



X Ogólnopolskie Seminarium Spektroskopii Mössbauerowskiej

Wrocław, 15-18 czerwca 2014 r.

PROGRAM I ABSTRAKTY



Uniwersytet
Wrocławski



PATRONAT HONOROWY

prof. dr hab. Marek Bojarski
prof. dr hab. Andrzej Hrynkiewicz

Rektor Uniwersytetu Wrocławskiego
Honorowy Przewodniczący Seminarium

KOMITET NAUKOWY

dr hab. Artur Błachowski
dr hab. Katarzyna Brzózka
prof. dr hab. Mieczysław Budzyński
dr hab. Jan Chojcan
dr hab. Józef Deniszczyk
prof. dr hab. Stanisław Dubiel
dr hab. Kazimierz Dziliński
dr hab. Jolanta Gałązka-Friedman
dr hab. Aneta Hanc-Kuczkowska
dr hab. Elżbieta Jartych
prof. dr hab. Michał Kopcewicz
prof. dr hab. Józef Korecki
prof. dr hab. Kazimierz Łątka
dr hab. Dariusz Malczewski
prof. dr hab. Antoni Pędziwiatr
dr hab. Janusz Przewoźnik
prof. dr hab. Krzysztof Ruebenbauer
dr hab. Dariusz Satuła
prof. dr hab. Jan Stanek
dr hab. Tadeusz Szumiata
dr hab. Krzysztof Szymański

Kraków
Radom
Lublin
Wrocław
Katowice
Kraków
Częstochowa
Warszawa
Chorzów
Lublin
Warszawa
Kraków
Kraków
Sosnowiec
Kraków
Kraków
Kraków
Białystok
Kraków
Radom
Białystok

ORGANIZATORZY



Zakład Zastosowań Fizyki Jądrowej

KOMITET ORGANIZACYJNY

Przewodniczący:
dr hab. Jan Chojcan, prof. UW.

Członkowie:
dr Barbara Konieczna
dr inż. Robert Konieczny
dr Rafał Idczak

Redakcja
Robert Konieczny

Drodzy Uczestnicy Ogólnopolskiego Seminarium Spektroskopii Mössbauerowskiej
we Wrocławiu, 15-18 czerwca 2014 r.

Witamy Was bardzo serdecznie na kolejnym spotkaniu naszej polskiej społeczności mössbauerowskiej, która zrodziła się dzięki sprowadzeniu do Krakowa przez prof. Andrzeja Hrynkiwicza, ponad pół wieku temu, wyjątkowej techniki badawczej opartej na zjawisku Mössbauera. Dzięki temu Kraków został niekwestionowaną mössbauerowską stolicą Polski, a za razem mekką ludzi zainteresowanych wykorzystaniem spektroskopii mössbauerowskiej do badań o znaczeniu zarówno poznawczym jak i aplikacyjnym. Miało to niemalże wpływ na rozwój spektroskopii mössbauerowskiej w Polsce. Znalazła ona swoje trwałe miejsce w wielu placówkach naukowych nie tylko Krakowa ale także Białegostoku, Częstochowy, Katowic, Lublina, Radomia, Warszawy i Wrocławia. To ostatnie pozwoliło na częściowe odciążenie Krakowa od działań na rzecz integracji polskich mössbauerowców. Z inicjatywy prof. Mieczysława Budzyńskiego, począwszy od roku 1996, organizowane jest co dwa lata przez różne krajowe grupy badawcze, Ogólnopolskie Seminarium Spektroskopii Mössbauerowskiej. W tym roku Seminarium to gości we Wrocławiu. Jest ono już dziesiątym, jubileuszowym spotkaniem tego typu. Biorąc powyższe pod uwagę ale nie tylko, życzymy Wam Drodzy Uczestnicy OSSM, by Wasz pobyt w naszych wrocławskich progach pałacowych był dla Was miłym i twórczym doznaniem, a samo Seminarium zostało zapamiętane jako ze wszelkich miar potrzebne i owocne przedsięwzięcie.

Organizatorzy
X OSSM 2014



Ponadregionalne Rolnicze Centrum Kongresowe w Pawłowicach

PROGRAM X OSSM 2014

Godzina	Niedziela (15.06.14)	Poniedziałek (16.06.14)	Wtorek (17.06.14)	Środa (18.06.14)
08:00-09:00		śniadanie	śniadanie	
09:00-09:15		otwarcie OSSM 2014	sesja IV 9:00-10:30	śniadanie
09:15-09:30		sesja I 9:15-10:30		sesja VI 9:30-11:00
09:30-10:00			przerwa kawowa	
10:00-10:30				
10:30-11:00		przerwa kawowa	przerwa kawowa	
11:00-11:30		sesja II 11:00-12:45	sesja V 11:00-12:30	przerwa kawowa
11:30-12:00				
12:00-12:30				
12:30-12:45				
12:45-13:00			obiad 12:45-13:45	
13:00-13:30		obiad 13:00-14:30		podsumowanie
13:30-13:45				
13:45-14:00				zamknięcie OSSM 2014
14:00-14:30			sesja plenerowa 14:00-20:00	obiad 14:00-15:00
14:30-15:00		wspólne zdjęcie		
15:00-15:30		sesja III krótkie prezentacje ustne 15:00-16:30		
15:30-16:00				
16:00-16:30		przerwa kawowa		
16:30-17:00		sesja plakatowa 17:00-18:30		
17:00-17:30	rejestracja uczestników			wyjazd uczestników OSSM 2014
17:30-18:00				
18:00-18:30				
18:30-19:00				
19:00-20:00	kolacja powitalna			
20:00-20:30		kolacja - grill		
20:30-00:00			uroczysta kolacja	

Szczegółowy Program X OSSM 2014

Niedziela, 15 czerwca

16:00-19:00	Rejestracja uczestników
19:00-00:00	Kolacja powitalna

Poniedziałek, 16 czerwca

8:00-9:00	Śniadanie
9:00-9:15	Otwarcie OSSM 2014
9:15-10:30	Sesja I Przewodniczący: Jan Chojcan
	K. Łątka Analysis of heat capacity and mössbauer data for LuZnSn ₂ compound
	K. Ruebenbauer Anizotropia magnetyczna i dynamika sieci w FeAs badane metodą spektroskopii mössbauerowskiej
	J. Gałązka-Friedman Does iron play a role in neurodegeneration?
	J. Chojcan Andrzej Ostrasz - wspomnienie
10:30-11:00	Przerwa kawowa
11:00-12:45	Sesja II Przewodniczący: Jan Stanek
	B. Kalska-Szostko Thermal stability of magnetite nanoparticles
	A. Grabias Wpływ domieszkowania żelazem na strukturę i własności magnetyczne nanokryształów ZrO ₂ badany metodą spektroskopii mössbauerowskiej
	K. Dziejczak-Kocurek Mobility of interacting inorganic nanoparticles
	Z. Surowiec Wpływ procesu wygrzewania na własności magnetyczne i strukturalne nanocząstek MNFe ₂ O ₄
	M. Przybylski Akademickie Centrum Materiałów i Nanotechnologii AGH (ACMiN) prezentuje i zaprasza
13:00-14:30	Obiad
15:00-16:30	Sesja III (krótkie prezentacje ustne) Przewodniczący: Kazimierz Łątka
	K. Gruszka Wpływ obróbki termicznej na kształt rozkładów indukcji pól nadsubtelnych i właściwości magnetyczne miękkiego masywnego stopu amorficznego Fe ₆₂ Co ₁₀ Y ₈ B ₂₀
	E. Wilke Reorientacja uporządkowania ładunkowego w magnetycie wywołana polem magnetycznym
	J. Rzącki Hyperfine interactions and some thermomagnetic properties of amorphous and partially crystallized Fe _{70-x} M _x Mo ₅ Cr ₄ Nb ₆ B ₁₅ (M=Co or Ni, x=0 or 10) alloys

15:00-16:30	U. Wykowska Własności fizykochemiczne nanodrutów magnetycznych - modulacja warunków tworzenia
	R. Kuliński Mössbauer spectroscopy and MRI studies of parkinsonian and control brains
	M. Laskowska Iron doped SBA-15 mesoporous silica as studied by Mossbauer and Raman spectroscopies
	K. Kowal Structure and some magnetic properties of $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ solid solutions prepared by solid-state sintering
	E. Śnieżek Rola i pozycja żelaza w $0.8\text{CaZrO}_3-0.2\text{CaFe}_2\text{O}_4$
	M. Mazurek Aurivillius compounds synthesized by mechanical activation versus conventional solid-state sintering process: A comparative study
	I. Jastrzębska Struktura krystaliczna i efekt Mössbauera w topionym hercynie
	R. Prorok Pozycja jonów Fe w strukturze krystalicznej MgO
16:30-17:00	Przerwa kawowa
17:00-18:30	Sesja plakatowa
19:00-00:00	Kolacja - grill

Wtorek, 17 czerwca

8:00-9:00	Śniadanie
9:00-10:30	Sesja IV Przewodniczący: Elżbieta Jartych
	J. Przewoźnik Magnetic and mössbauer effect studies of Ni ₅₀ Mn _{37.5} Sn _{12.5} shape memory alloy
	D. Satuła Martensitic transformation of NiMnFeGe alloys studied by Mössbauer spectroscopy
	R. Idczak Structural defects in Fe-Re alloys studied by Mössbauer and positron annihilation spectroscopies
	M. Miglierini Subsurface structure and magnetic parameters of Fe-Mo-Cu-B metallic glass
10:30-11:00	Przerwa kawowa
11:00-12:30	Sesja V Przewodniczący: Kazimierz Dziliński
	P. Stoch Mechanizm wiązania cezu w szklach fosforanowych dla immobilizacji odpadów radioaktywnych
	T. Szumiata Iron-containing phases in fly ashes from different combustion systems
	T. Kaczmarzyk Mössbauer study of a tetrakis(pentafluorophenyl)porphyrin iron (III) chloride in comparison with the fluorine unsubstituted analog
	T. Kaczmarzyk Mössbauer spectroscopy of reduced forms of a Fe-tetraphenylporphyrine complex
12:45-13:45	Obiad
14:00-20:00	Sesja plenerowa
20:30-00:00	Uroczysta kolacja

Środa, 18 czerwca

8:00-9:30	Śniadanie
9:30-11:00	Sesja VI Przewodniczący: Krzysztof Ruebenbauer
	P. M. Kurzydło Search for canted spin arrangement in $\text{Er}_{2-x}\text{Tb}_x\text{Fe}_{14}\text{B}$ with Mössbauer spectroscopy
	K. Komędera Magnetyzm nadprzewodników na bazie żelaza Eu-122 badany metodą spektroskopii mössbauerowskiej ^{57}Fe i ^{151}Eu
	A. K. Jasek Czułość spektroskopii mössbauerowskiej na przejście do nadprzewodnictwa w $\text{Ba}_{0.6}\text{K}_{0.4}\text{Fe}_2\text{As}_2$
	A. Błachowski Dystorsja strukturalna i spirala magnetyczna w FeSb badane metodą spektroskopii mössbauerowskiej
11:00-11:30	Przerwa kawowa
11:30-13:30	Sesja VII Przewodniczący: Krzysztof Szymański
	D. Malczewski Korelacje pomiędzy zmianami w wybranych parametrach widm mössbauerowskich, a zmianami w przewodnictwie elektrycznym wygrzewanych próbek całkowicie metamiktycznego gadolinitu ($\text{REE}_2\text{Fe}^{2+}\text{Be}_2\text{Si}_2\text{O}_{10}$)
	B. Malesa Structure and Mössbauer spectroscopy studies of mechanically activated $(\text{BiFeO}_3)_{1-x}-(\text{BaTiO}_3)_x$ solid solutions
	Ł. Duraj System przetwarzania danych mössbauerowskich: MOSGRAF-2009
	R. Górnicki Próba zastosowania lasera półprzewodnikowego do kalibracji skali prędkości spektrometru mössbauerowskiego
13:30-13:45	Podsumowanie
13:45-14:00	Zamknięcie OSSM 2014
14:00-15:00	Obiad
15:00-00:00	Wyjazd uczestników OSSM 2014

STRESZCZENIA WYSTĄPIEŃ USTNYCH

K. Łątka Analysis of heat capacity and mössbauer data for LuZnSn ₂ compound	1
K. Ruebenbauer Anizotropia magnetyczna i dynamika sieci w FeAs badane metodą spektroskopii mössbauerowskiej	2
J. Gałązka-Friedman Does iron play a role in neurodegeneration?	3
B. Kalska-Szostko Thermal stability of magnetite nanoparticles	4
A. Grabias Wpływ domieszkowania żelazem na strukturę i własności magnetyczne nanokryształów ZrO ₂ badany metodą spektroskopii mössbauerowskiej	5
K. Dziedzic-Kocurek Mobility of interacting inorganic nanoparticles	6
Z. Surowiec Wpływ procesu wygrzewania na własności magnetyczne i strukturalne nanocząstek MNFe ₂ O ₄	7
J. Przewoźnik Magnetic and mössbauer effect studies of Ni ₅₀ Mn _{37.5} Sn _{12.5} shape memory alloy	8
D. Satuła Martensitic transformation of NiMnFeGe alloys studied by Mössbauer spectroscopy	9
R. Idczak Structural defects in Fe-Re alloys studied by Mössbauer and positron annihilation spectroscopies	10
M. Miglierini Subsurface structure and magnetic parameters of Fe-Mo-Cu-B metallic glass	11
P. Stoch Mechanizm wiązania cezu w szklach fosforanowych dla immobilizacji odpadów radioaktywnych	12
T. Szumiata Iron-containing phases in fly ashes from different combustion systems	13
T. Kaczmarzyk Mössbauer study of a tetrakis(pentafluorophenyl)porphyrin iron (III) chloride in comparison with the fluorine unsubstituted analog	14

T. Kaczmarzyk	
Mössbauer spectroscopy of reduced forms of a Fe-tetraphenylporphyrine complex.....	15
P. M. Kurzydło	
Search for canted spin arrangement in $\text{Er}_{2-x}\text{Tb}_x\text{Fe}_{14}\text{B}$ with Mössbauer spectroscopy.....	16
K. Komędera	
Magnetyzm nadprzewodników na bazie żelaza Eu-122 badany metodą spektroskopii mössbauerowskiej ^{57}Fe i ^{151}Eu	17
A. K. Jasek	
Czułość spektroskopii mössbauerowskiej na przejście do nadprzewodnictwa w $\text{Ba}_{0.6}\text{K}_{0.4}\text{Fe}_2\text{As}_2$	18
A. Błachowski	
Dystorsja strukturalna i spirala magnetyczna w FeSb badane metodą spektroskopii mössbauerowskiej.....	19
D. Malczewski	
Korelacje pomiędzy zmianami w wybranych parametrach widm mössbauerowskich, a zmianami w przewodnictwie elektrycznym wygrzewanych próbek całkowicie metamiktycznego gadolinitu ($\text{REE}_2\text{Fe}^{2+}\text{Be}_2\text{Si}_2\text{O}_{10}$) _x	20
B. Malesa	
Structure and Mössbauer spectroscopy studies of mechanically activated $(\text{BiFeO}_3)_{1-x}-(\text{BaTiO}_3)_x$ solid solutions.....	21
Ł. Duraj	
System przetwarzania danych mössbauerowskich: MOSGRAF-2009.....	22
R. Górnicki	
Próba zastosowania lasera półprzewodnikowego do kalibracji skali prędkości spektrometru mössbauerowskiego.....	23

ANALYSIS OF HEAT CAPACITY AND MÖSSBAUER DATA FOR LuZnSn_2 COMPOUND

K. Łątka¹, J. Przewoźnik², J. Żukrowski^{2,3}, Yu. Verbovyskyi⁴, A.P. Gonçalves⁵

¹Marian Smoluchowski Institute of Physics, Jagiellonian University, Reymonta 4, 30-059 Kraków, Poland

²AGH University of Science and Technology, Faculty of Physics and Applied Computer Science, Department of Solid State Physics, Ave. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

³AGH University of Science and Technology, Academic Centre for Materials and Nanotechnology and Faculty of Physics and Applied Computer Science, Ave. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

⁴Department No. 27, Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine, Naukova str. 5, 79-060 Lviv, Ukraine

⁵Campus Tecnológico e Nuclear, Instituto Superior Técnico/CFMC, Universidade de Lisboa, Estrada Nacional 10, km 139.7, 2695-066 Bobadela LRS, Portugal

Corresponding author: uflatka@cyf-kr.edu.pl

Recently, the new ternary intermetallic compounds RZnSn_2 ($\text{R} = \text{Y, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Lu}$) were synthesized and it was shown that they crystallize in the tetragonal HfCuSi_2 structure type ($P4/nmm$ space group) [1]. These stannides belong to the rich family of R(A)-T-X intermetallics,

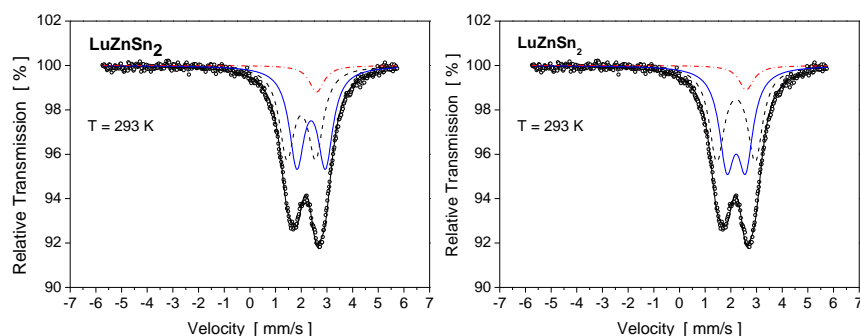


Fig.1 ^{119}Sn Mössbauer spectrum of LuZnSn_2 at room temperature fitted with two extreme fitting philosophies using two quadrupole contributions and one strictly settled single line metallic tin impurity component.

which present a variety of crystal and magnetic structures and a plethora of interesting physical properties, including magnetism, superconductivity and intermediate valence. The aim of this work is to present and discuss a new modification of heat capacity data [2] description obtained for LuZnSn_2 compound with help of an extended Debye model that fits experimental data in whole range of temperatures in contrast to the results obtained earlier [2] where simple Debye model was used. Additionally, the results of preliminary Mössbauer investigations made with ^{119}Sn source will be reported for compound under study. In accord with the two non-cubic environments of Sn atom in the crystal structure (i.e. 2a and 2c sites) the obtained room temperature spectrum can be fitted with two quadrupole split components including single line impurity in the form of metallic tin which is also well established from X-ray analysis and originating from the synthesis procedure as well as the known decomposition process of the probe with time. The problem is that the applied fitting procedures are not unique which is illustrated in Fig. 1 for only two extreme examples. The choice between these extremes will be discussed thoroughly.

[1] Yu. Verbovyskyi, K. Łątka, J. Przewoźnik, N. Leal, A.P. Gonçalves, *Intermetallics* 20 (2012) 176.

[2] K. Łątka, J. Przewoźnik, Yu. Verbovyskyi, A.P. Gonçalves, *Solid State Phenomena* 194 (2013) 67.

NOTATKI

ANIZOTROPIA MAGNETYCZNA I DYNAMIKA SIECI W FeAs BADANE METODĄ SPEKTROSKOPII MÖSSBAUEROWSKIEJ

A. Błachowski¹, K. Ruebenbauer¹, J. Żukrowski^{2,3}, Z. Bukowski⁴

¹Zakład Spektroskopii Mössbauerowskiej, Instytut Fizyki, Uniwersytet Pedagogiczny
ul. Podchorążych 2, PL-30-084 Kraków, Polska

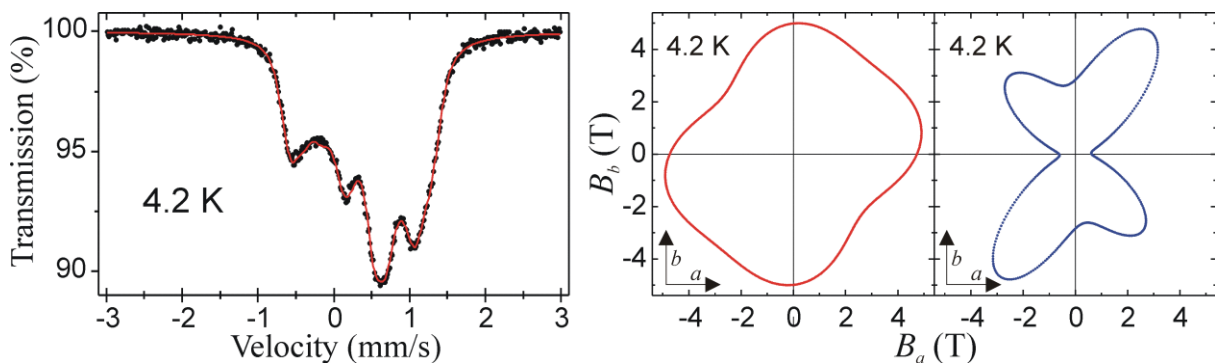
²AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Akademickie Centrum Materiałów i Nanotechnologii

³AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Fizyki i Informatyki Stosowanej, Katedra Fizyki Ciała Stałego
Al. A. Mickiewicza 30, PL-30-059 Kraków, Polska

⁴Instytut Niskich Temperatur i Badań Strukturalnych, Polska Akademia Nauk
ul. Okólna 2, PL-50-422 Wrocław, Polska

Autor do korespondencji: sfrueben@cyf-kr.edu.pl

Mono-arsenek żelaza został zbadany metodą spektroskopii mössbauerowskiej ⁵⁷Fe w przedziale temperatur 4.2 – 1000 K. Dodatkowe widma otrzymano w 20 K oraz 100 K w zewnętrznym polu magnetycznym 7 T. Okazało się, że spirala spinowa propagująca wzdłuż osi *c* prowadzi do złożonego zachowania się amplitudy magnetycznego pola nadsubtelnego ze zmianą orientacji spinowej w płaszczyźnie *a-b*. Wielkość pola nadsubtelnego skierowanego wzdłuż lokalnego momentu magnetycznego zależy od orientacji tego momentu w płaszczyźnie *a-b*. Rozkłady są całkowicie różne dla żelaza w pozycjach $[0k0]$ oraz $[0k + \frac{1}{2}0]$ w ramach komórki rombowej o symetrii *Pnma* [1]. Sieć mięknie przy przejściu do stanu paramagnetycznego w temperaturze 69.2 K – głównie w płaszczyźnie *a-c* – widziana z pozycji jąder żelaza. To zjawisko jest znaczące biorąc pod uwagę brak przejścia strukturalnego. Wymienione powyżej dwa położenia żelaza są rozróżnialne do 300 K poprzez różne gęstości elektronów na jądrach. Anizotropia wibracyjna żelaza powstająca w przejściu do stanu paramagnetycznego zwiększa się ze wzrostem temperatury zgodnie z przybliżeniem harmonicznym. Jednakże w wyższych temperaturach zmierza do nasycenia wskazując na stopniowy wzrost znaczenia warunków *quasi*-harmonicznych ze wzrostem temperatury. Wydaje się, że ani pola nadsubtelne ani momenty magnetyczne nie są poprawnymi parametrami porządku w świetle wyznaczonych statycznych wykładników krytycznych. Próbkę zaczyna tracić arsen w próżni w temperaturze około 1000 K [1].



Rys. 1 Widmo mössbauerowskie FeAs w 4.2 K oraz odpowiadające mu spirale tworzone przez pola nadsubtelne w płaszczyźnie *a-b* dla dwóch różnych położen atomów żelaza.

Praca finansowana przez NCN w ramach grantu DEC-2011/03/B/ST3/00446.

[1] A. Błachowski, K. Ruebenbauer, J. Żukrowski, Z. Bukowski, J. Alloys Comp. **582** (2014) 167.

NOTATKI

DOES IRON PLAY A ROLE IN NEURODEGENERATION?

J. Gałązka-Friedman¹, A. Friedman²

¹*Faculty of Physics, Warsaw University of Technology, Koszykowa 75, 00-662 Warsaw, Poland*

²*Department of Neurology, Medical University of Warsaw, Kondratowicza 8, 03-242 Warsaw, Poland*

Corresponding author: jgfrie@if.pw.edu.pl

Neurodegeneration is a process leading to death of nervous cells. The best known examples of human neurodegenerative diseases include Alzheimer and Parkinson disease. The mechanisms by which neurons die are numerous and in each case various combination of them may be involved. One of these mechanisms is related to the oxidative stress mediated by iron. We assessed the possible role of iron and iron binding compounds in 3 human diseases – Parkinson, Alzheimer and progressive supranuclear palsy, which is an example of atypical parkinsonism. Brain samples obtained at autopsies of patients dying with clinical and neuropathological diagnosis of the above neurodegenerations were analyzed for the concentration of total and labile iron in the tissue, identification of iron binding compound, concentration and structure of main iron-binding protein – ferritin as well as the size of the iron core of ferritin and compared to controls.

The measurements were performed on samples of substantia nigra, which is the place of the main destruction in Parkinson disease, hippocampal cortex, where Alzheimer disease starts and globus pallidus, the brain structure mostly involved in the progressive supranuclear palsy. The concentration of total iron in the sample and the identification of iron binding compound was performed with the use of Mössbauer spectroscopy, the structure and the concentration of ferritin was measured using ELISA method and the size of the iron core of ferritin was determined by electron microscopy.

Comparison of PD with control did not detect any difference in the concentration of total iron. In the pathological tissue only a significant increase of the non-ferritin iron was detected. In AD higher concentration of ferritin without significant change in the concentration of iron was found in comparison with control. In PSP a significant increase of the concentration of iron compared to control was detected. These results suggest different mechanism of neurodegeneration in those 3 diseases (1).

[1] Gałązka-Friedman J, Bauminger ER, Friedman A- Iron in neurodegeneration. In: Sharma VK, Klingelhöfer G, Nishida T (eds.) Mössbauer spectroscopy- Applications in chemistry, biology and nanotechnology. Wiley 2013; 324-332

NOTATKI

THERMAL STABILITY OF MAGNETITE NANOPARTICLES

B. Kalska-Szostko^{1*}, U. Wykowska¹, D. Satula²

¹*Institute of Chemistry, Hurtowa 1, 15-399 Białystok, Poland*

²*Faculty of Physics, Lipowa 41, 15-424 Białystok, Poland*

Autor do korespondencji: kalska@uwb.edu.pl

In last decades, magnetite and in particular nanostructured one, among others, have become one of the most interesting nanomaterials. Scientists pay significant attention to this particular material due to the fact that it is treated as a relatively low toxic compound to living organisms [1]. At the same time its popularity originates in the fact that it can be obtained by relatively inexpensive and not complicated synthetic procedures [2]. Up to now, many various forms of magnetite nanostructures were fabricated but their properties are not tested well enough. For this reason, for instance structure transformation or sensitivity to different factors is an interesting issue.

In this paper we present the results of thermal treatment of magnetite nanoparticles in a temperature range RT – 500°C. Tested magnetite nanoparticles were synthesized by three different methods which result in their different surface characteristics and crystallinity. It was observed that fabrication procedure reflects in structures durability. Proposed particles were obtained by co-precipitation from Fe chlorides or decomposition of Fe(acac)₃ complex with and without core-shell structure. As a result, have been measured series of three types of nanoparticles. The analysis of their thermal stability and comparison them with each other have been performed. In the study two kind of unmodified magnetite nanoparticles fabricated by different methods in other solvents were used. Here core crystallinity was as determinant of the series. To the third kind of particles, silver shell was added to well-known core. The comparison of these particles to the uncovered one shows the influence of their metallic layer on thermal stability of tested nanoparticles.

Before and after heat treatment, nanoparticles morphology was examined by Transmission Electron Microscopy. Modification of the particle surface and core were determined by IR spectroscopy or Differential Scanning Calorimetry. Crystallinity of the inorganic core was checked by X-ray diffraction. Magnetic state of particles was measured by room temperature Mössbauer spectroscopy.

Based on the obtained results, it is observed that fabrication methods determine, to some extent, sensitivity of nanoparticles to the external factors.

[1] M. Das, D. Mishra, T.K. Maiti, A. Basak, P. Pramanik, Bio-functionalization of magnetite nanoparticles using an aminophosphonic acid coupling agent: new, ultradispersed, iron-oxide folate nanoconjugates for cancer-specific targeting, *Nanotechnology* 19 (2008)

[2] B. Kalska-Szostko, M. Rogowska, A. Dubis, K. Szymański, Enzymes immobilization on Fe₃O₄-gold nanoparticles, *Applied Surface Science* 258 (2012) 2783-2787

NOTATKI

WPLYW DOMIESZKOWANIA ŻELAZEM NA STRUKTURĘ I WŁASNOŚCI MAGNETYCZNE NANOKRYSTAŁÓW ZrO_2 BADANY METODĄ SPEKTROSKOPII MÖSSBAUEROWSKIEJ

A. Grabias¹, M. Kopcewicz¹, I. Kuryliszyn-Kudelska², M. Arciszewska²,
L. Stobiński³, W. Dobrowolski²

¹*Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych, ul. Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa*

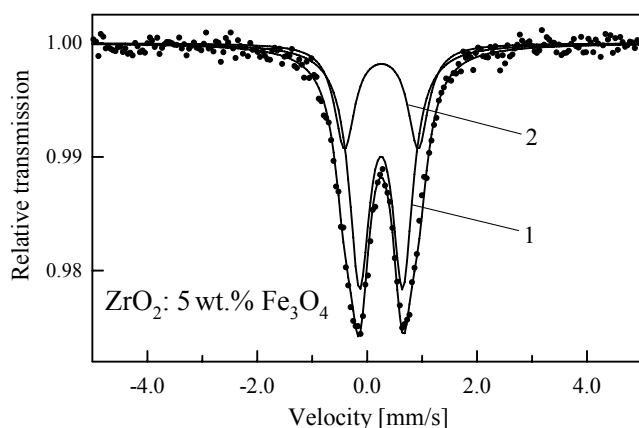
²*Instytut Fizyki PAN, Al. Lotników 32/46, 02-668 Warszawa*

³*Instytut Chemii Fizycznej PAN, ul. Kasprzaka 44/52, 01-224 Warszawa*

Autor do korespondencji: agnieszka.grabias@itme.edu.pl

Półprzewodniki tlenkowe domieszkowane magnetycznymi metalami przejściowymi stanowią intensywnie badaną grupę materiałów ze względu na przewidywany teoretycznie wysokotemperaturowy ferromagnetyzm. W dotychczas opublikowanych pracach pokazano, że temperatura Curie i namagnesowanie zależą od sposobu przygotowywania próbek, rozkładu jonów magnetycznych w sieci półprzewodnikowej lub obecności wytrąceń. W obecnej pracy syntezę próbek ZrO_2 domieszkowanych Fe przeprowadzono metodą hydrotermalną, stosując różne nominalne koncentracje domieszki Fe_3O_4 (5% i 20% wag.) oraz różne zawartości tlenu w mieszaninie reakcyjnej. Strukturę i własności magnetyczne nanokrystalicznych proszków $ZrO_2(Fe)$ określono na podstawie pomiarów metodami spektroskopii mössbauerowskiej i dyfrakcji rentgenowskiej oraz pomiarów podatności magnetycznej i namagnesowania.

