

# Оптимизација магнето-импедансног сензора на бази метастабилне Fe-Cu-V-Si-B легуре

Радослав Сурла, Небојша Митровић, Ведран Ибрахимовић, Милица Васић,  
Драгица Минић, Слободан Милетић

**Садржај** – У раду су приказана испитивања магнето-импедансног (МИ) ефекта траке метастабилне легуре  $\text{Fe}_{72}\text{Cu}_1\text{V}_4\text{Si}_{15}\text{B}_8$  након одгревања на температурама од 300 °C, 450 °C, 500 °C и 700 °C. XRD анализа је показала да полазна легура садржи  $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$  кристалну фазу са величином кристалита од око 40 nm и метастабилну  $\text{Fe}_{23}\text{B}_6$  фазу. ДТА анализом је уочено да на температури од око 470 °C почињу структурне трансформације, а на 500 °C се јавља егзотермни пик који указује на први ступањ кристализације. Узорак одгреван на 500 °C показује повећање МИ односа и осетљивости у односу на неодгревану легуру. Узорак одгреван на температури од 700 °C након завршеног другог ступња кристализације карактерише знатно смањење МИ односа.

**Кључне речи** – МИ ефекат, метастабилна легура, ДТА анализа, XRD анализа, МИ сензор, линеарност.

## I. УВОД

Магнето-импедансни ефекат је појава промене импедансе магнетног елемента под дејством спољашњег  $dc$  магнетног поља. Уколико је ефекат изузетног интензитета, тј. када је магнето-импедансни однос изнад 100 % назива се гигантски магнето – импедансни (ГМИ) ефекат. МИ ефекат је откривен деведесетих година двадесетог века [1] и данас се примењује за израду врло осетљивих сензора магнетних поља чија осетљивост достиже до око 7 %/(kA/m) [1-4]. Поред МИ ефекта значајан је и гигантски магнето-отпорни (ГМР) ефекат код кога је осетљивост нижа и износи до око 0,0125 %/(A/m) [4]. Иако су могућности за примену сензора на бази ова два ефекта веома сличне, постоје суштинске разлике у узроцима настанка магнето-импедансног и магнето-отпорног ефекта [5].

За објашњење МИ ефекта потребно је анализирати

Радослав Сурла – Војно-технички институт, Ратка Ресандића 1, 11000 Београд (e-mail: ekorade@gmail.com)

Небојша Митровић – Факултет техничких наука у Чачку, Универзитет у Крагујевцу, Светог Саве 65, 32000 Чачак (e-mail: nebojsa.mitrovic@ftn.kg.ac.rs)

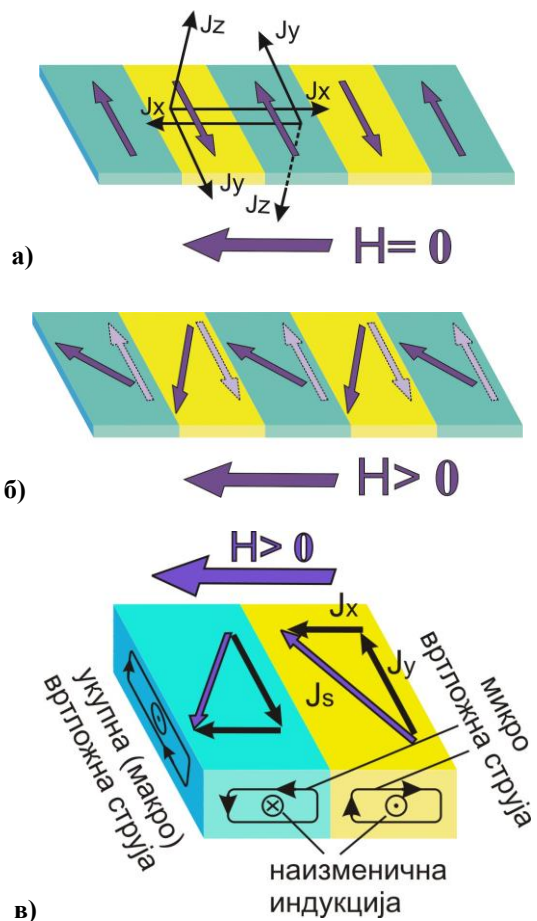
Ведран Ибрахимовић – Војно-технички институт, Ратка Ресандића 1, 11000 Београд (e-mail: vedran.ibrahimovic@gmail.com)

Милица Васић, Факултет за физичку хемију, Универзитет у Београду, Студенски трг 12-16, Београд, Србија, (e-mail: mvasic@ffh.bg.ac.rs)

Драгица Минић, Факултет за физичку хемију, Универзитет у Београду, Студенски трг 12-16, Београд, Србија, (e-mail: dminic@ffh.bg.ac.rs)

Слободан Милетић, Војно-технички институт, Ратка Ресандића 1, 11000 Београд (e-mail: slobodan.miletic@vs.rs)

доменску структуру елемената код којих се ефекат изучава (нпр. траке, жице, филмови). Код узорака у облика паралелопипеда, магнетни домени су постављени попречно, тј под углом од  $90^\circ$  у односу на дужину траке (Сл. 1). Суседни домени су са супротном оријентацијом вектора магнетизације  $\mathbf{J}$ , што је узроковано постизањем енергијски најповољније конфигурације.



Сл. 1. Приказ магнетних домена у аморфној траци а) за  $H=0$  [8], б) за  $H>0$  [9] и в) за  $H>0$  са приказом микро и макро вртложних струја [10].

