

Zakładając, że udział składowej (L1) w widmie całkowitym jest proporcjonalny do zawartości wydzieleni żelaza w próbce, można oszacować, że zawartość nanokrystalicznej fazy αFe wynosi 3,8%. Pozostałe składowe L2, L3 i L4 w ogólności opisują obszary fazy amorficznej o różnych uporządkowaniach bliskiego zasięgu związanych z różną koncentracją atomów żelaza i boru, jak również obszary odpowiadające powierzchni rozdziału pomiędzy wydzieleniami fazy αFe a amorficzną osnową. Należy podkreślić, że zastosowana metoda dopasowania do widma wyjściowego kilku widm składowych w przypadku fazy amorficznej jest metodą bardzo przybliżoną i umożliwia jedynie jakościową analizę wyników. Tym niemniej fakt, że tę metodę udało się zastosować do analizy badanych próbek z niezłym efektem numerycznym, potwierdza wniosek, że wytworzona faza amorficzna jest silnie niejednorodna pod względem składu chemicznego i uporządkowania bliskiego zasięgu [38, 43].

Wyniki przedstawionych badań wskazują, że zastosowane metody wytwarzania umożliwiają uzyskanie struktur nanokrystalicznych w stopach typu Fe-Hf-B. Uzyskane własności magnetyczne są związane z zawartością i wielkością fazy krystalicznej αFe w strukturze nanokrystalicznej. Parametry zaproponowanych metod otrzymywania należy więc zweryfikować w taki sposób, aby otrzymać określony stopień skryształizowania w stopach oraz stosowną wielkość fazy nanokrystalicznej.

4. Korozja elektrochemiczna amorficznych i nanokrystalicznych stopów $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ oraz $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$

Projektowanie i aplikacja materiałów metalicznych związane są z określeniem między innymi ich własności fizycznych, z których jedną z ważniejszych jest odporność korozyjna.

Pod pojęciem korozji rozumiane jest niezamierzone niszczenie struktury materiałów metalowych przez działanie chemiczne lub elektrochemiczne otaczającego środowiska rozpoczynające się od powierzchni materiału [46-51].

Wpływ czynników związanych z korozją, w tym elektrochemiczną, na tworzywa metaliczne jest trudny do wyeliminowania i nie należy go zaniedbywać wytwarzając gotowe wyroby. W wyniku pracy materiałów magnetycznie miękkich, do których zalicza się stop $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ oraz $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$, w warunkach atmosfery środowiska korozyjnego powstające na powierzchni produkty korozji mogą doprowadzić w określonej mierze do degradacji charakterystyk magnetycznych.

Niezmiennosc własności magnetycznych tworzyw ma zasadnicze znaczenie podczas eksploatacji podzespolow magnetycznych. Sklad chemiczny i historia technologiczna stopow wplywa na ich zachowanie elektrochemiczne funkcji zmiennych parametrów srodowiska korozyjnego a w rezultacie – na zmiany ich własności magnetycznych.

Optymalizacja skladu chemicznego ze wzgledu na okrešlone własności magnetyczne miękkie nie zawsze moze zapewnić stosowną odporność korozyjną w danym srodowisku.

Analizowane stopy są przedstawicielami dwóch grup nowoczesnych materialow magnetycznie miękkich. Stop $Fe_{78}Si_9B_{13}$ jest przedstawicielem grupy jednofazowych materialow magnetycznych o strukturze amorficznej. Stop $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$ nalezy do grupy stopow o dwufazowej strukturze nanokrystalicznej, która sklada się z amorficznej osnowy i ziarn fazy α -Fe(Si) o nanometrycznych rozmiarach. Materialy te podczas pracy urzadzén, w których są stosowane, narażone są na działanie róznych czynników zakłócających stabilność ich pracy (w tym korozji elektrochemicznej).

Wplyw czynników związanych z korozją jest niemal niemożliwy do wyeliminowania. Dlatego podjęto badania w kierunku poznania przebiegu korozji elektrochemicznej oraz jej wplywu na własności magnetyczne tych stopow [52-54].

