

Streszczenie poszerzone

1. Wstęp

Dynamiczny rozwój przemysłu stwarza zapotrzebowanie na wysokiej jakości stopy aluminium, które są stosowane na ważne elementy konstrukcyjne. Aspekty ekologiczne związane z ograniczonymi zasobami naturalnymi stanowią szczególne wyzwanie dla współczesnej inżynierii materiałowej. Stopy aluminium ze względu na małą gęstość wraz z obniżeniem masy wytworzonych z nich konstrukcji, zapewniają niższe zużycie energii. Szacuje się, że zastąpienie stali przez aluminium może skutkować zmniejszeniem masy elementów budowy statków morskich do 65%. Naukowcy ponownie zwrócili uwagę na stopy lekkie, szczególnie na bazie aluminium, równocześnie podkreślając istotne znaczenie nowo opracowanych składów chemicznych. W celu poprawy własności konwencjonalnych stopów metali, w drugiej połowie XX wieku opracowano nowatorskie technologie polegające na doprowadzeniu materiału do stanu nierównowagowego. Technologie szybkiego krzepnięcia ze stanu ciekłego wraz z odpowiednim doбором składu chemicznego, pozwalają otrzymać materiały metalowe o unikatowych strukturach o odmiennych właściwościach w porównaniu do konwencjonalnej, uporządkowanej struktury krystalicznej. Możliwe jest wytwarzanie stopów na bazie aluminium o strukturze amorficznej, nanostrukturalnej, krystalitów w osnowie amorficznej oraz o złożonej strukturze faz międzymetalicznych (SCAPs) w tym kwazikryształów oraz ich aproksymantów. Pomimo licznych artykułów naukowych, brakuje uporządkowanych danych na temat zasad determinujących uzyskanie określonej struktury w zależności od składu chemicznego w nowo opracowanych stopach aluminium. Istnieje wiele teorii dotyczących projektowania stopów amorficznych. Między innymi, Akihisa Inoue ustalił ogólne reguły empiryczne brane pod uwagę w projektowaniu szkieł metalicznych. Według założeń opisanych w literaturze, udział aluminium powinien mieścić się w zakresie 80÷92 at.%, TMs 1÷15 at.% oraz REEs 3÷20%. W monografii „*Kwazikryształy*” profesor Marian Surowiec podkreślił, że większość pierwiastków bierze udział w tworzeniu faz kwazikrystalicznych, ale brakuje teorii, która wskazuje czynniki sprzyjające powstawaniu tych struktur. W odniesieniu do zapotrzebowania na zaawansowane stopy aluminium dla zastosowań konstrukcyjnych oraz stale rosnącego zainteresowania dla struktur osiągniętych technologiami RS, istotne jest ustalenie odpowiedniego podejścia do zasad projektowania składu chemicznego w celu ograniczenia ilości badań eksperymentalnych.

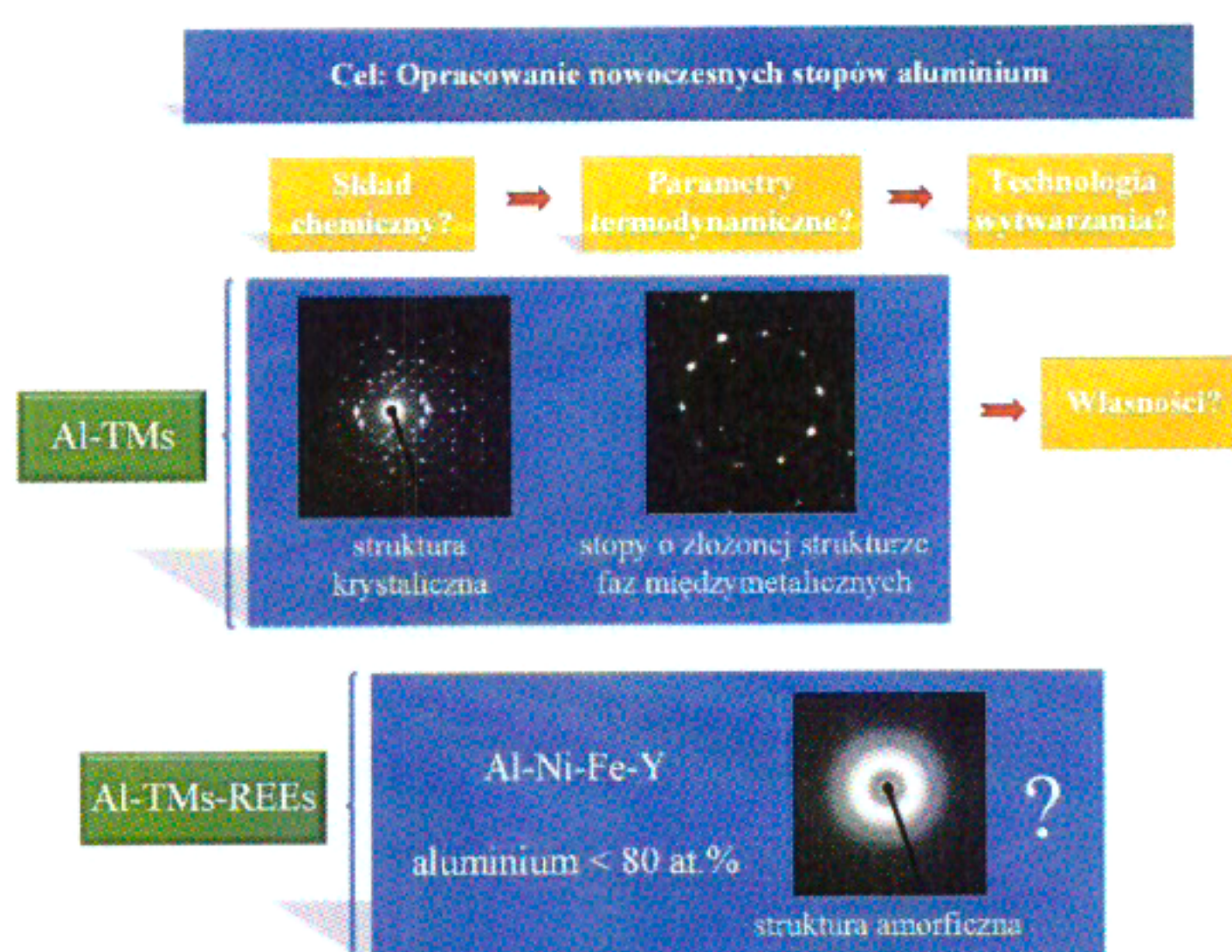
2. Część badawcza

2.1. Teza

Zastosowanie analizy termodynamicznej w projektowaniu stopów typu Al-(Cu,Ni,Cr,Zr)-Fe oraz Al-Ni-Fe-Y umożliwia wytwarzanie materiałów o złożonej strukturze atomowej, w tym amorficznej, nanokrystalicznej i kwazikrystalicznej, co prowadzi do poprawy ich własności fizykochemicznych.

2.2. Cele pracy

W oparciu o analizę danych literaturowych, postawiono założenia ideowe, według których realizacja prac badawczych przyczyni się do opracowania nowoczesnych stopów aluminium. Na rysunku 1 przedstawiono schemat założeń ideowych postawionych przed realizacją prac badawczych.



Rysunek 1. Schemat założeń ideowych postawionych przed realizacją prac badawczych

Na podstawie sformułowanej tezy, wyznaczono cele badawcze:

1. Określenie minimalnych i maksymalnych wartości parametrów wskazujących na formowanie struktury amorficznej, nanokrystalicznej i złożonych faz międzymetalicznych.
2. Wytworzenie stopów do badań z zastosowaniem technologii szybkiego krzepnięcia ze stanu ciekłego w celu przeprowadzenia analizy wpływu szybkości chłodzenia na strukturę.

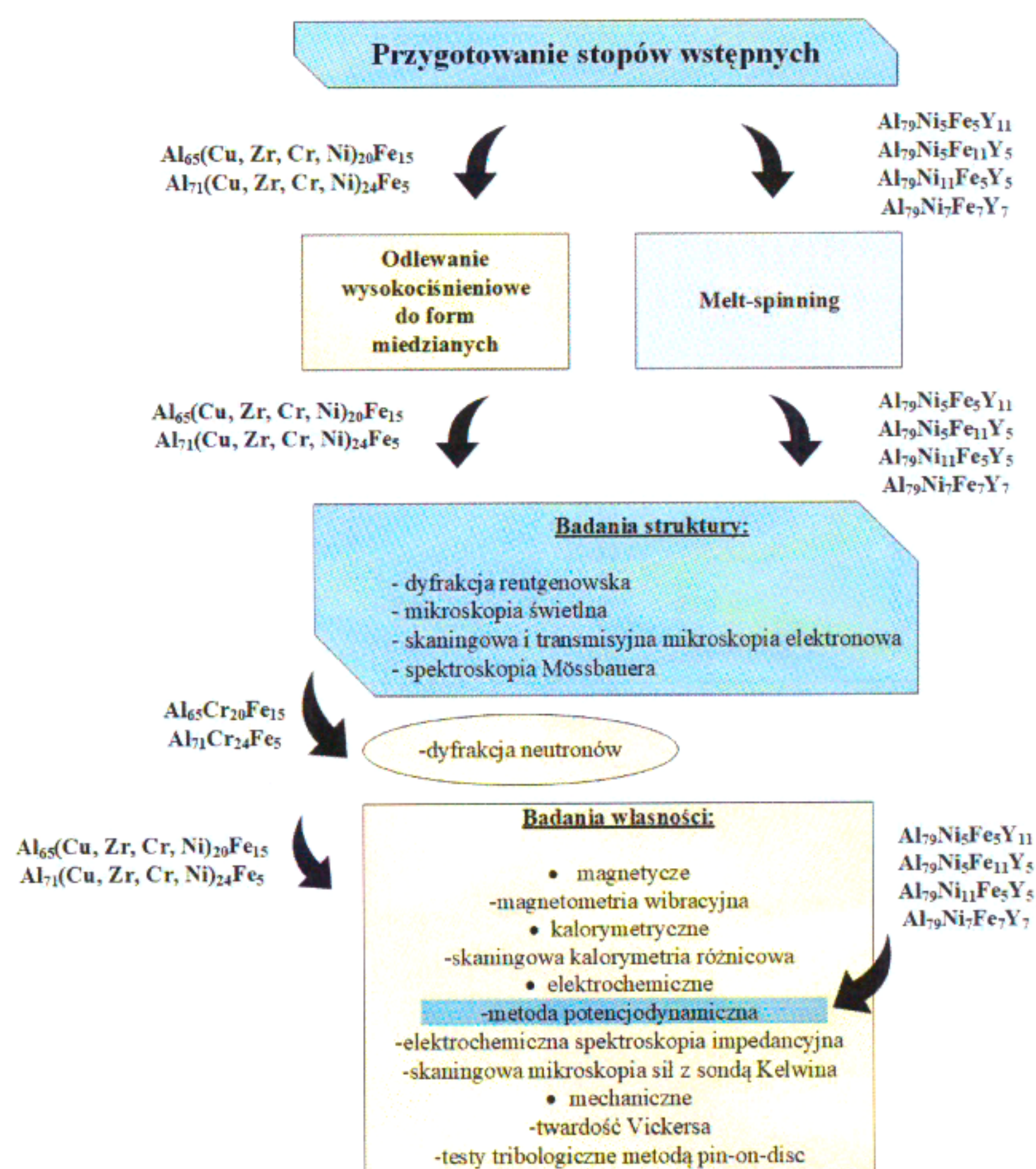
3. Przeprowadzenie badań struktury i własności stopów Al-(Cr,Cu,Zr,Ni)-Fe w celu identyfikacji faz o złożonej strukturze faz międzymetalicznych oraz oceny ich wpływu na własności fizykochemiczne.
4. Przeprowadzenie badań struktury stopów Al-Ni-Fe-Y o strukturze amorficznej i nanokrystalicznej w celu określenia wpływu składu chemicznego na zdolność do zeszklenia. Analiza parametrów elektrochemicznych do oceny odporności na korozję stopów o strukturze amorficznej i nanokrystalicznej.