Када се узорак изложи спољашњем  $dc$  магнетном пољу долази до закретања домена у смеру магнетног поља, а ефекат је све израженији са повећањем јачине магнетног поља. Компоненте магнетизације  $\mathbf{J}$  по  $x$  и  $z$  оси суседних домена су такође супротне оријентације.

Магнето-импедансни (МИ) однос се најчешће дефинише као релативна промена импедансе узорка ( $Z$ ) са променом  $dc$  спољашњег магнетног поља ( $H$ ):

$$\Delta Z/Z (\%) = 100 \% \times [Z(H) - Z(H_{max})]/Z(H_{max}) \quad (1)$$

где је  $Z(H_{max})$  импеданса при максималном магнетном пољу, у које је постављен узорак лонгитудално, тј. у правцу магнетног поља. Током експеримента узорак се позиционира у централни део система Хелмхолцових калемова којима је могуће формирати магнетно поље са хомогеношћу преко 99%. Промена импедансе узорка се заснива на смањењу дубине продирања носилаца наелектрисања у узорку при повећању фреквенције (стога се често назива „skin“ ефекат). Значајан је и утицај магнетног поља  $H$  на промену магнетне пермабилности  $\mu$ , те се на основу ова два променљива параметра, јавља и промена импедансе испитиваног узорка. Дубина продирања носилаца наелектрисања дата је следећом једначином:

$$\delta_m = (\sigma \cdot \mu \cdot f \cdot \pi)^{-1/2}, \quad (2)$$

где је:

$\delta_m$  – дубина продирања,  
 $\sigma$  – специфична електрична проводност,  
 $\mu$  – магнетна пермабилност  
 $f$  – фреквенција.

Код магнетно меких материјала са високим вредностима магнетне пермеабилности и специфичне електричне проводности, а при релативно високим фреквенцијама, дубина продирања постаје мања од половине дебљине траке, тј. полупречника жице [13,14]. Фреквенција при којој се ово дешава и отпочиње МИ-ефекат се назива критична фреквенција.

## II. ЕКСПЕРИМЕНТАЛНА ПРОЦЕДУРА

Предмет експерименталних мерења је метастабилна легура  $Fe_{72}Cu_1V_4Si_{15}B_8$  у облику траке ширине око 1,5 mm, дебљине 55  $\mu m$ , добијена методом брзог хлађења растопа на ротирајућем диску (melt-spinning).

ДТА анализа реализована је на инструменту „TA SDT 2960“. Рендгеноструктурна XRD истраживања неогреваних и одгреваних узорка вршена су инструментом „Rigaku SmartLab diffractometer“, са  $Cu_{K\alpha}$  зрачењем ( $\lambda = 0,154 \text{ nm}$ ).

Мерење импедансе је изведено у хомогеном магнетном пољу које је генерисано паром Хелмхолцових калемова кроз које је пропуштана једносмерна струја. МИ ефекат мерен је у магнетном пољу јачине до 21,77 kA/m. Да би се постигло довољно јако магнетно поље, калемови су напајани са три лабораторијска извора са фином регулацијом струје која је контролисана прецизним милиамперметром. Импеданса испитиваних узорка у облику траке мерена је микроталасном техником помоћу инструмента Vector Network Analyser Agilent 8753ES, којим је могуће добити резултате на фреквенцијама до 6 GHz, али је у експерименту коришћен опсег до 300 MHz.

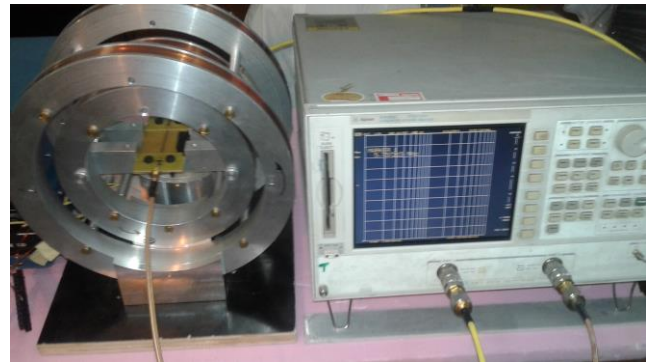
Принцип мерења заснован је на микроталасној техници тј. на утврђивању односа амплитуда директног и рефлектованог таласа што се исказује кроз „S“ параметре расејања (S -scattering parameters) [15].

Импеданса је мерена помоћу посебно дизајнираног носача узорка у облику „микро стрипа“ повезиваног на

један порт инструмента, који врши аутоматску конверзију  $S_{11}$  параметара у импедансу узорка. Узорак траке постављен у носач се повезује са инструментом преко „SNA“ конектора коаксијалним каблом карактеристичне импедансе  $Z_0 = 50 \Omega$ . На основу параметра  $S_{11}$  могуће је одредити непознату импедансу узорка ( $Z_x$ ) према једначини:

$$Z_x = Z_0 \cdot (1 + S_{11}) / (1 - S_{11}) \quad (3)$$

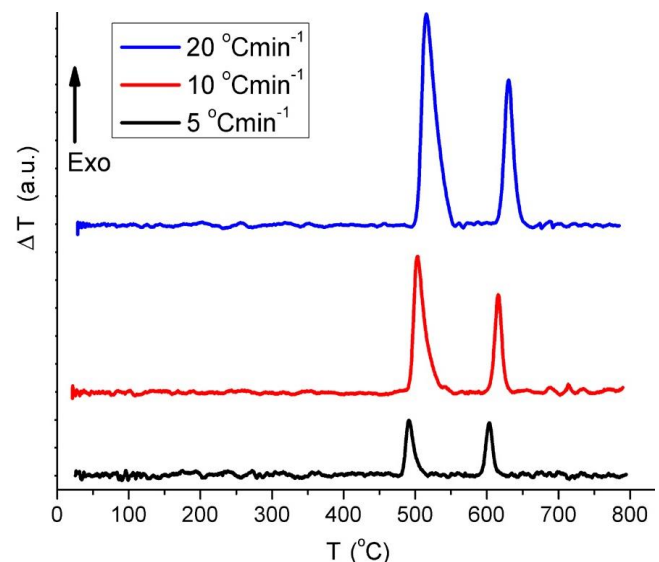
Изглед мерног инструмента, калемова и носача узорка приказани су на слици 2.



Сл.2. Мерни инструмент Vector Network Analyser Agilent 8753ES и испитивани МИ-елемент унутар Хелмхолцових калемова.

## III. РЕЗУЛТАТИ И ДИСКУСИЈА

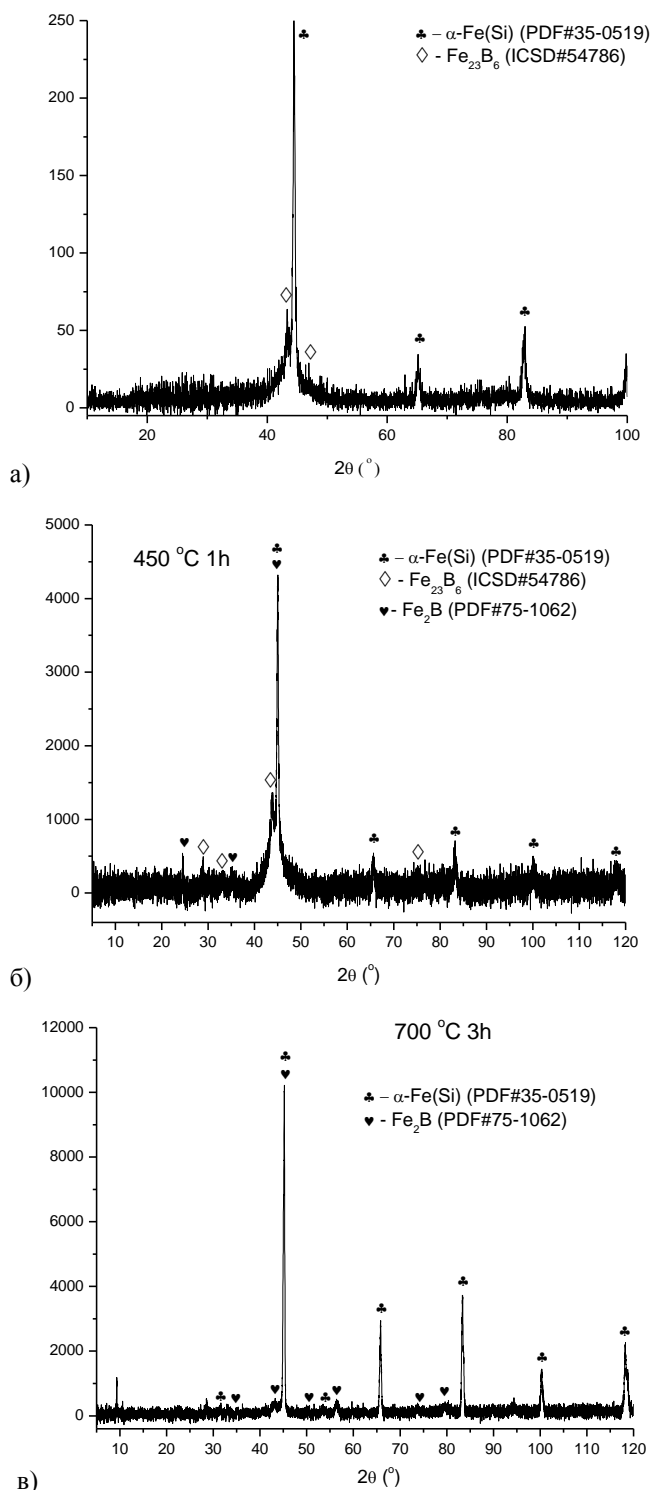
ДТА анализа легуре  $Fe_{72}Cu_1V_4Si_{15}B_8$  вршена је у температурском опсегу 25  $^{\circ}C$  - 800  $^{\circ}C$ , у атмосфери азота са три брзине загревања (5, 10 и 20  $^{\circ}C/min$ ).



Сл. 3. ДТА криве са коригованим базним линијама, за различите брзине загревања узорка легуре  $Fe_{72}Cu_1V_4Si_{15}B_8$ .

Уочено је да структурне промене легуре почињу на температури око 470  $^{\circ}C$ , при чему су забележена два егзотермна кристализациона пика на температурама око 500  $^{\circ}C$  и 610  $^{\circ}C$ , што је приказано на слици 3.

На основу добијених резултата, ради структурних испитивања, легура је одгревана у атмосфери азота у трајању од сат времена на различитим температурама, чији рендгенограми су приказани на сл.4.