Dość powszechnie stosowaną metodą w badaniach korozyjnych jest technika potencjodynamiczna, którą zastosowano do okrešlenia potencjalu korozyjnego, prędkości korozji i sklonności do pasywacji lub jej braku. Badania prowadzono w 0,5 M roztworze Na_2SO_4 oraz w 0,5 M roztworze NaCl o temperaturach 20°C (293 K), 35°C (308 K) i 70°C (343 K). W wyniku badan potencjodynamicznych zaobserwowano dla stopow $Fe_{78}Si_9B_{13}$ i $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$, niezaleźnie od struktury, szybszą korozję w rozcieńczonym wodnym roztworze NaCl w stosunku do szybkości korozji w obecności roztworu wodnego Na_2SO_4 . Łatwo rozpuszczający się tlen w 0,5 M roztworze NaCl przyspiesza reakcje rozpuszczania powierzchni. Prędkość korozji v_{kor} żelaza jest największa, gdy stężenie NaCl w wodzie wynosi około 0,5 M. Stężenie takie występuje np. w wodzie morskiej, a przewodność 0,5 M roztworu wodnego NaCl jest znacznie większa niż przewodność czystej wody destylowanej, co również sprzyja przyspieszeniu procesow korozji elektrochemicznej [55-57].

Bez wzgledu na strukturę wieloskladnikowy stop $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$ wykazywał sklonność do pasywacji w roztworze siarczanow i cechował się mniejszą prędkością korozji w obu zastosowanych roztworach korozyjnych w porównaniu do stopu $Fe_{78}Si_9B_{13}$ (tabl. 5-8, rys. 22-25). Stop $Fe_{78}Si_9B_{13}$ nie wykazywał sklonności do przejścia w stan pasywny w warunkach prowadzonego eksperymentu (rys. 26-28).

Tablica 5. Zestawienie wartości parametrów korozyjnych stopu $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$ badanego w 0,5 M roztworze Na_2SO_4 otrzymane w oparciu o metodę Sterna-Tafela

Temperatura obróbki cieplnej, K	Struktura	Temperatura roztworu, K					
		293		308		343	
		E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok	E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok	E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok
„as quenched”	amorficzna	-1095	0,927	-791	0,308	-841	5,084
523	amorficzna po relaksacji strukturalnej	-1168	0,39	-847	0,625	-889	4,020
573		-710	0,051	-847	0,423	-870	1,232
598		-800	0,0348	-833	0,072	-894	1,008
623		-769	0,0113	-954	0,153	-838	0,569
648		-913	0,0408	-812	0,013	-1003	1,775
673		-809	0,117	-787	0,114	-1060	0,035
698		-762	1,577	-780	0,561	-838	0,625
723		-692	1,837	-920	0,253	-835	1,631
748	nanokrystaliczna: α -Fe(Si) + amorficzna osnowa	-1001	9,00	-756	0,062	-1107	3,567
773		-689	0,859	-756	0,061	-872	0,343
798		-868	0,150	-816	0,057	-887	0,63
823		-843	0,055	-972	0,047	-981	0,149

Tablica 6. Zestawienie wartości parametrów korozyjnych stopu $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$ badanego w 0,5 M roztworze NaCl otrzymane w oparciu o metodę Sterna-Tafela