Przykładowe widmo mössbauerowskie przedstawione na rys. 1 jest charakterystyczne dla wszystkich próbek otrzymanych przy nominalnej 5%-owej zawartości Fe_3O_4 . Widmo zostało opracowane przy użyciu dwóch dubletów kwadрупolowych: (1) $\Delta_1 = 0.79$ mm/s, $\delta_1 = 0.37$ mm/s; (2) $\Delta_2 = 1.34$ mm/s, $\delta_2 = 0.37$ mm/s. Wartości przesunięć izomerycznych δ



Rys.1 Przykładowe widmo mössbauerowskie próbek $ZrO_2(Fe)$ zmierzone w temperaturze pokojowej.

wskazują na obecność wysokospinowych jonów Fe^{3+} . Biorąc pod uwagę wyniki obecne jak i dane literaturowe oba dublety można przypisać jonom Fe^{3+} ulokowanym w tetragonalnej sieci ZrO_2 . Możliwe są następujące interpretacje dwóch dubletów kwadрупolowych: (1) dublet 1 odpowiada jonom Fe^{3+} w otoczeniu atomów tlenu a dublet 2 – Fe^{3+} w otoczeniu z lukami tlenowymi w najbliższym sąsiedztwie, (2) dublet 1 odpowiada jonom domieszki wewnątrz nanokrystalicznych ziaren a dublet 2 – jonom na powierzchni tych ziaren.

Dla próbek otrzymanych przy 20%-owej zawartości Fe_3O_4 widma mössbauerowskie składają się głównie z sekstetu charakterystycznego dla fazy $\alpha-Fe_2O_3$ i w/w dubletów kwadрупolowych, których względny udział w widmie nie przekracza 10%.

NOTATKI

MOBILITY OF INTERACTING INORGANIC NANOPARTICLES

K. Dziejcz-Kocurek¹, P. Fornal², J. Stanek¹

¹ Marian Smoluchowski Institute of Physics, Jagiellonian University, Reymonta 4, 30-059 Kraków

² Institute of Physics, Technical University of Cracow, Podchorążych 1, 30-084 Kraków

Corresponding author: Jan.Stanek@uj.edu.pl

The speed of life processes at the cellular level exceeds by few order of magnitude its value based on the theoretical calculation, where classically evaluated efficiency of diffusional transport of the macromolecules in cytoplasm is applied. This problem has been partly, at least formally, solved in the last decade by introducing the concept of the “local” or “microscopic” viscosity η , which now becomes to be function of the radius of the migrating particles [1]. In fact, we have already shown, that submicrometer Fe_2O_3 particles in apparently solid gelatin gel exhibit robust Brownian movement [2]. Thus, the microscopic viscosity depends on the ratio of the size of migrating particles and the surrounding objects. In particular, if the diffusing particles are smaller than the structural frameworks, for example amides vs. organelles in cells or Fe_2O_3 particles vs. collagen chains, for the bounded diffusion estimation the local viscosity of the medium should be applied.

We attempt to elucidate the influence of the interparticle interaction of hematite nanoparticles (120 nm) suspended in a dense solute of sucrose on their Brownian movement. It turned out that for the nanoparticle concentration $n=40 \mu\text{m}^{-3}$ the mobility of the nanoparticles starts to be measurable by a line broadening of the Mössbauer spectra (Fig. 1). This result is in agreement with the hydrodynamic radius (260(10) nm) obtained by the DLS (Dynamic Light Scattering) measurement.

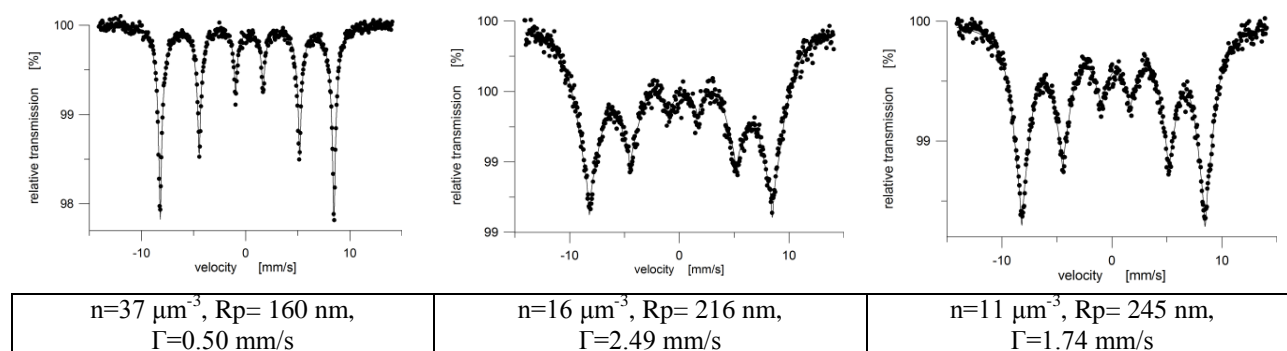


Fig. 1. Room temperature Mössbauer spectra of 110 nm Fe_2O_3 particles in 60% wt. water solution of sucrose; n is the concentration of nanoparticles, R_p is the most probable particle-particle distance, Γ is the line width.

The maximal mobility was observed for $n=20 \mu\text{m}^{-3}$, next decreasing for $n < 15 \mu\text{m}^{-3}$. This rather unexpected phenomenon is explained by consideration of the adsorption of sucrose molecules on the hematite nanoparticles which creates their hydrodynamical radius and decreases the local viscosity of the solvent.

This work was supported by POIG.02.01.09-12-023/08 (Operational Program Innovative Economy financed by European Regional Development Fund).

[1] J. Szymanski, A. Patkowski, J. Gapinski, A. Wilk and R. Holyst. *J. Phys. Chem B*, **110** (2006), 7367-7373.

[2] P. Fornal, J. Stanek, A. Wilk. *Hyperfine Interactions* **185**(2008)81-86.

NOTATKI

WPLYW PROCESU WYGRZEWANIA NA WŁASNOŚCI MAGNETYCZNE I STRUKTURALNE NANOCZĄSTEK $MnFe_2O_4$

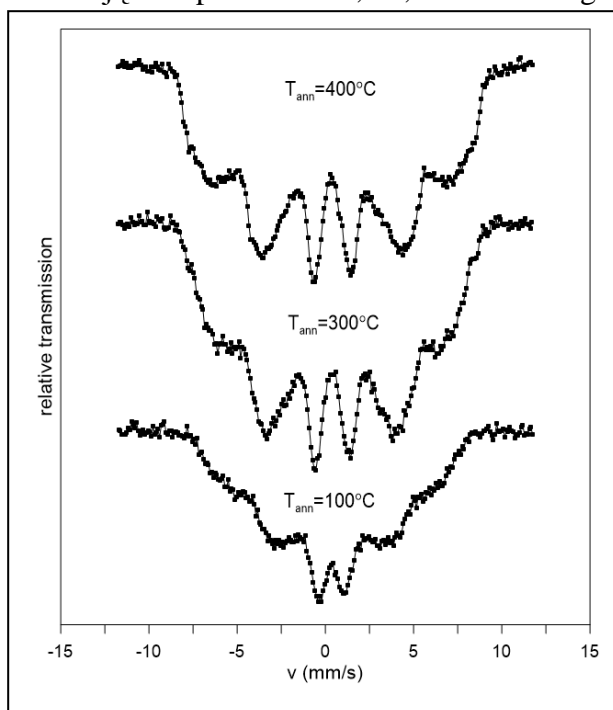
Z. Surowiec¹, M. Wiertel¹, W. Gac²

¹Instytut Fizyki, Uniwersytet Marii Curie-Skłodowskiej, Pl. M. Curie – Skłodowskiej 1, 20-031 Lublin, Polska

²Instytut Wydział Chemii, Uniwersytet Marii Curie-Skłodowskiej, Pl. M. Curie – Skłodowskiej 1, 20-031 Lublin, Polska

Autor do korespondencji: zbigniew.surowiec@umcs.pl

Celem prowadzonych badań było określenie wpływu wielkości oraz kształtu nanocząstek ferrytu manganowego osadzonych w nośniku krzemionkowym typu MCM-41 na ich właściwości magnetyczne. Materiały otrzymano przez impregnację nośnika, charakteryzującego się uporządkowanym układem regularnych porów o średnicy 3 nm, alkoholowymi roztworami soli żelaza i manganu. Badaniom poddano cztery próbki zawierające odpowiednio 5, 10, 20 i 40% wag. Fe, o stałym stosunku molowym Fe/Mn = 2.



Rys.1 Widma mössbauerowskie nanocząstek $MnFe_2O_4$ w matrycy MCM-41 zmierzone w temperaturze ciekłego azotu przy różnych temperaturach wygrzewania.

wygrzewania zmniejsza się udział fazy superparamagnetycznej w próbkach o większej zawartości impregnatu. Badania rentgenowskie wskazują na wzrost rozmiarów nanokrystalitów dla próbek wygrzewanych w najwyższej temperaturze.

Interesującą cechą zsyntezowanych próbek było to, że w bardzo szerokim zakresie koncentracji impregnatu powstałe nanokrystality posiadały bardzo małe rozmiary, zmienił się jedynie ich kształt. Nawet przy 40% wag. Fe i 20% wag Mn krystality nie tworzyły aglomeratów, dzięki temu ich powierzchnia była bardzo duża.

Badania mössbauerowskie wskazały na obecność silnie rozproszonej fazy metalicznej. We wszystkich układach, badanych w temperaturze pokojowej zaobserwowano superparamagnetyczny dublet. Świadczy to o występowaniu krystalitów w obszarze których, istnieją tylko pojedyncze domeny magnetyczne. Pomiar przeprowadzone w temperaturze ciekłego azotu wykazały obecność czystej fazy superparamagnetycznej w próbce 1 i 2 (z odpowiednio 5% i 10% zawartością żelaza). Natomiast w próbkach 3 i 4 (z odpowiednio 20% i 40% zawartością żelaza) zaobserwowano współistnienie fazy superparamagnetycznej i ferromagnetycznej. Sugeruje to występowanie szerszego rozkładu rozmiarów nanokrystalitów w próbkach o zwiększonej zawartości żelaza w nośniku.

Następnie próbki te były wygrzewane w temperaturach od 100°C do 400°C . Zaobserwowano, że w procesie

NOTATKI

MAGNETIC AND MÖSSBAUER EFFECT STUDIES OF $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{37.5}\text{Sn}_{12.5}$ SHAPE MEMORY ALLOY

J. Przewoźnik¹, J. Żukrowski^{1,2}, Ł. Gondek¹, Cz. Kapusta¹, P. Czaja³, W. Maziarz³

¹AGH University of Science and Technology, Faculty of Physics and Applied Computer Science, Department of Solid State Physics, Ave. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

²AGH University of Science and Technology, Academic Centre for Materials and Nanotechnology and Faculty of Physics and Applied Computer Science, Ave. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

³Institute of Metallurgy and Materials Science, Polish Academy of Sciences, Reymonta Str. 25, 30-059, Kraków, Poland

Corresponding author: januszp@agh.edu.pl

Ferromagnetic Ni-Mn-based Heusler shape memory alloys are attracting much attention especially due to their possible applications and also due to their intriguing structural, electrical, magnetic, magnetocaloric and other physical properties [1]. A powdered polycrystalline $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{37.5}\text{Sn}_{12.5}$ alloy has been studied using ^{119}Sn Mössbauer spectroscopy and dc magnetometry. Room temperature (RT) X-ray diffraction measurements revealed predominant martensite phase coexisting with a small amount (14%) of high temperature austenite phase with ideal Heusler type cubic structure (space group $Fm\bar{3}m$). To characterize

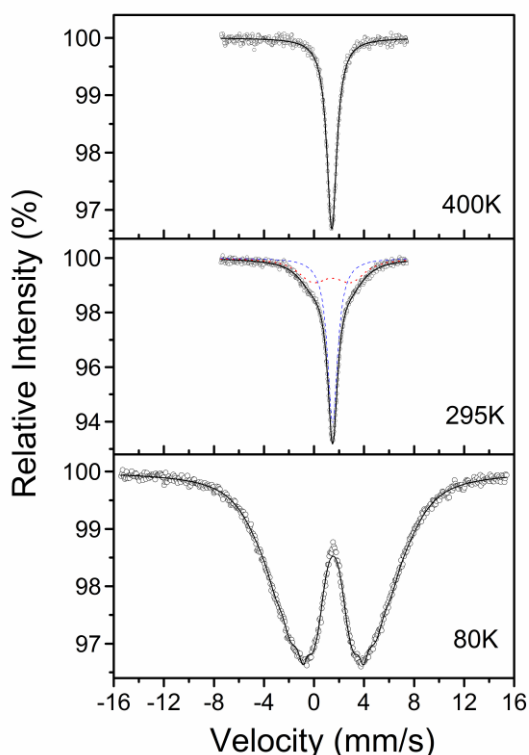


Fig.1 ^{119}Sn Mössbauer spectra of $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{37.5}\text{Sn}_{12.5}$ alloy at representative temperatures.

magnetic properties of the compound the *ac* magnetic susceptibility (χ) measurements between 3 K and 345 K for frequencies varying from 10 Hz to 10 kHz and *dc* (VSM) ZFC/FC susceptibility and magnetization measurements from 2 K up to 380 K and for the fields up to ± 90 kOe were performed using PPMS system. It was found that magnetic ordering, which is connected with austenite-to-martensite transformation starts below 350 K and most possibly terminates at about 303-305 K where peaks in *ac* χ vs. *T* dependences were observed and where distinct magnetic irreversibility between ZFC and FC curves shows up. A second magnetic transition with weak frequency dependence of its critical temperature was also found at about 202 K. The representative ^{119}Sn Mössbauer spectra measured between 80 K and 500 K are shown in Fig.1. Above 225 K the spectra can be fitted with a singlet of a small line width. At 80 K a broad distribution of hyperfine fields instead of a six-line spectrum is observed for the martensite magnetic state. The spectra around RT are composed of a sharp paramagnetic singlet and a magnetically broadened subspectrum around the base of the singlet, indicating the coexistence of paramagnetic and magnetically ordered phases. Mössbauer measurements performed reveal that magnetic ordering of the compound starts below 340 K and exhibits a discontinuous character of the transition.

[1] A. Planes, L. Mañosa, and M. Acet, J. Phys.: Condens. Matter **21** (2009) 233201.

NOTATKI

MARTENSITIC TRANSFORMATION OF NiMnFeGe ALLOYS STUDIED BY MÖSSBAUER SPECTROSCOPY

D.Satuła¹, K.Szymański¹, W.Olszewski^{1,2}, K.Rećko¹, B.Kalska-Szostko³

¹*Faculty of Physics, University of Białystok, Lipowa 41, 15-424 Białystok, Poland*

²*ALBA Synchrotron Light Source, Crta. BP 1413, Km. 3.3, 08290 Cerdanyola del Vallès, Barcelona, Spain*

³*Institute of Chemistry, University of Białystok, Hurtowa 1, 15-399 Białystok, Poland*

Corresponding author: satula@alpha.uwb.edu.pl

The magnetostructural coupling plays a crucial role in magneto-responsive effect in martensitic transition system and leads to its multifunctional applications like shape memory effects, magnetocaloric effect and magnetoresistance. One class of the materials exhibiting martensitic transformations is based on ternary alloys with hexagonal Ni₂In structure. The martensitic transformation occurs between high temperature hexagonal Ni₂In (austenite) and low temperature orthorhombic TiNiSi (martensite) structure.

The results of X-ray diffraction and Mössbauer measurements on ternary NiMnGe doped by ⁵⁷Fe will be presented. The starting material NiMnGe undergoes a martensitic transition in paramagnetic state at $T_i=470$ K from ordered hexagonal Ni₂Ti type to the orthorhombic TiNiSi type of structure. Upon cooling, the martensite phase shows a magnetic transition from paramagnetic to antiferromagnetic state at a Neel temperature $T_N=246$ K with magnetic moments localized only on the Mn atoms. Substitution of nonmagnetic Ni or magnetic Mn atoms by Fe allows control of martensitic transition temperature and magnetic state of the starting material. It seems that the structural transition temperature and magnetic state of the alloys should strongly depend on the site occupation by doped Fe atoms.

Two series of the samples Ni_{1-x}Mn⁵⁷Fe_xGe ($x=0.1, 0.2, 0.3$) and NiMn_{1-y}⁵⁷Fe_yGe ($y=0.93, 0.9, 0.75$) were prepared. The aim of this work is to explore the site preference of doped ⁵⁷Fe atoms in as-cast and annealed materials. The X ray diffraction measurements show that the samples with $x=0.2, 0.3$ and $y=0.93, 0.9, 0.75$ crystallized in Ni₂In structure. The sample with $x=0.1$ consists of two crystalline phases with Ni₂Ti and NiTiSi structure. Therefore the martensitic transition occurs at room temperature.

The Mössbauer spectra measured at room temperature for $x=0.2, 0.3$ and $y=0.93, 0.9, 0.75$ show three doublets with different values of isomer shift and quadrupole splitting. The identification of the local surroundings of Fe will be presented. The spectrum for the $x=0.1$ shows the doublets in the central part and broad sextet. The doublets originate from the Fe atoms in the paramagnetic state of Ni₂Ti structure while the sextet results from the Fe atoms in the TiNiSi structure. The analysis of the Mössbauer spectra shows that relative intensities of the each component depend on the Fe concentration as well as the thermal treatment.

NOTATKI

STRUCTURAL DEFECTS IN Fe-Re ALLOYS STUDIED BY MÖSSBAUER AND POSITRON ANNIHILATION SPECTROSCOPIES

R. Idczak, R. Konieczny, J. Chojcan

Institute of Experimental Physics, University of Wrocław, pl. M. Borna 9, 50-204 Wrocław, Poland

Corresponding author: ridczak@ifd.uni.wroc.pl

The room temperature positron annihilation lifetime spectra and ^{57}Fe Mössbauer spectra were measured for $\text{Fe}_{0.97}\text{Re}_{0.03}$ and $\text{Fe}_{0.94}\text{Re}_{0.06}$ solid solutions. The measurements were performed in order to determine the freezing temperature T_F below which the migration of vacancies in the materials under consideration does not exist and one is able to observe thermally stable vacancy-rhenium pairs. The existence of the pairs at room temperature was predicted by theoretical calculations [1, 2] and confirmed by results of our previous studies [3, 4]. In this experiment, the vacancies were created during formation and further mechanical processing of the iron systems under consideration so the spectra mentioned above were collected at least twice. The first one for the samples being just after melting process in an arc furnace and the second one for the specimens after cold rolling to the thickness of about 40 μm . Moreover proper spectra for the samples were measured a dozen times after subsequent annealing them at temperatures in the range between 300 K and 1270 K.

It was found that for studied alloys, the positron lifetimes as well as Mössbauer spectrum linewidths depend on the annealing temperature (see Figs. 1 and 2). Taking into account that the parameters are influenced by the presence of vacancy-rhenium pairs [3, 4], one can conclude that the pairs become thermally unstable at temperatures above 500 K.

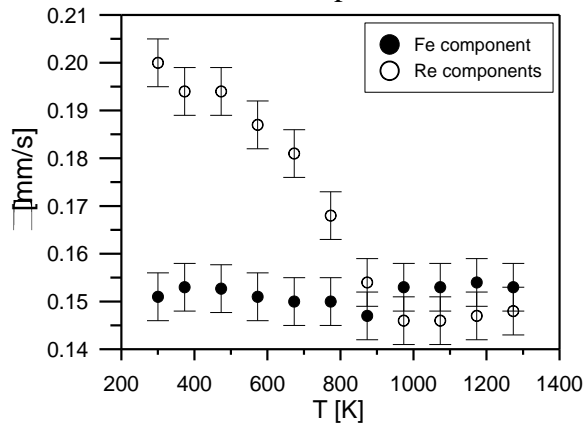


Fig. 1. The linewidths Γ_{16} of components of the Mössbauer spectra measured for the $\text{Fe}_{0.97}\text{Re}_{0.03}$ alloy. The component related to nuclear probes having in their two first coordination shells only iron atoms is referred as Fe component and the components related to nuclear probes having in their two first coordination shells one or more rhenium atoms are referred as Re components.

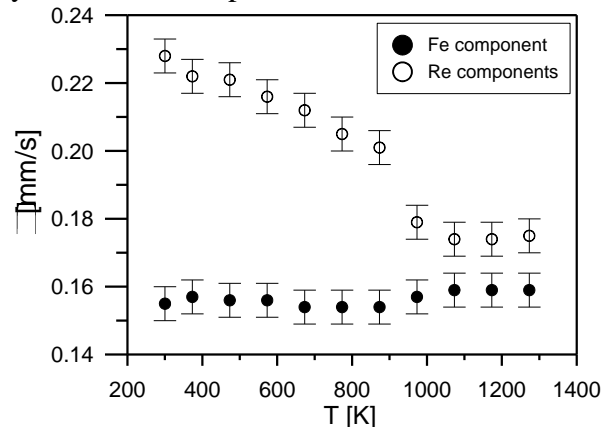


Fig. 2. The linewidths Γ_{16} of components of the Mössbauer spectra measured for the $\text{Fe}_{0.94}\text{Re}_{0.06}$ alloy. The component related to nuclear probes having in their two first coordination shells only iron atoms is referred as Fe component and the components related to nuclear probes having in their two first coordination shells one or more rhenium atoms are referred as Re components.

[1] P. Olsson, T. P. C. Klaver, C. Domain, *Phys. Rev. B* **81**, (2010) 054102 .

[2] O. I. Gorbatov, P. A. Korzhavyi, A.V. Ruban, B. Johansson, Yu. N. Gornostyrev, *J. Nucl. Mater.* **419**, (2011) 248.

[3] R. Idczak, R. Konieczny, J. Chojcan, *Solid State Commun.* **152**, (2012) 1924.

[4] R. Idczak, R. Konieczny, J. Chojcan, *Journal of Applied Physics* **115**, (2014) 103513.

NOTATKI

SUBSURFACE STRUCTURE AND MAGNETIC PARAMETERS OF Fe-Mo-Cu-B METALLIC GLASS

M. Miglierini^{1,2}, M. Hasiak³, M. Bujdoš²

¹*Institute of Nuclear and Physical Engineering, Faculty of Electrical Engineering and Information Technology, Slovak University of Technology in Bratislava, Ilkovičova 3, 812 19 Bratislava, Slovakia*

²*Department of Nuclear Reactors, Faculty of Nuclear Sciences and Physical Engineering, Czech Technical University in Prague, V Holešovičkách 2, 180 00 Prague 8, Czech Republic*

³*Institute of Laboratory Research on Geomaterials, Faculty of Natural Sciences, Comenius University, Mlynská dolina, 842 15 Bratislava, Slovakia*

Corresponding Author: marcel.miglierini@stuba.sk

The long-term reliability of structural nuclear materials operating under harsh conditions of intense radiation, high temperature and in the presence of corrosion agents is an important technologic, economic and environmental demand, and it raises a number of challenges. Recently Fe-based metallic glasses (MGs) suggest themselves as candidates for magnetic cores of accelerator RF-cavities to improve their performance [1]. At this particular application, they are exposed to ion irradiation caused by beam losses. Originally, it was expected that MGs should resist the radiation damage due to their homogeneous disordered structure [2]. They were considered as appropriate materials in radiation-exposed environments. However, the results obtained during last two decades pointed out that ion irradiation can induce changes of properties in MGs.

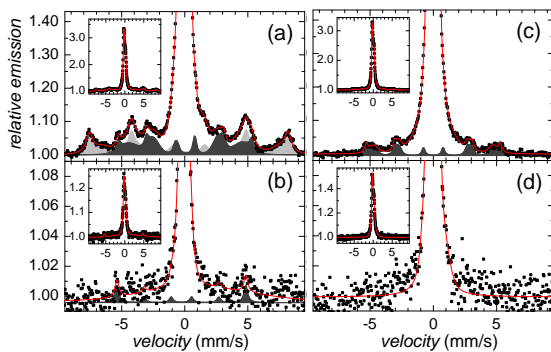


Fig.1 CEMS (a, c) and CXMS (b, d) spectra from the wheel (a, b) and air (c, d) sides of the $Fe_{81}Mo_9Cu_1B_9$ alloy. Insets show the whole spectra.

is thoroughly investigated first in the as-quenched state to fully understand its structural behaviour. During follow-up research, this alloy was exposed to implantation with 130 keV N^+ ions. Irradiation-induced structural deviations are discussed using preliminary results of CEMS and CXMS investigations.

This work was supported by the research grants GAČR 14-12449S, SK-PL-0032-12, and VEGA 1/0286/12.

[1] P. Spiller *et al.*, Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. A **544** (2005) 117.

[2] H.J. Guntherodt, Metall. **7** (1979) 723.

NOTATKI

MECHANIZM WIĄZANIA CEZU W SZKŁACH FOSFORANOWYCH DLA IMMOBILIZACJI ODPADÓW RADIOAKTYWNYCH

P. Stoch¹, M. Ciecińska¹, A. Błachowski², K. Ruebenbauer², A. Stoch³

¹Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, Akademia Górniczo - Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie, al. Mickiewicza 30, 30 - 059 Kraków, Polska

²Instytut Fizyki, Uniwersytet Pedagogiczny, ul. Podchorążych 2, 30-084 Kraków, Polska

³Instytut Technologii Elektronowej Oddział Kraków, ul. Zabłocie 39, 30-701 Kraków, Polska

Autor do korespondencji: pstoch@agh.edu.pl

Szklą fosforanowe, w których głównym składnikiem jest P_2O_5 , są obecnie szeroko badane ze względu na ich właściwości fizyczne oraz liczne zastosowania aplikacyjne. Szklą o dużej zawartości P_2O_5 cechuje raczej niska odporność chemiczna, nie mniej jednak wraz ze wzrostem zawartości Fe_2O_3 obserwuje się istotny wzrost odporności chemicznej z maksimum dla składu $60P_2O_5 - 40Fe_2O_3$, która to jest nawet lepsza niż w przypadku odpornych chemicznie szkieł borokrzemianowych. Ze względu na wysoką elastyczność struktury są zdolne do przyjmowania do swego składu wielu pierwiastków szkodliwych, efektywnie wiążąc je i zabezpieczając przed przedostawaniem się do środowiska naturalnego. Cechuje je ponadto niska temperatura topnienia oraz niska lepkość stopu, co jest szczególnie pożądane w przypadku immobilizacji substancji lotnych. Powoduje to, że szklą o składzie $60P_2O_5 - 40Fe_2O_3$ są obecnie rozważane jako materiał dla immobilizacji odpadów radioaktywnych lub też jako matryca dla źródeł promieniotwórczych np. ^{137}Cs .

W oparciu o istniejące dane literaturowe oraz wyniki badań nad strukturą szkieł $60P_2O_5 - 40Fe_2O_3$ zaproponowany został model ich struktury składający się z połączonych tetraedrów PO_4 i FeO_4 tworzących pierścienie zbliżone do struktury krystalicznej $\alpha-FePO_4$. Proponowany klaster został zoptymalizowany stosując obliczenia DFT, a następnie porównany z wynikami spektroskopii FTIR, Ramana, Mössbauera, EXAFS/XANES. Na podstawie otrzymanych wyników zaobserwowano występowanie żelaza zarówno na 2+ jak i 3+ stopniu utlenienia. Fe^{2+} występuje jako FeO_5 i/lub FeO_6 , pełniąc rolę modyfikatora struktury szkła, natomiast Fe^{3+} występuje w koordynacji tetraedrycznej oraz w koordynacji 5, pełniąc rolę składnika więźbotwórczego.

Na podstawie proponowanego modelu stwierdzono, że alkalia np. Cs^+ mogą pełnić rolę kompensatora ładunku dla tetraedrów FeO_4 , co trwale wiąże je w strukturze szkła. Na tej podstawie oszacowano maksymalną zawartość Cs_2O , jaką można wprowadzić do szklistej matrycy bez jej przebudowy, na ok. 30 % molowych. Otrzymany wynik bardzo dobrze koreluje z badaniami nad strukturą szkieł z układu $(60P_2O_5 - 40Fe_2O_3)_{1-x}(Cs_2O)_x$, dla których wraz ze wzrostem zawartości Cs_2O , do ok. 30 % molowych, nie obserwuje się istotnych zmian strukturalnych. Powyżej następuje gwałtowna przebudowa struktury. Kompensacja ładunku tetraedrów FeO_4 przez Cs^+ zwiększa stabilność struktury szkła, co przekłada się na wzrost temperatury topnienia oraz odporności chemicznej. Po całkowitym skompensowaniu ładunków, dalszy wzrost zawartości Cs_2O w szkle, prowadzi do depolimeryzacji więzby. Gwałtownie obniża to temperaturę topnienia oraz odporność chemiczną.

Praca została wykonana w ramach projektu strategicznego NCBiR pt. Technologie wspomagające rozwój bezpiecznej energetyki jądrowej.

NOTATKI

IRON-CONTAINING PHASES IN FLY ASHES FROM DIFFERENT COMBUSTION SYSTEMS

T. Szumiata¹, M. Gzik-Szumiata¹, K. Brzózka¹, B. Górka¹, M. Gawroński¹,
R. Świetlik² and M. Trojanowska²

¹Department of Physics, University of Technology and Humanities in Radom,
Krasickiego 54, 26-600 Radom, Poland,

²Department of Environmental Protection, University of Technology and Humanities in Radom,
Chrobrego 27, 26-600 Radom, Poland

Autor do korespondencji: t.szumiata@uthrad.pl

The investigations of iron-containing phases existing in fly ashes were performed using transmission Mössbauer spectrometry. Presented studies are an extension of preliminary work [1] devoted to the coal ashes coming from two different combustion systems: stoker-fired boiler (burning zone 1100 °C) and pulverized coal boiler (burning zone 1800 – 1900 °C). Present work considers not only the combustion temperature but also the procedure of ash collection. The sample of fly ash from municipal solid waste incinerator has been also examined.

The Mössbauer spectra have been decomposed into several components: one Zeeman sextet corresponding to hematite, two Zeeman sextets pointing to presence of magnetite, one doublet assigned to iron-bearing paramagnetic aluminosilicate glass with Fe³⁺ ions and one

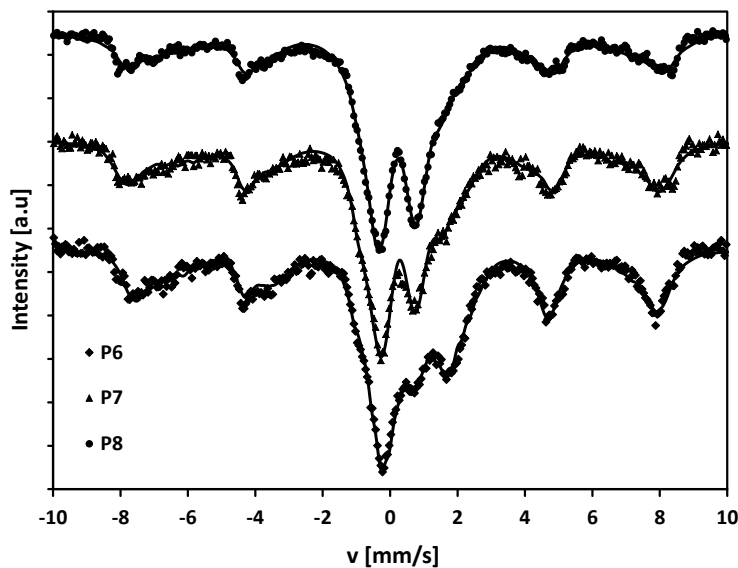


Fig.1. Mössbauer spectra for fly ash from pulverized coal boiler, collected in different fields of electrostatic precipitator system.

high-QS doublet corresponding to iron-containing Al₂O₄-type spinel with Fe²⁺ ions. In some spectra a singlet component with near zero isomer shift has been detected and recognized as a trace of superparamagnetic particles of pure iron, however its contribution is much lower than in the case of road dust [2]. The exemplary spectra for fly ash from pulverized coal boiler, collected in I-st, II-nd and III-rd field of electrostatic precipitator system (samples: P6, P7 and P8, respectively) are presented in fig. 1. The relative contributions of main components of the spectra for all samples strongly

depend both on combustion temperature and the way of ash collection. In the case of fly ash from stoker-fired boiler the changes in the spectra has been observed also with respect to the grain fractions obtained from multicyclone-type collection device.

