

Paweł Hyjek

Faza międzymetaliczna Ni_3Al – właściwości i zastosowanie

Związki międzymetaliczne, jako odłamki meteorytów zawierających stopy niklu i żelaza, od zarania dziejów ludzkości stanowiły cenny materiał konstrukcyjny używany do wyrobu narzędzi i broni. Wysokie właściwości mechaniczne zawdzięczały istnieniu uporządkowanych faz Fe_3Ni , $FeNi$ oraz $FeNi_3$, które powstawały dzięki specyficznym warunkom istniejącym w przestrzeni kosmicznej (szybkość chłodzenia – K/milion lat). Znacznie później związki międzymetaliczne znalazły liczne zastosowania jako powłoki ochronne Cu_3As , lustra $Cu_{31}Sn_8$, amalgamaty stomatologiczne $Ag_2Hg_3 + Sn_6Hg$, a także jako stop do wyrobu czcionek drukarskich $SbSn$. Fazy międzymetaliczne wykorzystywano w materiałach magnetycznych, nadprzewodnikach metalicznych, materiałach półprzewodnikowych, stopach z pamięcią kształtu, stopach łożyskowych oraz w materiałach na oporowe elementy grzewcze [1, 2].

Przedmiotem szczególnego zainteresowania były fazy międzymetaliczne z układów równowagi $Ti-Al$, $Ni-Al$, $Fe-Al$, jak również fazy międzymetaliczne odznaczające się bardzo wysoką temperaturą topliwości. Główną barierą ograniczającą przemysłowe wykorzystanie faz międzymetalicznych była kruchość w temperaturze otoczenia, jak również ograniczona plastyczność w szerokim zakresie temperatur i prędkości odkształcania. Podejmowane próby wykorzystania faz międzymetalicznych w stanie odlanym nie przyniosły oczekiwanych efektów – okazało się bowiem, że struktura odlewnicza podwyższała ich kruchość w temperaturze otoczenia [1–3].

Faza międzymetaliczna

Fazy międzymetaliczne stanowią połączenie metali lub metali z niemetalami wykazującymi właściwości metaliczne ze względu na częściowy lub całkowity udział wiązania metalicznego między atomami wchodzącymi w skład fazy. Charakterystyczne cechy faz międzymetalicznych opisują cztery zasady:

- struktura sieciowa faz międzymetalicznych różna od struktury każdego ze składników,
- atomy każdego ze składników wykazują uporządkowane rozmieszczenie w sieci krystalicznej,

– w oddziaływaniach między atomami występuje przewaga wiązania metalicznego,

– wzajemne stosunki ilościowe atomów składników rzadko odpowiadają wartościowościom chemicznym pierwiastków, jakie wykazują one w związkach chemicznych, aczkolwiek fazom można przypisać wzory związków chemicznych.

Niektóre fazy międzymetaliczne mają stały (stechiometryczny) stosunek składników, jednak bardzo często istnieją one w znacznie szerszym zakresie stężeń składników, tworząc roztwory stałe wtórne.

Odkrycie możliwości uplastyczniania polikrystalicznej fazy międzymetalicznej Ni₃Al mikrododatkiem boru [3], który, segregując do granic, podwyższa siłę kohezji między ziarnami, ogranicza kruchość międzykrystaliczną, jak również wpływa na wzrost umocnienia roztworu stałego przez blokowanie dyslokacji [4, 5], stymulowało podjęcie badań nad wpływem różnych dodatków stopowych na polepszenie właściwości użytkowych stopów na osnowie faz międzymetalicznych. Jedną z ważniejszych cech faz międzymetalicznych jest możliwość uzyskiwania pożądanych właściwości użytkowych przez odpowiedni dobór dodatków stopowych oraz warunków krystalizacji – właściwości na poziomie nieosiągalnym dla innych klasycznych materiałów.

Wzrost zainteresowania możliwością przemysłowego wykorzystania faz międzymetalicznych oraz stopów na ich osnowie skłania do podjęcia badań nad nowymi technologiami ich wytwarzania w aspekcie optymalizacji właściwości użytkowych w różnych warunkach eksploatacyjnych. Większość prac z tego zakresu koncentruje się na modyfikacji struktury związanej z formą, morfologią ziaren i wydzielen, modyfikacji pozwalającej na wytworzenie dendrytycznej struktury mikrokryształicznej, a także na generowaniu włóknistej struktury kierunkowo krystalizowanego stopu, komórkowej struktury płytkowej w następstwie skojarzonego wydzielania i rozpuszczania nieciąglego, jak również na heterogenicznym wydzielaniu faz na defektach struktury [6–8].

