

NbTi szupravezető ötvözet ciklikus termikus-mechanikus kezelése

Kárpáti V.^{1*}, Kecskeméti K. Gy.², Nagy E.^{3*}, Barna D.⁴, Kristály F.⁴, Mertinger V.⁵

¹ Miskolci Egyetem Fémtechnológiai Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet, Wigner Fizikai Kutatóközpont, Nagyenergiás Fizikai Osztály, viktor.karpati@uni-miskolc.hu

² Miskolci Egyetem Fémtechnológiai Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet, kende639@gmail.com

³ Miskolci Egyetem Fémtechnológiai Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet, ELKH-ME Anyagtudományi Kutatócsoport, erzsebet.nagy@uni-miskolc.hu

⁴ Miskolci Egyetem Ásványtani-Földtani Intézet, ferenc.kristaly@uni-miskolc.hu

⁵ Miskolci Egyetem Fémtechnológiai Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet, valeria.mertinger@uni-miskolc.hu

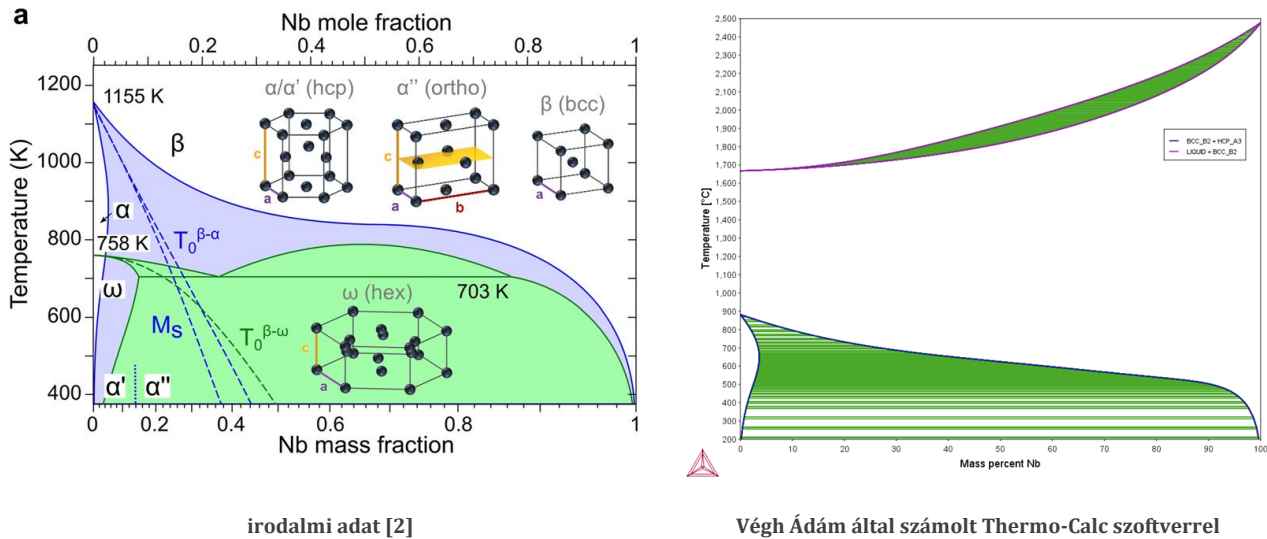
Absztrakt

2019-ben a CERN, a Wigner Fizikai Kutatóközpont és a Miskolci Egyetem közös kutatási és anyagfejlesztési projektet indított. A kutatómunka célja korszerű, rétegelt Cu/Nb/NbTi szupravezető, lemezes kompozit gyártástechnológiájának reprodukciója és a gyártási paraméterek összehangolásával olyan fizikai szimuláción alapuló kísérletsorozat végzése, amellyel megfelelő tulajdonságokkal rendelkező termékek előállíthatók. A lemezes kompozitban a szupravezető tulajdonságot a nióbbium-titán (NbTi) szilárdoldatos ötvözet adja. A megfelelő szupravezető tulajdonságot termomechanikus (ciklikus termikus/mechanikus) kezeléssel - hengerlés és hőkezelés kombinációjával biztosítottuk. A II-es típusú szupravezetők sajátossága, hogy az úgynevezett felső kritikus mágneses tér, felett az anyagba behatol a mágneses tér, úgynevezett vortexek (mágneses fluxus) formájában. A hőkezelés során a β fázisból a mágneses vortexeket stabilizáló, finom és diszperz eloszlású α -Ti kiválásokat hoztunk létre. A kiválások mennyiségét és kristallit méretét röntgendiffrakciós Rietveld analízis segítségével határoztuk meg. A kapott eredmények alapján a szupravezető kompozit lemez termomechanikus kezelése tervezhető.

1 Bevezetés

Manapság több fontos és kiemelkedő műszaki-tudományos eszköz megépítésének és működésnek fontos eleme a NbTi szupravezető ötvözet, ilyenek például a CERN, az ITER, de a legnagyobb felhasználók az orvosi eszköz gyártók, ugyanis a legtöbb MRI gép elengedhetetlen része a hélium-hűtésű, szupravezető mágnes. A világ szupravezető gyártásának legnagyobb hányadát a NbTi teszi ki, főleg kábel formájában. A II-es típusú szupravezetők sajátossága, hogy az úgynevezett felső kritikus mágneses térerősség felett az anyagba behatol a mágneses tér, úgynevezett vortexek formájában. A NbTi szupravezető alkalmazásánál a mágneses vortexek mozgását megakadályozó ún. „pinning” centereket kell létrehozni, amit az α -Ti kiválásokkal érnek el. Ezen kiválások akkor eredményesek, ha kicsik, diszperzek és sok van belőlük, mivel a stabilizáció hiányában az anyag melegszik, ezáltal elveszti a szupravezető tulajdonságát [1].