[1] T. Szumiata, K. Brzózka, B. Górka, M. Gawroński, M. Gzik-Szumiata, R. Świetlik, M. Trojanowska, *Hyperfine Interactions*, DOI 10.1007/s10751-013-0950-2 (2013).

[2] T. Szumiata, M. Gawroński, B. Górka, K. Brzózka, R. Świetlik, M. Trojanowska, M. Strzelecka, *Nukleonika* 58 (2013) 107-110.

NOTATKI

MÖSSBAUER STUDY OF A TETRAKIS(PENTAFLOROPHENYL)PORPHYRIN IRON (III) CHLORIDE IN COMPARISON WITH THE FLUORINE UNSUBSTITUTED ANALOG

T. Kaczmarzyk¹, K. Dziejcz-Kocurek², I. Rutkowska¹, K. Dzilinski¹

¹*Institute of Physics, Częstochowa University of Technology, Al. Armii Krajowej 19, 42-200 Częstochowa, Poland*

²*Institute of Physics, Jagiellonian University, ul. Reymona 4, 30-059 Kraków, Poland*

Author for correspondence: kcz@wip.pcz.pl

Metalloporphyrins, and iron porphyrins in particular, belong to complexes which are often using as model systems in investigations at the molecular level of biologically important heme proteins. One of the interesting features of the iron porphyrins is that they molecular and electronic structures can be relatively easy modified for many ways.

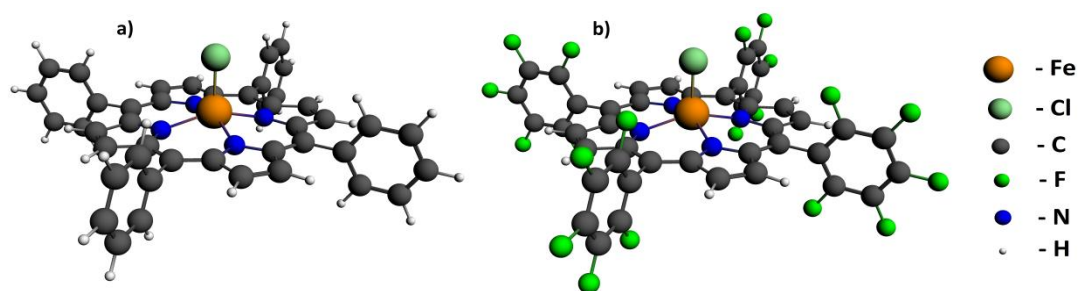


Fig. 1. Molecular structures: a) *Fe-TPP:Cl* , b) *Fe-TPPFP:Cl*

Unsubstituted tetraphenylporphyrin compounds, including iron complexes (Fig. 1a), have been relatively intensively investigated both experimentally and theoretically, but they are yet far from being determined with certainty, especially with reference to the relationships between molecular and electronic structures. In this study we consider a Fe(III)-tetraphenylporphyrin complex containing chloride axial ligand and substituted hydrogen atoms by fluorine ones in the four phenyle rings (*Fe-TPPFP:Cl*) (Fig. 1b) and its fluorine unsubstituted analog (*Fe-TPP:Cl*) (Fig. 1a.). To our knowledge, experimental studies of the fluorine substituted *Fe-TPPFP:Cl* complex have been focused so far on its catalytic properties [1]. Theoretical study has been limited to charge distribution [2]. In the present work, we concentrate on the comparison of results obtained from Mössbauer study for the both fluorine substituted and unsubstituted complexes. It was found that the parameters of Mössbauer spectra of the both complexes are close one another, but the shape of the quadrupole doublet is changing with temperature in different ways. In particular, in the case of the fluorine substituted complex, asymmetry of the doublet is quite different at low temperature (6 K) in comparison with the unsubstituted analog at the same temperature. It suggests that the substitution of hydrogen by fluorine atoms, at a relatively long distance from the Fe(III) ion, changes direction of the electric field gradient (EFG) around this ion. Experimental data are compared with theoretical results obtained from density functional (DFT) calculations.

[1] N.A. Stephenson, A.T. Bell, *Inorg. Chem.* **45**(2006)2758.

[2] Q. Lii, Y. Lu, J. Wang, *Chinese J. Chem. Phys.* **19**(2006)227.

NOTATKI

MÖSSBAUER SPECTROSCOPY OF REDUCED FORMS OF A Fe-TETRAPHENYLPORPHYRINE COMPLEX

T. Kaczmarzyk, I. Rutkowska, K. Dzilinski

Institute of Physics, Częstochowa University of Technology, Al. Armii Krajowej 19, 42-200 Częstochowa,

Author for correspondence: kcz@wip.pcz.pl

Iron porphyrins participate in the biological processes involving the heme prosthetic groups of hemoproteins. Sufficient background information on the electronic structure of iron porphyrins, in particular electronic configuration of the iron ions, is provided to form a basis for discussion on some complex bioprocesses. Apart from the biological aspects, the molecular structure and physical properties of iron porphyrins promote these complexes for application in such contemporary technologies as non-linear optics, molecular semiconductors, liquid crystals and so on [1]. Biological activity as well as physical and chemical properties of the iron porphyrins mainly depend on electronic structure of the iron ion, placed at the centre of the molecules. The electronic structure can be modified by changes of molecular structures and reduction-oxidation processes.

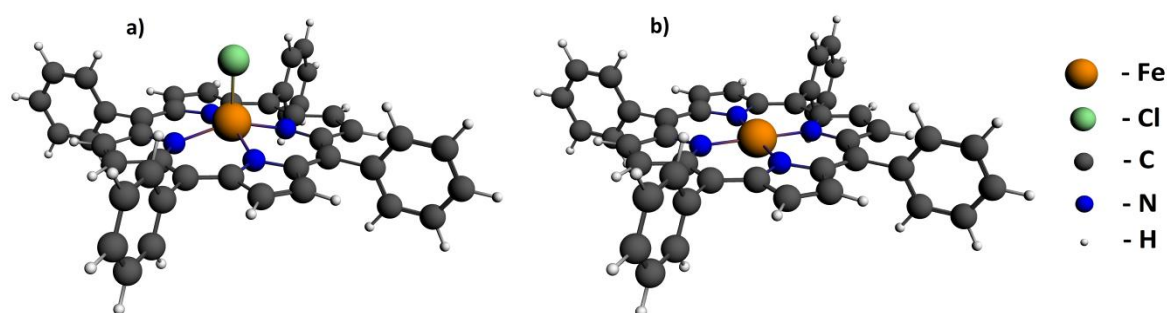


Fig. 1. Molecular structures: a) Fe(III)TPP:Cl, b) Fe(II)TPP and Fe(I)TPP

In this work we discuss electronic configurations of iron ions in a tetraphenylporphyrin complex (Fe(III)TPP:Cl), in different oxidation and spin states, induced by chemical reduction with metal sodium, on the basis of experimental Mössbauer results and theoretical DFT calculations. It has been established that at the beginning of the reduction process, the electron configuration of iron ion changes from $(d_{xy}^1, d_{xz}^1, d_{yz}^1, d_{z^2}^1, d_{x^2-y^2}^1)$ in Fe(III)-tetraphenylporphyrin with chloride axial ligand (Fe(III)TPP:Cl) to $(d_{xy}^2, d_{xz}^1, d_{yz}^1, d_{z^2}^2)$ in four-coordinate Fe(II)-tetraphenylporphyrin, without the chloride ligand (Fe(II)TPP) (Fig. 1.). Next step of the reduction process leads to Fe(I)-tetraphenylporphyrin (Fe(I)TPP) with the electron configuration $(d_{xy}^2, d_{xz}^2, d_{yz}^2, d_{z^2}^1)$. Mössbauer parameters are changing significantly in the reduction process and correlate with the corresponding iron ions for other complexes [2]. The experimental data are in good agreement with results of the theoretical calculations.

[1] K.M. Kadish, K.M. Smith & G. Guilard (eds.), The porphyrin handbook, vol 6: Applications: Past, present and future, Academic Press, San Diego, 2000.

[2] K. Dzilinski, T. Kaczmarzyk, T. Jackowski, G.N. Synyakov, G.D. Egorova, Mol. Phys. Reports **37** (2003) 35.

NOTATKI

SEARCH FOR CANTED SPIN ARRANGEMENT IN $\text{Er}_{2-x}\text{Tb}_x\text{Fe}_{14}\text{B}$ WITH MÖSSBAUER SPECTROSCOPY

P. M. Kurzydło¹, B. F. Bogacz¹, A. T. Pędziwiatr¹, D. Oleszak², J. Przewoźnik³

¹ M. Smoluchowski Institute of Physics, Jagiellonian University, Reymonta 4, 30-059 Kraków, Poland

² Faculty of Materials Science and Engineering, Warsaw University of Technology, Wołoska 141, 02-507 Warszawa, Poland

³ AGH University of Science and Technology, Faculty of Physics and Applied Computer Science, Department of Solid State Physics, Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

Author for correspondence: piotr.kurzydlo@uj.edu.pl

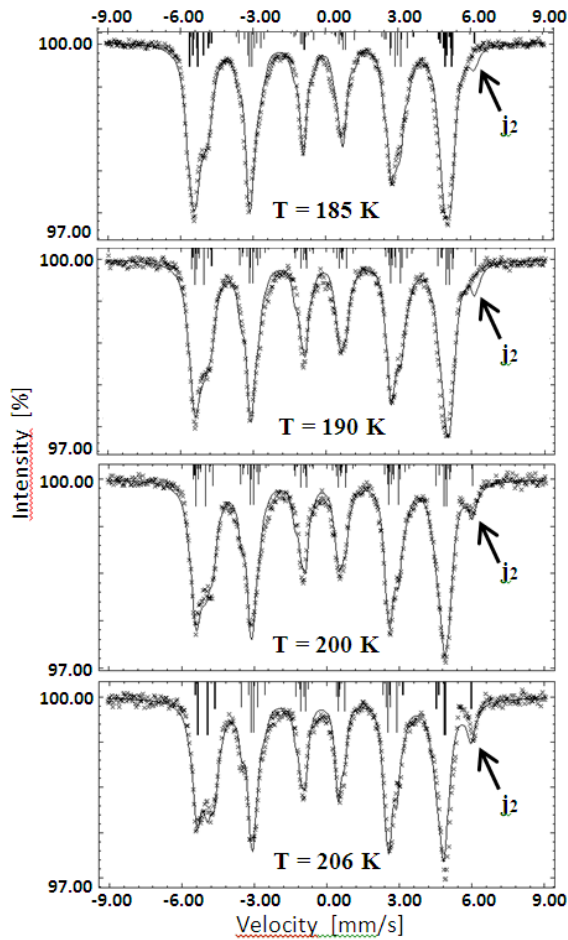


Fig.1 Spectra of $\text{Er}_{1.8}\text{Tb}_{0.2}\text{Fe}_{14}\text{B}$ and theoretical fit for two state model. See misfit of j_2 sublattice line.

the existence of canted spin arrangements in the studied compounds.

The experimentally obtained spin reorientation temperatures have been compared with those from magnetostriction studies [2, 3]. The spin arrangement diagram was constructed.

The materials studied were polycrystalline compounds $\text{Er}_{2-x}\text{Tb}_x\text{Fe}_{14}\text{B}$ ($x=0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) belonging to the group $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ (R – rare earth). They crystallize in a tetragonal lattice, space group $P4_2/mnm$ and display variety of spin arrangements. The compounds have been measured with ^{57}Fe Mössbauer Spectroscopy in the temperature range 80 – 320 K in order to investigate the spin reorientation processes. Each compound was studied in a wide temperature range with precise Mössbauer scanning in the vicinity of the transition. The set of spectra obtained for a given compound was analyzed using simultaneous fitting procedure to investigate the influence of the transition on the shape of the spectra. The fitting program was specified to analyze the transition according to the two state model: spins flip abruptly from initial to final arrangement. Obtained results suggest that spin reorientation process cannot be described using only the mentioned above model. Additional computer simulations based on the Yamada-Kato model [1] were conducted to determine temperature range and the type of spin alignment in the vicinity of the transition. These theoretical results supported by spectra analysis suggest the

[1] M. Yamada, H. Kato et al., Phys. Rev. B, **38** (1988) 620 – 633.

[2] H. Kato et al., IEEE Transactions on Magnetics, **37** (2001) 2702 – 2704.

[3] D. W. Lim, H. Kato, M. Yamada et al., Journal of Magnetism and Magnetic Materials, **104 – 107** (1992) 1429 – 1430.

NOTATKI

MAGNETYZM NADPRZEWODNIKÓW NA BAZIE ŻELAZA Eu-122 BADANY METODĄ SPEKTROSKOPII MÖSSBAUEROWSKIEJ ^{57}Fe i ^{151}Eu

K. Komędera¹, L. M. Tran², A. Błachowski¹, K. Ruebenbauer¹, J. Żukrowski^{3,4}, Z. Bukowski²

¹Zakład Spektroskopii Mössbauerowskiej, Instytut Fizyki, Uniwersytet Pedagogiczny
ul. Podchorążych 2, PL-30-084 Kraków, Polska

²Instytut Niskich Temperatur i Badań Strukturalnych, Polska Akademia Nauk
ul. Okólna 2, PL-50-422 Wrocław, Polska

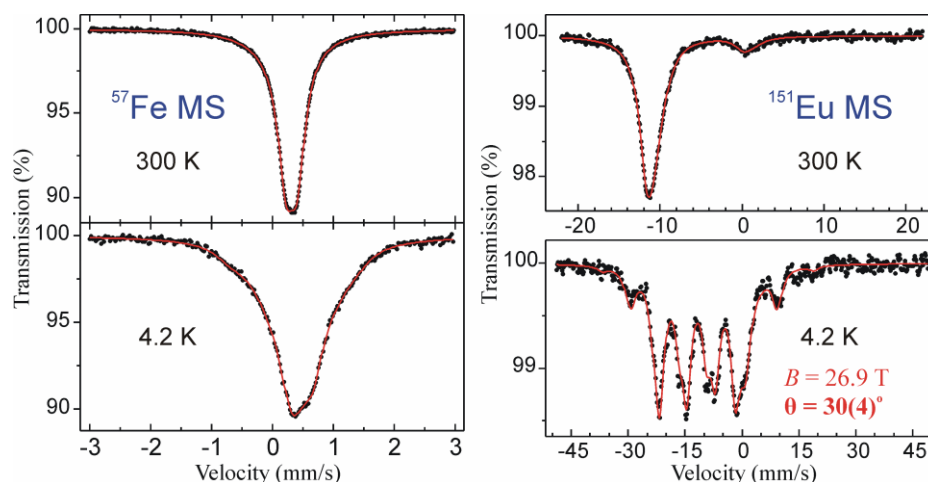
³AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Akademickie Centrum Materiałów i Nanotechnologii

⁴AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Fizyki i Informatyki Stosowanej, Katedra Fizyki Ciała Stałego
Al. A. Mickiewicza 30, PL-30-059 Kraków, Polska

Autor do korespondencji: kamilakom@op.pl

Związek macierzysty z rodziny ‘122’ EuFe_2As_2 charakteryzuje się porządkiem magnetycznym 3d typu fali gęstości spinowej (spin density wave - SDW) z $T_{SDW} = 192$ K. Ponadto w temperaturze 19 K dochodzi do antyferromagnetycznego porządkowania się Eu^{2+} w płaszczyźnie a - b [1, 2]. Domieszkowanie może prowadzić do nadprzewodnictwa z równoczesnym zanikiem porządku SDW.

Metodą spektroskopii mössbauerowskiej ^{57}Fe i ^{151}Eu przebadano w zakresie temperatur 4.2 – 300 K nadprzewodniki Eu-122 o temperaturze krytycznej $T_{sc} \approx 10$ K i następujących składach: $\text{Eu}(\text{Fe}_{1.63}\text{Co}_{0.37})\text{As}_2$ i $(\text{Eu}_{0.72}\text{Ca}_{0.28})(\text{Fe}_{1.64}\text{Co}_{0.36})\text{As}_2$. Stwierdzono, że nadprzewodnictwo ma charakter włóknisty i część próbki wykazuje w niskich temperaturach obecność SDW ze znacznie zmniejszoną amplitudą. Nadprzewodnictwo współistnieje z porządkiem magnetycznym 4f Eu^{2+} z tym, że domieszkowanie powoduje reorientację momentu Eu^{2+} na kierunek osi c [1, 3]. Ponadto domieszkowanie powoduje pojawienie się niewielkich ilości Eu^{3+} . W stanie nadprzewodzącym magnetyczne pole transferu od Eu^{2+} jest obserwowane zarówno na Fe, jak i na diamagnetycznym Eu^{3+} .



Rys. 1 Widma mössbauerowskie ^{57}Fe i ^{151}Eu nadprzewodnika $(\text{Eu}_{0.72}\text{Ca}_{0.28})(\text{Fe}_{1.64}\text{Co}_{0.36})\text{As}_2$, gdzie: B – magnetyczne pole nadsztelne Eu^{2+} , θ – kąt pomiędzy momentem magnetycznym Eu^{2+} i osią c .

Praca finansowana przez NCN w ramach grantu DEC-2011/03/B/ST3/00446.

- [1] A. Błachowski, K. Ruebenbauer, J. Żukrowski, Z. Bukowski, K. Rogacki, P. J. W. Moll, J. Karpinski, Phys. Rev. B **84** (2011) 174503.
- [2] Y. Xiao, Y. Su, M. Meven, R. Mittal *et al.*, Phys. Rev. B **80** (2009) 174424.
- [3] V. H. Tran, Z. Bukowski, L. M. Tran, A. J. Zaleski, New J. Phys. **14** (2012) 073052.

NOTATKI

CZUŁOŚĆ SPEKTROSKOPII MÖSSBAUEROWSKIEJ NA PRZEJŚCIE DO NADPRZEWODNICTWA W $Ba_{0.6}K_{0.4}Fe_2As_2$

A. K. Jasek¹, K. Komędera¹, A. Błachowski¹, K. Ruebenbauer¹, Z. Bukowski², J. G. Storey^{3,4},
J. Karpinski^{5,6}

¹Zakład Spektroskopii Mössbauerowskiej, Instytut Fizyki, Uniwersytet Pedagogiczny,
ul. Podchorążych 2, PL-30-084 Kraków, Polska

²Instytut Niskich Temperatur i Badań Strukturalnych, Polska Akademia Nauk,
ul. Okólna 2, PL-50-422 Wrocław, Polska

³Cavendish Laboratory, University of Cambridge, CB3 0HE, United Kingdom

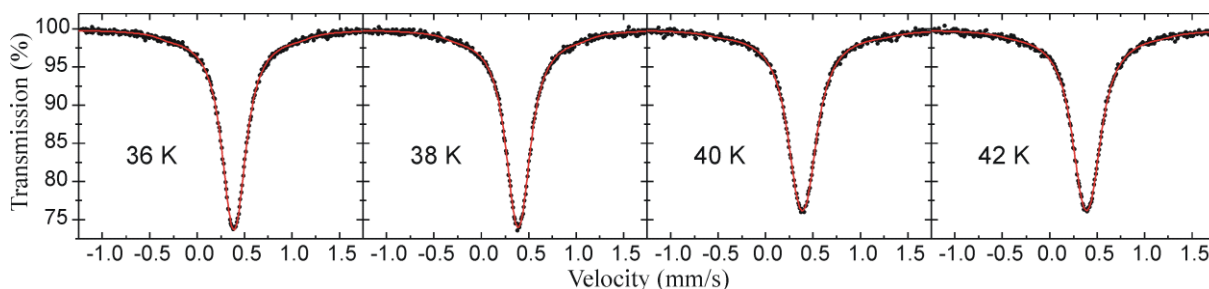
⁴School of Chemical and Physical Sciences, Victoria University, P.O. Box 600, Wellington, New Zealand

⁵Laboratory for Solid State Physics, ETH Zurich, CH-8093 Zurich, Switzerland

⁶Institute of Condensed Matter Physics, EPFL, CH-1015 Lausanne, Switzerland

Autor do korespondencji: aleksjasek@gmail.com

Optymalnie domieszkowany nadprzewodnik na bazie żelaza $Ba_{0.6}K_{0.4}Fe_2As_2$ o temperaturze krytycznej $T_{sc} = 38$ K był badany metodą spektroskopii mössbauerowskiej w przedziale temperatur 4.2 K – 300 K ze szczególnym uwzględnieniem obszaru przejścia do nadprzewodnictwa [1]. Stwierdzono, że widma nie zawierają składowych magnetycznych i w całym zakresie temperatury wykazują *quasi*-ciągły rozkład dubletów pochodzących od rozszczepienia kwadrupolowego. Rozkład ten wynika z modulacji przestrzennej (fali gradientu pola elektrycznego (electric field gradient wave – EFGW). EFGW jest stowarzyszona z falą gęstości ładunkowej (charge density wave - CDW) mającą o rząd mniejszy wpływ na widmo i objawiającą się poprzez zmianę szerokości linii. EFGW może być przybliżona przez dobrze rozdzielone wąskie warstwy z niemal liniowo rosnącym i następnie malejącym gradientem pola elektrycznego w poprzek warstwy. Pomiedzy warstwami istnieje niemal stały i bardzo mały gradient pola elektrycznego. Stwierdzono, że kształt i amplituda EFGW są silnie zaburzane w przejściu do stanu nadprzewodzącego. Wszystkie modulacje są silnie tłumione podczas przejścia do nadprzewodnictwa w 38 K i niemal powracają do wartości ze stanu normalnego w temperaturze niższej od temperatury przejścia o około 14 K. Dyspersja CDW w stanie normalnym oraz w niskich temperaturach dalekich od przejścia do nadprzewodnictwa wynosi 0.5 el./(a.u.)³, natomiast tuż poniżej przejścia do stanu nadprzewodzącego spada do 0.3 el./(a.u.)³.



Rys.1 Widma mössbauerowskie $Ba_{0.6}K_{0.4}Fe_2As_2$ ($T_{sc} = 38$ K) w obszarze przejścia do nadprzewodnictwa.

Praca finansowana przez NCN w ramach grantu DEC-2011/03/B/ST3/00446.

[1] A. K. Jasek, K. Komędera, A. Błachowski, K. Ruebenbauer, Z. Bukowski, J. G. Storey, J. Karpinski, arXiv:1311.1503 (2013).

NOTATKI

DYSTORSJA STRUKTURALNA I SPIRALA MAGNETYCZNA W FeSb BADANE METODĄ SPEKTROSKOPII MÖSSBAUEROWSKIEJ

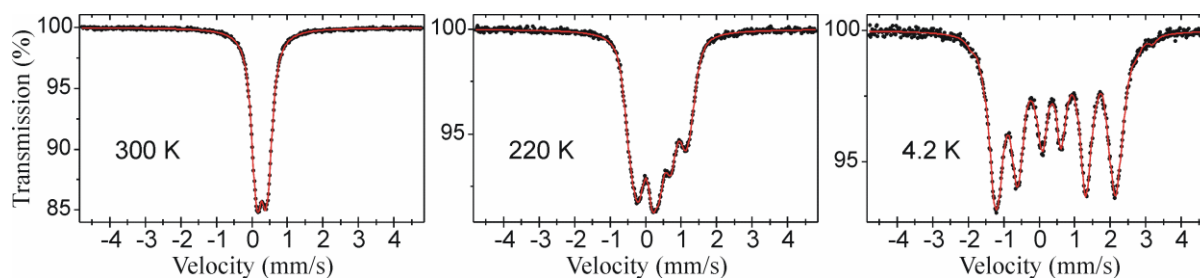
K. Komędera¹, A. K. Jasek¹, A. Błachowski¹, K. Ruebenbauer¹, A. Krztoń-Maziopa²

¹Zakład Spektroskopii Mössbauerowskiej, Instytut Fizyki, Uniwersytet Pedagogiczny
ul. Podchorążych 2, PL-30-084 Kraków, Polska

²Katedra Chemii Nieorganicznej i Technologii Ciała Stałego, Wydział Chemiczny, Politechnika Warszawska
ul. Noakowskiego 3, PL-00-664 Warszawa

Autor do korespondencji: sfblacho@cyf-kr.edu.pl

Antymonek żelaza ϵ -FeSb krystalizuje w strukturze heksagonalnej, której prototypem jest arsenek niklu NiAs. W strukturze tej znajdują się puste położenia międzywęzłowe, które mogą być stochastycznie obsadzone przez żelazo co powoduje, że związek ten ma skład Fe_{1+x}Sb . Udało się uzyskać skład o bardzo małej zawartości nadmiarowego Fe wynoszącej $x \approx 0.02$. Mimo tego widmo w stanie paramagnetycznym zawiera dwa dublety pochodzące od elektrycznego oddziaływania kwadrupolowego mające wzajemny stosunek powierzchni 2:1. Oznacza to istnienie deformacji w regularnej podsieci żelaza prowadzącej do dwóch nierównoważnych pozycji Fe w stosunku 2:1. W stanie uporządkowanym magnetycznie ($T_N \approx 230$ K) można wyznaczyć parametry gradientu pola elektrycznego, gdyż momenty magnetyczne tworzą trójkątną strukturę antyferromagnetyczną w płaszczyznach prostopadłych do osi c . Obydwa gradienty pola elektrycznego wykazują bardzo duży parametr asymetrii $\eta \approx 1$, podczas gdy dla idealnej struktury NiAs gradient powinien być osiowo symetryczny z $\eta = 0$ i skierowany w kierunku $\langle 001 \rangle$. Składowe o maksymalnych wartościach bezwzględnych gradientu pola elektrycznego dla obydwu regularnych położen żelaza skierowane są zgodnie z kierunkami $\langle 001 \rangle$ i $\langle 120 \rangle$. Składowa w kierunku $\langle 001 \rangle$ jest dodatnia, a składowa w kierunku $\langle 120 \rangle$ jest ujemna. Magnetyczne pola nadształtne leżą w płaszczyźnie prostopadłej do osi c i tworzą dwie spirale propagujące wzdłuż osi c – o stosunku udziałów w widmie 2:1. Obydwie spirale mają charakter antyferromagnetyczny i są niewspółmierne z okresem sieci krystalicznej. Pomimo różnych struktur krystalograficznych sytuacja jest podobna do spiralnej struktury magnetycznej w FeAs [1] – ze względu na oktaedryczne otoczenie żelaza przez izowalencyjny metaloid w obydwu związkach.



Rys. 1 Przykładowe widma mössbauerowskie FeSb.

Praca finansowana przez NCN w ramach grantu DEC-2011/03/B/ST3/00446.

[1] A. Błachowski, K. Ruebenbauer, J. Żukrowski, Z. Bukowski, J. Alloys Comp. **582** (2014) 167.

NOTATKI

KORELACJE POMIĘDZY ZMIANAMI W WYBRANYCH PARAMETRACH WIDM MÖSSBAUEROWSKICH, A ZMIANAMI W PRZEWODNICTWIE ELEKTRYCZNYM WYGRZEWANYCH PRÓBEK CAŁKOWICIE METAMIKTYCZNEGO GADOLINITU ($\text{REE}_2\text{Fe}^{2+}\text{Be}_2\text{Si}_2\text{O}_{10}$)

D. Malczewski¹, A. Molak²

¹ Wydział Nauk o Ziemi, Uniwersytet Śląski, Bedzinska 60, 41-200 Sosnowiec.

² Instytut Fizyki, Uniwersytet Śląski, Uniwersytecka 4, 40-007 Katowice

Gadolinit $\text{REE}_2\text{Fe}^{2+}\text{Be}_2\text{Si}_2\text{O}_{10}$, gdzie REE oznacza ziemie rzadkie, uran i tor należy do klasy minerałów metamiktycznych. Minerale metamiktyczne zawierają aktynowce (^{238}U , ^{232}Th , ^{235}U), których rozpady promieniotwórcze degradują ich krystaliczne struktury w trakcie geologicznego czasu ($\sim 10^9$ lat). Ponieważ minerale te zawierają uran i tor, mogą służyć jako naturalne odpowiedniki dla efektów radiacyjnych w matrycach przeznaczonych do składowania wysokoaktywnych odpadów promieniotwórczych. Przedstawiana praca prezentuje wyniki badań przewodnictwa elektrycznego całkowicie metamiktycznego gadolinitu w funkcji temperatury wygrzewania (annealing). Dotychczas takie badania dla tej klasy minerałów nie zostały przeprowadzone. Przewodnictwo elektryczne zmierzone dla $f = 100$ Hz w zakresie temperatur 110 a 750 K zmienia się wyraźnie od 10^{-10} to 10^{-6} Sm^{-1} dla próbki niewygrzewanej i 10^{-9} to 10^{-3} Sm^{-1} dla próbki wygrzanej w atmosferze argonowej w temperaturze 1373 K. Średnie zmierzone energie aktywacji dla przewodnictwa elektrycznego wyniosły 0.47 i 0.63 eV w zakresie temperatur 400 - 450 K i 500 - 600 K. Z przeprowadzonych badań wynika, że głównymi mechanizmami przewodnictwa są przeskoki polaronowe (polaron hopping) oraz aniony hydroksylowe. W prezentowanych badaniach spektroskopia mössbauerowska ^{57}Fe została użyta celem śledzenia zmian bliskiego zasięgu w otoczeniu pozycji Fe^{2+} . Można odnotować bardzo dobrą korelację pomiędzy zmianami wybranych parametrów zmierzonych widm mössbauerowskich a zmianami w przewodnictwie elektrycznym badanych próbek w temperaturach 300 i 500 K. Z przeprowadzonych badań wynika, że przewodnictwo jonowe OH^- związane jest ze zmianami geometrii (deformacje, rotacje) w wielościanach koordynacyjnych Fe oraz REE, natomiast przeskoki elektronowe są prawdopodobnie zlokalizowane pomiędzy pozycjami żelaza w skali odległości Fe-Fe. Zmiany w wybranych parametrach mössbauerowskich w funkcji temperatury annealingu okazują się nie tylko czułymi wskaźnikami procesu termicznej rekrytalizacji, ale także wskaźnikami zmian przewodnictwa elektrycznego całkowicie metamiktycznego $\text{REE}_2\text{Fe}^{2+}\text{Be}_2\text{Si}_2\text{O}_{10}$. Podobne korelacje powinny być obserwowane dla innych faz metamiktycznych zawierających Fe w swoim składzie chemicznym.

NOTATKI

STRUCTURE AND MÖSSBAUER SPECTROSCOPY STUDIES OF MECHANICALLY ACTIVATED $(\text{BiFeO}_3)_{1-x}(\text{BaTiO}_3)_x$ SOLID SOLUTIONS

B. Malesa^{1#,2}, A. Antolak-Dudka³, D. Oleszak³, T. Pikula¹

¹*Institute of Electronics and Information Technology, Lublin University of Technology,
38a Nadbystrzycka Str., 20-618 Lublin, Poland; ^{1#} Ph. D. Student*

²*Department and Division of Nuclear Medicine, Lublin University of Medicine,
8 Jaczewskiego Str., 20-954 Lublin, Poland*

³*Faculty of Materials Science and Engineering, Warsaw University of Technology,
141 Wołoska Str., 02-507 Warsaw, Poland*

Autor do korespondencji: t.pikula@pollub.pl

Materials exhibiting simultaneously ferroelectric and ferro-/antiferromagnetic and/or ferroelastic properties, i.e. multiferroics, are the subject of the intensive research due to their potential applications in new types of magnetoelectric devices, next-generation memory storage materials or sensors of magnetic field [1, 2]. Until now the best recognized single-phase multiferroic compound is bismuth ferrite BiFeO_3 in which the ferroelectric and antiferromagnetic ordering coexist at ambient temperature. However, during synthesis of BiFeO_3 the formation of undesired secondary phases occurs and the crystalline structure is often not stable. To improve structural properties, solid solutions of bismuth ferrite with stable ferroelectrics, e.g. barium titanate, may be synthesized. The standard method for preparation of $(\text{BiFeO}_3)_{1-x}(\text{BaTiO}_3)_x$ solid solutions is the solid-state sintering. Another promising technology is the mechanical activation; however, the milling process should be completed by thermal treatment.