2.3. Wybór składów chemicznych stopów do badań oraz metody badawcze

W ramach prac badawczych wybrano trzy grupy stopów: $\text{Al}_{65}(\text{Cu},\text{Ni},\text{Zr},\text{Cr})_{20}\text{Fe}_{15}$, $\text{Al}_{71}(\text{Cu},\text{Zr},\text{Cr},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ oraz Al-Ni-Fe-Y ($\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$). Udziały poszczególnych pierwiastków wyrażono w procentach atomowych. W pierwszej grupie, udziały atomowe zostały dobrane na podstawie wyników badań dla stopu $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$. Dodatek miedzi został zastąpiony niklem, cyrkonem oraz chromem. W drugiej grupie, stopem bazowym na podstawie, którego zaproponowano udziały atomowe był $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$. Dodatek niklu został zastąpiony miedzią, cyrkonem oraz chromem. Wybór miedzi, niklu, cyrkonu oraz chromu w stopach $\text{Al}_{65}(\text{Cu},\text{Ni},\text{Zr},\text{Cr})_{20}\text{Fe}_{15}$, $\text{Al}_{71}(\text{Cu},\text{Zr},\text{Cr},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ wynikał z ich pozytywnego wpływu na własności stopów aluminium. Ponadto, różnice promieni atomowych, temperatury topnienia, parametrów interakcji pierwiastków w roztworze warunkowały wartości entropii, entalpii i energii swobodnej Gibbsa, które zostały zweryfikowane w celu ustalenia parametrów optymalizacji w projektowaniu stopów o złożonej strukturze faz międzymetalicznych (w tym kwazikryształów oraz ich aproksymantów). Wybór składów chemicznych stopów $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$ został podparty obliczeniami termodynamicznymi, które polegały na uzyskaniu minimalnych wartości entropii oraz zastosowaniu udziału aluminium poniżej 80%. Według literatury, udział aluminium powinien mieścić się w zakresie 80÷92 at.%, TMs 1÷15 at.% oraz REEs 3÷20%. Dlatego, celem zmniejszenia udziału aluminium w trzeciej grupie stopów była weryfikacja tych założeń. Materiały w postaci stopów wstępnych (wlewków) zostały wytworzone dla wszystkich składów chemicznych. Dodatkowo, zastosowano dwie technologie szybkiego krzepnięcia ze stanu ciekłego: odlewanie wysokociśnieniowe do form miedzianych chłodzonych wodą (HPDC) oraz melt-spinning. Dla stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cu},\text{Zr},\text{Cr},\text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cu},\text{Zr},\text{Cr},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ zastosowano technologię HPDC, w celu uzyskania złożonych strukturalnie faz

międzymetalicznych. Dla stopów $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$ zastosowano metodę melt-spinning w celu zapewnienia jak największej szybkości chłodzenia dla uzyskania struktury amorficznej. Ciecz metaliczna została wprowadzona na bęben miedziany po osiągnięciu temperatur odlewania: 1150°C (seria nr 1), 1200°C (seria nr 2) oraz 1400°C (seria nr 3).

Na rysunku 2 przedstawiono schemat przeprowadzonych prac badawczych.



Rysunek 2. Schemat przeprowadzonych prac badawczych

Część badawcza została podzielona na trzy części dotyczące badań struktury i własności stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cu,Zr,Cr,Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cu,Zr,Cr,Ni})_{24}\text{Fe}_5$, struktury i odporności korozyjnej stopów $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ i $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$ oraz weryfikacji parametrów termodynamicznych. Badania struktury przeprowadzono z zastosowaniem dyfrakcji rentgenowskiej, dyfrakcji neutronów, mikroskopii świetlnej, skaningowej i transmisyjnej mikroskopii elektronowej oraz spektroskopii Mössbauera. Mechanizmy krystalizacji zostały opisane na podstawie skaningowej kalorymetrii różnicowej. W celu weryfikacji wpływu złożonych faz międzymetalicznych, przeprowadzono badania wybranych

Katarzyna Młynarek-Żak

własności: magnetycznych, elektrochemicznych oraz mechanicznych dla stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cu}, \text{Zr}, \text{Cr}, \text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cu}, \text{Zr}, \text{Cr}, \text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$. Badania odporności korozyjnej metodą potencjodynamiczną przeprowadzono również dla stopów $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ i $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$.

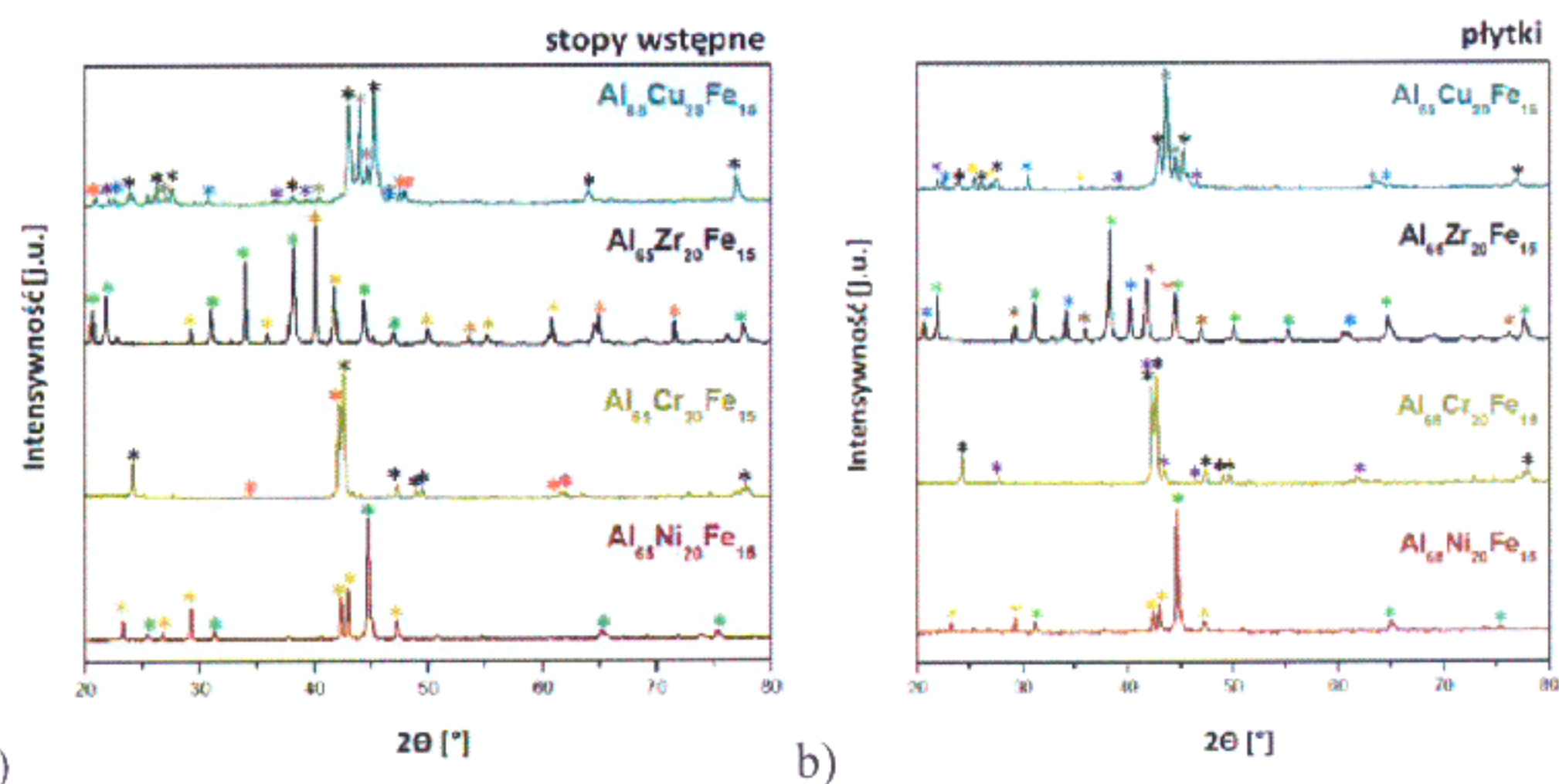
2.4. Omówienie wyników badań stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cu}, \text{Ni}, \text{Zr}, \text{Cr})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cu}, \text{Ni}, \text{Zr}, \text{Cr})_{24}\text{Fe}_5$

