

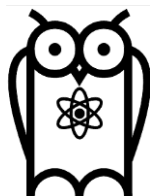
MISKOLCI EGYETEM
ANYAG- ÉS VEGYÉSZMÉRNÖKI KAR
FÉMELŐÁLLÍTÁSI ÉS ÖNTÉSZETI INTÉZET



**MIKROÖTVÖZÖTT ACÉLMINŐSÉGEK ÖTVÖZŐINEK MÓDOSÍTÁSA A
GYÁRTÁSI KÖLTSÉGHATÉKONYSÁG OPTIMALIZÁLÁSÁNAK SZEM-
PONTJÁBÓL**

*MODIFICATION OF MICROALLOYED STEEL ALLOYS TO OPTIMISE MANUFACTURING
COST EFFICIENCY*

TDK DOLGOZAT



VESZPRÉMI RAMÓNA
AZMO61

IPARI KONZULENS

PALKOVICS MIKLÓS
Technológiai Főosztály, szakértő

EGYETEMI KONZULENSEK

DR. SZABÓ GÁBOR
Tudományos főmunkatárs

DR. MÓGER RÓBERT
Főiskolai docens

**MISKOLC,
2023**



Miskolci Egyetem
Anyag- és Vegyészmérnöki Kar
Fémelőállítási és Öntészeti Intézet



NYILATKOZAT

Alulírott **Dr. Szabó Gábor** kijelentem, hogy a **Veszprémi Ramóna** által benyújtott „**Mikroötvözött acélminőségek ötvözőinek módosítása a gyártási költséghatékonyság optimalizálásának szempontjából**” című TDK dolgozat tartalmát ismerem, és a szakmai tartalmával egyetértek.

Dátum: 2024. május 26.

Dr. Szabó Gábor
tudományos főmunkatárs



3515 Miskolc, Egyetemváros
Telefon (36) 46 565-111/10-32
metont@uni-miskolc.hu
www.metall.uni-miskolc.hu



Miskolci Egyetem
Anyag- és Vegyészmérnöki Kar
Fémelőállítási és Öntészeti Intézet



I. KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

Ezúton szeretnék köszönetet mondani Dr. Szabó Gábor és Dr. Móger Róbert egyetemi, valamint Palkovics Miklós ipari konzulenseimnek a TDK dolgozatom elkészítésében nyújtott segítségükért. Portász Attila Technológiai főosztály-vezetőnek a kísérleti gyártás feltételeinek a megteremtéséért. Jacsó Rudolf Technológiai főosztály metallurgiai szakértőjének a mikroötvöztetés technológiai rejtelseibe történő bevezetéséért. Narancsik Zsolt Mechanikai anyagvizsgálati főosztályvezetőnek a mechanikai vizsgálatok elvégzéséért. Dr. Kardos Ibolya Metallográfiai és roncsolásmentes anyagvizsgálati főosztály anyagvizsgálójának a zárányvizsgálatok, valamint a fénymikroszkópos felvételek elkészítésében nyújtott segítségéért. Szabó Mária Spektrometriai főosztályvezetőnek az optikai emissziós spektroszkópia elemzés elkészítéséért. Horváth Zsolt Technológiai főosztály főmunkatársának a fizikai segítségért. A vállalatnak a technológia bemutatásáért, a mintadarabok rendelkezésemre bocsátásáért, illetve minden közreműködőnek a munkájáért.

Köszönettel tartozok Kovács Árpádnak a Miskolci Egyetem Anyag- és Vegyészmérnöki Kar mérnökstanárjának a scanning elektronmikroszkópos felvételek elkészítésében, valamint elemzésében nyújtott segítségéért.

Végül, de nem utolsó sorban szeretnék köszönetet mondani a családomnak a megértő türelmükért és támogatásukért.



A Kulturális és Innovációs Minisztérium ÚNKP-23-2 kódszámú Új Nemzeti Kiválóság Programjának a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Alapból finanszírozott szakmai támogatásával készült.



3515 Miskolc, Egyetemváros
Telefon (36) 46 565-111/10-32
metont@uni-miskolc.hu
www.metall.uni-miskolc.hu

II. TARTALOMJEGYZÉK

Bevezetés és Célkitűzés	1
1. A HSLA acélok gyártástechnológiájának bemutatása	2
2. A mikroötvözők elméleti háttere	5
2.1. Alkalmazott mikroötvözők.....	5
2.1.1. A nióbium.....	5
2.1.2. A titán	5
2.1.3. A Ti és a Nb együttes hatása.....	6
2.2. A mikroötvözők hatása az ausztenit átalakulási folyamatára, a szemcseméretre, valamint a szemcsefinomításra	6
2.3. A mikroötvözők hatása az acélok mechanikai tulajdonságaira	9
2.3.1. Nióbium hatása az acélok mechanikai tulajdonságaira	9
2.3.2. A titán hatása az acélok mechanikai tulajdonságaira.....	10
3. Üzemi kísérlet	11
3.1. Acélgyártás és Folyamatos öntés	11
3.2. Meleghengerlés	14
3.3. Kikészítés és Próbázás.....	17
4. Az eredmények kiértékelése.....	18
4.1. Mechanikai eredmények általános értékelése	18
4.2. A hengerlési vég hőmérséklet hatása a mechanikai tulajdonságokra	20
4.3. Kémiai összetétel meghatározása	26
4.4. Scanning elektronmikroszkópos vizsgálatok	29
4.5. Zárványvizsgálat	35
4.5.1. Zárványtartalom hatása a mechanikai tulajdonságokra.....	36
5. Költségelemzés.....	43
5.1. Provizórikus elemzés.....	45
6. Összefoglalás és konklúzió	47
Irodalomjegyzék.....	48
Mellékletek jegyzéke.....	49

III. ABSZTRAKT

Az acélok mikroötvözése kiemelkedő fontosságú az acéliparban, mivel számos előnyt kínál az anyagok tervezésében és gyártásában. A mikroötvözött HSLA acélok erősített mechanikai tulajdonságokkal rendelkeznek, például nagy szilárdság, kiemelkedő szívósság és jó alakíthatóság. Ezen túlmenően a mikroötvözés - a mechanikai tulajdonságok változtatása nélkül - lehetővé teszi a súlycsökkentést, miközben megőrzi vagy akár javítja az anyagok funkcionalitását. Mindezek mellett a megfelelően kialakított mikroötvözési eljárás és ötvözőanyag kiválasztás csökkentheti a gyártók előállítási költségeit, ami növelheti a versenyképességüket és elősegítheti a rentábilis működésüket.

Olyan ötvözőanyagok, mint a nióbbium vagy a titán, amelyeket gyakran alkalmaznak mikroötvözött acélokban, a jelenlegi kitermelési láncban könnyebben - esetenként kedvezőbb áron - hozzáférhetők, mint más ötvözőanyagok. Összességében a mikroötvözés a modern anyagfejlesztés egyik kulcsfontosságú területe, amely számos iparági alkalmazásban hozzájárulhat az anyagok hatékonyságához és teljesítményéhez, miközben fenntarthatóbb és környezetbarátabb megoldásokat kínál.

Több kutatás és publikáció foglalkozott már a mikroötvözők hatásmechanizmusával és metallurgiai hátterével, de még a mai napig nem tisztázott számos lehetséges összefüggés a mechanikai tulajdonságok megvalósulásával kapcsolatban. Egyrészt a fentiek miatt esett a választás erre a tématerületre, amit a TDK dolgozat feldolgoz, másrészt a költséghatékonyság is egy kiemelt prioritással vizsgálandó terület volt, ahol eddig kevésbé vagy egyáltalán nem használt ötvözők alkalmazhatósága került elemzésre. A kísérletek során három ötvözési koncepció szerint gyártott S355MC acélminőség került összehasonlításra. Az eredmények tekintetében a legstabilabb a nióbbium mikroötvözés volt, a titánnal mikroötvözött tekercsekből származó mechanikai tulajdonságok bár alacsonyabbak és inhomogénebbek, de a vonatkozó szabvány követelményeit teljesítették, ugyanez volt megfigyelhető a kombinált ötvözési eljárásnál, azonban kisebb mechanikai inhomogenitással.

Az eredmények rámutatnak arra, hogy a gazdaságosabb gyártás érdekében javasolt tovább vizsgálni és optimalizálni a titán mikroötvözési koncepciót. A dolgozatom végkövetkeztetése alapján a változásokra való folyamatos nyitottság és további kutatások elengedhetetlenek az acélipar versenyképességének javítása és a fenntartható gyártás elősegítésének érdekében.

BEVEZETÉS ÉS CÉLKITŰZÉS

Az acélipar az egyik legnagyobb környezetkárosító iparág, azonban az Európai Unió egyre szigorodó környezeti direktívái (pl. Kiotói Jegyzőkönyv, Párizsi Megállapodás, EU ETS) megkövetelik, hogy a gyártók a fajlagos kibocsátási értékeket egyre alacsonyabb szintre szorítsák. Az acélgyártásnak a lehető leggyorsabban fenntarthatóvá, biztonságosabbá és megújulóbbá kell válni. Ezt felismerve Európának meg kell válnia a klímát erősen károsító nagyolvasztóműveitől.

Ezekon túlmenően a CO₂-kibocsátás jelentős hatással van az acéltermékek előállítási költségeire, ugyanis a kibocsátási kvóták vagy adók is növelhetik az előállítási költségeket. Az előállítási költségek csökkentésének egyik lehetséges módja az ötvözőanyagok költségeinek csökkentése, és ezáltal acélminőségek fajlagos előállítási költségeinek a redukálása. Számos tanulmány található, melyek az acélgyártás energia igényének csökkentésével foglalkozik, de az ötvözőanyagok módosításán jóval kevesebben gondolkoznak, holott a fajlagos költségekre gyakorolt hatása jelentős. Az acéliparban az energia költségek mellett az ötvözőanyagok költségei a legszámottevőbbek. A nyereséges és a veszteséges termelés között sokszor csak minimális különbségek vannak. Mivel az energiaszükséglet többé kevésbé konstans, ezért azt célszerű megvizsgálni, hogy az ötvözésre használt anyagok mi módon helyettesíthető hasonló tulajdonságú, de olcsóbban beszerezhető anyagokkal.

Másik aspektusból nézve belátható, hogy a magas hozzáadott értéket képviselő járműipari követelmények a járművek tömegének, ezáltal károsanyag- kibocsátásának csökkentése irányába tolódik el. A biztonságot az alkatrész előállításához használt acél energiaelnyelő képessége határozza meg. Mindezek arra ösztökélik az autógyártókat, hogy a hagyományos acélok helyettesítésére HSLA (High Strength Low Alloy – nagyszilárdságú, gyengén ötvözött) acélokat használjanak az autóalkatrészek gyártásához. A mikroötvözött acélok fő ötvözője a nióbium (Nb) ellátása megszakadhat. Az ellátáshiány a nióbium esetében több okból léphet fel. Először is, a nióbium kitermelése csak néhány országban, például Brazíliában, Kanadában és Ausztráliában jelentős, így a kitermelés koncentrálódik. Ha bármelyik fő kitermelési területen katasztrófa vagy politikai instabilitás lép fel, az ellátás megszakadhat. Másodszor, a nióbium kitermelése és feldolgozása technikailag és gazdaságilag összetett folyamatokat igényel. Bármilyen probléma a kitermelési vagy feldolgozási létesítményekben, például berendezési hibák vagy munkaerőhiány, zavart okozhat az ellátásban. Emellett a környezetvédelmi előírások szigorítása is korlátozhatja a nióbiumtermelést, mivel a kitermelés és feldolgozás környezeti hatásokkal jár. Ha nem is lép fel ellátási hiány a beszerzési költsége drasztikusan emelkedhet. A nióbium beszerzési árának növekedése esetén az is szerepet játszhat, hogy a kereslet növekedik az ipari felhasználások, például a gyártás és az energiatermelés terén. Ha a kereslet hirtelen megnő, az ellátási láncok nehezen tudnak lépést tartani, ami az árak emelkedését eredményezheti. Ezenkívül geopolitikai tényezők, például konfliktusok vagy politikai instabilitás, is befolyásolhatják az ellátást és az árakat. Éppen ezért az acéliparnak mihamarabb más, alternatív megoldásokat kell találnia. Egy ilyen megoldás lehet a nióbium helyettesítése titánnal (Ti), ugyanis a titán is alkalmazható mikroötvözőként, valamint sokkal gyakoribb elem, ezáltal ipari tekintetben könnyebb hozzájutni, mint a nióbiumhoz.

Céлом, azonos acélminőségek fajlagos előállítási költségeinek csökkentése új – jellemzően kevésbé vagy egyáltalán nem használt – ötvözők segítségével. A dolgozatomban EN 10149-2:2013 szabvány szerint S355MC acélminőség három ötvözési koncepció szerinti gyártása került összehasonlításra. Az üzemi kísérletek során gyártásra került egy járatos technológia szerint gyártott Nb-mal mikroötvözött, továbbá egy Nb helyett Ti- nal mikroötvözött, valamint egy kombinált mikroötvöztési eljárással gyártott Nb-mal és Ti-nal mikroötvözött adag. Az adagokból öntött brammák többféle megleghengerlési hőmérsékletvezetéssel kerültek kihengerlésre. A megleghengerlési vég hőmérséklet módosításával célunk, a mikroötvözők kiválásainak vizsgálata/hatása az acélok mechanikai tulajdonságára.

Az ötvöztési koncepció megváltoztatásával a magyarországi fémelőállító üzemek olyan versenyelőnyre tehetnek szert, mellyel ugyan annyi energia felhasználása mellett gazdaságosabban tudnak a konkurens gyártóművekhez képest terméket előállítani, ezzel javulhat a versenyképesség, stabilabbá válhat a vállalat és csökkenhet a munkahelyi bizonytalanság.

1. A HSLA ACÉLOK GYÁRTÁSTECHNOLÓGIÁJÁNAK BEMUTATÁSA

Az egyes megfogalmazások szerint a 355 MPa folyáshatár feletti acélokat nevezhetjük nagyszilárdságú acéloknak. Egy másik konkrétabb megfogalmazás szerint a 600 MPa szakítószilárdság felett beszélhetünk nagyszilárdságú acélról, míg az 1200 MPa szakítószilárdságú acélokat már az ultra- nagyszilárdságú acélok kategóriájába sorolják. A HSLA acélokat gyakran mikroötvözött acéloknak is nevezik. A mikroötvözött acélokat a XX. század második felében fejlesztették ki. Ez volt az egyik legnagyobb áttörés az új, modern acélok fejlesztésében [1] [2] [3].

A HSLA acélok gyártása során elsődleges cél a finom szemcseszerkezet kialakítása, melyet speciális gyártási technikákkal és mikroötvözéssel érnek el. A HSLA acélokat más acéltípusokhoz hasonló módon gyártják. A fő különbség a sima szénacélok, valamint a HSLA acélok gyártása között a termomechanikus hengerlés alkalmazása, valamint az üstmetallurgiai állomáson beadagolt mikroötvözők mennyisége. A vállalatnál alkalmazott acélgyártási útvonal a vasérc alapú nagyolvasztó és oxigénes konverteres acélgyártási technológia. A nyersvas az említett acélgyártási technológia elengedhetetlen alapanyaga. A nyersvasat többnyire a nagyolvasztóban – egy speciális aknás kemencében – állítják elő. Léteznek más eljárások is azonban a nagyolvasztó a nyersvasgyártás legelterjedtebb formája. A cégnél az ércet kohósítása 2 db nagyolvasztóval történik. A nyersvas vasércekből tűzi úton előállított, általában 4-5 % karbontartalmú és egyéb elemeket is tartalmazó ferrum alapú ötvözet. Közbenső termék, amely az acélgyártás alapanyaga. A gyártáshoz szükséges alapanyagok: vasércpellet, zsugorítvány, salakképző, kohókoks.