In the present work the results of studies of $(\text{BiFeO}_3)_{1-x}(\text{BaTiO}_3)_x$ solid solutions will be presented. Samples were prepared by the mechanical activation and subsequent heating or annealing. X-ray diffraction (XRD) and ^{57}Fe Mössbauer spectroscopy (MS) were applied as complementary methods to investigate the structure and hyperfine interactions parameters of the prepared solid solutions. XRD and MS indicated the relationship between the content of BaTiO_3 and the magnetic properties of the investigated samples. Increase of BaTiO_3 concentration causes changes in the crystalline structure of solid solutions as well as in hyperfine interactions. Structural transformation from rhombohedral to cubic is accompanied by decrease of the hyperfine magnetic field.

- [1] Y-W. Yin, M. Raju, W-J. Hu et al., *Frontiers of Physics* **7** (2012) 380.
[2] Z. Surowiak, D. Bochenek, *Elektronika* **6** (2007) 50.

NOTATKI

SYSTEM PRZETWARZANIA DANYCH MÖSSBAUEROWSKICH: MOSGRAF-2009

K. Ruebenbauer¹, Ł. Duraj¹

¹*Zakład Spektroskopii Mössbauerowskiej, Instytut Fizyki, Uniwersytet Pedagogiczny
ul. Podchorążych 2, PL-30-084 Kraków, Polska*

Autor do korespondencji: sfrueben@cyf-kr.edu.pl

Mosgraf-2009 jest systemem aplikacji do przetwarzania danych mössbauerowskich otrzymanych w domenie energii [1-3]. Mosgraf-2009 może być zaimplementowany pod systemami operacyjnymi Microsoft Windows© poczynając od Windows-98© (druga edycja). Wszystkie opcje Mosgraf-2009 można wykorzystać poczynając od Windows-XP© (drugi pakiet serwisowy), a kończąc na Windows-8.1© i prawdopodobnie powyżej. Mosgraf-2009 działa zarówno w środowisku 32-bitowym, jak i 64-bitowym. Środowisko Microsoft.NET Framework 3.5© (pierwszy pakiet serwisowy) - lub wyższe - powinno być zainstalowane przed instalacją Mosgraf-2009 i/lub Mosgraf-2009 DEMO. System Mosgraf-2009 może być używany na nowoczesnych laptopach średniej klasy. System ten jest całkowicie kompatybilny ze spektrometrami firmy RENON MsAa-x (x=1,2,3,4) [4].

System składa się z czterech grup aplikacji oraz dodatkowego folderu Help zawierającego pliki pomocy. Pierwsza grupa (File) zawiera różne pomocnicze aplikacje ogólnego przeznaczenia, jak na przykład edytory tekstowe oraz prostą aplikację graficzną. Druga grupa (Operations) jest złożona z różnych pomocniczych aplikacji używanych do ustawiania spektrometru w trybie bez połączenia (generowania odpowiednich plików), przetwarzania wstępnego, przetwarzania po dopasowaniu oraz do przetwarzania pomocniczych danych, jak widma promieniowania γ . Podgrupa Offline zawiera duży zbiór małych pomocniczych programów. Ostatnie dwie grupy (Applications oraz Applications Win32GL) zawierają kilka pomocniczych programów, ale w zasadzie grupują programy dopasowujące dane do różnych modeli. Te dwie grupy nie są dostępne w Mosgraf-2009 DEMO. Grupa Applications wykonuje programy dopasowujące w klasycznym trybie dialogowym, gdzie wszystkie pytania są zgrupowane na początku wykonywania danego programu. Grupa Applications Win32GL jest dedykowana tym samym modelom dopasowania, ale programy dopasowujące są wykonywane w pełnym trybie graficznym. Programy grupy Applications mogą być wykonywane w nieograniczonym trybie równoległym pod warunkiem posiadania dostatecznych zasobów. Zestaw może być wzbogacony przez własne aplikacje użytkownika, jest stale rozwijany, a nowe wersje są dostępne dla zarejestrowanych użytkowników. Instalacja jest bardzo prosta pod systemami Microsoft Windows©. Mosgraf-2009 nie komunikuje się bezpośrednio ze spektrometrami i dlatego jest systemem niezależnym.

Możliwości Mosgraf-2009 zostaną pokazane podczas prezentacji.

- [1] K. Ruebenbauer, Ł. Duraj, www.elektron.up.krakow.pl/mosgraf-2009,
<http://149.156.26.73/mosgraf-2009>.
- [2] Ł. Duraj, K. Ruebenbauer, *Nukleonika* **58** (2013) 13.
- [3] Ł. Duraj, K. Ruebenbauer, *Acta Phys. Polon. A* **119** (2011) 75.
- [4] R. Górnicki, K. Ruebenbauer, *Nukleonika* **58** (2013) 17.

NOTATKI

PRÓBA ZASTOSOWANIA LASERA PÓLPRZEWODNIKOWEGO DO KALIBRACJI SKALI PRĘDKOŚCI SPEKTROMETRU MÖSSBAUEROWSKIEGO

R. Górnicki¹

¹RENON

ul. Gliniana 15/15, PL-30-732 Kraków, Polska

Autor do korespondencji: renon@interia.pl

Kalibracja skali prędkości spektrometru mössbauerowskiego przy zastosowaniu interferometru Michelsona-Morleya wyposażonego w monochromatyczny laser jako źródło spójnego światła jest obecnie najdokładniejszą metodą określania parametrów skali prędkości. Tradycyjna metoda zliczania prążków pokrywa zakres skali o maksymalnych prędkościach w obszarze od 1.0 mm/s do niemal 1000 mm/s. Bardziej zaawansowany system przetwarzania sygnału z detektora wiązki laserowej pozwala rozszerzyć ten zakres w dół do około 0.005 mm/s [1]. Dokładność określenia prędkości w kanale początkowym oraz dokładność określenia przyrostu prędkości na kanał może być doprowadzona do około 0.0001 wyznaczonej wartości. Kalibracja wykonywana jest niezależnie w każdym kanale. Pakiet oprogramowania Mosgraf-2009 zawiera wszystkie aplikacje niezbędne do posługiwania się tą metodą kalibracji [2]. Jako monochromatyczny laser zwykle używany jest laser He-Ne o krótkiej wnęce pracujący na czerwonej linii 632.8 nm. Laser ten nie wymaga żadnej kalibracji, gdyż linia emisyjna jest dokładnie zdefiniowana przejściem pomiędzy poziomami atomowymi. Niestety laser ten przestaje działać w obecności silnych pól magnetycznych ze względu na dużą czułość plazmy obecnej w rurze wyładowczej na zakłócenia od pola magnetycznego. Stąd pochodzi motywacja do zastąpienia go laserem półprzewodnikowym o podobnej długości fali (skalibrowanym indywidualnie względem lasera He-Ne pracującego na czerwonej linii). Laser półprzewodnikowy jest praktycznie niewrażliwy na pole magnetyczne. Ponadto laser półprzewodnikowy prowadzi do bardziej zwartej konstrukcji kalibratora oraz nie wymaga zasilania wysokim napięciem. W celu uzyskania stabilnej długości fali konieczne jest dokładne stabilizowanie prądu lasera oraz temperatury pracy, gdyż w odróżnieniu od lasera gazowego pasmo emisyjne półprzewodnika jest bardzo szerokie. Dlatego też każdy egzemplarz musi być indywidualnie kalibrowany ze względu na rozrzut w długości wnek rezonansowych. Rozrzut ten nie ma znaczenia dla lasera gazowego ze względu na wąskość podstawowego pasma emisyjnego.

Podczas prezentacji zostanie omówiony postęp w zakresie budowy precyzyjnego kalibratora opartego o laser półprzewodnikowy.

[1] R. Górnicki, K. Ruebenbauer, *Nukleonika* **58** (2013) 17.

[2] K. Ruebenbauer, Ł. Duraj, www.elektron.up.krakow.pl/mosgraf-2009,
<http://149.156.26.73/mosgraf-2009>.

NOTATKI

STRESZCZENIA KRÓTKICH WYSTĄPIEŃ USTNYCH

K. Gruszka

Wpływ obróbki termicznej na kształt rozkładów indukcji pól nadsubtelnych i właściwości magnetyczne miękkiego masywnego stopu amorficznego

$\text{Fe}_{62}\text{Co}_{10}\text{Y}_8\text{B}_{20}$ 24

E. Wilke

Reorientacja uporządkowania ładunkowego w magnetycie wywołana polem magnetycznym..... 25

J. Rzącki

Hyperfine interactions and some thermomagnetic properties of amorphous and partially crystallized $\text{Fe}_{70-x}\text{M}_x\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$

($\text{M}=\text{Co}$ or Ni , $x=0$ or 10) alloys..... 26

U. Wykowska

Własności fizykochemiczne nanodrutów magnetycznych - modulacja warunków tworzenia..... 27

R. Kuliński

Mössbauer spectroscopy and MRI studies of parkinsonian

and control brains..... 28

M. Laskowska

Iron doped SBA-15 mesoporous silica as studied by Mossbauer and Raman spectroscopies..... 29

K. Kowal

Structure and some magnetic properties of $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ solid solutions prepared by solid-state sintering..... 30

E. Śnieżek

Rola i pozycja żelaza w $0.8\text{CaZrO}_3-0.2\text{CaFe}_2\text{O}_4$ 31

M. Mazurek

Aurivillius compounds synthesized by mechanical activation versus conventional solid-state sintering process: A comparative study..... 32

I. Jastrzębska

Struktura krystaliczna i Efekt Mössbauera w topionym hercynicie..... 33

R. Prorok

Pozycja jonów Fe w strukturze krystalicznej MgO 34

**WPLYW OBRÓBKI TERMICZNEJ NA KSZTAŁT ROZKŁADÓW INDUKCJI PÓL
NADSUBTELNYCH I WŁAŚCIWOŚCI MAGNETYCZNIE MIĘKKIEGO
MASYWNEGO STOPU AMORFICZNEGO $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{10}\text{Y}_8\text{B}_{20}$**

K. M. Gruszka¹, M. Nabiałek¹, K. Błoch¹, J. Olszewski¹

¹*Institut Fizyki, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów, al. Armii Krajowej 19, 42-200
Częstochowa, Polska*

Autor do korespondencji: kgruszka@wip.pcz.pl

Piętnasto minutowa jednoetapowa obróbka termiczna wykonana w dwóch różnych temperaturach nieznacznie poniżej temperatury krystalizacji miała duży wpływ na kształt rozkładów indukcji pól nadsubtelnych badanego stopu oraz na jego właściwości magnetycznie miękkie. W próbkach po obróbce cieplnej zaobserwowano pojawienie się faz krystalicznych o różnych kształtach rozkładów pól nadsubtelnych. W ferromagnetycznych stopach amorficznych istnieje możliwość pośredniego określenia wpływu naprężeń struktury w postaci defektów strukturalnych na właściwości magnetycznie miękkie tych materiałów. Stwierdzono, że zmiana ilości defektów strukturalnych w jednostce objętości ma wpływ na kształt rozkładów indukcji pól nadsubtelnych ⁵⁷Fe.

REORIENTACJA UPORZĄDKOWANIA ŁADUNKOWEGO W MAGNETYCIE WYWOŁANA POLEM MAGNETYCZNYM

E. Wilke¹, K. Łątka², Z. Kąkol¹, Z. Tarnawski¹, J. Żukrowski³, A. Kozłowski¹

¹AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Fizyki i Informatyki Stosowanej, Katedra Fizyki Ciała Stałego, al. A. Mickiewicza 30. 30-059 Kraków, Polska

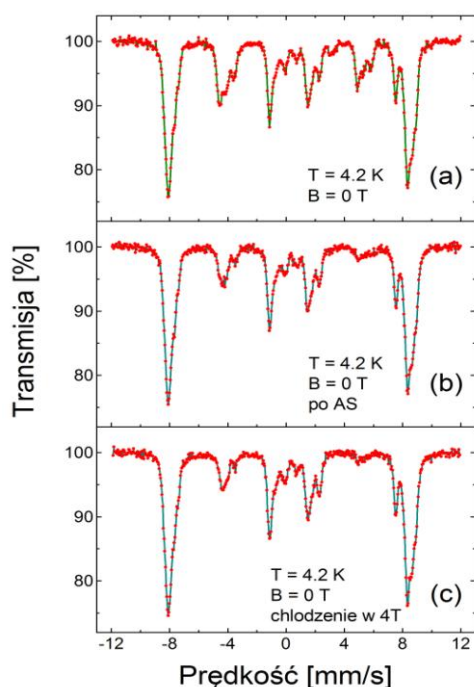
²Instytut Fizyki im. Mariana Smoluchowskiego, Uniwersytet Jagielloński, ul. Władysława Reymonta 4, 30-059 Kraków, Polska

³AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Akademickie Centrum Materiałów i Nanotechnologii i Wydział Fizyki i Informatyki Stosowanej, al. A. Mickiewicza 30. 30-059 Kraków, Polska

Autor do korespondencji: Ewa.Wilke@fis.agh.edu.pl

Przemiana Verwey'a w magnetycie w $T_V = 124\text{K}$, pomimo znanej jego struktury krystalicznej i magnetycznej zarówno powyżej T_V jak i w niskich temperaturach, ma charakter wielowątkowy i wciąż w wielu aspektach nieznany. Przemiana wiąże się z uporządkowaniem ładunkowym, a także prawdopodobnie, orbitalnym. W temperaturze niewiele niższej od T_V znane jest zjawisko zmiany osi łatwego namagnesowania pod wpływem pola magnetycznego (axis switching, AS) [1,2]. Oś ta wiąże się bezpośrednio z osią c struktury jednoskośnej magnetytu, a zatem AS zmienia kierunek osi krystalograficznej, tj. zachodzi reorganizacja struktury krystalicznej magnetytu.

W pracy podjęto próbę obserwacji efektu AS w skali mikroskopowej metodą spektroskopii mössbauerowskiej. Pomiar w zakresie temperatur 4.2K–300K wykonano dla monokrystalicznej próbki stechiometrycznego magnetytu, zorientowanej w kierunku [100], prostopadłym do płaszczyzny próbki. Zewnętrzne pole magnetyczne ($B \leq 7\text{T}$) było skierowane prostopadle do płaszczyzny próbki, wzdłuż kierunku padania kwantów γ ze źródła $^{57}\text{CoRh}$.



Rys. 1. Niskotemperaturowe widma magnetytu: (a) przed AS; (b) po AS; (c) po FC w 7T. Przed AS obecne są trzy rodzaje domen strukturalnych, po AS i po FC zostaje tylko jedna, dlatego widma (b) i (c) powinny być niemal identyczne.

Efekt przełączenia osi przedstawiono na Rys.1. Widma zmierzono w $T=4.2\text{K}$ w $B=0\text{T}$ dla próbki schłodzonej bez pola (Rys. 1a) oraz próbki poddanej procedurze AS (Rys. 1b). Procedurę przełączania osi wykonano podgrzewając próbkę do $T=80\text{K}$ i poddając działaniu pola 7T, a następnie schładzając ją w zerowym polu do $T=4.2\text{K}$. Ewidencję efektu AS stanowi niemal identyczny kształt widm: próbki zmierzonej w 4.2K w zerowym polu magnetycznym, schładzanej w polu 4T (FC, Rys.1c) i widma z Rys. 1b próbki poddanej procedurze przełączenia osi.

W pracy przedstawione zostaną również wyniki analizy pomiarów w polu magnetycznym 7T, w temperaturach 4.2K i $T > T_V$ (160K), z nadzieją rozwikłania skomplikowanej struktury widm w obszarze temperatur poniżej T_V .

[1] B. A. Calhoun, Phys. Rev. **94** (1954) 1577.

[2] V. Chlan, et. al., J. Appl. Phys. **108** (2010) 83914

HYPERFINE INTERACTIONS AND SOME THERMOMAGNETIC PROPERTIES OF AMORPHOUS AND PARTIALLY CRYSTALLIZED $\text{Fe}_{70-x}\text{M}_x\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ (M=Co or Ni, x=0 or 10) ALLOYS

J. Rzącki¹, J. Świerczek¹, M. Hasiak², J. Olszewski¹, J. Zbroszczyk¹, W. Cieurzyńska¹

¹*Institute of Physics, Częstochowa University of Technology, Armii Krajowej 19, 42-200 Częstochowa, Poland*

²*Institute of Materials Science and Applied Mechanics, Wrocław University of Technology, Smoluchowskiego 25, 50-370 Wrocław, Poland*

Corresponding Author: jrzacki@wip.pcz.pl

Iron-based soft magnetic amorphous materials prepared by rapid quenching exhibit attractive physical properties [1]. Alloys with Curie point close to room temperature arouse the special interest as cheap materials for potential refrigerant applications. The influence of the composition and thermal treatments on hyperfine parameters and some thermomagnetic properties of multicomponent $\text{Fe}_{70-x}\text{M}_x\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ (M=Co or Ni, x=0 or 10) alloys were investigated. The alloys contain two kinds of magnetic elements and three kinds of late transition metals atoms. Ingots of alloys were prepared by arc melting under argon protective atmosphere using high purity elements. Classical amorphous ribbons were produced by a single roller melt spinning technique in argon atmosphere. In the as-quenched state all the samples are amorphous and paramagnetic. The Curie temperatures of the investigated alloys in the as-quenched state are equal to 190 K, 295 K and 283 K for the $\text{Fe}_{70}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$, $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ and $\text{Fe}_{60}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$, respectively. The microstructure of the

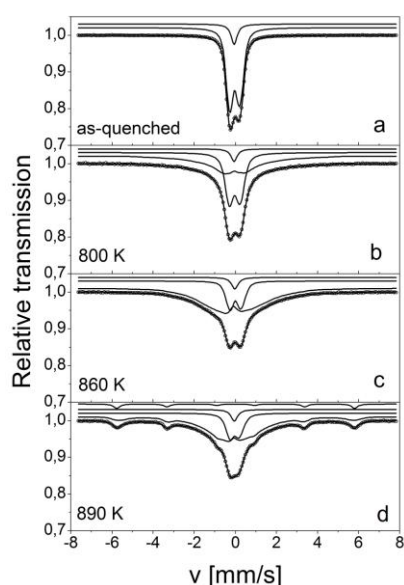


Fig.1 Transmission Mössbauer spectra and their decompositions for $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ sample in the as-quenched state and after annealing.

samples in the as-quenched state and after annealing was examined by X-ray diffraction and Mössbauer spectroscopy. After the annealing at 800 K for 30 min the non-magnetic $\text{Cr}_{12}\text{Fe}_{36}\text{Mo}_{10}$ crystalline phase occurs in $\text{Fe}_{70}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ and $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ samples, whereas in $\text{Fe}_{60}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ this phase appears after the annealing at above 1000 K. In Fig. 1 transmission Mössbauer spectra and their decompositions for the $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ sample in the as-quenched state and after annealing are shown. In the as-cast state the spectrum is decomposed into a single line and a broad asymmetric doublet with the distribution of quadrupole splitting. The single line may be ascribed to the nuclei of the mentioned above $\text{Cr}_{12}\text{Fe}_{36}\text{Mo}_{10}$ crystalline phase. After the annealing at 800 K, the phase separation within the amorphous state takes place and apart from the paramagnetic phase the ferromagnetic one occurs which becomes the precursor of the crystalline $\alpha\text{-FeCo}$ phase during heat treatment at higher temperature. Similar behavior is observed for $\text{Fe}_{70}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ alloy, although the $\alpha\text{-Fe}$ crystalline phase occurs. In the case of the $\text{Fe}_{60}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ alloy, the structure transformations are moved towards higher annealing temperatures.

[1] M. E. McHenry, M. A. Willard, D. E. Laughlin, Progress Mat. Sci. 44 (1999) 291- 433.

[2] V. Franco, J. S. Blázquez, M. Millán, J. M. Borrego, C. F. Conde, A. Conde, J. Appl. Phys. 101 (2007) 09C5031-3.

WŁASNOŚCI FIZYKOCHEMICZNE NANODRUTÓW MAGNETYCZNYCH - MODULACJA WARUNKÓW TWORZENIA

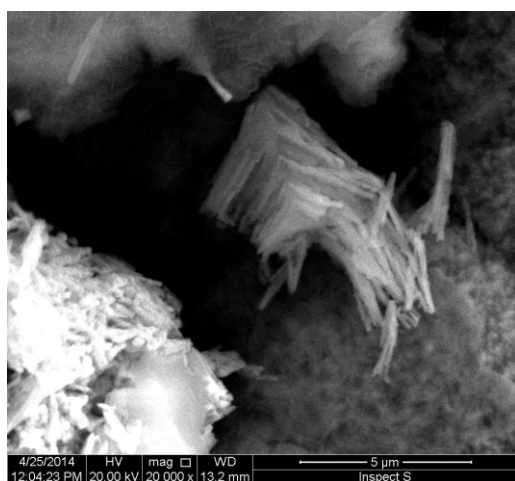
U. Wykowska¹, B. Kalska-Szostko¹, D. Satuła²

¹*Instytut Chemii, Uniwersytet w Białymstoku, Hurtowa 1, 15-399 Białystok*

²*Wydział Fizyki, Uniwersytet w Białymstoku, Lipowa 41, 15-424 Białystok*

Autor do korespondencji: u.wykowska@uwb.edu.pl

Nanomateriały obecnie są najciekawszą i najbardziej popularną grupą materiałów badanych przez naukowców. Znana jest dość szeroka gama struktur, które do nich należą. Nanodrutu magnetyczne przyciągają szczególną uwagę ze względu na ich potencjalne zastosowania dzięki unikalnym własnościom takim jak: anizotropia magnetyczna, wysokie pole koercji, czy gigantyczny magnetoopór [1]. Spośród wielu typów możliwych składów, nanodrutu o budowie warstwowej wydają się być najbardziej interesujące. Wielkość nanodrutów (długość i średnica) oraz ich struktura wewnętrzna (sposób ułożenia warstw) decydująco wpływają na np. własności magnetyczne [2]. Modyfikacja składu chemicznego poszczególnych warstw drutów umożliwia modyfikację (przy zachowaniu tej samej wielkości cząstek), ich własności, takich jak stan magnetyczny, reaktywność, hydrofobowość, biokompatybilność czy własności katalityczne. W celu zbadania relacji pomiędzy budową



Rys. 1 Zdjęcie SEM nanodrutów

wewnętrzną, a własnościami, wykonano dwa typy nanodrutów magnetycznych, których średnica jest rzędu kilkudziesięciu nanometrów, natomiast długość powyżej 1 μm. Pierwszy typ, posiada budowę warstwową, gdzie naprzemiennie osadzone zostały warstwy Fe i Ni oraz Fe i Co z roztworów o różnym stosunku molowym interesujących jonów. Drugi rodzaj, to nanodrutu o budowie typu stop. Tu również wykonano próbki o różnomolowym składzie Fe, Co oraz Ni w roztworze. Nanodrutu otrzymano w matrycy z porowatego tlenku glinu (AAO) metodą stałoprądową przy natężeniu prądu 10 mA. Nanodrutu zostały zbadane technikami skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM), dyfrakcji rentgenowskiej (XRD) oraz spektroskopii Mössbauera (SM).

- [1] M. Respaud, Magnetization process of noninteracting ferromagnetic cobalt nanoparticles in the superparamagnetic regime: Deviation from Langevin law, *J. Appl. Phys.* **86** (1999) 556
[2] C.L. Haynes, R.P. van Duyne, Nanosphere Lithography: a versatile nanofabrication tool for studies of size dependent nanoparticle optics, *J. Phys. Chem. B* **105** (2001) 5599

Autorka publikacji jest uczestniczką projektu „Stypendia dla doktorantów województwa podlaskiego”, współfinansowanego w ramach Programu Operacyjnego Kapitał Ludzki, Działanie 8.2 Transfer wiedzy, Poddziałanie 8.2.2 Regionalne Strategie Innowacji, ze środków Europejskiego Funduszu Społecznego, budżetu państwa oraz środków budżetu Województwa Podlaskiego.

Mössbauer spectroscopy and MRI studies of parkinsonian and control brains

R. Kuliński¹, J. Gałązka-Friedman², K. Szlachta², A. Friedman³

¹Magnetic Resonance Imaging Lab, Brodno Hospital, Kondratowicza 8, 03-242 Warsaw, Poland

²Faculty of Physics, Warsaw University of Technology, Koszykowa 75, 00-662 Warsaw, Poland

³Department of Neurology, Medical University of Warsaw, Kondratowicza 8, 03-242 Warsaw, Poland

corresponding author; e-mail: rad_kul@interia.pl

Background: Neurodegenerative diseases, such as Parkinson's disease (PD) are caused by death of nervous cells in specific brain areas. In PD these cells are placed in substantia nigra (SN), small structure of about 500 mg located bilaterally in human mesencephalon. One of the possible mechanisms of these neurodegenerations is related to oxidative stress in which iron plays an important role and some authors suggest an important increase of the concentration of iron in parkinsonian SN. Our own studies with the use of Mössbauer spectroscopy have shown equal iron concentrations in PD and control SN and found ferritin to be the main iron binding compound. Magnetic Resonance Imaging (MRI), especially relaxation times T1 and T2 measurements should reflect the concentration of iron, however MRI studies of human brain in PD gave controversial results.

Aim: Comparison of the measurement of MRI T1 and T2 relaxation times obtained from SN with the results of Mössbauer spectroscopy from parkinsonian and control brains to clarify the possible role of iron in Parkinson's disease.

Results: MRI studies have shown a reduction of T2 and an increase of T1 in Parkinson's disease compared to control (tab. 1). This difference between PD and control is not paralleled by the results of Mössbauer studies, which did not find any difference in the concentration of total iron in PD and control in SN – (the ratio PD/control being 1.00 ± 0.13).

Conclusion: Change of T2 and T1 relaxation time only in parkinsonian (SN) may not be related to the change in the concentration of iron. T1 and T2 depend essentially on factors such as viscosity and the mobility of microparticles. It seems very likely that the nerve cells in the parkinsonian brain may contain smaller amounts of water molecules or more molecules of microglia.

Tab. 1

	MS		MRI		
	Concentration of iron (ng/mg wet tissue)	n	T1[ms]	T2[ms]	n
Control	177±14	29	716±8	52±1	16
PD	177±18	17	729±5	48±1	44

IRON DOPED SBA-15 MESOPOROUS SILICA AS STUDIED BY MOSSBAUER AND RAMAN SPECTROSCOPIES.

M. Laskowska¹, L. Laskowski², K. Dziliński¹

¹ *Institute of Physics, Czestochowa University of Technology, 42-200 Czestochowa, Al. Armii Krajowej 19, Poland.*

² *Institute of Intelligent Computational Systems, Czestochowa University of Technology, 42-200 Czestochowa, Al. Armii Krajowej 36, Poland.*

Corresponding author: lukasz.laskowski@kik.pcz.pl

Mesoporous silica SBA-15 containing propyl-iron phosphonate groups were investigated towards confirmation of synthesis procedure correctness. To probe of activation efficiency we investigated under Mössbauer spectroscopy iron containing SBA-15 silica and iron acetylacetonate (doping agent). Mössbauer absorption of Fe⁵⁷ was used to study isomer shift, quadrupole splitting, and hyperfine fields in both iron containing samples. Differences in Mössbauer spectra of both samples were explained by the assumption of local environment of the Fe nuclei in species. This analysis confirmed success of activation.

To examine bounding between iron atoms and phosphonic units the Raman spectroscopy was carried out. As a support of Raman scattering, the theoretical calculations were made based on density functional theory, with the B3LYP method. By comparison of the calculated vibrational spectra of the molecule with experimental results, distribution of the active units inside silica matrix has been determined.

Both Mössbauer and Raman analysis seems to prove correctness of the synthesis procedure.

STRUCTURE AND SOME MAGNETIC PROPERTIES OF $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ SOLID SOLUTIONS PREPARED BY SOLID-STATE SINTERING

K. Kowal^{1#,2}, M. Kowalczyk³, D. Czekaj⁴, E. Jartych¹

¹*Institute of Electronics and Information Technology, Lublin University of Technology, Nadbystrzycka Str.38a, 20-618 Lublin, Poland; ^{1#} Ph. D. Student*

²*Nuclear Energy Division, National Centre for Nuclear Research, A. Sołtana 7, 05-400 Otwock-Świerk, Poland*

³*Faculty of Materials Science and Engineering, Warsaw University of Technology, Wołoska Str. 141, 02-507 Warsaw, Poland*

⁴*Department of Materials Science, University of Silesia, Śnieżna 2, 41-200 Sosnowiec, Poland*

Autor do korespondencji: k.kowal@ncbj.gov.pl

The rapidly growing interest in $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ solid solutions is caused by their multiferroic properties, i.e. coexistence of both the electric and magnetic ordering. It creates possibility for many innovative applications, e.g. in steering the magnetic memory by electric field and vice versa. The room-temperature magnetoelectric coupling exhibit significant magnitude in the narrow composition window ($x = 0.71 - 0.8$) where the crystalline structure is rhombohedral. As reported in [1], the maximum value of magnetoelectric voltage coefficient $\alpha_{ME} = 0.87 \text{ mVcm}^{-1}\text{Oe}^{-1}$ was obtained for $0.725\text{BiFeO}_3-0.275\text{BaTiO}_3$ solid solution. Our latest investigations proved that initial electric poling of the samples allowed to enhancing magnetoelectric effect up to $\alpha_{ME} = 1.53 \text{ mVcm}^{-1}\text{Oe}^{-1}$ for $0.7\text{BiFeO}_3-0.3\text{BaTiO}_3$ sintered at 1153 K [2].

The aim of the present work is a deeper insight in the structure, hyperfine interactions and magnetic behaviour of $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ solid solutions prepared by the conventional solid-state sintering method under various technological conditions. X-ray diffraction (XRD), ^{57}Fe Mössbauer spectroscopy (MS), and vibrating sample magnetometry (VSM) were applied as complementary methods to investigate the materials. XRD, MS and VSM techniques indicated the relationship between the content of BiFeO_3 and the magnetic properties of the investigated $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ solid solutions. Decrease of BiFeO_3 concentration causes structural transformation from rhombohedral to cubic symmetry. The decreasing of the hyperfine magnetic field as well as macroscopic magnetization was observed with x decreasing.

[1] S.-Ch. Yang, A. Kumar, V. Petkov, S. Priya, J. Appl. Phys. **113** (2013) 144101-1.

[2] E. Jartych, T. Pikula, K. Kowal, A. Lisińska-Czekaj, D. Czekaj, Key Eng. Mat. **602-603** (2014) 936.

ROLA I POZYCJA ŻELAZA W $0.8\text{CaZrO}_3\text{-}0.2\text{CaFe}_2\text{O}_4$

J. Szczerba, E. Śnieżek, P. Stoch, R. Prorok, I. Jastrzębska

*AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, Katedra Ceramiki i
Materiałów Ogniotrwałych, al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków*

Autor do korespondencji: esniezek@agh.edu.pl

Przeprowadzone badania miały na celu scharakteryzowanie struktury kompozytu na bazie cyrkonianu wapnia z ferrytem wapniowym w osnowie o wzorze ogólnym $0.8\text{CaZrO}_3\text{-}0.2\text{CaFe}_2\text{O}_4$, ze szczególnym uwzględnieniem roli i pozycji żelaza, w funkcji temperatury syntezy. Skupiono się na zbadaniu maksymalnej ilości jonów żelaza, które można wbudować w strukturę krystaliczną CaZrO_3 . W tym celu 10 % mol kationów Zr^{4+} zastąpiono przez kationy Fe^{3+} . Surowcami wyjściowymi były odczynniki: CaCO_3 , ZrO_2 i Fe_2O_3 . Zastosowano proces dwustopniowej syntezy polegający na wstępnej kalcynacji w 1200°C a następnie spiekaniu właściwemu w temperaturach: 1300, 1400, 1500 i 1700°C .

