

Vedecká rada Fakulty elektrotechniky a informatiky  
Slovenskej technickej univerzity v Bratislave

**Mgr. Tomáš Holúbek**

Autoreferát dizertačnej práce

**Current transfer and thermal stability of composite MgB<sub>2</sub>  
superconductors**

na získanie vedecko-akademickej hodnosti philosophiae doctor

vo vednom odbore doktorandského štúdia:

**26-35-9 Elektrotechnológia a materiály**

Bratislava, 2008

Dizertačná práca bola vypracovaná v dennej forme doktorandského štúdia na Elektrotechnickom ústave Slovenskej Akadémie Vied v Bratislave

Predkladateľ: Mgr. Tomáš Holúbek  
EIÚ SAV, Dúbravská cesta 9, 841 04 Bratislava

Školiteľ: Ing. Pavol Kováč, DrSc.  
EIÚ SAV, Dúbravská cesta 9, 841 04 Bratislava

Oponenti:

Autoreferát bol rozoslaný dňa:

Obhajoba dizertačnej práce sa koná dňa: .....

o ..... hod. pred komisiou pre obhajobu dizertačnej práce v odbore doktorandského štúdia 26-35-9 Elektrotechnológia a materiály vymenovanou predsedom spoločnej odborovej komisie na Elektrotechnickom ústave SAV, Dúbravská cesta 9 v zasadačke ústavu.

Predseda spoločnej odborovej komisie:

Prof. Ing. Juraj Banský, PhD  
FEI TU  
040 01 Košice

**Úvod**

Prvá kapitola dizertačnej práce sa zaoberá javom supravodivosti, rôznymi supravodivými materiálmi a ich rozdelením. Druhá kapitola popisuje  $MgB_2$  supravodič, jeho aplikácie a výrobu kompozitných vodičov. Ďalej popisuje rôzne meracie metódy a vzorky vodičov analyzovaných v tejto práci.

Cieľom dizertačnej práce je poukázať na dva dôležité javy vyskytujúce sa v každom reálnom kompozitnom supravodiči pri prenose transportného prúdu, ktoré sú úzko späté s jeho tepelnou stabilitou. Práca sa zaoberá dvomi témami, ktoré vyvstávajú z dvoch oblastí prúdovo-napäťových charakteristík: efektom prúdového prerozdelenia a prechodom medzi normálnym (odporovým) a supravodivým stavom. Prvá oblasť popisuje jav prúdového prerozdelenia medzi kovovou maticou a supravodivými žilami kompozitu [1-12]. Prúdové prerozdelenie je vždy doprevádzané poklesom napätia pozdĺž meranej oblasti (po dĺžke vodiča). Tento jav bol preto študovaný v blízkosti kontaktu „vodič-prúdový prívod“ kde sa prerozdelenie prúdu najviac uplatňuje. Transportné prúdy pri ktorých možno tento jav najlepšie pozorovať sú obyčajne menšie ako je hodnota kritického prúdu v danom magnetickom poli. Druhou oblasťou práce je štúdium elektrických napätí ďaleko od prúdových prívodov (v strede supravodivej vzorky) [12-15]. Faktor, ktorý v tomto prípade zohráva rozhodujúcu úlohu, je teplo generované v kompozite, pochádzajúce od nesupravodivých prúdov. Transportné prúdy pri štúdiu prechodu medzi normálnym a supravodivým stavom sú značne väčšie ako hodnota kritického prúdu v danom magnetickom poli. Tepelná stabilita kompozitu je posudzovaná práve z tejto časti prúdovo-napäťovej charakteristiky.