Analizę struktury i składu fazowego badanych stopów przeprowadzono na podstawie wyników badań z zastosowaniem dyfrakcji rentgenowskiej. Zidentyfikowane fazy dla stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cu}, \text{Zr}, \text{Cr}, \text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ w postaci wlewków stopów wstępnych i płytek zestawiono w tabeli 1, natomiast dla stopów $\text{Al}_{71}(\text{Cu}, \text{Zr}, \text{Cr}, \text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ w tabeli 2. Dyfraktogramy dla stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cu}, \text{Zr}, \text{Cr}, \text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cu}, \text{Zr}, \text{Cr}, \text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ w postaci stopów wstępnych i płytek odlewanych wysokociśnieniowo do form miedzianych przedstawiono odpowiednio na rysunkach 3 i 4. Na podstawie przeprowadzonych badań struktury, zidentyfikowano fazę kwazikrystaliczną dla stopu wstępnego $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz płytek: $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$, $\text{Al}_{71}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_5$, $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$. Ponadto dla stopów Al-Cr-Fe wykazano obecność fazy międzymetalicznej $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{27}\text{Fe}_8$ o złożonej strukturze (SCAPs). Na podstawie badań z zastosowaniem dyfrakcji neutronowej, obecność faz Fe_2CrAl oraz Cr w strukturze stopu $\text{Al}_{71}\text{Cr}_{24}\text{Fe}_5$ została wykluczona ze względu na małą liczbę dopasowanych refleksów dyfrakcyjnych. Dla stopu $\text{Al}_{71}\text{Zr}_{24}\text{Fe}_5$ w postaci wlewka i płytki, zidentyfikowano fazę Al_2Zr , która stanowi fazę Lavesa, również klasyfikowaną jako SCAPs. Badania z zastosowaniem mikroskopii świetlnej wykazały, że we wszystkich badanych stopach występowały różnice w mikrostrukturze, które charakteryzowały się rozdrobnieniem ziarn pod wpływem zwiększenia szybkości chłodzenia.

Tabela 1. Zidentyfikowane fazy dla stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cu}, \text{Zr}, \text{Cr}, \text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ w postaci stopów wstępnych i płytek

Składy chemiczne	Zidentyfikowane fazy	
	Stopy wstępne	Płytki
$\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$	$\text{I-AlCuFe} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \text{AlFe} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4 + \text{Cu}_3\text{Al}$	$\text{I-AlCuFe} + \text{Cu}_3\text{Al} + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_2\text{Fe} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4$
$\text{Al}_{65}\text{Zr}_{20}\text{Fe}_{15}$	$\text{Al}_3\text{Zr} + (\text{Al}_6\text{FeZr}_3)_{2,4} + \text{Zr}(\text{Fe}_5\text{Al}_7)$	$\text{Al}_3\text{Zr} + \text{Al}_{33}\text{Zr}_{20}\text{Fe}_7 + \text{Zr}(\text{Fe}_6\text{Al}_6)$
$\text{Al}_{65}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{15}$	$\text{Al}_{65}\text{Cr}_{27}\text{Fe}_8 + \text{Al}_{12,59}\text{Fe}_{6,41}$	$\text{Al}_{65}\text{Cr}_{27}\text{Fe}_8 + \text{Al}_{5,6}\text{Fe}_2$
$\text{Al}_{65}\text{Ni}_{20}\text{Fe}_{15}$	$\text{Al}_3\text{Ni}_2 + \text{Al}_{9,9}\text{Fe}_{2,65}\text{Ni}_{1,45}$	$\text{Al}_{9,9}\text{Fe}_{2,65}\text{Ni}_{1,45} + \text{Al}_3\text{Ni}_2$

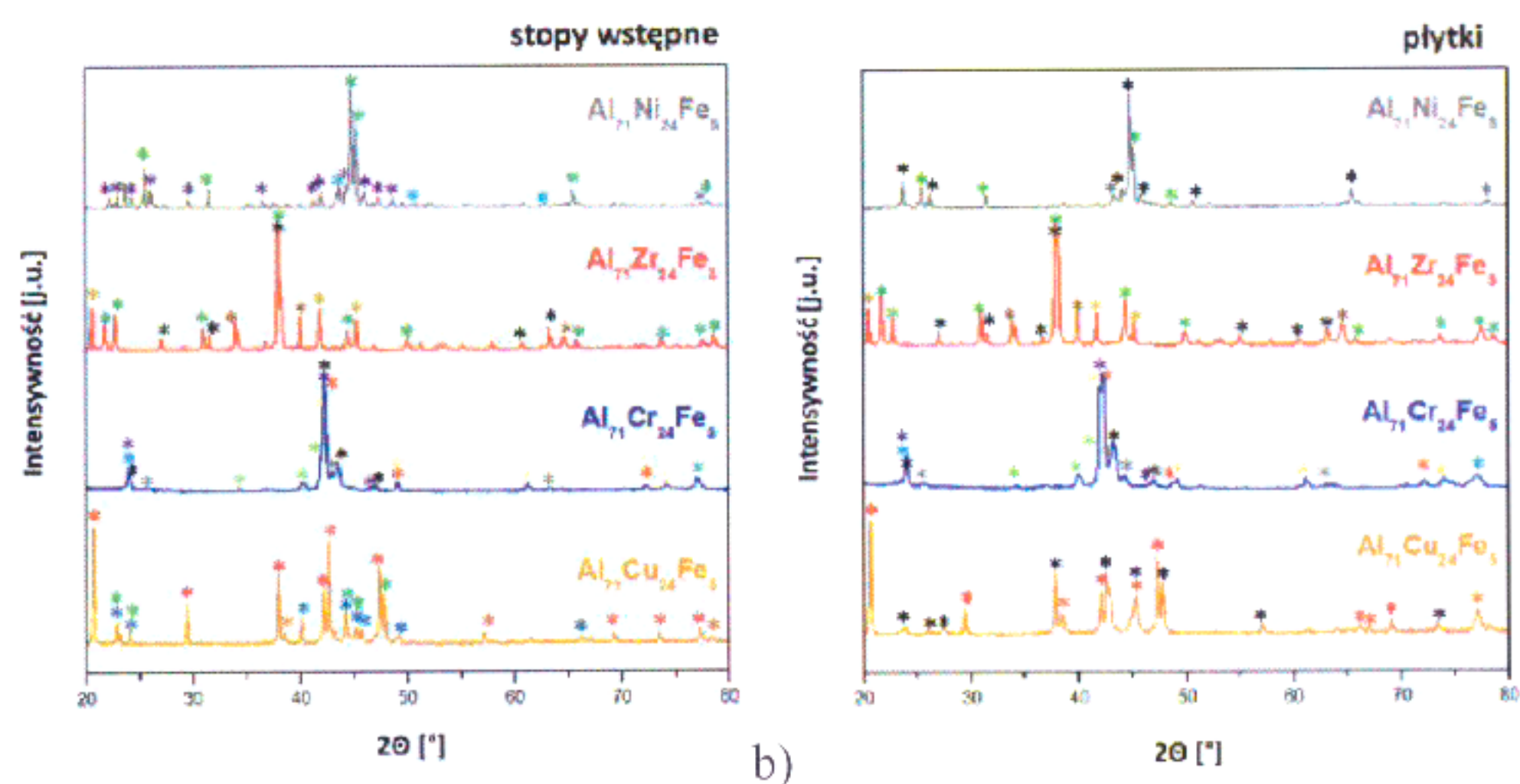
Katarzyna Młynarek-Żak



Rysunek 3. Dyfraktogramy rentgenowskiej analizy fazowej stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cu,Zr,Cr,Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ w postaci a) stopów wstępnych, b) płytek

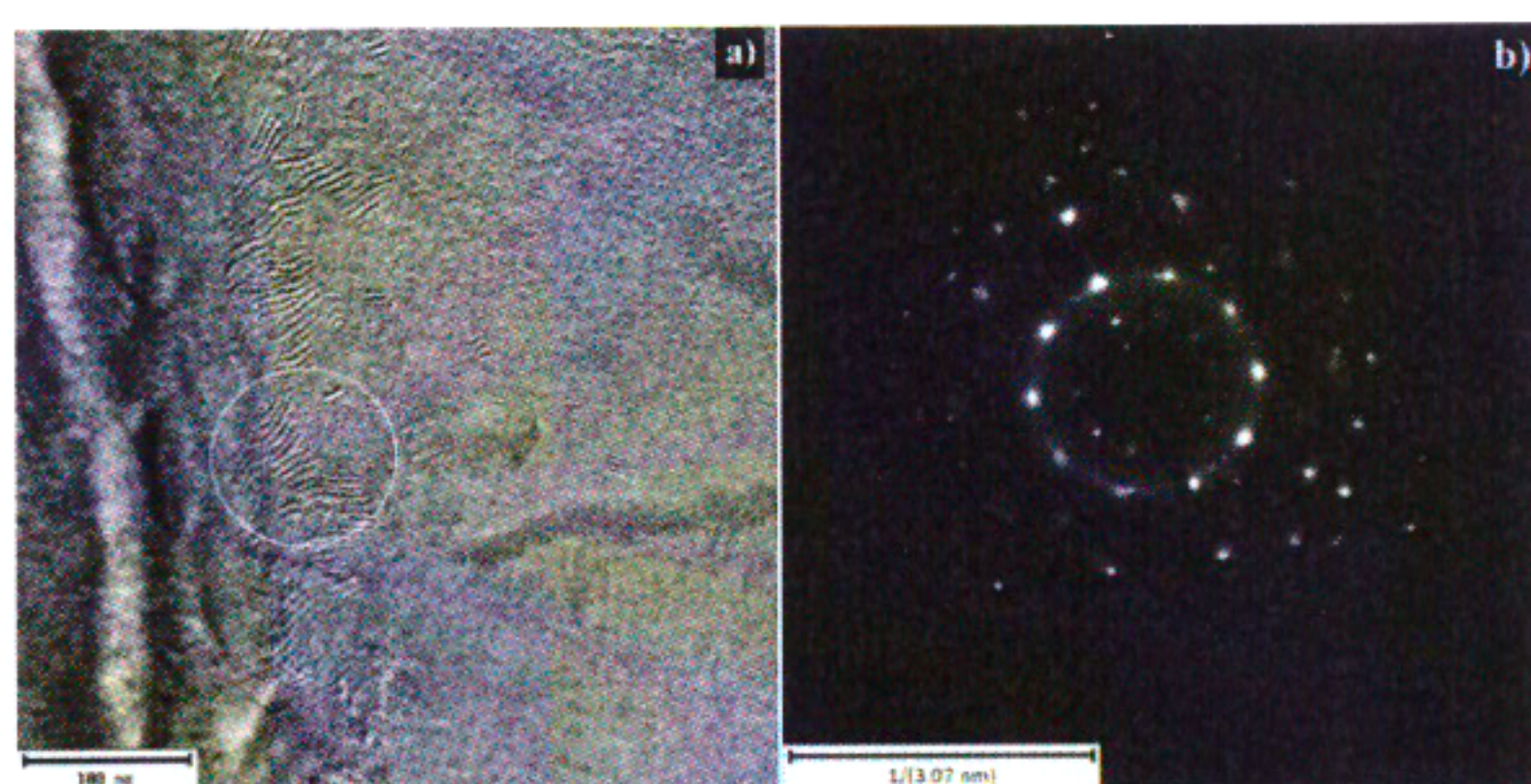
Tabela 2. Zidentyfikowane fazy dla stopów $\text{Al}_{71}(\text{Cu,Zr,Cr,Ni})_{24}\text{Fe}_5$ w postaci stopów wstępnych i płytek