Skład fazowy mieszaniny, po syntezie w poszczególnych temperaturach, skontrolowano przy użyciu dyfrakcji promieni rentgenowskich (XRD). Badania wykazały, że od temperatury 1400°C badany układ składa się tylko z dwóch faz: CaZrO_3 i CaFe_2O_4 . W niższych temperaturach pojawiają się fazy przejściowe, które wraz ze wzrostem temperatury zanikają. Wyznaczone parametry krystaliczne obu faz nieco różnią się od danych literaturowych, co może świadczyć o wbudowywaniu się żelaza w strukturę krystaliczną CaZrO_3 oraz cyrkonu w CaFe_2O_4 .

Analizę mikrostruktury przeprowadzono wykorzystując technikę skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) z analizą chemiczną w mikroobszarach (EDS). Pozwoliło to (również w oparciu o wyniki XRD) wyznaczyć efektywną temperaturę syntezy, wielkość, kształt oraz sposób ułożenia ziaren CaZrO_3 w osnowie CaFe_2O_4 . Ze względu na niską temperaturę topnienia ferrytu wapniowego (1223°C) w stosunku do cyrkonianu wapnia (2345°C) synteza przebiegała w obecności fazy ciekłej, co potwierdziły obrazy SEM z charakterystycznymi owalnymi ziarnami CaZrO_3 , pomiędzy którymi pustą przestrzeń wypełnia faza CaFe_2O_4 . Analiza EDS i obserwacja zdjęć SEM wykazały, że CaZrO_3 jest rozpuszczany przez fazę ferrytową. Wraz ze wzrostem temperatury ma miejsce intensyfikacja tego procesu.

Z punktu widzenia procesu syntezy w obecności fazy ciekłej interesujące stało się zbadanie pozycji żelaza, zarówno w powstałej fazie ciekłej jak i w strukturze krystalicznej CaZrO_3 . W pracy przedstawiono wyniki badań efektu Mössbauera ^{57}Fe techniką transmisyjną w temperaturze pokojowej. Stwierdzono, że wzrost temperatury spiekania powoduje zwiększenie udziału jonów żelaza wbudowanych w strukturę cyrkonianu wapnia z ok. 8 % do ok. 20 %. Na podstawie przeprowadzonej analizy efektu Mössbauera stwierdzono, że w otrzymanych materiałach, niezależnie od temperatury syntezy, widma są wynikiem złożenia trzech widm składowych, co odpowiada trzem różnym otoczeniom jonów Fe^{3+} . Dwóm o parametrach oddziaływań nadsztylnych odpowiadających fazie CaFe_2O_4 oraz jednemu związanemu z podstawieniem Zr^{4+} przez żelazo w strukturze CaZrO_3 .

Praca wspierana z grantu INNOTECH-K2/IN2/16/181920/NCBR/13

AURIVILLIUS COMPOUNDS SYNTHESIZED BY MECHANICAL ACTIVATION VERSUS CONVENTIONAL SOLID-STATE SINTERING PROCESS: A COMPARATIVE STUDY

M. Mazurek¹

¹*Institute of Electronics and Information Technology, Lublin University of Technology,
3a Nadbystrzycka str., 20-618 Lublin, Poland*

Autor do korespondencji: mariusz.mazurek@pollub.pl

The materials with the Aurivillius structure are promising from the applications point of view. Their properties make possible the wide practical use of these materials in the electronics industry and electrical engineering. Useful properties of the Aurivillius compounds are connected with the appropriate chemical composition and deformations of the crystalline structure, such as the ions displacements caused by temperature, electric field or the oxygen octahedral chains rotation. In such materials the magnetization can be controlled by the electric field and vice versa, the electric polarization can be steering by the magnetic field.

The main aim of this work was to investigate the hyperfine interactions in $\text{Bi}_{m+1}\text{Ti}_3\text{Fe}_{m-3}\text{O}_{3m+3}$ Aurivillius compounds with $m = 4 - 8$. These compounds have layered perovskite-like structures, in which fluorite-like bismuth-oxygen layers $\{(\text{Bi}_2\text{O}_2)^{2+}\}$ alternate with (001) perovskite-like slabs $\{(\text{Bi}_{m+1}\text{Fe}_{m-3}\text{Ti}_3\text{O}_{3m+1})^{2-}\}$, where m indicates the number of perovskite-like layers per slab and may take integer or fractional values, however $m \leq 13$. X-ray diffraction and Mössbauer spectroscopy were applied as complementary methods to investigate the series of $\text{Bi}_{m+1}\text{Ti}_3\text{Fe}_{m-3}\text{O}_{3m+3}$ samples prepared both by mechanical activation and solid-state sintering process. It was proved that with increasing the number of perovskite-like layers significant changes in the structure and in the physical properties of the Aurivillius compounds occurred [1-5]. The latest part of investigations is connected with improvement of the mechanical activation technology. Preparing material with mechanical activation method seems to be promising at an industrial scale due to its simplicity and relatively low cost of processing.

[1] E. Jartych, M. Mazurek, A. Lisińska-Czekaj, D. Czekaj, J. Magn. Magn. Mater. **322** (2010) 51.

[2] M. Mazurek, E. Jartych, A. Lisińska-Czekaj, D. Czekaj, D. Oleszak, J. Non-Cryst. Solids **356** (2010) 1994.

[3] M. Mazurek, A. Lisińska-Czekaj, Z. Surowiec, E. Jartych, D. Czekaj, Acta Phys. Pol. A **119** (2011) 72.

[4] M. Mazurek, E. Jartych, D. Oleszak, Nukleonika **58** (2013) 143.

[5] E. Jartych, T. Pikula, M. Mazurek, A. Lisińska-Czekaj, D. Czekaj, K. Gąska, J. Przewoźnik, C. Kapusta, Z. Surowiec, J. Magn. Magn. Mater. **342** (2013) 27.

STRUKTURA KRystaliczna I EFEKT MÖSSBAUERA W TOPIONYM HERCYNICIE

J. Szczerba¹, I. Jastrzębska¹, P. Stoch¹, A. Błachowski², K. Ruebenbauer², R. Prorok¹,
E. Śnieżek¹

¹Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, Katedra Ceramiki i Materiałów Ogniotrwałych, Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica, al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Polska.

²Instytut Fizyki, Zakład Spektroskopii Mössbauerowskiej, Uniwersytet Pedagogiczny, ul. Podchorążych 2, 30-084 Kraków, Polska.

Autor do korespondencji: ijastrz@agh.edu.pl

Hercynit ($\text{Fe}^{2+}\text{Al}_2\text{O}_4$) należy do grupy spineli glinowych o strukturze normalnej i jest jedynym spinem występującym w układzie tlenkowym $\text{FeO-Al}_2\text{O}_3$. Spinel ten ze względu na swoje właściwości fizyko-chemiczne takie jak niski współczynnik rozszerzalności cieplnej ($\alpha_{1000}^{\circ\text{C}}=0,85\%$), wysoka temperatura topienia ($1780^{\circ\text{C}}$) i stosunkowo wysoka twardość (8 w skali Mohsa) jest stosowany jako materiał ogniotrwały. Wysoka stabilność cieplna jak również odporność chemiczna hercynitu pozwalają także na zastosowanie go jako pigmentu ceramicznego. Z kolei jego właściwości elektryczne i magnetyczne umożliwiają wykorzystanie hercynitu jako materiału na sensory magnetyczne.

Synteza spinelu glinowo-żelazawego wymaga odpowiednich warunków, tj. wysokiej temperatury powyżej $1500^{\circ\text{C}}$ oraz obecności w środowisku syntezy gazu ochronnego. Atmosfera syntezy odgrywa w przypadku metody spiekania kluczową rolę gdyż zbyt niskie ciśnienie cząstkowe tlenu w gazie powoduje rozkład spinelu FeAl_2O_4 , a zbyt wysokie prowadzi do przejścia jonów żelaza na 3+ stopień utlenienia, co utrudnia otrzymanie czystego hercynitu.

W pracy przeprowadzono syntezę hercynitu ze stechiometrycznej ilości tlenków Fe_2O_3 i Al_2O_3 . Spinel został otrzymany bezstykową metodą topienia łukowego w atmosferze argonu. Uzyskane próbki poddano analizie obecności i ilości jonów $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$ metodą spektroskopii Mössbauera, co pozwoliło ustalić efektywność przeprowadzonej syntezy oraz stopień inwersji spinelu. Zbadano skład fazowy spinelu przy użyciu dyfraktometrii rentgenowskiej XRD oraz wyznaczono jego parametr sieciowy. Gęstość rzeczywistą określono metodą piknometrii helowej. Przeprowadzono również obserwacje mikroskopowe SEM/EDS otrzymanych materiałów.

Uzyskano jednorodny pod względem makroskopowym i mikroskopowym materiał o dobrze wykształconych kryształach pokroju oktaedrycznego. Analiza XRD potwierdziła zgodność zarejestrowanych refleksów ze strukturą spinelu glinowo-żelazawego.

Otrzymane widmo mössbauerowskie składa się z trzech składowych odpowiadających trzem różnym pozycjom krystalograficznym jakie może przyjmować żelazo w strukturze spinelu. Dwie składowe o udziale wynoszącym odpowiednio 78 % i 13 % odpowiadają Fe^{2+} w koordynacji odpowiednio tetra- i oktaedrycznej. Trzecia składowa o udziale ok. 9 % odpowiada Fe^{3+} w koordynacji oktaedrycznej. Na tej podstawie określono przybliżony wzór stechiometryczny topionego hercynitu, który ma postać $(\text{Fe}^{2+}_{0.78}\text{Al}^{3+}_{0.22})(\text{Fe}^{3+}_{0.05}\text{Fe}^{2+}_{0.06}\text{Al}_{0.89})_2\text{O}_4$.

Badania wykazały, iż synteza metodą topienia łukowego dobrze sprawdza się w otrzymaniu tego typu związków i może być efektywniejsza w porównaniu do tradycyjnych metod syntezy.

Praca wspierana z grantu nr INNOTECH-K2/IN2/16/181920/NCBR/13.

POZYCJA JONÓW Fe W STRUKTURZE KRYSTALICZNEJ MgO.

J. Szczerba, R. Prorok, P. Stoch, E. Śnieżek, I. Jastrzębska

AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki,
Katedra Ceramiki i Materiałów Ogniotrwałych, al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków

Autor do korespondencji: rprorok@agh.edu.pl

Tlenek magnezu należy do substancji o bardzo wszechstronnym zastosowaniu w wielu dziedzinach przemysłu, począwszy od przemysłu farmaceutycznego, spożywczego a na przemyśle ciężkim kończąc. Możliwości aplikacji tlenku magnezu do konkretnych zastosowań limitowane są jego właściwościami w tym także obecnością faz i substancji akcesorycznych. Wśród takich substancji najczęściej współwystępującymi z tlenkiem magnezu są domieszki tlenków żelaza.

Tlenek magnezu krystalizuje w układzie regularnym, w grupie przestrzennej $Fm\bar{3}m$. Żelazo w MgO może występować zarówno w postaci jonów Fe^{2+} , jak również jonów Fe^{3+} . W wyniku podstawień jonów Mg^{2+} przez jony Fe^{2+} może powstawać nieograniczony roztwór stały, natomiast jony Fe^{3+} mogą lokować się w pozycjach oktaedrycznych, przy większych zawartościach żelaza tworząc fazę magnezjoferrytu.

Przeprowadzono badanie efektu Mössbauera ^{57}Fe techniką transmisyjną w temperaturze pokojowej na próbkach tlenku magnezu dotowanego żelazem. Próbki sporządzono z czystego chemicznie tlenku magnezu z 0,5% dodatkiem tlenku żelaza (III). Przygotowane próbki po zaprasowaniu pod ciśnieniem 100 MPa podzielono na dwie grupy, jedną poddano obróbce cieplnej w 1800° C w atmosferze powietrza, drugą topieniu w piecu łukowym.

W wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono występowanie trzech różnych składowych widma co świadczy o obecności jonów żelaza w różnych pozycjach krystalograficznych w strukturze tlenku magnezu. W przypadku próbek topionych główny udział stanowi Fe^{2+} ok. 66 % w idealnej symetrii oktaedrycznej, które bezpośrednio podstawia jony Mg^{2+} w strukturze krystalicznej MgO. Pozostałą część ok. 34 % stanowi Fe^{3+} występujące również w koordynacji oktaedrycznej, które podstawia jony Mg^{2+} . W tym przypadku w celu zachowania neutralności ładunkowej kryształu musi powstawać luka Mg^{2+} . Jeśli jest ona stowarzyszona z Fe^{3+} prowadzi to do silnej dystorsji oktaedru, co obserwuje się jako występowanie składowej o dużej wartości QS, gdy luka ta nie jest stowarzyszona z Fe^{3+} wówczas dystorsja ta jest dużo mniejsza, a wartość QS spada. Podobny efekt występuje dla próbek poddanych obróbce cieplnej w 1800°C. W tym przypadku udział Fe^{2+} jest dużo mniejszy i wynosi ok. 30 %. W obu analizowanych przypadkach nie zaobserwowano klastrowania jonów Fe^{3+} , które mogłyby prowadzić do formowania fazy $MgFe_2O_4$.

Praca wspierana finansowo z grantu NCBIR-INNOTECH-K2/IN2/16/181920/NCBR/13

STRESZCZENIA PREZENTACJI PLAKATOWYCH

K. Brzózka

Zmiany struktury fazowej nanodrutów żelazowych wywołane przez wygrzewanie..... 35

M. Dośpiał

The microstructure and magnetic properties of $\text{Nd}_9\text{Tb}_1\text{Fe}_{83}\text{Zr}_1\text{B}_6$ ribbons obtained at various cooling ratesj..... 36

P. Fornal

Local magnetic properties of $\text{MnCo}_{0.65}\text{Fe}_{0.35}\text{P}_{(1-x)}\text{Si}_x$ for $x=0; 0,15; 0,25$ 37

P. Gębara

Mössbauer studies of $\text{LaFe}_{11.14}\text{Co}_{0.66}\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x$ (where $x=0.1, 0.2, 0.3$) alloys .. 38

K. Gruszka

Wpływ obróbki termicznej na kształt rozkładów indukcji pól nadsubtelnych i właściwości magnetycznie miękkiego masywnego stopu amorficznego $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{10}\text{Y}_8\text{B}_{20}$ 39

M. Hasiak

Mikrostruktura i własności magnetyczne stopów Nd-Fe-B-(Ti, Re) 40

R. Idczak

Mean hyperfine fields of diluted binary iron alloys studied by ^{57}Fe Mössbauer spectroscopy..... 41

R. Idczak

Temperature dependence of short-range order parameter in $\text{Fe}_{0.90}\text{Cr}_{0.10}$ and $\text{Fe}_{0.88}\text{Cr}_{0.12}$ alloys 42

E. Jartych

X-ray diffraction and Mössbauer spectroscopy studies of mechanosynthesized Fe-B alloys..... 43

I. Jastrzębska

Struktura krystaliczna i Efekt Mössbauera w topionym hercynicie..... 44

I. Jonczy

Spektroskopia mössbauerowska w badaniach faz żelaza żużli po produkcji cynku i ołowiu..... 45

R. Konieczny

Badanie parametru bliskiego uporządkowania atomów w stopach Fe-Zn za pomocą spektroskopii mössbauerowskiej..... 46

K. Kowal

Structure and some magnetic properties of $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ solid solutions prepared by solid-state sintering..... 47

R. Kuliński

Mössbauer spectroscopy and MRI studies of parkinsonian and control brains..... 48

M. Laskowska	
Iron doped SBA-15 mesoporous silica as studied by Mossbauer and Raman spectroscopies.....	49
Ż. Laskowski	
Influence of silylation process on activation efficiency of mesoporous silica SBA-15.....	50
A. Łukiewska	
Effect of Co, Ni and Cr addition on microstructure and magnetic properties of amorphous and nanocrystalline $\text{Fe}_{86}\text{Zr}_7\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{B}_4$ alloy.....	51
M. Mazurek	
Aurivillius compounds synthesized by mechanical activation versus conventional solid-state sintering process: A comparative study.....	52
V. I. Mitsiuk	
Study of crystal and magnetic properties $\text{MnNi}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}\text{Ge}$	53
T. Pikula	
Structure, Mössbauer and magnetoelectric effects in multiferroic $\text{Bi}_5\text{Ti}_3\text{FeO}_{15}$ ceramics	54
R. Prorok	
Pozycja jonów Fe w strukturze krystalicznej MgO	55
J. Rzącki	
Hyperfine interactions and some thermomagnetic properties of amorphous and partially crystallized $\text{Fe}_{70-x}\text{M}_x\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ (M=Co or Ni, x=0 or 10) alloys.....	56
E. Śnieżek	
Rola i pozycja żelaza w $0.8\text{CaZrO}_3-0.2\text{CaFe}_2\text{O}_4$	57
J. Świerczek	
Analysis of magnetic entropy change at early stages of anocrystallization in amorphous Fe-Mo-Cu-B alloy.....	58
M. Wiertel	
Magnetic and structural properties of $\text{Sc}(\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x)_2$ laves phases studied by Mössbauer spectroscopy and neutron diffraction.....	59
E. Wilke	
Reorientacja uporządkowania ładunkowego w magnetycie wywołana polem magnetycznym.....	60
U. Wykowska	
Własności fizykochemiczne nanodrutów magnetycznych - modulacja warunków tworzenia.....	61
K. I. Yanushkevich	
The influence of corrosive medium on $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$	62

ZMIANY STRUKTURY FAZOWEJ NANODRUTÓW ŻELAZOWYCH WYWOŁANE PRZEZ WYGRZEWANIE

Marcin Krajewski¹, Dariusz Wasik¹, Katarzyna Brzózka², Bogumił Górka², Wei Syuan Lin³,
Hong Ming Lin³, Tadeusz Szumiata², Michał Gawroński²

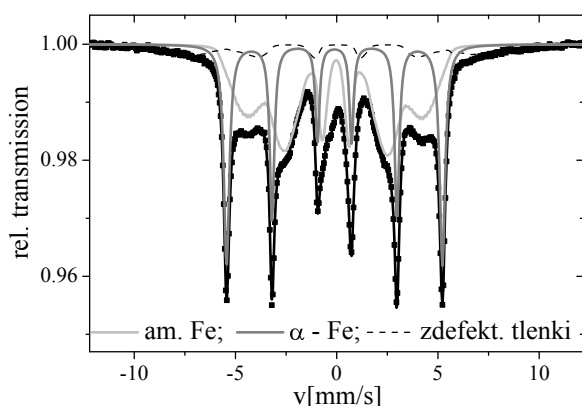
¹ Uniwersytet Warszawski, Wydział Fizyki, Instytut Fizyki Doświadczalnej, ul. Hoża 69,
00-681 Warszawa, Polska

² Uniwersytet Technologiczno-Humanistyczny w Radomiu, Wydział Mechaniczny, Katedra Fizyki,
ul. Krasickiego 54, 26-600 Radom, Polska

³ Uniwersytet Tatung, Wydział Inżynierii Materiałowej, DeHui St. 104, Tajpej, Tajwan, R.O.C.

Autor do korespondencji: k.brzozka@uthrad.pl

Niniejsza praca poświęcona jest badaniu struktury nanodrutów żelazowych – Fe NWs (z ang. *Fe NanoWires*) oraz zmian tej struktury, zachodzących podczas wygrzewania w różnych temperaturach w atmosferze gazu obojętnego – argonu. Wyjściowa próbka została zsyntetyzowana w prostej reakcji redukcji chemicznej wodnego roztworu uwodnionego chlorku żelaza (III) ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) do metalicznego żelaza przy pomocy borowodoru sodu (NaBH_4). Reakcję tę przeprowadzono w zewnętrznym polu magnetycznym, dzięki czemu udało się nadać drobinom próbki kształt nanodrutów [1,2]. Następnie otrzymany materiał wygrzano w pięciu różnych temperaturach z zakresu od 200°C do 800°C.



Rys.1 Widmo mössbauerowskie otrzymane dla wyjściowej próbki nanodrutów

Próbki nanodrutów żelazowych, zarówno niewygrzewanych, jak i wygrzewanych, były badane za pomocą spektroskopii Ramana oraz spektroskopii Mössbauera. Wyniki pomiarów ramanowskich wykazały, że wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania powierzchnia badanych nanodrutów zostaje pokryta coraz większą ilością krystalicznych tlenków żelaza, które w wyższych temperaturach przechodzą w najbardziej termodynamicznie stabilną formę tlenku żelaza – hematyt ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$) [3].

Dokładniejszą jakościową i ilościową analizę faz zawierających żelazo umożliwiło wykonanie badań metodą transmisyjnej spektroskopii mössbauerowskiej w oparciu o izotop ^{57}Fe . Stwierdzono, że w próbce wyjściowej największy udział (ponad 50%) ma faza zbliżona do amorficznego żelaza, obok krystalicznej fazy $\alpha\text{-Fe}$ (ponad 30%) oraz silnie zdefektowanych tlenków żelaza. W próbkach wygrzanych w temperaturze powyżej 300°C w składzie fazowym dominują tlenki żelaza, przy czym wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania wzrasta względna zawartość hematytu – aż do 92% faz zawierających żelazo.

[1] H.W. Liou, H.M. Lin, Y.K. Hwu, W.C. Chen, W.J. Liou, L.C. Lai, W.S. Lin, W.A. Chiou, *Journal of Biomaterials and Nanobiotechnology* **1** (2010) 50.

[2] W.S. Lin, Z.J. Jian, H.M. Lin, L.C. Lai, W.A. Chiou, Y.K. Hwu, S.H. Wu, W.C. Chen, Y.D. Yao, *Journal of the Chinese Chemical Society* **60** (2013) 85.

[3] R.M. Cornell, U. Schwertmann, "The Iron Oxides. Structure, Properties, Reactions, Occurrences And Uses", Wiley-VCH, Weinheim (2003).

NOTATKI

THE MICROSTRUCTURE AND MAGNETIC PROPERTIES OF $\text{Nd}_9\text{Tb}_1\text{Fe}_{83}\text{Zr}_1\text{B}_6$ RIBBONS OBTAINED AT VARIOUS COOLING RATES

M. Dośpiał¹, M. Nabałek¹, P. Pietrusiewicz¹, J. Olszowski¹, T. Kaczmarzyk¹

¹*Institute of Physics, Czestochowa University of Technology, 19 Armii Krajowej Av.,
42-200 Czestochowa, Poland*

Autor do korespondencji: mdospial@wp.pl

The paper presents results of microstructure and magnetic properties studies of $\text{Nd}_9\text{Tb}_1\text{Fe}_{83}\text{Zr}_1\text{B}_6$ ribbons obtained by melt-spinning technique. The samples were produced by applying rapid cooling of liquid alloy on copper wheel, for three different linear velocities 20, 30, 35 m/s. The microstructure of obtained ribbons was examined using X-ray diffractometry and Mössbauer spectroscopy. Magnetic measurements were performed using LakeShore vibrating sample magnetometer. The microstructure measurements were used for quantitative and qualitative analysis of phase composition. Basing on results of magnetic measurements the reversal magnetization processes were analyzed.

NOTATKI

LOCAL MAGNETIC PROPERTIES OF $\text{MnCo}_{0.65}\text{Fe}_{0.35}\text{P}_{(1-x)}\text{Si}_x$ FOR $x=0; 0,15; 0,25$

P. Fornal¹, J. Stanek², S. Haj-Khlifa³, R. Zach¹, P. de Rango³ and D. Fruchart³

¹Institute of Physics, Technical University of Cracow, Podchorążych 1, 30-084 Cracow, Poland

²Institute of Physics, Jagiellonian University, Reymonta 4, 30-059 Cracow, Poland

³Institut Neel – CNRS, BP 166, 38042, Grenoble Cedex 9, France

Autor do korespondencji: pufornal@cyf-kr.edu.pl

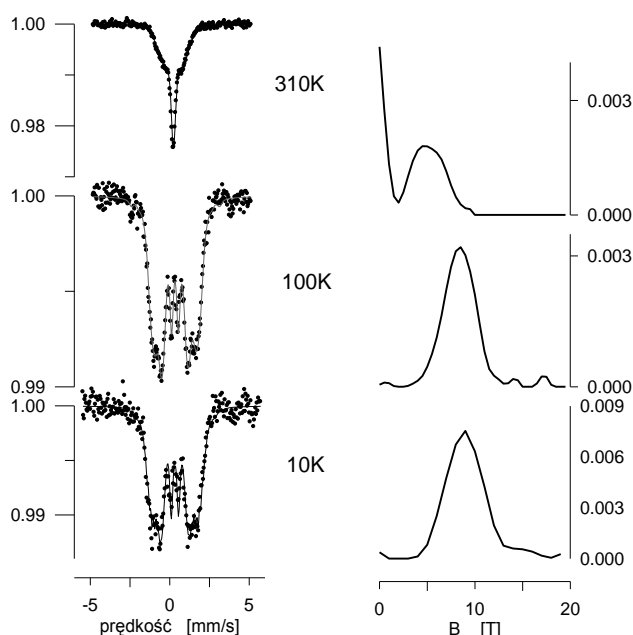
Związki z układu $\text{Mn}(\text{Co}, \text{Fe})\text{P}$ mogą znajdować duże praktyczne zastosowania. Wykazują one efekt magnetokaloryczny, dlatego mogą być wykorzystywane w ekologicznych układach chłodzących. Dla zastosowań technicznych istotne jest określenie składu, któremu odpowiada maksymalnie duża wartość entropii magnetycznej.

W proponowanej prezentacji zostaną przedstawione pomiary mössbauerowskie związku $\text{MnCo}_{0.65}\text{Fe}_{0.35}\text{P}_{(1-x)}\text{Si}_x$ dla różnych koncentracji Si (0, 0,15, 0,25). Omawiany związek krystalizuje w strukturze orthorombowej Pnma typu Co_2P . Atomy Si i P obsadzają statystycznie pozycje (1c), atomy Fe i Co lokują się w pozycjach tetraedrycznych (3f), natomiast atomy Mn obsadzają położenia piramidalne (3g).

W niezależnych badaniach tych związków wykonano pomiary, krzywych namagnesowania w funkcji zewnętrznego pola magnetycznego dla różnych temperatur, oraz określono struktury krystaliczne, w tym zależności stałych sieciowych od temperatury.

Przeprowadzone pomiary mössbauerowskie pokazały zmiany rozkładu nadsubtelnego pola magnetycznego dla różnych temperatur (310K, 300K, 290K, 250K, 200K, 100K). Dodatkowo dla składu $\text{Si}=0,15$ przeprowadzono pomiary w temperaturze 10K. Uzyskane widma i rozkłady pól przedstawiono na rysunku 1.

Przeprowadzone pomiary potwierdzają przypadkowe obsadzenie atomów Fe w pozycji 3f. Temperatura przejścia magnetycznego lokuje się w okolicach temperatury pokojowej. W temperaturze 100K obserwujemy pełne uporządkowanie momentów magnetycznych badanych związków.



Rys.1 Po lewej: widma mössbauerowskie $\text{MnCo}_{0.65}\text{Fe}_{0.35}\text{P}_{0.85}\text{Si}_{0.15}$ dla różnych temperatur. Po prawej: rozkład pola nadsubtelnego .

NOTATKI

MÖSSBAUER STUDIES OF $\text{LaFe}_{11.14}\text{Co}_{0.66}\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x$ (WHERE $x=0.1, 0.2, 0.3$) ALLOYS

P. Gębara¹, P. Pawlik¹, J. J. Wysocki¹,

¹*Institute of Physics, Częstochowa University of Technology, ul. Armii Krajowej 19, 42-200 Częstochowa, Poland*

Autor do korespondencji: pgebara@wip.pcz.pl

Giant magnetocaloric effect was discovered in 1997 by Pecharsky and Gschneidner in $\text{Gd}_5\text{Si}_2\text{Ge}_2$ triggered high interest due to the possibility of application of this material as an active elements in the room temperature refrigeration machines. Magnetic entropy change of this compound reaches $18.6 \text{ J (kg K)}^{-1}$ under the change of external magnetic field 5T around Curie temperature 276K. Much cheaper candidate for magnetocaloric applications seems to be Fe-based La(Fe,Si)_{13} – type alloys. These materials crystallize in the cubic NaZn_{13} – type structure. Just like in case of $\text{Gd}_5\text{Si}_2\text{Ge}_2$ the magnetocaloric effect is caused by second order phase transition from ferromagnetic to paramagnetic state accompanied by first order phase transition, which is a structural change occurring around Curie temperature. Magnetic entropy change for La(Fe,Si)_{13} -type alloys can reach 31 J (kg K)^{-1} under external magnetic field change of 5T, however this occurs at relatively low temperature range of $\sim 200\text{K}$. Furthermore magnetocaloric effect and Curie point strongly dependent on alloy composition. Therefore the La(Fe,Si)_{13} – type alloys are intensively studied due to the possibility of application as an active elements in magnetic refrigerators.

In present work the $\text{LaFe}_{11.14}\text{Co}_{0.66}\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x$ (where $x=0.1, 0.2, 0.3$) alloys were prepared by arc-melting of the high purity elements corresponding to La under the Ar atmosphere. Samples were sealed-off in quartz tubes and annealed at 1323K for 15 days. X-ray diffraction data were collected using Bruker D8 Advance diffractometer with $\text{CuK}\alpha$ radiation. Mössbauer effect was studied on all samples using Polon spectrometer with a $^{57}\text{Co}:\text{Rh}$ source.

This work supported by the research project No. NN 507 233 040 in years 2011 – 2014 financed by Polish National Science Centre.

NOTATKI

**WPLYW OBRÓBKI TERMICZNEJ NA KSZTAŁT ROZKŁADÓW INDUKCJI PÓL
NADSUBTELNYCH I WŁAŚCIWOŚCI MAGNETYCZNIE MIĘKKIEGO
MASYWNEGO STOPU AMORFICZNEGO $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{10}\text{Y}_8\text{B}_{20}$**

K. M. Gruszka¹, M. Nabiałek¹, K. Błoch¹, J. Olszewski¹

¹*Institut Fizyki, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów, al. Armii Krajowej 19, 42-200
Częstochowa, Polska*

Autor do korespondencji: kgruszka@wip.pcz.pl

Piętnasto minutowa jednoetapowa obróbka termiczna wykonana w dwóch różnych temperaturach nieznacznie poniżej temperatury krystalizacji miała duży wpływ na kształt rozkładów indukcji pól nadsubtelnych badanego stopu oraz na jego właściwości magnetycznie miękkie. W próbkach po obróbce cieplnej zaobserwowano pojawienie się faz krystalicznych o różnych kształtach rozkładów pól nadsubtelnych. W ferromagnetycznych stopach amorficznych istnieje możliwość pośredniego określenia wpływu naprężeń struktury w postaci defektów strukturalnych na właściwości magnetycznie miękkie tych materiałów. Stwierdzono, że zmiana ilości defektów strukturalnych w jednostce objętości ma wpływ na kształt rozkładów indukcji pól nadsubtelnych ⁵⁷Fe.