Az irodalomban ellentmondásos adatok vannak a Nb-Ti fázisdiagramról, ami segítség lehet a kiválások létrehozásában. Az 1. ábra egy irodalmi, illetve az intézetünkben végzett számítások eredményét mutatja [2]. Ezek szerint az általunk vizsgált koncentráció (Nb53% Ti 47%) esetén a térben középpontos β -Ti és a hexagonális α -Ti is jelen kell legyen. A kb. 800°C-ról történő hűtés során a β -Ti-ből válik ki a kisebb Nb tartalmú α fázis.



1. ábra. A Nb-Ti kétalkotós fázisegyensúlyi diagramja

Sergey Shavkin és társai Nb50wt%Ti összetételű szalagot használtak a kísérleteikhez. Azt vizsgálták, hogy egy hőkezelés hatására létrejött α -Ti kiválások milyen szinten befolyásolják az anyag mágneses tulajdonságait. Egy 25 órás 385°C-on történő vákuumhőkezelés 5%-os térfogathányadú α -Ti kiválást eredményezett a szemcsehatárok mentén. A röntgendiffrakciós eredményeikből arra következtetnek, hogy a NbTi fázis szerkezetét a hőkezelés nem változtatta meg [3]. H. Otsuka és társai a NbTi/Nb/Cu szendvics szerkezetű kompozit kritikus áramsűrűségét és mikroszerkezetét vizsgálták. A kísérleteikhez Nb-46.5 wt% Ti ötvözetet használtak. A szerzők nem csak a szemcsehatárokon figyeltek meg α -Ti kiválásokat, hanem a NbTi szemcsék belsejében is. TEM eredményeik alapján megállapították, hogy viszonylag hosszú, 100 nm-1 μ m szemcsehatármenti (intergranuláris) α -Ti kiválások jelentek meg, míg jóval rövidebb 20-30 nm (határmenti és szemcsén belüli (inter- és transgranulális) kiválások is megfigyelhetők voltak. Vizsgálataik alapján megállapították, hogy az α -Ti kiválások a hengerlés irányában nyújtottak.[4] K. Matsumoto és társai mérési sorozatot hajtottak végre Nb-46,5wt%Ti anyagminőségű ötvözetben. A szerzők 160 mm vastag NbTi ötvözetet 200 mm átmérőjű réz csőbe helyeztek, majd melegen extrudálták 20 mm vastagságig, végül hat hideghúzási lépést végeztek közbenső hőkezelésekkel. A hőkezeléseket 0,9 logaritmusos alakváltozás után kezdték el és 4 után fejezték be. A próbadarabokon 350, 380, 410°C -os 40 órás hőkezeléseket végeztek a hat hideghúzási lépés között. Az eredményekből az látszik, hogy magasabb hőmérsékleten az α -Ti kiválások térfogathányada nőtt, ahogy az átlagos szemcseméret is. A kritikus áram vizsgálatok során megfigyelték, hogy a J_c kritikus áramérték maximumos görbe szerint változik 5 és 8 T mágneses tér esetén is. A legmagasabb J_c értéket 410°C-os hőkezelt darabon mérték 5 logaritmusos alakváltozás után 5 T mágneses térben [5]. H Hillmann 1999-es cikkében bemutatja, hogy a szilárdoldat hűlése során a szilárd szemcse közepén kialakul egy Nb koncentrációban gazdagabb tartomány, míg a szemcse szélén a Ti ötvözőfém atomok dúsulnak, így ott a Nb koncentráció alacsonyabb lesz, így értelemszerűen ebben a tartományban az α -Ti csíráképződése könnyebben megindul. Mivel a diffúzió még magas hőmérsékleten (~1000°C) is nagyon lassú a Nb-Ti rendszerben, így a titánban gazdag zónák koncentrációja nem változik jelentős mértékben hőkezelés hatására, ezt az állapotot csak a különféle alakítási technológiákkal lehet megváltoztatni. A szemcsehatárok és a Ti-ban gazdag szegregációs zónák a legfontosabb helyei az α -Ti kiválások megjelenésének. Megállapították, hogy az α -Ti kiválások hajtóereje nagyon alacsony, 550°C alatti tartományban is, ahol a fázisdiagram szerint az α -Ti kiválás képzést optimális végezni. A folyamat hajtóerejének növeléséhez hosszú és nagy ismétlésszámú hőkezelés és hidegalakítás szükséges [6]. T. Kitai és kollégái a mesterségesen bevitt pinning centerek hatását vizsgálták a

