

Edward Fraś¹, Andrzej Janas²

Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Odlewnictwa, ul. Reymonta 23, 30-059 Kraków

Paweł Kurtyka³, Stanisław Wierziński⁴

Akademia Pedagogiczna, Instytut Techniki, ul. Podchorążych 2, 30-084 Kraków

ODLEWANY KOMPOZYT Ni₃Al/TiC - STRUKTURA I WŁAŚCIWOŚCI WYTRZYMAŁOŚCIOWE

Przedstawiono wyniki badań związane z opracowaniem metody syntezy kompozytu *in situ* Ni₃Al/TiC oraz oceną właściwości wytrzymałościowych na podstawie wyników prób ściskania i rozciągania prowadzonych w temperaturach otoczenia i podwyższonej. Zoptymalizowano oszczędnościowy proces wytapiania (OPW) stopów na osnowie fazy Ni₃Al z wykorzystaniem egzotermicznej reakcji pomiędzy aluminium i niklem. Wykazano, że metoda OPW umożliwia syntezę kompozytu na osnowie związku międzymetalicznego Ni₃Al.

Badaniami objęto stopy na osnowie fazy Ni₃Al z dodatkiem 0,05% wag. boru. Metodą SHSB wytworzono w uplastycznionej borem osnowie węgliki tytanu, których udział objętościowy wyniósł 5%. Wykonano badania mikrostrukturalne i rentgenowskie kompozytu Ni₃Al/TiC. Porównano właściwości wytrzymałościowe uplastycznionej osnowy Ni₃Al oraz kompozytu Ni₃Al/TiC. Przeprowadzone badania wykazały, że międzymetaliczną fazę Ni₃Al z dodatkiem boru można przekształcić w kompozyt *in situ*, charakteryzujący się dobrymi właściwościami wytrzymałościowymi zarówno w temperaturze otoczenia, jak i podwyższonej, przy zachowaniu zadowalającej plastyczności. Wytworzony opisaną metodą kompozyt stanowić może interesujący materiał konstrukcyjny przeznaczony do pracy w podwyższonych temperaturach.

Słowa kluczowe: kompozyt *in situ*, węgiel tytanu, faza międzymetaliczna, reakcja egzotermiczna, proces SHSB

CAST Ni₃Al/TiC COMPOSITE - STRUCTURE AND STRENGTH PROPERTIES

The study presents the results of investigation concerning the development of a method of *in situ* synthesis of Ni₃Al/TiC composite and the strength properties examined in compression and tensile tests at ambient and high temperatures. An OWP-Exomelt cost-saving melting process, using an exothermal reaction between aluminium and nickel, was optimised for Ni₃Al-based alloys. It has been proved that OWP enables the synthesis of composite materials based on an intermetallic Ni₃Al compound.

The research covered Ni₃Al phase-based alloys, containing boron in an amount of 0.05% by weight. Using a SHSB technique, titanium carbides in the amount of 5 wt.% were produced in the boron-treated base material. Microstructural and X-Ray examinations were carried out on the fabricated Ni₃Al/TiC composite. The strength properties of the Ni₃Al base material were compared with the strength properties of composite. The investigation has proved that the intermetallic, boron-containing phase of Ni₃Al can be transformed into *in situ* composite characterised by good strength properties at ambient and high temperatures, preserving additionally satisfactory plastic properties. The composite can be a valuable material for constructions for high temperature applications.

Key words: *in situ* composite, titanium carbide, intermetallic phase, exothermic reaction, SHSB process

WSTĘP

Rozwój przemysłu lotniczego, energetycznego oraz środków transportu wymaga stosowania nowej generacji materiałów konstrukcyjnych, charakteryzujących się wysokimi parametrami użytkowymi w warunkach eksploatacji w podwyższonych temperaturach. Ten warunek spełniają fazy międzymetaliczne oraz wieloskładnikowe stopy na osnowie faz z układów Fe-Al, Ni-Al oraz Ti-Al. W ostatnich latach obserwuje się wzrost zainteresowania fazami międzymetalicznymi z układu Ni-Al (NiAl, Ni₃Al), wykazującymi podwyższoną żaroodporność i żarowytrzymałość, a szczególnie znajdującymi zastosowanie w procesie wytwarzania elementów me-

chanicznych pieców do obróbki cieplnej metali, głowic pras, zaworów wydechowych itp.

