkę nieumocnioną (0/0) z kompozytami, można zauważyć znacznie powolniejszy wzrost wydłużenia kompozytów, które w swojej grupie wykazują już nieznaczne zróżnicowanie. Próbka umacniana 13% włókien Saffil i 3% grafitu płatkowego o frakcji 0,063 już w drugim cyklu rozszerzała się prawie bez histerezy i trwałego wydłużenia (rys. 4).



Rys. 4. Wydłużenie próbek umacnianych różną ilością włókien Saffil

Fig. 4. Expansion of composites reinforced with various content of Saffil fibres

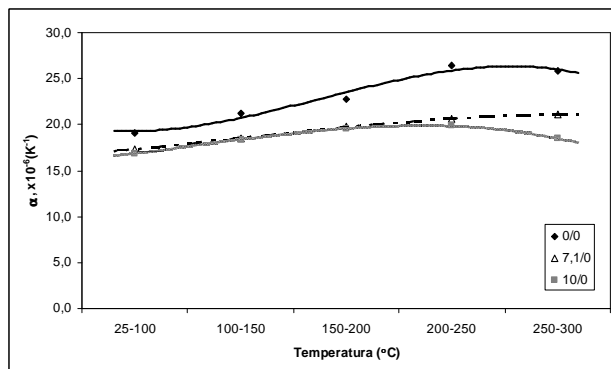


Rys. 5. Współczynniki rozszerzalności cieplnej próbki umacnianej 11,3% włókien Saffil oraz 5,1% grafitu w trzech cyklach

Fig. 5. Coefficient of thermal expansion for composite reinforced with 11,3 vol. % of Saffil and 5,1 vol. % of graphite

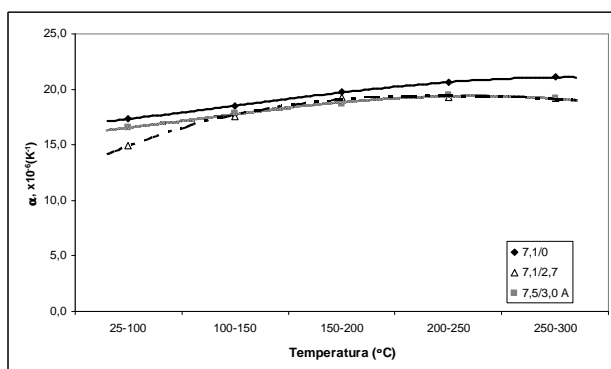
Obliczone na podstawie krzywych wydłużenia współczynniki rozszerzalności liniowej α w poszczególnych cyklach wykazywały nieznaczne zróżnicowanie. Przedstawione na rysunku 5, na przykładzie próbki 11,3/5,1, wykresy w całym zakresie temperaturowym pokazują, że najmniejsze wartości uzyskano dla pierwszego cyklu, pomijając początkowe i końcowe odcinki, które mogą wynikać z błędów pomiarowych. Po liniowym

wolnym narastaniu współczynnika α następuje jego obniżenie: w pierwszym cyklu przy ok. 180°C, w drugim przy ok. 220°C, a w trzecim przy ok. 270°C. Przyjmując tok myślenia zaprezentowany w [3], można sądzić, że odkształcenia plastyczne oraz relaksacja naprężeń w kolejnych cyklach odbywają się w coraz wyższej temperaturze, powoli zanikając.



Rys. 6. Współczynniki rozszerzalności cieplnej próbek w funkcji ilości włókien Saffil

Fig. 6. Coefficient of thermal expansion for composite reinforced with increasing amount of Saffil fibres

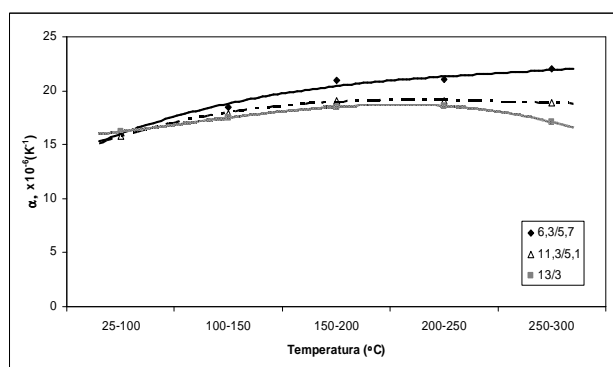


Rys. 7. Wpływ dodatku grafitu na współczynniki rozszerzalności cieplnej próbek umacnianych zbliżoną ilością włókien Saffil