Składy chemiczne	Zidentyfikowane fazy	
	Stopów wstępne	Płytki
$\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$	$\text{Al}_3\text{Ni}_2 + \text{Al}_3\text{Ni} + \text{AlNi}_3 + \text{B2 Fe(Al,Ni)}$	$\text{D-Al}_{70,83}\text{Fe}_{9,83}\text{Ni}_{19,34} + \text{Al}_3\text{Ni}_2 + \text{B2 Fe(Al,Ni)}$
$\text{Al}_{71}\text{Zr}_{24}\text{Fe}_5$	$\text{Al}_3\text{Zr} + (\text{Al}_6\text{FeZr}_3)_{2,4} + \text{Al}_2\text{Zr} + \text{Zr(Fe}_5\text{Al}_7)$	$\text{Al}_3\text{Zr} + (\text{Al}_6\text{FeZr}_3)_{2,4} + \text{Al}_2\text{Zr} + \text{Zr(Fe}_5\text{Al}_7)$
$\text{Al}_{71}\text{Cr}_{24}\text{Fe}_5$	$\text{Cr} + \text{Al}_{65}\text{Cr}_{27}\text{Fe}_8 + \text{Al}_{8,26}\text{Cr}_{4,74} + \text{Al}_2\text{Cr} + \text{Fe}_2\text{CrAl} + \text{Al}_8\text{Cr}_5 + \text{Al}_{45}\text{Cr}_7$	$\text{Cr} + \text{Al}_{65}\text{Cr}_{27}\text{Fe}_8 + \text{Al}_{8,26}\text{Cr}_{4,74} + \text{Al}_2\text{Cr} + \text{Fe}_2\text{CrAl} + \text{Al}_8\text{Cr}_5 + \text{Al}_{45}\text{Cr}_7$
$\text{Al}_{71}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_5$	$\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha\text{-Al} + \text{Al}_{3,2}\text{Fe}$	$\text{Al}_2\text{Cu} + \alpha\text{-Al} + \text{I-Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$



Rysunek 4. Dyfraktogramy rentgenowskiej analizy fazowej stopów $\text{Al}_{71}(\text{Cu,Zr,Cr,Ni})_{24}\text{Fe}_5$ w postaci a) stopów wstępnych, b) płytek

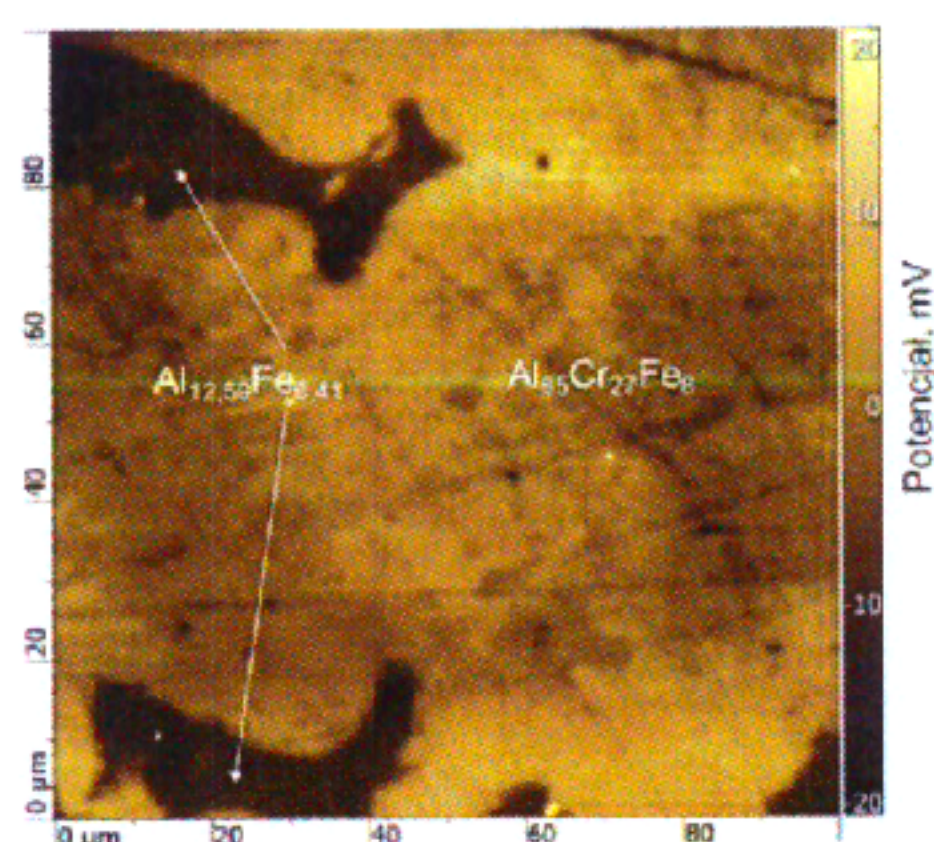
W celu scharakteryzowania struktury badanych materiałów oraz potwierdzenia obecności kwazikryształów w strukturze, przeprowadzono badania z zastosowaniem transmisyjnej mikroskopii elektronowej. Na rysunku 5 przedstawiono obraz wysokorozdzielczy oraz dyfrakcję elektronową z zaznaczonego obszaru (SAED). Na dyfrakcji SAED (rys. 5b) zaobserwowano uporządkowanie atomów tworzące 5-osiową symetrię charakterystyczną dla fazy ikosaedrycznej. Ponadto, obserwacje szybkochłodzonego stopu $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ w trybie wysokorozdzielczym (rys. 5a) wykazały występowanie granic antyfazowych, charakterystycznych dla układu Al-Cu-Fe.



Rysunek 5. Obraz wysokorozdzielczy HRTEM z zaznaczonym obszarem a), dla którego zarejestrowano dyfrakcję elektronową dla fazy ikosaedrycznej I-AlCuFe w stopie $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ w postaci płytki b)

Badania własności magnetycznych z zastosowaniem spektroskopii Mössbauera oraz magnetometrii wibracyjnej dla stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cr},\text{Zr},\text{Cu},\text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cr},\text{Zr},\text{Cu},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ wykazały brak uporządkowania magnetycznego. Na podstawie badań własności elektrochemicznych, stwierdzono pozytywny wpływ faz o złożonej strukturze na odporność korozyjną, ze względu na większy opór polaryzacyjny i mniejszą gęstość prądu korozyjnego dla stopów $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$ (wlewk: $R_p = 10,1 \text{ k}\Omega\text{cm}^2$, $j_{\text{corr}} = 1 \text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$, płytka: $R_p = 73,6 \text{ k}\Omega\text{cm}^2$, $j_{\text{corr}} = 0,2 \text{ k}\Omega\text{cm}^2$) oraz $\text{Al}_{71}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_5$ (wlewk: $R_p = 0,42 \text{ k}\Omega\text{cm}^2$, $j_{\text{corr}} = 42,69 \text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$, płytka: $R_p = 1,71 \text{ k}\Omega\text{cm}^2$, $j_{\text{corr}} = 14,78 \text{ k}\Omega\text{cm}^2$) wytworzonych w postaci płytek zawierających fazy kwazikrystaliczne. Ponadto, najlepszą odporność korozyjną spośród wszystkich badanych stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cr},\text{Zr},\text{Cu},\text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cr},\text{Zr},\text{Cu},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ stwierdzono dla krystalicznych stopów Al-Zr-Fe, charakteryzując je jako bardzo obiecującą grupę stopów na bazie aluminium. Na podstawie badań z zastosowaniem elektrochemicznej spektroskopii impedancyjnej dla stopu $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{65}\text{Zr}_{20}\text{Fe}_{15}$ stwierdzono, że warstwa pasywna powstała

na powierzchni stopu z dodatkiem chromu była szczelna. W przypadku stopu $\text{Al}_{65}\text{Zr}_{20}\text{Fe}_{15}$ opór polaryzacyjny był znacznie większy od oporu elektrolitu, co również potwierdza dobrą odporność korozyjną. Na podstawie wyników badań z zastosowaniem skaningowej mikroskopii sił z sondą Kelwina (SKPFM), stwierdzono, że potencjał katodowy dla fazy $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{27}\text{Fe}_8$ (SCAPs) wynika ze złożonej strukturalnie budowy atomowej. Na rysunku 6 przedstawiono mapę potencjałów zarejestrowaną za pomocą mikroskopii SKPFM wskazującą różnice potencjałów, które skutkują powstaniem mikroogniw galwanicznych w środowiskach korozyjnych. Jasne obszary wskazują na występowanie większych wartości potencjałów w obszarze występowania fazy $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{27}\text{Fe}_8$, natomiast ciemne obszary są charakterystyczne dla fazy krystalicznej $\text{Al}_{12,59}\text{Fe}_{6,41}$ o potencjale skierowanym w kierunku anodowym. Potencjał katodowy dla fazy $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{27}\text{Fe}_8$ (SCAPs) prawdopodobnie może wynikać ze złożonej strukturalnie budowy atomowej.