Faza Ni₃Al charakteryzuje się wysoką temperaturą topnienia 1668 K, relatywnie niską gęstością 7293 kg/m³ oraz dobrą odpornością na korozję. Dodatkową i istotną przesłankę wytypowania tego materiału do badań stanowi niewielka różnica temperatury topliwości i temperatury krytycznej, która jest miarą transformacji porządk-nieporządek fazy Ni₃Al, co znamionuje dobre właściwości mechaniczne w szerokim zakresie temperatur. Niekorzystnym wskaźnikiem konstrukcyjnym jest jej mała plastyczność. Celem podjętych badań było opracowanie

¹ prof. zw. dr hab. inż., ² dr, ³ mgr inż., ⁴ prof. dr hab. inż.

ekonomicznej metody wytopienia faz międzymetalicznych, a także podwyższania jej właściwości plastycznych, a następnie przekształcenie tak uzyskanego materiału w kompozyt *in situ* metodą SHSB [1-3].

Z literatury wynika, że znaczną poprawę plastyczności fazy międzymetalicznej Ni₃Al uzyskuje się poprzez stosowanie mikrododatków boru [4]. Przeprowadzone badania koncentrowały się na takich zagadnieniach, jak:

- wytwarzanie fazy międzymetalicznej typu Ni₃Al w warunkach optymalizacji próżniowego procesu topienia i odlewania,
- uplastycznienie wytworzonej fazy mikrododatkiem boru w ilości 0,05% wag.,
- badanie właściwości wytrzymałościowych faz w stanie wyjściowym i po uplastycznieniu na podstawie wyników prób jednoosiowego ściskania oraz rozciągania, w temperaturze pokojowej oraz 873 i 1273 K.

WYTWARZANIE KOMPOZYTU Ni₃Al/TiC

Specyfika wytopienia fazy Ni₃Al jest związana z dużą różnicą temperatur topnienia aluminium i niklu, jak również z występowaniem reakcji egzotermicznych, towarzyszących syntezie faz międzymetalicznych, co wpływa na sposób prowadzenia procesu metalurgicznego.

Ze względu na gwałtowny wzrost temperatury do ok. 1670 K, bezpośrednio po zajściu reakcji egzotermicznej pomiędzy aluminium i niklem, w atmosferze powietrza następuje utlenianie aluminium i utworzenie żużla, utrudniającego dokładną kontrolę składu stopu. W związku z tym zdecydowano się na wytworzenie stopu Ni-Al (Ni₃Al) metodą próżniową, stosując oszczędnościowy proces wytopu OPW. Przy syntezie tej fazy wykorzystano piec indukcyjny średniej częstotliwości typu Balzers. Proces prowadzony był w atmosferze ochronnej argonu, przy podciśnieniu gazu 0,5 MPa [2].

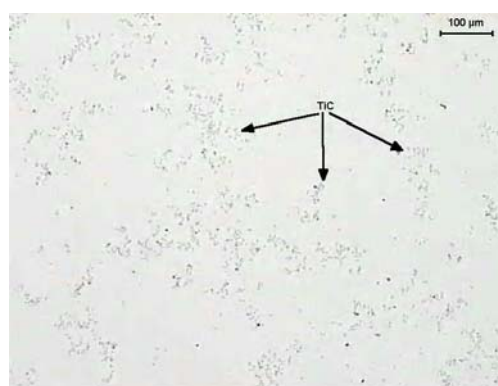


Rys. 1. Mikrostruktura osnowy kompozytu (faza Ni₃Al)
Fig. 1. Microstructure of the composite matrix (Ni₃Al phase)

Następnie, na powierzchnię roztopionej fazy Ni₃Al w próżni, z dozownika, wrzucano brykiety proszkowe, zawierające Ti₃C i Al. Po zetknięciu się powierzchni

brykietu z ciekłym metalem w brykiecie zachodzi egzotermiczna reakcja syntezy węgla tytanu, opisana w pracy [1]. Po jej zakończeniu metal wytrzymał w tyglu pieca próżniowego pod ochronną atmosferą argonu w temperaturze 1773 K przez 5 minut. Następnie, tak otrzymany materiał odlewano do formy, gdzie krystalizował jako kompozyt. Strukturę materiału osnowy i kompozytu przedstawiono na rysunku 1, prezentującym czystą osnowę kompozytu przed syntezą TiC, oraz na rysunku 2, pokazującym wydzielenia węgla tytanu, rozmieszczonego w przestrzeni międzidendrytycznej.