Сл. 4. XRD дифрактограми легуре  $Fe_{72}Cu_1V_4Si_{15}B_8$  а) неодревана, б) одревана на  $450\text{ }^\circ\text{C}$  и в) одревана на  $700\text{ }^\circ\text{C}$ .

Код неодреваног узорка за угао  $2\theta \approx 45^\circ$ , поред широког хало пика карактеристичног за аморфну структуру јавља се и оштар пик карактеристичан за присуство кристалне  $\alpha\text{-Fe}$  фазе (Сл.4а).

Применом Ритвелдове анализе добијено је да око 80 % кристалног дела узорка чини  $\alpha\text{-Fe(Si)}$  (PDF#35-0519) фаза, док је остатак (око 20 %) метастабилна  $Fe_{23}B_6$  (ICSD#54786) фаза. Генерално, у аморфним системима на бази гвожђа Fe-Si-B где је Fe доминантна компонента (обично око 80 ат. %), процес кристализације легуре почиње формирањем  $\alpha\text{-Fe(Si)}$  фазе, која представља чврсти раствор силицијума у фази гвожђа са

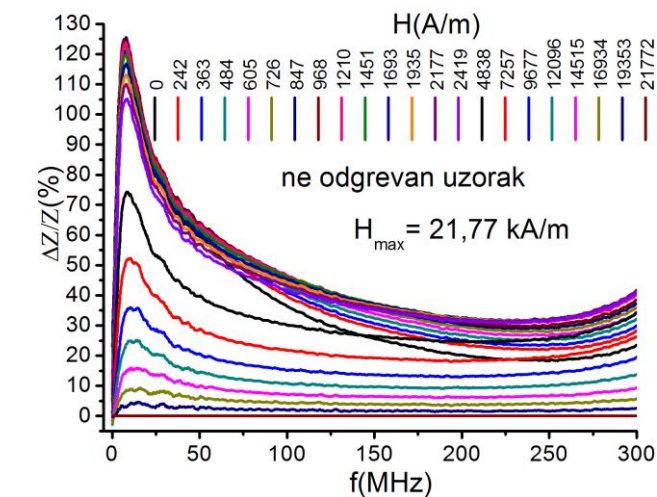
запремински центрираном кубном решетком (bcc-Fe) [5,16].

Приликом формирања  $\alpha\text{-Fe(Si)}$  зрна, долази до смањивања садржаја Fe у аморфној матрици, док се атоми В истискују из  $\alpha\text{-Fe(Si)}$  зрна, због ниске растворљивости В у bcc-Fe, као и присуства Si у тој фази [17]. То доводи до повећаног релативног односа концентрације В према Fe у близини  $\alpha\text{-Fe(Si)}$  зрна, чиме се стварају повољни услови за кристализацију борних фаза.

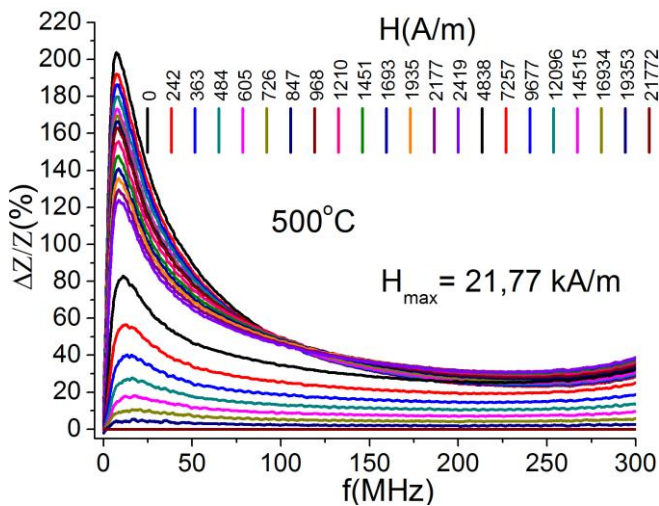
Анализом XRD снимка код узорка одгреваног на  $450\text{ }^\circ\text{C}$  60 min (Сл.4б.) уочено је да је узорак делимично аморфан, при чему и даље егзистирају кристалне фазе  $\alpha\text{-Fe(Si)}$  и  $Fe_{23}B_6$  као и код полазне легуре, али долази и до почетка кристализације  $Fe_2B$  фазе, (PDF#75-1062) (око 4 %), док након одгревања на  $550\text{ }^\circ\text{C}$ , 60 min, легура постаје у потпуности кристална, а метастабилна фаза  $Fe_{23}B_6$  комплетно ишчезава, јер се у потпуности трансформише у стабилне фазе  $\alpha\text{-Fe(Si)}$  и  $Fe_2B$ .

Даљим одгревањем на  $700\text{ }^\circ\text{C}$ , 180 минута, одвија се раст формираних кристалних фаза  $\alpha\text{-Fe(Si)}$  и  $Fe_2B$  тако да је на крају процеса кристализације њихов масени однос 91.6 % : 8.4 %. Ове две стабилне кристалне фазе су најчешћи крајњи производи кристализације аморфних система Fe-Si-B у којима је удео атома Fe око 70-80 ат. % [18, 19]. Корелацијом резултата добијених XRD и ДТА анализом закључује се да први ДТА пик одговара ендотермном процесу кристализације легуре, при чему се јављају нове кристалне фазе и долази до раста кристалита постојећих фаза. Након тога наступа процес рекристализације легуре (који одговара другом ДТА пику), и даље уређивања формиране кристалне структуре, елиминације дефеката, а стабилна  $\alpha\text{-Fe(Si)}$  кристална фаза се обогаћује силицијумом [5].