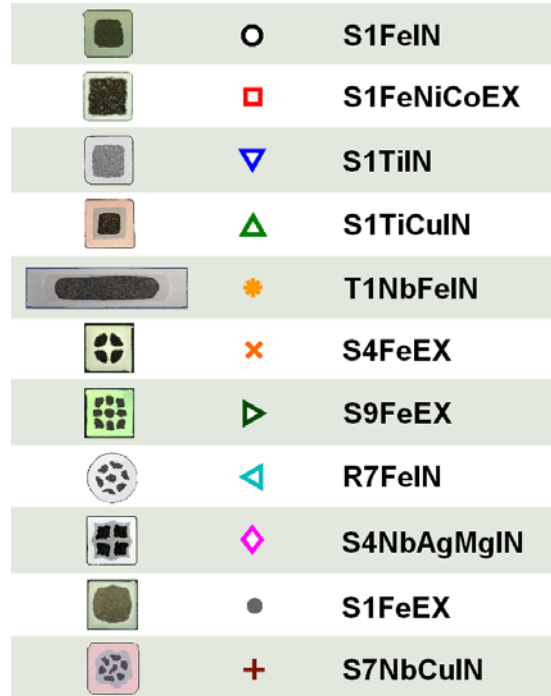
### Popis analyzovaných vodičov

K štúdiu oboch javov v spomínaných oblastiach prúdovo-napäťových charakteristík boli vybrané kompozitné  $MgB_2$  supravodiče s rôznymi kovovými maticami, vyrobené technológiou *powder-in-tube*, tzv. postupmi *in-situ* a *ex-situ*. Ich popis dokumentuje obr. 1 a tab. 1.

**Tab. 1.** Popis analyzovaných vodičov. Hodnota v 6. stĺpci predstavuje pomer medzi súčtom prierezových plôch  $MgB_2$  žíl  $A_s$  a plochou kovovej matrice  $A_n$ , 7. stĺpec pomer medzi  $A_s$  a celkovým prierezom vodiča  $A$ . Napokon, 8. stĺpec udáva hodnotu hrúbky medzivrstvy na rozhraní  $MgB_2$ /kov.

meno vodiča	počet žíl	zloženie vodiča	výrobný postup	vonkajší rozmer [mm × mm]	$A_s : A_n$ [%]	$A_s : A$ [a.u.]	$t_i$ [μm]
S1FeIN	1	$MgB_2/Fe$	<i>in-situ</i>	1.1 × 1.1	33 : <b>67</b>	0.33	5
S1FeEX	1	$MgB_2/Fe$	<i>ex-situ</i>	1.2 × 1.2	46 : <b>54</b>	0.46	7.6
S4FeEX	4	$MgB_2/Fe$	<i>ex-situ</i>	1.03 × 1.03	24 : <b>76</b>	0.24	10
S9FeEX	9	$MgB_2/Fe$	<i>ex-situ</i>	1.21 × 1.21	28 : <b>72</b>	0.28	10
S1FeNiCoEX	1	$MgB_2/FeNiCo$	<i>ex-situ</i>	1.1 × 1.1	60 : <b>40</b>	0.60	31.5
S1TiIN	1	$MgB_2/Ti$	<i>in-situ</i>	1.19 × 1.18	45 : <b>55</b>	0.45	—
S1TiCuIN	1	$MgB_2/Ti/Cu$	<i>in-situ</i>	1.2 × 1.2	19 : <b>26 : 55</b>	0.19	—
S4NbAgMgIN	4	$MgB_2/Nb/AgMg$	<i>in-situ</i>	1.21 × 1.21	26 : <b>28 : 46</b>	0.26	—
T1NbFeIN	1	$MgB_2/Nb/Fe$	<i>in-situ</i>	0.85 × 3.45	36 : <b>20 : 44</b>	0.36	—

R7FeIN	7	MgB <sub>2</sub> /Fe	<i>in-situ</i>	Ø = 1.22 mm	22 : 78	0.22	5
S7NbCuIN	7	MgB <sub>2</sub> /Nb/Cu	<i>in-situ</i>	1.1 × 1.1	13 : 32 : 55	0.13	—



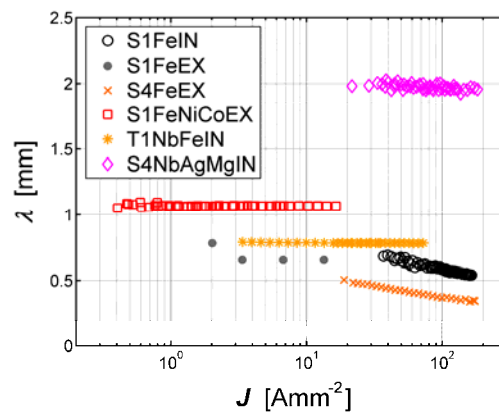
**Obr. 1.** Priečne rezy analyzovaných vodičov, symbol používaný v grafoch a meno daného vodiča.

