

# Kiválási folyamat „in situ” röntgendiffrakciós vizsgálata NbTi ötvözetben

*A széles körben használt NbTi szupravezető ötvözeteknél alkalmazott kezelés hatására a  $\beta$ -fázisban  $\alpha$ -Ti kiválások jönnek létre. Ezek létrehozása hőkezelések és hidegalakítási folyamatok sorával lehetséges. A szokásos eljárás három állandó idejű és hőmérsékletű hőkezelést, és a hőkezelések közé iktatott alakításokat jelenti.*

*Kutatásunk során egy új típusú szupravezető mágneses árnyékoló alapanyagának vizsgálatával foglalkoztunk. Hidegen alakított Nb47%Ti ötvözetben és lemezes kompozitanyagban „in situ” röntgendiffrakciós módszerrel vizsgáltuk az  $\alpha$ -Ti kiválások megjelenését. Az alakított NbTi ötvözet és a Cu-Nb-NbTi lemezes kompozit esetében „in situ” röntgendiffrakciós módszerrel (XRD) a kiválási folyamat monitorozását elvégeztük. Az „in situ” XRD vizsgálat során készült diffraktogram-sorozatot Rietveld illesztési módszerrel kiértékeltek. A hosszú idejű hőkezelés egyes lépéseiben azonosított fázisok és azok kristálytani paraméterei alapján leírtuk a folyamatot. Mindkét mintában a felhevítést követően a metastabil  $\beta$ -fázis szétesésével párhuzamosan elkezdődik az  $\alpha$ -Ti kiválása.*

## Bevezetés

A 45-50 t% titántartalmú NbTi ötvözetek jelen vannak az MRI berendezésekben, részecskegyorsítókban és egyéb nagy mágneses tereket alkalmazó eszközökben. Jellemzően nagy szilárdsággal, alakíthatósággal rendelkeznek, az említett mágneses mezőbeli alkalmazásukat a nagy kritikus áramsűrűségük teszi lehetővé [1]. A széles körben alkalmazott NbTi szupravezető ötvözetekben termomechanikus kezelés hatására a  $\beta$ -fázisban  $\alpha$ -Ti kiválások jönnek létre [2]. A létrejövő alfa-Ti kiválások elsődleges fluxusrögítő-centrumok, mivel az  $\alpha$ -Ti nem szupravezető a mágnes 4,2 K működési hőmérsékletén [3]. A kiválások létrehozása hőkezelések és hidegalakítási folyamatok sorával lehetséges. Ez a termomechanikai eljárás három állandó idejű és hőmérsékletű hőkezelést, és a hőkezelések közé iktatott alakításokat jelent. A hőkezelési idő és hőmérséklet megválasztásánál a létrehozni kívánt kiválás morfológiája, mennyisége a meghatározó. A hőkezelési hőmérséklet növelésével nő a kiválások száma és a mérete. Ha adott hőkezelési hőmérsékleten a hőkezelési időt megnöveljük ugyancsak a kiválások mérete fog növekedésnek indulni [4]. A hidegen alakítást először kismértékű előalakítás, majd jelentősebb mértékű alakítás, végül egy befejező végső alakítás követi, amely lehet hengerlés

vagy húzás is a termék geometriájától függően. Az előalakítás a szerkezetekben a hármaspontok létrehozására szolgál, növeli a kiválások létrejöttéhez szükséges nukleációs helyek számát és a szemcsehatárok sűrűségét, csökkenti az átlagos diffúziós távolságot a nukleációs helyeken. A közbenső alakítás az előalakításnál említett folyamatok mellett a kiválás mennyiségének növekedését segíti [5]. A végső alakításkor a kiválások méretének csökkentése a cél, 300-100 nm-ről 4-1 nm vastagságra és 10-4 nm távolságra, ez a lépés nagyon fontos a kritikus áramsűrűség ( $J_c$ ) optimalizálása szempontjából [3]. Az alfa-Ti kiválás térfogathányadának növekedésével a  $J_c$  értéke lineárisan növekszik. A szokásos háromlépéses eljárásban elérhető maximális alfa-Ti mennyiség közelítőleg 25% [5–13]. Az alfa-kiválás létrejötte egy komplex folyamat eredménye, amelyben nagyon fontos a kiinduló alapanyag NbTi ötvözet szemcseszerkezete. Mivel kiválások képződése a szemcsehatáron és a hármaspontokban történik, az alfa-Ti kiválások mennyisége erősen függ a kiinduló NbTi szemcseméretétől, állapotától. Az alfa-Ti kiválás morfológiája az alakítás függvényében is megváltozik, kis természetes nyúlás esetén ( $\varepsilon = 1,10$ ) csaknem ekvixiálisak a kiválások, a természetes nyúlás növekedésével ( $\varepsilon = 2,5-5,6$ ) a kiválások vékony, nyújtott formájúvá válnak [6–7, 15]. A  $\beta$ -fázis termikus stabilitása eléggé