kritikus áramsűrűsége, és a Tc kritikus hőmérsékletre. Azt a kijelentést teszik, hogy az α -Ti csak abban az esetben a fő pinning centrum amikor a lemezes kompozitban a NbTi szupravezető réteg és a normál (nem szupravezető) réteg vastagságának együttes váltakozása nagyobb mint 1000 nm. A vizsgálataikat NbTi/Nb/Cu több rétegű kompozit anyagon végezték. Ha a váltakozó két réteg együttes vastagsága kisebb, mint 100 nm, úgy a mesterséges pinning centrumok hatása érvényesül jobban, ezek a két említett (normál és szupravezető) réteg határán jelennek meg. Kitérnek egy hipotézisre, hogy Nb-40 ~ 50 wt%Ti összetételű ötvözetek esetén 673K = 400°C-on végzett hőkezelés hatására 50 térfogat %-os α -Ti kiválás hozható létre. Ezt a feltételezést viszont egyből meg is cáfolják egy valós adattal. Egy NbTi mintát, hogy 28 % térfogathányad mennyiségben legyen benne jelen az α -Ti fázis, 7200000 másodpercig kell melegíteni, ami 2000 órának és 83.3 földi napnak felel meg. A következő alapkövetelményeket állapítják meg, ami szerintük alapkövetelmény olyan új és nagyteljesítményű szupravezetők gyártásában, amelyek APC (Artificial Pinning Centre) hozzáadásával készülnek: (i) Csökkenteni kell a szupravezető (S) és nem szupravezető rétegek (N) vastagságát, annak érdekében, hogy növekedjen közöttük a határfelületek száma, (ii) vékonyabb N réteget kell alkalmazni az S réteghez képest, hogy a közelségi hatás (proximity effect) csökkenjen, (iii) a különálló S és N határokat úgy alakítsuk ki, hogy figyelembe kell venni a rétegek koherencia hosszát és képződési energiáját, (iv) olyan S és N anyagokat kell választani, amelyek nem reagálnak egymással, és a határfelületükön nem alakulnak ki vegyületek, (v) nem csak a fizikai, hanem a mechanikai tulajdonságokat is vizsgálni kell, mivel ezek fontosak a homogén mikroszerkezet kialakításában. A kísérleteik összefoglalásaként megállapították, hogy minél vékonyabbak a rétegek, a Tc kritikus hőmérséklet annál alacsonyabb lesz [7]. Mousavi és munkatársai egy teljesen új koncepciót, a NbTi szupravezető technológia egyik lehetséges jövőbeni megoldását, ODS (oxide dispersion strengthening- oxidos kiválásos keményítés) alkalmaztak. Sikert Y2Ti2O7 szemcséket diszperzen a NbTi fázisba juttatni. Az Y2Ti2O7 hasonlóan az α -Ti-hoz fluxus pinning segítő anyag, de annál hatékonyabb. Az előállítás több lépcsős, először nagy tisztaságú Nb, Ti, és Y2O3 porokat golyósmalomban mechanikusan ötvöztek, majd 20 mm átmérőjű érmébe formáztak melegpréseléssel. Az érméket több hőmérsékleten lágyították. A kész anyagban a Y2Ti2O7 nagyon hatékony fluxus gátló tulajdonságokkal rendelkezik, és képes jelentősen javítani a kritikus áramsűrűség értékét. Az ODS technikával előállított NbTi csaknem olyan jó szupravezető tulajdonságokkal rendelkezik, mint hagyományos társa [8].

Az irodalmi adatokból is kitűnik, hogy az α -Ti fázis kialakulása, mennyisége, eloszlása nagyban függ az alakíttottság mértékétől és az alkalmazott termikus kezelés paramétereitől. Nem létezik jól bevált recept, hanem azt mindig az adott technológiai körülményekre optimalizálva kell meghatározni, viszont az irodalmi eredményeket felhasználva érdemes a kísérletsorozatot optimalizálni.

2 Kísérleti, vizsgálati módszerek

Hengerlési és hőkezelési kísérleteinket a Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetben, Nb53Ti47 anyagminőségű szupravezető ötvözetben végeztük el. A kutatómunka célja egy olyan hengerlési és hőkezelési kísérletsorozat összeállítása, mellyel a lehető legtöbb, diszperz eloszlású α -Ti kiválás hozható létre. A diszperz eloszlású és megfelelő méretű kiválásokat az előzetes hidegalakítás és közbelső hőkezelés kombinációjaként értük el. A kiinduló próbadarab egy 20 x 20 x 80 mm-es hasáb, melyet egy Von-Roll hengerállványon duó üzemmódban hidegen hengereltük. A hengerek átmérője 220 mm, a hengerlési sebesség 30 m/perc volt. A lemezt több lépésben (74%, 91%, 97%, 98%) hidegen alakítottuk úgy, hogy a nevezett egyes alakítási lépések között hőkezelést alkalmaztunk, majd tovább folytattuk az alakítási műveletet. Mind a hőkezelés előtt és után mintavételezés történt. Az egyes lépésekhez tartozó alakítási állapotokat mutatja az 1. Táblázat. Az adott alakítási lépést 3-4 szűrás eredménye után értük el. A hengerlést követően az 1-4 mintavételezési állapotban, az alakított darabokról készült makrofelvételt mutatja a 2. ábra. A hőkezeléseket védőgáz alatt 375°C-on végeztük, minden

egy lépés után 6 óráig. Így összesen 8 db különböző állapotú mintát kaptunk, melyek állapotát a 2. Táblázat foglalja össze.

Az így kapott mintákon elvégeztük a minták röntgendiffrakciós vizsgálatát Bruker D8 Discovery XRD berendezésen végeztük Cu K α (λ) sugárzást alkalmazva 40 kV-os és 40 mA generátorbeállításokkal. A Göbel tükörrel 1-100° (2 θ -Bragg szög) tartományban, 0,004° (2 θ) lépésközzel és 0,60 s számlálási idővel, LynxEye X-ET energiadisziperzív detektor segítségével. A fázis azonosítást Bruker EVA 5.0 szoftverrel végeztük PDF2 adatbázis alapján, a Rietveld illesztéshez pedig a Bruker TOPAS 6.0 szoftvert használtuk. A műszer beállítás SRM NIST 1976b korund szabvány szerint, a kalibrálás az SRM NIST 640d szilíciumpor szabvány szerint történt. A műszeres profil számítása a Fundamental Parameters Approach (FPA) módszer történt, az alapvonalat az elsőrendű Chebyshev-polinom modellezi. A kitüntetett orientáció korrigálásához a March-Dollase függvény vagy a szférikus harmonikus függvény használatos, ahol szükséges. A csúcshéledést egyidejű méret (nm-ben) és rácstorzulás (ϵ_0 -dimenzió nélküli) számítással oldottuk meg (1) és (2), ahol az FWHM az interferenciafüggvény teljes szélessége a maximum felénél.