### Prerozdelenie transportného prúdu

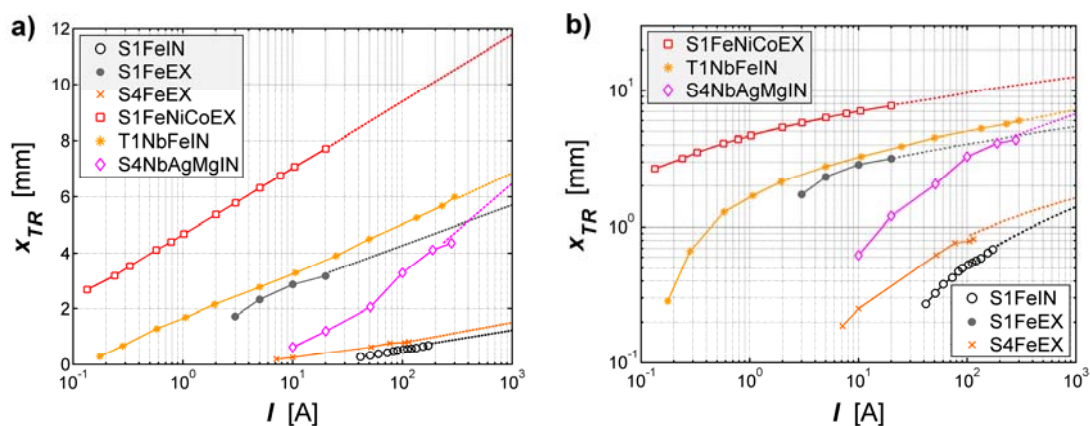
Oblasť prerozdelenia transportného prúdu bola preskúmaná z dvoch rôznych pohľadov, ktoré vedú k dvom parametrom opisujúcim jej rozsah  $x_{TR}$  a strmosť  $\lambda$ . Tieto parametre sú extrahované z potenciálového profilu nameraného pomocou sondovacích potenciálových hrotov, pritlačených k povrchu vodiča v rôznych vzdialenostiach od prúdového kontaktu. Napätový profil bol nameraný pre rôzne hodnoty transportných prúdov a vonkajších magnetických polí [10, 11]. Predpokladalo sa, že strmosť potenciálového profilu bude konštantná pre všetky hodnoty transportného prúdu a to pre všetky skúmané vodiče, čo by potvrdzovalo nezávislosť parametra  $\lambda$  na amplitúde transportného prúdu. Napriek očakávaniam, nezávislosť parametra  $\lambda$  od prúdu nebola pozorovaná pre všetky testované vodiče (obr. 2). Toto prekvapujúce správanie sa zatiaľ nie je objasnené. Najmenšie hodnoty parametra  $\lambda$  (najstrmší potenciálový profil) boli pozorované pre vodiče s železným obalom (0.35 – 0.5 mm). Naopak, najväčšie hodnoty  $\lambda$  vykazovali vodiče s obalom z relatívne odporovej zliatiny FeNiCo a z nióbu (~2 mm). Hlavnými dôvodmi veľkých hodnôt  $\lambda$  sú: veľká hrúbka odporovej medzivrstvy na rozhraní MgB<sub>2</sub>/FeNiCo, vytvorenej pri rekryštalizačnom žíhaní, a relatívne odporový obal. V prípade vodičov s nióbovým obalom, veľká hodnota parametra  $\lambda$  je pripisovaná veľkej hodnote povrchového odporu rozhrania MgB<sub>2</sub>/Nb a priečnym prasklinám v žilách

MgB<sub>2</sub>, vznikajúcich už pri samotnej výrobe vodiča z dôvodu rôznych hodnôt tepelnej rozťažnosti nióbu a MgB<sub>2</sub> [16]. V skutočnosti, tieto dva faktory predlžujú oblasť prerozdelenia prúdu viac ako je to v prípade vodičov s železným obalom s odporovou MgB<sub>2</sub>/Fe medzivrstvou. Okrem jedinej jednej vzorky s železným obalom všetky hodnoty  $\lambda$  korešponujú s hodnotami  $x_{TR}$ . Preto najrozsiahlejšia oblasť prúdového prerozdelenia bola monitorovaná v prípade vodiča s FeNiCo obalom a naopak najmenšia oblasť pre vodič s železným obalom (asi rádový rozdiel v pozorovaných hodnotách, vid' obr. 3).

Napokon, pre vodiče, ktoré vytvárajú počas konečného žihania nežiadúcu medzivrstvu na rozhraní MgB<sub>2</sub>/kov, bol skúmaný jej merný odpor [10, 11]. Zistilo sa, že jeho hodnota je o dva až tri rády vyššia ako hodnota merného odporu kovového obalu, čo bolo potvrdené simuláciami pomocou metódy konečných prvkov ako aj analytickými výpočtami [17, 18]. Hlavné výsledky tejto časti práce, ako aj hodnoty merného elektrického odporu medzivrstvy, zhŕňa tab. 2.



