https://doi.org/10.62753/ctp.2002.12.4.4

Paweł Kurtyka[1], Stanisław Wierzbiński[3]
Akademia Pedagogiczna, Instytut Techniki, ul. Podchorążych 2, 30-048 Kraków
Marek Faryna[2]
Uniwersytet Jagielloński, Środowiskowe Laboratorium Analiz Fizykochemicznych i Badań Strukturalnych, ul. Ingardena 3, 30-060 Kraków

WYBRANE WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE KOMPOZYTÓW NA OSNOWIE STOPÓW ALUMINIUM WZMACNIANYCH CZĄSTKAMI Al_2O_3

Kompozyty na osnowie stopów aluminium, zdolnych do umocnienia wydzieleniowego, stanowią atrakcyjne izotropowe materiały konstrukcyjne, przeznaczone do pracy w podwyższonych temperaturach; materiały charakteryzujące się korzystnym stosunkiem wytrzymałości do gęstości, jak również zadowalającą odpornością na zużycie w warunkach eksploatacyjnych. Badania przeprowadzono na kompozytach wytworzonych metodą prasowania w stanie ciekłym, których osnowę stanowiły stopy AA6xxx i AA7xxx, wzmacniane cząstkami Al_2O_3 o średnicy 10 i 25 μm, których udział objętościowy wynosił 10 i 20%. Próbki z kompozytów poddawano testom ściskania w zakresie temperatur 293÷873 K i prędkości odkształcania 10^{-3}÷10^{-5} s^{-1}. Na podstawie wyników testów ustalono zakresy temperatur i prędkości odkształcania, w których istnieje możliwość plastycznego kształtowania tych kompozytów, a także określono wybrane właściwości mechaniczne w szerokim zakresie temperatur. Badania wytrzymałościowe uzupełniono obserwacjami strukturalnymi próbek na mikroskopie skaningowym; próbkom nadawano różne stopnie odkształcenia w określonych warunkach temperaturowo-prędkościowych.

SELECTED MECHANICAL PROPERTIES OF COMPOSITES BASED ON ALUMINIUM ALLOYS REINFORCED Al_2O_3 PARTICLES

Metal Matrix Composites (MMCs) based on precipitate strengthening aluminium alloys attract attention of industry because of advantageous strength to density ratio, stability of properties at elevated temperatures as well as appropriate wear resistance in exploitation conditions. Particulate reinforced aluminium alloy matrix composites require deformation processed to shape elements and improve properties. However, the standard processing parameters used for the conventional aluminium alloys cannot be directly adopted for the respective composites, as the mechanical characteristics of the composites are considerably different from that of the corresponding matrix material.

The composites based on AA6xxx and AA7xxx alloys reinforced with Al_2O_3 particles in the amount of 10 and 20% of average size 10 and 25 μm were subjected to compression tests in a wide temperature range 293÷873 K at deformation strain rate 10^{-3}÷10^{-5} s^{-1}. Based on the compression tests results, the ranges of temperatures and deformation rates, at which plastic deformation occurs in the investigated alloys, have been established together with strength properties at elevated temperatures. Observation of surface reliefs was conducted on an electron-scanning microscope Philips XL-30.

Figures 1a, b show the distribution of Al_2O_3 reinforced particles of the composite in initial state, after squeeze casting and extrusion, the diameter of the reinforced particles 10 μm. In the photos there can be observed near homogeneity distribution of the reinforcement particle in two directions. Figure 2 shows the mechanical characteristics of strain of the composite AA6xxx-Al_2O_3 and AA7xxx-Al_2O_3 in the system σ-ε-T reinforced of the particles of the size 10 and 25 μm, respectively. The compression tests were performed on the samples in the initial state (prior to the solution and ageing). The deformation rates and size of reinforcing articles are given in the Figure. The observed change in the value of the flow stress with temperature indicates the possibility of the occurrence of competing processes - recovery and dynamic recrystallization. Figure 3 shows the influence of temperature and strain rate on the values of yield points of investigated composites, and Figure 4 dependence of work hardening intensity on the stress for these composites deformed at constant temperature and different strain rate as well as at constant strain rate and different temperatures. It has been observed that in the composites with volume fraction of reinforced particles 10%, relations $\Theta = f(\sigma)$ show very small deviation from the rectilinear course, while for the volume fraction of reinforced particles 20% two ranges of these relation were observed. Examples of surface reliefs after compression tests at elevated temperature are shown in Figs 5a, b. For both 10% (Fig. 5a) and 20% (Fig. 5b) volume fraction of reinforced particles the degree and the temperature of strain were 0.18 and 573 K, respectively. It has been observed that for the composite with larger particles the failure process was more intensively than for 10 μm particles.