NOTATKI

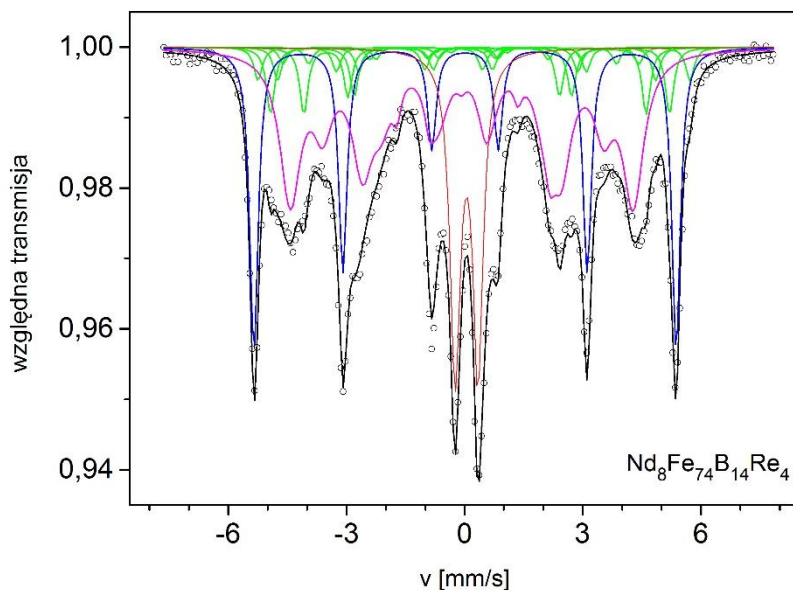
MIKROSTRUKTURA I WŁASNOŚCI MAGNETYCZNE STOPÓW Nd-Fe-B-(Ti, Re)

M. Hasiak

*Katedra Mechaniki i Inżynierii Materiałowej, Politechnika Wroclawska, ul. Smoluchowskiego 25,
50-370 Wroclaw, Polska*

Autor do korespondencji: Mariusz.Hasiak@pwr.edu.pl

Materiały magnetyczne na bazie Nd-Fe-B ze względu na swoje unikatowe twarde własności magnetyczne stanowią grupę materiałów stosowaną w produkcji magnesów stałych. Powszechnie wiadomo, że własności magnetyczne tych stopów pozostają w ścisłej korelacji z mikrostrukturą i dodanie składników stopowych do stopu wyjściowego wpływa na zmianę tych własności. W prezentowanej pracy przedstawiono kompleksowe badania wpływu dodatków stopowych takich jak Ti i Re na mikrostrukturę i własności magnetyczne taśm stopu Nd-Fe-B wytworzonych techniką szybkiego chłodzenia poddanych izotermicznemu wygrzewaniu w temperaturze 993 K w czasie 10 min. Badania mikrostruktury wykonywane były przy pomocy dyfraktometru rentgenowskiego i spektroskopii mössbauerowskiej w geometrii transmisyjnej. Przykładowe widmo mössbauerowskie wraz z dopasowanymi składowymi otrzymane dla stopu $\text{Nd}_8\text{Fe}_{74}\text{B}_{14}\text{Re}_4$ zostało przedstawione na Rys. 1. Udział poszczególnych faz w prezentowanym stopie wynosi 17,6 (α -Fe), 24,9 ($\text{Nd}_{1-8}\text{Fe}_4\text{B}_4$), 15,8 ($\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$) i 41,7 (faza amorficzna).



Rys. 1. Widmo stopu $\text{Nd}_8\text{Fe}_{74}\text{B}_{14}\text{Re}_4$ ze składowymi (α -Fe – linia niebieska, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ – linie zielone, $\text{Nd}_{1-8}\text{Fe}_4\text{B}_4$ – linia czerwona, faza amorficzna – linia purpurowa)

Topografia powierzchni otrzymanych taśm analizowana była przy pomocy Mikroskopu Sił Atomowych w trybie kontaktowym. Własności magnetyczne takie jak zależność magnetyzacji w funkcji temperatury, temperatura Curie i pętle histerezy magnetycznej badane były w szerokim zakresie temperatur przy pomocy PPMS i VersaLab firmy Quantum Design. W ramach przeprowadzonych badań wyznaczono także zmianę mikrotwardości w zależności od składu chemicznego.

Praca została sfinansowana ze środków Wrocławskiego Centrum Badań EIT+ w ramach realizacji projektu NanoMat – „Wykorzystanie nanotechnologii w nowoczesnych materiałach” (POIG.01.01.02-02-002/08) finansowanego ze środków Europejskiego Rozwoju Regionalnego (Program Operacyjny Innowacyjna Gospodarka, Poddziałanie 1.1.2).

NOTATKI

MEAN HYPERFINE FIELDS AT ^{57}Fe IN DILUTE IRON-BASED ALLOYS STUDIED BY THE MÖSSBAUER SPECTROSCOPY

R. Idczak, R. Konieczny

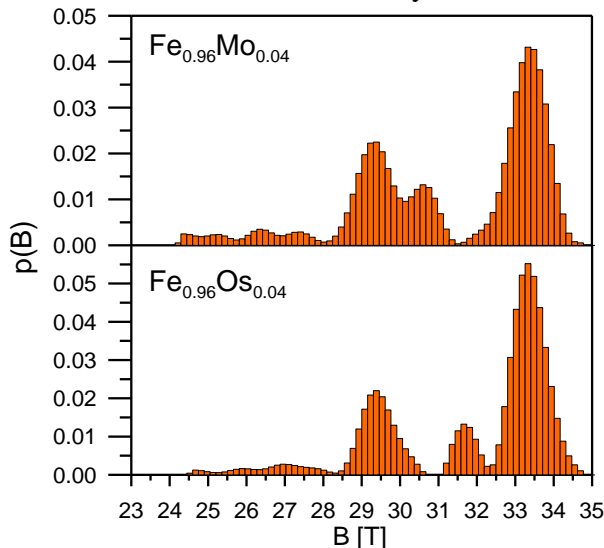
Institute of Experimental Physics, University of Wrocław, pl. M. Borna 9, 50-204 Wrocław, Poland

Corresponding author: ridczak@ifd.uni.wroc.pl

The room temperature Mössbauer spectra of ^{57}Fe were measured for a dilute iron-based alloys Fe-D (D = Al, Co, Cr, Mn, Mo, Ni, Os, Pt, Re, Ru, Ta, Ti, V, W, Zn). Taking into account that an impurity substituted on the regular iron site within BCC α -Fe has influence on the electron spin density (hyperfine field) on the adjacent iron nuclei [1-3], the Mössbauer spectra analysis based on Hesse-Rübartsch method [4] was made in order to determine the mean hyperfine field $\langle B \rangle$ for the Fe-D alloys as a function of impurity concentration x . Two of the probability distributions of the hyperfine field $p(B)$ obtained by the Hesse-Rübartsch method for various Fe-D alloys are presented in Fig. 1.

It was found that in case of Al, Co, Cr, Mn, Mo, Ni, Os, Pt, Re, Ru, V and Zn impurities, the $\langle B \rangle$ value changes linear with x . i.e. the relationship between $\langle B \rangle$ and x can be written in the following way: $\langle B \rangle = Ax + B_0$. Some of the estimated values of the A and B_0 parameters are listed in Tab. 1. The obtained results suggest that in studied concentration region, these types of impurities dissolve quite well in BCC α -Fe due to fact that $\langle B \rangle$ is directly proportional to the number of dissolved impurity atoms in iron matrix.

In case of iron with Ta, Ti and W impurities, the dependence of $\langle B \rangle$ on impurity concentration is much more complicated. For very diluted Fe-Ta, Fe-Ti and Fe-W alloys, the determined $\langle B \rangle$ values decrease linear with x . However, in higher concentration region (for more concentrated systems), $\langle B \rangle$ tends to increase in a nonlinear way. This fact could be connected with limited solubility of Ta, Ti and W atoms in iron matrix [5].



Impurity	A [T/atom]	B_0 [T]
Al	-26.3(1.7)	32.937(61)
Co	17.28(26)	32.863(15)
Cr	-23.68(24)	32.801(90)
Mn	-18.3(1.0)	32.751(49)
Mo	-39.1(3.3)	32.744(99)
Ni	11.1(1.1)	32.960(32)
Os	-25.5(1.1)	32.873(33)
Pt	24.89(66)	32.934(20)
Re	-36.8(2.6)	32.767(78)
V	-26.79(74)	32.945(48)

Tab. 1. The obtained values of the A and B_0 parameters.

Fig. 1. The probability distributions of the hyperfine field $p(B)$ obtained by the Hesse-Rübartsch method.

- [1] I. Vincze, I. A. Campbell, *J. Phys. F* **3**, (1973) 647.
- [2] A. Błachowski, U. D. Wdowik, *Acta Physica Polonica A* **119**, (2011) 24.
- [3] A. Błachowski, U.D. Wdowik, *Journal of Physics and Chemistry of Solids* **73**, (2012) 217.
- [4] J. Hesse, A. Rübartsch, *J Phys E: Sci. Instrum.* **7**, (1974) 526.
- [5] ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams, ASM International, 1992.

NOTATKI

TEMPERATURE DEPENDENCE OF SHORT-RANGE ORDER PARAMETER FOR $\text{Fe}_{0.90}\text{Cr}_{0.10}$ AND $\text{Fe}_{0.88}\text{Cr}_{0.12}$ ALLOYS

R. Idczak, R. Konieczny

Institute of Experimental Physics, University of Wrocław, pl. M. Borna 9, 50-204 Wrocław, Poland

Corresponding author: ridczak@ifd.uni.wroc.pl

The ^{57}Fe Mössbauer spectra for the iron-based solid solutions $\text{Fe}_{0.90}\text{Cr}_{0.10}$ and $\text{Fe}_{0.88}\text{Cr}_{0.12}$ were measured at different temperatures ranging from 300 K to 900 K. Analysis of the obtained spectra gave clear evidence that the distribution of impurity atoms in the two first coordination shells of ^{57}Fe nuclei is not random and it cannot be described by the binomial distribution. Quantitatively, the effects were described in terms of the short-range order (SRO) parameters α [1, 2].

The positive values of the SRO parameters gave a clear evidence of clustering tendencies in studied samples. In terms of interactions, it means that the interaction between Fe and Cr atoms is repulsive (predominance of Fe-Fe and Cr-Cr bonds). Moreover, the changes of SRO values observed during thermal processing suggest that the distribution of Cr atoms in α -iron matrix is strongly temperature-dependent (Figs. 1 and 2).

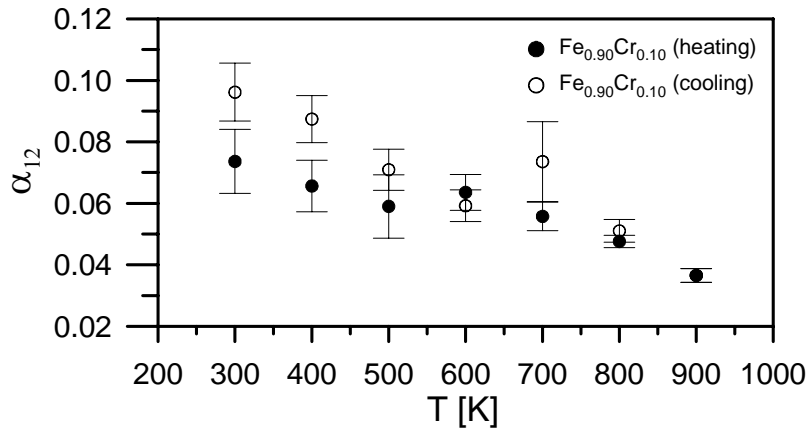


Fig. 1. The SRO parameter α_{12} as a function of temperature in the cold-rolled $\text{Fe}_{0.90}\text{Cr}_{0.10}$ alloy.

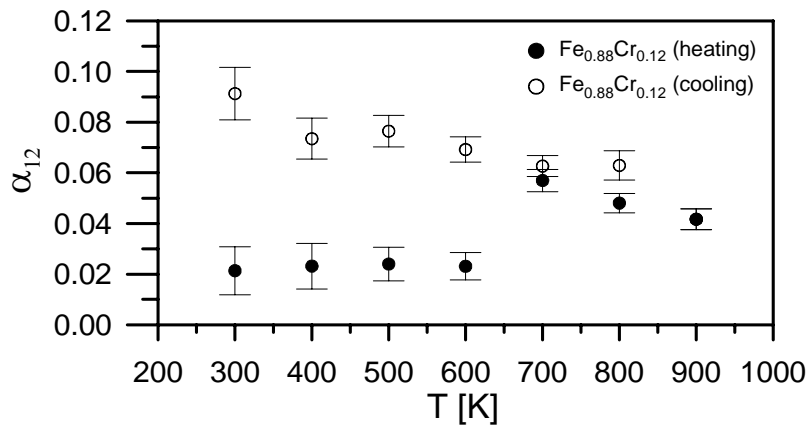


Fig. 2. The SRO parameter α_{12} as a function of temperature in the cold-rolled $\text{Fe}_{0.88}\text{Cr}_{0.12}$ alloy.

[1] J. M. Cowley, *Phys. Rev.* **77**, (1950) 669.

[2] R. Idczak, R. Konieczny, J. Chojean, *J. Phys. Chem. Solids.* **73**, (2012) 1095.

NOTATKI

X-RAY DIFFRACTION AND MÖSSBAUER SPECTROSCOPY STUDIES OF MECHANOSYNTHESIZED Fe-B ALLOYS

E. Jartych¹, L.M. Kubalova², V.I. Fadeeva³

¹*Institute of Electronics and Information Technology, Lublin University of Technology,
38a Nadbystrzycka Str., 20618 Lublin, Poland*

²*Department of Chemistry, North Ossetian State University after K.L. Khetagurov,
44-46 Vatutina Str., 362025 Vladikavkaz, Russia*

³*Department of Chemistry, M.V. Lomonosov Moscow State University, Leninskye Gory,
119991 Moscow, Russia*

Autor do korespondencji: e.jartych@pollub.pl

Mechanical synthesis of iron with *p*-elements (Al, Si, Ge, B) often leads to formation of metastable phases. It was observed that near equi-atomic composition in Fe- X_p alloys (X_p – Al, Si, Ge, B) the formation of silicides, germanides and borides depends on the strength of covalent bonding of *p*-element [1].

In this work the process of formation of metastable phases was investigated for Fe₇₅B₂₅ and Fe₈₅B₁₅ compositions. Mechanical synthesis was performed in a high-energy planetary ball mill MAPF-2M under an argon atmosphere. X-ray diffraction, differential scanning calorimetry and Mössbauer spectroscopy were applied to recognize the phases. In the case of Fe₇₅B₂₅ composition after 6 h of milling the material consisted of two phases, i.e. *t*-Fe₂B and amorphous phase. After 4 h of milling of Fe₈₅B₁₅ the resulted material was a mixture of iron and amorphous Fe-B phase.

[1] L.M. Kubalova, V.I. Fadeeva, Izvestia RAN. Seria Fiziczeskaia **78** (2014) 131.

NOTATKI

STRUKTURA KRystaliczna I EFEKT MÖSSBAUERA W TOPIONYM HERCYNICIE

J. Szczerba¹, I. Jastrzębska¹, P. Stoch¹, A. Błachowski², K. Ruebenbauer², R. Prorok¹,
E. Śnieżek¹

¹Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, Katedra Ceramiki i Materiałów Ogniotrwałych, Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica, al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Polska.

²Instytut Fizyki, Zakład Spektroskopii Mössbauerowskiej, Uniwersytet Pedagogiczny, ul. Podchorążych 2, 30-084 Kraków, Polska.

Autor do korespondencji: ijastrz@agh.edu.pl

Hercynit ($\text{Fe}^{2+}\text{Al}_2\text{O}_4$) należy do grupy spineli glinowych o strukturze normalnej i jest jedynym spielem występującym w układzie tlenkowym $\text{FeO-Al}_2\text{O}_3$. Spinel ten ze względu na swoje właściwości fizyko-chemiczne takie jak niski współczynnik rozszerzalności cieplnej ($\alpha_{1000}^{\circ\text{C}}=0,85\%$), wysoka temperatura topienia ($1780^{\circ\text{C}}$) i stosunkowo wysoka twardość (8 w skali Mohsa) jest stosowany jako materiał ogniotrwały. Wysoka stabilność cieplna jak również odporność chemiczna hercynitu pozwalają także na zastosowanie go jako pigmentu ceramicznego. Z kolei jego właściwości elektryczne i magnetyczne umożliwiają wykorzystanie hercynitu jako materiału na sensory magnetyczne.

Synteza spinelu glinowo-żelazawego wymaga odpowiednich warunków, tj. wysokiej temperatury powyżej $1500^{\circ\text{C}}$ oraz obecności w środowisku syntezy gazu ochronnego. Atmosfera syntezy odgrywa w przypadku metody spiekania kluczową rolę gdyż zbyt niskie ciśnienie cząstkowe tlenu w gazie powoduje rozkład spinelu FeAl_2O_4 , a zbyt wysokie prowadzi do przejścia jonów żelaza na 3+ stopień utlenienia, co utrudnia otrzymanie czystego hercynitu.

W pracy przeprowadzono syntezę hercynitu ze stechiometrycznej ilości tlenków Fe_2O_3 i Al_2O_3 . Spinel został otrzymany bezstykową metodą topienia łukowego w atmosferze argonu. Uzyskane próbki poddano analizie obecności i ilości jonów $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$ metodą spektroskopii Mössbauera, co pozwoliło ustalić efektywność przeprowadzonej syntezy oraz stopień inwersji spinelu. Zbadano skład fazowy spinelu przy użyciu dyfraktometrii rentgenowskiej XRD oraz wyznaczono jego parametr sieciowy. Gęstość rzeczywistą określono metodą piknometrii helowej. Przeprowadzono również obserwacje mikroskopowe SEM/EDS otrzymanych materiałów.

Uzyskano jednorodny pod względem makroskopowym i mikroskopowym materiał o dobrze wykształconych kryształach pokroju oktaedrycznego. Analiza XRD potwierdziła zgodność zarejestrowanych refleksów ze strukturą spinelu glinowo-żelazawego.

Otrzymane widmo mössbauerowskie składa się z trzech składowych odpowiadających trzem różnym pozycjom krystalograficznym jakie może przyjmować żelazo w strukturze spinelu. Dwie składowe o udziale wynoszącym odpowiednio 78 % i 13 % odpowiadają Fe^{2+} w koordynacji odpowiednio tetra- i oktaedrycznej. Trzecia składowa o udziale ok. 9 % odpowiada Fe^{3+} w koordynacji oktaedrycznej. Na tej podstawie określono przybliżony wzór stechiometryczny topionego hercynitu, który ma postać $(\text{Fe}^{2+}_{0.78}\text{Al}^{3+}_{0.22})(\text{Fe}^{3+}_{0.05}\text{Fe}^{2+}_{0.06}\text{Al}_{0.89})_2\text{O}_4$.

Badania wykazały, iż synteza metodą topienia łukowego dobrze sprawdza się w otrzymaniu tego typu związków i może być efektywniejsza w porównaniu do tradycyjnych metod syntezy.

Praca wspierana z grantu nr INNOTECH-K2/IN2/16/181920/NCBR/13.

NOTATKI

SPEKTROSKOPIA MÖSSBAUEROWSKA W BADANIACH FAZ ŻELAZA ŻUŻLI PO PRODUKCJI CYNKU I OŁOWIU

I. Jonczy¹, P. Fornal², J. Stanek³

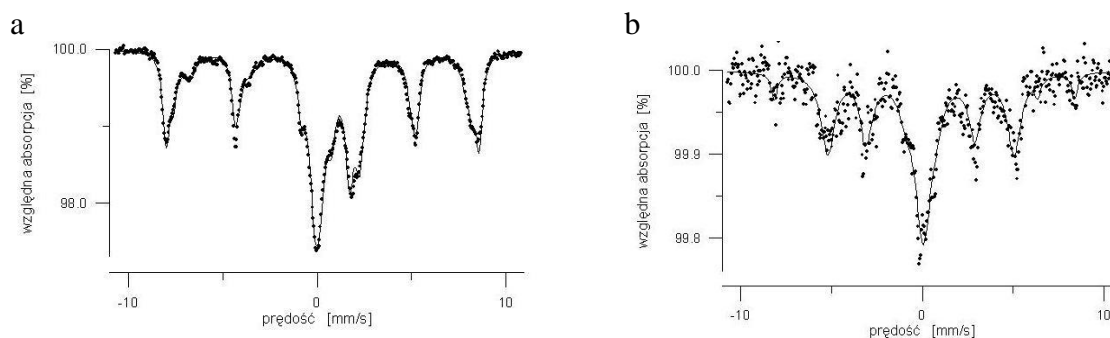
¹ Instytut Geologii Stosowanej, Wydział Górnictwa i Geologii, Politechnika Śląska, ul. Akademicka 2, 44-100 Gliwice, Polska

² Instytut Fizyki, Politechnika Krakowska, ul. Podchorążych 1, 30-084 Kraków, Polska

³ Instytut Fizyki im. Mariana Smoluchowskiego, Uniwersytet Jagielloński, ul. Reymonta 4, 30-059 Kraków, Polska

Autor do korespondencji: iwona.jonczy@polsl.pl

Problematyka odpadów przemysłowych gromadzonych na zwałowiskach szczególnie związana jest z Górnym Śląskiem. Obecnie w oparciu o zasady działalności proekologicznej dąży się do likwidacji zwałowisk i wykorzystania terenów przez nie zajmowanych do innych celów użytkowych. Materiał ze zwałowisk odpadów górniczych oraz żużli stalowniczych jest powszechnie wykorzystywany np. do produkcji kruszyw. Problemem są natomiast zwałowiska odpadów po produkcji Zn-Pb. Są to zwałowiska stare, często ich wiek przekracza kilkadziesiąt lub więcej lat, a odpady na nich zgromadzone są na ogół silnie zwietrzałe. W ich składzie chemicznym występują metale ciężkie: Zn, Pb, Cd, ale także Fe. W trakcie badań mikroskopowych obserwowano związane z żelazem fazy tlenkowe: magnetyt i hematyt. Trudności sprawia oznaczenie innych form występowania żelaza. Dlatego w podaniu kompleksowej charakterystyki mineralogicznej żużli konieczne jest zastosowanie kilku metod badawczych. Jedną z nich jest spektroskopia mössbauerowska. Badania przeprowadzono dla zwietrzałych żużli Zn-Pb oraz towarzyszących im na zwałowisku zeszlonych odpadów Zn-Pb. Widma mössbauerowskie żużli potwierdzają dużą zawartość różnorodnych form żelaza. Dominującymi frakcjami są $\text{Fe}(\text{OH})_2$ (20-35%), Fe_3O_4 (25-40%), Fe_2O_3 (10-40%); stwierdzono również występowanie FeO do 13% oraz austenitu FeC do 16%. W jednej próbce wykryto obecność metalicznego żelaza (~5%). Dodane wartości procentowe oznaczają względną zawartość żelaza w różnych frakcjach. W odpadach zeszlonych zawartość żelaza jest znacząco niższa, co utrudnia analizę widm mössbauerowskich. Dominującą frakcją są wytrącenia w postaci ferrytów do 70%. Pozostałość stanowią tlenki żelaza FeO i Fe_2O_3 . Przykładowe widma żużli i zeszlonych odpadów Zn-Pb przedstawiono poniżej.



Rys.1 Przykładowe widma mössbauerowskie (a) – zwietrzały żużel Zn-Pb, (b) – zeszlony odpad Zn-Pb.

Badania form występowania metali oraz ich powiązań w składnikach żużli mogą dostarczyć wielu cennych wskazówek np. podczas badań dotyczących wtórnego odzysku metali [1].

[1] I. Jonczy, J. Stanek, *Nukleonika*. **58/1** (2013) 127-131.

NOTATKI

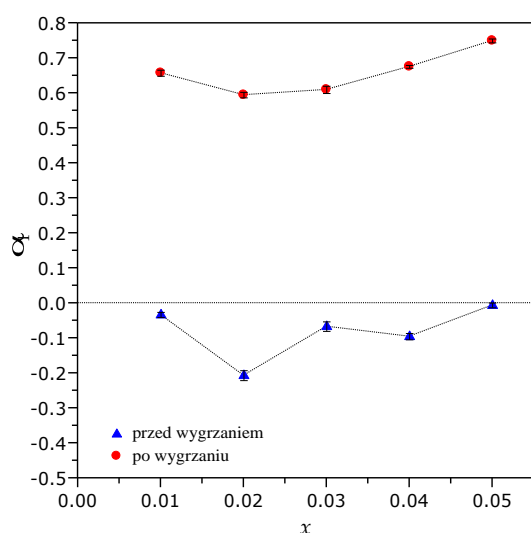
BADANIE PARAMETRU BLISKIEGO UPORZĄDKOWANIA ATOMÓW W STOPACH Fe-Zn ZA POMOCĄ SPEKTROSKOPII MÖSSBAUEROWSKIEJ

R. Konieczny, R. Idczak, J. Chojcan

Instytut Fizyki Doświadczalnej, Uniwersytet Wrocławski, pl. M. Borna 9, 50-204 Wrocław, Polska

Autor do korespondencji: robi@ifd.uni.wroc.pl

W oparciu o widma mössbauerowskie ^{57}Fe , zmierzone dla mechanicznie syntetyzowanych stopów $\text{Fe}_{1-x}\text{Zn}_x$ ($0,01 \leq x \leq 0,05$) o temperaturze pokojowej, wyznaczono wartości parametrów oddziaływań nadsubtelnych jąder mössbauerowskich znajdujących się w tych materiałach w różnych otoczeniach atomowych [1]. Ponadto, powyższe widma wykorzystano do poznania rozkładu atomów cynku oraz do oceny charakteru oddziaływania między atomami tych stopów. Wykorzystano przy tym natężenia składowych widma mössbauerowskiego uwarunkowanych różnymi konfiguracjami atomów sąsiadujących z sondami mössbauerowskimi ^{57}Fe . W szczególności, wyznaczono parametr uporządkowania bliskiego zasięgu α_1 [2], który opisuje odstępstwo od statystycznego rozkładu atomów Zn występujących w pierwszej strefie koordynacyjnej użytych próbników jądrowych. Wartości α_1 dla próbek stopów otrzymanych w planetarnym młynie kulowym „Pulverisette 6” wyznaczono dwukrotnie - bezpośrednio po wytworzeniu tych próbek oraz po późniejszym ich wygrzaniu w temperaturze 700 K przez 12 h. Otrzymane wyniki pokazano na rys. 1. Jak widać, dla niewygrzanych próbek wartość α_1 jest ujemna, a jej bezwzględna wartość jest stosunkowo mała. Oznacza to, że podczas mechanicznego wytwarzania stopu, atomy Zn zostały wprowadzone do matrycy żelaza i rozmieszczone w niej w sposób zbliżony do statystycznego. Z kolei, w przypadku wygrzanych próbek Fe-Zn mamy do czynienia z dużymi i dodatnimi wartościami parametru α_1 co sugeruje, że w pierwszej strefie



koordynacyjnej sondy mössbauerowskiej występuje znacznie mniej atomów cynku niż w odpowiednim stopie statystycznym. Fakt ten można wyjaśnić skłonnością atomów cynku do tworzenia klastrów w matrycy żelaza podczas procesu wygrzewania próbki. Prowadzi to do wniosku, że oddziaływanie pomiędzy atomami Fe i Zn w wygrzanych stopach Fe-Zn jest odpychające (przeważają wiązania Fe-Fe). Otrzymany rezultat jest w dobrej zgodności z przewidywaniami półempirycznego modelu Miedemy [3] i jest sprzeczny z obliczeniami CALPHAD [4], dotyczącymi entalpii rozpuszczania $H_{\text{Fe-Zn}}$ dla stopów Fe-Zn.

Rys.1 Wartość parametru uporządkowania bliskiego zasięgu α_1 w funkcji koncentracji x atomów Zn dla układu $\text{Fe}_{1-x}\text{Zn}_x$.

- [1] A. Błachowski, K. Ruebenbauer, J. Żukrowski, J. Przewoźnik, J. Marzec, A. Rakowska, *Journal of Physics and Chemistry of Solids* **72**, 1537 (2011).
- [2] R. Idczak, R. Konieczny, J. Chojcan, *Solid State Communications* **159**, 22 (2013).
- [3] A.R. Miedema, *Physica B* **182**, 1 (1992).
- [4] W. Xiong, Y. Kong, Y. Du, Zi-Kui Liu, M. Selleby, W. Sun, *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry* **33**, 433 (2009).

NOTATKI

STRUCTURE AND SOME MAGNETIC PROPERTIES OF $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ SOLID SOLUTIONS PREPARED BY SOLID-STATE SINTERING

K. Kowal^{1#,2}, M. Kowalczyk³, D. Czekaj⁴, E. Jartych¹

¹*Institute of Electronics and Information Technology, Lublin University of Technology, Nadbystrzycka Str.38a, 20-618 Lublin, Poland; ^{1#} Ph. D. Student*

²*Nuclear Energy Division, National Centre for Nuclear Research, A. Sołtana 7, 05-400 Otwock-Świerk, Poland*

³*Faculty of Materials Science and Engineering, Warsaw University of Technology, Wołoska Str. 141, 02-507 Warsaw, Poland*

⁴*Department of Materials Science, University of Silesia, Śnieżna 2, 41-200 Sosnowiec, Poland*

Autor do korespondencji: k.kowal@ncbj.gov.pl

The rapidly growing interest in $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ solid solutions is caused by their multiferroic properties, i.e. coexistence of both the electric and magnetic ordering. It creates possibility for many innovative applications, e.g. in steering the magnetic memory by electric field and vice versa. The room-temperature magnetoelectric coupling exhibit significant magnitude in the narrow composition window ($x = 0.71 - 0.8$) where the crystalline structure is rhombohedral. As reported in [1], the maximum value of magnetoelectric voltage coefficient $\alpha_{ME} = 0.87 \text{ mVcm}^{-1}\text{Oe}^{-1}$ was obtained for $0.725\text{BiFeO}_3-0.275\text{BaTiO}_3$ solid solution. Our latest investigations proved that initial electric poling of the samples allowed to enhancing magnetoelectric effect up to $\alpha_{ME} = 1.53 \text{ mVcm}^{-1}\text{Oe}^{-1}$ for $0.7\text{BiFeO}_3-0.3\text{BaTiO}_3$ sintered at 1153 K [2].

The aim of the present work is a deeper insight in the structure, hyperfine interactions and magnetic behaviour of $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ solid solutions prepared by the conventional solid-state sintering method under various technological conditions. X-ray diffraction (XRD), ^{57}Fe Mössbauer spectroscopy (MS), and vibrating sample magnetometry (VSM) were applied as complementary methods to investigate the materials. XRD, MS and VSM techniques indicated the relationship between the content of BiFeO_3 and the magnetic properties of the investigated $(\text{BiFeO}_3)_x-(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$ solid solutions. Decrease of BiFeO_3 concentration causes structural transformation from rhombohedral to cubic symmetry. The decreasing of the hyperfine magnetic field as well as macroscopic magnetization was observed with x decreasing.

[1] S.-Ch. Yang, A. Kumar, V. Petkov, S. Priya, J. Appl. Phys. **113** (2013) 144101-1.

[2] E. Jartych, T. Pikula, K. Kowal, A. Lisińska-Czekaj, D. Czekaj, Key Eng. Mat. **602-603** (2014) 936.