**Obr. 2.** Parameter  $\lambda$  extrahovaný z potenciálového profilu pre rôzne transportné prúdové hustoty. Hodnoty transportných prúdových hustôt sú prepočítané vzhľadom k celkovému prierezu skúmaného vodiča.



**Obr. 3.** Veľkosť oblasti prerozdelenia transportného prúdu  $x_{TR}$  v závislosti na transportnom prúde  $I$ : a) semilogaritmické a b) log-log zobrazenie.

**Tab. 2:** Prehľad parametrov určujúcich rozsah oblasti prerozdelenia transportného prúdu. Jednotlivé stĺpce uvádzajú zľava doprava hodnoty: merného elektrického odporu kovovej matrice,  $\lambda$  parametera, povrchového odporu rozhrania MgB<sub>2</sub>/kov, merného odporu medzivrstvy a pomeru merných odporov medzivrstvy a kovového obalu.

meno vodiča	$\rho_n(4.2\text{ K})$ [nΩm]	$\lambda$ [mm]	$R_S(4.2\text{ K})$ [pΩm <sup>2</sup> ]	$\rho_f(4.2\text{ K})$ [μΩm]	$\rho_f / \rho_n$ [a.u.]
S1FeIN	28.5	0.55 – 0.7	29 – 47	5.8 – 9.4	200 – 330
S1FeEX	14.7	0.65	28	3.6	250
S4FeEX	24.4	0.35 – 0.5	16 – 32	1.6 – 3.2	66 – 130
S1FeNiCoEX	109	1.06	1090	34.6	320
S4NbAgMgIN	11.4	1.97	307	—	—
T1NbFeIN	—	0.78	—	—	—

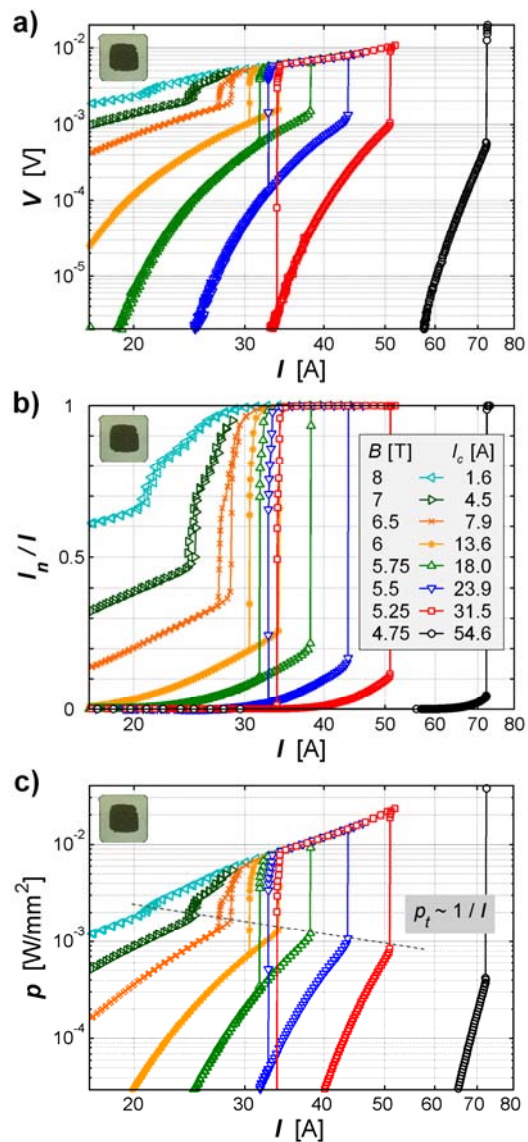
### Tepelná stabilita

Prechod medzi supravodivým a odporovým stavom kompozitného MgB<sub>2</sub> supravodiča je doprevádzaný náhlym prerozdelením prúdu medzi žilami MgB<sub>2</sub> a kovovou maticou. Štúdia prúdového prerozdelenia v oblasti ďaleko nad kritickým prúdom bola detailne spracovaná na jednožilovom vodiči so železným obalom, pripravenom cestou *in-situ* (viď obr. 4) [13]. Ukazuje sa, že pri nízkych hodnotách kritického prúdu je teplo generované v kovovom obale dominantným faktorom pri prechode do odporového stavu, zatiaľčo pri vysokých hodnotách kritického prúdu je pri prechode rozhodujúce teplo generované v MgB<sub>2</sub> žilách (obr. 5) [13]. Prechod do odporového stavu v malých externých magnetických poliach je ostrejší a tiež riskantnejší z hľadiska poškodenia alebo zničenia kompozitu ako v prípade veľkých hodnôt externého poľa [13].