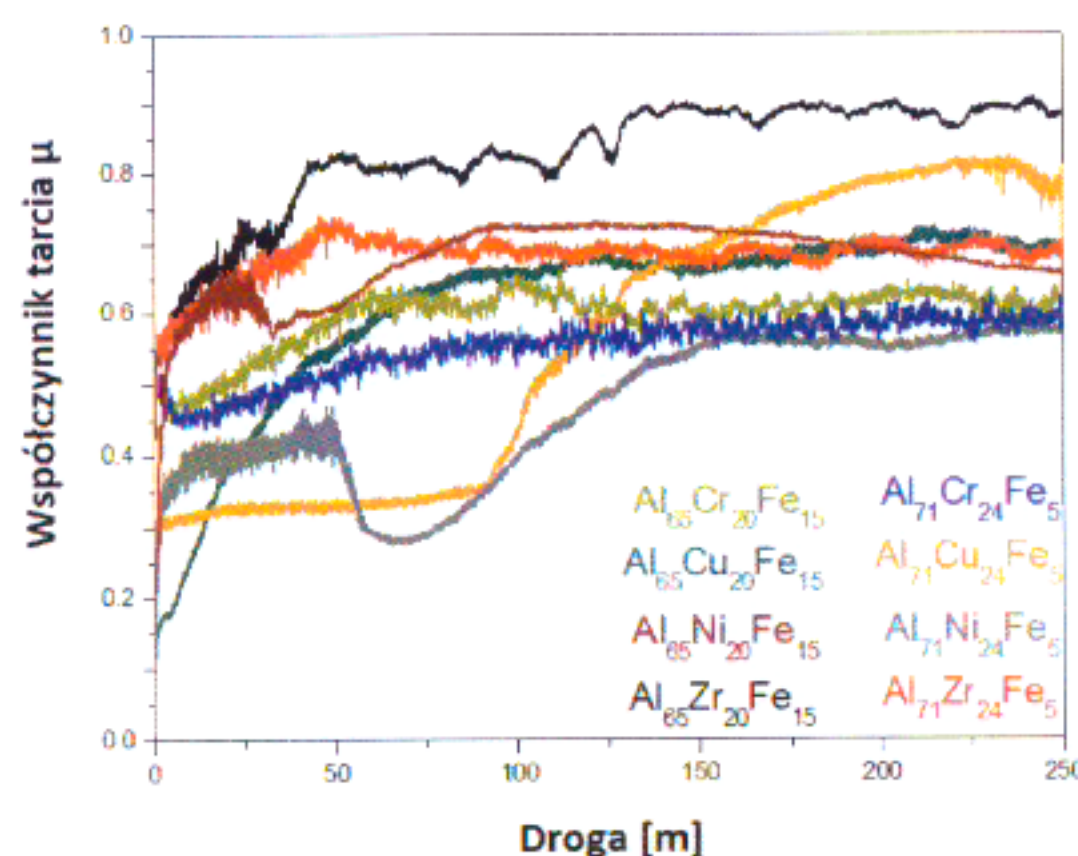
Rysunek 6. Mapa różnicy potencjałów SKPFM dla stopu $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{15}$ w postaci wlewka

Własności mechaniczne stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cr},\text{Zr},\text{Cu},\text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cr},\text{Zr},\text{Cu},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ zostały scharakteryzowane na podstawie pomiarów mikrotwardości metodą Vickersa. Spośród badanych stopów, największą średnią twardością charakteryzowały się stopy z dodatkiem chromu oraz niklu: $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{15}$ stop wstępny 917 ± 30 HV, płytka 943 ± 20 HV, $\text{Al}_{65}\text{Ni}_{20}\text{Fe}_{15}$ stop wstępny 875 ± 31 HV, płytka 953 ± 47 HV, $\text{Al}_{71}\text{Cr}_{24}\text{Fe}_5$ stop wstępny 728 ± 34 HV, płytka 801 ± 43 HV, $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$ stop wstępny 828 ± 74 HV, płytka 896 ± 47 HV, natomiast najmniejszą z cyrkonem oraz miedzią: $\text{Al}_{65}\text{Zr}_{20}\text{Fe}_{15}$ stop wstępny 596 ± 92 HV, płytka 811 ± 123 HV, $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ stop wstępny 845 ± 64 HV, płytka 714 ± 16 HV, $\text{Al}_{71}\text{Zr}_{24}\text{Fe}_5$ stop wstępny 492 ± 47 HV, płytka 539 ± 116 HV, $\text{Al}_{71}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_5$ stop wstępny 554 ± 115 HV, płytka 536 ± 21 HV.

Badania tribilogiczne metodą pin-on-disc przeprowadzono w celu scharakteryzowania odporności na ścieranie stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cr},\text{Zr},\text{Cu},\text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cr},\text{Zr},\text{Cu},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ w postaci

Katarzyna Młynarek-Żak

wlewków. Rysunek 7 przedstawia krzywe zależności współczynnika tarcia w funkcji (250 metrów) pokonanej przez przeciwpróbkę. Na podstawie uzyskanych wartości, można ocenić, że najmniejszymi średnimi wartościami współczynnika tarcia charakteryzowały się stopy $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$ ($0,47 \pm 0,11$), $\text{Al}_{71}\text{Cr}_{24}\text{Fe}_5$ ($0,55 \pm 0,06$), $\text{Al}_{71}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_5$ ($0,56 \pm 0,21$) oraz $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{15}$ ($0,59 \pm 0,06$). Stop $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ wykazał średni współczynnik tarcia 0,61, jednakże odnotowano dużą wartość odchylenia standardowego (0,17). Natomiast dla stopu $\text{Al}_{71}\text{Zr}_{24}\text{Fe}_{15}$ wyznaczono średnią wartość współczynnika tarcia $0,68 \pm 0,07$. Największą średnią wartością współczynnika tarcia charakteryzował się stop $\text{Al}_{65}\text{Zr}_{20}\text{Fe}_{15}$ ($0,83 \pm 0,1$). Na podstawie pomiarów śladów wytarcia, odnotowano największe średnie szerokości dla stopu $\text{Al}_{71}\text{Zr}_{24}\text{Fe}_5$ ($1,5 \pm 0,12$ mm), $\text{Al}_{71}\text{Cr}_{24}\text{Fe}_5$ ($1,24 \pm 0,1$ mm) oraz $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{15}$ ($1,24 \pm 0,05$ mm). Najmniejszą średnią szerokością śladu wytarcia charakteryzował się stop $\text{Al}_{65}\text{Ni}_{20}\text{Fe}_{15}$ ($0,58 \pm 0,12$ mm). Według przeprowadzonych pomiarów, najmniejszym odchyleniem standardowym, sugerującym najbardziej równomierne ścieranie, było charakterystyczne dla stopu $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_5$, podczas gdy największe wartości odnotowano dla stopu $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$. Ponadto, wykazano, że odporność na zużycie ścierne stopów $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{15}$, $\text{Al}_{71}\text{Cr}_{24}\text{Fe}_5$ oraz $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$ jest zbliżona do jednofazowych stopów o złożonej strukturze opisywanych w literaturze.



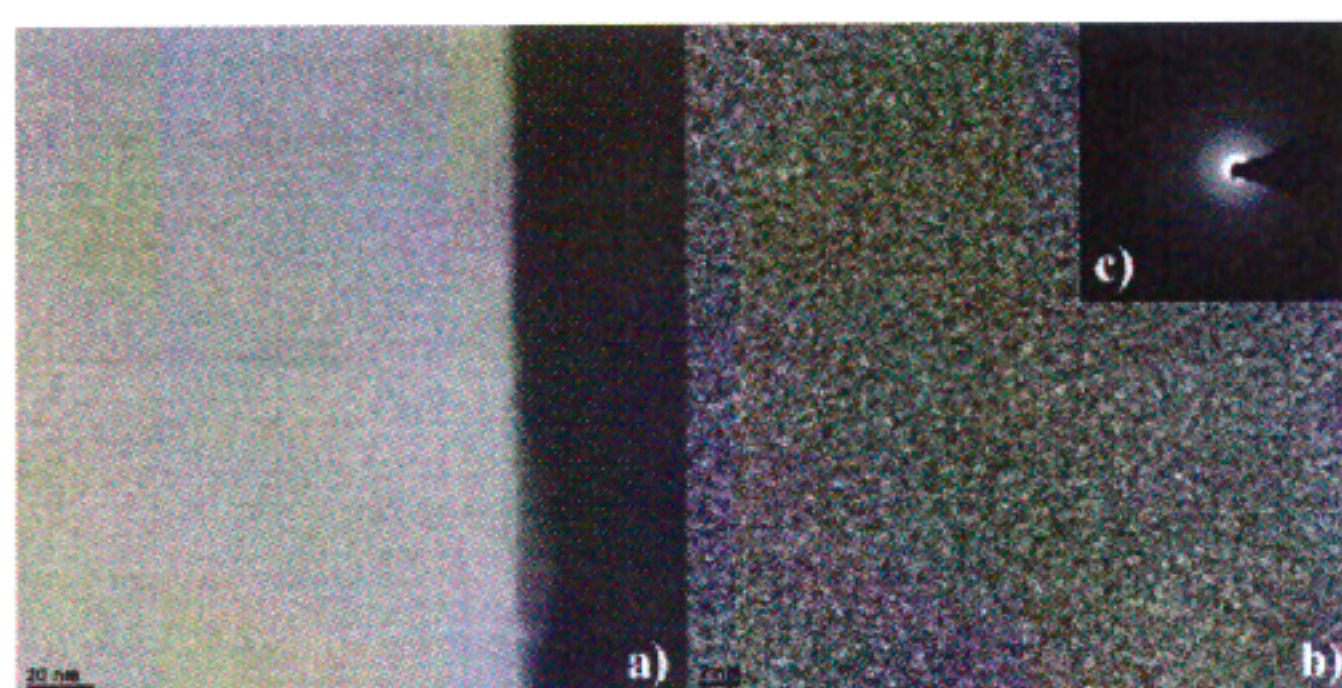
Rysunek 7. Wyniki badań tribologicznych metodą pin-on-disc dla stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cr}, \text{Zr}, \text{Cu}, \text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cr}, \text{Zr}, \text{Cu}, \text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ w postaci stopów wstępnych