A kohó torok részén beadagolt alapanyagok fentről lefelé a kohó medencéje irányába haladnak. A kohókoks karbontartalma az előmelegített (1100 °C) levegő oxigéntartalmával reakcióba lépve elég, és az így képződött gáz felfelé áramolva felmelegíti, redukálja a lefelé haladó ércet. A kohó alsóbb zónáiban – a koks égése miatt kialakuló – magas hőmérsékletnek köszönhetően az érc (és meddője) megolvad, a képződött olvadék a kohó alsó részébe a medencébe áramlik. A képződött termékek a nyersvas és a salak, amiket rendszeres időközönként a kohóból csapolással távolítanak el. A lecsapolt salakot szilárd állapotban a cementiparban és az építőiparban hasznosítják. A kohósítás egyik mellékterméke a torokgáz, amely energiatermelésre, kazánfűtésre és visszajárva a kohóba befűjt levegő előmelegítésére használnak. A társaság 1,3 millió tonna nyersvasgyártó kapacitással rendelkezik [4].

Az acélgyártás alapanyaga a nyersvas. A vállalatnál is alkalmazott oxigénes konverteres acélgyártási technológia során az acél előállítása egy speciális kemencében, a konverterben történik. Ez egy oxidáló olvasztási folyamat, ennek során a betétanyagokat nagyméretű, tűzálló béléssel ellátott konverterbe adagolják. A fő betétanyagok, a folyékony nyersvas és a szilárd acélhulladék a salakképző adalékanyagokkal együtt kerülnek a konverterbe. Ezt követően a konverter felső részén, vízzel hűtött lándzsán keresztül – kb. 20 percen át – oxigént fúvatnak be, melynek hatására magas hőfokon megtörténik az oxidáló olvasztás, amelynek végterméke a nyersacél. A fúvás során a betét karbontartalmának döntő része kiég, a szilíciumtartalom teljes mértékben oxidálódik a mangán- és foszfortartalom egy részével együtt. Az oxidáció során keletkező szénmonoxid gáz a levegő oxigénjével érintkezve széndioxidáá ég el és nedves gáztisztítóba kerül. A konverterfenéken lévő öblítőköveken keresztül a gyártási folyamat egészében lehetőség van inertgáz – argon vagy nitrogén – átöblítésre.

A dezoxidáló, valamint ötvözőanyagokat csapolás közben adagolják, ezt követően az üstmetallurgiai állomáson történik az elérendő kémiai összetétel beállítása. A primer salakot csapolás közben egy keramikussal golyó segítségével vizsztatartják. Az üstmetallurgiai állomáson argonátöblítéssel az acél zárványtartalmát csökkentik, továbbá kalcium töltetű huzalok injektálásával zárványtartalma átalakítható. Az adag oxigénszintje és a hőmérséklet szabályozható. A mikroötvözők beadagolása is az üstmetallurgiai állomáson történik huzal formájában. Az üstmetallurgiai kezelés befejeztével az adagok átkerülnek a folyamatos öntőműre.

A cégnél két darab váltott üzemű konverterrel történik a termelés, melyek kapacitása külön-külön 135 t, az éves termelési kapacitás 1,6 millió tonna [5].

A gyártott acél a folyamatos öntőműben (FAM) kerül leöntésre. A társaságnál kettő darab, kétszálal, vertikális elrendezésű, téglalap szelvényű kristályosítókkal működő öntőgép található.

Az Acélműből öntőüstben érkezik az acél, ezt követően az acéllal teli üstöt daruval emelik az üsttoronyban található üstfordító villába, mely segítségével öntési helyzetbe fordítják. A tolózár nyitását követően az acél először a közbenső-üstbe folyik, melynek befogadó képessége 20 t, az acélszintet dugók segítségével szabályozzák. A reoxidációtól védett

folyékony acél a közbensőüstből átkerül a kristályosítóba. A rézfalú, vízzel hűtött kristályosítóban kezdődik el az acél-szál kristályosítása. A kristályosító elsődleges feladata egy olyan kéreg képzése, ami képes ellenállni az acél ferrosztatikus nyomásának, hogy a szekunder hűtőzónában támasztógörgők között haladva, sűrített levegővel porlasztott víz segítségével teljes keresztmetszetében visszahűthető legyen. Amikor az öntött szál teljes keresztmetszetében megszilárdult sor kerül a szál elvágására, amit földgáz-oxigén vágópisztolyok segítségével végeznek. Ezután a buktatókeret igénybevételel kerül a kiadó görgősorra, ahol megtörténik a brammák azonosítás. A brammákat vasúti szerelvényeken adagösszetartással juttatják el a Meleghengerműbe. A folyamatos öntés teljesen automatizált.

A lemezhengerlés alapanyagául szolgáló brammák vastagsága 230 mm, szélessége 860 és 1550 mm között változhat nyolcféle méretben. A vágható hosszmérettartományok: 3000 - 4200 mm, illetve 7000 - 8400 mm. Éves öntési kapacitás 1,7 millió tonna [5] [6].

A FAM-on leöntött bramma a melegen hengerelt szalag alapanyaga. A Meleghengermű alapanyagigényét saját gyártású és import brammákból elégítik ki. Először a brammákat 1200 – 1270 °C-ra hevítik a tolokemencékben vagy a léptető gerendás kemencében. Ezt az előnyújtás követi, ahol a bugákat 24 – 36 mm vastagságú előlemezre hengerlik. A reverzáló üzemmódban működő előnyújtó 1 db függőleges úgynevezett torló és 1 db vízszintes elrendezésű duó hengerállványból áll. Az előnyújtás után keletkező szekunder revét az első állvány előtt elhelyezett 140 bar nyomású revélenítő egység távolítja el.

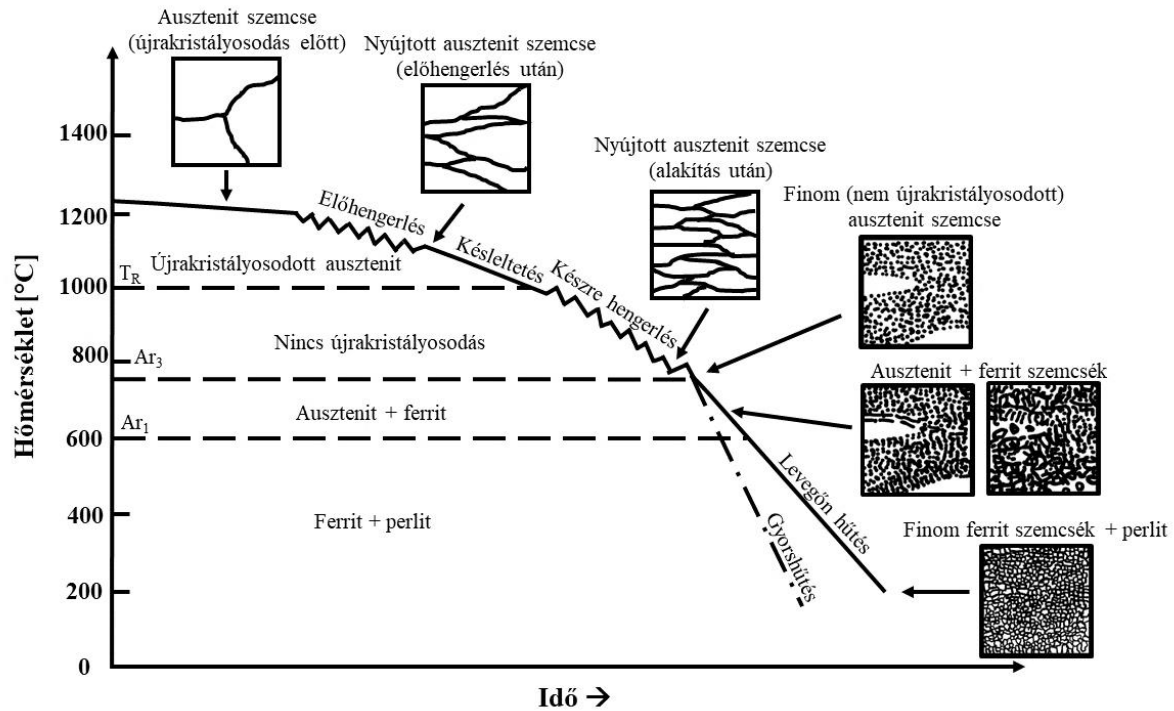
A folytatólagos készsor előtt elhelyezett coil-box teszi lehetővé, hogy a meleghengerműben gyártott nyerstekercsek tömege elérje a 25 tonnát, emellett az előlemez hőmérsékletének megtartására, homogenizálására is szolgál. A folytatólagos készsor hat kvartó elrendezésű állvánnyal rendelkezik és 800-1540 mm széles szalag hengerlésére alkalmas. A készsoron működő vastagságszabályozó rendszer a melegen hengerelt termékek méretpontosságát garantálja. A kihengerelt szalag felületét a kifutó görgősorra telepített automata felületellenőrző egység minősíti (IMS szelvénymérő berendezés).

Az 1,20 - 18 mm vastagságú szélesszalagok végül egy 25 tonnás vagy egy 35 tonnás tekercset befogadó csévlővel kerülnek felcsévlésre. A nyerstekercsek több mint felét további feldolgozásra a Hideghengermű és a Lemezalakítómű veszi át. A tekercsek fennmaradó része pedig melegen hengerelt szélesszalag vagy tábla formájában kerül értékesítésre [7].

Termomechanikus hengerlés

A HSLA acélokat termomechanikus hengerléssel állítanak elő. A termomechanikus hengerlés során a hengerlés hőmérsékletét 1100-1200 °C-os hőmérsékletéről 850-900 °C-ra csökkentik, ez jelentősen megnöveli a hengerléshez szükséges alakító erőt. Ezen az értéken az ausztenit már alacsonyabb hőmérsékleten is stabil. A hengerek közül kilépő anyagban az ausztenit jelentősen túlhűtött, ezért rendkívül sok csírán indul meg az újrakristályosodás. Így érhető el az extra finom szövetszerkezet. Az ezt követő szabályozott hűtéssel megőrizhető a kis szemcsenagyság, melyet a kis hőmérsékletű hengerléssel (termomechanikus hengerléssel) érnek el. Ennek lényege, hogy összekapcsolják az alakítás és a hőkezelés tulajdonságjavító mechanizmusát. Rendkívül fontos az utolsó lépésként alkalmazható intenzív hűtés, ennek hatására az egyébként is finom szemcseszerkezet még finomabbá válik, így az elérhető szilárdság tovább növekszik [8].

A mikroötvözött acélok tipikus termomechanikus hengerlését szemlélteti az 1. ábra.



1. ábra Termomechanikus hengerlés [9]

A folyamat során a brammákat elsőként magas 1200°C-os hőmérsékletre hevítik, ezzel biztosítva a mikroötvözők szinte teljes feloldódását. Ezt követően a dinamikus alakváltozást, a készre hengerlést 1000 - 750°C közötti véghőmérsékleten kell befejezni. A hagyományos hengerléssel ellentétben, a termomechanikus hengerlés e két szakasza – előhengerlés és készre hengerlés – között késleltetés van, hogy a hengerlés utolsó szakaszában, a készre hengerlés fázisában csökkentsék az acél hőmérsékletét. A ~1000°C -os újrakristályosodási hőmérséklet (T_R) alatt végzett készre hengerlés során, minden egyes szúrásban az előhengerlés során átkristályosodott auszenitszemcséket finomítják. Így a hengerlés követően az auszenit ferritté történő átalakulása finomabb szemcseméretű mátrixot eredményez, mely hatására lényeges javulás érhető el a mechanikai tulajdonságokban [9].

2. A MIKROÖTVÖZŐK ELMÉLETI HÁTTERE

Az acélok legjellemzőbb mikroötvözői a nióbium (Nb), a titán (Ti), a vanádium (V), az alumínium (Al), a nitrogén (N), cirkónium (Zr), valamint a bór (B). Az előzőekben felsorolt elemek összkoncentrációja nem haladhatja meg a 0,15 % -ot. A mikroötvözők hatékonyan dezoxidálnak, denitridálnak és finomszemcséssé teszik az acélt. A szemcseméret csökkenése jelentősen növeli a szilárdsági értékeket. A szemcseméret csökkenése együtt jár az egységnyi térfogatban lévő szemcsehatár felület növekedésével, ami a rendszer magasabb energiaszintjét és a rácshibák számának növekedését eredményezi [10] [11].

A kis mennyiségben alkalmazott mikroötvözők előnyös hatásukat igen sokoldalúan fejtik ki. A szilárdságnövelési mechanizmusok közül hasznosítják az oldódási keményedést, a kiválásos keményedést, valamint szemcsefinomító hatásuk révén a krisztallit határok szilárdságnövelő hatását [10].

Azonban önmagában a mikroötvözők acéolvadékhhoz való adagolása még nem elegendően hatékony eszköz a finom szemcseszerkezet eléréséhez, hanem a hengerlési technológiának az újrakristályosodási határhőmérsékletéhez igazítva lesz jelentős hatása [12].

2.1. Alkalmazott mikroötvözők

Tekintettel arra, hogy a jelen dolgozat a titánra és a nióbiumra, mint mikroötvözőkre fókuszál – valamint a terjedelmi korlátok miatt – a jelen fejezetben a titán, illetve a nióbium kerül részletes bemutatásra az előzőekben megemlített mikroötvözők közül.

2.1.1. A nióbium

A nióbium erős karbid- és nitridképző elem. A felhasználás tekintetében döntő jelenség a NbCN oldódása, illetve kiválása a melegalakítás és hőkezelés folyamán.

A nagyon finom diszperz NbCN-fázisok már kis Nb-tartalom mellett is kifejtik hatásukat. A hatékonyságra jellemző, hogy 10 000 Fe-atomra számítva, 1 Nb-atom elegendő. Legfontosabb szerepeik az alábbiakban foglalhatók össze:

- A NbCN-ek az ausztenitben akadályozzák a szemcsék növekedését és csökkentik az A_3 átalakulási hőmérsékletet.
- A NbCN-ek akadályozzák a melegalakítás közbeni újrakristályosodást (növelik a hőmérsékletet); ezzel egyrészt hozzájárulnak a ferritszemcsék finomításához, másrészt viszont az alacsonyabb hőmérsékleteken való alakítás-kor nagy alakítóerőt kell kifejteni; az újrakristályosodás hőmérsékletének növelése tekintetében a többi mikroelemhez képest legerősebb a Nb hatása.
- Az újrakristályosodás hőmérsékletének növelésével a Nb különösen előnyös a termomechanikus alakítás tekintetében; nagyon finom szemcsézetet, majd a ferritben kiválásos keményedést eredményez.
- Ha a Nb az ausztenitben oldva van, erősen késlelteti a ferritbe való átalakulást, javítja tehát az edzhetőséget.