Tepelná stabilita vodičov bola vyhodnocovaná na základe množstva tepla generovaného vodičom pri prechode do odporového stavu, ďalej na základe násobku kritického prúdu preneseného vodičom pri prechode do odporového stavu a tiež z hodnôt kritického prúdu (obr. 6). Najhoršia stabilita bola prisúdená vodiču s FeNiCo obalom, pripraveného *ex-situ* cestou. Jeho zlá tepelná stabilita sa odôvodňuje relatívne odporovým obalom a hrubou odporovou FeNiCo/MgB<sub>2</sub> medzivrstvou [10, 11, 13]. Naopak, vodičom stabilizovaným med'ou bola prisúdená najlepšia tepelná stabilita. V prípade vzorky s nióbovým obalom a vonkajšou AgMg stabilizáciou, bola jej stabilita degradovaná z dôvodu výskytu priečných prasklín v MgB<sub>2</sub> žilách [16], ako aj kvôli vysokej hodnote povrchového odporu rozhrania MgB<sub>2</sub>/Nb. Amplitúda tepelného toku generovaného pri prechode do odporového stavu je porovnateľná pre všetky vzorky s železným obalom a to nezávisle na zastúpení MgB<sub>2</sub> v matici vodiča a hodnote kritického prúdu [13]. Ďalej bolo ukázané, že stabilizovanie vodiča s titánovým obalom (s nízkou stabilitou) pomocou vonkajšieho medeneho obalu výrazne vylepší jeho stabilitu [13]. Toto zjavné vylepšenie stability dokumentuje obr. 7 sledujúci *I-V* charakteristiky oboch vodičov. Preto, prítomnosť vysokovodivých materiálov (napr. Cu) v kompozite a taktiež ich čistota sú kľúčové faktory z hľadiska ich tepelnej stability.

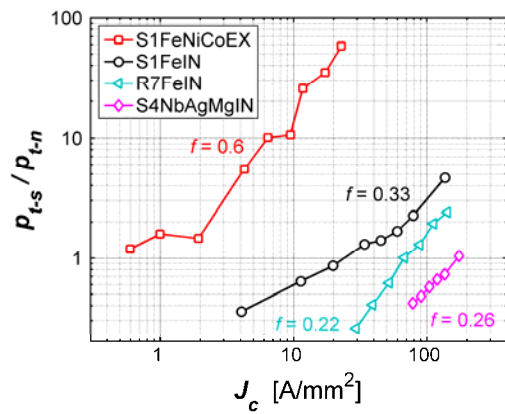
## Súvis medzi prúdovým prerozdelením a tepelnou stabilitou

V každom prípade, vyšetované parametre  $\lambda$  a  $x_{TR}$  určujú množstvo generovaného tepla v objeme, kde sa uplatňuje prerozdelenie transportného prúdu. Oba parametre takto nepriamo ovplyvňujú stabilitu vodiča. Z dosiahnutých výsledkov možno usudzovať, že veľké hodnoty oboch parametrov výrazne degradujú tepelnú stabilitu. Veľké hodnoty  $\lambda$  a  $x_{TR}$  teda zvyšujú generovanie tepla vo vodiči. V prípade vodičov s nióbovým obalom, priečne praskliny vytvorené v žilách  $MgB_2$  spolu s veľkou hodnotou povrchového odporu rozhrania  $MgB_2/Nb$  fakticky predĺžia oblasť prúdového prerozdelenia a tým aj zväčšia hodnoty oboch parametrov. Ukázalo sa tiež, že tepelná stabilita páskového vodiča s nióbovým obalom je horšia ako stabilita vodiča s železným obalom a to aj napriek absencii odporovej medzivrsvy a výhodnejšiemu (obdĺžnikovému) tvaru. Jednoduché štvorbodové meranie umožňuje analyzovať stabilitu rôznych kompozitných  $MgB_2$  vodičov, čo môže byť tiež efektívnou metodikou pre ďalší vývoj  $MgB_2$  supravodičov.