On the basis of the conducted investigations to established that addition of Al_2O_3 particles in amount up to 20 wt.% to AA6xxx and AA7xxx aluminium alloy considerably increases the mechanical properties of the composite, including the yield point in relation to the matrix alloy. The investigations have revealed the possibility - within limited range of temperature and strain rate - of the formation of AA6xxx-Al_2O_3 and AA7xxx-Al_2O_3 composites with the reinforcement particles 10 and 25 μm. Additional increase of mechanical properties of composite is possible after supersaturation and ageing process.

WPROWADZENIE

Szerokie spektrum zastosowań kompozytów konstrukcyjnych w przemyśle zbrojeniowym, kosmicznym, energetycznym, elektronicznym oraz środków transportu powoduje konieczność ich racjonalnej selekcji na podstawie wielokryterialnej optymalizacji, wspomaganej systemami komputerowego projektowania, wytwarzania

[1] mgr inż., [2] dr inż., [3] dr hab. inż.

i doboru materiałów. Kompleksowe wykorzystywanie tych programów wymaga stałej aktualizacji modułów, określających właściwości mechaniczne, trybologiczne, antykorozyjne, a także strukturalne w odniesieniu do nowych generacji kompozytów [1, 2].

W kompozytach konstrukcyjnych obserwuje się wysoki wskaźnik wytrzymałości właściwej (R_m/γ), wynikający z kumulacji umocnienia wydzieleniowego z umocnieniem cząstkami. Umocnienie wydzieleniowe równomiernie rozmieszczonymi cząstkami o średnicy 0,01÷1,0 μm i udziale objętościowym 1÷15% uruchamia mechanizm hamowania ruchu dyslokacji, podczas gdy umocnienie cząstkami o średnicy większej od 1 μm i udziale objętościowym nieprzekraczającym 25% ogranicza w znacznej mierze odkształcalność osnowy [3].

W procesie wytwarzania kompozytów konstrukcyjnych na osnowie aluminium wzmacnianych cząsteczkami Al_2O_3 istotną rolę odgrywa kąt zwilżania, którego zmniejszenie poniżej 108^o można osiągnąć poprzez zmianę składu chemicznego powierzchni cząstek (pokrycia ochronne), osnowy (stopy wieloskładnikowe) lub też podwyższanie temperatury operacji zwilżania [3, 4]. W kompozytach będących przedmiotem badań odpowiednią zwilżalność uzyskano, stosując dodatki stopowe, obniżające napięcie powierzchniowe aluminium, a także odpowiednią wysoką temperaturę (1123 K) prasowania w stanie ciekłym. Pomimo pewnego odstępstwa od założeń mechaniki ośrodków ciągłych, kompozyty konstrukcyjne traktowane są jako ciągłe ciała anizotropowe, co umożliwia wykorzystywanie do oceny ich właściwości znormalizowanych prób stosowanych w badaniach właściwości mechanicznych metali [3, 5].

W pracy przedstawiono wybrane właściwości mechaniczne kompozytów na osnowie stopów aluminium wzmocnionych cząsteczkami Al_2O_3, wyznaczone w próbach ściskania, które prowadzono w zakresie temperatur 293÷873 K z prędkościami rzędu $10^{-3}\div10^{-5}s^{-1}$. W szczególności wyznaczono parametry opisujące charakterystyki mechaniczne (σ-ε) odkształcania kompozytów w stanie wyjściowym, intensywności umocnienia Θ, granice plastyczności ($R_{0,2}$). Analizowano także rozkład cząsteczek wzmacniających (Al_2O_3), jak również zmiany w strukturze próbek pod wpływem odkształcenia.

MATERIAŁY I METODY BADAŃ

Badania dotyczyły kompozytów AA6xxx-Al_2O_3 i AA7xxx-Al_2O_3, których osnowę stanowiły stopy nowej generacji (poza wykazem International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminium and Wrought Aluminium Alloys), a fazę wzmacniającą cząsteczki Al_2O_3 o średnicy 10 i 25 μm, których udział objętościowy wynosił 10 lub 20%. Skład chemiczny stopów osnowy zamieszczono w tabeli 1.