Mikrostrukturę osnowy Ni₃Al oraz kompozytu Ni₃Al+5%TiC przedstawiają rysunku 1 i 2. Widoczna jest struktura dendrytyczna osnowy oraz wydzielenia węglików tytanu, rozmieszczone w przestrzeniach międzidendrytycznych.



Rys. 2. Mikrostruktura kompozytu (Ni₃Al+5%TiC); widoczne wydzielenia węglików tytanu

Fig. 2. Microstructure of the composite (Ni₃Al+5%TiC); note precipitates of titanium carbides

Skład osnowy kompozytu i brykietu, służącego do syntezy węgla tytanu metodą SHSB, przedstawiono w tabeli 1. Brykiety zostały sprasowane pod ciśnieniem 500 MPa.

Faza wzmacniająca w postaci węgla tytanu po 5 minutach syntezy osiągnęła rozmiary ok. 10 mikrometrów [3].

TABELA 1. Kompozyty na osnowie Ni₃Al+0,05%B
TABLE 1. Composites based on Ni₃Al+0.05%B matrix

Osnowa Ni ₃ Al+0,05%B			
Skład osnowy	Ti	Al całkowite	Zaprawa AlB3
Zawartość, g	575,00	76,80	11,00
Kompozyt Ni ₃ Al+0,05%B+5%TiC			
Skład osnowy	Ti	Al całkowite	Zaprawa AlB3
Zawartość w osnowie, g	575,00	76,80	11,00
Skład brykietu, g	Ti	C	Al
	17,59	4,41	11,00
Masa brykietu, g	33,00, w tym 22,00 g TiC		

Badania rentgenostrukturalne dostarczyły informacji o typie sieci krystalicznej i wymiarach parametru sieci, zarówno osnowy, jak i fazy wzmacniającej kompozytu. Wykonane badania z wykorzystaniem metalografii ilościowej i mikroanalizy rentgenowskiej pozwoliły określić udział objętościowy fazy wzmacniającej i osnowy oraz ich skład chemiczny. Wartości tych parametrów zebrano w tabeli 2. Wyniki z tabeli potwierdzają zgodność założonego udziału objętościowego fazy TiC i Ni_3Al o składzie zgodnym ze stechiometrią, natomiast typy struktury są zgodne z danymi tablicowymi.

TABELA 2. Wyniki analizy rentgenowskiej osnowy Ni_3Al +
+0,05%B oraz fazy wzmacniającej TiC

TABLE 2. X-Ray analysis results of (Ni_3Al +0,05%B) matrix
and TiC reinforced phase

	Typ struktury	Parametr sieci	Udział objętościowy	Skład chemiczny
Ni_3Al + +0,05%B	$L1_2$, układ reg. Pm3m	0,3569±0,3579 nm (teoret. 0,3572 nm)	95%	Ni - 86,5±0,2% Al - 13,5±0,3% B - 0,05% (obliczony)
TiC	A_1 układ Fm3m	0,4319±0,4331 ±0,0002 nm (teoret. 0,4327 nm)	4,8±0,4 cm ³ (teoret. 5,0%)	Ti - 79,8±0,2% C - 20,0±0,3% wag.