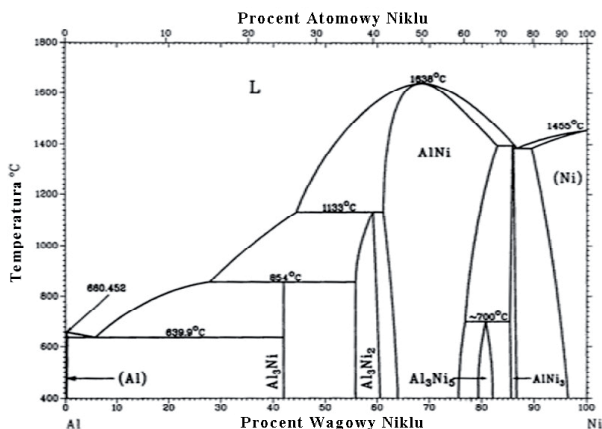
Istotny wpływ na właściwości stopów na osnowie faz międzymetalicznych wywiera sposób krystalizacji. Stopy posiadające strukturę dendrytyczną zachowują się analogicznie jak kompozyty – w tym przypadku elementem wzmacniającym są praktycznie nieodkształcalne dendryty. Podobnie w stopach ze strukturą płytkową odkształcenie dokonuje się głównie w osnowie, natomiast płytki narażone są na fragmentację po przekroczeniu odpowiednio wysokiego naprężenia [9].

Fazy międzymetaliczne z układu równowagi Ni-Al

Wieloskładnikowe stopy na osnowie faz międzymetalicznych z układu równowagi Ni-Al postrzegane są jako interesujące materiały konstrukcyjne o szerokiej gamie zastosowań inżynierskich, w wielu ważnych technologicznie obszarach [10]. Ogromne możliwości zastosowania aluminidów wynikają z ich wielu atrakcyjnych właściwości, takich jak relatywnie niska gęstość, wysoka temperatura topnienia, dobra przewodność elektryczna i cieplna, wysoka odporność na utlenianie oraz degradację środowiska, relatywnie niska gęstość w stosunku do wytrzymałości i sztywności w podwyższonych temperaturach, które przesądzały o przydatności tych stopów do pracy w podwyższonych temperaturach [10, 11].

Fazy z układu Ni-Al, takie jak Ni₃Al i NiAl są szczególnie interesujące jako stopy bazowe dla wieloskładnikowych stopów przeznaczonych do pracy w podwyższonych temperaturach. Ni₃Al działa jako faza wzmacniająca w wielu superstopach.

Na ryc. 1 pokazano układ równowagi Al-Ni z zaznaczeniem występujących faz.



Ryc. 1. Wykres fazowy Ni-Al [12]

W porównaniu do innych aluminidów Ni₃Al i NiAl mają pewne istotne wady polegające na niewystarczającej plastyczności w temperaturze otoczenia oraz na braku odporności na pełzanie w podwyższonych temperaturach. Podejmowano szereg prób zmierzających do ograniczenia kruchości faz Ni₃Al i NiAl w temperaturze otoczenia poprzez modyfikację systemów poślizgu, rozdrobnienie ziarna, wykorzystywanie monokryształów lub stosowanie mikrodotadku boru. W przypadku Ni₃Al dodatek boru okazał się czynnikiem uplastyczniającym stop. Skoncentrowanie potencjału badawczego pozwoliło w stosunkowo krótkim czasie na powiązanie istniejących niedoskonałości sieciowych, obróbki cieplnej oraz jakości powierzchni z podatnością do odkształcenia plastycznego w szerokim zakresie temperatur. Ponadto analizowano wpływ różnych dodatków stopowych na dalszą poprawę plastyczności tej fazy [6–13].

