

Paweł Hujek, Paweł Kurtyka, Stanisław Wierziński

Właściwości mechaniczne kompozytów na osnowie stopów Al-Mg-Si wzmacnianych cząstkami Al_2O_3 *

Rozliczne zastosowania kompozytów konstrukcyjnych w przemyśle zbrojeniowym, kosmicznym, energetycznym, elektronicznym, a także w przemyśle środków transportu skłaniają do przeprowadzenia ich racjonalnej selekcji na podstawie wielokryterialnej optymalizacji, wspomaganej systemami komputerowego projektowania, wytwarzania i doboru materiałów. Kompleksowe wykorzystywanie wspomnianych programów wymaga jednakże stałej aktualizacji modułów określających właściwości mechaniczne, trybologiczne, antykorozyjne, ze szczególnym uwzględnieniem aspektu strukturalnego [1, 2].

W kompozytach konstrukcyjnych obserwuje się – w porównaniu do wysoko-wytrzymałych stali – wysoki wskaźnik wytrzymałości właściwej (R_m/γ) wynikający z kumulacji umocnienia wydzieleniowego, odkształceniowego i pochodzącego od cząstek wzmacniających. Umocnienie wydzieleniowe równomiernie rozmieszczonymi cząstkami o średnicy 0,01–1,0 μm i udziale objętościowym 1–15% ogranicza ruch dyslokacji, podczas gdy umocnienie cząstkami o średnicy większej od 1 μm i udziale objętościowym nie przekraczającym 25% ogranicza w znacznej mierze odkształcalność osnowy [3].

W procesie wytwarzania kompozytów konstrukcyjnych na osnowie aluminium lub jego stopów wzmacnianych cząsteczkami Al_2O_3 , istotną rolę odgrywa kąt zwilżania Θ , którego zmniejszenie poniżej 108° 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 stopu aluminium oraz odpowiednią temperaturę (1123 K) prasowania w stanie ciekłym (*squeeze casting*).

* Tekst złożono do druku 26 września 2005 roku.

Materiały i metody badań

Badania przeprowadzono na kompozytach 6xxx/Al₂O₃, których osnowę stanowił stop nowej generacji, a fazę wzmacniającą cząsteczki Al₂O₃ o średnicy 10 i 25 μm, których udział objętościowy wynosił 10 lub 20%. Skład chemiczny stopu osnowy zamieszczono w tabeli 1.

Gatunek ASTM	Mg	Cu	Si	Cr	Mn	Zn	Al.
AA6xxx	1,40	0,30	0,77	–	–	–	bal.

Tabela 1. Skład chemiczny stopów osnowy (w % wag.)

Kompozyty wykonane zostały metodą prasowania w stanie ciekłym (*squeeze casting*). Z otrzymanych prętów wytaczano próbki do badań wytrzymałościowych (ściskanie $\phi=6\text{mm}$ i $h=9\text{mm}$). W celu ustalenia wpływu geometrii próbki na przebieg zależności naprężenie-odkształcenie wykonano serie próbek o wymiarach $\phi=7\text{mm}$, $h=10,5\text{mm}$; $\phi=8\text{mm}$, $h=12\text{mm}$, zachowując smukłość (h/ϕ) wszystkich próbek równą 1,5. Próby ściskania wykonane w stałej temperaturze, ze stałą początkową prędkością odkształcania przy zachowaniu analogicznej smukłości próbek wykazały zbliżone – w granicach błędu doświadczalnego – przebiegi zależności naprężanie-odkształcenie.

Prezentowane wyniki badań dotyczą próbek wykonanych z prętów w stanie wyjściowym bez przesycania i starzenia. Próbki poddawano ściskaniu w zakresie temperatur 293–873 K zmienianych co 100 K, z prędkością odkształcania $9,3 \times 10^{-5}$, $1,9 \times 10^{-4}$, $9,3 \times 10^{-4}$, $1,9 \times 10^{-3}$ i $9,3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$.