$$\text{méret} = \text{FWHM}(2\theta) \cdot \cos(\theta) / \lambda \quad (1)$$

$$\epsilon_0 = \text{FWHM}(2\theta) / (4 \tan \theta) \quad (2)$$

A két paramétert addig illesztettük, amíg a legjobb illeszkedést, azaz a legsimább különbséggörbét kaptuk. Azokban az esetekben, ahol a méret-rácstorzulás-modellezés nem oldotta meg a mért mintázatot, ugyanabból a fázisból egy második struktúra lett bevezetve, hogy megkülönböztessük a mérettartomány és/vagy a deformáció mértéke által meghatározott frakciókat.

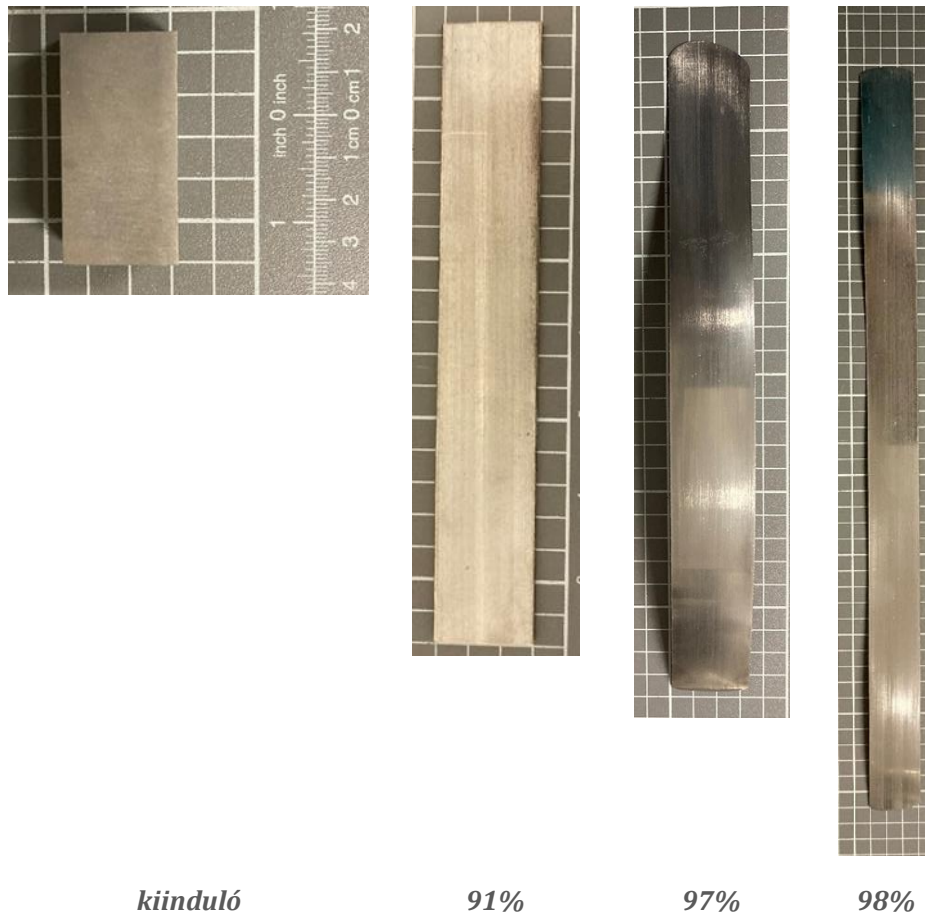
A parametrizálást a következő lépések szerint végeztük: Az illesztés előtt: (i) emissziós profil beállítása (a röntgen cső adatainak beállítása), (ii) az instrumentális (műszeres) paraméterek beállítása (a mérés során alkalmazott anyagfüggetlen gépi beállítások kiválasztása, (iii) „sample displacement” (a minta geometriai egyenetlenségéből származó defókuszálási adat). Az illesztéshez szükséges paraméterek beállítása: (i) rácsparaméter (fontos a méretek alsó és felső bekorlátozása, az iterációs módszer működése végett), (ii) kristallit méret (fontos a méretek alsó és felső bekorlátozása, az iterációs módszer működése végett 10-1000 nm között), (iii) orientáció (meg kell adni, hogy számíthatunk-e kitüntetett orientáció (textúra) jelenlétére, és ha igen melyik kristálysíkon), (iv) rácsfeszültség (az alakítás és hőkezelés különböző rendű maradó feszültséget okoz, ami a rácsot torzítja). Ezeket a beállításokat minden jelenlévő fázisra végre lehet és kell hajtani. A folyamat bonyolultságát az is fokozza, hogy egy fázis adott paraméterének megváltoztatása hatással lehet egy másik fázis paraméterének a megváltozására. [11]. A Rietveld analízis menetét a 3. ábra, míg a kísérleti munka teljes folyamatábráját a 4. ábra mutatja be.