**Dr. Nagy Erzsébet** szakmai életrajzát 2020/5-6. számunkban közzöltük.

**Dr. Kristály Ferenc** szakmai életrajzát 2020/5-6. számunkban közzöltük.

**Kárpáti Viktor** 2020-ban szerzett MSc kohómérnök diplomát hőkezelési és képlékenyalakítási szakirányon a ME Műszaki Anyagtudományi Karán. Jelenleg doktorandusz hallgató és a Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet tanszéki mérnöke. Kutatási területe a képlékenyalakítás, kristályosodás, valamint a roncsolásmentes anyagvizsgálat.

**Dr. Koncz-Horváth Dániel** 2006-ban szerzett kohómérnök diplomát, majd 2014-ben doktorált a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán. 2004-2006 között a General Electric

Hungary gyakornoka, 2007–2009 között a Robert Bosch Elektronika Kft.-nél doktorandusz és gyakornok. Jelenleg a ME Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetének tudományos munkatársa. Szakterülete: pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatok.

**Karacs Gábor** 2001-ben villamosmérnökként, majd 2004-ben okleveles anyagmérnökként végzett a Miskolci Egyetemen. Jelenleg a ME Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében működő MTA-ME ELKH Anyagtudományi Kutatócsoportjának tudományos segédmunkatársa. Szakterülete: transzmissziós elektronmikroszkópos vizsgálatok.

**Dr. Mertinger Valéria** szakmai életrajzát 2020/5-6. számunkban közzöltük.

alacsony, ezért előfordul, hogy az alfa-Ti kiválásán kívül más átalakulási folyamat is végbemegy, például omega fázis képződése [7, 12, 14].

A Miskolci Egyetem és a genfi székhelyű Európai Nukleáris Kutatási Szervezet (CERN) együttműködési megállapodást írt alá 2019-ben, a következő generációs hadronütköztetők (a továbbfejlesztett Large Hadron Collider – LHC) szupravezető alapanyagokból álló alkatrészeinek fejlesztésére és tesztelésére. A Miskolci Egyetem Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézete és az MTA Wigner Fizikai Kutatóközpont közös kutatási projektben többréteges lemezes kompozit fejlesztését valósítja meg. A hengerléssel laboratóriumi körülmények között sikeresen létrehozott sokrétegű, lemezes szerkezetű Cu-Nb-NbTi kompozit alkalmazhatóságát a 4K hőmérsékleten megvalósult szupravezető állapot és minél hatékonyabb mágneses árnyékoló képesség jelenti. A lemezes kompozit rétegtrendje és szövetszerkezete szigorú rend szerint épül fel. A funkcionalitás megfelelőségét egyrészt a geometriai arányok a réteges szerkezetben, másrészt az egyes rétegek fémfizikai állapota biztosítja, amelyet a hengerlési és lágyítási, hőkezelési paraméterekkel lehet szabályozni. A NbTi rétegek szupravezető állapotának biztosítása elsősorban utólagos hőkezeléssel történik. A Nb-Ti rétegben hosszú idejű hőkezelést követően  $\alpha$ -Ti kiválások jönnek létre, amelyek a mágneses indukcióvonalak mozgását akadályozzák és biztosítják a stabil szupravezető állapotot.

Kutatásunkban hidegen alakított Nb47t%Ti ötvözetben és Cu-Nb-NbTi lemezes kompozitanyagban „in situ” röntgendiffrakciós módszerrel vizsgáltuk az  $\alpha$ -Ti kiválások megjelenését. Az alakított NbTi ötvözet esetében az „in situ” módszerrel hőkezelt minta mikroszerkezetét megvizsgáltuk SEM- és TEM- módszerrel, a röntgendiffrakciós vizsgálat során készült diffraktogram-sorozatot Rietveld illesztési módszerrel kiértékeltek. A hőkezelést követően a lemezes kompozitanyag szerkezetét szintén SEM-módszerrel vizsgáltuk, a röntgendiffrakciós vizsgálat során készült diffraktogram-sorozatot Rietveld illesztési módszerrel kiértékeltek.