Przed rozpoczęciem testów ściskania stabilizowano temperaturę w piecu wyposażonym w dynamiczną argonową atmosferę ochronną, po czym umieszczano w nim próbkę, rozpoczynając próbę ściskania po pięciominutowym okresie wygrzewania. Próby ściskania prowadzono na sterowanej komputerowo maszynie wytrzymałościowej INSTRON, rejestrując zmianę wartości siły nacisku F w funkcji skrócenia Δh . Dane pomiarowe przetwarzano przy użyciu odpowiednich programów stosując znane zależności empiryczne określające wartości odkształceń oraz naprężeń rzeczywistych. 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:

$$\sigma = K_1 \epsilon^{n_1} \pm \Delta \quad (1)$$

gdzie $\ln \Delta = K_2 + n_2 \epsilon \quad (2)$

skąd $\sigma = K_1 \epsilon^{n_1} \pm e^{K_2} e^{n_2 \epsilon} \quad (3)$

Δ – wartość odchylenia od prostoliniowego przebiegu zależności $\log \sigma = f(\log \varepsilon)$, K_1, K_2 – współczynniki wytrzymałości na poziomie odkształcenia rzeczywistego $\varepsilon = 1$ i $\varepsilon = 0$, odpowiednio, n_1, n_2 – współczynniki umocnienia w pierwszym zakresie oraz zakresie małych odkształceń, odpowiednio. Różniczkując (3) otrzymujemy zależność opisującą intensywność umocnienia Θ , MPa/(m*s) w funkcji naprężenia rzeczywistego σ w postaci:

$$\Theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = n_1 \frac{\sigma + \Delta}{\varepsilon} \pm \exp(K_2 + n_2 \varepsilon) \quad (4)$$

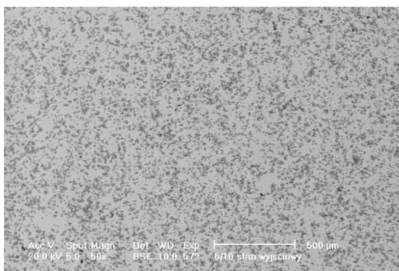
Zaproponowana przez Ludwigsona modyfikacja równania Ludwika pozwala na dokładny opis przebiegu charakterystyk mechanicznych odkształcenia (σ - ε), a także umożliwia ocenę intensywności umocnienia funkcją ciągłą $\Theta = f(\sigma)$, podczas gdy inne zależności opisujące zakresy na krzywych umocnienia z racji skokowej zmiany współczynników n_1 i n_2 dawały przebiegi funkcji charakteryzujące się nieciągłością w punkcie przejścia od pierwszego do drugiego zakresu.

Wyniki badań oraz ich dyskusja

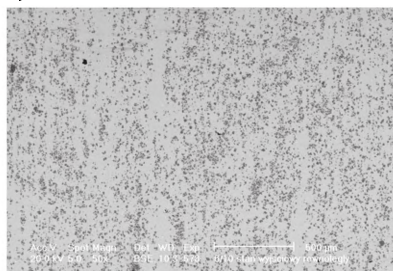
Na rys. 1 pokazano przykładowo rozkłady cząsteczek w osnowie kompozytu, AA6xxx/Al₂O₃, w przekrojach: a) prostopadłym, b) równoległym do osi wyciskania pręta. Zastosowana technologia wytwarzania kompozytu, w tym głównie odpowiednia temperatura i stopień odkształcenia pozwoliły na wytworzenie kompozytu charakteryzującego się niemal jednorodnym rozkładem cząstek wzmacniających w osnowie.

Wykorzystując dane eksperymentalne uzyskane w próbach ściskania kompozytu charakteryzującego się różnym udziałem objętościowym cząstek wzmacniających, wykonano wykresy przestrzenne ilustrujące wpływ różnych czynników na wartość naprężeń płynięcia plastycznego.

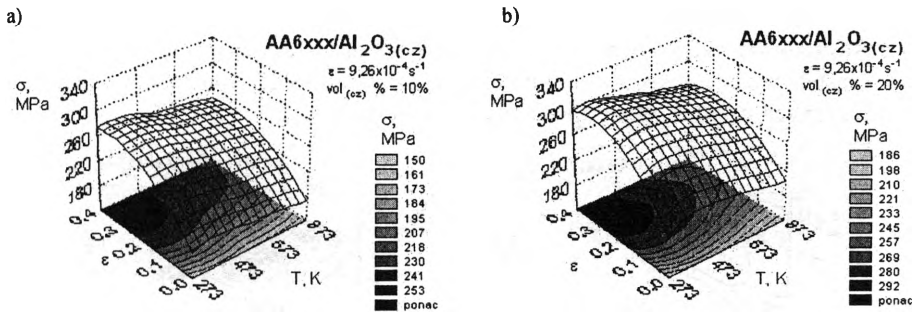
a)



b)