TABELA 1. **Skład chemiczny stopów osnowy (% wag.)**
TABLE 1. **Chemical composition of matrix alloys (wt.%)**

Gatunek ASTM	Mg	Cu	Si	Cr	Mn	Zn	Al
AA6xxx	1,40	0,30	0,77	-	-	-	reszta
AA7xxx	1,39	-	0,27	0,17	0,31	3,77	reszta

Kompozyty wytworzone zostały (w ramach współpracy z Alcan International Ltd., Canada) metodą prasowania w stanie ciekłym (squeeze casting). Z wyciskanych prętów wytaczano próbki wytrzymałościowe do prób ściskania o wymiarach ϕ = 6 mm, h = 9 mm.

Prezentowane w pracy wyniki badań dotyczą próbek wykonanych z prętów w stanie wyjściowym, niepoddawanych procesowi przesycania i starzenia. Próbki poddawano ściskaniu w zakresie temperatur 293÷873 K zmienianych skokowo, co 100 K, stosując początkowe prędkości odkształcania: $9{,}3 \cdot 10^{-5}$, $1{,}9 \cdot 10^{-4}$, $9{,}3 \cdot 10^{-4}$, $1{,}9 \cdot 10^{-3}$, $9{,}3 \cdot 10^{-3}s^{-1}$.

Przed rozpoczęciem testów ściskania stabilizowano temperaturę w piecu wyposażonym w dynamiczną, argonową atmosferę ochronną, po czym umieszczano w nim próbkę, rozpoczynając próbę ściskania po 5 minu- tach jej wygrzewania. Próby ściskania prowadzono na sterowanej komputerowo maszynie wytrzymałościowej INSTRON, rejestrując zmianę wartości siły nacisku F w funkcji skrócenia Δh. W pracach dotyczących odkształcalności kompozytów [6-10] do opisów charakterystyk odkształcenia (σ-ε) wykorzystywano zależność bazującą na koncepcji naprężenia wstępnego Ludwika [11], zmodyfikowaną przez Ludwigsona [12] do postaci

$$\sigma = K_1\varepsilon^{n1} + \Delta \tag{1}$$

gdzie
$$\ln\Delta = K_2 + n_2\varepsilon \tag{2}$$

skąd
$$\sigma = K_1\varepsilon^{n1} + \exp(K_2 + n_2\varepsilon) \tag{3}$$

Δ - odchylenie, w zakresie małych odkształceń, od prostoliniowego przebiegu zależności $\log\sigma = f(\log\varepsilon)$, K_1, K_2 - współczynniki wytrzymałości na poziomie odkształcenia rzeczywistego odpowiednio ε = 1 i ε = 0, n_1, n_2 - współczynniki umocnienia odpowiednio w pierwszym zakresie oraz w zakresie małych odkształceń.

Różniczkując (3) otrzymujemy zależność opisującą intensywność umocnienia Θ w funkcji naprężenia rzeczywistego σ w postaci

$$\Theta = d\sigma/d\varepsilon = n\,\sigma/\varepsilon + n_2\exp(K_2 + n_2\varepsilon) \tag{4}$$

Zaproponowana przez Ludwigsona modyfikacja równania Ludwika pozwala na dokładny opis przebiegu charakterystyk mechanicznych odkształcenia (σ-ε), a także umożliwia ocenę intensywności umocnienia funkcją ciągłą $\Theta = f(\sigma)$, podczas gdy inne zależności (np. Hollomona), opisujące zakresy na krzywych umoc-

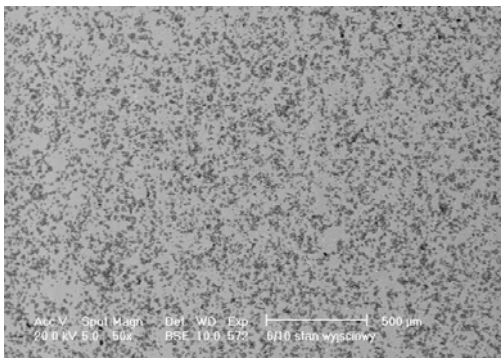
nienia z racji skokowej zmiany współczynników n_1 i n_2, dają przebiegi funkcji charakteryzujące się nieciągłością w punkcie przejścia od pierwszego do drugiego zakresu.