Tab. 1. Punkty charakterystyczne w układzie równowagi Al-Ni [12]

Punkty charakterystyczne w układzie równowagi Al – Ni					
reakcja		skład, % at. Ni		temperatura, °C	typ reakcji
$L \leftrightarrow Al_3Ni+(Al)$	2,7	25	0,01	639,9	eutektyczna
$L + Al_3Ni_2 \leftrightarrow Al_3Ni$	15	36,8	25	854	perytektyczna
$L \leftrightarrow AlNiAl_3Ni_2$	26,9	42	40	1133	perytektyczna
$AlNi+AlNi_3 \leftrightarrow Al_3Ni_5$	60,5	73	66	700	perytektoidalna
$L + AlNi \leftrightarrow AlNi_3$	74,5	69,2	73,75	1395	perytektyczna
$L \leftrightarrow (Ni) + AlNi_3$	75	79,8	74	1385	eutektyczna

Fazy międzymetaliczne mogą być wytwarzane zarówno w procesie konwencjonalnego topienia i odlewania wlewków, jak i na drodze konsolidacji proszków. Badania wykazały, że dodatki stopowe w procesie odlewania, jak również metalurgii

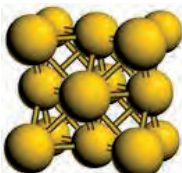
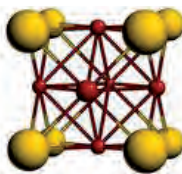
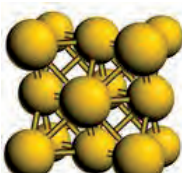
proszkowej i samorozprzestrzeniającej się syntezy wysokotemperaturowej (SHS) mogą być używane z powodzeniem w celu otrzymania niemal pożądanego kształtu wyrobów z tych stopów. Synteza SHS posiada szereg zalet w porównaniu z innymi technikami wytwarzania, z których najważniejszą jest możliwość uzyskiwania struktur kierunkowych przy ogromnej oszczędności zużywanej energii [13].

Struktura krystaliczna oraz wybrane właściwości

Struktura krystaliczna fazy Ni_3Al jest uporządkowana kubiczna, grupa przestrzenna $Pm\bar{3}m$, oznaczenie wg Substrukturbericht $L1_2$. W tab. 2 pokazano komórki elementarne podstawowych faz występujących w układzie Ni – Al, w tym komórkę Ni_3Al , uporządkowaną strukturę sześcienną z usytuowaniem atomów Al w narożach sześcianu i atomów Ni zlokalizowanych na płaszczyznach sześcianu.

Parametr sieciowy Ni_3Al wynosi 0,357 nm. Zaobserwowano, że w porównaniu do dodatków pierwiastków do roztworów substytucyjnych, takich jak Si, Fe, Cr, Ti i V, dodatki do roztworów stałych międzywęzłowych takich pierwiastków, jak bor i węgiel znacznie silniej wpływają na parametr sieciowy w tych stopach oraz na ich umocnienie. Stwierdzono, że parametr sieciowy zależy nie tylko od rodzaju i ilości rozpuszczonych dodatków, ale także od warunków krzepnięcia i obróbki cieplnej.

Tab. 2. Charakterystyka struktury krystalicznej [14]

	Faza	Typ sieci krystaliczny	Symbol Pearsona	Prototyp	Grupa przestrzenna	Parametry sieciowe nm
	Ni	<u>A1</u>	<u>cF4</u>	<u>Cu</u>	<u>Fm3m</u>	<u>a = 0,352</u>
	Al Ni ₃	<u>L1₂</u>	<u>cP4</u>	<u>Cu₃Au</u>	<u>Pm3m</u>	<u>a = 0,357</u>
	Al	<u>A1</u>	<u>cF4</u>	<u>Cu</u>	<u>Fm3m</u>	<u>a = 0,405</u>

Omawiane związki międzymetaliczne posiadają fazy uporządkowane w temperaturze otoczenia. Istotne jest ustalenie uporządkowania w podwyższonych temperaturach – wiele fizycznych i mechanicznych właściwości uwarunkowanych jest bowiem poszerzeniem uporządkowania w tych stopach. Jak pokazano w wielu pracach, Ni_3Al jest fazą uporządkowaną bardzo blisko temperatury topliwości. Stwierdzono,

że temperatura uporządkowania wynosi 1723 K. Badania wykazały występowanie mikrosegregacji w szybko krystalizowanym Ni₃Al, a także zróżnicowanie wymiarowo domen. Od strony wzbogaconej w aluminium w mikrostrukturach, w których obserwowano segregację, stwierdzono istnienie pogrubionych domen. W tym obszarze temperatura uporządkowania jest powyżej linii solidus. W stopach schładzanych ze stanu dezorientacji obserwowano drobne domeny. Wartość energii granic antyfazowych jest interesującą, może być bowiem zmieniana przez dodatek stopowy do roztworu. Ustalono techniką mikroskopii elektronowej wartości energii granic antyfazowych mieszczą się w zakresie 85–140 mJ/m² [15].