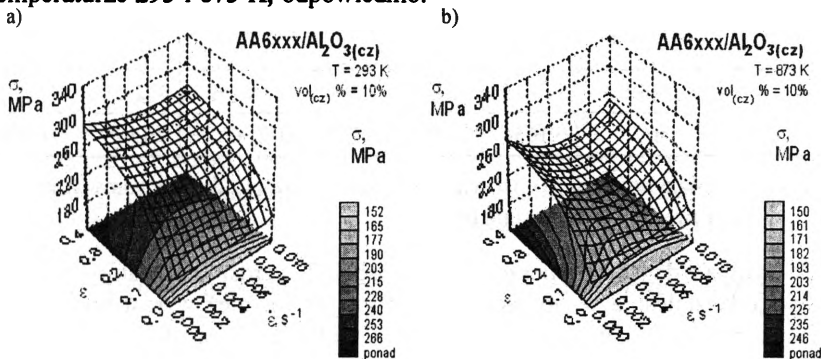
Rys. 1. Rozkład cząstek wzmacniających Al₂O₃ w osnowie kompozytu AA6xxx, a) przekrój prostopadły, b) przekrój równoległy do osi wyciskania pręta



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

Na rys. 2 pokazano zależność wartości naprężenia płynięcia plastycznego (σ) od stopnia odkształcenia (ϵ) i temperatury (T) dla badanych kompozytów zawierających 10% i 20% cząstek wzmacniających Al_2O_3 , odkształcanych z prędkością $9,3 \times 10^{-4} s^{-1}$. Zaobserwowano, że podobnie jak w stopach jednofazowych wraz z obniżeniem temperatury i wzrostem stopnia odkształcenia wartości naprężeń płynięcia plastycznego rosną; bardziej intensywnie dla kompozytu o większym udziale objętościowym cząstek wzmacniających.

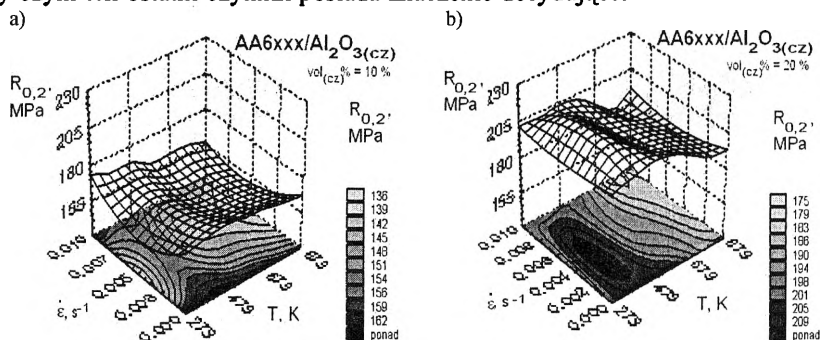
Na rys. 3 pokazano wpływ prędkości ($\dot{\epsilon}$) i stopnia odkształcenia (ϵ) na wartości naprężeń płynięcia plastycznego (σ) w kompozytach AA6xxx/ Al_2O_3 , odkształcanych w temperaturze 293 i 873 K, odpowiednio.



Rys. 3. Wpływ prędkości ($\dot{\epsilon}$) i stopnia odkształcenia (ϵ) na poziom naprężeń płynięcia plastycznego (σ) kompozytu AA6xxx/ Al_2O_3 /10p odkształcanego w temperaturze: a) 293 K i b) 873 K

Wzrost temperatury odkształcenia przy stałym udziale objętościowym cząstek wzmacniających wpływa na obniżenie poziomu naprężeń płynięcia plastycznego (rys. 3), podczas gdy wzrost udziału objętościowego cząstek wzmacniających, niezależnie od temperatury odkształcania, oddziałuje na wzrost wartości tych naprężeń. Wpływ temperatury (T) i prędkości odkształcania ($\dot{\epsilon}$) na wartości granicy plastyczności (R_{02}) pokazano na rys. 4.

Podobnie jak dla naprężenia płynięcia plastycznego obniżenie temperatury lub wzrost prędkości odkształcania, a przede wszystkim zwiększony udział objętościowy cząstek wzmacniających wydatnie zwiększają wartości granicy plastyczności, przy czym ten ostatni czynnik posiada znaczenie decydujące.