1. Táblázat Az egyes mintavételi állapotokhoz tartozó redukciók

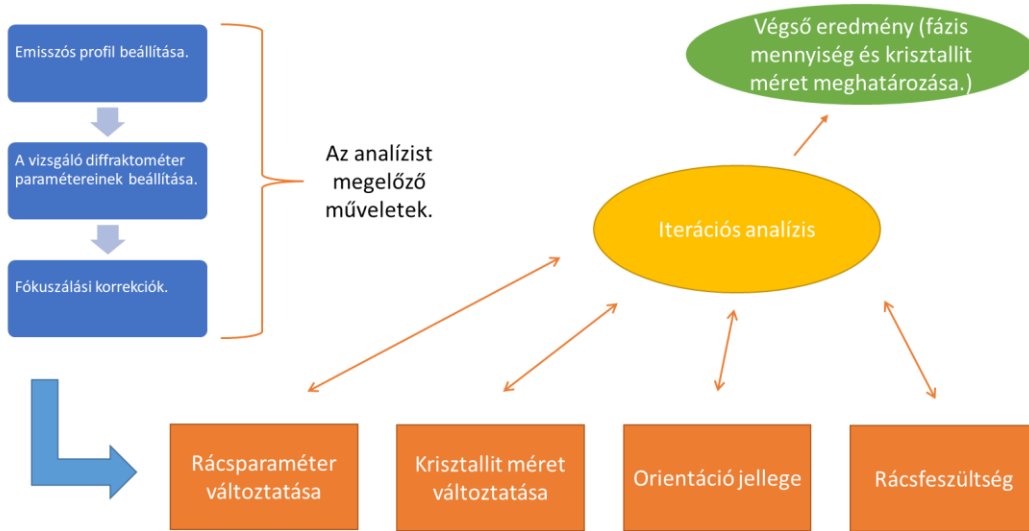
<i>Mintavételezési állapot</i>	<i>Vastagság hengerlés előtt (mm)</i>	<i>Vastagság hengerlés után (mm)</i>	<i>Százalékos alakváltozás (%)</i>
1	20	5,22	74
2	5,25	1,84	91
3	1,84	0,68	97
4	0,68	0,44	98

2. Táblázat A T1-T8 jelű minták termomechanikus története

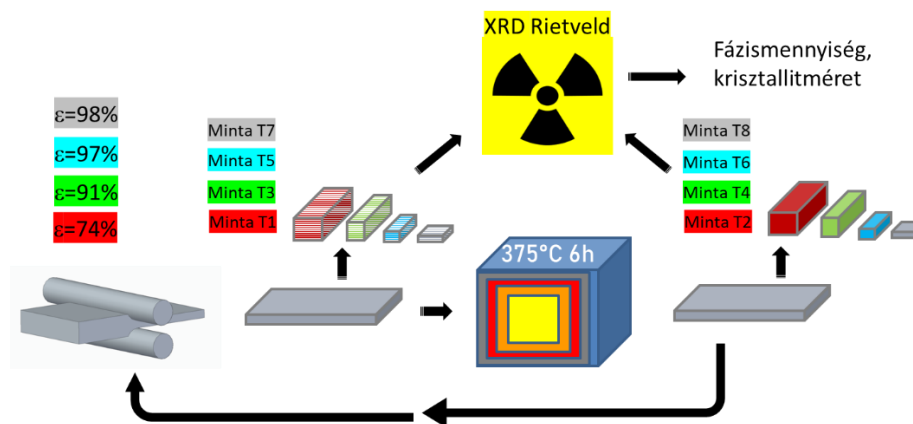
	Alakítás 74%	Hőkezelés 375°C, 6h	Alakítás 91%	Hőkezelés 375°C, 6h	Alakítás 97%	Hőkezelés 375°C, 6h	Alakítás 98%	Hőkezelés 375°C, 6h
T1								
T2								
T3								
T4								
T5								
T6								
T7								
T8								



2. ábra. A NbTi ötvözet a különböző alakítási mérték után



3. ábra. A Rietveld illesztés folyamata



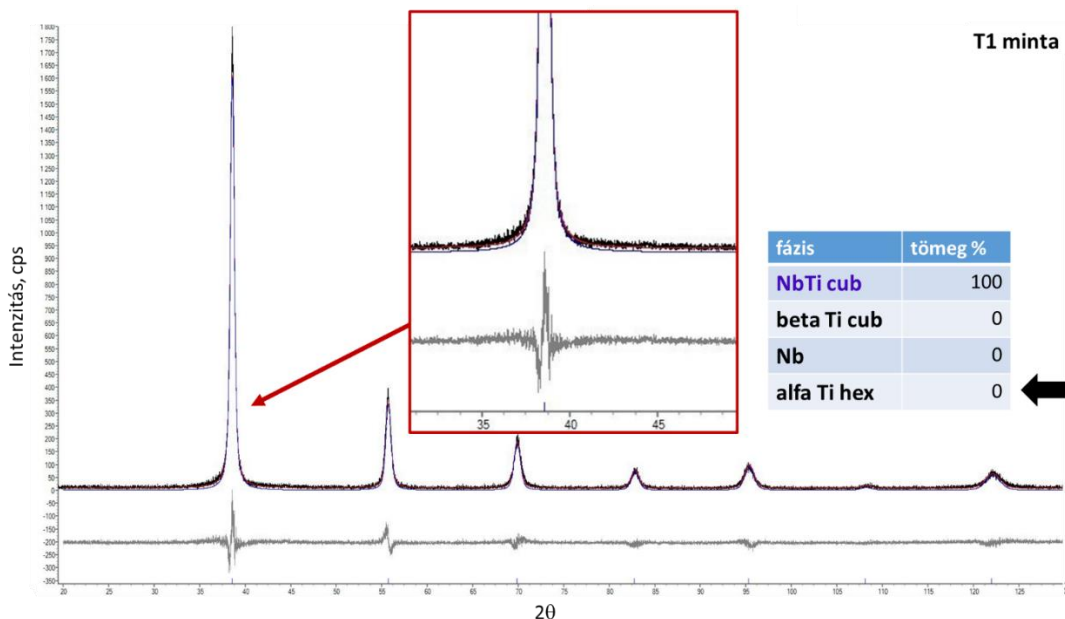
4. ábra. A kísérleti munka folyamatábrája