2.1.2. A titán

A TiC termodinamikai és fizikai tulajdonságai hasonlóak a NbCN tulajdonságaihoz, ezért az acélokban kifejtett hatásuk is hasonló. A Ti fajlagos hatékonysága azonban csupán tizedrésznyi a Nb hatékonyságához viszonyítva. A Ti legfontosabb szerepei a következők:

- A Ti koncentrációjával arányosan növelhető az acél szilárdsága. A szilárdságnövelő hatásban a kiválási keményítés erősebb, mint a szemcsefinomítás.
- A stabilis TiN-diszperziók javítják a hegesztés hőhatásövezetének tulajdonságait a nagy energiabevitel mellett is.
- Viszonylag kis Ti-tartalom már öregedésállóvá teszi az acélt.
- A titánnal és a kénnel stabilis $Ti_4C_2S_2$ képletű karbo-szulfidot hoz létre, ennél fogva a Mn-nal ötvözött acélban akadályozza a kellemetlen mangánszulfidok kialakulását.

A Ti erős affinitással rendelkezik a nitridek, oxidok és még a szulfidok kialakulására is, még a karbid képzése előtt. Gyors hűtés esetén a TiN finoman diszpergálódik. A hosszú újramelegítési idő eldurvíthatja a kiválásokat. A durva TiN-részecskék élhossza 5-10 μm körüli. A Ti alacsony hőmérsékleten karbidokat, sőt karboszulfidokat is képezhet, amelyek fontos erősítőanyagok. A szakirodalomban eltérő vélemények vannak a legelőnyösebb eredmények eléréséhez szükséges Ti mennyiségét illetően. Egyes kutatások szerint a beadagolt kevesebb, mint 0,04 % Ti mennyiség nagyon csekély

hatást gyakorol az átkristályosodásra és a szemcsék növekedésére, ebben az esetben úgy viselkedhet, mint a sima szénacél, különösen akkor, ha a N tartalom kevesebb, mint 0,01 %. Ha a Ti mennyisége 0,10 % körül van, abban az esetben az újrakristályosodásra gyakorolt hatás hasonló a Nb tartalmú acélokéhoz, ahol az oldott Ti lassítja az újrakristályosodást [13].

Az erős oxidálódó tulajdonság miatt nehézséget okoz a Ti-os acél gyártása, főként öntése. Nyitott öntés esetén vagy merülő cső használata nélkül (védtelen acélsugárban) nagyfokú lehet a titánleégés, ami az acéltulajdonságok szóródásának gyakori okozója.

A Ti-nak nagy az affinitása a nitrogénhez, ezért már magas hőmérsékleten megkötíti azt. Ennek tudható be, hogy a melegalakíthatóságot nem rontja olyan nagy mértékben, mint az Al vagy Nb.

2.1.3. A Ti és a Nb együttes hatása

A gyakorlatban a kombinált mikroötvözést (Ti + V), (Nb + Ti), vagy (Nb + Ti + V) gyakran alkalmazzák azzal a céllal, hogy az egyes elemekben rejlő lehetőségeket teljes mértékben ki lehessen aknázni. Számos kutatás támasztja alá, hogy a Ti-nak nemkívánatos mellékhatásai lehetnek a Nb-t tartalmazó acélok tulajdonságaira. Egyes vizsgálatokból kiderül, hogy a 0,01%-os titán hozzáadása átlagosan legalább 20 MPa-al csökkentette a CMnNb acélok folyáshatárát mind hengerelt, mind normalizált körülmények között. Jelen állítást a laboratóriumi körülmények között végzett kísérletek is alátámasztották, azonban a definiált szilárdságvesztesség kevesebb volt, mint 20 MPa [14].

Mivel a kombinált mikroötvözés fontos szerepet játszik a mikroszerkezet módosításában, ezért számos kísérletet tettek az ilyen típusú acélokban lévő kiválások kísérleti jellemzésére. Egyes vizsgálatok szerint a kombinált mikroötvözés következtében a kiválások összetett szerkezetűek [14].

Azonban azt is felvetették, hogy a Nb-t tartalmazó HSLA acélokhoz adagolt Ti növelte a Nb szilárdságnövelő hatékonyságát különösen akkor, ha elegendő Ti volt jelen ahhoz, hogy az acélban lévő összes nitrogénnel egyesüljön [14].

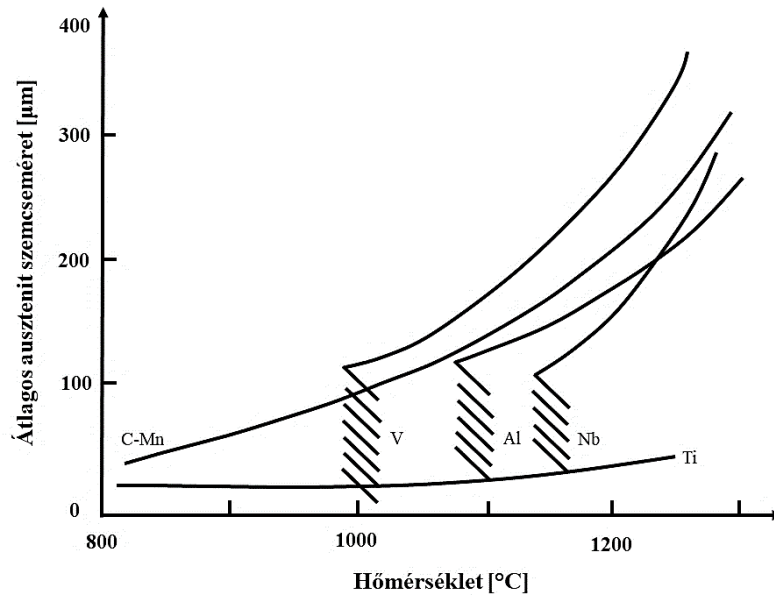
2.2. A mikroötvözők hatása az ausztenit átalakulási folyamatára, a szemcseméretre, valamint a szemcsefinomításra

A HSLA acélok tulajdonságaink biztosításában az egyik legnagyobb szerepe a szemcsefinomításnak van. A szemcsefinomítás elsősorban a Nb, a Ti, és a V mikroötvözéssel érhető el. A szemcsefinomítás szempontjából az a kedvező, ha az ötvöző oldhatósága az ausztenitben csekély, ugyanis ebben az esetben a szemcsehatárra kiválva akadályozzák elsősorban a krisztallitok növekedését. Továbbá ez a gazdaságosság szempontjából is előnyösebb, mivel ugyanaz a hatás kisebb ötvöző mennyiséggel érhető el. Az ausztenit szemcsék méretének csökkentése azért is fontos, mert azonos feltételek mellett az ausztenit átalakulási fázisainak szemcsemérete annál kisebb, minél kisebb a kiinduló ausztenit szemcse, ami a mechanikai tulajdonságokat is nagymértékben befolyásolja, ugyanis minél finomabb a végső mikroszerkezet, annál nagyobb a késztermék szilárdsága és a szívóssága [10] [15].

A kiinduló ausztenit szemcsemérete mellett a ferritszemcse méretét az is befolyásolja, hogy alakított vagy a melegalakítást követően újrakristályosodott ausztenitből keletkezett-e. Az, hogy a ferritszemcse átalakulása a finomabb, alakított (nem újrakristályosodott) ausztenitből történjen azáltal biztosítható, ha olyan mikroötvözőt adagolunk, amely akadályozza, késlelteti az újrakristályosodását, tehát akadályozzák az ausztenit szemcsék növekedését. Ezt az acélokban a mikroötvözők közül a Nb, a Ti és a V tölti be. A mikroötvözők hatására létrejövő finom kiválások olyan mértékben akadályozhatják az ausztenit újrakristályosodását, hogy a kedvező szövettípusok a hengerlési véghőmérséklet szabályozásával – esetleg megfelelő közbenső hűtés beiktatásával – üzemi körülmények között is elérhetők [10] [16] [17].

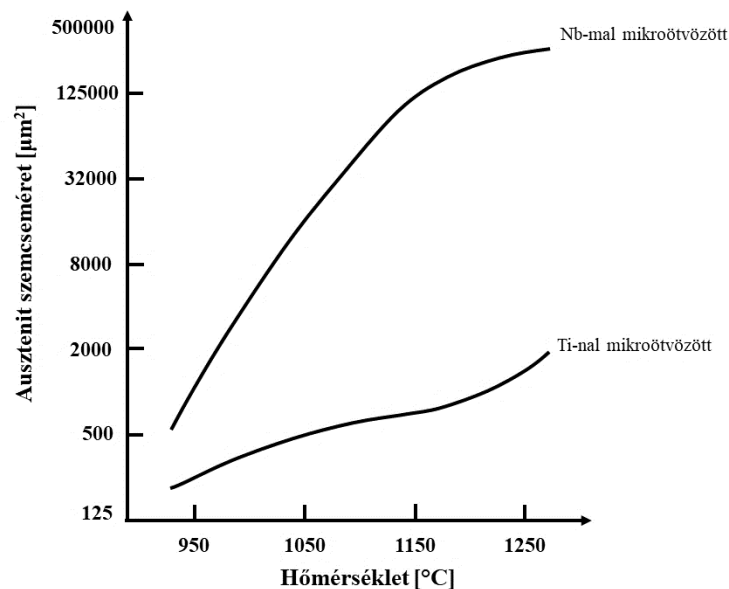
A mikroötvözőknek az ausztenit újrakristályosodását akadályozó hatása annak tulajdonítható, hogy a melegalakítás kezdetén a mikroötvözők, valamint a C és a N is oldatban van. A hőmérséklet csökkenésével azonban megkezdődik a kiválás. A precipitátumok (kiválások) jelenléte akadályozza az újrakristályosodást, mégpedig minél több a kiválás, annál nehezebben indul meg az újrakristályosodás [10].

A 2. ábra szemlélteti a Nb, a Ti, a V és az Al hatását az ausztenit szemcsék növekedésére, a melegalakítási hőmérsékletre történő hevítés függvényében.



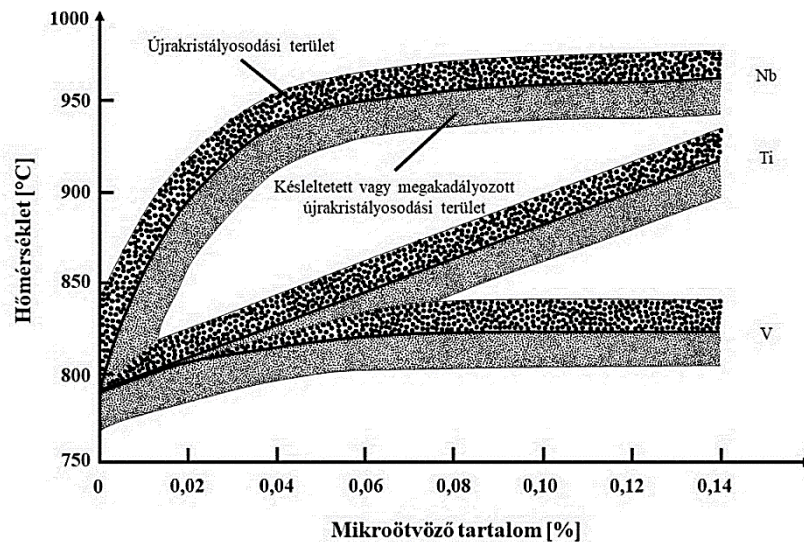
2. ábra A mikroötvözők hatása az ausztenit szemcsék méretére a melegalakítási hőmérsékletre történő hevítés során [16]

A fenti ábrán látható C-Mn acélok esetében az ausztenit szemcsék növekedését nem gátolja a második fázis. Ebből következik, hogy a sima C-Mn acél a hőmérséklet növekedésével nagyobb szemcseméretet mutat. A V, az Al és a Nb a hőmérséklet növekedésével abnormális szemcsenövekedés figyelhető meg. Az abnormális szemcsenövekedés általánosan leírt jelenség a mikroötvözött acéloknál, ahol csak néhány szemcse nő a viszonylag stabil, finomszemcsés mátrixban. A sraffozott területek azt a hőmérsékleti tartományt mutatják, ahol a kiválás feloldódik, és a szemcsenövekedés már nem gátolt. Ezzel szemben a titán- nitrid (TiN) nagyon stabil nitridet képez, így a szemcsenövekedés a teljes hőmérséklettartományban jelentősen korlátozott [16] [13].



3. ábra A brammák hevítési hőmérsékletének hatása a mikroötvözött acélok ausztenit szemcseméretére [16]

A 950°C körüli előhengerlés során az egyes szúrások között – még a mikroötvözött acélok esetében is – megújulás és újrakristályosodás megy végbe, a deformációval szembeni ellenállás pedig viszonylag alacsony. Ezzel szemben a készre hengerlés során a megújulást és újrakristályosodást nagymértékben vagy teljesen megakadályozzák a kialakuló mikroötvöző elemek finoman eloszlott kiválásai [16].

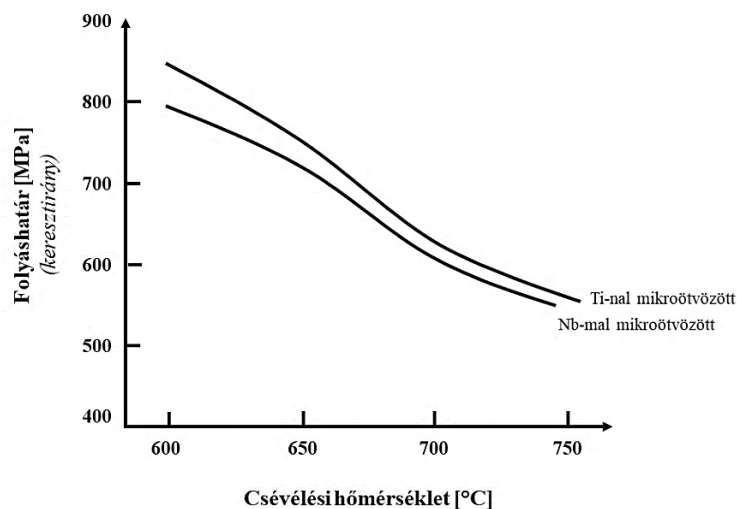


4. ábra A nióbium, a titán és a vanádium hatása az ausztenit kritikus újrakristályosodási hőmérsékletére (0,15% C) [16]

A 4. ábra mutatja a Nb, a Ti, valamint a V hatását az ausztenit kritikus újrakristályosodási hőmérsékletére. Látható, hogy a Nb újrakristályosodást gátló hatása – alacsony Nb tartalom mellett is – jelentősebb, mint a Ti-é. Azonban a Ti erősebb hatást fejt ki, mint a V. Az újrakristályosodás késleltetésében hozzájárul a vasban oldatban maradó mikroötvöző elemek aránya, bár nem olyan mértékben, mint a kiválások [16].

Mivel a meleghengerrés során az utolsó szűrésokban csak korlátozott mértékben, vagy egyáltalán nem megy végbe újrakristályosodás, az itt kialakuló diszlokációk, rácshibák felhalmozódnak, és a kedvező magképződési feltételek következtében az ausztenit hűtése során történő későbbi átalakulása folyamán nagyon finom szemcséjű ferrithez vezetnek. A folyamat optimalizálása érdekében a kiválási folyamatok precíz szabályozása szükséges, a termomechanikus hengerrés során bekövetkező alakítás mértékének, valamint a hőmérsékletszabályozás megfelelő megválasztásával. Ezért az utolsó szűrésokhoz kellően nagy alakváltozást és alacsony hőmérsékletet kell megválasztani [16].