Rys. 4. Wpływ temperatury (T) i prędkości odkształcania ($\dot{\epsilon}$) na wartości granicy plastyczności ($R_{0,2}$) kompozytów: AA6xxx/ Al_2O_3 , udział objętościowy cząstek wzmacniających: a) 10%, b) 20%

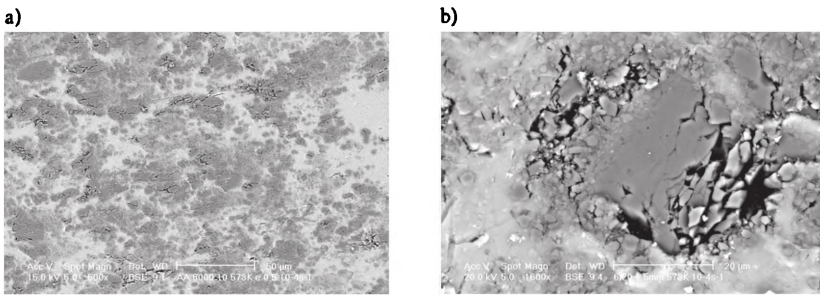
Omawiane zależności znajdują odzwierciedlenie w wartościach współczynników K_1 i n_1 równania Ludwigsonego (1) opisujących krzywe umocnienia. Dla wybranych temperatur i prędkości odkształcania kompozytów AA6xxx/ Al_2O_3 , współczynniki równania Ludwigsonego zestawiono w tabeli 2.

Kompozyt	Współczynnik	T, K			$\dot{\epsilon}$, s ⁻¹		
		293	473	873	$9,3 \times 10^{-5}$	$9,3 \times 10^{-4}$	$9,3 \times 10^{-3}$
AA6xxx/ Al_2O_3	K_1 , MPa	315,64	302,41	273,46	318,199	302,41	279,51
	n_1	0,1634	0,1508	0,1756	0,16667	0,1508	0,1138

Tabela 2. Współczynniki K_1 i n_1 równania Ludwigsonego (1) dla wybranych temperatur i prędkości odkształcania

Jak wynika z danych zamieszczonych w tabeli 2, wzrost temperatury, przy stałej prędkości odkształcania wynoszącej $9,3 \times 10^{-4} s^{-1}$, jak również wzrost prędkości odkształcania przy stałej temperaturze $T = 473$ K wpływają na spadek wartości współczynników K_1 i n_1 .

Na rys. 5 pokazano przykładowo struktury kompozytu AA6xxx/ Al_2O_3 , w którym udział objętościowy cząstek wzmacniających wynosił 10% i 20%, po odkształceniu: a) $\epsilon = 0,05$, b) $\epsilon = 0,18$, w temperaturze 573 K z prędkością odkształcania $9,3 \times 10^{-4} s^{-1}$. W przypadku dziesięcioprocentowego udziału objętościowego cząstek wzmacniających przy relatywnie niskim stopniu odkształcenia obserwowano początkowe stadium niszczenia aglomeratów cząstek wzmacniających, podczas gdy dwudziestoprocentowy udział objętościowy cząstek wzmacniających charakteryzował się propagacją Al_2O_3 (a) oraz charakterystyczną fragmentacją poszczególnych cząstek (b).



Rys. 5. Kompozyt AA6xxx/Al₂O₃, po odkształceniu: a) $\epsilon = 0,05$, b) $\epsilon = 0,18$ w temperaturze 573 K z prędkością odkształcania $9,3 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$, a) pierwsze stadium niszczenia aglomeratów cząstek wzmocniających, b) propagacja pęknięć połączona z fragmentacją cząstek Al₂O₃

Wzrost stopnia odkształcenia (w analogicznych warunkach temperaturowo-prędkościowych) do wartości $\epsilon = 0,18$ powodował pęknięcia zarówno po granicach międzyfazowych (cząstka wzmocniająca-osnowa), jak również propagację pęknięć wewnątrz cząstek, połączoną z fragmentacją cząstek w obszarach przylegających do osnowy (b).