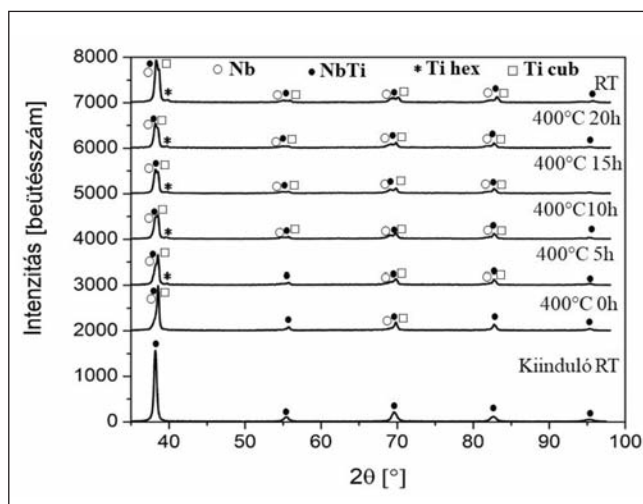
## Vizsgálatok

A vizsgálatokhoz nagy tisztaságú 53t%Nb és 47t%Ti összetételű szupravezető ötvözetet használtunk, illetve kísérleti lemezes kompozitot hoztunk létre Cu-Nb-NbTi lemezekből. Az ötvözetek hidegalakítását von Roll kísérleti hengerállványon végeztük el a Miskolci Egyetem Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetének laboratóriumában. Mindkét anyag esetében a lemezekből kivett mintákon „in situ” röntgendiffrakciós méréseket végeztünk. Az „in situ” röntgendiffrakciós módszer lehetőséget biztosít a hosszú idejű hőkezelés során végbemenő folyamatok monitorozására meghatározott időközönként felvétel készítésén keresztül. A röntgendiffrakciós méréseket a Bruker D8 Discovery XRD berendezéssel Cu  $K\alpha$  sugárzással végeztük hevítőkamrában Göbel-tükör alkalmazásával 33-98° ( $2\theta$ ) között, 0,014° ( $2\theta$ ) lépésközzel és 0,40 s gyűjtési idővel a Miskolci Egyetem 3D Laboratóriumában. A fázisazonosítás Bruker EVA 5.0 szoftverrel PDF2

adatbázis használatával történt, a Rietveld-illesztéshez Bruker TOPAS 6.0 szoftvert használtunk. A hőkezelt minták mikroszerkezetét Thermo Scientific Helios G4 PFIB pásztázó elektronmikroszkóppal vizsgáltuk a Miskolci Egyetem 3D laboratóriumában, a kiválások transzmissziós elektronmikroszkópi vizsgálatához a mintából lamellát készítettünk Xe nyalábbal. A lamella vizsgálatát Fei Technai transzmissziós elektronmikroszkóppal végeztük a Miskolci Egyetem ELKH Anyagtudományi Kutatócsoport laboratóriumában.

## Eredmények

A kiinduló alakított ( $\varepsilon = 3,35$ ) Nb47t%Ti minta homogén  $\beta$ -fázisból áll [7]. Az alakított mintán az „in situ” vizsgálat 20 órás időtartama alatt a vizsgálati hőmérséklet (400 °C) elérésekor, majd 5 óránként végeztünk diffrakciós mérést. Az esetleges oxidációs folyamatok elkerülése érdekében vákuumban történt a vizsgálat. Az alakított NbTi alapanyagról az „in situ” vizsgálat egyes lépéseiben készült diffraktogramokat az 1. ábra mutatja.



■ 1. ábra. A NbTi alapanyag „in situ” vizsgálata során rögzített diffraktogramok

Mivel a Nb a  $\beta$ -fázist stabilizáló elem, az 53t%Nb tartalom egyértelműen a homogén  $\beta$ -szerkezet stabilitását eredményezi. A hőkezelést követően a mintában a térben középpontos kockarácsú NbTi fázis (tércepcsoport: Im-3m) mellett megjelenik a térben középpontos kockarácsú Nb (tércepcsoport: Im-3m), a térben középpontos kockarácsú Ti (tércepcsoport: Im-3m) módosulat, és a hexagonális  $\alpha$ -Ti (tércepcsoport: P63/mmc) fázis. A hőkezelés során a túltelített  $\beta$  NbTi szilárd oldat termodinamikailag instabillá válik, és spontán módon, csíráképződés nélkül két fázisra (Nb,  $\beta$ -Ti) bomlik szét. Az instabil fázis spontán szétválása stabil fázisokká egy visszafordíthatatlan folyamat.