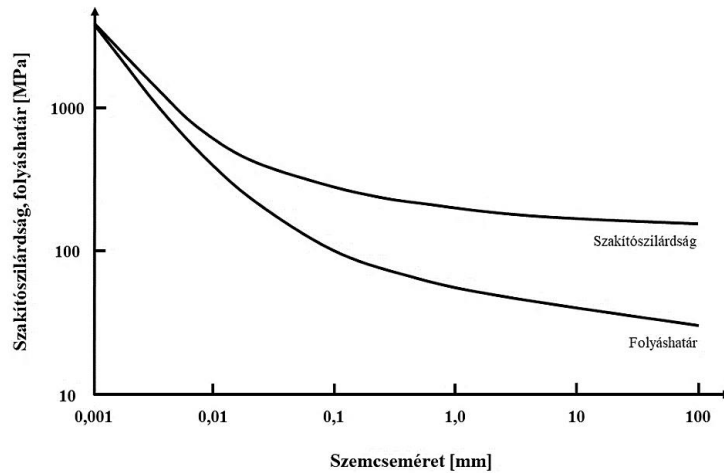
Azonban az alacsony csévélesi hőmérsékletre való gyors hűtés, majd azt követően a felcsévélt tekercsek lassú hűtése is szükséges. Ez egyrészt megakadályozza/ gátolja a ferritben a szemcsenövekedést. Másrészt a nagy túltelítettség, illetve a hosszú hűtési idő eredményezi felcsévélt állapotban a még oldatban lévő mikroötvözők további kiválását. A 5. ábra szemlélteti a csévélesi hőmérséklet hatását a folyáshatárra [16].



5. ábra A csévélesi hőmérséklet hatása a folyáshatárra [16]

2.3. A mikroötvözők hatása az acélok mechanikai tulajdonságaira

Mindent összevetve elmondható, hogy a szemcseméret csökkentésével járó szemcsehatár rendezetlenség és rácsrendezetlenség növekedésével a szilárdsági jellemzők – különösen a folyáshatár – arányosan növekszik [8].

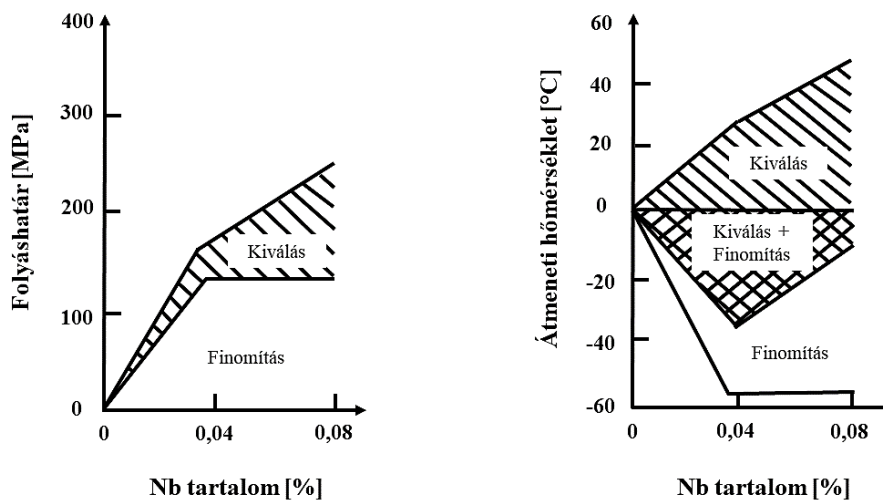


6. ábra A szemcseméret hatása az acél szilárdsági tulajdonságaira [8]

Azonban meg kell említeni a szemcseméret csökkentés további kedvező hatását, vagyis, hogy nő az ütőmunka értéke, miközben az átmeneti hőmérséklet csökken [8].

2.3.1. Nióbium hatása az acélok mechanikai tulajdonságaira

A Nb növeli a folyáshatárt. Ez a kiválasos keményedésnek tudható be, valamint annak, hogy a Nb megakadályozza az ausztenit szemcsék növekedését, így az ausztenit ferritké történő átalakulása során a ferritszemcse méretét is csökkenti. Ezenkívül e két mechanizmus együttes hatásával az átmeneti hőmérséklet csökkenthető [18].

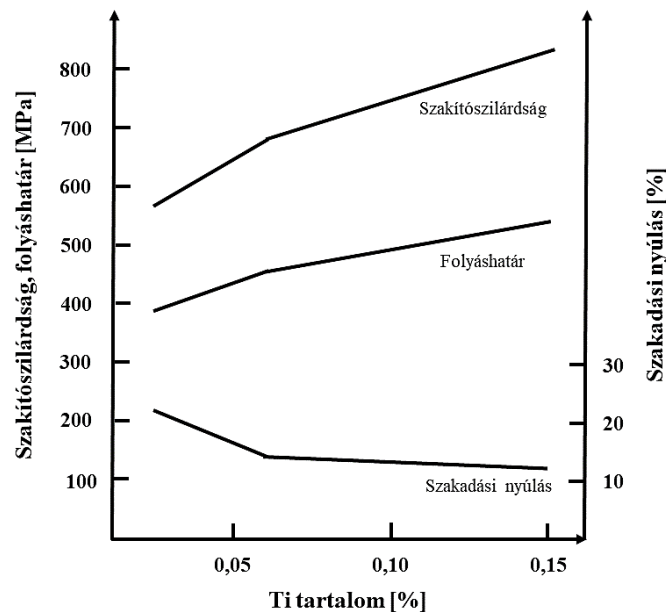


7. ábra Nb hatása a folyáshatára és az átmeneti hőmérsékletre [18]

Látható, hogy a Nb tartalom növekedésével a folyáshatár növekszik a kiválasos keményedés, valamint a szemcsefinomítás miatt. Továbbá megfigyelhető, hogy a szemcseméret kb. 0,04 % Nb- tartalomig csökken. Azonban a Nb- tartalom további növelésével a szemcsefinomítás miatt a folyáshatár nem növekszik tovább. Kezdetben a Nb- tartalom növekedésével az átmeneti hőmérséklet csökken, a szemcsefinomítás miatt. Viszont kb. 0,04 % Nb- tartalomtól kezdve az átmeneti hőmérséklet emelkedik, mivel a redukáló tényező, a szemcsefinomítás megszűnik, és a második szilárdságnövelő mechanizmus, a kiválasos keményedés kerül fölénybe [18].

2.3.2. A titán hatása az acélok mechanikai tulajdonságaira

Az acélhoz adagolt kis mennyiségű Ti gátolja az ausztenit szemcse növekedését. Ennek következtében a Ti nagy hatással van a szemcsefinomításra, így pozitív hatást fejt ki a keménységre, a mechanikai tulajdonságokra, valamint az ütésállóságra. A Ti hatását a melegen hengerelt acélok mechanikai tulajdonságaira a 8. ábra szemlélteti [19].



8. ábra Ti hatása az acél mechanikai tulajdonságaira [20]

Ahogy az egyes vizsgálati eredmények mutatják (8. ábra) a 0,06 % Ti-t tartalmazó acélok nagy szilárdsággal, alacsony nyúlással, valamint nem megfelelő ütésállósággal rendelkeznek. A Ti- tartalom növekedésével a melegen hengerelt acél szilárdsága növekszik, miközben rugalmassága és szívóssága csökken. Az, hogy az acél mechanikai tulajdonságai ilyen módon megváltoznak, a Ti magas hengerlési hőmérsékleten bekövetkező kiválásával/ oldódásával magyarázható [20].

3. ÜZEMI KÍSÉRLET

A TDK dolgozatomban EN 10149–2:2013 szabvány szerint gyártott S355MC mikroötvözött acélminőség – három ötvöztési koncepció szerinti – gyártása került összehasonlításra. Az üzemi kísérlet során gyártásra került egy járatos technológia szerint Nb-mal mikroötvözött, egy Nb helyett Ti- nal mikroötvözött, valamint egy kombinált mikroötvöztési eljárással gyártott Nb-mal és Ti-nal mikroötvözött adag. Az adagokból öntött brammák többféle meleghengerlési hőmérsékletvezetéssel kerültek kihengerlésre. A meleghengerlési véghőmérséklet módosításával a mikroötvözők kiválaszt, illetve azok hatását terveztem vizsgálni az acélok mechanikai tulajdonságaira.

3.1. Acélgyártás és Folyamatos öntés

A megfelelő adag(ok) gyártásához elengedhetetlen a jó minőségű alapanyag. A konverteres acélgyártás során betétanyagként folyékony nyersvasat és acélhulladékot alkalmazunk. Ebből következően a betétanyagoknál a nyersvas, valamint az acélhulladék tömege, összetétele és hőmérséklete szabályozható paraméterek. Az üzemi kísérlet során gyártásra került:

- egy Nb- mal mikroötvözött (586447),
- egy Nb helyett Ti- nal mikroötvözött (692877),
- valamint egy kombinált – Nb- mal és Ti-nal – mikroötvözött (693578) adag.

Az acélgyártás az acélhulladék beadagolásával kezdődött. Az acélhulladék beadagolását követően megtörtént a nyersvas beöntése. A nyersvas beöntése után salakképző anyagként égetett meszet (CaO), illetve folyópátot adagoltunk be. Az egyes adagok gyártása során a konverterbe beadagolásra kerülő betétanyagok mennyiségét, valamint hőmérsékletét az 1. táblázat tartalmazza.

1. táblázat

A konverterbe beadagolásra kerülő betétanyagok mennyisége és hőmérséklete

Adagszám	Acélhulladék	Nyersvas		Salakképzők		
		Mennyiség	Hőfok	CaO	Folypát	Acélműi salak
	[t]	[t]	[°C]	[kg]		
586447 (Nb)	37,20	118,20	1292	9554	–	1472
692877 (Ti)	38,20	115,60	1269	7077	196	–
693578 (Nb+Ti)	40,20	114,60	1337	12954	–	1605

Megfigyelhető, hogy a 693578-as (Nb + Ti) adag gyártása során – az előző két adaghoz képest – kiugróan magas CaO mennyiség került beadagolásra, mivel a beöntésre kerülő nyersvas Si (1,46 %) tartalma lényegesen magasabb volt, mint az előző két adag nyersvas Si (0,90 %, és 0,66 %) tartalma. A beadagolt CaO mennyiségét ugyanis a nyersvas Si tartalma határozza meg. Továbbá látható, hogy a 586447 (Nb) és a 693578 (Nb + Ti) adagokhoz – a takarékoskodás miatt – nem adagoltunk be folyópátot (mely a salak folyósítására szolgál), ellenben beadagolásra került 1472 kg és 1605 kg visszajáratott acélműi salak, így a salak – a folyópát helyett – visszajáratott acélműi salakkal került folyósításra.

A betétanyagok beadagolását követően a vízzel hűtött lándzsán keresztül megkezdődött az oxigén fúvatása. Az adagok fúvatási idejét a 2. táblázat szemlélteti.

2. táblázat

Az adagok fúvatási ideje [min]

Adagszám	Fúvatási idő
586447 (Nb)	19,78
692877 (Ti)	19,52
693578 (Nb+Ti)	20,62

A fúvatás ideje alatt az összetétel és a hőmérséklet homogenitását inertgázzal – argonnal és nitrogénnel – biztosítottuk.

A fúvatás befejeztével mintavétel segítségével megállapítottuk az egyes adagok hőmérsékletét és kémiai összetételét, melynek eredményeit a 3. táblázat foglalja össze.

3. táblázat

Az adagok fűtás utáni kémiai összetétele [%] és hőmérséklete [°C]

Adagszám	C	Mn	S	P	Cu	Cr	Ni	Mo	Hőm.
586447 (Nb)	0,038	0,188	0,017	0,011	0,070	0,062	0,037	0,010	1695
692877 (Ti)	0,040	0,151	0,011	0,008	0,060	0,041	0,035	0,008	1682
693578 (Nb+Ti)	0,068	0,326	0,012	0,020	0,120	0,104	0,052	0,015	1701

Miután a mintavétel segítségével megállapítottuk, hogy az adagok megfelelőek mind a kémiai összetétel, mind a hőmérséklet szempontjából megkezdődött a csapolás. Az adagok csapolási időtartalmát a 4. táblázat prezentálja.

4. táblázat

Az adagok csapolási időtartalma [min]

Adagszám	Csapolási idő
586447 (Nb)	7,25
692877 (Ti)	7,85
693578 (Nb+Ti)	7,25

Az acéladagokat csapolás közben dezoxidáltuk és ötvöztük. Az egyes adagok ötvözőanyagának mennyiségét az 5. táblázat tartalmazza.

5. táblázat

Az egyes adagok ötvözőanyagának mennyisége [kg]

Adagszám	FeMn karb.*	FeMn aff.**	Koksz	Al	CaO
586447 (Nb)	422	854	61	413	794
692877 (Ti)	225	817	–	284	856
693578 (Nb + Ti)	–	1101	26	338	758

*Ferromangán karbüré

**Ferromangán affiné

A FeMn karbüré és a FeMn affiné közötti különbség az, hogy a FeMn karbüré karbont is tartalmaz a Mn mellett, míg a FeMn affiné karbonszegény, ebből következik, hogy a FeMn karbüré költséghatékonyabb, mint a FeMn affiné. Megfigyelhető, hogy a 586447 (Nb) és a 692877 (Ti) számú adagokba FeMn karbüré és FeMn affiné is került. Ennek oka, hogy a fűtás után vett mintavétel során megállapított kémiai összetétel karbontartalma az előírt határérték alatt volt. Így elsőként, – a gazdaságosság miatt – az olcsóbb FeMn karbürét adagoltuk az adagokba, szükség szerint csak akkora mennyiségben, hogy az adagok karbontartalma az előírt határértéket ne haladja meg (100 kg beadagolt FeMn karbüré a karbontartalmat 0,01 %-kal, míg a mangántartalmat 0,05 %-kal növeli). Az előírt Mn- tartalom eléréséhez azonban további FeMn affinét adagoltunk a rendszerbe (100 kg beadagolt FeMn affiné a mangántartalmat 0,06 %-kal növeli). Észrevehető, hogy a 586447 (Nb) adagba ~ 200 kg- mal több FeMn karbüré került beadagolásra, mint a 692877 (Ti) számú adagba. Ennek oka, hogy a fűtás követő mintavétel során az acélgyártó az 586447 (Nb) adag karbontartalmát (0,038 %) alacsonynak ítélte, így többlet FeMn karbüré beadagolásával kívánta az adag karbontartalmát növelni.

Látható továbbá, hogy a 586447 (Nb) adagba – az előző két adaghoz képest – lényegesen több koksz, illetve Al került beadagolásra. Ennek magyarázata, hogy koksszal és többlet Al beadagolásával kívánták az acéladag oxigénszintjét csökkenteni (dezoxidálni), ugyanis az ilyen formában beadagolt Al kilogrammra levétített ára lényegesen gazdaságosabb, mint az üstmetallurgiai állomáson húzal formájában beadagolt alumíniumé.

Az egyes adagok csapolása során alsó argonos öblítést alkalmaztunk, melynek mennyiségeit a 6. táblázat szemlélteti.

6. táblázat

A csapolás során felhasználásra kerülő argon mennyisége [l]

Adagszám	Argon
586447 (Nb)	4116
692877 (Ti)	2698
693578 (Nb+Ti)	12755

Csapolás után az adagok az űstmetallurgiai állomásra kerültek. Itt történt meg az előírt kémiai összetétel beállítása. Az egyes adagok űstmetallurgiai állomáson beadagolt ötvözőanyagok mennyiségét a 7. táblázat foglalja össze.