Fig. 7. Influence of graphite on coefficient of thermal expansion for composites reinforced similar amount of Saffil

W celu podkreślenia głównych tendencji i uproszczenia analizy wyznaczono średnie wartości współczynników rozszerzalności cieplnej na przedziałach 50°C. Przedstawione na rysunku 6 wartości dla osnowy (0/0) i kompozytu umacnianego tylko włóknami Saffil (7,1/0 i 10/0) pokazują, że włókna przyczyniają się do obniżenia współczynnika α szczególnie w zakresie temperatur 200÷300°C. Można mówić, że następuje szybsze osiągnięcie strefy odkształceń plastycznych wymuszanych przez stosunkowo sztywną sieć włókien. Dodanie około 3% grafitu powoduje dalsze obniżenie wartości współczynnika (rys. 7) niezależnie od tego, czy jest to grafit o frakcji 0,063 (7,1/2,7) czy też o 0,37 (7,5/3,0A). Podobnie, brak zauważalnego wpływu postaci grafitu stwierdzono pomiędzy próbkami umacnianymi włóknami grafitowymi i grafitem płatkowym.

Wydaje się, że grafit obniża wartość współczynnika w całym zakresie pomiarowym, natomiast włókna Saffil w wyższych temperaturach. Mniejszy wzrost i odchylenie krzywej w dół (rys. 8) następuje wraz ze wzrostem zawartości włókien Saffil, które w wyższych temperaturach coraz bardziej nie nadążają za rozszerzającą się osnową. Przyjmując, że nie dochodzi do zrywania połączeń, niemożliwe staje się dalsze rekompensowanie różnicy wydłużeń odkształceniami sprężystymi. Dochodzi zatem do deformacji i pewnego rodzaju wyciskania osnowy zakleszczonej w splocie włókien. Podobną koncepcję opisano w pracy [13], przedstawiającej proces grzania-chłodzenia jako wyciskanie i wciskanie osnowy.



Rys. 8. Wpływ zawartości umocnienia na współczynniki rozszerzalności cieplnej

Fig. 8. Influence of different amount of reinforcement on CTE

PODSUMOWANIE

Różnica w rozszerzalności cieplnej składników kompozytu jest powodem znacznych naprężeń cieplnych w kompozytach w stanie po odlaniu. Przyczynia się również do wzrostu zdefektowania struktury kompozytu szczególnie w sąsiedztwie umocnienia. Poddanie próbek cyklowi cieplnym prowadzi do relaksacji naprężeń i odkształceń plastycznych osnowy. Materiał kompozytowy na osnowie stopu aluminium umocniono włóknami Saffil oraz grafitem, których współczynniki rozszerzalności cieplnej α wynosiły odpowiednio: 23,6; 7,7 i $2 \div 13 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Taka relacja wartości współczynników prowadzi do wytworzenia naprężeń rozciągających w osnowie oraz ściskających w umocnieniu po procesie wytwarzania. Podczas podgrzewania w pierwszym cyklu cieplnym obserwowano największą histerezę oraz odkształcenie trwałe dla wszystkich badanych próbek. Można sądzić, że w I cyklu w największym stopniu dochodziło do redukcji stopnia zdefektowania struktury i relaksacji naprężeń. Zwiększenie zawartości włókien Saffil przyczynia się do zmniejszenia rozszerzalności cieplnej kompozytu szczególnie w zakresie wyższych temperatur. Dodatek grafitu powoduje dalsze obniżenie współczynnika rozszerzalności liniowej w tym samym stopniu w całym zakresie pomiarowym.

Postać grafitu nie odgrywała znaczącej roli w kształtowaniu wartości tego współczynnika. Można przypuszczać, że grafit słabo związany z osnową nie może powstrzymać rozszerzania się osnowy, może natomiast przejmować część odkształceń, zmniejszając sumarycznie wydłużenie kompozytu.