МИ-однос је мерен за неодгревану легуру и узорке одгреване на температурама  $300\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $450\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $500\text{ }^\circ\text{C}$  и  $700\text{ }^\circ\text{C}$ . Ради поређења резултата сва мерења су рађена у истом циклусу након претходне калибрације јединствене за сва мерења и под истим експерименталним условима. У односу на неодгревану легуру уочено је повећање МИ-односа за легуру одгревану на  $500\text{ }^\circ\text{C}$ . На слици 5. приказани су дијаграми МИ-односа у зависности од фреквенције за неодгревану и легуру одгревану на  $500\text{ }^\circ\text{C}$ .



а)



б)

Сл. 5. МИ – однос легуре  $Fe_{72}Cu_1V_4Si_{15}B_8$  у зависности од фреквенције а) неогревана легура и б) легура одгревана на  $500\text{ }^\circ\text{C}$ .

У табелама I и II дате су максималне вредности МИ-односа уз припадајуће вредности фреквенције и магнетног поља. Прорачун је рађен за максималну вредност магнетног поља од  $21,77\text{ kA/m}$ .

Максимални МИ-однос износи  $204\%$  код узорка одгреваног на  $500\text{ }^\circ\text{C}$  при радној фреквенцији од  $7,15\text{ MHz}$ , што је за  $78\%$  веће у односу на неогреван узорак.

ТАБЕЛА I

Максималне вредности МИ – односа (при датој радној фреквенцији и интензитету спољашњег магнетног поља) у позитивном смеру магнетног поља

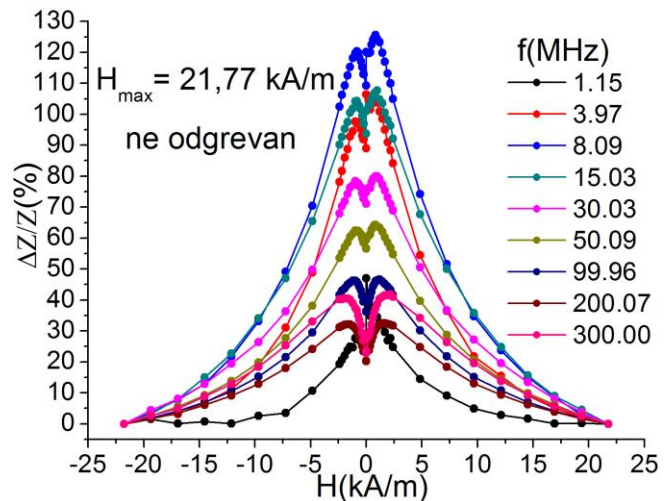
Узорак	МИ (%)	f (MHz)	H (A/m)
неогреван	<b>126</b>	8,09	847
одг. $300\text{ }^\circ\text{C}$	89	11,84	1451
одг. $450\text{ }^\circ\text{C}$	64	24,4	847
одг. $500\text{ }^\circ\text{C}$	<b>204</b>	7,15	0
одг. $700\text{ }^\circ\text{C}$	50	19,72	605

ТАБЕЛА II

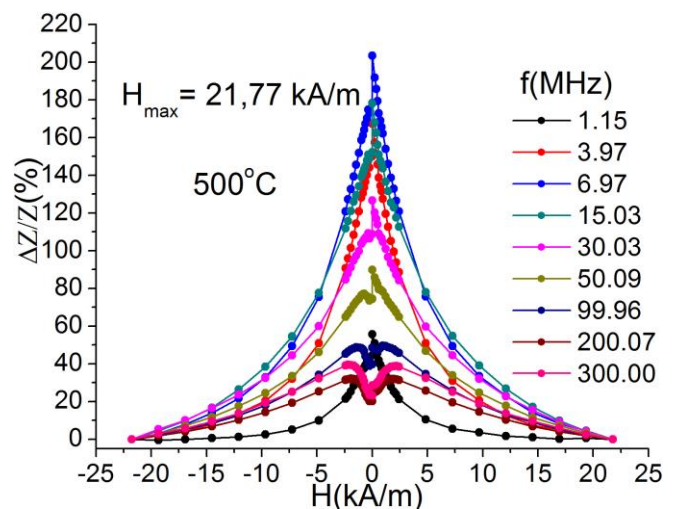
Максималне вредности МИ – односа (при датој радној фреквенцији и интензитету спољашњег магнетног поља) у супротном смеру магнетног поља

Узорак	МИ (%)	f (MHz)	H (A/m)
неогреван	<b>120</b>	7,53	847
одг. $300\text{ }^\circ\text{C}$	87	12,78	1451
одг. $450\text{ }^\circ\text{C}$	60	29,46	968
одг. $500\text{ }^\circ\text{C}$	<b>178</b>	6,97	0
одг. $700\text{ }^\circ\text{C}$	51	20,84	484

На слици 6. приказан је МИ – однос у зависности од спољашњег магнетног поља за неогревану и легуру одгревану на  $500\text{ }^\circ\text{C}$ , и то у оба смера примењеног магнетног поља. Приметна је у извесној мери несиметричност добијених кривих као последица инертности магнетних домена при промени поларитета магнетног поља.