3 Eredmények

A Rietveld analízis eredményét, a mért görbét, az adott fázist vagy fázisokat megjelenítő illesztő görbét és az illesztés jóságát mutató differencia görbét láthatjuk példaként a T1 mintára az 5. ábra szerint. Az illesztés akkor volt megfelelő, ha nem kettő, hanem négy lehetséges fázist vettünk figyelembe. A kiinduló állapotnak tekinthető köbös NbTi (diffraktogramokon: NbTi cub jelölés) és az α -Ti (diffraktogramokon: Titanium hex jelölés) egyértelmű, viszont meglepő volt, hogy a tiszta nióbium (diffraktogramokon: Niobium jelölés) és β -titán (diffraktogramokon: Titanium cub jelölés) fázisokat is be kellett vennünk az illesztésbe. Ez a meglepő eredmény arra utal, hogy az α -Ti kiválása nem feltétlenül a korábban gondolt módon, csíráképződéses, és diffúzió szabályozta növekedéses heterogén átalakulásnak megfelelő módon megy végbe. Ezt további kutatással kell majd megerősíteni.

A Rietveld illesztés adataiból a tömeghányadot és az illető fázisok kristallit méretét vizsgáltuk. Az illesztés alapján számolt kristallit méret és tömeghányad adatokat a 3. Táblázat mutatja. Az összes mintára együttesen látható eredményeket a 6. ábra és a 7. ábra szemlélteti. A csíkos adatok mindig a hengerelt, a tele adatok mindig a hőkezelt állapotú mintákat jelölik. Az összesítő diagramon jól látszik, hogy az α -Ti a T4 jelű mintában jelenik meg először. Egyértelmű, hogy az adott alakítást követő hőkezelés mindig növeli a kiválás mennyiségét az alakított állapothoz képest (T3-T4, T5-T6, T7-T8 minták). Az is nagyon jól látszik, hogy a tiszta Nb együtt változik az α -Ti-nal. A β -Ti megjelenése szintén a nióbium megjelenéséhez köthető. A NbTi mennyiségének csökkenése nem monoton. Ellentmondásos eredménynek tűnik, hogy adott hőkezelést követő képlékenyalakítás hatására a már hőkezeléskor meglévő α -Ti kiválások mennyisége csökken (T6, T7 minta összehasonlítása), ami természetesen nem lehetséges. Ennek a magyarázata az, hogy a röntgendiffrakciós vizsgálatok mindig a próbatestek felületén történtek, abban a nyírási zónában, amely a hengerekkel érintkezett. A képlékenyalakítás hatására az α -Ti kiválások átrendeződhetnek, sőt képlékenyen alakváltozhatnak, és orientálódhatnak is, ami a röntgendiffrakciós mérés eredményét természetesen megváltoztatja, ez felhasználásra is kihat.

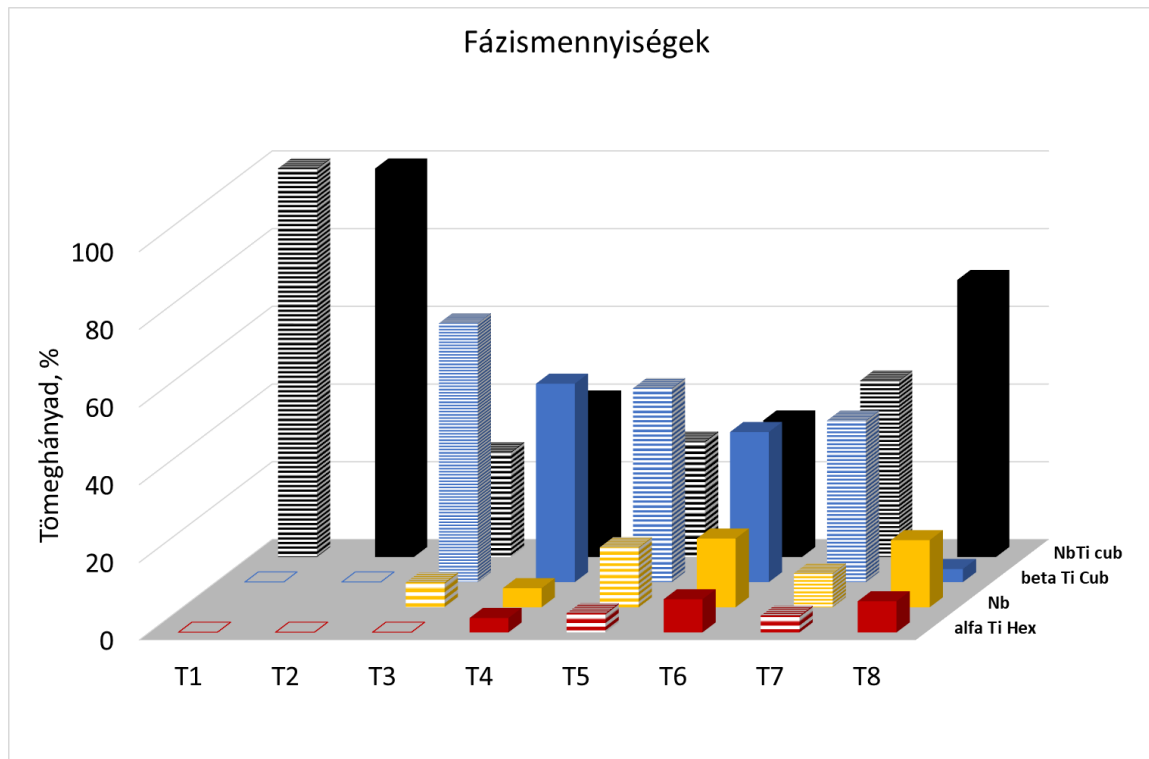
A kristallit méret adatok is érdekesen alakulnak. Az α -Ti kiválások jellemzően 20 nm alattiak. A tiszta nióbium szintén ebbe a tartományba esik. A β -Ti és a NbTi nagyobb, eléri akár a 100 nm -es értéket is. A β -Ti esetében az adott állapotú hőkezelt mindig nagyobb kristallit méretű, mint a pusztán csak alakított. Az alakított állapotú mintákat összehasonlítva az α -Ti és a Nb mennyisége az alakítás mennyiségével növekszik. Ugyanez igaz a hőkezelési idő hatására is a hőkezelt állapotú mintáknál. A NbTi és a β -Ti egymás komplementereként viselkedik. A kristallit méretet, a hőkezelési idő három fázis esetében növekszik, a NbTi jellemzően nem változik. Ezzel szemben az alakítás mértéke meglepő, maximumos lefutás szerint változtatja a kristallit méretet. A további vizsgálataink során mindezen megfigyelések alátámasztására nagyfelbontású mikroszkópos technikát fogunk alkalmazni.