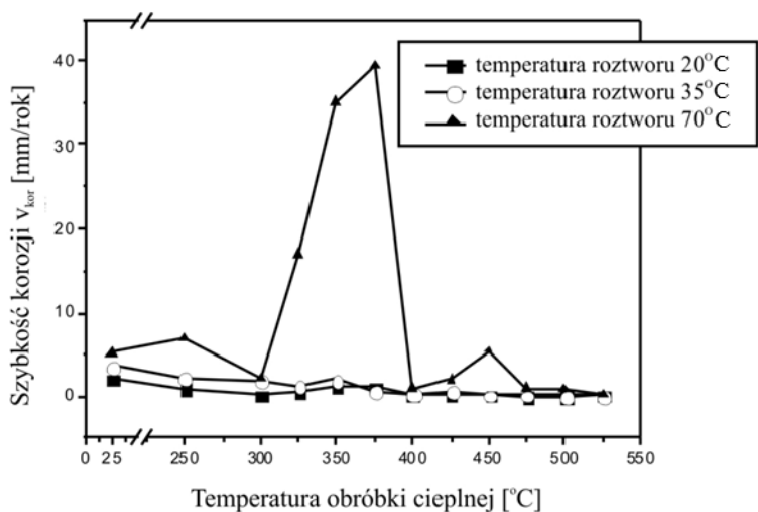
Temperatura obróbki cieplnej, K	Struktura	Temperatura roztworu, K					
		293		308		342	
		E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok	E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok	E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok
„as quenched”	amorficzna	-600	0,119	-602	0,66	-621	1,295
523	amorficzna po relaksacji strukturalnej	-539	0,231	-529	0,162	-620	1,250
573		-552	0,1367	-562	0,09	-512	0,138
598		-552	0,1653	-558	0,069	-575	0,195
623		-455	0,8039	-426	0,184	-511	0,811
648		-575	0,357	-548	0,142	-570	0,001
673		-375	2,89	-534	0,009	-571	0,065
698		-557	6,649	-557	0,013	-599	0,44
723		-375	2,498	-384	0,144	-563	1,257
748	nanokrystaliczna: α -Fe(Si) + amorficzna osnowa	-522	2,135	-537	0,033	-554	0,113
773		-489	0,122	-474	0,054	-577	0,184
798		-515	0,124	-510	0,006	-484	0,028
823		-515	0,131	-505	0,005	-487	0,024

Tablica 7. Zestawienie wartości parametrów korozyjnych stopu $Fe_{78}Si_9B_{13}$ badanego w 0,5 M roztworze Na_2SO_4 otrzymane w oparciu o metodę Sterna-Tafela

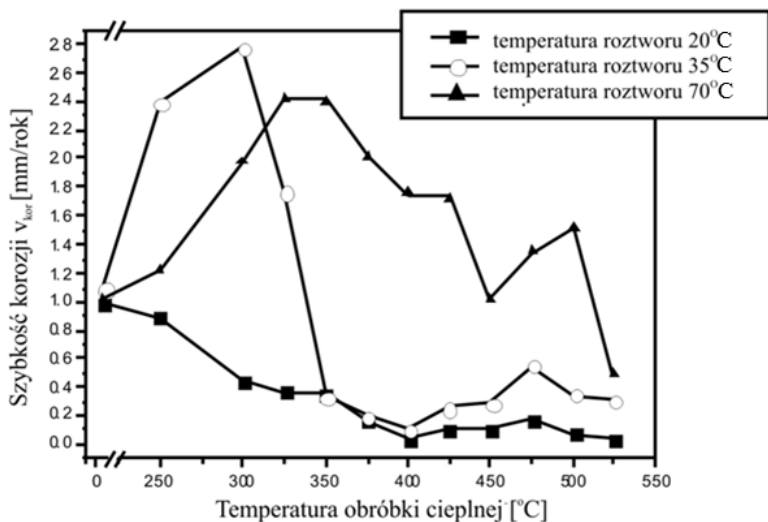
Temperatura obróbki cieplnej, K	Struktura	Temperatura roztworu, K					
		293		308		342	
		E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok	E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok	E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok
„as quenched”	amorficzna	-1067	2,052	-1140	3,626	-1026	5,166
523	amorficzna po relaksacji strukturalnej	-1163	0,94	-1138	2,089	-1066	6,9
573		-1196	0,137	-1139	1,890	-1049	2,09
598		-1115	0,357	-1052	1,215	-1106	16,81
623		-1150	1,215	-998	1,927	-1034	35,2
648		-1048	1,105	-1193	0,635	-1047	39,44
673		-1127	0,121	-1102	0,310	-1161	0,981
698		-1074	0,231	-1100	0,586	-1063	1,932
723	nanokrystaliczna: α -Fe(Si) + amorficzna osnowa	-1132	0,147	-1131	0,164	-1150	5,47
748		-1077	0,079	-1123	0,248	-1123	0,983
773		-1005	0,082	-1073	0,107	-1095	0,882
798		-1016	0,131	-1040	0,123	-1089	0,198