Obserwacje strukturalne dotyczące rozkładu cząsteczek Al_2O_3 w osnowie w różnych przekrojach pręta w stosunku do osi wyciskania prowadzono na mikroskopie optycznym, natomiast obserwacje strukturalne próbek poddawanych ściskaniu do różnych stopni odkształcenia na elektronowym mikroskopie skaningowym PHILIPS XL 30.

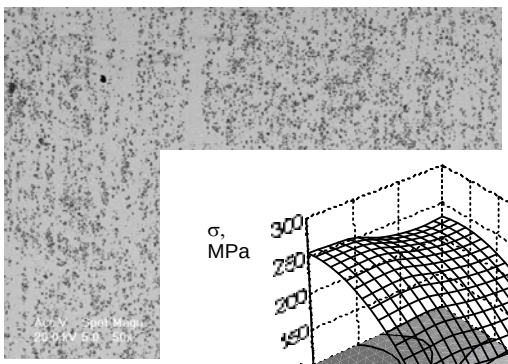
WYNIKI BADAŃ ORAZ ICH DYSKUSJA

Na rysunku 1 pokazano przykładowo rozkłady cząsteczek w osnowie kompozytu AA6xxx-Al_2O_3, w przekrojach: a) prostopadłym, b) równoległym do osi wyciskania pręta. Dobór odpowiednich parametrów technologicznych wytwarzania kompozytu, w tym głównie temperatury i stopnia odkształcania, pozwolił na wytworzenie kompozytu charakteryzującego się bardzo dobrym rozkładem cząstek wzmacniających w osnowie.

a)



b)



Rys. 1. Rozkład cząstek w AA6xxx: a) przek wyciskania pręta

Fig. 1. Distribution of Al_2 matrix: a) cross-sec

Wykorzystując d nia kompozytów ch łem objętościowym wykresy przestrzenn ników na wartość na

Na rysunku 2 pokazano zależności $\sigma = f(\varepsilon, T)$ dla kompozytów AA6xxx-Al_2O_3 i AA7xxx-Al_2O_3 o różnym udziale objętościowym cząstek wzmacniających Al_2O_3. Przebiegi odpowiednich krzywych wskazują, że ze wzrostem stopnia odkształcenia lub obniżeniem temperatury wartości naprężeń wzrastają, przy czym bardziej intensywnie dla kompozytu o większym udziale objętościowym cząstek wzmacniających.

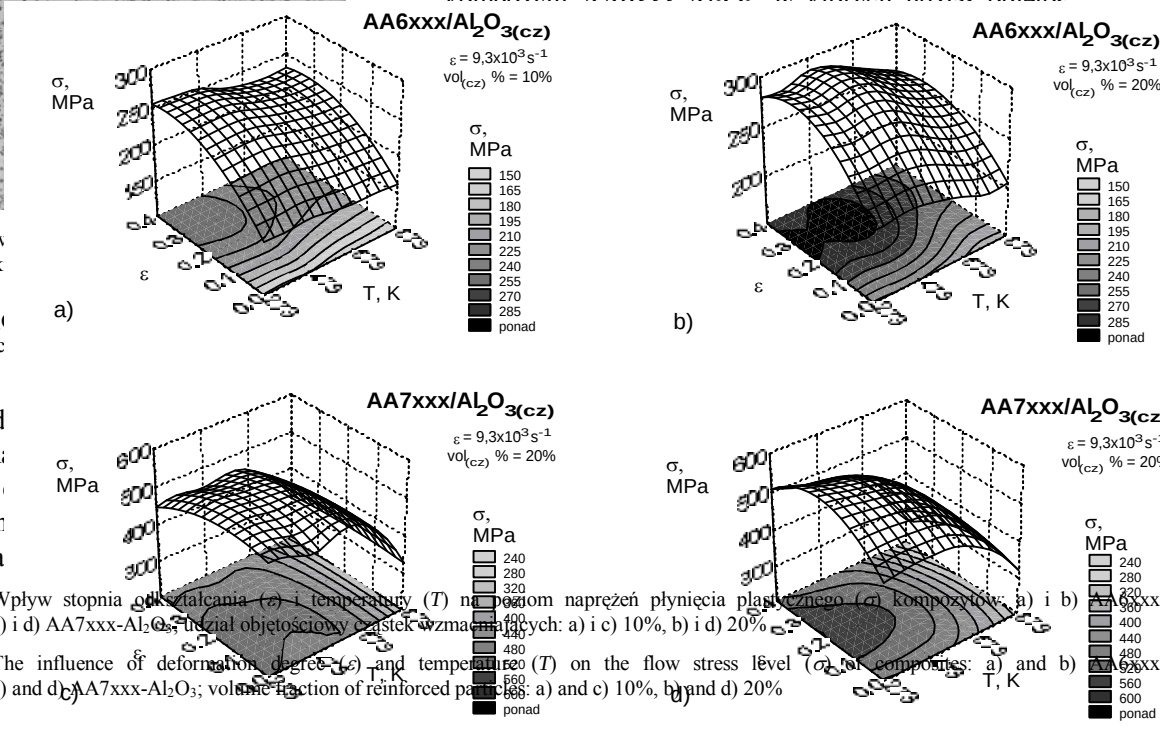
Wpływ temperatury (T) i prędkości odkształcania (ε) na wartości granicy plastyczności ($R_{0,2}$) dla kompozytów AA6xxx-Al_2O_3 i AA7xxx-Al_2O_3 o różnym udziale objętościowym cząstek wzmacniających Al_2O_3 pokazano na rysunku 3.