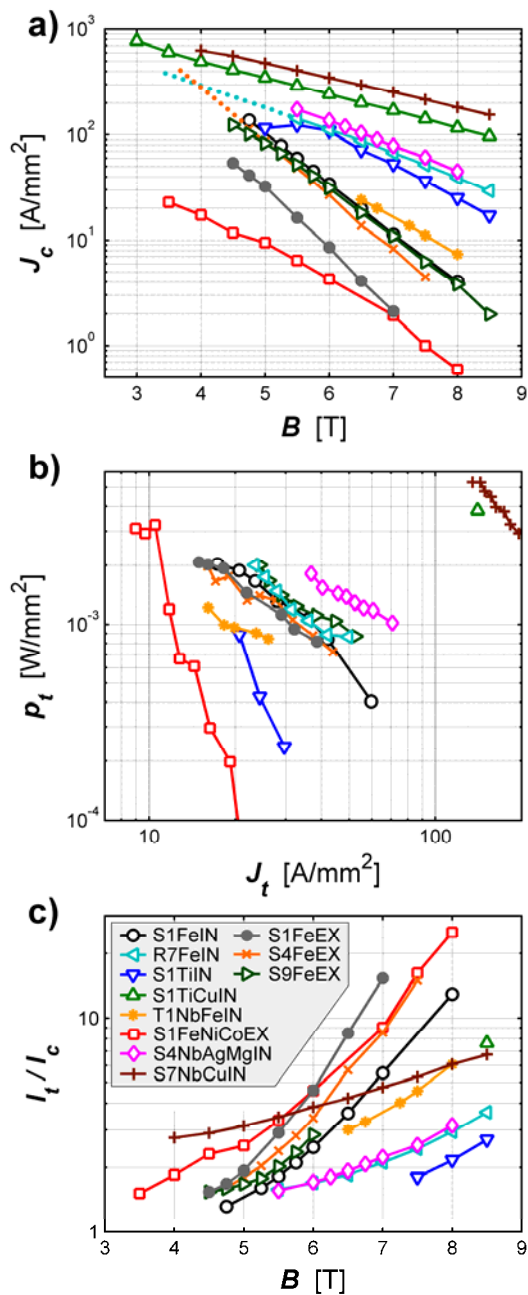


**Obr. 4.** Vodič S1FeIN: a) Hysterézne  $I$ - $V$  krivky v oblasti nad kritickým prúdom; b) Pomer normálneho (odporového) prúdu ku celkovému transportnému prúdu ako funkcia transportného prúdu; c) Hustota generovaného výkonu verzus transportný prúd. Parametrom všetkých troch grafov je hodnota magnetického poľa. Legenda sa vzťahuje ku všetkým trom grafom.

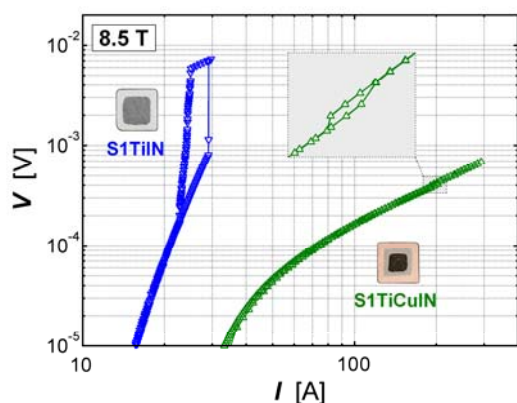




**Obr. 5.** Pomer medzi výkonmi generovanými pri prechode do normálneho stavu v  $\text{MgB}_2$  ( $p_{t-s}$ ) a kovovou maticou ( $p_{t-n}$ ) ako funkcia kritického prúdu. Závislosti sú vynesené pre vybrané vodiče.



**Obr. 6.** Výsledky dosiahnuté pre všetky pozorované vodiče: a)  $J_c(B)$  charakteristiky; b) Hustota tepelného výkonu pri prechode do normálneho stavu verzus hustota transportného prúdu pri prechode; c) Pomer transportného prúdu pri prechode ku kritickému prúdu ako funkcia magnetického poľa. Legenda sa vzťahuje ku všetkým trom grafom.



**Obr. 7.** Porovnanie  $I$ - $V$  charakteristík vodičov S1TiIN a S1TiCuIN v magnetickom poli 8.5 T, v nadkritickej oblasti. Výrazné vylepšenie tepelnej stability možno dosiahnuť zakomponovaním vysoko vodivého kovu do matrice vodiča, napr. medi.