WPLYW MIKRODODATKÓW BORU NA PLASTYCZNOŚĆ FAZY Ni_3Al

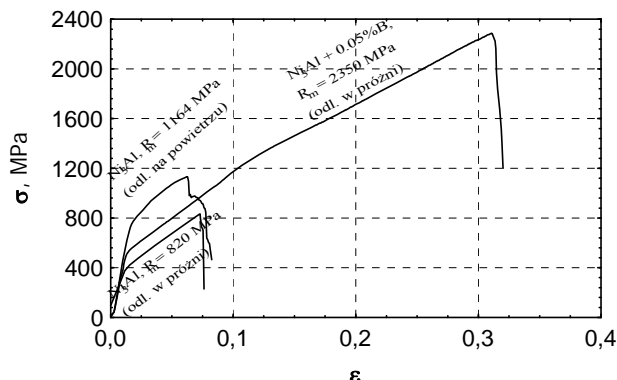
Bor, segregując do granic międzyfazowych, zwiększa siłę kohezji pomiędzy ziarnami. Dodatek boru obniża kruchość fazy międzymetalicznej, a także wpływa na wzrost umocnienia roztworu stałego przez blokowanie ruchu dyslokacji [5-7].

W pracy [3] wykonano badania wpływu zawartości boru na wartości naprężenia płynięcia plastycznego przy różnych poziomach odkształcenia, jak również na zmianę wartości umownej granicy plastyczności i wydłużenia równomiernego. Maksimum wartości skrócenia próbek, przy jednoczesnym minimum R_{02} , zaobserwowano przy zawartości boru w fazie Ni_3Al wynoszącej 0,05% wag.

Zatem, w celu uplastycznienia fazy Ni_3Al jako dodatkowego składnika użyto boru w postaci zaprawy AlB₃, bezpośrednio po zajściu reakcji egzotermicznej pomiędzy aluminium i niklem w ilości 0,05% wagowego wsadu.

Rysunek 3 przedstawia zależność naprężenia od odkształcenia dla trzech próbek. Pierwszą wykonano z fazy Ni_3Al bez dodatku boru i odlewano w powietrzu, drugą też wykonano z fazy Ni_3Al bez dodatku boru, lecz odlewano w próżni, trzecią wykonano z fazy Ni_3Al uplastycznionej dodatkiem boru i odlewano w próżni. Przyjmując jako krzywą odniesienia zależność $\sigma = f(\epsilon)$, uzyskaną dla próbek odlewanych w próżni ($R_m = 820$ MPa), można zauważyć, że odlewanie w powietrzu prowadzi do utlenienia materiału, a w konsekwencji

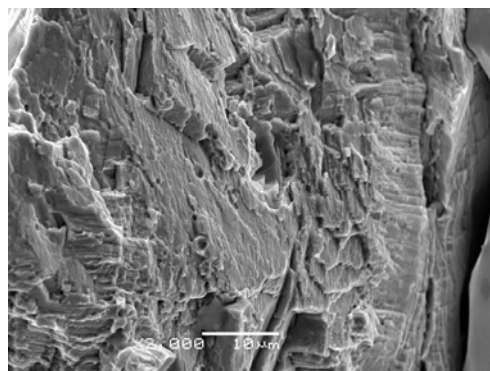
do zmniejszenia wydłużenia równomiernego $A_5 = 5\%$. Najkorzystniejsze własności wytrzymałościowe wykazywały próbki wykonane z fazy Ni_3Al z dodatkiem



0,05% wag. boru. W tym przypadku obserwuje się nie tylko wydatny wzrost wytrzymałości na rozciąganie $R_m = 2350$ MPa, ale również znaczny wzrost wydłużenia równomiernego $A_5 = 32\%$.

Rys. 3. Krzywe naprężenie-odkształcenie dla próbek fazy Ni_3Al odlewanych w próżni, na powietrzu oraz z dodatkiem 0,05% wag. boru
Fig. 3. Tensile stress-strain curves for Ni_3Al phase specimens after vacuum pouring, in air and with 0.05 wt.% of boron addition

Rodzaje przełomu próbek pokazano na rysunkach 4 i 5. Typowy przełom kruchy próbki fazy Ni_3Al przed uplastycznieniem przedstawiono na rysunku 4, natomiast na rysunku 5 zaprezentowano przełom fazy z mikro-dodatkiem boru charakterystyczny dla próbek plastycznych, ujawniony po teście rozciągania.