Tablica 8. Zestawienie wartości parametrów korozyjnych stopu $Fe_{78}Si_9B_{13}$ badanego w 0,5 M roztworze $NaCl$ otrzymane w oparciu o metodę Sterna-Tafela

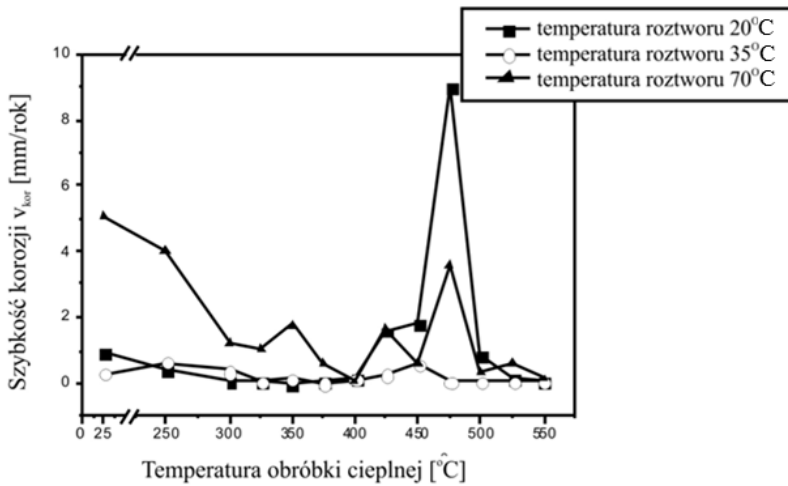
Temperatura obróbki cieplnej, K	Struktura	Temperatura roztworu, K					
		293		308		342	
		E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok	E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok	E_{kor} , mV	V_{kor} , mm/rok
„as quenched”	amorficzna	-735	0,987	-717	1,09	-733	1,010
523	amorficzna po relaksacji strukturalnej	-736	0,895	-756	2,40	-734	1,23
573		-712	0,442	-886	2,781	-770	1,98
598		-910	0,368	-867	1,765	-765	2,42
623		-903	0,364	-690	0,334	-767	2,410
648		-772	0,164	-983	0,198	-781	2,011
673		-789	0,041	-674	0,111	-768	1,012
698		-795	0,117	-684	0,263	-779	1,731
723	nanokrystaliczna: α -Fe(Si) + amorficzna osnowa	-756	0,110	-598	0,292	-744	1,754
748		-810	0,185	-600	0,556	-750	1,345
773		-861	0,080	-558	0,347	-754	1,520
798		-1058	0,047	-603	0,307	-688	0,490



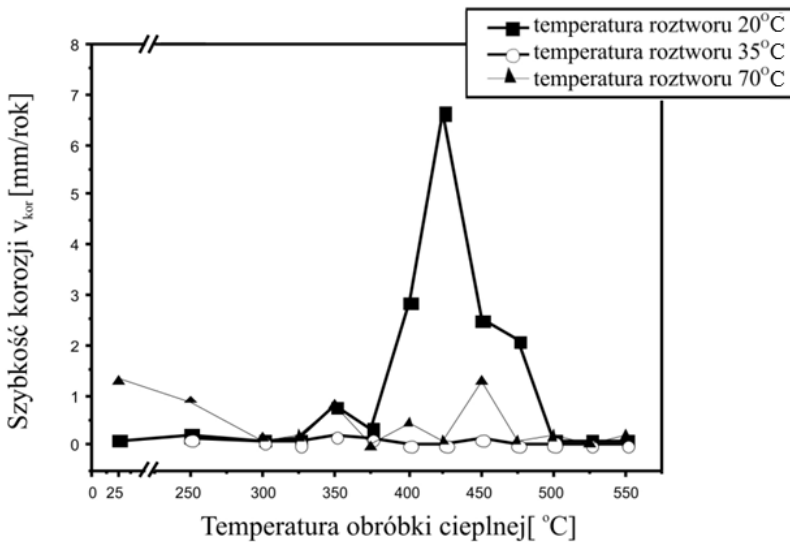
Rysunek 22. Wykres prędkości korozji w 0,5 M roztworze Na_2SO_4 o temperaturze: 20°C (293 K), 30°C (308 K) i 70°C (342 K) w funkcji obróbki cieplnej stopu $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$