## Literatúra

- [1] J.W. Ekin 1978 *J. Appl. Phys.* **49** 3406-3409
- [2] J.W. Ekin, A.F. Clark and J.C. Ho 1978 *J. Appl. Phys.* **49** 3410-3412
- [3] M. Polák M, W. Zhang, J. Parrel, X.Y. Cai, A. Polyanskii, E.E. Hellstrom, D.C. Larbalestier and M. Majoros 1997 *Supercond. Sci. Technol.* **10** 769-777
- [4] C.Y. Shigue, C.A. Baldan, E.R. Filho 2004 *Physica C* **408-410** 698-699
- [5] A.A. Kursumovic, R.P. Baranowski, B.A. Glowacki and J.E. Evetts 1999 *J. Appl. Phys.* **86** 1569-1573
- [6] M. Polak, P.N. Barnes and G.A. Levin 2006 *Supercond. Sci. Technol.* **19** 817-820
- [7] L. Cesnak, P. Kováč and F. Gömöry 2000 *Supercond. Sci. Technol.* **13** 1450-1460
- [8] L. Cesnak, P. Kováč and F. Gömöry 2000 *Supercond. Sci. Technol.* **13** 1461-1466
- [9] M. Dhallé M, A. den Ouden, H.H.J. ten Kate, T. Holúbek, I. Hušek, P. Kováč ASC 2006 Conference, Aug 27 – Sept 1, Seattle, 5MB05
- [10] T. Holúbek, P. Kováč and T. Melišek 2005 *Supercond. Sci. Technol.* **18** 1218-1221
- [11] T. Holúbek, M. Dhallé and P. Kováč 2007 *Supercond. Sci. Technol.* **20** 123-128

- [12] T. Holúbek, P. Kováč, and I. Hušek 2008 *Acta Physica Polonica A* **113** 367-370
- [13] T. Holúbek, P. Kováč, S. Takács, I. Hušek and T. Melišek 2008 *Supercond. Sci. Technol.* **21** 065013
- [14] W. Goldacker, S.I. Schlachter, B. Liu, B. Obst and E. Klimenko 2004 *Physica C* **401** 80-86
- [15] Q. Shen, X. Xie, G. Zhang, Q. Feng, X. Xu, C. Li, Z. Gao, S. Luo, Y. He and D. Jin 2003 *Physica C* **388-389** 111-112
- [16] P. Kováč, I. Hušek, T. Melišek, M. Kulich and V. Štrbík 2006 *Supercond. Sci. Technol.* **19** 600-605
- [17] E.J. Lucas, Z.J.J. Stekly, C. Laverick and G. Pewitt 1965 *International Advances in Cryogenic Engineering*, Proceedings CEC 1964, 113-123
- [18] M.N. Wilson 1983 *Superconducting Magnets*, Clarendon Press, Oxford

## Summary

The first chapter of thesis describes the phenomenon of superconductivity, different superconducting materials and their categorization. The second chapter introduces MgB<sub>2</sub> superconductor, its applications and conductor fabrication. The measurement techniques and conductors being tested are treated as well.

The aim of this thesis was to point out two important features occurring in every real composite superconductor during the current transport, closely associated with the thermal stability. The thesis treats two topics arising from two separate parts of the current-voltage characteristic: current transfer effect and the transition between superconducting and normal state. The first scope of the interests studies an effect of the current transferring from the matrix into the filaments and vice versa. The current transfer is always accompanied by the potential decay along the transfer region. The current transfer effect was studied in the vicinity of soldered “current lead-conductor” joint, where the current redistribution takes a place. The transport currents suitable for studying the problem are lower than the critical one. The second scope of the interests studies the conductor behavior “far” from the current lead. Indeed, a factor playing a big role is a heat generation, arising from the non-superconductive current. The transport currents applied to study this problem – higher than the critical one – drive the MgB<sub>2</sub> core/s into the normal state. The thermal stability is considered from this part of current-voltage characteristic.

Various composite MgB<sub>2</sub> superconductors comprising different metallic sheath materials were prepared both by *in-situ* and *ex-situ* route using *powder-in-tube* technology and investigated for their current transfer region and thermal stability.