7. táblázat

Az űstmetallurgiai kezelés során beadagolt ötvözőanyagok mennyisége [kg]

Adagszám	Al 99%	CaFe 30%	FeNb 65%	FeTi 69%	C 98%
586447 (Nb)	–	285	68	–	6
692877 (Ti)	90	286	–	118	–
693578 (Nb+Ti)	30	281	94	90	–

Az Al huzal adagolásával az acéladagok oxigénszintjét csökkentettük. Megfigyelhető, hogy az 586447 (Nb) adagba nem került beadagolásra Al huzal, ennek magyarázata, hogy az adag csapolása közben beadagolásra került többlet mennyiségű koks, valamint Al. A mikroötvözött acélokon – a mikroötvözők beadagolását megelőzően – zárványmodifikációt kell végrehajtani. A zárványok modifikálására CaFe töltetű huzal beadagolásával kerül sor. Azonban a sikeres mikroötvözéshez az űstmetallurgián a CaFe huzal beadagolása előtt az adag oxigéntartalmát ~2,6 ppm-re kell beállítani. Az űstmetallurgia kezelés alatt lehetőség van úgynevezett Celox mérések elvégzésére, mellyel az adagok oxigéntartalmát, és hőmérsékletét lehet mérni.

Miután az Al-mal az acéolvadékok oxigénszintjét ~2,6 ppm-re lecsökkentettük megtörtént a CaFe töltetű huzal beadagolása. A Ca kezelés és a korrekciók után az aktív oxigénszintnek 2,3 ppm alatt kell lennie. A megfelelő oxigénszint elérését követően a Nb, és/vagy a Ti, mint mikroötvözők – huzal formájában – beadagolásra kerültek. Megfigyelhető, hogy a 692877 számú adagba – ahol célunk a Nb helyettesítése teljes egészében Ti- nal – beadagolásra került Ti mennyisége a járatos technológia szerint gyártott 586447 számú adag Nb tartalmának megközelítőleg a kétszerese. Ennek oka, hogy a szakirodalom szerint (lásd 2.1.2 fejezet), a Ti fajlagos hatékonysága tizedrésznyi a Nb hatékonyságához viszonyítva, továbbá az üzemi tapasztalatok is azt mutatják, hogy megközelítőleg ez az ötvözőmennyiség szükséges ahhoz, hogy az előírt mechanikai értékek biztosíthatók legyenek. Kombinált mikroötvözés (Nb + Ti) esetén elsőként a Nb, majd utána a Ti kerül beadagolásra.

Emellett megfigyelhető, hogy a 586447 (Nb) adag esetében C huzal is beadagolásra került. Ez azért vált indokolttá, mivel a csapolás követően vett mintavétel során továbbra is alacsonynak ítéltük meg az acéladag karbontartalmát, annak ellenére, hogy a csapolás alatt többlet FeMn karbüré került beadagolásra.

Az űstmetallurgiai folyamat teljes egészén biztosított volt az argonöblítés, az acélban jelenlévő zárványok eltávolítása, valamint a hőmérséklet, illetve a kémiai összetétel homogenizálása miatt. Az adagok teljes űstmetallurgiai kezelése alatt felhasználásra kerülő argon mennyiségét 8. táblázat prezentálja.

8. táblázat

Az űstmetallurgiai kezelés során felhasznált argon mennyisége [l]

Adagszám	Argon
586447 (Nb)	3199
692877 (Ti)	3722
693578 (Nb+Ti)	8260

Az egyes adagok gyártása során a mikroötvözők huzal formájában beadagolt mennyiségét, a ténylegesen beadagolásra kerülő mikroötvözők mennyiségét, az egyes adagok öntést követő mikroötvözők tartalmát, valamint a mikroötvözők hasznosulását a 9. táblázat tartalmazza.

9. táblázat

A beadagolt mikroötvözők mennyisége, az adagok mikroötvöző tartalma, valamint hasznosulása

Adagszám	Beadagolt huzal		Mikroötvöző		Mikroötvöző tartalom (öntés végén)		Hasznosulás	
	FeNb	FeTi	Nb	Ti	Nb	Ti	Nb	Ti
	[kg]						[%]	
586447 (Nb)	68	–	43,98	–	37,99	–	86,38	–
692877 (Ti)	–	118	–	82,25	–	64,40	–	78,30
693578 (Nb+Ti)	94	90	60,79	62,73	58,96	47,17	96,99	75,19

Látható, hogy a 692877-es (Ti) és a 693578-as (Nb + Ti) számú adagok esetében a Ti hasznosulása jóval a Nb hasznosulása alatt van, mely alátámasztja a szakirodalom (lásd 2.1.2 fejezet) azon állítását miszerint a Ti hajlamosabb a leégésre. Megfigyelhető továbbá, hogy a „normál” technológia szerint előállított 586447-es adag Nb hasznosulása kb. 86%, míg a kombinált mikroötvözzel gyártott 693578-as adag Nb hasznosulása kb. 97%. Ebből feltételezhető, hogy a Ti elősegítheti a Nb hasznosulását, ami a Nb kb. 11%-os hasznosulásának növekedéséhez vezetett. Azonban egy adag összehasonlításából egyértelmű következtetés nem vonható le a tekintetben, hogy a Ti valóban elősegíti-e a Nb hasznosulását vagy sem, így további vizsgálatokat végeztem. Megvizsgáltam 20 adag azonos körülmények között gyártott járatos technológia szerint előállított S355MC Nb- mal mikroötvözött, valamint szintén járatos technológia szerint gyártott 20 adag ZStE420 (Nb-ot és Ti-t egyaránt tartalmazó) acélminőségeket. A vizsgálati eredményekből látható (lásd az 1. mellékletben), hogy a Ti átlagosan megközelítőleg 5%-kal járul hozzá a Nb hasznosulásához.

Az üstmetallurgiai kezelés befejeztével az adagok átkerültek a folyamatos öntőműre, ahol az öntőüstöt daruval emelték az öntőszintre, majd az üstfordító segítségével öntési helyzetbe fordították. Az egyes adagok maximális öntési hőmérsékletét ($T_{\max}$) – amit az öntés kezdetén mértek – és a minimális öntési hőmérsékletet ($T_{\min}$) – melyet az öntés végén mértek – a 10. táblázat szemlélteti.

10. táblázat

Az egyes adagok öntési hőmérséklete [$^{\circ}\text{C}$]

Adagszám	$T_{\max}$	$T_{\min}$
586447 (Nb)	1554	1546
692877 (Ti)	1549	1547
693578 (Nb+Ti)	1552	1551

A folyékony acél először a közbensőüstbe folyik, ami szétosztja a merülő csöveken keresztül a kristályosítókba. A kristályosítóban az adagokból kémiai összetétel minősítő próbát vettünk. A minősítő próba kivétele az egyes adagokból úgy történt, hogy a nagyüst 1/3, illetve 2/3 kiürülése után vettünk egy-egy mintát, és ezen minták átlagértékei adják a minősítő próba eredményeit. Az egyes adagok minősítő próbáinak értékeit a 11. táblázat foglalja össze.

11. táblázat

Az adagok minősítő próbáinak eredményei [%]

Adagszám	Kémiai összetétel											
	C	Mn	Si	S	P	Cu	Al	Nb	Ti	Mo	Cr	Ni
586447 (Nb)	0,070	0,854	0,014	0,008	0,015	0,069	0,067	0,026	–	0,010	0,065	0,037
692877 (Ti)	0,060	0,712	0,016	0,006	0,013	0,061	0,080	–	0,045	0,008	0,050	0,037
693578 (Nb+Ti)	0,060	0,844	0,032	0,004	0,016	0,127	0,080	0,040	0,032	0,014	0,092	0,055

A kristályosítóban kezdődött el az acélszál kristályosítása, mely a szekunder hűtőzónában támasztógörgők között haladva, sűrített levegővel porlasztott víz segítségével teljes keresztmetszetében megdermedt. Az adagok átlagos öntési sebessége 0,44 m/s volt.

A szekunder hűtőzóna után a szálát – földgáz- oxigén – vágópisztolyok segítségével darabolták a szükséges méretre. A kísérleti adagok brammáit 230 mm vastag, 1550 mm széles, 8400 mm hosszúságúra vágták.

A vágás után a brammák a buktatókeret segítségével a kiadó görgősorra kerültek. A kiadó görgősoron azonosító karaktereket festettek fel a brammák oldallapjaira. A brammákat az azonosítást követően vasúti szelvényen juttatták el a Meleghengermű melletti ún. bugatérre, ahol a meleghengerlésig letárolásra kerültek.

3.2. Meleghengerlés

A hengerlési garnitúra összeállítását követően Valmet targonca segítségével átszállításra kerültek a Meleghengermű Kemence Üzemébe. Az egyes adagok bugaszámát – melyekből hengerlést követően mintát vettünk –, a kapott tekercsszámát, a névleges hengerlési véghőmérsékletét ($T_{\text{vég}}$) – a szélesszalag hőmérséklete az utolsó alakítóállvány után –, és a névleges csévézési hőmérsékletét ($T_{\text{csév.}}$) intervallumát, valamint névleges hengerlési szélességét és vastagságát a 12. táblázat prezentálja.

12. táblázat
Az egyes adagok névleges hengerlési adatai

Adagszám	Bugaszám	Tekercsszám	T _{vég.}	T _{csév.}	Névleges	
					Szél.	Vast.
			[°C]		[mm]	
586447 (Nb)	301	E97379	820 ± 20	620 ± 15	1500	5,84
	302	E97380	840 ± 20	620 ± 15	1500	5,84
	401	E97381	860 ± 20	620 ± 15	1500	5,84
	402	E97382	880 ± 20	620 ± 15	1500	5,84
692877 (Ti)	103	E87910	820 ± 20	620 ± 15	1500	5,84
	203	E87911	840 ± 20	620 ± 15	1500	5,84
	102	E87912	880 ± 20	620 ± 15	1500	5,84
	101	E87914	860 ± 20	620 ± 15	1500	5,84
693578 (Nb+Ti)	301	E94943	820 ± 20	620 ± 15	1500	6,00
	302	E94944	840 ± 20	620 ± 15	1500	6,00
	401	E94945	860 ± 20	620 ± 15	1500	6,00
	402	E94946	880 ± 20	620 ± 15	1500	6,00

A szalaggá történő hengerlésük előtt a brammákat a léptetőgerendás kemencében a szükséges hőmérsékletre hevítettük.

A léptetőgerendás kemencéből kiadott bugákat – a melegalakítási hőmérsékleten – az előnyújtó állványon 13 szűrásban 26 és 27 mm vastagságú előlemezzé hengereltük. Az előnyújtó szakaszt követően, a folytatólagos hengsror (készsor) előtt helyezkedik el az ún. coil-box, aminek az elsődleges feladata az előlemez hőmérsékletének megtartása és homogenizálása. A coil-boxnak – a fel- és lecsévéléssel – revefellazító és revétlenítő hatása is van. A primer revét jelenleg az előnyújtó vízszintes állvány belépő oldalán lévő 140 bar nyomású vizes revétlenítő távolítja el. Az előnyújtás után keletkező szekunder revét közvetlenül a készsor első állványa előtt elhelyezett azonos rendszerről üzemelő magasnyomású revétlenítő egység távolítja el. A revétlenítő egységet a folytatólagos készsor követi, mely hat kvartó elrendezésű állvánnyal rendelkezik.

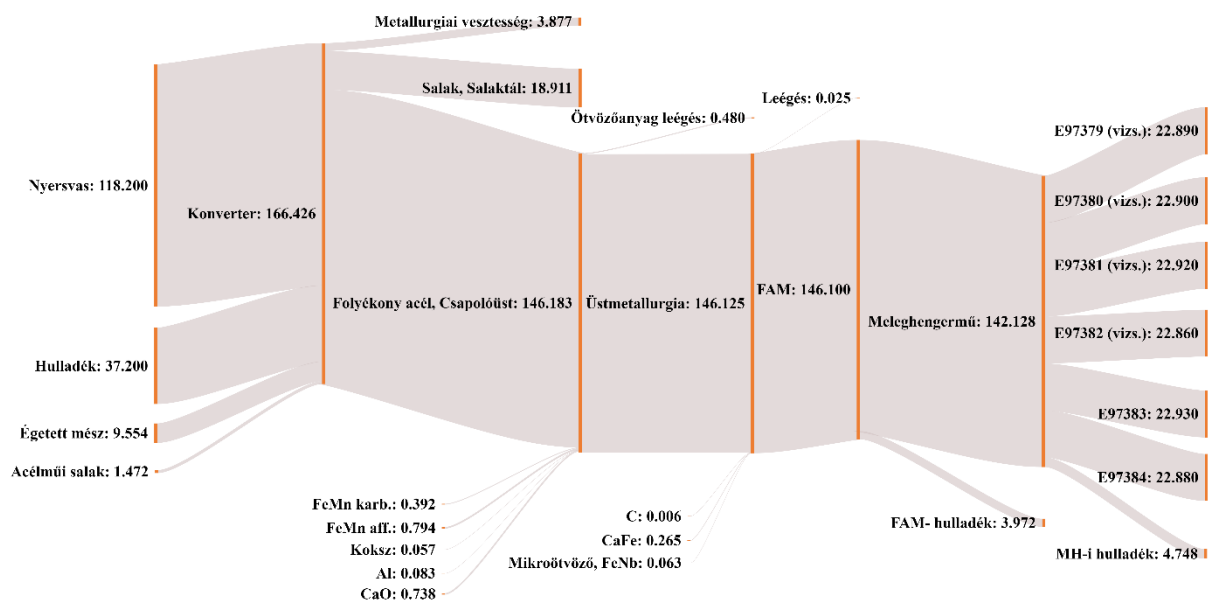
A készsoron állványközi, továbbá a készsor utáni elvezető görgősoron lamináris szalaghűtő rendszer működik, mely a melegen hengerelt szalag hőmérsékletének szabályozásával járul hozzá a megfelelő mechanikai tulajdonságok kialakításához. A szélesszalagok végül az aktuálisan működő (25 tonnás vagy 35 tonnás tekercset befogadó) csévéelővel kerültek felcsévélésre.

Az egyes tekercsek megvalósult hengerlési véghőmérsékletét, csévélési hőmérsékletét, szélességét és vastagságát a 13. táblázat tartalmazza.