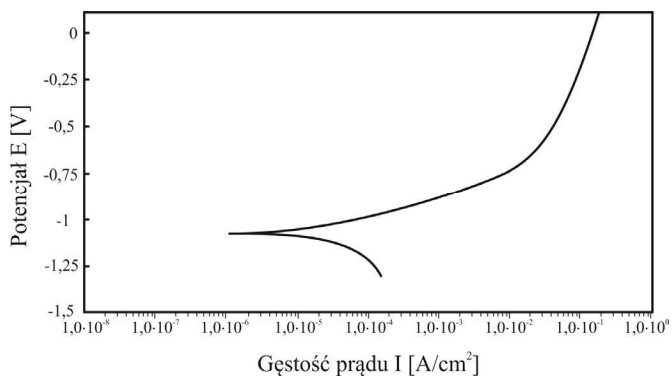
Rysunek 23. Wykres prędkości korozji w 0,5 M roztworze NaCl o temperaturze: 20°C (293 K), 35°C (308 K) i 70°C (343 K) w funkcji obróbki cieplnej stopu $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$



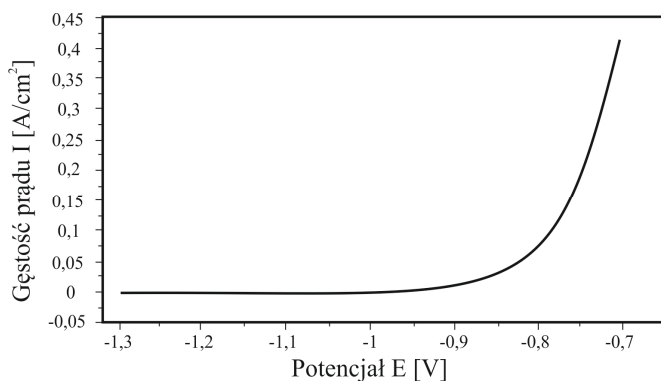
Rysunek 24. Wykres prędkości korozji w 0,5 M roztworze Na_2SO_4 o temperaturze: 20°C (293 K), 35°C (308 K) i 70°C (343 K) w funkcji obróbki cieplnej stopu $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$



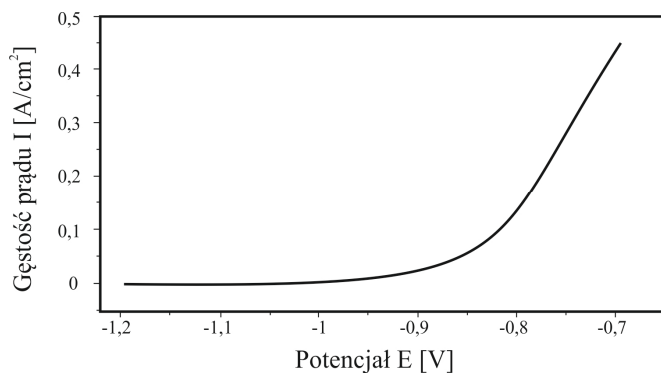
Rysunek 25. Wykres prędkości korozji w 0,5 M roztworze $NaCl$ o temperaturze: 20°C (293 K), 35°C (308 K) i 70°C (343 K) w funkcji obróbki cieplnej stopu $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$



Rysunek 26. Wykres krzywej polaryzacji anodowej stopu Fe₇₈Si₉B₁₃ w stanie „as quenched” otrzymane w 0,5M roztworze Na₂SO₄ o temperaturze 20°C (293 K)



Rysunek 27. Wykres krzywej polaryzacji anodowej stopu Fe₇₈Si₉B₁₃ w stanie „as quenched” otrzymane w 0,5 M roztworze Na₂SO₄ o temperaturze 35°C (308 K)



Rysunek 28. Wykres krzywej polaryzacji anodowej stopu Fe₇₈Si₉B₁₃ w stanie „as quenched” otrzymane w 0,5 M roztworze Na₂SO₄ o temperaturze 70°C (343 K)

Wzrost temperatury roztworu korozyjnego do 70°C (343 K) sprzyja zwiększeniu prędkości korozji, przy czym największy wpływ ma na wzrost prędkości korozji stopu $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$.