2.5. Omówienie wyników badań stopów $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$

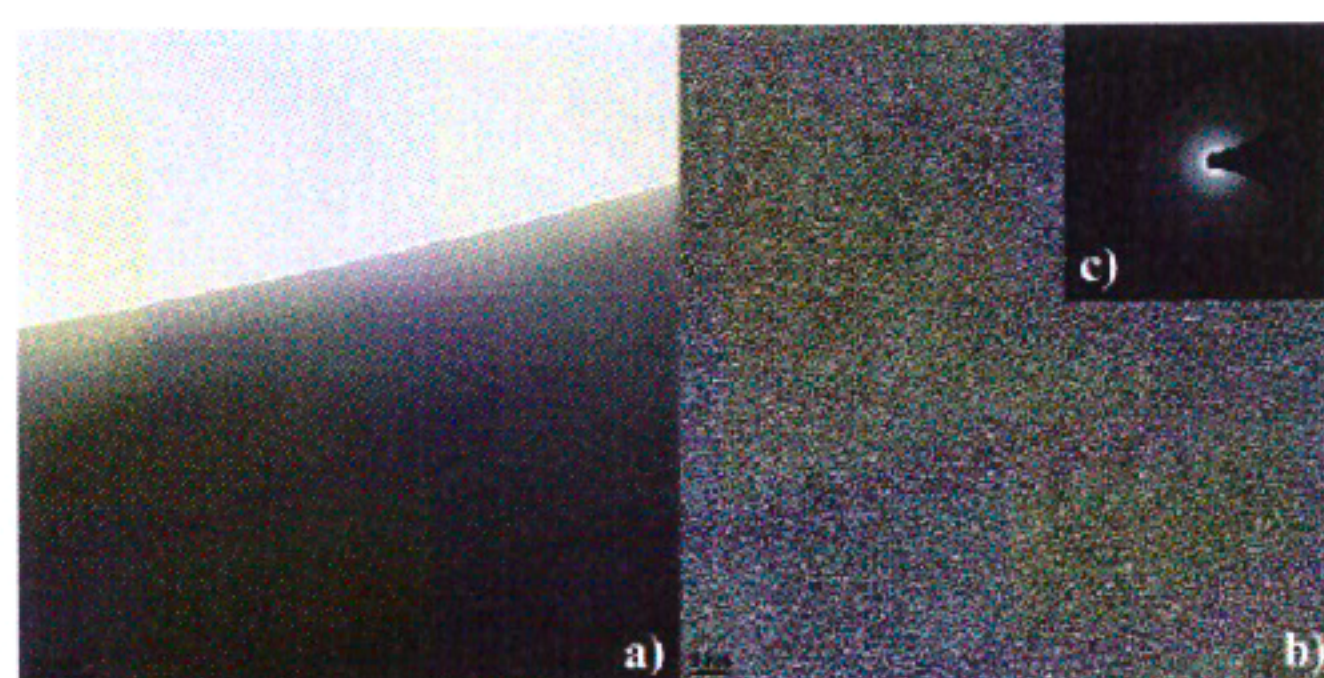
Strukturę amorficzną uzyskano dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ odlewane go z temperatury 1400°C oraz dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ odlewane go z temperatury 1200°C . Stop $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$ oraz

Katarzyna Młynarek-Żak

$\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$ w postaci taśm charakteryzowały się strukturą nanokrystaliczną. Na rysunkach 8 i 9 przedstawiono obrazy struktur w trybie klasycznym (TEM) oraz wysokorozdzielczym (HRTEM) wraz z dyfrakcjami elektronowymi (SAED) dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ oraz $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$. Wyniki obserwacji mikroskopowych wykazały, że badane stopy charakteryzowały się jednorodną strukturą, pozbawioną krystalitów. Struktury w trybie wysokorozdzielczym (rys. 8b, 9b) charakteryzowały się nieuporządkowaniem atomowym, określanym jako efekt „salt and pepper”. Ponadto, występowanie struktury amorficznej dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ oraz $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ potwierdzono na podstawie dyfrakcji SAED (rys. 8c, 9c) przedstawiającej rozmyte prążki dyfrakcyjne.



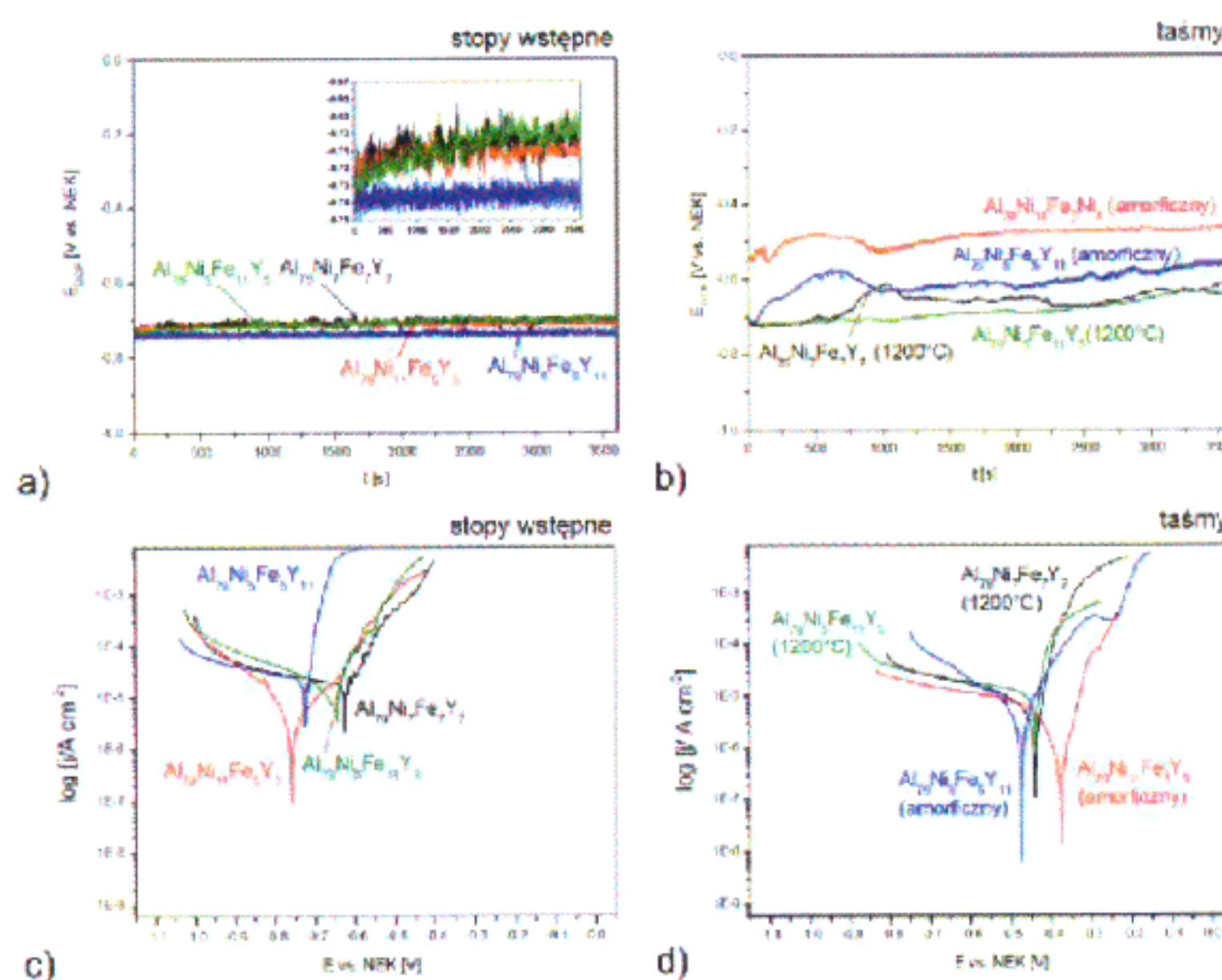
Rysunek 8. Obraz TEM (w polu ciemnym) a) oraz wysokorozdzielczy b) wraz z dyfrakcją elektronową c) dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ w postaci taśmy odlewanej z temperatury 1400°C



Rysunek 9. Obraz TEM (w polu jasnym) a) oraz wysokorozdzielczy b) wraz z dyfrakcją elektronową c) dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ w postaci taśmy odlewanej z temperatury 1200°C

Ocenę odporności korozyjnej stopów $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$ w postaci wlewków i taśm przeprowadzono za pomocą badań elektrochemicznych w wodnym środowisku 3,5% roztworu chlorku sodu w temperaturze 25°C . Wyniki zmian potencjału obwodu otwartego w funkcji czasu wraz z krzywymi polaryzacyjnymi przedstawiono na rysunku 10. Wartości E_{OCP} skierowane w stronę wartości