Rys. 4. Przełom kruchy, próbka fazy Ni_3Al , przed uplastycznieniem; pow. 2000x

Fig. 4. Brittle fracture, sample of Ni_3Al phase before plastic treatment; mag. 2000x

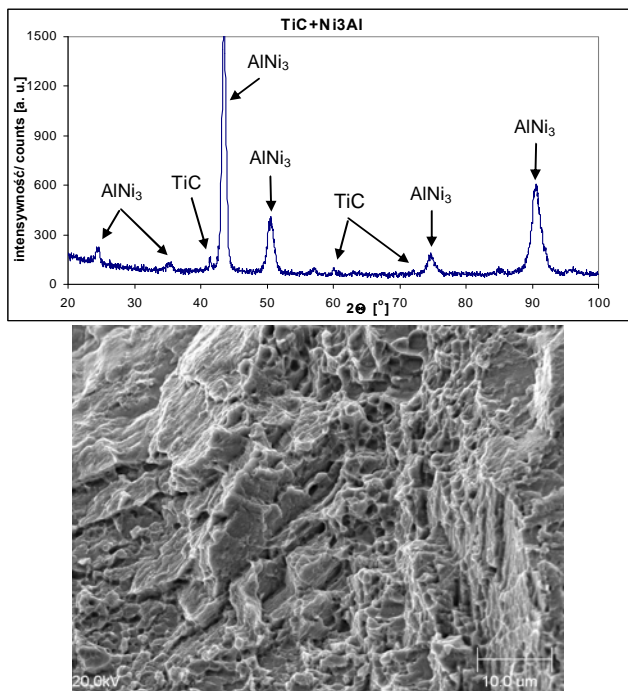
walca o wymiarach: średnica $\phi = 6$ mm, wysokość $h = 9$ mm. Wykorzystano je do badań wytrzymałościowych, polegających na próbie ściskania przy początkowej prędkości odkształcania $3,7 \cdot 10^{-3} s^{-1}$. Do opisu zależności naprężenie-odkształcenie wykorzystano wzór potęgowej Ludwika [8], zmodyfikowany przez Hollomona [9]

$$\sigma = K \varepsilon^n \tag{1}$$

gdzie K - współczynnik wytrzymałości, wykładnik umocnienia w równaniu Hollomona.

Na rysunkach 7 i 8 pokazano przykładowo krzywe umocnienia w układzie $\sigma - \varepsilon$, dla stopu osnowy (Ni₃Al+0,05%B) oraz kompozytu (Ni₃Al+5%TiC) w temperaturach 293 i 1273 K, natomiast na rysunkach 9 i 10 krzywe naprężenie-odkształcenie w układzie podwójnie logarytmicznym dla osnowy i kompozytu w temperaturach 293 i 1273 K.

Analiza zależności naprężenie-odkształcenie (rys. rys. 9 i 10) ujawniła, że proces odkształcania tak osnowy kompozytu (Ni₃Al+0,05%B), jak i kompozytu (Ni₃Al+5%TiC) charakteryzują różne wartości wykładnika umocnienia n w pierwszym i drugim zakresie odkształcania. W obu przypadkach osnowa i kompozyt w pierwszym zakresie odkształcania wartości wykładnika umocnienia n są znacznie wyższe w porównaniu do drugiego zakresu. W osnowie średni stosunek wartości wykładników umocnienia n_2/n_1 wynosi 0,7, natomiast analogiczna zależność dla kompozytu kształtuje się na poziomie 0,37. Wspomniana różnica wynika w głównej mierze ze znacznie niższej wartości wykładnika umocnienia w drugim zakresie, niezależnie od tem-



Rys. 5. Przełom plastyczny, próbka fazy Ni₃Al, po uplastycznieniu dodatkiem boru, w ilości 0,05%; pow. 2000x

Fig. 5. Plastic fracture, Ni₃Al phase after plastic treatment with boron addition in the amount of 0.05%; mag. 2000x

BADANIA STRUKTURALNE KOMPOZYTU Ni₃Al+5%TiC

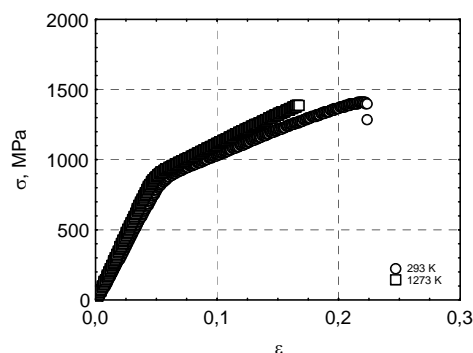
W celu oceny składu fazowego kompozytu Ni₃Al+5%TiC wykonano dyfraktogramy uzyskanych próbek otrzymanych przed i po syntezie kompozytu. Wyniki przedstawiono na rysunku 6. Zaobserwowano na nim pojawienie się refleksów od fazy TiC na tle refleksów fazy Ni₃Al.