Podobnie jak w przypadku zmian naprężenia obniżenie temperatury lub wzrost prędkości odkształcania, a przede wszystkim zwiększony udział objętościowy cząstek wzmacniających, wpływają na zwiększenie wartości granicy plastyczności. Określono także wytrzymałość na ściskanie R_c w całym zakresie temperatur i prędkości odkształcania. Biorąc jednakże pod uwagę inicjację procesu niszczenia kompozytu na różnych poziomach odkształcania, uzyskane wartości R_c poddane zostaną ponownej weryfikacji.

Na rysunku 4 pokazano zależność intensywności umocnienia (Θ) od naprężenia (σ) kompozytów AA6xxx- Al_2O_3: a) dla wybranych prędkości odkształcania (ε) i stałej temperatury (T), b) dla wybranych temperatur (T) i stałej prędkości odkształcania (ε).

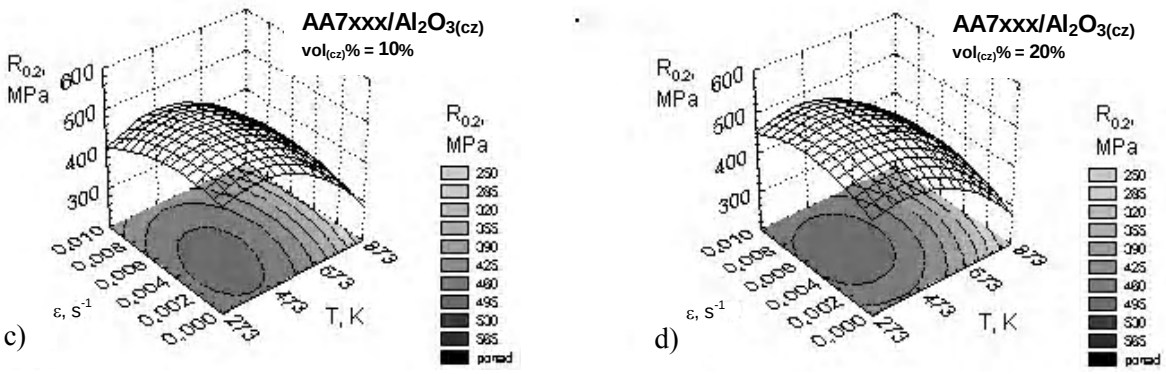
W kompozytach z 10% udziałem objętościowym cząstek wzmacniających zarówno w przypadku stałej temperatury i zmiennych szybkości odkształcania (rys. 4a), jak i stałej szybkości odkształcania i zmiennych temperatur (rys. 4b) obserwuje się liniowy przebieg zależności $\Theta = f(\sigma)$, podczas gdy zwiększenie udziału objętościowego cząstek wzmacniających do 20% powoduje zróżnicowanie intensywności umocnienia w poszczególnych zakresach.