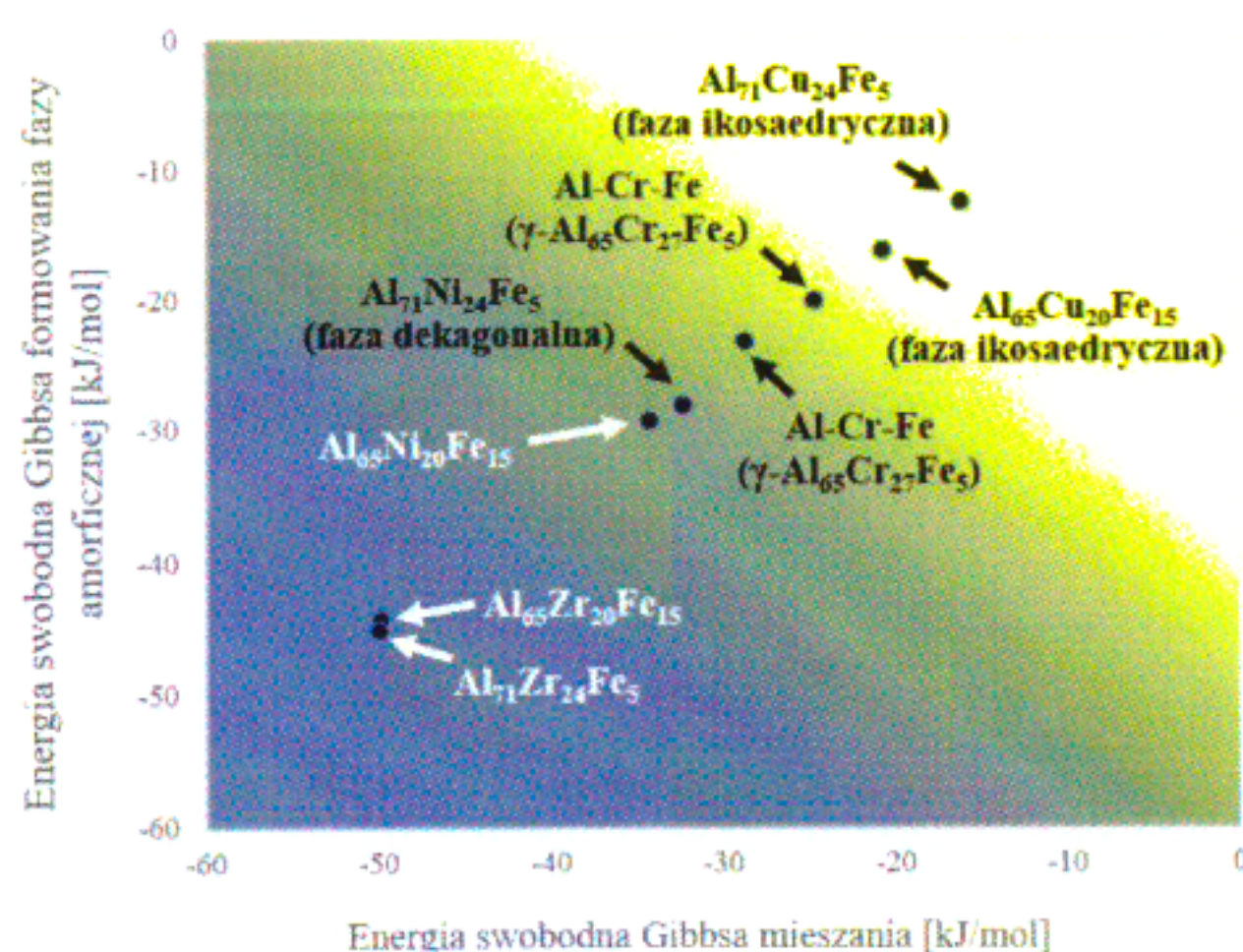
dodatnich zarejestrowano dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ odlewane z temperatury 1200°C o strukturze amorficznej. Zauważalna poprawa potencjału obwodu otwartego względem stopu wstępnego, była również widoczna dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ odlewane z temperatury 1400°C o nieuporządkowanej strukturze atomowej. Na podstawie krzywych polaryzacyjnych oraz wyznaczonych parametrów E_{corr} , R_p i j_{corr} , również widoczna była poprawa własności korozyjnych dla taśm wytwarzanych metodą melt-spinning. Potencjał korozyjny stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ w postaci wlewka wynosił $-0,729\text{ V}$, natomiast dla taśmy odlewanej z temperatury 1400°C o strukturze amorficznej nastąpiło przesunięcie E_{corr} w stronę wartości katodowych ($-0,425\text{ V}$). W przypadku stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$, uzyskano większą poprawę, ponieważ potencjał korozyjny stopu wstępnego wynosił $-0,761\text{ V}$, natomiast dla taśmy E_{corr} był równy $-0,37\text{ V}$. Największy opór polaryzacyjny uzyskano dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$, zarówno w postaci wlewka ($7\text{ k}\Omega\text{cm}^2$), jak i taśmy ($15,13\text{ k}\Omega\text{cm}^2$). Taśmy amorficzne $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ oraz $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ charakteryzowały się najmniejszymi gęstościami prądu korozyjnego, które wynosiły odpowiednio $1,2\text{ }\mu\text{A/cm}^2$ oraz $2,91\text{ }\mu\text{A/cm}^2$. Ponadto, stop $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ w postaci wlewka wykazywał największą wartość j_{corr} spośród wszystkich badanych stopów. Stop wstępny $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ charakteryzował się sześciokrotnie mniejszą gęstością prądu korozyjnego ($2,91\text{ }\mu\text{A/cm}^2$) w porównaniu ze stopami $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$ ($17,54\text{ }\mu\text{A/cm}^2$) oraz $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$ ($16,61\text{ }\mu\text{A/cm}^2$) w postaci wlewków.



Rysunek 10. Zmiany potencjału obwodu otwartego w funkcji czasu (a,c) oraz krzywe polaryzacyjne (b,d) dla stopów $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$ w postaci stopów wstępnych i taśm

2.6. Weryfikacja parametrów termodynamicznych

Dla zaproponowanych składów chemicznych $\text{Al}_{65}(\text{Cu},\text{Ni},\text{Zr},\text{Cr})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cu},\text{Zr},\text{Cr},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$, wyznaczono wartości parametrów związanych z entropią, entalpią i energią swobodną Gibbsa. Ze względu na to, że entropia konfiguracyjna nie jest związana z wielkością promieni atomowych, lecz zależy od udziału dodatków stopowych, niezależnie od zastosowanych pierwiastków, wartość ΔS^{conf} była taka sama dla poszczególnych serii składów $\text{Al}_{65}(\text{Cu},\text{Ni},\text{Zr},\text{Cr})_{20}\text{Fe}_{15}$ (7,37 J/molK) oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cu},\text{Zr},\text{Cr},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$ (6,11 J/molK). Dla wszystkich stopów występowała taka sama tendencja obliczonych parametrów entalpii i energii swobodnej Gibbsa. Najbardziej skierowane w stronę wartości dodatnich parametry były charakterystyczne dla stopów zawierających fazy kwazikrystaliczne oraz będące aproksymantami faz kwazikrystalicznych (faza $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{27}\text{Fe}_8$). Najmniejsze wartości entalpii oraz energii swobodnej Gibbsa wykazały składy chemiczne o strukturze krystalicznej, wielofazowej: $\text{Al}_{65}\text{Ni}_{20}\text{Fe}_{15}$, $\text{Al}_{65}\text{Zr}_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}\text{Zr}_{24}\text{Fe}_5$. Rysunek 11 przedstawia mapę zależności energii Gibbsa ΔG^{mix} oraz ΔG^{amorf} .



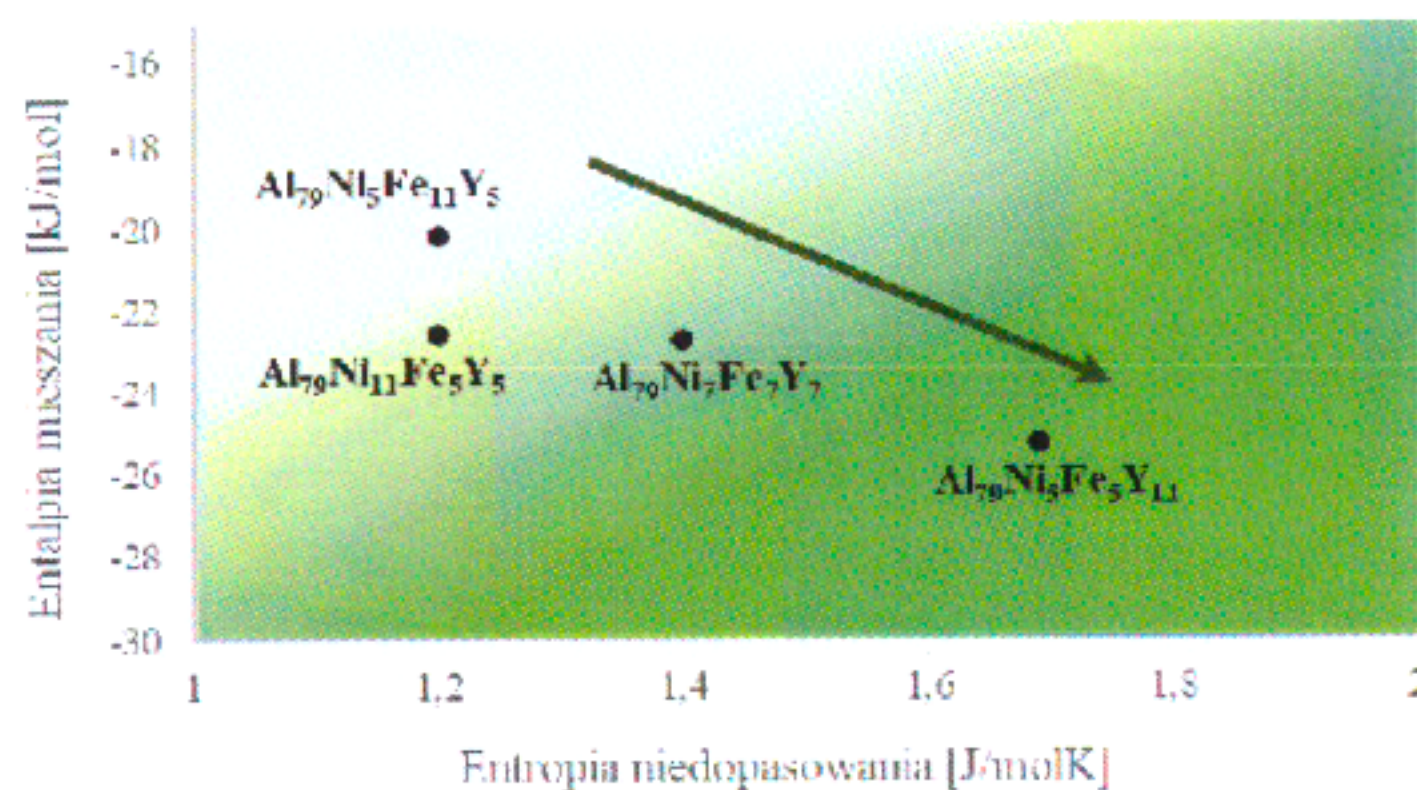
Rysunek 11. Mapa zależności wyznaczonych energii swobodnych Gibbsa ΔG^{mix} i ΔG^{amorf} dla stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cu},\text{Ni},\text{Zr},\text{Cr})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cu},\text{Zr},\text{Cr},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$