Rys. 6. Dyfraktogram kompozytu Ni₃Al+5%TiC, otrzymanego metodą SHSB. Widoczne refleksy od fazy TiC i Ni₃Al

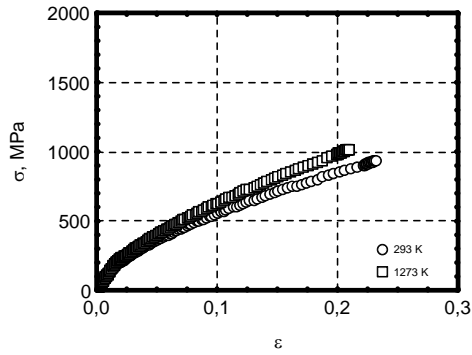
Fig. 6. Diffraction of composite Ni₃Al+5%TiC produced by SHSB method. Visible the reflexion from the TiC and Ni₃Al phase

WŁAŚCIWOŚCI WYTRZYMAŁOŚCIOWE FAZY Ni₃Al ORAZ KOMPOZYTU Ni₃Al+5%TiC

Z odlewów fazy Ni₃Al uplastycznionej borem oraz kompozytu Ni₃Al+5%TiC wykonano próbki w kształcie



peratury odkształcania. Drugi zakres odkształcania stanowi zasadniczą część procesu kształtowania zmian struktury, zarówno stopu osnowy, jak i kompozytu. Wyniki dotychczasowych badań wskazują, że obecność fazy wzmacniającej (5% obj. TiC) podnosi o około 10% wartość wykładnika umocnienia w pierwszym zakresie odkształcania w stosunku do wykładnika umocnienia stopu osnowy. Można na podstawie wyników dotychczasowych badań przyjąć, że dalszy wzrost udziału objętościowego fazy wzmacniającej poprawi wspomniane relacje.



Rys. 7. Zależność naprężenie-odkształcenie dla próbek osnowy ($\text{Ni}_3\text{Al}+0,05\%\text{B}$) ściskanych w temperaturze 293 i 1273 K z prędkością $3,7 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$

Fig. 7. The stress-strain curve of the matrix ($\text{Ni}_3\text{Al}+0,05\%\text{B}$) compressed at 293 and 1273 K at rate $3,7 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$

Rys. 8. Zależność naprężenie-odkształcenie dla próbek kompozytu ($\text{Ni}_3\text{Al}+5\%\text{TiC}$) ściskanych w temperaturze 293 i 1273 K z prędkością $3,7 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$

Fig. 8. The stress-strain curve of the ($\text{Ni}_3\text{Al}+5\%\text{TiC}$) composite compressed at 293 and 1273 K at rate $3,7 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$

Interesujące wnioski nasuwają się w trakcie analizy wartości naprężeń na różnych poziomach odkształcania. Przykładowo dla wartości odkształcania w temperaturze pokojowej na poziomie $\varepsilon = 0,1$ obserwuje się wzrost naprężenia σ kompozytu w stosunku do naprężenia w stopie osnowy, wynoszący około 220%, a dla temperatury odkształcania 1273 K - 195%. Oznacza to, że odpowiednie naprężenia są blisko dwukrotnie wyższe dla kompozytu w stosunku do stopu osnowy. Zbliżone zależności obserwuje się także dla innych poziomów odkształcania, tak więc omawiany przykład wskazuje, że dodatek 5% obj. fazy wzmacniającej podwyższa niemal dwukrotnie naprężenie odkształcania. Równie interesujące jest stwierdzenie, że wraz ze wzrostem temperatury zwiększa się o około 20% wartość naprężenia odkształcania, co stanowi ważny element rekomendacji tych kompozytów do pracy w podwyższonych temperaturach.