NOTATKI

Mössbauer spectroscopy and MRI studies of parkinsonian and control brains

R. Kuliński¹, J. Gałązka-Friedman², K. Szlachta², A. Friedman³

¹Magnetic Resonance Imaging Lab, Brodno Hospital, Kondratowicza 8, 03-242 Warsaw, Poland

²Faculty of Physics, Warsaw University of Technology, Koszykowa 75, 00-662 Warsaw, Poland

³Department of Neurology, Medical University of Warsaw, Kondratowicza 8, 03-242 Warsaw, Poland

corresponding author; e-mail: rad_kul@interia.pl

Background: Neurodegenerative diseases, such as Parkinson's disease (PD) are caused by death of nervous cells in specific brain areas. In PD these cells are placed in substantia nigra (SN), small structure of about 500 mg located bilaterally in human mesencephalon. One of the possible mechanisms of these neurodegenerations is related to oxidative stress in which iron plays an important role and some authors suggest an important increase of the concentration of iron in parkinsonian SN. Our own studies with the use of Mössbauer spectroscopy have shown equal iron concentrations in PD and control SN and found ferritin to be the main iron binding compound. Magnetic Resonance Imaging (MRI), especially relaxation times T1 and T2 measurements should reflect the concentration of iron, however MRI studies of human brain in PD gave controversial results.

Aim: Comparison of the measurement of MRI T1 and T2 relaxation times obtained from SN with the results of Mössbauer spectroscopy from parkinsonian and control brains to clarify the possible role of iron in Parkinson's disease.

Results: MRI studies have shown a reduction of T2 and an increase of T1 in Parkinson's disease compared to control (tab. 1). This difference between PD and control is not paralleled by the results of Mössbauer studies, which did not find any difference in the concentration of total iron in PD and control in SN – (the ratio PD/control being 1.00 ± 0.13).

Conclusion: Change of T2 and T1 relaxation time only in parkinsonian (SN) may not be related to the change in the concentration of iron. T1 and T2 depend essentially on factors such as viscosity and the mobility of microparticles. It seems very likely that the nerve cells in the parkinsonian brain may contain smaller amounts of water molecules or more molecules of microglia.

Tab. 1

	MS		MRI		
	Concentration of iron (ng/mg wet tissue)	n	T1[ms]	T2[ms]	n
Control	177±14	29	716±8	52±1	16
PD	177±18	17	729±5	48±1	44

NOTATKI

IRON DOPED SBA-15 MESOPOROUS SILICA AS STUDIED BY MOSSBAUER AND RAMAN SPECTROSCOPIES.

M. Laskowska¹, L. Laskowski², K. Dziliński¹

¹ *Institute of Physics, Czestochowa University of Technology, 42-200 Czestochowa, Al. Armii Krajowej 19, Poland.*

² *Institute of Intelligent Computational Systems, Czestochowa University of Technology, 42-200 Czestochowa, Al. Armii Krajowej 36, Poland.*

Corresponding author: lukasz.laskowski@kik.pcz.pl

Mesoporous silica SBA-15 containing propyl-iron phosphonate groups were investigated towards confirmation of synthesis procedure correctness. To probe of activation efficiency we investigated under Mössbauer spectroscopy iron containing SBA-15 silica and iron acetylacetonate (doping agent). Mössbauer absorption of Fe⁵⁷ was used to study isomer shift, quadrupole splitting, and hyperfine fields in both iron containing samples. Differences in Mössbauer spectra of both samples were explained by the assumption of local environment of the Fe nuclei in species. This analysis confirmed success of activation.

To examine bounding between iron atoms and phosphonic units the Raman spectroscopy was carried out. As a support of Raman scattering, the theoretical calculations were made based on density functional theory, with the B3LYP method. By comparison of the calculated vibrational spectra of the molecule with experimental results, distribution of the active units inside silica matrix has been determined.

Both Mössbauer and Raman analysis seems to prove correctness of the synthesis procedure.

NOTATKI

INFLUENCE OF SILYLATION PROCESS ON ACTIVATION EFFICIENCY OF MESOPOROUS SILICA SBA-15

L. Laskowski¹, M. Laskowska², K. Dziliński², P. Pawlik²

¹ *Institute of Intelligent Computational Systems, Czestochowa University of Technology, 42-200 Czestochowa, Al. Armii Krajowej 36, Poland.*

² *Institute of Physics, Czestochowa University of Technology, 42-200 Czestochowa, Al. Armii Krajowej 19, Poland.*

Corresponding author: lukasz.laskowski@kik.pcz.pl

The present paper is devoted to mesoporous silica SBA-15 containing propyl-iron phosphonate groups. The species has been prepared analogically to the route presented in [1]. Obtained compound has been tested to check efficiency of synthesis route. Mossbauer spectroscopy and micro-Raman analysis supported by numerical simulations shown that iron has been successfully connected to propyl-phosphonate groups incorporated in silica matrix. Nevertheless EDX quantitative analysis has established that amount of iron ions is much lower, than it has been assumed. In-depth analysis of results and literature data pointed out, that the reason is side reaction between phosphonate units and hydroxy units in silica structure, occurring during hydrolysis process. To prevent this unintentional effect we modified of synthesis route by silylation of hydroxy groups in silica, before hydrolysis.

In the present paper two batches of mesoporous silica SBA-15 containing propyl-iron phosphonate groups were investigated: silylated and unsilylated. The synthesis routes have been described in detail. The comparative analysis has been carried out. In order to verify bonding between iron and phosphonate units we investigated samples under Mossbauer spectroscopy and Raman spectroscopy. To correct assignment of Raman modes numerical simulations has been performed. The proportion between radicals in both batches of samples has been tested by quantitative EDX analysis.

The investigations have shown, that the silylation procedure is a correct way to avoid unwanted side reaction between the phosphonic acid groups and the surface SiOH. Samples obtained in this way contains almost assumed amount of iron ions, in contrast to unsilylated samples.

[1] D. Margolese, J. A. Melero, S. C. Christiansen, B. F. Chmelka and G. D. Stucky, *Chem. Mater.* **12** (2000) 2448.

NOTATKI

EFFECT OF Co, Ni AND Cr ADDITION ON MICROSTRUCTURE AND MAGNETIC PROPERTIES OF AMORPHOUS AND NANOCRYSTALLINE $\text{Fe}_{86}\text{Zr}_7\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{B}_4$ ALLOY

A. Łukiewska¹, J. Świerczek¹, M. Hasiak², J. Olszewski¹, J. Zbrozarczyk¹, P. Gębara¹,
W Ciurzyńska¹,

¹*Institute of Physics, Czestochowa University of Technology, Armii Krajowej 19, 42-200 Czestochowa, Poland*

²*Institute of Materials Science & Applied Mechanics, Wrocław University of Technology, Smoluchowskiego 25, 50-370 Wrocław, Poland*

Corresponding author: aluk@wip.pcz.pl

Transition metals amorphous alloys are usually produced in the form of thin ribbons and are often precursors of nanocrystalline materials. The chemical composition and thermal history of the alloys highly influence the microstructure and magnetic properties in both amorphous and nanocrystalline states [1].

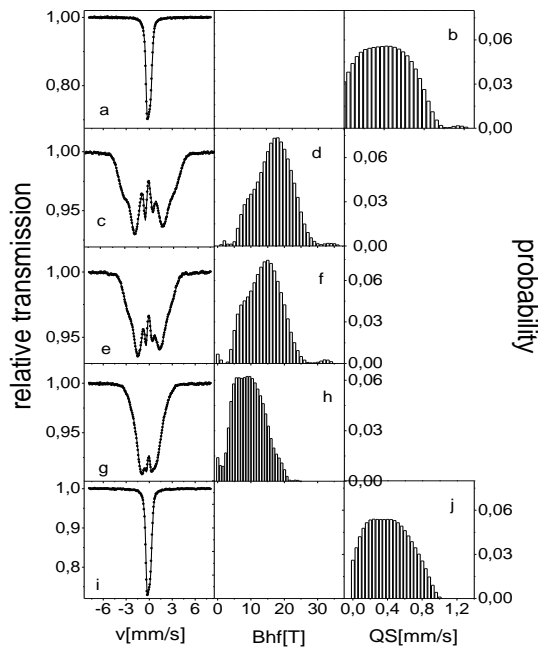


Fig.1 Transmission Mössbauer spectra (a, c, e, g, i) and corresponding distributions of hyperfine field induction (d, f, h) and quadrupole splitting (b, j) of $\text{Fe}_{86-x}\text{M}_x\text{Zr}_7\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{B}_4$ alloys after solidification: $x = 0$ (a, b), $x = 6$ (c-j) and $M = \text{Co}$ (c, d), Ni (e, f), CoCr (g, h) or Cr (i, j)

The effect of partial replacement of Fe by $M = \text{Co}, \text{Ni}$ and Cr on the microstructure and magnetic order of $\text{Fe}_{86-x}\text{M}_x\text{Zr}_7\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{B}_4$ ($x = 0$ or 6) alloys in the as-quenched state and after annealing in the temperature range of 600-800 K is the main goal of this paper.

The master $\text{Fe}_{86}\text{Zr}_7\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{B}_4$ alloy is paramagnetic in the as-quenched state and after replacement of 6 at % of Fe by Co, Ni and Cr it becomes ferromagnetic at room temperature. However, substitution of 6 at % of Fe by Cr preserves the paramagnetic state. Curie temperatures obtained from the derivative of the magnetization curves recorded at the maximum magnetizing field induction of 5 mT are equal to 278, 420, 374, 337 and 263 K for $\text{Fe}_{86}\text{Zr}_7\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{B}_4$, $\text{Fe}_{80}\text{Co}_6\text{Zr}_7\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{B}_4$, $\text{Fe}_{80}\text{Ni}_6\text{Zr}_7\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{B}_4$, $\text{Fe}_{80}\text{Co}_3\text{Cr}_3\text{Zr}_7\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{B}_4$ and $\text{Fe}_{80}\text{Cr}_6\text{Zr}_7\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{B}_4$ alloys, correspondingly. Transmission Mössbauer spectra recorded at room temperature and corresponding quadrupole splitting and hyperfine field induction distributions for all investigated alloys in the as-quenched state are shown in Fig.1. All investigated alloys exhibit invar

effect manifested by the decrease of the average quadrupole splitting or hyperfine field induction after the annealing at 600 K for 10 min. due to the annealing out of free volume and increase of the packing density of atoms which weaken the exchange interactions between magnetic atoms.

[3] M. E. McHenry, M. A. Willard, D. E. Laughlin, Progress Mat. Sci. **44** (1999) 291- 433.

NOTATKI

AURIVILLIUS COMPOUNDS SYNTHESIZED BY MECHANICAL ACTIVATION VERSUS CONVENTIONAL SOLID-STATE SINTERING PROCESS: A COMPARATIVE STUDY

M. Mazurek¹

¹*Institute of Electronics and Information Technology, Lublin University of Technology,
3a Nadbystrzycka str., 20-618 Lublin, Poland*

Autor do korespondencji: mariusz.mazurek@pollub.pl

The materials with the Aurivillius structure are promising from the applications point of view. Their properties make possible the wide practical use of these materials in the electronics industry and electrical engineering. Useful properties of the Aurivillius compounds are connected with the appropriate chemical composition and deformations of the crystalline structure, such as the ions displacements caused by temperature, electric field or the oxygen octahedral chains rotation. In such materials the magnetization can be controlled by the electric field and vice versa, the electric polarization can be steering by the magnetic field.

The main aim of this work was to investigate the hyperfine interactions in $\text{Bi}_{m+1}\text{Ti}_3\text{Fe}_{m-3}\text{O}_{3m+3}$ Aurivillius compounds with $m = 4 - 8$. These compounds have layered perovskite-like structures, in which fluorite-like bismuth-oxygen layers $\{(\text{Bi}_2\text{O}_2)^{2+}\}$ alternate with (001) perovskite-like slabs $\{(\text{Bi}_{m+1}\text{Fe}_{m-3}\text{Ti}_3\text{O}_{3m+1})^{2-}\}$, where m indicates the number of perovskite-like layers per slab and may take integer or fractional values, however $m \leq 13$. X-ray diffraction and Mössbauer spectroscopy were applied as complementary methods to investigate the series of $\text{Bi}_{m+1}\text{Ti}_3\text{Fe}_{m-3}\text{O}_{3m+3}$ samples prepared both by mechanical activation and solid-state sintering process. It was proved that with increasing the number of perovskite-like layers significant changes in the structure and in the physical properties of the Aurivillius compounds occurred [1-5]. The latest part of investigations is connected with improvement of the mechanical activation technology. Preparing material with mechanical activation method seems to be promising at an industrial scale due to its simplicity and relatively low cost of processing.

[1] E. Jartych, M. Mazurek, A. Lisińska-Czekaj, D. Czekaj, J. Magn. Magn. Mater. **322** (2010) 51.

[2] M. Mazurek, E. Jartych, A. Lisińska-Czekaj, D. Czekaj, D. Oleszak, J. Non-Cryst. Solids **356** (2010) 1994.

[3] M. Mazurek, A. Lisińska-Czekaj, Z. Surowiec, E. Jartych, D. Czekaj, Acta Phys. Pol. A **119** (2011) 72.

[4] M. Mazurek, E. Jartych, D. Oleszak, Nukleonika **58** (2013) 143.

[5] E. Jartych, T. Pikula, M. Mazurek, A. Lisińska-Czekaj, D. Czekaj, K. Gąska, J. Przewoźnik, C. Kapusta, Z. Surowiec, J. Magn. Magn. Mater. **342** (2013) 27.

NOTATKI

Study of crystal and magnetic properties MnNi_{0.85}Fe_{0.15}Ge

M.Budzynski¹, V.I.Valkov², A.V. Golovchan², V.I.Mitsiuk³,
A.P. Sivachenko², Z.Surowiec¹, T.M.Tkachenka³

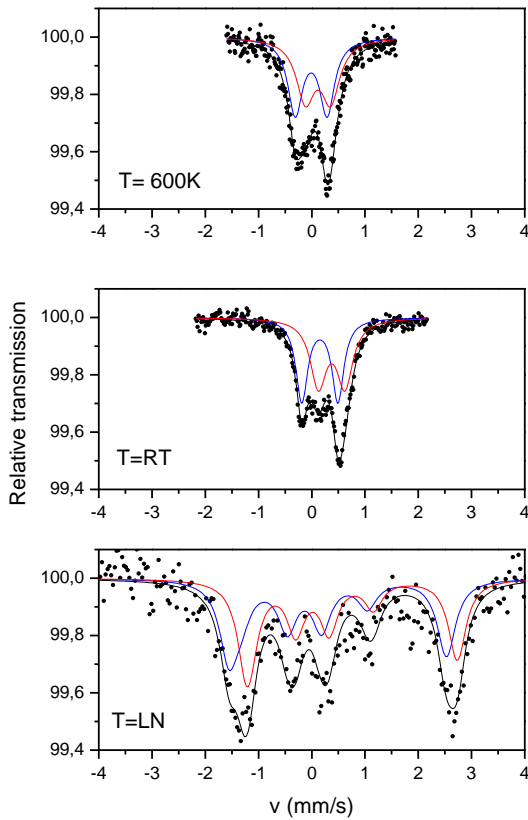
¹Institute of Physics, UMCS, pl.M.Curie-Sklodowska 1, 20-031 Lublin, Poland.

²Donetsk Institute for Physics and Engineering, 72, R.Luxemburg str., Donetsk 83114 Ukraine

³“Scientific-Practical Materials Research Center of National Academy of Sciences of Belarus”

P.Brovky Str. 19, Minsk, 220072 Belarus.

Corresponding Author: lttt@physics.by



The possibility of obtaining a stable magnetostructural coupling over a broad temperature window from 350K to 70K in combination with tunable magnetoresponse effects in MnNiGe:Fe alloys was shown recently [1,2]. Here we investigate the local magnetic characteristics of MnNi_{0.85}Fe_{0.15}Ge.

Quenched and annealed (6h, 850°C) samples have hexagonal Ni₂In structure at room temperature. Specific magnetization and Curie temperature were studied by Faraday method in the field of 0.86T and temperature region 77K ≤ T ≤ 500K. There values are σ=62 emu/g (quenching), σ=60 emu/g (quenching+annealing 6h) and T_{C1}=220K, T_{C2}=219K. It is shown that the annealing leads to the reducing of magnet characteristics. Mössbauer experiment was made in usual transmission geometry with ⁵⁷Fe/Rh source and at different temperatures of the sample. The Mössbauer spectra are shown in Figure, the spectra fitting results are given in Table. The hyperfine field values were also calculated by the fully

relativistic KKR method [3] in GGA (PBE) approximation for exchange-correlation energy and atomic sphere approximation for crystal potential. The calculated field values for Fe in Mn and Ni positions correspondingly are 15T and 24T.

T, K	IS ₁ , mm/s	IS ₂ , mm/s	QS ₁ , mm/s	QS ₂ , mm/s	H ₁ , T	H ₂ , T	G ₁ , mm/s	G ₂ , mm/s	C ₁	C ₂
77	0,264	0,470	-0.312	-0.370	12.7	12.3	0.21	0.20	0.479	0.521
290	0.241	0.462	0.679	0.498	–	–	0.135	0.183	0.479	0.521
500	0.095	0.321	0.300	0.261	–	–	0.148	0.158	0.479	0.521
600	0.077	0.206	0.300	0.236	–	–	0.168	0.200	0.479	0.521

1. E. Liu, W. Wang, L. Feng et al. Nat. Commun. **3**, 873 (2012)

2. L. Chen, F.X. Hu, J. Appl. Phys. Lett. **101**, 012401 (2012)

3. H. Ebert Munich SPRKKR package v.6.3. <http://olymp.cup.uni-muenchen.de/>

NOTATKI

STRUCTURE, MÖSSBAUER AND MAGNETOELECTRIC EFFECTS IN MULTIFERROIC $\text{Bi}_5\text{Ti}_3\text{FeO}_{15}$ CERAMICS

T. Pikula¹, P. Guzdek², J. Dzik³, A. Lisinska-Czekaj³, E. Jartych¹

¹Lublin University of Technology, Institute of Electronics and Information Technology,
38a Nadbystrzycka Str., 20-618 Lublin, Poland

²Institute of Electron Technology, Cracow Division, 39 Zabłocie Str., 30-701 Kraków, Poland

³University of Silesia, Institute of Materials Science, 2 Śnieżna Str., 41-200 Sosnowiec, Poland

Autor do korespondencji: t.pikula@pollub.pl

Multiferroics are the materials which exhibit at least two ferroic states simultaneously. Especially interesting from the application point of view is the group of magnetoelectrics in which both ferroelectric and magnetic ordering coexist. They attract a lot of interest due to their possible applications as sensors, actuators and digital memory elements [1]. The most frequently investigated multiferroic compound is BiFeO_3 . It offers ferroelectric and antiferromagnetic ordering at relatively high temperatures. However, the existence of spin cycloid in this compound averages out any linear magnetoelectric coupling [2].

$\text{Bi}_5\text{Ti}_3\text{FeO}_{15}$ compound belongs to the Aurivillius family having layered perovskite-like structure. It exhibit ferroelectricity with the Curie temperature $T_C = 730^\circ\text{C}$ and antiferromagnetic ordering, however, there is no agreement to the value of the Néel temperature in reported data [3, 4]. Since $\text{Bi}_5\text{Ti}_3\text{FeO}_{15}$ can be viewed as an atomic stacking of the ferroelectric $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$ compound and the well-known BiFeO_3 multiferroic, it is also supposed to offer magnetoelectric coupling [4].

In this work $\text{Bi}_5\text{Ti}_3\text{FeO}_{15}$ ceramics was prepared by the standard ceramic route and investigated using X-ray diffraction, Mössbauer spectroscopy, and magnetoelectric effect measurements. As it was proved by XRD studies a single-phased $\text{Bi}_5\text{Ti}_3\text{FeO}_{15}$ compound was obtained. Mössbauer studies revealed paramagnetic character of the compound at room temperature. Magnetoelectric measurements were carried out using lock-in dynamic method [5]. The sample was placed into DC magnetic field with superimposed AC field. The value of magnetoelectric coupling factor α_{ME} monotonically increases with increasing frequency of AC magnetic field and saturates above 7 kHz reaching maximal value $\alpha_{ME} = 10.7 \text{ mV}\cdot\text{cm}^{-1}\cdot\text{Oe}^{-1}$. Additional magnetoelectric studies were carried out after initial electric polarization of the sample. The maximal value of the magnetoelectric factor $\alpha_{ME} \approx 20.7 \text{ mV}\cdot\text{cm}^{-1}\cdot\text{Oe}^{-1}$ was found being almost two times bigger than in the case without the initial polarization.

[1] X.W. Dong, K.F. Wang, J.G. Wan, J.S. Zhu, J.M. Liu, *J. Appl. Phys.* **103** (2008) 094101.

[2] G. Catalan, J. F. Scott, *Adv. Mater.* **21** (2009) 2463.

[3] E. Jartych, T. Pikula, M. Mazurek, A. Lisińska-Czekaj, D. Czekaj, K. Gąska, *J. Przewoźnik, C. Kapusta, Z. Surowiec: J. Magn. Magn. Mater.* **342** (2013) 27.

[4] A. Srinivas, S. V. Suryanarayana, G. S. Kumar, M. Mahesh Kumar, *J. Phys.: Condens. Matter* **11** (1999) 3335.

[5] G. V. Duong, R. Groessinger, M. Schoenbart, D. Bueno-Basques, *J. Magn. Magn. Mater.* **316** (2007) 390.

NOTATKI

POZYCJA JONÓW Fe W STRUKTURZE KRYSTALICZNEJ MgO.

J. Szczerba, R. Prorok, P. Stoch, E. Śnieżek, I. Jastrzębska

*AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki,
Katedra Ceramiki i Materiałów Ogniotrwałych, al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków*

Autor do korespondencji: rprorok@agh.edu.pl

Tlenek magnezu należy do substancji o bardzo wszechstronnym zastosowaniu w wielu dziedzinach przemysłu, począwszy od przemysłu farmaceutycznego, spożywczego a na przemyśle ciężkim kończąc. Możliwości aplikacji tlenku magnezu do konkretnych zastosowań limitowane są jego właściwościami w tym także obecnością faz i substancji akcesorycznych. Wśród takich substancji najczęściej współwystępującymi z tlenkiem magnezu są domieszki tlenków żelaza.

Tlenek magnezu krystalizuje w układzie regularnym, w grupie przestrzennej $Fm\bar{3}m$. Żelazo w MgO może występować zarówno w postaci jonów Fe^{2+} , jak również jonów Fe^{3+} . W wyniku podstawień jonów Mg^{2+} przez jony Fe^{2+} może powstawać nieograniczony roztwór stały, natomiast jony Fe^{3+} mogą lokować się w pozycjach oktaedrycznych, przy większych zawartościach żelaza tworząc fazę magnezjoferytu.

Przeprowadzono badanie efektu Mössbauera ^{57}Fe techniką transmisyjną w temperaturze pokojowej na próbkach tlenku magnezu dotowanego żelazem. Próbkę sporządzono z czystego chemicznie tlenku magnezu z 0,5% dodatkiem tlenku żelaza (III). Przygotowane próbki po zaprasowaniu pod ciśnieniem 100 MPa podzielono na dwie grupy, jedną poddano obróbce cieplnej w 1800° C w atmosferze powietrza, drugą topieniu w piecu łukowym.

W wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono występowanie trzech różnych składowych widma co świadczy o obecności jonów żelaza w różnych pozycjach krystalograficznych w strukturze tlenku magnezu. W przypadku próbek topionych główny udział stanowi Fe^{2+} ok. 66 % w idealnej symetrii oktaedrycznej, które bezpośrednio podstawia jony Mg^{2+} w strukturze krystalicznej MgO. Pozostałą część ok. 34 % stanowi Fe^{3+} występujące również w koordynacji oktaedrycznej, które podstawia jony Mg^{2+} . W tym przypadku w celu zachowania neutralności ładunkowej kryształu musi powstawać luka Mg^{2+} . Jeśli jest ona stowarzyszona z Fe^{3+} prowadzi to do silnej dystorsji oktaedru, co obserwuje się jako występowanie składowej o dużej wartości QS, gdy luka ta nie jest stowarzyszona z Fe^{3+} wówczas dystorsja ta jest dużo mniejsza, a wartość QS spada. Podobny efekt występuje dla próbek poddanych obróbce cieplnej w 1800°C. W tym przypadku udział Fe^{2+} jest dużo mniejszy i wynosi ok. 30 %. W obu analizowanych przypadkach nie zaobserwowano klastrowania jonów Fe^{3+} , które mogłyby prowadzić do formowania fazy $MgFe_2O_4$.

Praca wspierana finansowo z grantu NCBIR-INNOTECH-K2/IN2/16/181920/NCBR/13

NOTATKI

HYPERFINE INTERACTIONS AND SOME THERMOMAGNETIC PROPERTIES OF AMORPHOUS AND PARTIALLY CRYSTALLIZED $\text{Fe}_{70-x}\text{M}_x\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ ($\text{M}=\text{Co}$ or Ni , $x=0$ or 10) ALLOYS

J. Rzącki¹, J. Świerczek¹, M. Hasiak², J. Olszewski¹, J. Zbroszczyk¹, W. Cieurzyńska¹

¹*Institute of Physics, Częstochowa University of Technology, Armii Krajowej 19, 42-200 Częstochowa, Poland*

²*Institute of Materials Science and Applied Mechanics, Wrocław University of Technology,
Smoluchowskiego 25, 50-370 Wrocław, Poland*

Corresponding Author: jrzacki@wip.pcz.pl

Iron-based soft magnetic amorphous materials prepared by rapid quenching exhibit attractive physical properties [1]. Alloys with Curie point close to room temperature arouse the special interest as cheap materials for potential refrigerant applications. The influence of the composition and thermal treatments on hyperfine parameters and some thermomagnetic properties of multicomponent $\text{Fe}_{70-x}\text{M}_x\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ ($\text{M}=\text{Co}$ or Ni , $x=0$ or 10) alloys were investigated. The alloys contain two kinds of magnetic elements and three kinds of late transition metals atoms. Ingots of alloys were prepared by arc melting under argon protective atmosphere using high purity elements. Classical amorphous ribbons were produced by a single roller melt spinning technique in argon atmosphere. In the as-quenched state all the samples are amorphous and paramagnetic. The Curie temperatures of the investigated alloys in the as-quenched state are equal to 190 K, 295 K and 283 K for the $\text{Fe}_{70}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$, $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ and $\text{Fe}_{60}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$, respectively. The microstructure of the

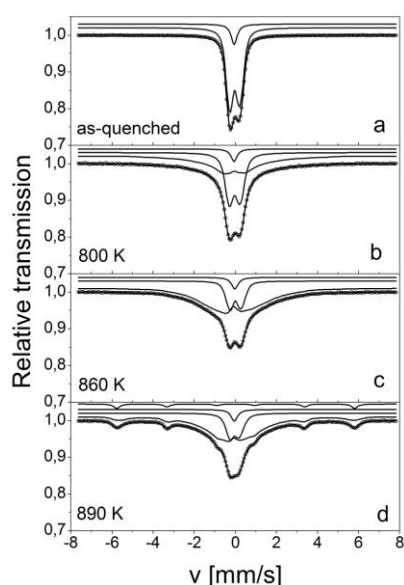


Fig.1 Transmission Mössbauer spectra and their decompositions for $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ sample in the as-quenched state and after annealing.

samples in the as-quenched state and after annealing was examined by X-ray diffraction and Mössbauer spectroscopy. After the annealing at 800 K for 30 min the non-magnetic $\text{Cr}_{12}\text{Fe}_{36}\text{Mo}_{10}$ crystalline phase occurs in $\text{Fe}_{70}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ and $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ samples, whereas in $\text{Fe}_{60}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ this phase appears after the annealing at above 1000 K. In Fig. 1 transmission Mössbauer spectra and their decompositions for the $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ sample in the as-quenched state and after annealing are shown. In the as-cast state the spectrum is decomposed into a single line and a broad asymmetric doublet with the distribution of quadrupole splitting. The single line may be ascribed to the nuclei of the mentioned above $\text{Cr}_{12}\text{Fe}_{36}\text{Mo}_{10}$ crystalline phase. After the annealing at 800 K, the phase separation within the amorphous state takes place and apart from the paramagnetic phase the ferromagnetic one occurs which becomes the precursor of the crystalline $\alpha\text{-FeCo}$ phase during heat treatment at higher temperature. Similar behavior is observed for $\text{Fe}_{70}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ alloy, although the $\alpha\text{-Fe}$ crystalline phase occurs. In the case of the $\text{Fe}_{60}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5\text{Cr}_4\text{Nb}_6\text{B}_{15}$ alloy, the structure transformations are moved towards higher annealing temperatures.

[4] M. E. McHenry, M. A. Willard, D. E. Laughlin, Progress Mat. Sci. 44 (1999) 291- 433.

[5] V. Franco, J. S. Blázquez, M. Millán, J. M. Borrego, C. F. Conde, A. Conde, J. Appl. Phys. 101 (2007) 09C5031-3.

NOTATKI

ROLA I POZYCJA ŻELAZA W $0.8\text{CaZrO}_3\text{-}0.2\text{CaFe}_2\text{O}_4$

J. Szczerba, E. Śnieżek, P. Stoch, R. Prorok, I. Jastrzębska

*AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, Katedra Ceramiki i
Materiałów Ogniotrwałych, al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków*

Autor do korespondencji: esniezek@agh.edu.pl

Przeprowadzone badania miały na celu scharakteryzowanie struktury kompozytu na bazie cyrkonianu wapnia z ferrytem wapniowym w osnowie o wzorze ogólnym $0.8\text{CaZrO}_3\text{-}0.2\text{CaFe}_2\text{O}_4$, ze szczególnym uwzględnieniem roli i pozycji żelaza, w funkcji temperatury syntezy. Skupiono się na zbadaniu maksymalnej ilości jonów żelaza, które można wbudować w strukturę krystaliczną CaZrO_3 . W tym celu 10 % mol kationów Zr^{4+} zastąpiono przez kationy Fe^{3+} . Surowcami wyjściowymi były odczynnikowe: CaCO_3 , ZrO_2 i Fe_2O_3 . Zastosowano proces dwustopniowej syntezy polegający na wstępnej kalcynacji w 1200°C a następnie spiekaniu właściwemu w temperaturach: 1300 , 1400 , 1500 i 1700°C .

Skład fazowy mieszaniny, po syntezie w poszczególnych temperaturach, skontrolowano przy użyciu dyfrakcji promieni rentgenowskich (XRD). Badania wykazały, że od temperatury 1400°C badany układ składa się tylko z dwóch faz: CaZrO_3 i CaFe_2O_4 . W niższych temperaturach pojawiają się fazy przejściowe, które wraz ze wzrostem temperatury zanikają. Wyznaczone parametry krystaliczne obu faz nieco różnią się od danych literaturowych, co może świadczyć o wbudowywaniu się żelaza w strukturę krystaliczną CaZrO_3 oraz cyrkonu w CaFe_2O_4 .

Analizę mikrostruktury przeprowadzono wykorzystując technikę skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) z analizą chemiczną w mikroobszarach (EDS). Pozwoliło to (również w oparciu o wyniki XRD) wyznaczyć efektywną temperaturę syntezy, wielkość, kształt oraz sposób ułożenia ziaren CaZrO_3 w osnowie CaFe_2O_4 . Ze względu na niską temperaturę topnienia ferrytu wapniowego (1223°C) w stosunku do cyrkonianu wapnia (2345°C) synteza przebiegała w obecności fazy ciekłej, co potwierdziły obrazy SEM z charakterystycznymi owalnymi ziarnami CaZrO_3 , pomiędzy którymi pustą przestrzeń wypełnia faza CaFe_2O_4 . Analiza EDS i obserwacja zdjęć SEM wykazały, że CaZrO_3 jest rozpuszczany przez fazę ferrytową. Wraz ze wzrostem temperatury ma miejsce intensyfikacja tego procesu.