Na podstawie mapy, można zaobserwować, że punkty przecięcia wartości ΔG^{mix} oraz ΔG^{amorf} stopów, które charakteryzowały się strukturą krystaliczną przy zastosowaniu zwiększonej szybkości chłodzenia ze stanu ciekłego tj. $\text{Al}_{65}\text{Zr}_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}\text{Zr}_{24}\text{Fe}_5$, znajdowały się na zaznaczonym niebieskim obszarze. Stop $\text{Al}_{65}\text{Ni}_{20}\text{Fe}_{15}$ wytwarzany metodą HPDC również na podstawie badań strukturalnych wykazał strukturę krystaliczną, dlatego punkt przecięcia wartości energii swobodnej Gibbsa umiejscowiony jest w strefie przejściowej

między kolorem niebieskim, a żółtym. Stop $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$ w postaci płytki, na podstawie badań struktury, charakteryzował się występowaniem dekalgonalnej fazy kwazikrystalicznej ($\text{D-Al}_{70,83}\text{Fe}_{9,83}\text{Ni}_{19,34}$). Punkt przecięcia ΔG^{mix} oraz ΔG^{amorf} , podobnie jak dla stopu $\text{Al}_{65}\text{Ni}_{20}\text{Fe}_{15}$ znajdował się w strefie przejściowej, aczkolwiek wartości energii swobodnej Gibbsa były bardziej skierowane w stronę wartości dodatnich. Punkty przecięcia ΔG^{mix} oraz ΔG^{amorf} dla stopów $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{15}$, $\text{Al}_{71}\text{Cr}_{24}\text{Fe}_5$, $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_5$ zostały umieszczone w strefie oznaczonej kolorem żółtym. Te składy chemiczne charakteryzowały się największymi wartościami energii swobodnej Gibbsa oraz obecnością faz międzymetalicznych o złożonej strukturze. Na podstawie obliczeń termodynamicznych dla stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cr,Zr,Cu,Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cr,Zr,Cu,Ni})_{24}\text{Fe}_5$ stwierdzono tendencję formowania faz o złożonej strukturze dla wartości energii swobodnej Gibbsa mieszania ($-32,2 \div -16,17$ kJ/mol) oraz formowania struktury amorficznej ($-28,09 \div -12,5$ kJ/mol) skierowanych w stronę wartości dodatnich.

Parametry związane z entropią, entalpią i energią swobodną Gibbsa zostały również wyznaczone dla stopów $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ oraz $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$. Entropia konfiguracyjna dla stopów $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ była równa 6,06 J/molK. Dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$, ze względu na inne udziały atomowe pierwiastków, ΔS^{conf} wynosiła 6,19 J/molK. Największą wartość entropii niedopasowania wyznaczono dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ (1,69 J/molK), dla którego zidentyfikowano strukturę amorficzną. Jednakże, wartość ΔS^{mis} dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ (1,2 J/molK), który również charakteryzował się strukturą amorficzną przy zastosowaniu temperatury odlewania 1200°C, była taka sama jak dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$ o strukturze nanokrystalicznej. Dla wszystkich parametrów związanych z entalpią oraz energią swobodną Gibbsa, zachowana była tendencja, według której najmniejsze wartości były charakterystyczne dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ ($\Delta H^{\text{mix}} = -25,26$ kJ/mol, $\Delta H^{\text{amorf}} = -21,81$ kJ/mol, $\Delta G^{\text{mix}} = -32$ kJ/mol, $\Delta G^{\text{amorf}} = -28,54$ kJ/mol). Największe wartości ΔH i ΔG były wyznaczone dla $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$ ($\Delta H^{\text{mix}} = -20,2$ kJ/mol, $\Delta H^{\text{amorf}} = -16,72$ kJ/mol, $\Delta G^{\text{mix}} = -26,94$ kJ/mol, $\Delta G^{\text{amorf}} = -23,46$ kJ/mol). Na rysunku 12 przedstawiono mapę zależności entropii niedopasowania oraz entalpii mieszania wyznaczonych dla badanych stopów. Można zaobserwować, że dla większych wartości entropii niedopasowania oraz ujemnych wartości entalpii mieszania występuje tendencja formowania struktury amorficznej. Dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$ nie uzyskano struktury amorficznej, jednakże na podstawie wartości ΔS^{mis} (1,4 J/molK) oraz ΔH^{mix} (-22,74 kJ/mol) można przypuszczać, że dostosowanie parametrów

takich jak temperatura odlewania oraz szybkość chłodzenia ze stanu ciekłego mogłyby korzystnie wpłynąć na zeszklenie.



Rysunek 12. Mapa zależności entalpii mieszania i entropii niedopasowania dla stopów $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$

3. Wnioski

W oparciu o przeprowadzone badania oraz dyskusję, sformułowano następujące wnioski:

1. Fazy kwazikrystaliczne zidentyfikowano dla stopu wstępnego $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ (I-AlCuFe) oraz płytek odlewanych wysokociśnieniowo do form miedzianych w przypadku stopów $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ (I-AlCuFe), $\text{Al}_{71}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_5$, (I- $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$), $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$ (D- $\text{Al}_{70,83}\text{Fe}_{9,83}\text{Ni}_{19,34}$). Dla wszystkich stopów Al-Cr-Fe wykazano obecność fazy $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{27}\text{Fe}_8$ o złożonej strukturze (SCAPs). Ponadto, dla stopu $\text{Al}_{71}\text{Zr}_{24}\text{Fe}_5$ w postaci wlewka i płytki, zidentyfikowano fazę Al_2Zr , która stanowi fazę Lavesa, klasyfikowaną jako fazę międzymetaliczną o złożonej strukturze.
2. Na podstawie przeprowadzonych badań elektrochemicznych wywnioskowano, że skład chemiczny stanowi główny czynnik decydujący o odporności korozyjnej. Spośród badanych stopów o strukturze kwazikrystalicznej, największą odpornością korozyjną charakteryzował się stop $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$ w postaci płytki. Równocześnie, wykazano pozytywny wpływ faz o złożonej strukturze na odporność korozyjną, ze względu na większy opór polaryzacyjny i mniejszą gęstość prądu korozyjnego dla stopów $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$ oraz $\text{Al}_{71}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_5$ wytworzonych w postaci płytek zawierających fazy kwazikrystaliczne.
3. Spośród badanych stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cr},\text{Zr},\text{Cu},\text{Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cr},\text{Zr},\text{Cu},\text{Ni})_{24}\text{Fe}_5$, największą średnią twardością charakteryzowały się stopy z dodatkiem chromu oraz niklu, natomiast najmniejszą z cyrkonem oraz miedzią. Stwierdzono korzystny wpływ fazy dekalgonalnej

w stopie $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$ w postaci płytki na zwiększenie średniej twardości w porównaniu ze stopem wstępnym o strukturze krystalicznej.

4. Na podstawie badań własności tribologicznych, stwierdzono, że najgorszą odpornością na zużycie ściernie charakteryzowały się stopy typu Al-Zr-Fe, aczkolwiek faza Lavesa Al_2Zr prawdopodobnie przyczyniła się do obniżenia współczynnika tarcia w stopie $\text{Al}_{71}\text{Zr}_{24}\text{Fe}_5$. Stopy wstępne o złożonej strukturze faz międzymetalicznych ($\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$, $\text{Al}_{65}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{15}$, $\text{Al}_{71}\text{Cr}_{24}\text{Fe}_5$) wykazały własności tribologiczne zbliżone do stopów jednofazowych typu CMAs opisanych w literaturze. Dobrą odpornością na ścieranie charakteryzował się również stop wstępny $\text{Al}_{71}\text{Ni}_{24}\text{Fe}_5$ ze względu na mały współczynnik tarcia oraz morfologię śladu wytarcia charakteryzującą się niedużym oraz równomiernym zużyciem.

5. Uzyskanie struktury amorficznej jest możliwe dla czteroskładnikowych stopów na bazie aluminium o udziale poniżej 80 at.% Al. Ustalono, że istotne znaczenie dla uzyskania nieuporządkowania atomowego w stopach Al-Ni-Fe-Y metodą melt-spinning pełni temperatura odlewania. Strukturę amorficzną dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$ uzyskano przy zastosowaniu temperatury odlewania 1400°C , natomiast dla stopu $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ przy 1200°C . Stop $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$ oraz $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$ w postaci taśm charakteryzowały się strukturą nanokrystaliczną.

6. Stopy $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_5\text{Y}_{11}$, $\text{Al}_{79}\text{Ni}_{11}\text{Fe}_5\text{Y}_5$ w postaci taśm o strukturze amorficznej, charakteryzowały się najlepszą odpornością korozyjną w porównaniu do taśm nanokrystalicznych $\text{Al}_{79}\text{Ni}_5\text{Fe}_{11}\text{Y}_5$ i $\text{Al}_{79}\text{Ni}_7\text{Fe}_7\text{Y}_7$ oraz stopów wstępnych o strukturze krystalicznej. Na podstawie otrzymanych parametrów elektrochemicznych, wykazano korzystny wpływ nieuporządkowanej struktury atomowej na odporność korozyjną.

7. Na podstawie obliczeń termodynamicznych dla stopów $\text{Al}_{65}(\text{Cr,Zr,Cu,Ni})_{20}\text{Fe}_{15}$ oraz $\text{Al}_{71}(\text{Cr,Zr,Cu,Ni})_{24}\text{Fe}_5$ stwierdzono tendencję formowania faz o złożonej strukturze dla wartości energii swobodnych Gibbsa mieszania oraz formowania struktury amorficznej skierowanych w stronę wartości dodatnich. Dla stopów Al-Ni-Fe-Y o najbardziej dodatnich wartościach entropii niedopasowania wraz z ujemną entalpią stwierdzono możliwość występowania struktury amorficznej przy zastosowaniu odpowiedniej temperatury odlewania w metodzie melt-spinning.