Dla związku międzymetalicznego Ni₃Al określono także stałe sprężyste. Moduł Younga (E) tego związku międzymetalicznego w temperaturze pokojowej jest zbliżony do niklu. Jednakże szybkość spadku wartości E z temperaturą jest o około połowę mniejsza w porównaniu z niklem. W tabeli 3 zamieszczono wybrane właściwości fazy Ni₃Al.

Tab. 3. Wybrane właściwości fazy Ni₃Al [16]

Właściwości	Ni ₃ Al
opór właściwy (10 ⁻⁸ Ωm)	32,59
przewodność cieplna (W/m*K)	28,85
współczynnik rozszerzalności cieplnej (10 ⁻⁶ * K ⁻¹)	12,5
parametr sieciowy (nm)	0,357
moduł Younga (GPa)	168
ciepło właściwe (Jg/K)	0,54
temperatura topnienia (K)	1668
wiązanie	kowalencyjne/metaliczne

Podobnie jak dla większości metali, właściwości faz międzymetalicznych, a przede wszystkim wytrzymałość i plastyczność, odporność na korozję, przewodność elektryczna i przenikalność magnetyczna, wyraźnie zależą od struktury. Wpływają na nie zarówno wszelkie nieprawidłowości struktury sieciowej, jak i wielkość ziaren oraz rozłożenie ich granic.

Tylko nieliczne właściwości, jak na przykład gęstość, ciepło właściwe, współczynnik rozszerzalności cieplnej, są niewrażliwe na zmiany strukturalne, a w przypadku struktury polikrystalicznej nie zależą od wielkości ziaren.

Natura defektów punktowych występujących w Ni₃Al jest zasadniczo różna od NiAl. Faza ta nie posiada wakancji typowych dla wysoko uporządkowanych faz międzymetalicznych, takich jak NiAl, posiadających stechiometrię AB. Wskazuje na to fakt, że efekt umocnienia w małym stopniu zależy od dodatku trzeciego pierwiastka lub zmiany zawartości aluminium w Ni₃Al, i zależy głównie od czynnika wewnętrzznego, takiego jak wielkość współczynnika niedopasowania.

Wiele przeprowadzonych badań nad fazą Ni₃Al miało na celu eksperymentalne określenie systemów poślizgu operujących w mono i polikryształach Ni₃Al o składzie zbliżonym do stechiometrycznego, a w szczególności wyjaśnienie mechanizmu

poślizgu na podstawie rozważań teoretycznych. Ruch superdyslokacji złożonych z dwóch dyslokacji cząstkowych typu $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle\{111\}$ odbywa się w Ni_3Al w niskich temperaturach w systemie $\langle 110 \rangle\{111\}$, a w wysokich temperaturach w systemie $\langle 110 \rangle\{100\}$. Ponieważ dyslokacje cząstkowe mogą później dysocjować, całkowita energia superdyslokacji zależy od długości całkowitej wektora Burgersa, jak również od energii obecnych w sieci błędów. Związek międzymetaliczny Ni_3Al wykazuje anomalne zachowanie w trakcie płynięcia plastycznego. Jeżeli występuje poślizg w systemie $\{111\}[101]$, to krytyczne naprężenie ścinające rośnie z podwyższaniem temperatury. Zaproponowano kilka modeli dla wyjaśnienia tego zjawiska. Z pośród nich najbardziej zadowalający okazał się model poślizgu poprzecznego. Zakłada on, że ze wzrostem temperatury występuje poślizg poprzeczny $\frac{1}{2} (101)[111]$ dyslokacji śrubowych z płaszczyzn $\{111\}$, kiedy są one mobilne oraz $\{010\}$, kiedy są nieruchome, co w konsekwencji prowadzi do wzrostu naprężenia płynięcia z temperaturą [17].

W odróżnieniu od NiAl , Ni_3Al wykazuje poślizg w systemie $\{111\}\langle 110 \rangle$, a nadto posiada dostateczną ilość systemów poślizgu dla znacznego odkształcenia. W polikryształach Ni_3Al niezadowalająca plastyczność spowodowana jest przez granice ziaren. Ich kruchość jest następstwem segregacji zanieczyszczeń, takich jak siarka, fosfor oraz tlenki. Zjawisko kruchości występowało nawet w przypadku wykonania stopu z bardzo czystych materiałów, w których nie występowały żadne zanieczyszczenia. Wyniki przeprowadzonych eksperymentów wskazywały na to, że granice ziaren w tym materiale są z natury kruche. Kruchość granic ziaren wydaje się wynikać z istotnych różnic pomiędzy atomami niklu i aluminium, z których składa się Ni_3Al ; w szczególności z różnicy w energii uporządkowania oraz elektroujemności, jak również z różnicy wartościowości i wielkości atomów. Czynniki te obniżają wytrzymałość i spójność granic ziaren.