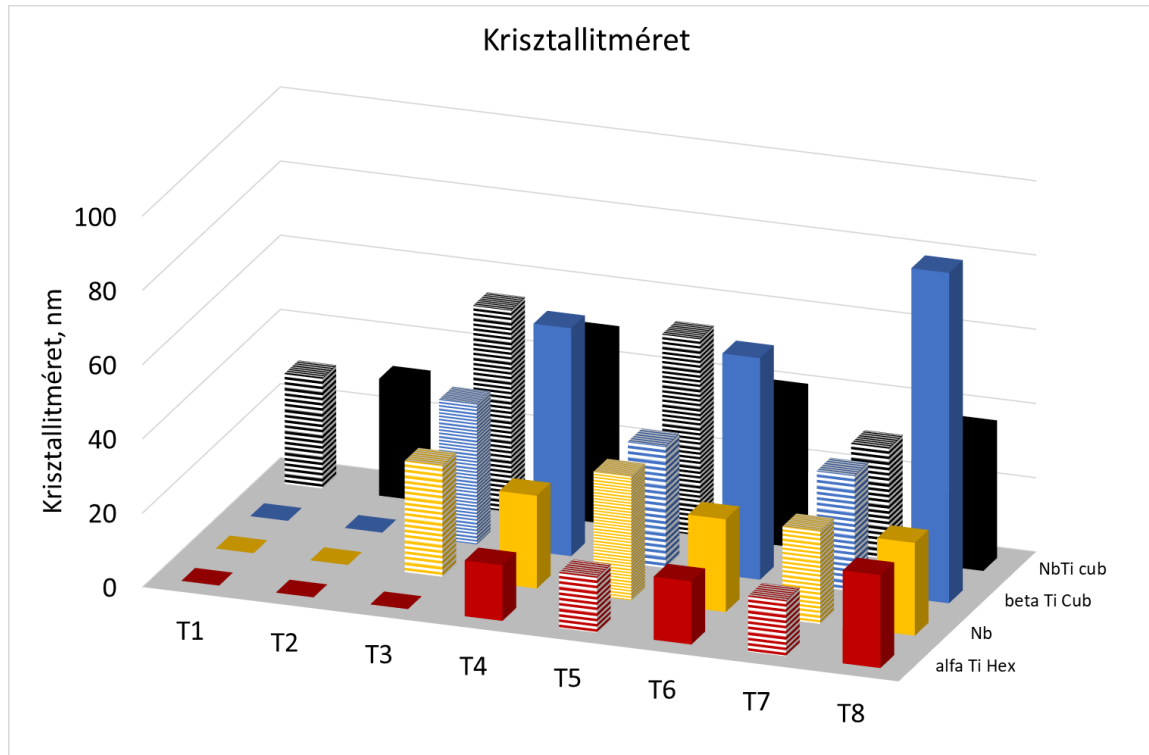
5. ábra A T1 jelű minta Rietveld illesztésének eredménye (fekete vonal- mért görbe, kék vonal- illesztési görbe, szürke vonal- a kettő differencia görbéje) (alfaTi Hex= α -Ti, Nb= tiszta nióbium, beta Ti cub= β -Ti, NbTi cub=NbTi)

3. Táblázat A T1-T8 jelű minták Rietveld illesztésének eredménye

Minta	Tömeghányad, %				Krisztallit méret, nm			
	NbTi cub	α -Ti Hex	β -Ti Cub	Nb	NbTi cub	α -Ti Hex	β -Ti Cub	Nb
T1	100	0	0	0	29,8	0	0	0
T2	100	0	0	0	31,5	0	0	0
T3	27	0	67	6	54,5	0	37,8	30
T4	40	4	51	5	49,8	15	61,4	25
T5	30	5	50	15	53,1	15	32,8	33,4
T6	35	9	39	18	40,6	17	59,7	25
T7	45	4	42	9	30	15	31,3	25
T8	71	8	3	17	37,1	25	89	25



6. ábra A T1-T8 jelű mintákban a Rietveld analízissel meghatározott fázisok és azok tömeghányada (α -Ti Hex= α -Ti, Nb= tiszta nióbium, beta Ti cub= β -Ti, NbTi cub=NbTi) A csíkozott oszlop jelöli az alakított, a tele oszlop pedig a hőkezelt állapotot