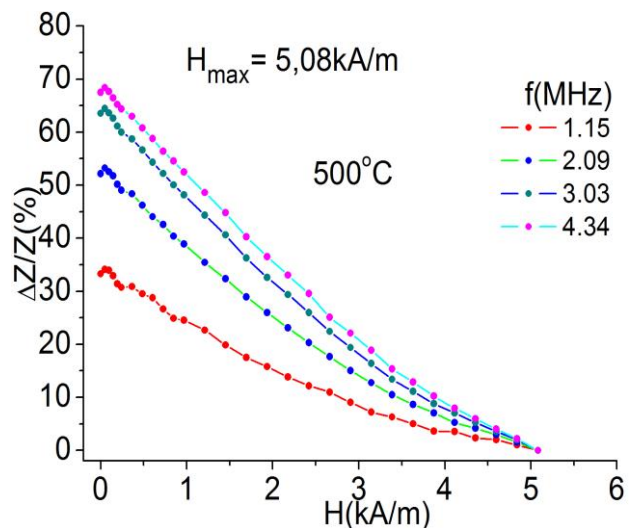
а)



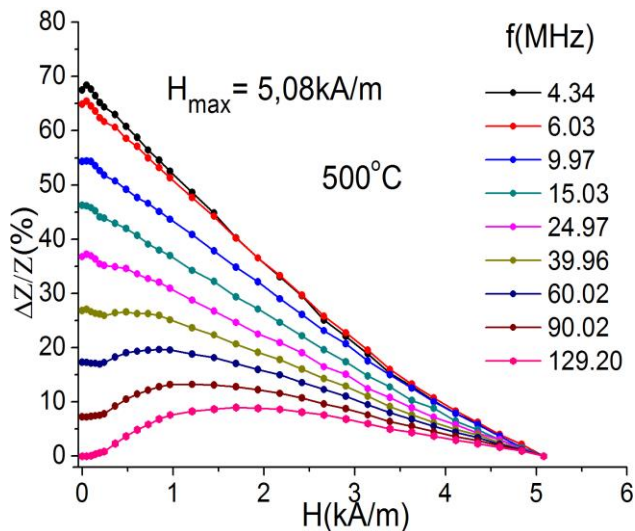
б)

Сл. 6. МИ – однос легуре  $Fe_{72}Cu_1V_4Si_{15}B_8$  у зависности од од магнетног поља а) неогревана легура и б) легура одгревана на  $500\text{ }^\circ\text{C}$ .

На сликама 7а) и 7б) приказана је анализа линеарности код узорка одгреваног на  $500\text{ }^\circ\text{C}$  где се уочава да до фреквенције од  $4,34\text{ MHz}$  максимални МИ однос расте, а након те фреквенције исти опада. При фреквенцијама изнад  $15\text{ MHz}$  линеарност МИ-односа се нарушава.



а)



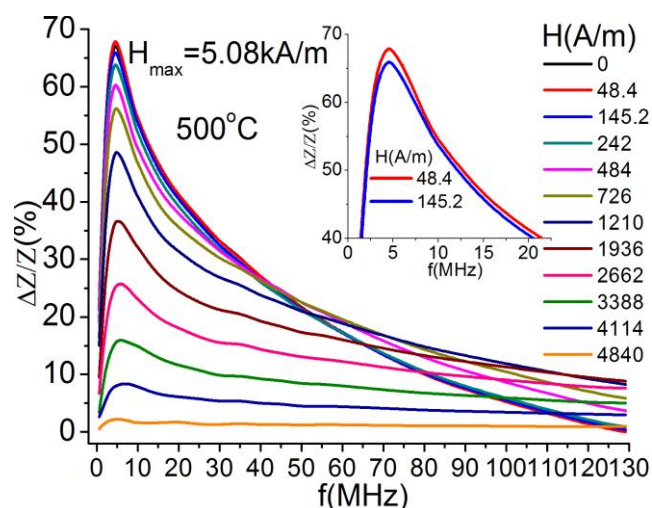
б)

Сл. 7. Анализа линеарности МИ – односа код узорка одгреваног на 500 °C при  $H_{\max} = 5,08 \text{ kA/m}$ .

За прорачуне МИ–односа за ниже вредности спољашњег магнетног поља ( $H_{\max} < 5 \text{ kA/m}$ ) регистрована је осетљивост од око 13 % / (kA/m) и иста је најизраженија код фреквенције од 4,34 MHz (Сл. 7.6).

Уочљив је померај максималне вредности МИ односа при повећању фреквенције, тј. повећање поља магнетне анизотропије  $H_k$ . Ово померање максимума МИ односа при повећању фреквенције ка вишим вредностима магнетног поља (тј. пораст поља трансверзалне магнетне анизотропије  $H_k$  при којем се региструје овај максимум) је резултат доминантног учешћа механизма ротације вектора магнетизације током процеса магнетнења [20, 21]. Ефекат је најизраженији при фреквенцијама изнад 30 MHz.