Innym czynnikiem wpływającym na osłabienie granic ziaren jest wilgoć w otoczeniu (oddziaływanie czynnika środowiskowego). Wodór w parze wodnej reaguje z aluminium, powodując kruchość granic w tych stopach. Wykazano, że wzrost kruchości w atmosferze powietrza jest wyraźnie mniejszy niż w suchym tlenie, a wzrastająca w tym przypadku kruchość, jak to wynika z reakcji 1, jest wynikiem reakcji pomiędzy wodą a aluminium. Wodór wytworzony w tej reakcji penetruje wewnątrz pęknięcia, powodując kruchość granic ziaren i przedwczesne uszkodzenia.



Ponieważ prowadzone eksperymenty w suchym tlenie nie doprowadziły do wzrostu uplastycznienia, przyjęto, że u podstaw tego zjawiska mogą tkwić inne mechanizmy.

W wysokich temperaturach tlen, a nie wodór, działa jako czynnik powodujący kruchość. Wzrost kruchości obserwuje się powyżej 300°C w powietrzu i powyżej 600°C w próżni. Mechanizm powodujący zwiększenie kruchości jest generalnie związany z wysoką koncentracją naprężeń, wysoką temperaturą oraz gazowym tlenem. Występowaniu tlenu niekoniecznie musi towarzyszyć powierzchniowe utlenienie.

Okazuje się, że granice ziaren mają wpływ na środowiskowy wzrost kruchości. Duże ziarna są bardziej podatne na uszkodzenia, niezależnie od faktu, że

wielkość ziaren nie wpływa na plastyczność. Liczne badania wykazały, że granice ziaren w Ni₃Al ulegają uszkodzeniu już w trakcie powstawania. Badania starannie przygotowanych próbek Ni₃Al wykazały, że materiał był plastyczny, a defekty w próbkach powstały podczas odkształcania na zimno i rekryształizacji materiału monokrystalicznego.

Problem kruchości granic ziaren w Ni₃Al został złagodzony w znacznym stopniu przez dodatek boru rzędu 0,1% wag. Niemniej dodatek boru jest skuteczny przy zawartości aluminium poniżej 25% at. (w tym punkcie aluminium w niklu osiąga maksymalną rozpuszczalność). Powyżej 25% at. aluminium bor nie wpływa na zwiększenie plastyczności polikryształów. Wzrostowi plastyczności towarzyszy także wzrost wytrzymałości na rozciąganie, który powoduje szybkie umocnienie w czasie odkształcenia plastycznego.

Zaobserwowano, że bor, segregując do granic ziaren, ogranicza ich kruchość w wyniku uruchomienia dwóch mechanizmów. Bor przede wszystkim zwiększa wytrzymałość (spoistość) granic i zapobiega pękaniu, wzmacnia je, emitując dyslokacje i redukując koncentracje naprężeń, a nadto umożliwia poślizg poprzez granice ziaren. Silna segregacja boru do granic (bor zajmuje te same miejsca, co wodór) blokuje dyfuzję atomów wodoru do wnętrza granic. W innych badaniach ustalono, że bor przyczynia się do dysocjacji wodoru [3–5].

Metody otrzymywania

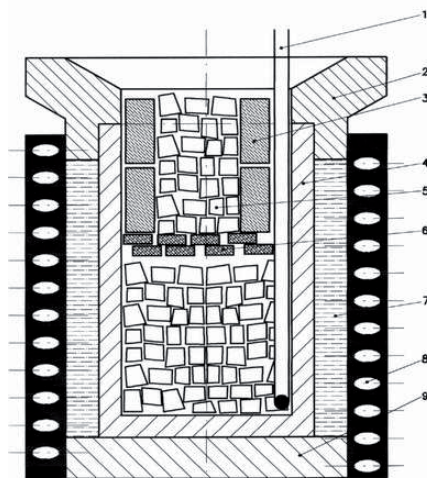
W związku międzymetalicznym Ni₃Al obserwowano różnego rodzaju mikrostruktury w zależności od sposobu prowadzenia procesów technologicznych. Najczęściej spotykane posiadały mniej lub bardziej równoosiowe ziarna odlewnicze (rys. 2) lub po obróbce plastycznej. W strukturach tych stwierdzono występowanie licznych granic domen antyfazowych.