Skład chemiczny badanych stopów i struktura decydują o ich odporności korozyjnej. Obecność krzemu i boru w stopie $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ w ilości 22% at. jest niezbędna dla stabilizacji struktury amorficznej. Bor zdecydowanie pogarsza odporność korozyjną i skłonność do pasywacji.

Stop $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ zawierający 13% at. boru nie wykazuje zdolności do przejścia w stan pasywny. Krzem rozpuszczający się w żelazie wprowadza się do stopów na osnowie żelaza, aby zwiększyć rezystywność stopu, a tym samym ograniczyć straty związane z przemagnesywaniem. Krzem nie powoduje także zwiększenia koercji. Zarówno krzem jak i bor mają tendencję do pozostawiania w warstwie tworzącej produkty korozji w postaci boranów i krzemianów. Zastępowanie boru krzemem sprzyja poprawie odporności korozyjnej stopu. Jeżeli przyjąć, że pasywacja amorficznych stopów $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ i $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ uzależniona jest stosunkiem stężenia krzemu do sumy stężeń krzemu i boru ($\frac{\text{Si}}{\text{Si}+\text{B}}$) [58] można się spodziewać, że większa odporność na korozję będzie cechować amorficzny stop $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ ($\frac{\text{Si}}{\text{Si}+\text{B}} = 0,6$) w porównaniu do stopu $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ ($\frac{\text{Si}}{\text{Si}+\text{B}} = 0,4$). Ważnym dodatkiem stopowym do nanokrystalicznych stopów na osnowie żelaza, którego obecność przyczynia się do poprawy odporności na działanie czynników korozyjnych, jest niob. Działa on stabilizująco na fazę amorficzną tej grupy stopów. Podczas pierwszego etapu krystalizacji pierwotnej zachodzi dyfuzja Nb z frontu krystalizacji do amorficznych obszarów. Ponieważ współczynnik dyfuzji niobu jest niewielki, niob hamuje rozrost powstających obszarów krystalicznej fazy $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$. Niob jest pierwiastkiem bardziej elektrododatnim (wartość potencjału w szeregu napięciowym około +0,336 V względem NEK) od żelaza (-0,44 V względem NEK), może więc działać na poprawę odporności korozyjnej poprzez przesunięcie potencjału korozyjnego stopu w stronę wartości bardziej elektrododatnich. Podobnie na poprawę odporności korozyjnej wpływa dodatek miedzi, której potencjał względem NEK wynosi +0,04 V (w 3% roztworze wodnym NaCl) [48, 59]. Zaznaczyć należy, że trudne jest jednoznaczne oddzielenie indywidualnych wpływów tych pierwiastków na odporność korozyjną, zwłaszcza gdy badany stop jest stopem wieloskładnikowym, jak w przypadku $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$.

Technika elektrochemicznej spektroskopii impedancyjnej (metoda zmiennoprądowa) dostarczyła danych na temat mechanizmu korozji badanych stopów [52-54, 60-67].

W oparciu o uzyskane wyniki badań impedancyjnych podjęto próbę opracowania modeli układów elektrycznych, które opisują zjawiska zachodzące na granicy rozdziału faz powierzchnia stopu/elektrolit oraz próbę określenia mechanizmu korozji stopów $Fe_{78}Si_9B_{13}$ i $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$ o różnych strukturach. Dla badanych stopów zależnie od ich struktury i parametrów środowiska korozyjnego (tabl. 9) wyróżniono następujące mechanizmy: kontrolowany szybkością przeniesienia ładunku, kontrolowany szybkością przeniesienia masy i mieszany.