The current transfer region is investigated from two points of view resulting in two parameters quantifying its extent ( $x_{TR}$ ) and steepness ( $\lambda$ ). They are extracted from the potential profile obtained using probing potential-tips, which are placed on the outer sheath of conductor and in various distances from the soldered joint. The potential profile is obtained for various transport currents and external magnetic fields applied. It was expected that the steepness of the potential decay (exponential) is constant for all the transport currents applied and for all conductors tested what should confirm the independence of  $\lambda$  on the current magnitude. Contrary to expectations, this behavior was not observed for all the conductors tested.  $\lambda$  was found to depend on the transport current for three conductors, where a slight decrease of  $\lambda$  with the increasing transport current density was observed. This unexpected dependence is not yet understood. The smallest values of  $\lambda$  (the steepest potential profile) are found for the iron sheathed conductors (0.35-0.5 mm). In contrary, the largest  $\lambda$  values exhibited samples with relatively resistive FeNiCo alloy and niobium sheath (~2 mm). The main reasons for large  $\lambda$  values in the case of FeNiCo-sheathed conductor are the thick resistive MgB<sub>2</sub>/FeNiCo interface layer created during the final heat treatment and the resistive sheath. In the case of niobium-sheathed conductors, large value of  $\lambda$  is ascribed to large value of the surface resistance of MgB<sub>2</sub>/Nb interface and to the transversal cracks formed in MgB<sub>2</sub> core, due to different thermal expansion coefficients of MgB<sub>2</sub> and Nb. In fact these two factors prolong the current transfer region even more than it is in case of the iron-sheathed conductors with resistive MgB<sub>2</sub>/Fe barrier. Except the only one iron-sheathed conductor prepared by *ex-situ* route, all the  $\lambda$  values correspond very well with the  $x_{TR}$  values. Thus, the largest current transfer region is observed for the conductor with FeNiCo sheath and the smallest region for iron-sheathed conductors (the difference is approximately of a factor 10). Afterwards, the conductors containing undesired MgB<sub>2</sub>/metal interface layer were studied for the resistivity. It was found that the interface resistivity is from two up to three orders of magnitude greater than the resistivity of surrounding metallic sheath. This result was approved both by analytical and FEM calculations.

The transition between the superconducting and the normal state of composite MgB<sub>2</sub> conductor is accompanied by a rapid current redistribution between MgB<sub>2</sub> filament/s and the metallic sheath. A detailed study of current redistribution well above the critical current level and at variable external magnetic fields was performed for monofilament iron-sheathed conductor prepared using *in-situ* route. It was shown that at low critical current densities, the heat flux generated in the metallic sheath is dominant for the transition, while at high critical current densities the heat flux generated in MgB<sub>2</sub> is responsible for its initiation. The transition at low magnetic fields applied is much sharper and also more likely to damage the conductor than the transition occurring at high magnetic fields. The thermal stability of a conductor was considered concerning to the amount of heat generated at the transition, to the critical current-magnetic field dependence, and to the value expressing the multiple of the critical current that the conductor can withstand without a quench. The worst stability was attributed to the *ex-situ* prepared FeNiCo-sheathed conductor, mostly due to the relatively resistive sheath and the thick resistive interface. Contrary to that, the copper stabilized conductors exhibit the best thermal stability. In the case of niobium-sheathed conductor with the outer AgMg stabilizer, the transversal cracks introduced in MgB<sub>2</sub> cores and the large surface resistance value of MgB<sub>2</sub>/Nb interface worsen also its thermal stability. Amplitude of the

heat flux generated at the transition is comparable for all the iron-sheathed conductors, independently on their filling factor and critical current values. Finally, it was shown that copper-plating the titanium-sheathed conductor exhibiting poor thermal stability has improved its stability significantly. It seems that the presence of highly conductive metals in the matrix (e.g. Cu), and its purity, are the crucial factors for the improvement of thermal stability.

However, both  $\lambda$  and  $x_{TR}$  parameters examined above, determine heat generation in the current transfer volume. Consequently, they influence indirectly the conductor stability as well. It seems that the large values of both parameters degrade the thermal stability markedly. Large  $\lambda$  and  $x_{TR}$  values contribute to heat increase in the conductor. In the case when niobium is used as a sheath material, the transversal cracks introduced in  $MgB_2$  core and large value of surface resistance of  $MgB_2/Nb$  interface, prolong the current transfer region and thus increase values of both parameters. It was shown that the thermal stability of niobium-sheathed tape-like conductor is worse than that of iron-sheathed one in spite of the more convenient shape and the absence of resistive interface. A simple four-point  $I$ - $V$  curve measurement allows one for the simple testing of thermal stability for variable  $MgB_2$  composite conductors. It has proved to be a very effective procedure for the future development of  $MgB_2$  superconductors.