Ryc. 2. Mikrostruktura stopu Ni₃AlBZr (B=0,2% at., Zr=0,3 % at.). Mikroskop Optyczny [18]

Z kolei w mikrostrukturach generowanych w procesie szybkiego krzepnięcia występują drobne ziarna, zwiększona rozpuszczalność w stanie stałym, a także

wzrost jednorodności. W literaturze znajduje się szereg doniesień na temat wytwarzania fazy Ni_3Al , począwszy od tradycyjnej metody topienia w piecu Balzera, poprzez proces OPW (ryc. 3) [19, 20], także stapianie techniką laserową pasty z mieszaniny proszków aluminium i molibdenu na podłożu z niklu. Tą techniką wytwarzano struktury komórkowe w fazie Ni_3Al , w których występował zróżnicowany stopień uporządkowania. Szybkie krzepnięcie powoduje częściowe uporządkowanie stopu z bardzo drobnymi domenami w środkowej części komórek.



Ryc. 3. Sposób załadowania tygla (proces EXO-Melt™ [20]), 1 – termoelement Pt-Pt 18Rh, 2 – nadstawka grafitowa pokryta cementem Morgana, 3 – aluminium, 4 – tygiel ceramiczny (Al_2O_3), 5 – nikiel, 6 – pierwiastki stopowe (zaprawa Al-B), 7 – zasypka spinelowa, ($Al_2O_3MgOZrO_2$), 8 – cewka indukcyjna, 9 – podstawka ceramiczna (Al_2O_3)

Pośród licznych metod wytwarzania fazy międzymetalicznej Ni_3Al należy wymienić odlewanie, wyciskanie na zimno lub na gorąco, metalurgię proszków, reakcję syntezy oraz spawanie i łączenie. Odlewanie pozwala na wytworzenie wyrobów o kształcie finalnym z niskim poziomem defektów odlewniczych, jednakże ze znacznym stopniem porowatości powierzchni (ryc. 2). Znajduje także zastosowanie w produkcji Ni_3Al odlewanie metodą traconego wosku wykorzystywane do wytwarzania superstopów na osnowie niklu. Obecnie tą metodą są wytwarzane łopatki turbin przemysłowych.

Ni_3Al może być odlewane (wlewki), kute, walcowane na blachy (pożądana wysoka zawartość cyrkonu) lub wyciskane na gorąco. Obróbka plastyczna na zimno może być wykorzystana do produkcji blach lub prętów. Efekt nadplastyczności można wykorzystać do wytwarzania stopów drobnoziarnistych. Metalurgia proszkowa zaczyna się od atomizacji w gazie obojętnym. Następnie proszki podlegają zagęszczaniu i wyciskaniu na gorąco. Proces ten pozwala na wytwarzanie drobnoziarnistych struktur z pewną ilością mikroporów. Dzięki zachowaniu nadplastycznemu drobnoziarnisty materiał jest odpowiedni dla formowania pożądanego kształtów wyrobów techniką kucia.

Do wytwarzania faz międzymetalicznych, takich jak Ni_3Al , wykorzystana jest również reakcja spiekania. Proces ten wymaga użycia sproszkowanych pierwiastków

z samopodtrzymującą się reakcją, umożliwia on wytwarzanie wyrobów o pożądanym kształcie przy niewielkim zużyciu energii i niskim koszcie. Proszek jest prasowany na zimno i wstępnie podgrzewany w kontrolowanej atmosferze. Egzotermiczna natura reakcji dostarcza pożądanego ciepła do spieczenia kształtki. Istotny problem stosowania tej metody stanowią małe pory i duże jamy skurczowe. Stopy Ni_3Al w wielu przypadkach nie nadają się do spawania, wytwarzana bowiem w tym procesie zgorzelina osłabia złącza spawane. Zastosowanie kontrolowanej atmosfery oraz odpowiednich dodatków stopowych, m.in. żelaza, umożliwi w ograniczonym zakresie łączenie elementów wykonanych z Ni_3Al techniką spawania.