Tablica 9. Zestawienie rodzajów mechanizmów korozji stopów $Fe_{78}Si_9B_{13}$ i $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$ wyróżnione w badaniach impedancyjnych

Rodzaj stopu	Struktura stopu	Rodzaj mechanizmu	
		Rodzaj roztworu korozyjnego	
		0,5 M Na_2SO_4	0,5 M NaCl
$Fe_{78}Si_9B_{13}$	amorficzna	A	A
	amorficzna po relaksacji strukturalnej	A	A
	nanokrystaliczna faza α -Fe(Si) + amorficzna osnowa	A	C
$Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$	amorficzna	A	A
	amorficzna po relaksacji strukturalnej	A	B
	nanokrystaliczna faza α -Fe(Si) + amorficzna osnowa	C	C

Mechanizm korozji kontrolowany szybkością przeniesienia ładunku przez granicę faz wyznaczoną przez powierzchnię stopu i roztwór korozyjny jest charakterystyczny bez względu na strukturę stopu $Fe_{78}Si_9B_{13}$ oraz dla stopu $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$ o strukturze amorficznej i amorficznej po relaksacji strukturalnej, które badano w 0,5 M Na_2SO_4 . Korozja elektrochemiczna w 0,5 M roztworze NaCl stopu $Fe_{78}Si_9B_{13}$ o strukturach amorficznej i amorficznej po relaksacji strukturalnej oraz stopu $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$ o strukturze amorficznej po relaksacji

strukturalnej prowadzonej w przedziale temperatury od 250°C do 400°C, jest również kontrolowana szybkością przeniesienia ładunku. Mechanizm kontrolowany szybkością transportu masy stwierdzono dla stopu $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ o strukturze amorficznej po relaksacji strukturalnej przeprowadzonej w zakresie temperatury od 425°C do 475°C, który badano w 0,5 M roztworze NaCl. Mechanizm mieszany korozji elektrochemicznej był typowy dla nanokrystalicznego stopu $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ badanego w 0,5 M roztworze NaCl oraz dla nanokrystalicznego stopu $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ badanego zarówno w roztworze chlorków jak i siarczanów.

Specyfika preparatyki i pomiarów metodą impedancyjną uniemożliwiają wykorzystanie próbek po badaniach korozyjnych do badań magnetycznych, dlatego w celu określenia zmian własności magnetycznych stopy poddano długotrwałemu działaniu środowiska korozyjnego [68-70].

Analizowano zmiany własności magnetycznych, przeprowadzone za pomocą magnetometru wibracyjnego VSM, takich jak: koercja, indukcja nasycenia i pozostałość magnetyczna, badano w funkcji wytworzonej struktury w pierwotnie amorficznych taśmach stopów oraz w funkcji rodzaju środowiska korozyjnego, w którym eksponowano taśmy przez okres 15 dni, badając próbki wycięte z taśm w kierunku wzdłużnym i poprzecznym (tabl. 10 i 11). Najlepsze własności magnetyczne dla taśm stopu $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ uzyskano po relaksacji strukturalnej w temperaturze 350°C (623 K) przez 1 godzinę, natomiast stopu $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ po krystalizacji pierwotnej w temperaturze 550°C przez 1 godzinę. Wpływ ośrodka korozyjnego na zmiany własności magnetycznych stopów $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ i $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ nie powodował jednoznacznie degradacji ich własności. Procesy korozyjne zachodzące na powierzchni taśm stopu $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ o strukturze amorficznej i amorficznej po relaksacji strukturalnej sprzyjają poprawie indukcji nasycenia B_s , co ma związek prawdopodobnie ze zmniejszeniem niepożądanych naprężeń, blokujących ruch ścian domen magnetycznych na powierzchni taśmy.

Stabilność własności magnetycznych stopów jest funkcją ich składu chemicznego, struktury i parametrów ośrodka korozyjnego. Z tych względów badanie zależności między zjawiskami korozji, składem chemicznym, strukturą i własnościami magnetycznymi amorficznych i nanokrystalicznych stopów ma więc określone znaczenie dla materiałów już stosowanych jak i takich, które w przyszłości znajdą zastosowanie w budowie urządzeń elektrycznych i elektronicznych.