A kiinduló hideghengerelt állapotot ( $\varepsilon = 3,35$ ) mutatja a vizsgálat kezdetén szobahőmérsékleten készült diffraktogram (1. ábra). A második felvétel a vizsgálati hőmérséklet elérésekor készült. 400 °C-ot elérve elkezdődnek a termodinamikailag indukált folyamatok, amelyek a reflexiókon is megjelennek. A reflexió alakjának változása, a váll kialakulása a (110) reflexión ( $2\theta = 38,51^\circ$ ) a szétválási folyamat

elindulását mutatja. A hexagonális  $\alpha$ -Ti reflexió megjelenése a kiválási folyamatok jelenlétét mutatja. A 20 h időtartamig elvégzett 5 óránként készült felvételeken megjelenő  $\alpha$ -Ti reflexiók a kiválási folyamat előrehaladását igazolják. A spinodális bomlás következtében kialakult egyensúlyi fázisok szobahőmérsékletre történt visszahűtést követően is megmaradnak a mikroszerkezetben. Az „in situ” hevítés egyes vizsgálati lépcsőjében rögzített diffraktogramok esetében a Rietveld illesztési módszerrel meghatározott fázisok mennyisége az 1. táblázatban látható.

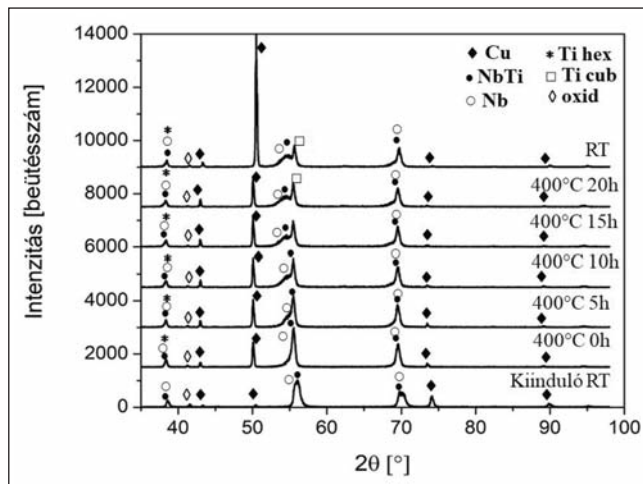
**1. táblázat.** A NbTi alapanyag egyes hevítési lépcsőkben meghatározott térfogathányada [%]

	NbTi	Ti hex	Ti cub	Nb	TiO	Ti <sub>4</sub> N <sub>3</sub>
0 h	27,6	4,7	52,6	3,8	7,1	4,2
5 h	20,6	2,1	58,4	10,7	8,2	0,0
10 h	21,9	2,6	55,5	2,5	7,3	10,2
15 h	21,7	6,1	58,4	3,7	8,3	1,8
20 h	18,7	6,4	63,1	1,7	8,8	1,3
RT	17,0	4,2	54,5	16,9	4,9	2,5

A lemezes kompozit minta kiinduló szerkezetét a 2. ábra mutatja. A réteges lemezes kompozit keresztmetszetén a visszaszórt elektron képen a világos sávok a Nb rétegek. A plazmasugárral elvégzett bemetszést követően jól kirajzolódik a NbTi-Nb-Cu-Nb-NbTi rétegrend. A kompozit minta „in situ” röntgendiffrakciós vizsgálatát a NbTi alapanyagnál alkalmazott paraméterekkel végeztük el. A lemezes kompozit mintáról készült diffrakciós felvételeket a 3. ábra mutatja.

A kiinduló állapotban készült diffrakciós felvételen a kompozitot alkotó három anyag reflexiói egyaránt megjelennek. A lemezes kompozit esetében a röntgensugárzás által gerjesztett térfogat mindhárom anyagból számos réteget foglal magába, míg a NbTi alapanyag esetében csak egy anyagfajtáról érkezik diffrakció (1. ábra).