Wpływ dodatków stopowych

Dodatek stopowy boru o zawartości do około 2000 ppm nie powoduje żadnych zmian w strukturze Ni_3Al . Segregując do granic ziaren, nie powoduje wydzielania borków w granicach. W roztworach substytucyjnych pierwiastki stopowe posiadają różną rozpuszczalność w stopie, jak również obsadzają różne węzły sieciowe. Pierwiastki, takie jak Co, Cu, Pd, Pt i Sc, obsadzają miejsca Ni w sieci, natomiast miejsca Al zajmują takie pierwiastki, jak Si, Zn, Ti, V, Mn, Zr i Ta. Kilka pierwiastków, m.in. Fe, Cr, Mo i W, może zajmować zarówno miejsca niklu, jak i aluminium. Liczne z wymienionych pierwiastków wpływają tak na poziom krytycznego naprężenia poślizgu, jak i na aktywację określonego systemu poślizgu.

Ważną cechą stopów na osnowie Ni_3Al jest bardzo niski opór pełzania. Kilka pierwiastków, jak np. Hf, Cr, Zr, Ta, poprawia odporność na pełzanie. W temperaturze poniżej 400°C pojawia się ważny mechanizm poślizgu po granicach ziaren. Przypuszcza się, że wysoka prędkość pełzania może występować w następstwie niestabilności strukturalnej. Ustalono, że zjawisko pełzania zależy w znacznej mierze od wielkości ziaren. Większe ziarna w odlewie wykazują lepsze właściwości w porównaniu do mniejszych ziaren wytwarzanych w procesie metalurgii proszkowej.

W przypadku, kiedy dodatki stopowe przekroczą rozpuszczalność graniczną, otrzymujemy stop wielofazowy. Wieloskładnikowe stopy powstają wówczas, kiedy do Ni_3Al dodajemy taki pierwiastek, jak Cr w celu ograniczenia kruchości w podwyższonych temperaturach w środowisku z atmosferą utleniającą. Umocnienie roztworowe w podwyższonych temperaturach możliwe jest przez dodanie takich pierwiastków stopowych, jak Zr lub Hf. Korzystne jest występowanie około 10% objętości nieuporządkowanej fazy γ w stopie powstałej dzięki odpowiednim dodatkom stopowym. W rezultacie otrzymujemy niższą kruchość w atmosferze utleniającej, jak również poprawę właściwości pełzania w podwyższonych temperaturach. Wiele stopów wieloskładnikowych używanych jest w stanie odlanym, charakteryzującym się gruboziarnistą strukturą. Niektóre z tych stopów są używane po przeróbce plastycznej i często posiadają drobnoziarniste struktury. Chociaż tego rodzaju mikrostruktura ma doskonałą wytrzymałość w temperaturze otoczenia, to jednak obserwuje się słabą odporność na pełzanie z racji poślizgu po granicach ziaren. Przedmiotem badań było również umocnienie wydzieleniowe Ni_3Al m.in. cząstkami TiB_2 , Al_2O_3 , ThO_2 lub Y_2O_3 , jednakże właściwości tych kompozytów nie zostały dostatecznie poznane, podobnie jak i wyniki prób wytwarzania kompozytów na osnowie fazy Ni_3Al .

Trwałość zmęczeniowa jest relatywnie stabilna aż do temperatury 500°C. Szybkość wzrostu pęknięć w temperaturze pokojowej jest bardzo mała i podobna jak w stopach przemysłowych. Szybkość propagacji pęknięć wzrasta znacznie w temperaturze powyżej 500°C, jest jednak mniejsza niż w stopach przemysłowych. Zmęczenie małą liczbą cykli było przedmiotem badań kilku stopów Ni₃Al. Stopy te okazały się bardziej czułe na cykliczne naprężenia rozciągające w porównaniu z cyklicznymi naprężeniami ściskającymi. W procesie niszczenia stopów na powietrzu znaczącą rolę odgrywa wpływ środowiska, który znacznie różni się od niszczenia w próżni [13–21].

Uwagi końcowe

Użycie Ni₃Al w turbosprężarkach wirnikowych jest niemal klasycznym przykładem powszechnie używanym do zademonstrowania potencjalnych przyszłych zastosowań faz międzymetalicznych. Zastosowanie tych stopów wiąże się z zapewnieniem wysokiej wytrzymałości i trwałości zmęczeniowej w temperaturach pracy do 787°C, a także niskiej ceny.