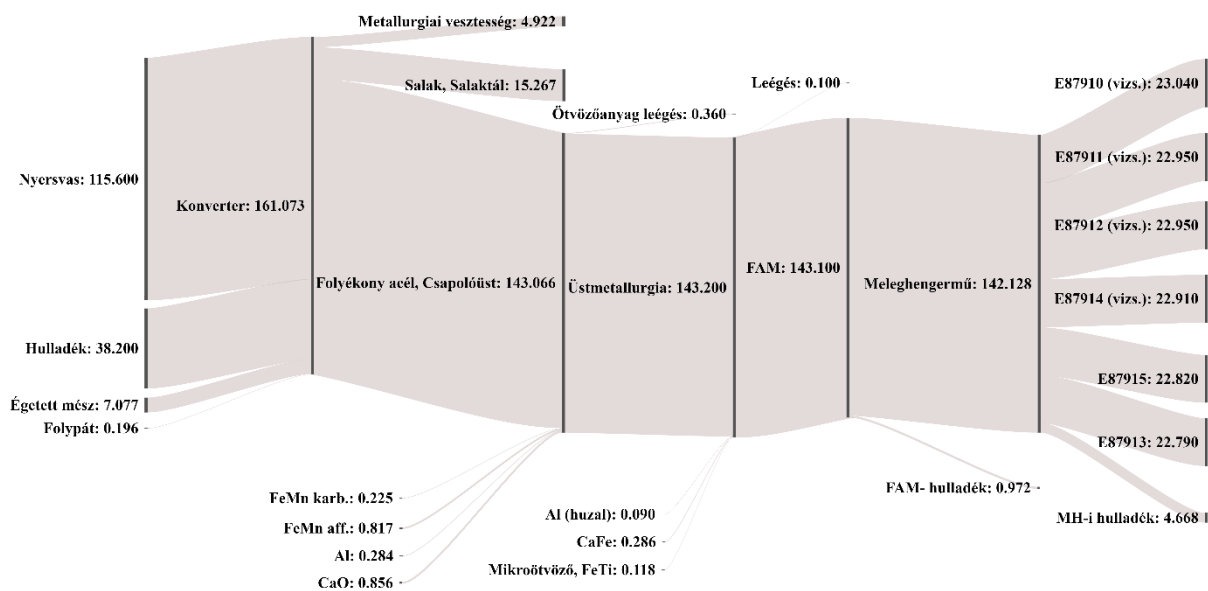
13. táblázat
Az tekercsek tényleges hengerlési adatai

Tekercsszám	T _{vég.}	T _{csév.}	Szél.	Vast.
	[°C]		[mm]	
E97379 (Nb)	827	625	1515	5,84
E97380 (Nb)	847	620	1513	5,84
E97381 (Nb)	868	614	1511	5,84
E97382 (Nb)	888	609	1512	5,84
E87910 (Ti)	832	626	1518	5,84
E87911 (Ti)	854	617	1513	5,84
E87912 (Ti)	876	619	1512	5,83
E87914 (Ti)	856	623	1512	5,83
E94943 (Nb+Ti)	824	611	1510	6,00
E94944 (Nb+Ti)	847	622	1512	6,01
E94945 (Nb+Ti)	868	619	1512	6,00
E94946 (Nb+Ti)	888	610	1513	6,00

Az egyes adagok gyártási technológiájainak folyamatait ismertető anyagáram diagramokat a 9- 11. ábrák szemléltetik.

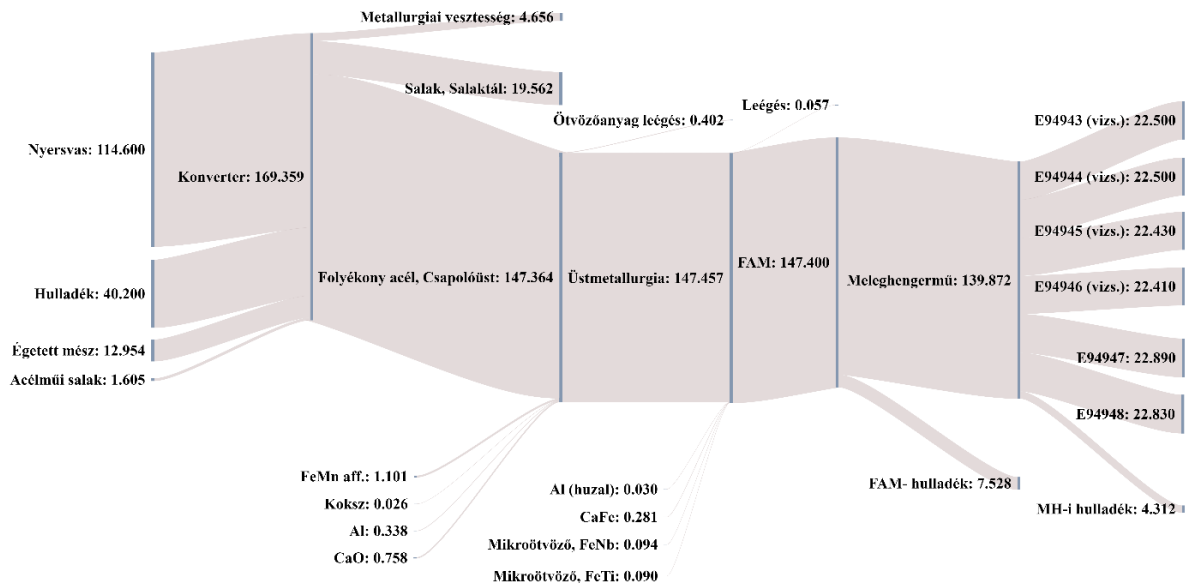


9. ábra Az 586447-es adag technológiai folyamat anyagáram diagramja*



10. ábra A 692877-es adag technológiai folyamat anyagáram diagramja*

* A 9.-11. ábrákon feltüntetésre kerülő számértékek tonnában értendők.

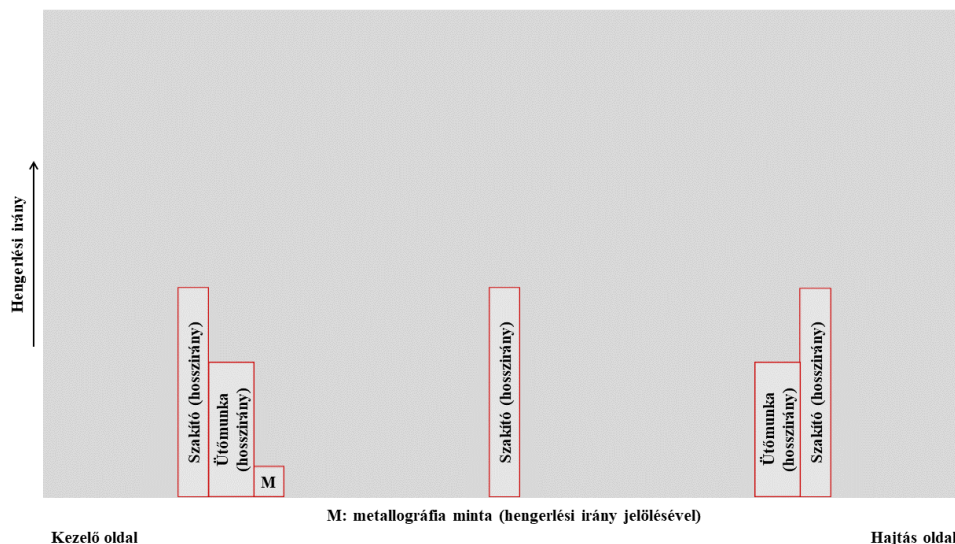


11. ábra A 693578-as adag technológiai folyamat anyagáram diagramja*

3.3. Kikészítés és Próbázás

A tekercsek kikészítése a Meleghengermű Kikészítő Üzem Lefejtő daraboló során történt. A tekercsek készáru mérete $5,84 \times 1500 \times 3000$ mm és $6,00 \times 1500 \times 3000$ mm méretben került ledarabolásra.

A dolgozatához szükséges – mechanikai és metallográfiai – vizsgálatok elvégzéséhez a szalagok táblásítása folyamán minden próbázási pozícióból 1 db kb. 600×1500 mm méretű táblalemezt vágunk ki. Minden tekercs esetén a tekercs elejéből 10 m- nél, a tekercs közepéből, valamint a tekercs vége előtt 10 m- nél történt a próbatáblák kidarabolása (összesen 36 db). A táblákra ezt követően felrajzolásra kerültek az egyes vizsgálatokhoz szükséges minták vágási pozíciója.



12. ábra Próbázási térkép

A mechanikai vizsgálatok tekintetében a teljes szalaghossz mentén, továbbá a szalag szélessége mentén is vizsgálandónak tartottam a mechanikai tulajdonságok homogenitását. Ezért minden próbatáblából (eleje, közepe, vége) kivágásra került a kezelő oldalról (KO), a tábla közepéből, továbbá a hajtás oldalról (HO) 1-1-1 db hosszirányú szakító minta, továbbá 1-1 db hosszirányú ütővizsgálathoz szükséges minta. A metallográfiai vizsgálatok elvégzéséhez próbatáblánként 1 db minta került kivágásra a próbatábla 1/3 pozícióból. Kivágást követően a lemezminták az illetékes vizsgálólaborokba kerültek.

4. AZ EREDMÉNYEK KIÉRTÉKELÉSE

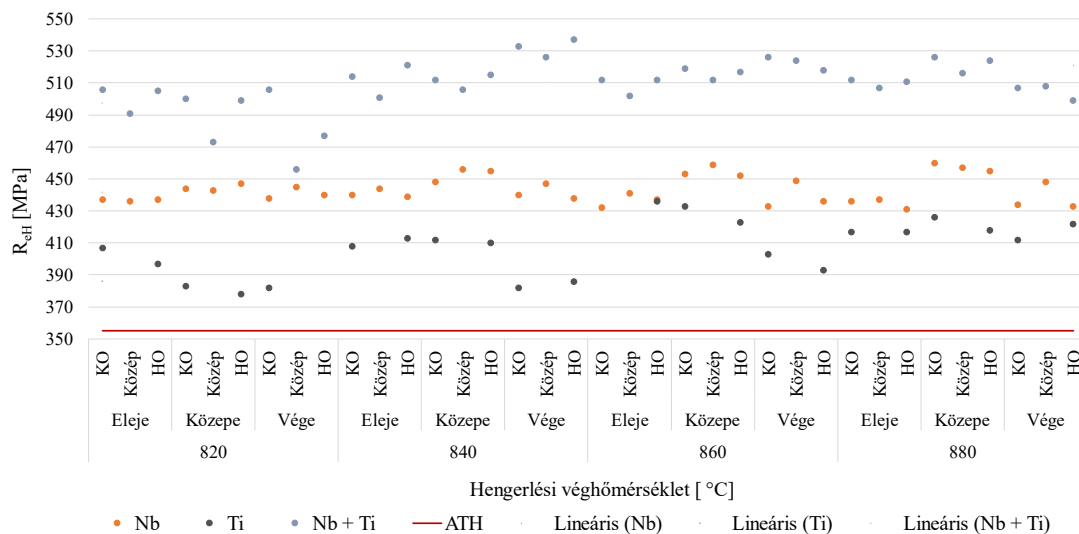
4.1. Mechanikai eredmények általános értékelése

Az EN 10149-2:2013 szabvány kimondja, hogy S355MC szerkezeti acél előírása szerint a felső folyáshatár (R_{eH}), a szakítószilárdság (R_m), a szakadási nyúlás (A_5), valamint az ütőmunka (KV) esetében a hosszirányú próbák értékei a minősítőek.

14. táblázat
Mechanikai tulajdonságok előírásai

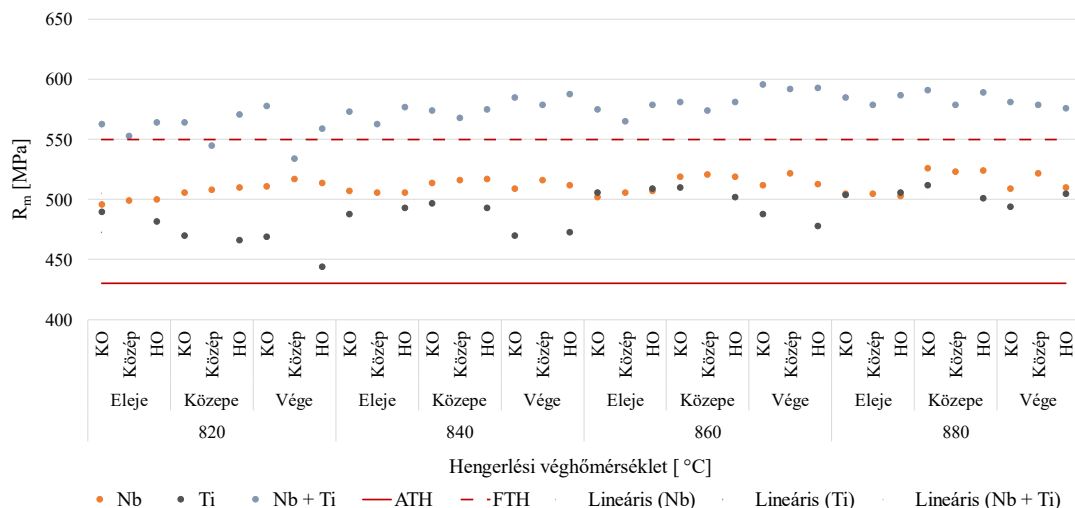
Mechanikai tulajdonságok			Ütőmunka KV [J]
R_{eH} [MPa]	R_m [MPa]	Szakadási nyúlás A_5 [%]	-20 °C
		$3 \leq h^*$	$6 \leq h^*$
min. 355	430-550	min. 23	min. 40

*lemezvastagság



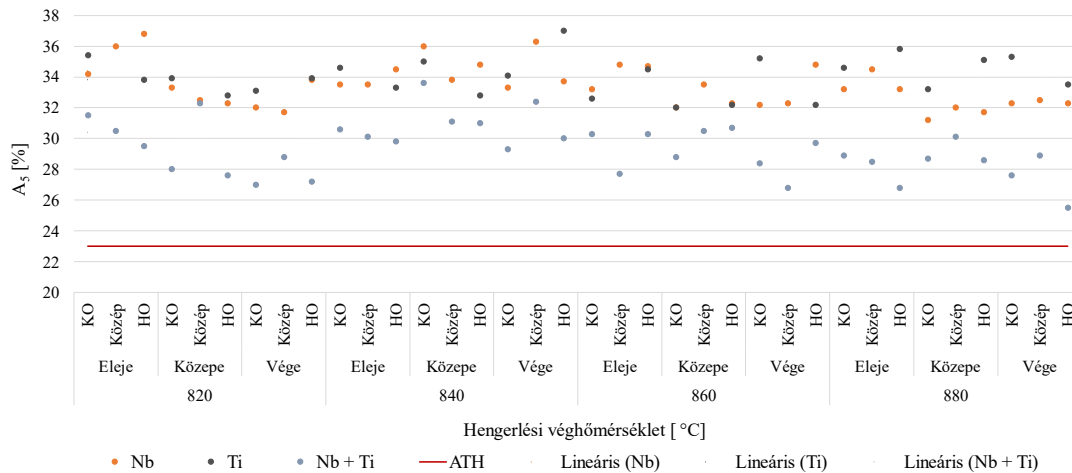
13. ábra Felső folyáshatár összehasonlítása a hengerlési véghőmérséklet függvényében

A 13. ábrán a járatos technológia szerint gyártott, nióbiummal mikroötvözött (Nb), a Nb helyett titánnal mikroötvözött (Ti), valamint a kombinált mikroötvözési eljárással gyártott nióbiummal és titánnal mikroötvözött (Nb + Ti) négy különböző meleghengerlési hőmérsékletvezetéssel kihengerelt tekercsek felső folyáshatár értékei kerültek összehasonlításra a szalag szélessége és a hossza mentén. A diagramon feltüntetésre került a szabvány szerint előírt alsó tűréshatár (ATH) 355 MPa.