A lemezes kompozit kiinduló állapotában készült diffrakciós felvételen a kompozitot alkotó Cu, NbTi és Nb alapanyagok reflexiói azonosíthatók. A mintát 400 °C-ra felhevítve megváltozik a diffraktogram jel-

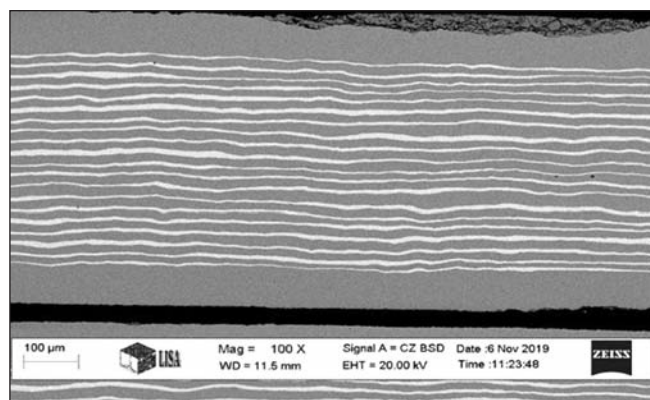


**3. ábra.** A lemezes kompozit minta „in situ” vizsgálata során rögzített diffraktogramok

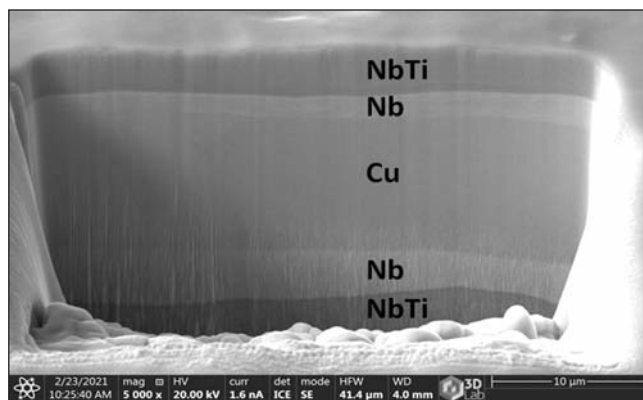
lege, a Cu (200) reflexiója erősödik, a  $2\theta = 55^\circ$ -nál jelentkező  $\beta(200)$  csúcs alakja megváltozik. Az 5 h hőntartást követően a  $\beta(200)$  reflexión kialakuló váll a szétválási folyamat megindulásához köthető. Az  $\alpha$ -Ti reflexió megjelenése a kiválási folyamatok jelenlétét mutatja. A lemezes kompozit esetében is a hőkezelési idő előrehaladásával  $\alpha$ -Ti reflexiók minden felvételen azonosíthatók. A spinodális bomlás következtében kialakult fázisok ebben az esetben is megmaradnak a szobahőmérsékletre visszahűtést követően. A lemezes kompozit „in situ” hevítése során az egyes lépcsőkben rögzített diffraktogramok esetében a Rietveld illesztési módszerrel meghatározott fázisok mennyisége a 2. táblázatban látható.

**2. táblázat.** A lemezes kompozit egyes hevítési lépcsőkben meghatározott térfogathányada [%]

	Cu	NbTi	Ti hex	Ti cub	Nb	TiO	Ti <sub>4</sub> N <sub>3</sub>
RT (kiinduló)	18,3	33	-	-	47,9	0	0,9
0 h	32,3	48,7	1,6	-	4	2,4	11,1
5 h	29,8	46	2,2	-	9,9	5,6	6,4
10 h	36	45,2	4,3	-	6,1	8	0,3
15 h	25,6	25,2	3,2	22,1	7,8	10,9	5,3
20 h	19,4	11,7	3,1	58,3	2,6	4,6	0,4
RT	32,6	5,6	2,3	49,4	3,5	6,1	0,6



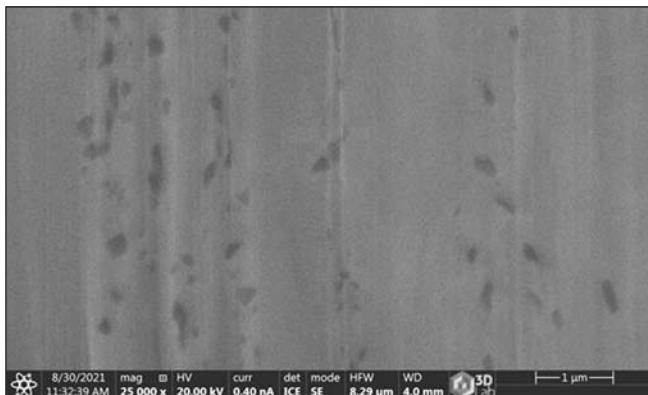
a)