7. ábra A T1-T8 jelű mintákban a Rietveld analízissel meghatározott fázisok és azok krisztallit mérete (α -Ti Hex= α -Ti, Nb= tiszta nióbbium, beta Ti Cub= β -Ti, NbTi cub=NbTi) A csíkozott oszlop jelöli az alakított, a tele oszlop pedig a hőkezelt állapotot

4 Összefoglalás

Ciklikus termikus/mechanikus kezeléssel szupravezető N53Ti47 szilárdoldatos ötvözetben α -Ti kiválásokat hoztunk létre. Különböző mértékű hidegalakításokat ($\epsilon=74, 91, 97, 98\%$) és köztük 375°C -os 6 órás vákuum hőkezeléseket végeztünk. Röntgendiffrakciós vizsgálatok és Rietveld analízis alapján megállapítottuk, hogy a képlékenyalakítás mértékének növelése, illetve a hőkezelési idő növelése az α -Ti mennyiségét növeli. Az α -Ti kiválások krisztallit mérete a 20 nanométer alatti tartományba esett. Meglepő eredmény volt, hogy a Rietveld illesztés során a NbTi szilárdoldat, illetve az α -Ti kiválások mellett tiszta nióbbium és β -Ti fázisok is azonosíthatók voltak. Ezek az eredmények arra utalnak, hogy az α -Ti kiválása nem a klasszikus csíráképződéses, és diffúzió szabályozta növekedéses folyamat szerint megy végbe. Előzetes, nem ciklikus termikus/mechanikus, hanem nagymértékű hidegalakítást követő hőkezelések során nagyobb tömeghányadú α -Ti volt kimutatható. Ennek az ellentmondásnak a feloldására, illetve a kiválási folyamat tisztázására a jövőben nagyfelbontású elektronmikroszkópos vizsgálatokat fogunk végezni.

5 Köszönetnyilvánítás

A tématerületi kutatás a Miskolci Egyetemen, egyfelől az Innovációs és Technológia Minisztérium támogatásával zajló Tématerületi Kiválósági Program keretében támogatott projekt részeként (Támogatói Okirat ikt. száma: NKFIH-846-8/2019), másfelől a kutatás a Miskolci Egyetem „Társadalmi hasznosság növelő fejlesztések a hazai felszín alatti természeti erőforrások hatékonyabb kiaknázása és hasznosítása területén” című, 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. „A kutatómunkánk az Innovációs és Technológiai Minisztérium Kooperatív Doktori Program Doktori Hallgatói Ösztöndíj Programjának a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Alapból finanszírozott szakmai támogatásával készült.” Köszönettel tartozunk Végh Ádámnak a Thermo-Calc szoftverrel végzett fázisdiagram számításért. Köszönettel tartozunk Dr. Szabó Gábornak és Puskás Csabának a hengerlési kísérletekben nyújtott segítségükért.

6 Irodalomjegyzék

- [1] A. Wood, *Magnetic venture: the story of Oxford Instruments*. Oxford: Oxford University Press, 2001.
- [2] M. Bönisch, M. Stoica, és M. Calin, „Routes to control diffusive pathways and thermal expansion in Ti-alloys”, *Sci. Rep.*, köt. 10, sz. 1, o. 3045, dec. 2020, doi: 10.1038/s41598-020-60038-x.
- [3] S. Shavkin és mtsai., „Features of microstructure and magnetic flux dynamics in superconducting Nb-Ti tapes with strong anisotropic pinning”, *EPJ Web Conf.*, köt. 185, o. 08007, 2018, doi: 10.1051/epjconf/201818508007.
- [4] H. Otsuka, M. Sugiyama, I. Itoh, és M. Sawamura, „Critical current density and microstructure of Nb Ti/Nb/Cu superconducting multilayer sheet”, *Cryogenics*, köt. 38, sz. 3, o. 309–317, márc. 1998, doi: 10.1016/S0011-2275(97)00160-4.
- [5] K. Matsumoto, M. Nakajima, Y. Tanaka, és K. Osamura, „SUPERCONDUCTING PROPERTIES AND MICROSTRUCTURES SUPERCONDUCTING WIRES IN NbTi”, *Trans. Magn.*, köt. 27, sz. 2, o. 4, márc. 1991.
- [6] H. Hillmann, „Interaction of metallurgical treatment and flux pinning of NbTi superconductors”, *Supercond. Sci. Technol.*, köt. 12, sz. 6, o. 348–355, jún. 1999, doi: 10.1088/0953-2048/12/6/304.
- [7] T. Kitai, H. Tsurumaru, M. Higuchi, K. Osamura, S. Kikuchi, és H. Otsuka, „Transition of flux pinning mechanism in mesoscopic NbTi/Nb/Cu superconductor”, *Cryogenics*, köt. 38, sz. 8, o. 779–784, aug. 1998, doi: 10.1016/S0011-2275(98)00057-5.
- [8] T. Mousavi, P. S. Grant, S. C. Speller, és C. Grovenor, „New nanoscale artificial pinning centres for NbTi superconductors”, *Mater. Des.*, köt. 198, o. 109285, jan. 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2020.109285.
- [9] Dr. Gulyás József, Dr. Horváth Ákos, Illés Péter, Dr. Farkas Péter, „ACÉLOK HENGERLÉSE”, 2013 o. 124.
- [10] A. D. Krawitz, *Introduction to diffraction in materials, science, and engineering*. New York: John Wiley, 2001.
- [11] E. Nagy, F. Kristály, V. Mertinger: Application of Rietveld refinement in orientated material structures, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 903 (2020) 012028, doi:10.1088/1757-899X/903/1/012028