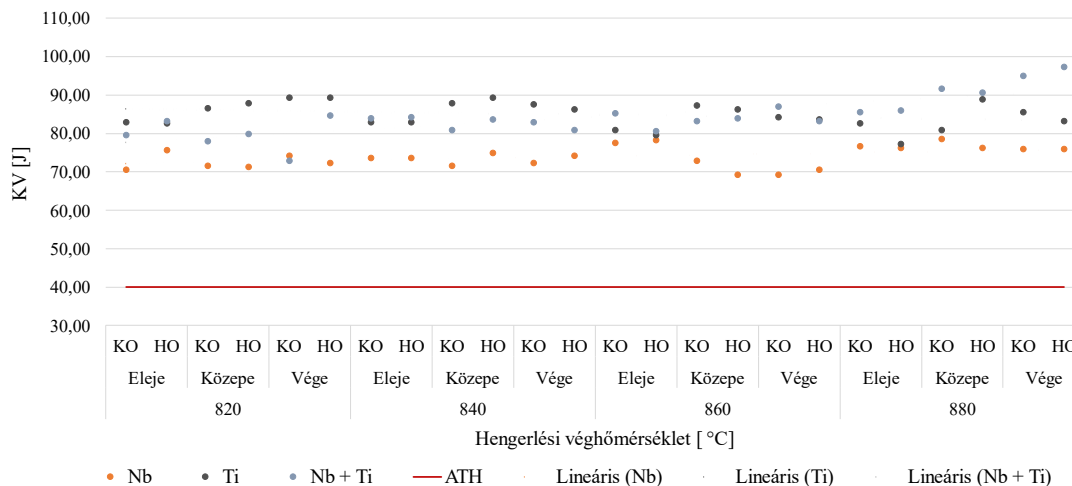
14. ábra Szakítószilárdság összehasonlítása a hengerlési véghőmérséklet függvényében

A 14. ábrán a szakítószilárdság értékek figyelhetők meg a szalag szélessége és a hossza mentén. Feltüntetésre került továbbá a szabvány szerinti minimum (ATH) és maximum (FTH) szakítószilárdság követelmény értékek (430-550 MPa).



15. ábra Szakadási nyúlás összehasonlítása a hengerlési véghőmérséklet függvényében

A 15. ábrán a szakadási nyúlás értékei láthatóak, a szabvány által előírt alsó tűréshatár (23 %) feltüntetésével.



16. ábra Ütőmunka értékek összehasonlítása

A 16. ábrán az ütőmunka értékek összehasonlítása figyelhető meg, jelölve a szabvány szerinti minimális (40 J) határérték.

Elmondható, hogy a titánnal mikroötvözött tekercsek alacsonyabb, míg a kombinált mikroötvözéssel gyártott tekercsekből vett minták magasabb szilárdsági tulajdonságokkal bírnak, mint a járatos technológia szerint gyártott tekercsekből vett minták eredményei. Megfigyelhető, hogy a titánnal mikroötvözött tekercsek ~ 10 – 90 MPa-al alacsonyabb felső folyáshatár értékkel (13. ábra), valamint ~ 5 – 40 MPa-al alacsonyabb szakítószilárdság értékkel rendelkeznek (14. ábra), mint a nióbbiummal mikroötvözött tekercsekből vett minták eredményei. A Nb + Ti tekercsek esetében ~ 70 – 90 MPa-al magasabb felső folyáshatár (13. ábra), valamint ~ 60 – 80 MPa-al magasabb szakítószilárdság értékek figyelhetők meg (14. ábra), mint a járatos technológia szerint gyártott tekercsekből vett minták eredményei.

A szakadási nyúlás tekintetében számottevő különbség nem tapasztalható a titánnal mikroötvözött, valamint a nióbbiummal mikroötvözött tekercsekből vett minták eredményei között (15. ábra). A kombinált mikroötvözéssel gyártott tekercsek esetében azonban ~ 2 – 7 %-kal alacsonyabb szakadási nyúlás figyelhető meg a járatos technológia szerint gyártott tekercsekből vett minták szakadási nyúlás értékeihez képest (15. ábra). Az ütőmunka tekintetében a titánnal mikroötvözött, valamint a kombinált mikroötvözéssel gyártott nióbbiummal és titánnal is mikroötvözött tekercsekből vett minták ~ 10 J-al magasabb ütőmunkaértékkel rendelkeznek (16. ábra), mint a járatos technológia szerint gyártott tekercsekből vett minták eredményei.

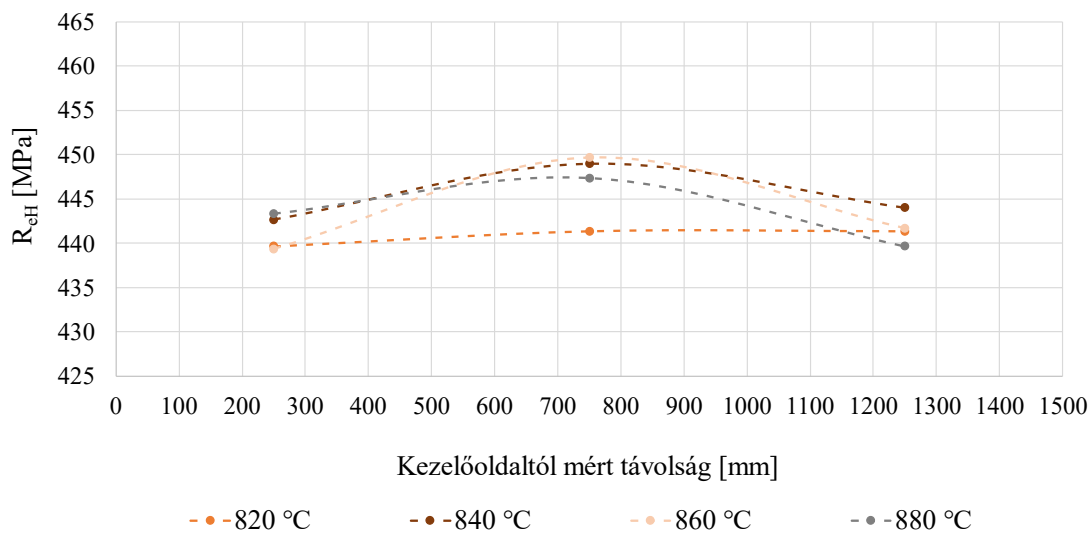
A hengerlési véghőmérséklet hatását a mechanikai tulajdonságokra a következőkben tárgyalom.

4.2. A hengerlési véghőmérséklet hatása a mechanikai tulajdonságokra

A 13.-16. ábrák szemléltetik a három különböző ötvözesi koncepció szerint gyártott tekercsek felső folyáshatár, szakítószilárdság, szakadási nyúlás, valamint az ütmunka eredményeit, azonban a következőkben közelebbről megvizsgáltam az egyes ötvözesi koncepció és a különböző hengerlési véghőmérséklet mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatását. Ehhez – a könnyebb átláthatóság miatt – külön diagramon ábrázoltam a három – Nb, Ti, valamint Nb + Ti – ötvözesi koncepció szerint gyártott tekercseket. Az egyes pozíciókból (tekercs eleje, közepe, vége) vett próbatáblák 3 db szakítóeredményeit (kezelőoldaltól 200 mm, 700 mm, és 1200 mm, a titánnal mikroötvözött tekercsek esetében csak 200 és 1200 mm távolságra) leátlagoltam, majd közös diagramon ábrázoltam külön-külön az egyes anyagjellemzőket (felső folyáshatár, szakítószilárdság, szakadási nyúlás, valamint az ütmunka) a különböző hőmérsékletvezetéssel az ötvözesi koncepciók függvényében.

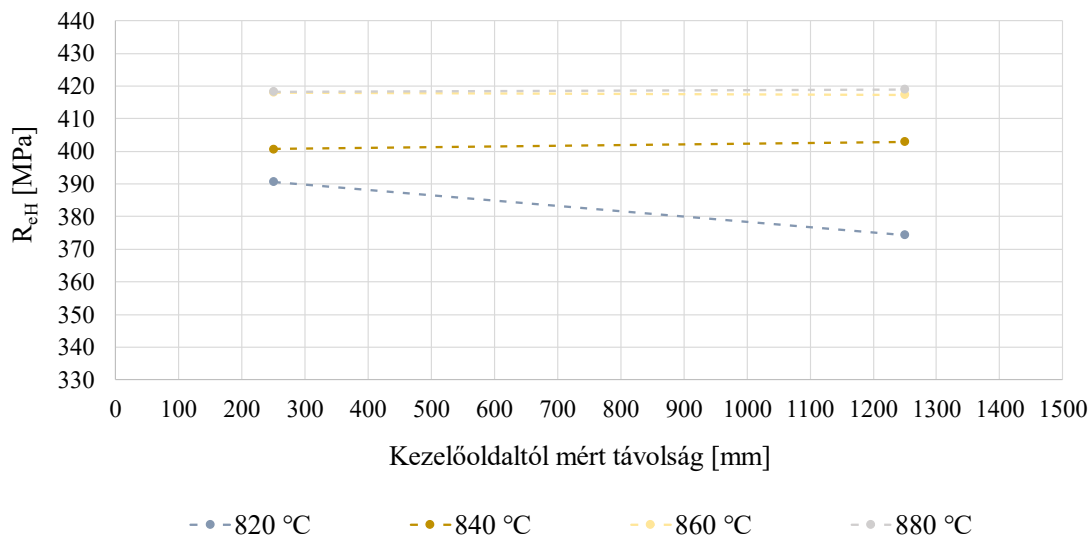
Felső folyáshatár

A következő diagramokon a felső folyáshatár értékeket prezentálom.



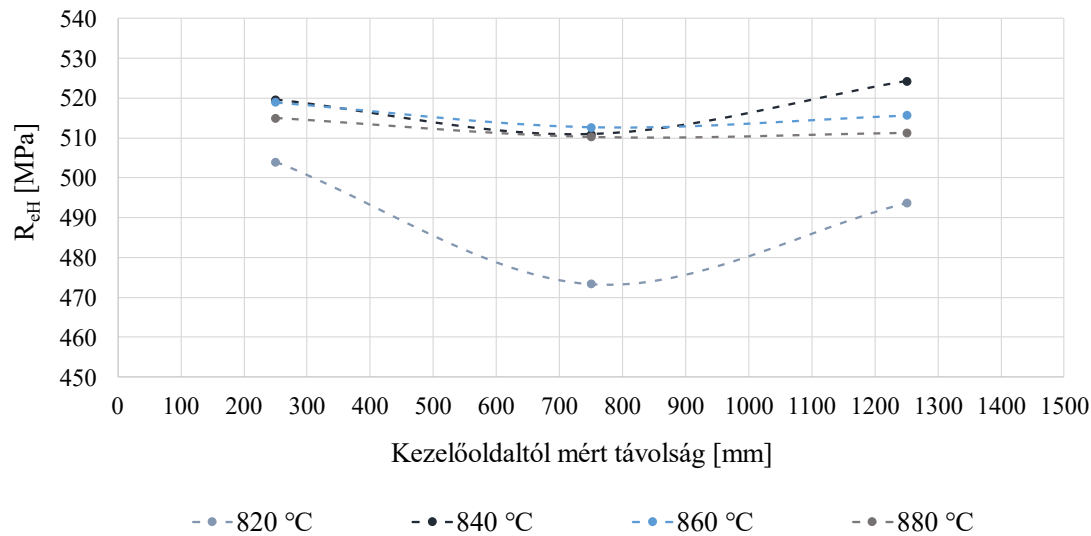
17. ábra A nióbiummal mikroötvözött, azonban különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek felső folyáshatár értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

A 17. ábrán a titánnal mikroötvözött négy különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek felső folyáshatár értékei láthatóak.



18. ábra A titánnal mikroötvözött különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek felső folyáshatár értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

A 18. ábrán került feltüntetésre a négy különböző hőmérsékletvezetéssel titánnal mikroötvözött tekercsek felső folyáshatár eredményei.



19. ábra A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözéssel különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek felső folyáshatár értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

A 19. ábra szemlélteti a kombinált mikroötvözéssel négy különböző hengerlési véghőmérséklettel gyártott tekercsek felső folyáshatár értékeit.

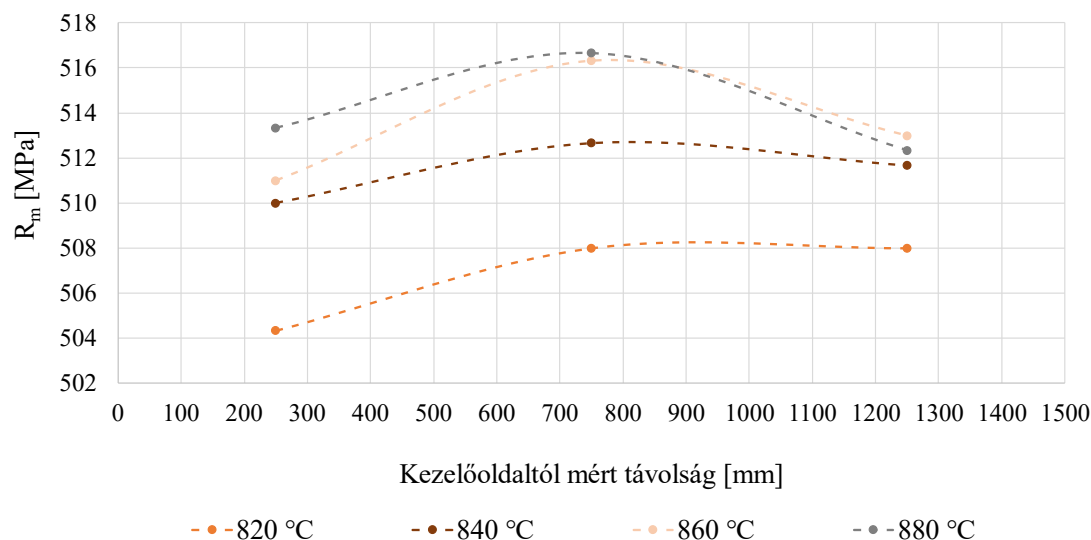
A nióbiummal mikroötvözött tekercsek esetében (17. ábra) megállapítható, hogy a legalacsonyabb (820 °C) hengerlési véghőmérséklettel gyártott tekercs felső folyáshatár értékei homogénebbnek tűnnek, mint a magasabb hengerlési véghőmérséklettel gyártott tekercsből vett minták felső folyáshatár értékei. A hengerlési véghőmérséklet változtatásával egyértelmű következtetés nem vonható le a felső folyáshatár csökkenésére vagy éppen növekedésére.

A kísérletben gyártott titánnal mikroötvözött tekercseknél (18. ábra) megfigyelhető, hogy a hengerlési véghőmérséklet növekedésével párhuzamosan a tekercsek felső folyáshatára is növekszik, azonban 860-880 °C körüli hőmérsékleten a termék folyáshatára gyakorolt hatásának a „megszűnése” / csökkenése vehető észre. A véghőmérséklet növekedésével azonban a felső folyáshatár értékeiben standardizálás figyelhető meg, így a magasabb véghőmérséklettel gyártott tekercsek homogénebbek az alacsonyabb véghőmérséklettel gyártott társaiktól.