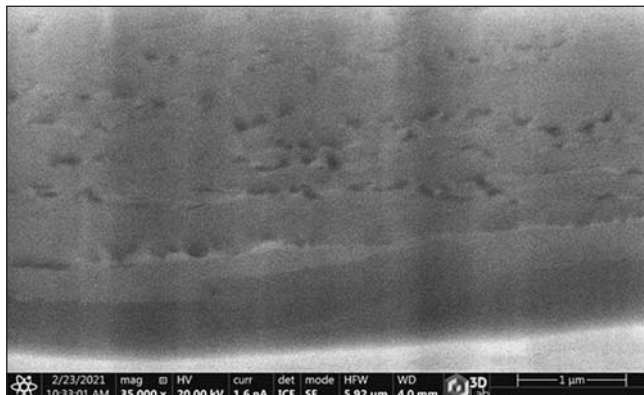
b)

**2. ábra.** A kísérleti lemezes kompozit anyag szerkezete





hőkezelt NbTi



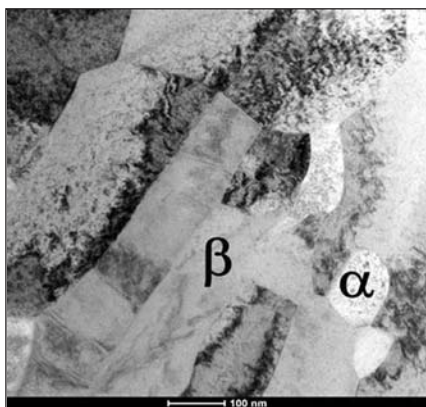
hőkezelt lemezes kompozit

■ 4–5. ábra. A vizsgált hőkezelt minták bemetszett felületén kirajzolódó kiválások

A lemezes kompozit minta lehűlés utáni felvételén a Cu intenzív (111) reflexiója a hevítés közbeni átkristályosodásának eredménye. A NbTi a réteges szerkezetben is szétválak az alapanyagnál megfigyelt módon Nb és kockarácsú Ti fázisra. A szétválás a kompozit esetében nem az (110), hanem a (200) síksorozatok reflexiójánál jelenik meg. A reflexió alak hasonló a NbTi alapanyagnál megfigyelthez, de az erős alakváltozás következtében más lesz a rétegben kialakult orientáció.

A hőkezelt NbTi minta Xe plazmával bemetszett és polírozott felületén a mikro-szerkezetben látható sötét foltok az elemanalízis alapján nagyobb Ti tartalmú területek (Nb nem mérhető ezeken a helyeken), valószínűleg a megjelent  $\alpha$ -Ti kiválások (4. ábra). A hőkezelt lemezes kompozit minta bemetszett és polírozott felületén hasonló fekete területek különíthetők el a pásztázó elektronmikroszkópos felvételen (5. ábra).

A hőkezelt NbTi mintában a transzmissziós elektronmikroszkópiai vizsgálatok alapján a szemcsehatárokon, valamint a hármaspontokban megjelenő fázis  $\alpha$ -Ti kiválás (6. ábra).



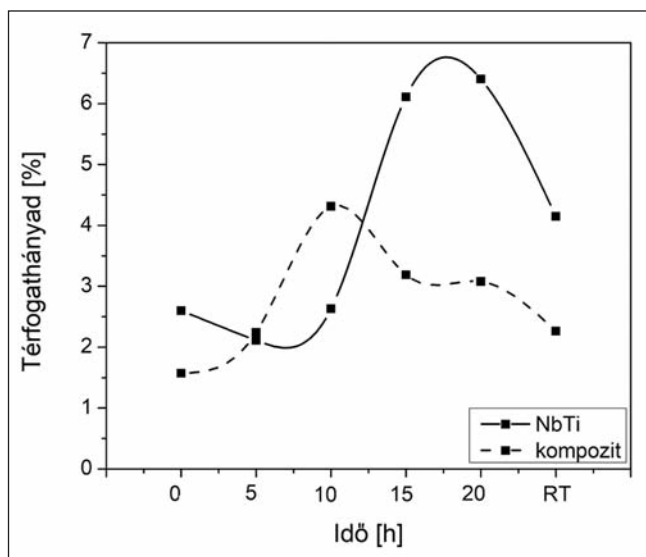
■ 6. ábra. A hőkezelt mintából készült lamella mikroszerkezete