Na rysunku 5 zamieszczono przykładowe struktury kompozytu AA6xxx-Al_2O_3, w których udział objętoś



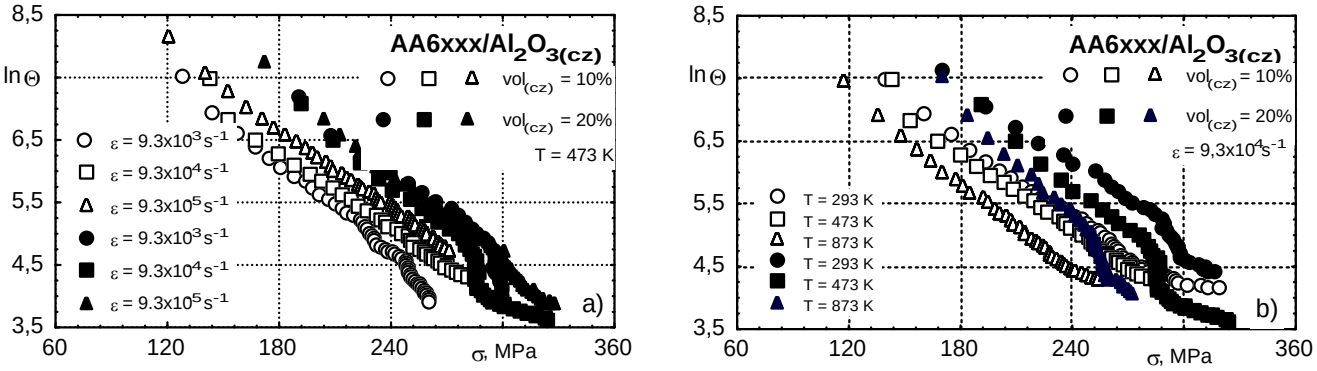
Rys. 2. Wpływ stopnia odkształcenia (ε) i temperatury (T) na poziom naprężeń płynięcia plastycznego (σ) kompozytów: a) i b) AA6xxx-Al_2O_3, c) i d) AA7xxx-Al_2O_3, udział objętościowy cząstek wzmacniających: a) i c) 10%, b) i d) 20%

Fig. 2. The influence of deformation degree (ε) and temperature (T) on the flow stress level (σ) of composites: a) and b) AA6xxx-Al_2O_3, c) and d) AA7xxx-Al_2O_3; volume fraction of reinforced particles: a) and c) 10%, b) and d) 20%



Rys. 3. Wpływ temperatury (T) i prędkości odkształcania (ε) na wartości granicy plastyczności ($R_{0,2}$) kompozytów: a) i b) AA6xxx-Al_2O_3, c) i d) AA7xxx-Al_2O_3; udział objętościowy cząstek wzmacniających: a) i c) 10%, b) i d) 20%

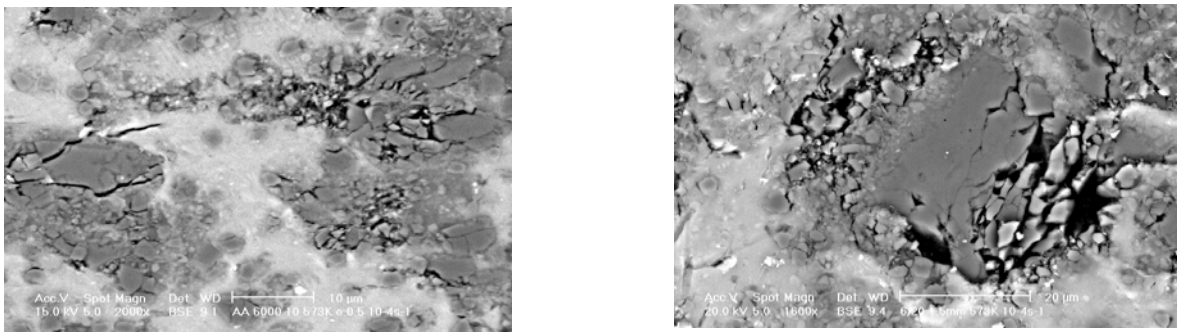
Fig. 3. The influence of temperature (T) and strain rate (ε) on the values of yield points ($R_{0,2}$) of composites: a) and b) AA6xxx-Al_2O_3, c) and d) AA7xxx-Al_2O_3; volume fraction of reinforced particles: a) and c) 10%, b) and d) 20%



Rys. 4. Zależność intensywności umocnienia (Θ) od naprężenia (σ) dla kompozytu AA6xxx-Al_2O_3 odkształcanego: a) w stałej temperaturze T = 473 K z prędkościami w zakresie $9{,}3 \cdot 10^{-5} \div 9{,}3 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, b) ze stałą prędkością $9{,}3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ w zakresie temperatur 293÷873 K; udział objętościowy cząstek wzmacniających 10 i 20%