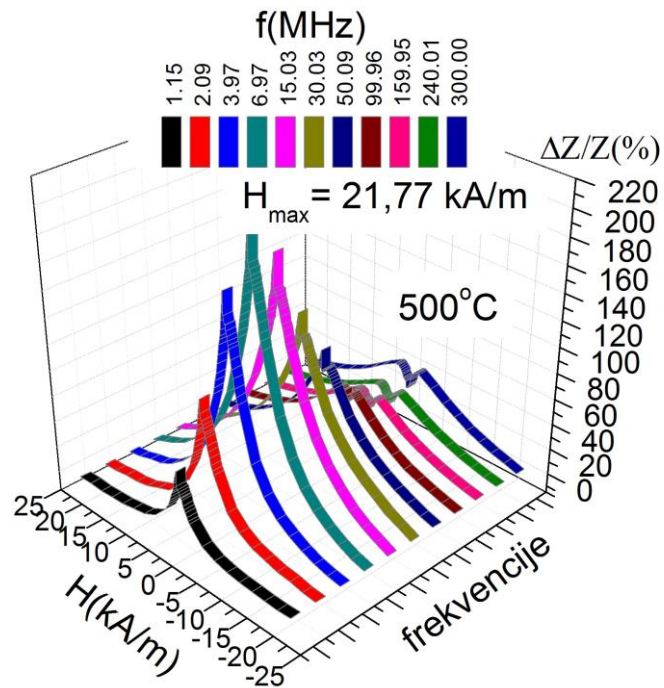
На слици 8 приказана је анализа МИ–односа у зависности од фреквенције за узорак одгреван на 500 °C при  $H_{\max} = 5,08 \text{ kA/m}$ . Инсерт приказује максималну вредност од 68 % при фреквенцији 4,34 MHz.



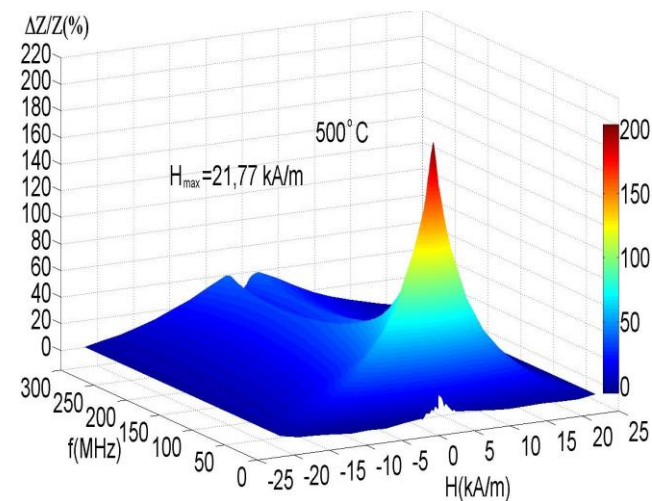
Сл. 8. Анализа МИ–односа у зависности од фреквенције за узорак одгреван на 500 °C при  $H_{\max} = 5,08 \text{ kA/m}$ .

На слици 9 дати су 3D дијаграми, који приказују међузависност магнето-импедансе у функцији спољашњег магнетног поља  $H$  и фреквенције  $f$ . Наведени дијаграми омогућавају комплетно

сагледавање утицаја оба параметра на МИ-ефекат код код узорка одгреваног на 500 °C.



а)



б)

Сл. 9. Приказ МИ односа у функцији спољашњег магнетног поља  $H$  (при  $H_{\max} = 21,77 \text{ kA/m}$ ) у испитиваном фреквентном опсегу до 300 MHz.

#### IV. ЗАКЉУЧАК

Одгревањем аморфних легура унапред дефинисаног састава, могуће је добити финалну нанокристалну структуру са побољшаним магнетним и електричним својствима у односу на полазну легуру. Метастабилна легура  $\text{Fe}_{72}\text{Cu}_1\text{V}_4\text{Si}_{15}\text{B}_8$  у облику траке је одгревана на температури од 500 °C у трајању од 60 минута чиме су остварене структурне трансформације које се огледају у релаксацији аморфне матрице и стварању нових нанокристалних фаза. На овај начин је постигнуто повећање МИ–односа за 78 %, а самим тим и знатно повећана осетљивост сензора магнетног поља

конципираног на бази МИ–ефекта. За ниже вредности спољашњег магнетног поља ( $H_{\max} \leq 5$  kA/m) регистрована је линеарна промена и осетљивост од око 13 % / (kA/m) при фреквенцији од око 4 MHz.

#### ЗАХВАЛНИЦА

Аутори се захваљују Војнотехничком институту у Београду (запосленима у лабораторији за електромагнетну компатабилност) на подршци приликом извођења експеримената, као и Ђурчић Душану из ВТИ који је пружио подршку при изради Хелмхолцових калемова.