A hevítések során a hőtartási idő függvényében az  $\alpha$ -Ti mennyisége kis mértékben növekszik (7. ábra). A szobahőmérsékletre történő visszahűtést követően az  $\alpha$ -Ti mennyiségében kisebb visszaesés figyelhető meg, de ez nagyságrendileg nem

számottevő. Az okok feltárásához további vizsgálatok szükségesek. A hőkezelt NbTi mintában a kiválási folyamat eredménye  $\sim 4\%$   $\alpha$ -Ti fázis szobahőmérsékleten. A lemezes kompozit hőkezelése során is hasonló tendencia figyelhető meg, de a kiválás mennyisége abszolút értékben elmarad a NbTi vizsgálatánál tapasztaltakkal szem-

ben. Ez a különbség a vizsgálati minták besugárzott térfogatából adódik, míg a NbTi alapanyagnál az egész minta egyfázisú, addig a kompozit minta esetében a rétegek közelítőleg harmadát teszi ki a NbTi.

A kiválási folyamat elindulása mellett a NbTi fázis szétválása is megkezdődik már a hevítés első lépésében. Mivel a Nb és a Ti elemeknek hasonló méretű az atomrádiusza, könnyen helyettesíthetik egymást a kristályrácsban. A NbTi szétesés során azonos rácstípusú térben középpontos kockarácsú fázisok keletkeznek, melyek csak a rácspontokba beépülő atomokban különböznek. A kockarácsú NbTi fázis elméleti rácsparamétere 3,28 nm, amely a hevítés következtében megváltozik. A spinodális bomlás következtében létrejövő fázisok rácsparamétere a Ti alapú fázis esetében kisebb (3,29 nm), míg a Nb alapú fázisnál nagyobb (3,33 nm) lesz a kiinduló NbTi fázis értékéhez képest. A hőtartási idő növekedésével mind a három fázis esetében nő az „a” rácsparaméter értéke. A kockarácsú fázisok esetében a rácsparaméter növekedését az ötvöző elem oldódása, valamint a hevítés miatti hőtágulás okozza. A széteséssel létrejött  $\beta$ -fázisok sosem tiszta fázisok, hanem oldott ötvözőket tartalmaznak (praktikusan a Ti alapú oldott Nb atomokat, míg a Nb alapú



■ 7. ábra. Az  $\alpha$ -Ti kiválások mennyiségének változása a hőkezelési idő függvényében

oldott Ti atomokat). A szobahőmérsékleten mért csökkent rácsparaméterek egyértelműen a termikus dilatáció megszűnésének következményei.

Mivel kiválások képződése a szemcsehatáron és a hármaspontokban történik, az  $\alpha$ -Ti kiválások mennyisége erősen függ a kiinduló NbTi szemcseméretétől, állapotától. A kiinduló mikroszerkezetben az alakított, elnyújtott szemcsék egy része nagyobb méretű, amelyek között több kisebb méretű hasonló morfológiájú szemcse található. A kiválási folyamatok elsősorban ezekben a kisebb szemcsés régiókban mennek végbe a fajlagosan nagyobb szemcsehatár-felület és nagyobb mennyiségű hármaspont miatt. A határon létrejövő kiválások az alakítás mértékéből,  $\varepsilon = 3,35$  értékből adódóan nyújtott formájuk lesznek, a csomópontokban esetenként ekvixiális formájú kiválások is megfigyelhetők.

## Összegzés

„In situ” röntgendiffrakciós módszerrel vizsgáltuk az  $\alpha$ -Ti kiválási folyamatot Nb47t%Ti alapanyagban és lemezes kompozitban. A mintákban 400 °C-on hosszú idejű hőkezelést követően a kialakult mikroszerkezetet megvizsgáltuk, meghatároztuk az kialakult  $\alpha$ -Ti mennyiségét. A hevítés közben végbemenő folyamatok leírása szerepel a cikkben.

## Köszönetnyilvánítás

A kutatás az Innovációs és Technológiai Minisztérium ÚNKP-20-5 kódszámú Új Nemzeti Kiválóság Programjának a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Alapból finanszírozott szakmai támogatásával készült. A tématerületi kutatás az Innovációs és Tématerületi Kiválósági Program 2020 Társadalmi hasznosság növelő fejlesztések a hazai felszín alatti természeti erőforrások hatékonyabb kiaknázása és hasznosítása terén az Innovációs és Technológia Minisztérium Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Alapból nyújtott támogatásával, a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Hivatal által kibocsátott támogatói okirat (Támogatói Okirat ikt. száma: TKP-17-1/PALY-2020) alapján zajló projektje részeként valósult meg.