LITERATURA

- [1] Huang Y.D., Hort N., Kainer K.U., Thermal behavior of short fiber reinforced AlSi12CuMgNi piston alloy, *Composites* 2004, A35, 249-263.
- [2] Herr A.E., Sridhar Canumalla, Pangborn R.N., Thermal fatigue of squeeze cast, discontinuous alumina-silicate fiber-reinforced aluminum alloy (A356) composite, *Materials Science and Engineering* 1995, A200, 181-191.
- [3] Subodh Kumar, Sudeep Ingole, Hajo Dieringa, Karl-Ulrich Kainer, Analysis of thermal cycling curves of short fibre reinforced Mg-MMCs, *Composites Science and Technology* 2003, 63, 1805-1814.
- [4] Huang Y.D., Hort N., Dieringa H., Kainer K.U., Analysis of instantaneous thermal expansion coefficient curve during thermal cycling in short fiber reinforced AlSi12CuMgNi composites, *Composites Science and Technology* 2005, 65, 137-147.
- [5] Subodh Kumar, Ashok Kumar Mondal, Hajo Dieringa, Karl-Ulrich Kainer, Analysing hysteresis and residual strains in thermal cycling curves of short fibre reinforced Mg-MMCs, *Composites Science and Technology* 2004, 64, 1179-1189.
- [6] Huang Y.D., Hort N., Dieringa H., Maier P., Kainer K.U., Investigations on thermal fatigue of aluminum-and magnesium-alloy based composites, *International Journal of Fatigue* 2006, 28, 1399-1405.
- [7] Badini C., Fino P., Musso M., Dinardo P., Thermal fatigue behaviour of a 2014/Al₂O₃-SiO₂ (Saffil® fibers) composite processed by squeeze casting, *Materials Chemistry and Physics* 2000, 64, 247-255.
- [8] Carreno-Morelli E., Urreta S.E., Schaller R., Mechanical spectroscopy of thermal stress relaxation at metal-ceramic interfaces in aluminum-based composites, *Acta Materialia* 2000, 48, 4725-4733.
- [9] Qiang Zhang, Gaohui Wu, Longtao Jiang, Guoqin Chen, Thermal expansion and dimensional stability of Al-Si matrix composite reinforced with high content SiC, *Materials Chemistry and Physics* 2003, 82, 780-785.
- [10] Huang Y.D., Hort N., Dieringa H., Kainer K.U., Liu Y.L., Microstructural investigations of interfaces in short fiber reinforced AlSi12CuMgNi composites, *Acta Materialia* 2005, 53, 3913-3923.
- [11] Wu S.Q., Wei Z.S., Tjong S.C., The mechanical and thermal expansion behavior of an Al-Si alloy composite reinforced with potassium titanate whisker, *Composites Science and Technology* 2000, 60, 2873-2880.
- [12] Pedersen L.M., Bentzen J.J., Bramsø N., Dimensional response of metal matrix graphite particle composites to sintering, *Scripta Materialia* 2001, 44, 743-749.
- [13] Skirl S., Hoffmant M., Bowmans K., Wiederhorn S., Rddel J., Thermal expansion behavior and macrostrain of Al₂O₃/Al composites with interpenetrating networks, *Acta Metallurgica* 1998, 46, 7, 2493-2499.
- [14] Ted Guo M.L., Tsao Chi.-Y.A., Tribological behavior of aluminium/SiC/nickel-coated graphite hybrid composites., *Materials Science and Engineering* 2002, A333, 134-145.

- [15] Etter T., Papakyriacou M., Schulz P., Uggowitzer P.J., Physical properties of graphite/aluminium composites produced by gas pressure infiltration method, *Carbon* 2003, 41, 1017-1024.
- [16] Skoczkowski K., *Technologia produkcji wyrobów węglowo-grafitowych*, Śląskie Wydawnictwo Techniczne, Katowice 1995.
- [17] Pelleg J., Ashkenazi D., Ganor M., The influence of a third element on the interface reactions in metal-matrix composites (MMC): Al-graphite system, *Materials Science and Engineering* 2000, A281, 239-247.
- [18] Myalski J., Śleziona J., Kompozyty metalowe zbrojone cząstkami węgla szklanego, *Przegląd Odlewnictwa* 2005, 1, 24-33.
- [19] Landry K., Kalogeropoulou S., Eustathopoulos N., Wettability of carbon by aluminum and aluminum alloys, *Materials Science and Engineering* 1998, A254, 99-111.
- [20] Książek M., Sobczak N., Mikulowski B., Radziwill W., Surowiak I., Wetting and bonding strength in Al_2O_3 system, *Materials Science and Engineering* 2002, A324, 162-167.
- [21] Dezellus O., Eustathopoulos N., The role of Van der Waals interactions on wetting and adhesion in metal/carbon systems, *Scripta Materialia* 1999, 40, 11, 1283-1288.