Tablica 10. Zestawienie własności magnetycznych stopu $Fe_{78}Si_9B_{13}$; *A* – struktura amorficzna, *RS* – struktura amorficzna po relaksacji strukturalnej, *N* – struktura nanokrystaliczna

Kierunek badania	Zastosowany roztwór korozyjny	Struktura stopu						
		A	RS	RS	RS	RS	RS	N
		Temperatura obróbki cieplnej, °C						
		—	250	300	325	350	375	525
Koercja H_c , A·m ⁻¹								
wzdłużny	brak	12,6	18,20	22,29	11,14	11,14	29,33	4053,38
	Na ₂ SO ₄	14,44	16,84	—	—	30,88	—	4120,89
	NaCl	13,81	21,90	—	—	42,83	—	4101,86
poprzeczny	brak	16,37	9,89	18,97	18,83	12,16	4,98	4147,09
	Na ₂ SO ₄	17,39	13,48	—	—	14,74	—	4279,00
	NaCl	21,83	20,57	—	—	32,34	—	4166,67
Indukcja B_s , T								
wzdłużny	brak	1,84	2,10	2,39	2,39	2,39	2,4	2,28
	Na ₂ SO ₄	2,32	2,52	—	—	2,16	—	2,16
	NaCl	1,72	1,69	—	—	1,98	—	1,13
poprzeczny	brak	2,86	1,92	2,12	2,11	2,28	2,29	2,46
	Na ₂ SO ₄	2,80	2,67	—	—	2,16	—	1,71
	NaCl	2,16	1,92	—	—	1,90	—	1,35
Pozostałość magnetyczna B_r , T								
wzdłużny	brak	0,0099	0,012	0,014	0,007	0,007	0,0183	1,154
	Na ₂ SO ₄	0,0011	0,018	—	—	0,022	—	0,955
	NaCl	0,0080	0,025	—	—	0,018	—	0,532
poprzeczny	brak	0,0115	0,009	0,107	0,0146	0,0102	0,0086	1,222
	Na ₂ SO ₄	0,0212	0,128	—	—	0,003	—	0,796
	NaCl	0,0170	0,021	—	—	0,022	—	0,662

Tablica 11. Zestawienie własności magnetycznych stopu $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$; A – struktura amorficzna, RS – struktura amorficzna po relaksacji strukturalnej, N – struktura nanokrystaliczna

Kierunek badania	Zastosowany roztwór korozyjny	Struktura stopu					
		A	RS	RS	RS	N	N
		Temperatura obróbki cieplnej					
		—	250	400	450	500	550
Koercja H_c , A·m ⁻¹							
wzdłużny	brak	7,67	6,08	3,21	2,38	0,95	0,57
	Na ₂ SO ₄	4,09	12,30	—	6,49	3,82	3,82
	NaCl	4,12	11,93	—	6,89	3,88	3,95
poprzeczny	brak	14,20	4,09	2,6	0,38	1,05	1,47
	Na ₂ SO ₄	25,01	4,34	—	25,60	6,20	4,45
	NaCl	26,11	4,42	—	28,6	6,47	4,50
Indukcja B_s , T							
wzdłużny	brak	0,84	0,74	0,71	0,69	0,84	0,80
	Na ₂ SO ₄	0,88	0,82	—	0,86	0,66	0,66
	NaCl	0,88	0,85	—	0,85	0,62	0,66
poprzeczny	brak	0,88	0,74	0,75	0,83	0,87	0,76
	Na ₂ SO ₄	0,91	0,74	—	0,84	0,73	0,70
	NaCl	0,88	0,74	—	0,83	0,70	0,67
Pozostałość magnetyczna B_r , T							
wzdłużny	brak	0,0043	0,003	0,001	0,0008	0,0005	0,0003
	Na ₂ SO ₄	0,0027	0,008	—	0,0085	0,0015	0,0015
	NaCl	0,0024	0,008	—	0,0085	0,0017	0,0014
poprzeczny	brak	0,0073	0,002	0,001	0,0005	0,0756	0,0001
	Na ₂ SO ₄	0,014	0,003	—	0,006	0,0030	0,0017
	NaCl	0,0113	0,003	—	0,0053	0,0028	0,0011