#### ЛИТЕРАТУРА

- [1] L.V. Panina, K. Mohri, „Magneto-impedance effect in amorphous wires“, *Applied Physics Letters*, Vol. 65, pp 1189–1191, 1994.
- [2] L. Kraus, „Theory of giant magneto-impedance in the planar conductor with uniaxial magnetic anisotropy“, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 195, pp 764–778, 1997.
- [3] L. Kraus, Z. Frait, K.R. Pirota, H. Chiriac „Giant magnetoimpedance in glass-covered amorphous microwires“, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 254–255, pp 399–403, 2003.
- [4] M.H. Phan, H.-X. Peng, „Giant magnetoimpedance materials: fundamentals and applications“, *Progress in Materials Science* Vol. 53, pp 323–420, 2008.
- [5] N. Mitrović, „Magneto-resistance of the  $Fe_{72}Cu_1V_3Si_{16}B_8$  amorphous alloy annealed by direct current Joule heating“, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 262, pp. 302-307, 2002.
- [6] H. Beck and H. J. Guntherodt, Springer-Verlag, „Glassy Metals I“, ed. Berlin, 1981.
- [7] R. K. Roy, A. K. Panda and A. Mitra, „Alloy development through rapid solidification for soft magnetic application“, in *“New trends in alloy development, characterization and application”*, ed. Zaki Ahmad, InTech, ISBN 978-953-51-2171-8, pp. 40 – 60, 2015.
- [8] O. Bottauscio, F. Fiorillo, C. Beatrice, A. Caprile, and A. Magni “Modeling High-Frequency Magnetic Losses in Transverse Anisotropy Amorphous Ribbons”, *IEEE Transactions on Magnetics*, Vol. 51, paper 2800304, 2015.
- [9] B. Bergmair, T. Huber, F. Bruckner, Ch. Vogler, M. Fuger, and D. Suess, „Fully coupled, dynamic model of a magnetostrictive amorphous ribbon and its validation“, *Journal of Applied Physics* Vol. 115, pp. 023905 (1-10), 2014.
- [10] G. Herzer, „Effect of domain size on the magneto-elastic damping in amorphous ferromagnetic metals“, *Zeitschrift für Metallkunde*: Vol. 93, pp. 978-982, 2002.
- [11] R. Surla, N. Mitrović, S. Đukić, V. Ibrahimović “Amorphous  $Fe_{72}Cu_1V_4Si_{15}B_8$  Ribbon as Magneto-Impedance Sensing Element”, *Serbian Journal of Electrical Engineering*, Vol. 13, No. 3, pp. 381-394, 2016.
- [12] P. Сурла, Н. Митровић, С. Ђукић, В. Ибрахимовић „Магнетно-импедансни ефекат аморфне траке  $Fe_{72}Cu_1V_4Si_{15}B_8$ “, Зборник 60. конференције за електронику, телекомуникације, рачунарство, аутоматiku и нуклеарну технику ЕТРАН 2016, стр. NM1.2.1-6, 2016.
- [13] Н. Митровић, С. Ђукић, А. Ранковић, „Оптимизација карактеристика сензора на бази магнетоимпедансног ефекта“ XLVI конференција за ЕТРАН, том III, стр. 303-306, 2002.
- [14] С. Ђукић, Н. Митровић, А. Ранковић, „Утицај процеса структурне релаксације на магнетоимпедансни ефекат аморфне траке  $Fe_{72}Al_{15}Ga_2P_{11}C_6B_4$ “, XLVIII Конференција за ЕТРАН, том IV, стр. 226-229, 2004.
- [15] V. Belevitch, “Summary of the history of circuit theory”, *Proceedings of the IRE*, Vol.50, iss.5, pp. 848–855, 1962.
- [16] W. Martienssen, H. Warlimont, „Handbook of Condensed Matter and Materials Data“, Springer, Dresden, 2005.
- [17] J. Qin, T. Gu, L. Yang, X. Bian, “Study on the structural relationship between the liquid and amorphous  $Fe_{75}Ni_5B_{13}$  alloys by *ab initio* molecular dynamics simulation”, *Applied Physics Letters*, pp 90, 2007.
- [18] V.A. Blagojević, D.M. Minić, T. Žak, D.M. Minić, “Influence of thermal treatment on structure and microhardness of  $Fe_{75}Ni_2Si_8B_{13}C_2$  amorphous alloy”, *Intermetallics*, Vol.19, pp 1780-1785, 2011.
- [19] V.A. Blagojević, D.M. Minić, M. Vasić, D.M. Minić, “Thermally induced structural transformations and their effect on functional properties of  $Fe_{89.8}Ni_{1.5}Si_{5.2}B_3C_{0.5}$  amorphous alloy”, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 142, pp 207-212, 2013.
- [20] A. Kalezić-Glišović, N. Mitrović, A. Maričić, S. Djukić and R. Simeunović, “Study of Stress-Annealing Enhancement of Magnetoimpedance Effect in  $Fe_{89.8}Ni_{1.5}Si_{5.2}B_3C_{0.5}$  Metallic Glass Ribbons”, *Acta Physica Polonica A*, Vol. 113, No.1, pp. 103–106, 2008,
- [21] N.S. Mitrović, S.N. Kane, P.V. Tyagi, S. Roth “Effect of dc-Joule-heating thermal processing on magnetoimpedance of  $Fe_{72}Al_{15}Ga_2P_{11}C_6B_4$  amorphous alloy”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 320, pp. e792–e796, 2008.

#### ABSTRACT

This paper presents the examination of magnetoimpedance effect of multicomponent alloy  $Fe_{72}Cu_1V_4Si_{15}B_8$  after annealing at temperatures of 300 °C, 450 °C, 500 °C and 700 °C in a protective atmosphere of nitrogen. XRD analysis, shown that the starting alloy has  $\alpha$ -Fe(Si) crystal phase with a grain size of 40 nm and the metastable  $Fe_{23}B_6$  phase. Annealing at temperatures above 470 °C resulted to structural transformation. First exothermic process corresponds to the appearance of new crystalline phase as well as to the growth of already present crystallites. The sample annealed at 500 °C showed significant MI ratio of about 70 % at low magnetic field  $H_{\max} \approx 5$  kA/m and improved sensitivity of 13 % / (kA/m) in relation with the as-cast alloy.

#### Optimization of Magnetoimpedance Effect of Metastable FeCuVSiB Alloy Ribbon

Radoslav Surla, Nebojša Mitrović, Vedran Ibrahimović,  
Milica Vasić, Dragica Minić, Slobodan Miletić