Odporność na wysokotemperaturowe utlenianie oraz dobra wytrzymałość podczas odkształcenia okazały się wystarczające dla zastosowania tych stopów w ciągadłach i tyglach, instalacjach, piecach do obróbki cieplnej, a także na walce pracujące w piecach grzewczych. Typowymi przedstawicielami tych stopów są IC-218 i IC 221M (Ni-Al-Cr-Mo-Zr-B) mogące pracować w temperaturach nie przekraczających 1150°C. W celu podwyższenia temperatury pracy powyżej 1300°C zaprojektowano stop IC 438 z podwyższoną zawartością molibdenu i chromu. Stop ten okazuje się bardziej wytrzymały zarówno w temperaturze otoczenia, jak i podwyższonej. Inne zastosowania stopów na podstawie faz międzymetalicznych wynikają z takich właściwości, jak odporność na kawitację w wodzie (turbiny wodne), nisko i wysokotemperaturowa wytrzymałość (noże skrawające), odporność na zużycie i wysokotemperaturowa odporność na utlenianie (tłoki i zawory silników odrzutowych) oraz wysoka wytrzymałość na pełzanie w wysokich temperaturach (łopatki turbin i łopatki silników odrzutowych) [18, 21].

Bibliografia

- [1] Hang S.H., Liu C.T., Pope D.P. and Stiegler J.O., eds., Mater. Sci. Eng. A152/A153, 1992
- [2] Lall C., Chin S. and Pope D.P., Metall. Trans., 10A, 1979, 1323
- [3] Aoki K., Izumi O., J.Mater.Sci.14, 1979, 1800
- [4] Liu C.T., White C.L., Horton J.A., Acta Metall. 33, 1985, 213
- [5] Gottstein G., Nagpal P., Kim W., Mat.Sci.Eng., A108, 1989, 165
- [6] Czeppe T., Wierzbiński S., Symp. Nauk. „Stopy na podstawie faz międzymetalicznych”, Warszawa, 19 października 2000, 73
- [7] Wierzbiński, S. Lapin J., Czeppe T., Archives of Metallurgy, 44, 1999, 221
- [8] Lapin J., Wierzbiński S., Palachova T., Intermetallics, 7, 1999, 705
- [9] George E.P., Liu C.T., Lin H., Pope D.P., Scr.Materials Sci.Eng. A192/193, 1995, 277

- [10] Courtney T.H., *Mechanical Behaviour of Material*, Wyd. Mc-Graw Hill Publishing Company, New York 1990
- [11] Darolia R.J., *Met.* 43, 1991, p. 44
- [12] Singleton M.F., Murray J.L., Nash P. *Binary Alloy Phase Diagrams* edited by T.B. Massalski, American Society for Metals, Metal Park, OH, 1986
- [13] Dey G.K., Sekhar J.A., *Trans. Indian Inst. Met.* 50, 1998, p. 79
- [14] Massalski T.B., Okamoto H., ASM International; *Binary Alloy Phase Diagrams* (Hardcover), 2nd (3 volumes) edition December 1990
- [15] Stoloff N.S., Liu C.T., *Physical metallurgy and processing of intermetallic compounds* (eds) N.S. Stoloff, V.K. Sikka (New Delhi: CBS), 1997, p. 159
- [16] Dey G.K., *Materials Science Division, Sadhana* 28, 2003, s. 247
- [17] Pope D.P., Ezz S. S. *Int. Met. Rev.* 23, 1984, s. 136
- [18] Hyjek P., Praca Doktorska „Stopy na osnowie fazy międzymetalicznej typu Ni₃AlMe (Me = B, Cr, Ti, Zr) przeznaczone do pracy w podwyższonych temperaturach”, AGH 2008
- [19] Fraś E., Wierzbiński S., Janas. A., „Polska metalurgia w latach 1998–2002”, *Komitet Metalurgii PAN*, 2, 2002, p. 337
- [20] Deevi S.C., Sikka V.,K.: *Intermetallics*, v. 5, 1997, p. 17
- [21] Trinh D., Müller M., *Aluminides*, 4H1609 Functional Materials, Project Report KTH 2002

Intermetallic phase Ni₃Al – properties and application

Abstract

A description of the important physical metallurgy aspects of Ni₃Al encompassing structure, slip systems is presented in this paper. Emphasis has been placed on explanation low ductility and brittle fracture of Ni₃Al based alloys at ambient and elevated temperature. Recent studies have resulted in identifying both intrinsic and extrinsic factors influenced of the fracture behavior of Ni₃Al-based alloys. Using physical metallurgy principles to led to the development of Ni₃Al alloys with improved mechanical properties, tribology and corrosion resistant.

Key words: intermetallics compound, Ni₃Al phase, Ni₃Al-base alloys, physical and mechanical properties