## Irodalom

[1] Peter J. Lee, Bruce Strauss: 11.2 Nb-Ti - from beginnings to perfection, 100 Year of Superconductivity, Edited Horst Rogalla, Petes H. Kes, Aylor and Francis Publication, 2011

[2] M. B. Lazareva, A. A. Mazilov, V. A. Ksenofontov, T. I. Mazilova, Ju. A. Gordienko, O. V. Dudka, I. M. Mikhailovskij: Microstructure of NbTi superconducting alloy, Letters on materials 7 (4), 2017 pp. 345–349.

[3] J. F. Li, P. X. Zhang, X. H. Liu, J. S. Li, Y. Feng, S. J. Du, T. C. Wang, W. T. Liu, G. Grunblatt, C. Verwaerde, G. K. Hoang: The microstructure of NbTi

superconducting composite wire for ITER project, Physica C 468 (2008) 1840–1842.

[4] Hiroaki Otsuka, Masaaki Sugiyama, Ikuo Itoh: The influence of Aging time on alfa Ti Precipitation in NbTi/Nb/Cu Superconducting Multilayer Sheets, J. Japan Inst. Metals, Vol.64. No. 2. (2000), pp. 163–169.

[5] L. Cooley, P. Lee, D. C. Larbalestier: Processing of low Tc conductors: the alloy Nb–Ti, Handbook of Superconducting Materials, Volume I: Superconductivity, Materials and Processes, Edited by D. A. Cardwell, D. S. Ginley, IOP Publishing, Bristol and Philadelphia 2003 pp. 603–637.

[6] C. Meingast, P. J. Lee, D. C. Larbalestier: Quantitative description of a high Jc Nba Ti superconductor during its final optimization strain: I. Microstructure, Tc, HC2 and resistivity, J. Appl Phys 66 (12), 15 December 1989, pp. 5962–5970.

[7] Matthias Bönisch, Ajit Panigrahi, Mariana Calin, Thomas Waitz, Michael Zehetbauer, Werner Skrotzki, Jürgen Eckert: Thermal stability and latent heat of Nb rich martensitic Ti-Nb alloys, Journal of Alloys and Compounds 697 (2017) 300e309

[8] Moffat and D. C. Larbalestier: The Competition between the Alpha and Omega Phases in Aged Ti-Nb Alloys, Metallurgical Transactions Metallurgical Transactions A Volume 19a, July 1988, pp. 1687–1694.

[9] Mary I. Buckett, David C. Larbalestier: Precipitation at low strains in Nb 46.5 Wt% Ti, IEEE transactions on magnetics, Vol. Mag-23, No. 2, March 1987, pp. 1638–1641.

[10] Daniel Gajda, Andrzej Morawski, Andrzej Zaleski, Tomasz Cetner, Adam Presz: Enhancement of critical current density in superconducting wires NbTi, (Electrical Review), ISSN 0033-2097, R. 87 NR 6/2011, pp. 209–213.

[11] Daniel Gajda: Analysis Method of High-Field Pinning Centers in NbTi Wires and MgB2 Wires, Journal of Low Temperature Physics (2019) 194 pp. 166–182.

[12] Peter J. Lee: Abridged metallurgy of ductile alloy superconductors, Wiley Encycl. Electr. Electron. Eng., 1999.

[13] David C. Larbalestier: Niobium-titanium superconducting materials, Chapter 3. S. Foner et al. (eds.), Superconductor Materials Science: Metallurgy, Fabrication, and Applications, Plenum Press, New York 1981, pp.133–199.

[14] D. R. Trinkle, R. G. Hennig, S. G. Srinivasan, D. M. Hatch, M. D. Jones, H. T. Stokes, R. C. Albers, J. W. Wilkins: A New Mechanism for the alfa to omega Martensitic Transformation in Pure Titanium, Physical Reviewletters Vol. 91. Nr. 2 (2003) 025701

[15] A. W. West, D. C. Larbalestier: alfa-Ti precipitates in high current density multifilamentary niobium-titanium composites, IEEE transactions on magnetics, Vol. Mag-19, No. 3, May 1983.