Rys. 9. Zależność naprężenie-odkształcenie (układ podwójnie logarytmiczny) dla próbek osnowy ($\text{Ni}_3\text{Al}+0,05\%\text{B}$) i kompozytu ($\text{Ni}_3\text{Al}+5\%\text{TiC}$) ściskanych w temperaturze 293 K z prędkością $3,7 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$

Fig. 9. The stress-strain curve of the (log log plot) of the matrix ($\text{Ni}_3\text{Al}+0,05\%\text{B}$) and the ($\text{Ni}_3\text{Al}+5\%\text{TiC}$) composite compressed at 293 K at rate $3,7 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$

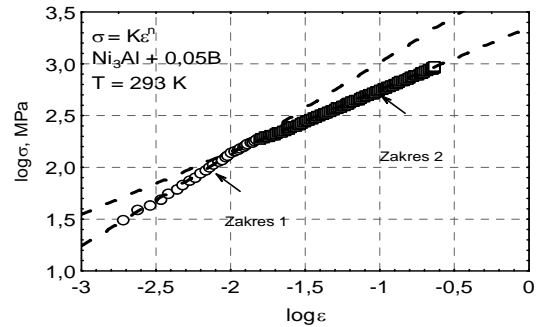
Rys. 10. Zależność naprężenie-odkształcenie (układ podwójnie logarytmiczny) dla próbek osnowy ($\text{Ni}_3\text{Al}+0,05\%\text{B}$) i kompozytu ($\text{Ni}_3\text{Al}+5\%\text{TiC}$) ściskanych w temperaturze 1273 K z prędkością $3,7 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$

Fig. 10. The stress-strain curve of the (log log plot) of the matrix ($\text{Ni}_3\text{Al}+0,05\%\text{B}$) and the ($\text{Ni}_3\text{Al}+5\%\text{TiC}$) composite compressed at 1273 K at rate $3,7 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$

TABELA 3. Współczynniki równania Hollomona K i n oraz granic pomiędzy zakresami $\varepsilon_1/\varepsilon_2$

TABLE 3. K and n coefficient for Hollomon equation

Materiał/temp. K	Wartości współczynników równania Hollomona K_1 (MPa), K_2 (MPa), n_1 , n_2 oraz granic pomiędzy zakresami $\varepsilon_1/\varepsilon_2$				
	K_1	n_1	K_2	n_2	$\varepsilon_{1/2}$
Osnowa/293	7947	0,89	2244	0,60	0,01
Osnowa/1273	6861	0,85	2736	0,63	0,02
Kompozyt/293	17 681	1,03	2480	0,37	0,05



Kompozyt/1273	18 348	0,99	2682	0,38	0,04
---------------	--------	------	------	------	------

Tabela 4 przedstawia zebrane wartości naprężenia płynięcia, przy różnych poziomach odkształcania pokazane na rysunkach 7-10, zarówno dla osnowy kompozytu (faza $\text{Ni}_3\text{Al}+0,05\%\text{B}$), jak i kompozytu $\text{Ni}_3\text{Al}+5\%\text{TiC}$, przy 5% udziale objętościowym fazy wzmacniającej. Powyższe dane doświadczalne uzyskano w próbie ściskania w temperaturach 293 i 1273 K.

TABELA 4. Wartości naprężenia płynięcia dla różnych wartości odkształcania

TABLE 4. The stress coefficient for different strain value

Rodzaj materiału	Temperatura K	Wartość naprężenia płynięcia σ MPa	Odształcenie ε
Osnowa	293	307	0,05
	1273	366	
Kompozyt	293	791	0,1
	1273	884	
Osnowa	293	469	0,15
	1273	572	
Kompozyt	293	1039	0,15
	1273	1116	
Osnowa	293	646	0,15
	1273	784	
Kompozyt	293	1216	0,15
	1273	1327	

Możemy zdefiniować wskaźnik $k = \frac{\sigma_{1273} - \sigma_{293}}{\sigma_{293}} 100\%$,

gdzie σ_T oznacza wartość naprężenia płynięcia (MPa) przy dwu różnych temperaturach 293 i 1273 K, dla osnowy i kompozytu odpowiednio k_o i k_k .

Dla osnowy (faza Ni₃Al+0,05%B) $k_o = 20\%$.