Fig. 4. Dependence of work hardening intensity (Θ) on stress (σ) for AA6xxx-Al_2O_3 composite deformed: a) at constant temperature T = 473 K at strain rates in the range $9{,}3 \cdot 10^{-5} \div 9{,}3 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, b) at constant strain rate $9{,}3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ at the range of temperature 293÷873 K; volume fraction of reinforced particles 10 and 20%

a)



Rys. 5. Kompozyt AA6xxx-Al_2O_3 z 10 i 20% udziałem cząstek wzmacniających, po odkształceniu: a) i b) ε = 0,18 w temperaturze T = 573 K z prędkością odkształcenia $9{,}3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$. Różne stadia niszczenia cząstek wzmacniających

Fig. 5. AA6xxx-Al_2O_3 composite with 10 and 20% volume fraction of reinforced particles after deformation: a) and b) ε = 0,18 at the temperature T = 573 K and strain rate $9{,}3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$. Different stage of reinforced particulate failure

osnowy i cząstek Al_2O_3, a także szczegółowa analiza zmian struktury w miarę narastającego odkształcenia, prowadzonego w szerokim zakresie temperatur i prędkości odkształcania sugerują, że podstawową przyczyną pękania kompozytów były różnice, E, K_c oraz G_c osnowy i cząstek wzmacniających.

WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań można sformułować następujące wnioski:

- W przypadku badanych kompozytów zwiększanie zawartości cząstek wzmacniających wpływa hamująco na odkształcalność kompozytu, zwiększając zarazem wartości naprężeń.
- Podwyższenie temperatury podobnie jak obniżenie prędkości odkształcania w niewielkim stopniu wpływa na zmianę wartości naprężeń kompozytu, co znamionuje znaczną stabilność właściwości mechanicznych.

- Proces niszczenia kompozytu rozpoczyna się od fragmentacji aglomeratów cząstek wzmacniających w miarę zwiększania stopnia odkształcania obserwuje się propagację pęknięć zarówno na płaszczyznach międzyfazowych (cząstka-osnowa), jak i wewnątrz poszczególnych cząstek, przy czym w cząstkach o większej średnicy (25 μm) bardziej intensywną propagację pęknięć obserwuje się wewnątrz cząstki.

LITERATURA

[1] Dobrzański L.A., Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach, WNT, Warszawa 1998.
[2] Dobrzański L.A., Sitek W., Trzaska J., Gołąbek K., Hajduczek E., Zasady doboru materiałów inżynierskich z kartami charakterystyk, Wyd. Pol. Śląskiej, Gliwice 2000.
[3] Kapuściński J., Puciłowski K., Wojciechowski S., Projektowanie i technologia materiałów kompozytowych, Wyd. Pol. Warszawskiej, Warszawa 1983.
[4] Surowiak I., Mat. XXVIII Szkoły Inż. Mat. AGH, Kraków-Szczawnica 3-6.10.2000, 347.
[5] Katarzyński S., Kocańda S., Zakrzewski M., Badania własności mechanicznych metali, WNT, Warszawa 1969.
[6] Kurtyka P., Płonka B., Wierzbiński S., Rudy i Metale 2000, 45, 1, 23.
[7] Kurtyka P., Wierzbiński S., Rudy i Metale 2000, 45, 3, 178.
[8] Płonka B., Wierzbiński S., Rudy i Metale 2000, 45, 4, 225.
[9] Kurtyka P., Wierzbiński S., Mat. XXVIII Szkoły Inż. Mat. AGH, Kraków-Szczawnica 3-6.10.2000, 317.
[10] Fraś E., Janas A., Wierzbiński S., Kolbus A., Proc. Conf. FOUNDARY 2000. Ed. Foundry Commission PAS, Kataowice-Opole 2000, 2, 43, 167.
[11] Ludwik P., Elemente der technologischen Mechanik, Wyd. I, Springer, Berlin 1909.
[12] Ludwigson D.C., Metall. Trans. 1971, 2, 2825.
[13] Ashby M.F., Jones D.R.H., Materiały inżynierskie, t. 1, WNT, Warszawa 1995.

Recenzent
Michał Szweycer