Z punktu widzenia procesu syntezy w obecności fazy ciekłej interesujące stało się zbadanie pozycji żelaza, zarówno w powstałej fazie ciekłej jak i w strukturze krystalicznej CaZrO_3 . W pracy przedstawiono wyniki badań efektu Mössbauera ^{57}Fe techniką transmisyjną w temperaturze pokojowej. Stwierdzono, że wzrost temperatury spiekania powoduje zwiększenie udziału jonów żelaza wbudowanych w strukturę cyrkonianu wapnia z ok. 8 % do ok. 20 %. Na podstawie przeprowadzonej analizy efektu Mössbauera stwierdzono, że w otrzymanych materiałach, niezależnie od temperatury syntezy, widma są wynikiem złożenia trzech widm składowych, co odpowiada trzem różnym otoczeniom jonów Fe^{3+} . Dwóm o parametrach oddziaływań nadsubtelnych odpowiadających fazie CaFe_2O_4 oraz jednemu związanemu z podstawieniem Zr^{4+} przez żelazo w strukturze CaZrO_3 .

Praca wspierana z grantu INNOTECH-K2/IN2/16/181920/NCBR/13

NOTATKI

ANALYSIS OF MAGNETIC ENTROPY CHANGE AT EARLY STAGES OF NANOCRYSTALLIZATION IN AMORPHOUS Fe-Mo-Cu-B ALLOY

J. Świerczek, A. Kupczyk

Institute of Physics, Częstochowa University of Technology, al. Armii Krajowej 19, 42-200 Częstochowa, Poland

Corresponding author: swiercz@wip.pcz.pl

The amorphous alloy with the nominal composition of $\text{Fe}_{76}\text{Mo}_{10}\text{Cu}_1\text{B}_{13}$ in the form of classical ribbons is interesting low-cost refrigerant material because Curie temperature of the amorphous phase in the as-quenched state is about $T_{C1} = 277$ K [1] and increases up $T_{C2} = 309$ and $T_{C2} = 319$ K after annealing for 0.5h at $T_{a1} = 713$ and $T_{a2} = 723$ K, respectively. Nanograins of α -Fe(Mo) phase 6 nm in diameters are embedded in the residual amorphous phase with the mean distance between the adjacent grain boundaries of 20 and 17 nm after the first and second heat treatment, respectively. In Fig.1 the transmission Mössbauer spectra recorded at 300K and 77K for the samples annealed at T_{a2} and their decomposition into amorphous, paramagnetic (AP), amorphous ferromagnetic (AF) phases and interface (IF) at room temperature and amorphous ferromagnetic and single sextet contributions at 77K are depicted. The lack of the single sextet component in the spectrum recorded at room temperature can be ascribed to superparamagnetic relaxation of α -Fe(Mo) particles above the Curie temperature of the amorphous matrix [2].

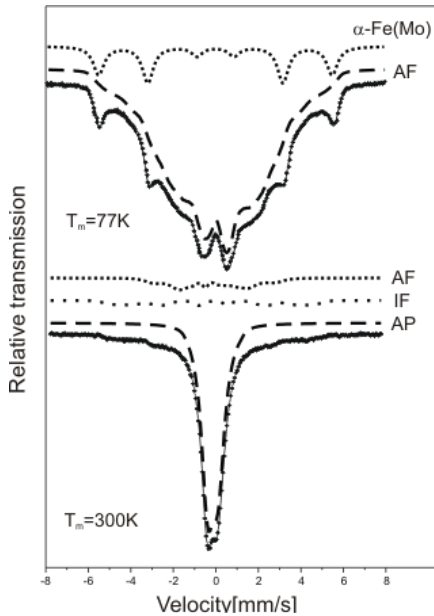


Fig.1 Transmission Mössbauer spectra for amorphous $\text{Fe}_{76}\text{Mo}_{10}\text{Cu}_1\text{B}_{13}$ alloy annealed at 723K for 0.5h.

Magnetic entropy change, $-\Delta S_M$, computed from a family of isothermal magnetization curves, for the sample in the as-cast state exhibits the maximum value of $0.88 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$ around the Curie point of the amorphous phase and decreases considerably to the values of $0.31 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$ and $0.55 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$ after the annealing at T_{a1} and T_{a2} , respectively. Such behaviour is attributed to magnetic hardening usually observed at early stages of nanocrystallization. Magnetic entropy change as a scalar quantity is the algebraic sum of contributions stemming from different magnetic phases, and above the Curie point of the amorphous remainder originates from an assembly of superparamagnetic α -Fe(Mo) particles (SPP), the interface (IF) and residual paramagnetic amorphous matrix (AP) ($\Delta S_M = \Delta S_{SPP} + \Delta S_{IF} + \Delta S_{AP}$). Magnetic entropy change depends not only on temperature but also on the maximum of the magnetizing field induction, B_{\max} .

The best fitting is obtained with the relation $\Delta S_M = aB_{\max}/T + bB_{\max}^2/T^2$, where a and b are constant. The first term describes the α -Fe(Mo) superparamagnetic particles contributions, whereas the second is related to the other remaining phases.

[1] J. Świerczek and M. Hasiak, IEEE Trans. Mag., vol. 50 issue 4, 2014, 2003504

[2] J. Świerczek, Phys. Stat. Sol. (A), DOI 10.1002/pssa.201431045.

NOTATKI

MAGNETIC AND STRUCTURAL PROPERTIES OF $\text{Sc}(\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x)_2$ LAVES PHASES STUDIED BY MÖSSBAUER SPECTROSCOPY AND NEUTRON DIFFRACTION

M. Wiertel¹, Z. Surowiec¹, M. Budzyński, J. Sarzyński¹, A. I. Beskrovnyi²

¹*Instytut Fizyki, Uniwersytet Marii Curie-Skłodowskiej, pl. M. Curie-Skłodowskiej 1, 20-031 Lublin, Polska*

²*Frank Laboratory of Neutron Physics of Joint Institute for Nuclear Research, 141980 Dubna, Russia*

Autor do korespondencji: marek.wiertel@umcs.pl

The influence of replacement of Fe atoms by Si atoms in the quasibinary $\text{Sc}(\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x)_2$ Laves phases on their structural and magnetic properties were carried out. The samples with concentrations $x = 0.05, 0.10, 0.15, 0.20$ and 0.30 were obtained by melting appropriate amounts of high purity metals in the arc furnace under argon atmosphere. Powder XRD and neutron diffraction measurements revealed that investigated samples crystallize with the C15 structure (cF24, the space group $Fd\bar{3}m$) for the concentration x between 0.05 and 0.15 and C14 structure (hP6, $P63/mmc$ space group) for $x \geq 0.20$.

In Fig. 1 some representative measured ^{57}Fe Mössbauer spectra are shown. Mössbauer spectroscopy revealed that all quasibinary $\text{Sc}(\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x)_2$ compounds are ferromagnetic at 4.3 K, the samples with $x = 0.05, 0.10$

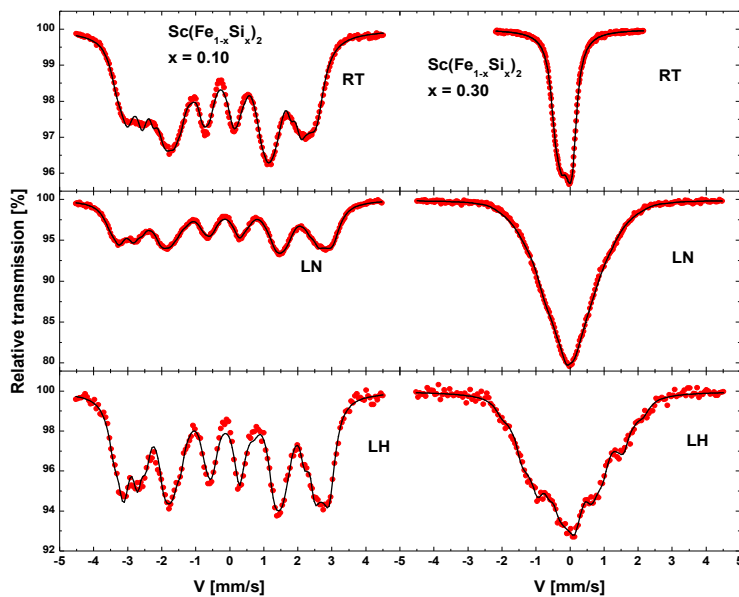


Fig.1 Mössbauer spectra of $\text{Sc}(\text{Fe}_{0.90}\text{Si}_{0.10})_2$ and $\text{Sc}(\text{Fe}_{0.70}\text{Si}_{0.30})_2$ measured at liquid helium, liquid nitrogen and room temperatures.

are also ferromagnetic. In the samples with Si concentration $x = 0.20$ and 0.30 mictomagnetic arrangement is observed at liquid nitrogen temperature. The mean values of hyperfine magnetic fields monotonically decrease with increasing Si concentration. Experimental spectra for the ferromagnetic samples were well fitted using only sextets components in the framework of a statistical distribution of Si atom in the local surroundings of ^{57}Fe probes model. For the samples in mictomagnetic state the spectra could be analyzed in term of a continuous hyperfine magnetic field distribution only.

For the samples with $x = 0.10, 0.20$ and 0.30 neutron diffraction measurements were performed at temperatures ranging from about 8 K up to 700 K. On the basis of carefully analysis of the ND spectra magnitude of the mean values of Fe ordered magnetic moments was determined in the $\text{Sc}(\text{Fe}_{0.90}\text{Si}_{0.10})_2$ sample at different temperatures. It changes from $1.49(10) \mu_B$ in the LH temperature through $1.29(10) \mu_B$ for RT and 0 at about 550 K. In the samples with $x = 0.2$ and 0.3 long range magnetic arrangement was not observed down to 8 K. A hyperfine coupling constant in $\text{Sc}(\text{Fe}_{0.90}\text{Si}_{0.10})_2$ phase is estimated as equal to about $11.3(1.0) \text{ T}/\mu_B$ and it is independent on temperature up to Curie point.

NOTATKI

REORIENTACJA UPORZĄDKOWANIA ŁADUNKOWEGO W MAGNETYCIE WYWOŁANA POLEM MAGNETYCZNYM

E. Wilke¹, K. Łątka², Z. Kąkol¹, Z. Tarnawski¹, J. Żukrowski³, A. Kozłowski¹

¹AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Fizyki i Informatyki Stosowanej, Katedra Fizyki Ciała Stałego, al. A. Mickiewicza 30. 30-059 Kraków, Polska

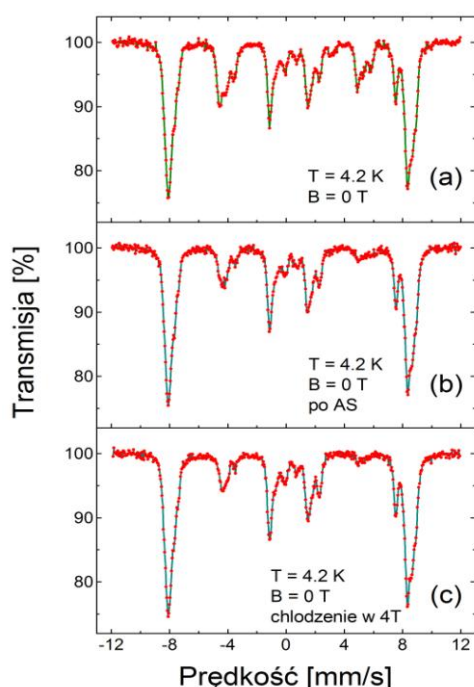
²Instytut Fizyki im. Mariana Smoluchowskiego, Uniwersytet Jagielloński, ul. Władysława Reymonta 4, 30-059 Kraków, Polska

³AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Akademickie Centrum Materiałów i Nanotechnologii i Wydział Fizyki i Informatyki Stosowanej, al. A. Mickiewicza 30. 30-059 Kraków, Polska

Autor do korespondencji: Ewa.Wilke@fis.agh.edu.pl

Przemiana Verwey'a w magnetycie w $T_V = 124\text{K}$, pomimo znanej jego struktury krystalicznej i magnetycznej zarówno powyżej T_V jak i w niskich temperaturach, ma charakter wielowątkowy i wciąż w wielu aspektach nieznany. Przemiana wiąże się z uporządkowaniem ładunkowym, a także prawdopodobnie, orbitalnym. W temperaturze niewiele niższej od T_V znane jest zjawisko zmiany osi łatwego namagnesowania pod wpływem pola magnetycznego (axis switching, AS) [1,2]. Oś ta wiąże się bezpośrednio z osią c struktury jednoskośnej magnetytu, a zatem AS zmienia kierunek osi krystalograficznej, tj. zachodzi reorganizacja struktury krystalicznej magnetytu.

W pracy podjęto próbę obserwacji efektu AS w skali mikroskopowej metodą spektroskopii mössbauerowskiej. Pomiar w zakresie temperatur 4.2K–300K wykonano dla monokrystalicznej próbki stechiometrycznego magnetytu, zorientowanej w kierunku [100], prostopadłym do płaszczyzny próbki. Zewnętrzne pole magnetyczne ($B \leq 7\text{T}$) było skierowane prostopadle do płaszczyzny próbki, wzdłuż kierunku padania kwantów γ ze źródła $^{57}\text{CoRh}$.



Rys. 1. Niskotemperaturowe widma magnetytu: (a) przed AS; (b) po AS; (c) po FC w 7T. Przed AS obecne są trzy rodzaje domen strukturalnych, po AS i po FC zostaje tylko jedna, dlatego widma (b) i (c) powinny być niemal identyczne.

Efekt przełączenia osi przedstawiono na Rys.1. Widma zmierzono w $T=4.2\text{K}$ w $B=0\text{T}$ dla próbki schłodzonej bez pola (Rys. 1a) oraz próbki poddanej procedurze AS (Rys. 1b). Procedurę przełączania osi wykonano podgrzewając próbkę do $T=80\text{K}$ i poddając działaniu pola 7T, a następnie schładzając ją w zerowym polu do $T=4.2\text{K}$. Ewidencję efektu AS stanowi niemal identyczny kształt widm: próbki zmierzonej w 4.2K w zerowym polu magnetycznym, schładzanej w polu 4T (FC, Rys.1c) i widma z Rys. 1b próbki poddanej procedurze przełączenia osi.

W pracy przedstawione zostaną również wyniki analizy pomiarów w polu magnetycznym 7T, w temperaturach 4.2K i $T > T_V$ (160K), z nadzieją rozwikłania skomplikowanej struktury widm w obszarze temperatur poniżej T_V .

[1] B. A. Calhoun, Phys. Rev. **94** (1954) 1577.

[2] V. Chlan, et. al., J. Appl. Phys. **108** (2010) 83914

NOTATKI

WŁASNOŚCI FIZYKOCHEMICZNE NANODRUTÓW MAGNETYCZNYCH - MODULACJA WARUNKÓW TWORZENIA

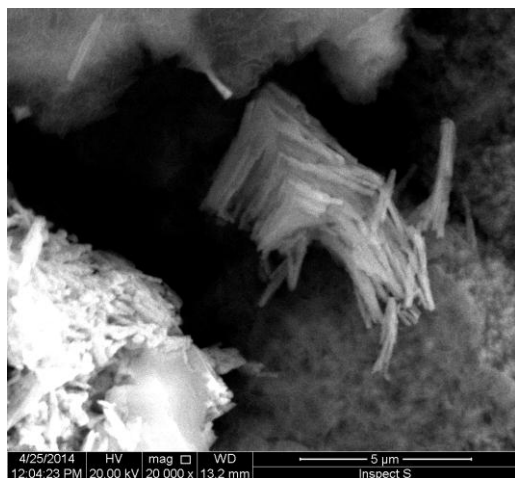
U. Wykowska¹, B. Kalska-Szostko¹, D. Satuła²

¹*Instytut Chemii, Uniwersytet w Białymstoku, Hurtowa 1, 15-399 Białystok*

²*Wydział Fizyki, Uniwersytet w Białymstoku, Lipowa 41, 15-424 Białystok*

Autor do korespondencji: u.wykowska@uwb.edu.pl

Nanomateriały obecnie są najciekawszą i najbardziej popularną grupą materiałów badanych przez naukowców. Znana jest dość szeroka gama struktur, które do nich należą. Nanodrutu magnetyczne przyciągają szczególną uwagę ze względu na ich potencjalne zastosowania dzięki unikalnym własnościom takim jak: anizotropia magnetyczna, wysokie pole koercji, czy gigantyczny magnetoopór [1]. Spośród wielu typów możliwych składów, nanodrutu o budowie warstwowej wydają się być najbardziej interesujące. Wielkość nanodrutów (długość i średnica) oraz ich struktura wewnętrzna (sposób ułożenia warstw) decydująco wpływają na np. własności magnetyczne [2]. Modyfikacja składu chemicznego poszczególnych warstw drutów umożliwia modyfikację (przy zachowaniu tej samej wielkości cząstek), ich własności, takich jak stan magnetyczny, reaktywność, hydrofobowość, biokompatybilność czy własności katalityczne. W celu zbadania relacji pomiędzy budową



Rys. 1 Zdjęcie SEM nanodrutów

wewnętrzną, a własnościami, wykonano dwa typy nanodrutów magnetycznych, których średnica jest rzędu kilkudziesięciu nanometrów, natomiast długość powyżej 1 μm. Pierwszy typ, posiada budowę warstwową, gdzie naprzemiennie osadzone zostały warstwy Fe i Ni oraz Fe i Co z roztworów o różnym stosunku molowym interesujących jonów. Drugi rodzaj, to nanodrutu o budowie typu stop. Tu również wykonano próbki o różnomolowym składzie Fe, Co oraz Ni w roztworze. Nanodrutu otrzymano w matrycy z porowatego tlenku glinu (AAO) metodą stałoprądową przy natężeniu prądu 10 mA. Nanodrutu zostały zbadane technikami skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM), dyfrakcji rentgenowskiej (XRD) oraz spektroskopii Mössbauera (SM).

- [1] M. Respaud, Magnetization process of noninteracting ferromagnetic cobalt nanoparticles in the superparamagnetic regime: Deviation from Langevin law, *J. Appl. Phys.* **86** (1999) 556
[2] C.L. Haynes, R.P. van Duyne, Nanosphere Lithography: a versatile nanofabrication tool for studies of size dependent nanoparticle optics, *J. Phys. Chem. B* **105** (2001) 5599

Autorka publikacji jest uczestniczką projektu „Stypendia dla doktorantów województwa podlaskiego”, współfinansowanego w ramach Programu Operacyjnego Kapitał Ludzki, Działanie 8.2 Transfer wiedzy, Poddziałanie 8.2.2 Regionalne Strategie Innowacji, ze środków Europejskiego Funduszu Społecznego, budżetu państwa oraz środków budżetu Województwa Podlaskiego.

NOTATKI

THE INFLUENCE OF CORROSIVE MEDIUM ON Nd₂Fe₁₄B

M.Budzynski¹, V.Constantin,² A.M.J.Popescu², Z.Surowiec¹,
T.M.Tkachenka³, K.I.Yanushkevich³

¹*Institute of Physics, UMCS, pl.M.Curie-Skłodowska 1, 20-031 Lublin, Poland.*

²*Romanian Academy, "Ilie Murgulescu" Institute of Physical Chemistry, Department of Molten Salts, Splaiul Independentei 202, Bucharest, Romania.*

³*"Scientific-Practical Materials Research Center of National Academy of Sciences of Belarus" P.Brovky Str. 19, Minsk, 220072 Belarus.*

Corresponding Author: ltt@physics.by

The Nd₂Fe₁₄B permanent magnets are widely applicable due to their high coercivity and large energy product. However, the magnets exhibit a poor corrosion resistance. So the purpose of the work is to study the influence of corrosive mediums on the structural and magnetic state of Fe atoms in Nd₂Fe₁₄B by means of Moessbauer spectroscopy.

Moessbauer Effect method was applied to the untreated Nd₂Fe₁₄B and those, treated by the water solutions of alkali (sample 1), acid (2) and salt (3). The spectra of the samples are shown at Fig.1. All ⁵⁷Fe spectra were fitted in the model of 6 magnetic sub lattices [1-2] each corresponds to the crystal positions of Fe atom in tetragonal Nd₂Fe₁₄B (six positions in total). The quadruple doublet appeared in the treated samples spectra, its nature is discussed in the work.

On the basis of experimental data it was established, that all kinds of treatment under the study lead to the partial erosion of the main phase Nd₂Fe₁₄B and to increasing of intergrain material mass. It was justified that not the type of dissolved reagent but the type of solvent (water) determined the main change in the composition of intergranular material. The water leads to the formation of neodim hydrated oxide on the grain boundaries. Thereby the intergranular material presents the paramagnetic Fe embeded into neodim hydroxide matrix Nd(OH)₃. It was revealed that the salt water solution, out of three under the study, exerted most negative influence on the magnetic characteristics of Nd₂Fe₁₄B.

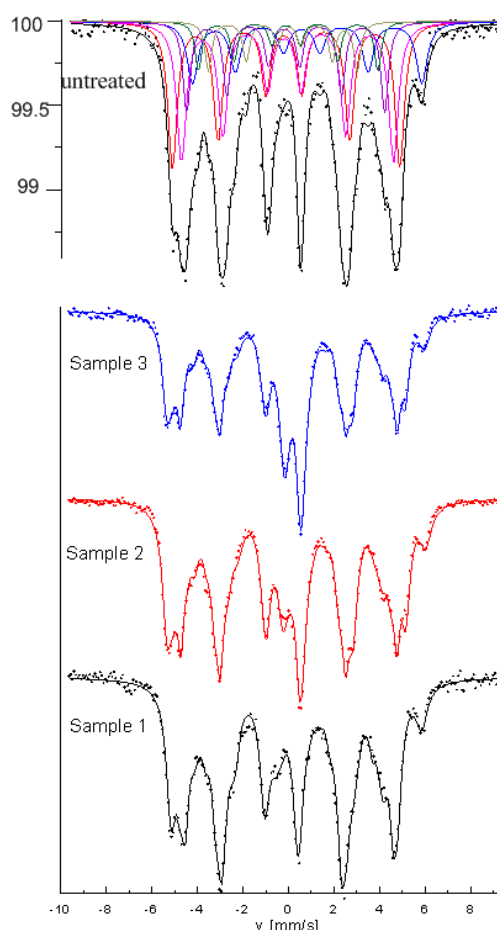


Fig.1. The Moessbauer ⁵⁷Fe spectra of Nd₂Fe₁₄B: untreated and treated for 384h by the water solutions of alkali (sample 1), acid (2) and salt (3).

[1] F.E. Pinkerton, W.R.Dunham. Appl. Phys. Lett. Vol **45** (1984)1248.

[2] Ping Jueyun, Li Zhengwen, Ma Ruzhang, Pan Shuming, Ren Shikuan. Acta Metallurg. Sinica. **22** (1986) 127.

NOTATKI

LISTA UCZESTNIKÓW

dr hab. inż. **Artur Błachowski**
Uniwersytet Pedagogiczny
ul. Podchorążych 2, 30-084 Kraków
sfblacho@cyf-kr.edu.pl

dr **Katarzyna Bloch**
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
23kasia1@wp.pl

dr **Bogdan Bogacz**
Uniwersytet Jagielloński
ul. Reymonta 4, 30-059 Kraków
bogdan.bogacz@uj.edu.pl

dr hab. **Katarzyna Brzózka**
Uniwersytet Technologiczno-Humanistyczny
ul. Krasickiego 54, 26-600 Radom
k.brzozka@uthrad.pl

prof. dr hab. **Mieczysław Budzyński**
Uniwersytet Marii Curie-Skłodowskiej
pl. Marii Curie-Skłodowskiej 1, 20-031 Lublin
budzyn@poczta.umcs.lublin.pl

dr hab. **Jan Chojcan**
Uniwersytet Wrocławski
pl. M. Borna 9, 50-204 Wrocław
chojcan@ifd.uni.wroc.pl

dr hab. **Józef Deniszczyk**
Uniwersytet Śląski
ul. Bankowa 12, 40-007 Katowice
jozef.deniszczyk@us.edu.pl

dr **Marcin Dośpiał**
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
mdospial@wp.pl

mgr inż. **Łukasz Duraj**
Uniwersytet Pedagogiczny
ul. Podchorążych 2, 30-084 Kraków
kukasz@gmail.com

dr **Katarzyna Dziejcz-Kocurek**
Uniwersytet Jagielloński,
ul. Gołębia 24, 31-007 Kraków
k.dziejcz-kocurek@uj.edu.pl

dr hab. **Kazimierz Dziłiński**
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
dzil@wip.pcz.pl

dr **Piotr Fornal**
Politechnika Krakowska
ul. Podchorążych 1, 31-155 Kraków
pufornal@cyf-kr.edu.pl

dr hab. **Jolanta Gałązka-Friedman**
Politechnika Warszawska
Plac Politechniki 1, 00-661 Warszawa
jgfrie@if.pw.edu.pl

dr inż. **Piotr Gębara**
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
pgebara@wip.pcz.pl

mgr inż. **Robert Górnicki**
RENON
ul. Gliniana 15/15, 30-732 Kraków
renon@interia.pl

dr inż. **Agnieszka Grabias**
Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych
ul. Wólczyńskiej 133, 01-919 Warszawa
agnieszka.grabias@itme.edu.pl

dr inż. **Konrad Gruszka**
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
kgruszka@wip.pcz.pl

dr hab. **Aneta Hanc-Kuczkowska**
Uniwersytet Śląski
ul. Bankowa 12, 40-007 Katowice
aneta.hanc@us.edu.pl

dr Mariusz Hasiak
Politechnika Wrocławska
Wybrzeże St. Wyspiańskiego 27, 50-370
Wrocław
Mariusz.Hasiak@pwr.edu.pl

dr Rafał Idczak
Uniwersytet Wrocławski
pl. M. Borna 9, 50-204 Wrocław
ridczak@ifd.uni.wroc.pl

dr hab. Elżbieta Jartych
Politechnika Lubelska
ul. Nadbystrzycka 38 D, 20-618 Lublin
e.jartych@pollub.pl

mgr Aleksandra Karolina Jasek
Uniwersytet Pedagogiczny
ul. Podchorążych 2, 30-084 Kraków
aleksjasek@gmail.com

mgr inż. Iłona Jastrzębska
Polskie Towarzystwo Ceramiczne
al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
ijastrz@agh.edu.pl

dr inż. Iwona Jonczy
Politechnika Śląska
ul. Akademicka 2a, 44-100 Gliwice
iwona.jonczy@polsl.pl

dr Tomasz Kaczmarzyk
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
kcz@wip.pcz.pl

dr Beata Kalska-Szostko
Uniwersytet w Białymstoku
ul. M. Skłodowskiej-Curie 14, 15-097 Białystok
kalska@uwb.edu.pl

mgr Kamila Komędera
Uniwersytet Pedagogiczny
ul. Podchorążych 2, 30-084 Kraków
kamilakom@op.pl

dr Barbara Konieczna
Uniwersytet Wrocławski
pl. M. Borna 9, 50-204 Wrocław
konn@ifd.uni.wroc.pl

dr inż. Robert Konieczny
Uniwersytet Wrocławski
pl. M. Borna 9, 50-204 Wrocław
robi@ifd.uni.wroc.pl

mgr inż. Karol Kowal
Politechnika Lubelska
ul. Nadbystrzycka 38 D, 20-618 Lublin
k.kowal@pollub.pl

mgr inż. Radosław Kuliński
Politechnika Warszawska
Plac Politechniki 1, 00-661 Warszawa
rad_kul@interia.pl

mgr Piotr Kurzydło
Uniwersytet Jagielloński
ul. Reymonta 4, 30-059 Kraków
piotr.kurzydlo@uj.edu.pl

mgr Magdalena Laskowska
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
magdalena.laskowska@onet.pl

dr inż. Łukasz Laskowski
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
lukasz.laskowski@kik.pcz.pl

prof. dr hab. Kazimierz Łątka
Uniwersytet Jagielloński
ul. Reymonta 4, 30-059 Kraków
uflatka@cyf-kr.edu.pl

dr Agnieszka Łuniewska
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
aluk@wip.pcz.pl

dr hab. **Dariusz Malczewski**
Uniwersytet Śląski
ul. Bankowa 12, 40-007 Katowice
dariusz.malczewski@us.edu.pl

mgr **Bożena Malesa**
Politechnika Lubelska
ul. Nadbystrzycka 38 D, 20-618 Lublin
bozena_malesa@wp.pl

mgr **Mariusz Mazurek**
Politechnika Lubelska
ul. Nadbystrzycka 38 D, 20-618 Lublin
mariusz.mazurek@pollub.pl

prof. dr hab. inż. **Marcel Miglierini**
Slovak University of Technology in Bratislava
Ilkovicova 3, 812 19 Bratislava, Slovakia
marcel.miglierini@stuba.sk

dr **Viktor Mitsiuk**
Scientific-Practical Materials Research Center
of National Academy of Sciences of Belarus
P.Brovky Str. 19, Minsk, 220072 Belarus
Mitsiuk@physics.by

dr hab. **Marcin Nabiałek**
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
nmarcell@wp.pl

prof. dr hab. **Antoni Pędziwiatr**
Uniwersytet Jagielloński
ul. Reymonta 4, 30-059 Kraków
antoni.pedziwiatr@uj.edu.pl

dr **Tomasz Pikula**
Politechnika Lubelska
ul. Nadbystrzycka 38 D, 20-618 Lublin
t.pikula@pollub.pl

mgr inż. **Ryszard Prorok**
Polskie Towarzystwo Ceramiczne
al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
rprorok@agh.edu.pl

dr hab. **Janusz Przewoźnik**
Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie
al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
januszp@agh.edu.pl

prof. dr hab. inż. **Krzysztof Ruebenbauer**
Uniwersytet Pedagogiczny
ul. Podchorążych 2, 30-084 Kraków
sfrueben@cyf-kr.edu.pl

dr inż. **Jakub Rzącki**
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
jrzacki@wip.pcz.pl

dr hab. **Dariusz Maciej Satuła**
Uniwersytet w Białymstoku
ul. M. Skłodowskiej-Curie 14, 15-097 Białystok
satula@alpha.uwb.edu.pl

prof. dr hab. **Jan Stanek**
Uniwersytet Jagielloński,
ul. Gołębia 24, 31-007 Kraków
Jan.Stanek@uj.edu.pl

dr inż. **Paweł Stoch**
Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie
al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
pstoch@agh.edu.pl

dr **Zbigniew Surowiec**
Uniwersytet Marii Curie-Skłodowskiej
pl. Marii Curie-Skłodowskiej 1, 20-031 Lublin
zbigniew.surowiec@umcs.pl

dr hab. **Tadeusz Szumiata**
Uniwersytet Technologiczno-Humanistyczny
ul. Krasickiego 54, 26-600 Radom
t.szumiata@uthrad.pl

dr hab. **Krzysztof Szymański**
Uniwersytet w Białymstoku
ul. M. Skłodowskiej-Curie 14, 15-097 Białystok
kszym@alpha.uwb.edu.pl

mgr inż. **Edyta Śnieżek**
Polskie Towarzystwo Ceramiczne
al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
esniezek@agh.edu.pl

dr inż. **Jan Świerczek**
Politechnika Częstochowska
ul. Dąbrowskiego 69, 42-201 Częstochowa
swiercz@wip.pcz.pl

dr **Marek Wiertel**
Uniwersytet Marii Curie-Skłodowskiej
pl. Marii Curie-Skłodowskiej 1, 20-031 Lublin
marek.wiertel@umcs.pl

Ewa Wilke
Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie
al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
Ewa.Wilke@fis.agh.edu.pl

mgr **Urszula Wykowska**
Uniwersytet w Białymstoku
ul. M. Skłodowskiej-Curie 14, 15-097 Białystok
u.wykowska@uwb.edu.pl

dr hab. **Kazimir Yanushkievich**
Scientific-Practical Materials Research Centre
NAS of Belarus
P.Brovky, 19 Minsk 220072 Belarus
kazimir@physics.by

dr **Jan Żukrowski**
Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie
al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
zukrow@agh.edu.pl