Dla kompozytu Ni₃Al+5%TiC $k_k = 10\%$.

Analiza tych danych prowadzi do wniosku, że poprawa właściwości wytrzymałościowych następuje wraz ze wzrostem temperatury. Poprawa tych właściwości dla osnowy kompozytu (faza Ni₃Al+0,05%B) wynosi około 20%. Podobna poprawa zachodzi dla omawianego kompozytu Ni₃Al+5%TiC o około 10%. Poprawa ta nie zależy od stopnia odkształcenia. Zatem właściwości mechaniczne wzrastają wraz ze wzrostem temperatury.

Interesująca jest różnica właściwości wytrzymałościowych kompozytu i materiału osnowy nieumocnionej. Względna poprawa właściwości mechanicznych kompozytu Ni₃Al/TiC względem nieumocnionej osnowy (faza Ni₃Al+0,05%B) w temperaturze 293 K rośnie o ok. 45%, natomiast przy temperaturze 1273 K wzrasta o ok. 50%. Obliczenia wykonano dla odkształcenia na poziomie 0,1 przy próbie ściskania. Podobny rząd wielkości poprawy właściwości wytrzymałościowych obserwować można dla poziomów odkształcenia 0,05 i 0,15.

Obliczenia te potwierdzają przebiegi krzywych naprężenia w funkcji odkształcenia obserwowane na rysunkach

WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań można sformułować następujące wnioski:

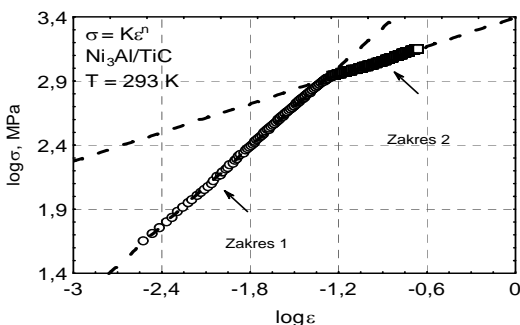
- Metodę OPW można wykorzystać przy wytwarzaniu fazy międzymetalicznej Ni₃Al.
- Metodę SHSB można stosować do syntezy kompozytu Ni₃Al+5%TiC.
- Optymalne uplastycznienie fazy Ni₃Al następuje po dodaniu boru w zaprawie AIB w ilości 0,05% B.
- Poprawa właściwości wytrzymałościowych wraz ze wzrostem temperatury następuje zarówno dla osnowy kompozytu (faza Ni₃Al+0,05%B) o 20%, jak i kompozytu Ni₃Al+5%TiC o 10%, badanych przy próbie ściskania (wskaźniki k_o i k_k).
- Względna poprawa właściwości mechanicznych kompozytu Ni₃Al+5%TiC względem nieumocnionej osnowy w temperaturach 293 i 1273 K wzrasta o ponad 45%.

Publikacja wykonana w ramach realizacji projektu badawczego nr 7 T08B 046 19.

LITERATURA

- [1] Janas A., Podstawy wytwarzania kompozytu Al/TiC I ocena jego wybranych właściwości mechanicznych, Praca doktorska, Wyd. Odlewnictwa AGH, Kraków 1998.
- [2] Fraś E., Wierziński S., Janas A., Komitet Metalurgii PAN, Kraków 2002, 2, 337-342, Krynica 2002.
- [3] Fraś E., Janas A., Kolbus A., Wierziński S., Kompozyty (Composites) 2002, 2, 4, 171-185.
- [4] Aoki K., Izumi O., Journal of Japan of Metals 1979, 43, 1190.
- [5] Liu C.T., White C.L., Acta Metallurgica 1987, 35, 643.
- [6] Taub A.I., Huang S.C., Chang K.M., Metallurgical Transaction A 1984, 15A, 399.
- [7] Huang S.C., Taub A.I., Chang K.M., Acta Metallurgica 1984, 32, 1703.
- [8] Ludwik P., Elemente der technologische Mechanik, J. Springer 1909, 32.
- [9] Hollomon J.H., Trans. AIME 1945, 162, 268.

Recenzent
Zygmunt Nitkiewicz



7 i 8 oraz wnioski płynące z interpretacji (rys. rys. 9 i 10).