Wnioski

Na podstawie przeprowadzonych badań sformułowano następujące wnioski:

- W przypadku stopu osnowy wzmocnianego cząstkami o różnym udziale objętościowym, zwiększanie zawartości cząstek wzmocniających wpływa hamująco na odkształcalność kompozytu i zwiększa wartości naprężeń płynięcia plastycznego.
- Podwyższenie temperatury, podobnie jak obniżenie prędkości odkształcania w niewielkim stopniu wpływa na zmianę wartości naprężeń płynięcia plastycznego kompozytu.
- Intensywność umocnienia kompozytu wraz ze wzrostem udziału objętościowego cząstek wzmocniających przesuwają się w kierunku wyższych wartości naprężeń.
- Proces niszczenia kompozytu rozpoczyna się od fragmentacji aglomeratów cząstek wzmocniających, w miarę zwiększania stopnia odkształcania obserwuje się propagację pęknięć zarówno na płaszczyznach międzyfazowych (cząstka-osnowa), jak i wewnątrz poszczególnych cząstek.

Bibliografia

- [1] Dobrzański L.A., *Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach*, WN-T, Warszawa 1998
- [2] Dobrzański L.A., Sitek W., Trzaska J., Gołabek K., Hajduczek E., *Zasady doboru materiałów inżynierskich z kartami charakterystyk*, Wydaw. Politechniki Śląskiej, Gliwice 2000
- [3] Kapuściński J., Puciłowski K., Wojciechowski S., *Projektowanie i technologia materiałów kompozytowych*, Wydaw. Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1983
- [4] Surowiak I., *Wpływ temperatury i czasu na własności połączenia aluminium/ Al_2O_3* , *Materiały XXVIII Szkoły Inżynierii Materiałowej AGH*, Kraków–Szczawnica 3–6 X 2000, s. 347
- [5] Katarzyński S., Kocańda S., Zakrzewski M., *Badania własności mechanicznych metali*, WN-T, Warszawa 1969
- [6] Kurtyka P., Płonka B., Wierziński S., *Odształcalność kompozytów na osnowie stopów aluminium wzmacnianych cząstkami SiC. Cz. I. Kompozyty-klasyfikacja, metody wytwarzania, własności mechaniczne, zastosowanie*, *Rudy i Metale* 2000, R. 45, nr 1, s. 23
- [7] Kurtyka P., Wierziński S., *Odształcalność kompozytów na osnowie stopów aluminium wzmacnianych cząstkami SiC. Cz. II. Charakterystyki mechaniczne wysokotemperaturowego odkształcania kompozytu AA6061/SiC_{wp}*, *Rudy i Metale* 2000, R. 45, nr 3, s. 178
- [8] Płonka B., Wierziński S., *Odształcalność kompozytów na osnowie stopów aluminium wzmacnianych cząstkami SiC. Cz. III. Wpływ warunków odkształcania na zdolność do odkształceń plastycznych w kompozytach AA2024/SiC_{wp}*, *Rudy i Metale* 2000, R. 45, nr 4, s. 225
- [9] Kurtyka P., Wierziński S., *Wpływ warunków odkształcania na własności mechaniczne kompozytu AA6061/SiC*, *Materiały XXVIII Szkoły Inżynierii Materiałowej AGH*, Kraków–Szczawnica 3–6 X 2000, s. 317
- [10] Fraś E., Janas A., Wierziński S., Kolbus A., *Odlewane aluminiowe kompozyty „in situ” umacniane węglnikami tytanu (Cz. I), Cast Aluminium Matrix Composites „in situ” Reinforced with Titanium Carbides (Part II)*, [w:] *Krzepnięcie metali i stopów (Solidification of Metals and Alloys)*, *Mat. Konf. Nauk. „Odlewnictwo '2000”, Proc. Conf. FOUNDRY 2000*, ed. Foundry Commission PAS, Katowice–Opole, vol. 2, no. 43, 2000, p. 167
- [11] Ludwik P., *Elemente der technologischen Mechanik*, wyd. I, Springer, Berlin 1909
- [12] Ludwigson D.C., *Modified Stress-Strain Relation for FCC Metals and Alloys*, *Metall. Trans.*, vol. 2, 1971, p. 2825
- [13] Ashby M.F., *Materiały inżynierskie*, t. 1, WN-T, Warszawa 1995

Mechanical properties of composites based on Al-Mg-Si alloys reinforced with Al_2O_3 particles

Summary

This paper presents the analysis of mechanical characteristics of deformation (σ - ϵ) of composites based on AA6xxx aluminium alloys reinforced with Al_2O_3 particles of 10 and 20 μm in diameter in amounts 10 and 20 vol.%.

The influence of deformation temperature and strain rate on the flow stress values, at room and elevated temperatures, as well as selected mechanical properties and structure evolution have been established.

Key words: metal matrix composite, room and high temperature deformation, flow stress