A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözéssel gyártott tekercsek esetében (19. ábra) megállapítható, hogy a 820 °C-os hengerlési véghőmérséklettel gyártott tekercs lényegesen alacsonyabb felső folyáshatárral rendelkezik, valamint a szórása is lényegesen nagyobb, mint a magasabb hengerlési véghőmérséklettel gyártott tekercsekből vett minták felső folyáshatár értékei. Látható továbbá, hogy a kísérleten gyártott, titánnal mikroötvözött tekercsekhez hasonlóan szintén 860-880 °C-on, mintha „megszűnne” / csökkenne a hőmérséklet anyagra gyakorolt hatása, valamint magasabb hőmérsékleten ebben az esetben is megfigyelhető a standardizálás jelensége.

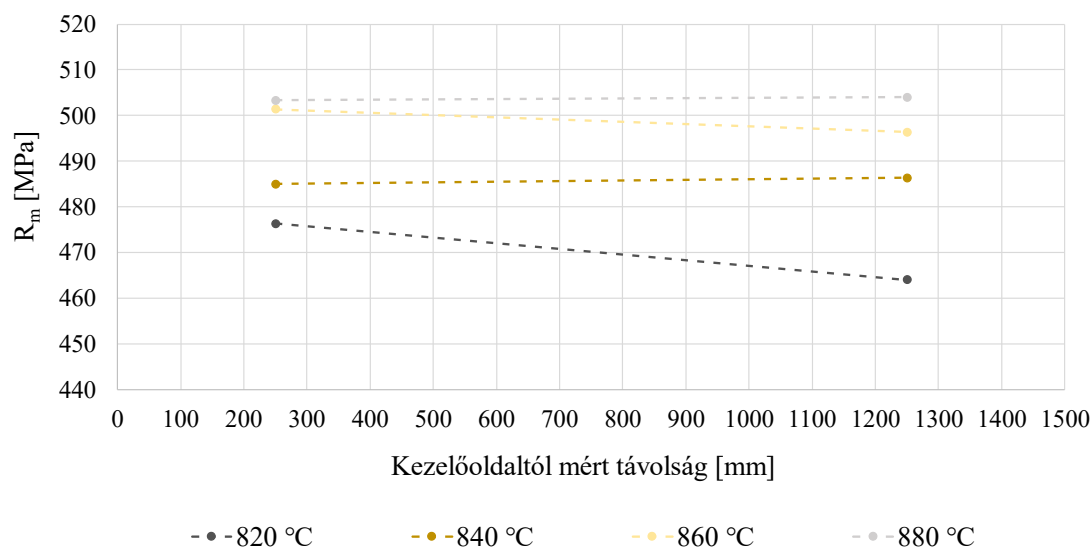
Szakítószilárdság

Az alábbiakban a szakítószilárdság eredmények figyelhetők meg.



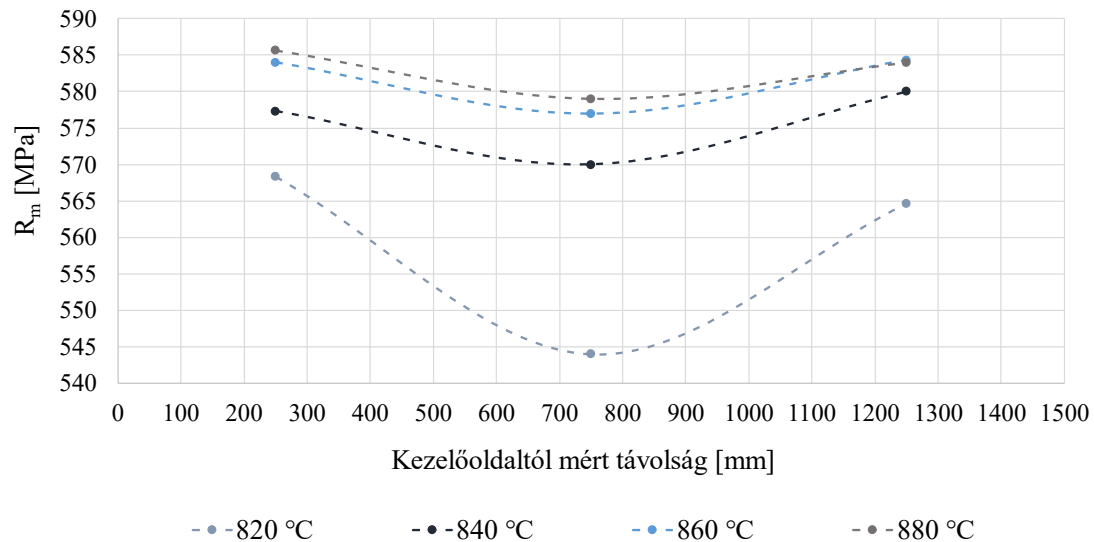
20. ábra A nióbiummal mikroötvözött különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek szakítószilárdság értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

A 20. ábra szemlélteti a nióbiummal mikroötvözött négy különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsel szakítószilárdság eredményeit.



21. ábra A titánnal mikroötvözött különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek szakítószilárdság értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

A 21. ábrán a négy különböző hengerlési véghőmérséklet szerint gyártott, titánnal mikroötvözött tekercsek szakítószilárdság értékei kerültek feltüntetésre.



22. ábra A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözéssel különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek szakítószilárdság értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

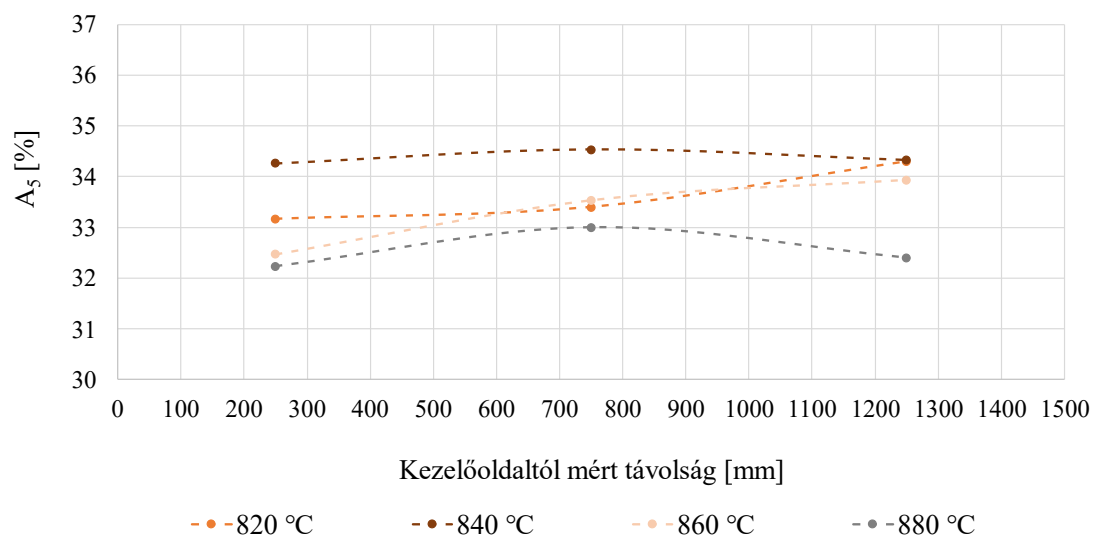
A 22. ábrán a különböző hengerlési véghőmérséklettel, kombinált (Nb + Ti) mikroötvözéssel gyártott tekercsek szakítószilárdság értékei figyelhetők meg.

Mind a három különböző ötvözesi koncepció szerint gyártott tekercsek esetében a hengerlési hőmérséklet növekedésével a szakítószilárdsági értékek egyértelmű növekedése figyelhető meg.

A kísérleten gyártott titánnal (21. ábra), valamint a kombinált (Nb + Ti) mikroötvözéssel gyártott tekercsek esetében (22. ábra) – a felső folyáshatárhoz hasonlóan – ezekben az esetekben is észrevehető 860-880 °C körül a véghőmérséklet anyagra gyakorolt hatásának a „megszűnése” / csökkenése, valamint a véghőmérséklet növekedésével a szakítószilárdság értékeiben standardizálás figyelhető meg, így a magasabb véghőmérséklettel gyártott tekercsek homogénebbek az alacsonyabb véghőmérséklettel gyártott tekercsekből vett minták eredményeihez képest (20. ábra és 21. ábra). A nióbiummal mikroötvözött tekercsek esetében (20. ábra) homogenitását/ inhomogenitását illetően egyértelmű következtetés nem vonható le.

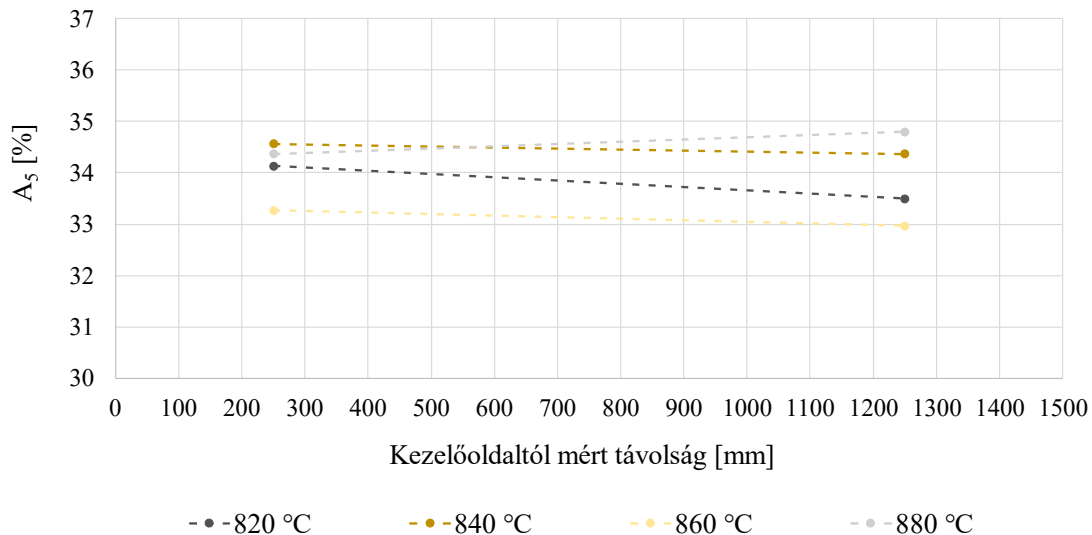
Szakadási nyúlás

A következőkben a szakadási nyúlás értékek kerültek összehasonlításra.



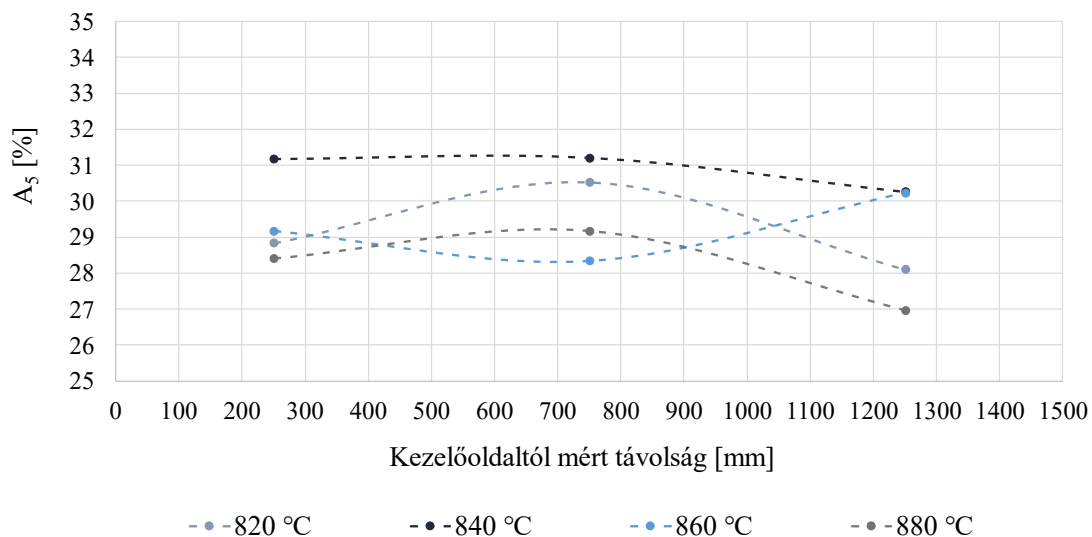
23. ábra A nióbiummal mikroötvözött különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek szakadási nyúlás értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

A 23. ábrán a négy különböző hengerlési véghőmérséklet szerint gyártott nióbiummal mikroötvözött tekercsek szakadási nyúlás értékei figyelhetők meg.



24. ábra A titánnal mikroötvözött különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek szakadási nyúlás értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

A 24. ábrán látható a különböző hengerlési véghőmérséklet szerint gyártott titánnal mikroötvözött tekercsek szakadási nyúlás eredményei.



25. ábra A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözéssel különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek szakadási nyúlás értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

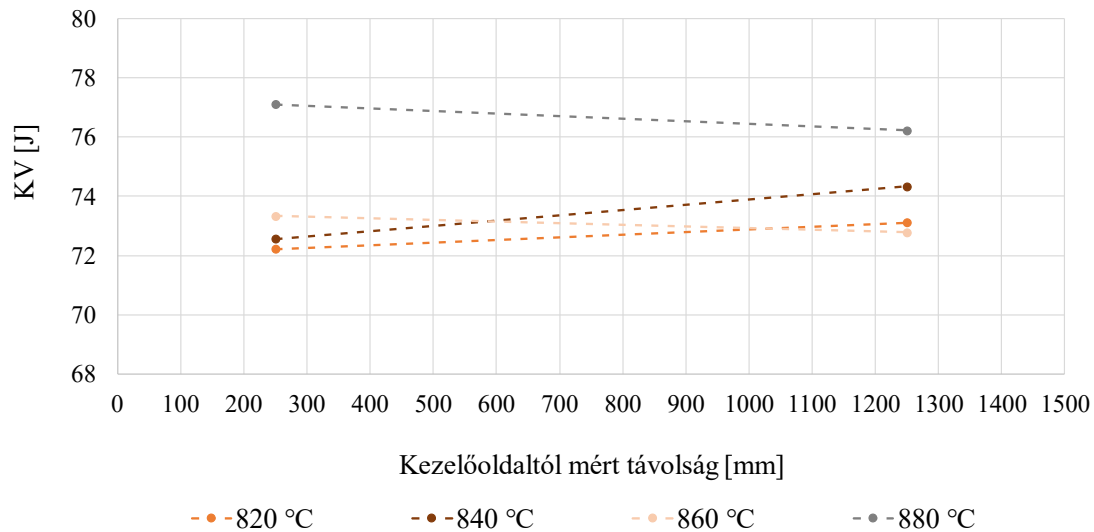
A 25. ábrán a különböző hengerlési véghőmérséklettel, kombinált (Nb + Ti) mikroötvözéssel gyártott tekercsek szakadási nyúlás értékei figyelhetők meg.

A szakadási nyúlás tekintetében egyértelmű következtetés nem vonható le a hengerlési véghőmérséklet befolyásolásáról.

A vizsgált diagramok egészen szembetűnő, hogy az adott táblák közepéről (kezelőoldaltól 700 mm-re) vett minták kiugróan magasabb/ alacsonyabb értékkel bírnak, mint a táblák széléről (kezelőoldaltól 200 mm-re, és 1200 mm-re) vett minták mechanikai eredményei. Felmerül a kérdés, hogy ennek oka esetleg az üstmetallurgiai kezelés során nem megfelelő argonos kezelés vagy a meleghengerlés során – a teljes szélesség mentén – nem teljesen egyenletes hűtés alkalmazása volt?

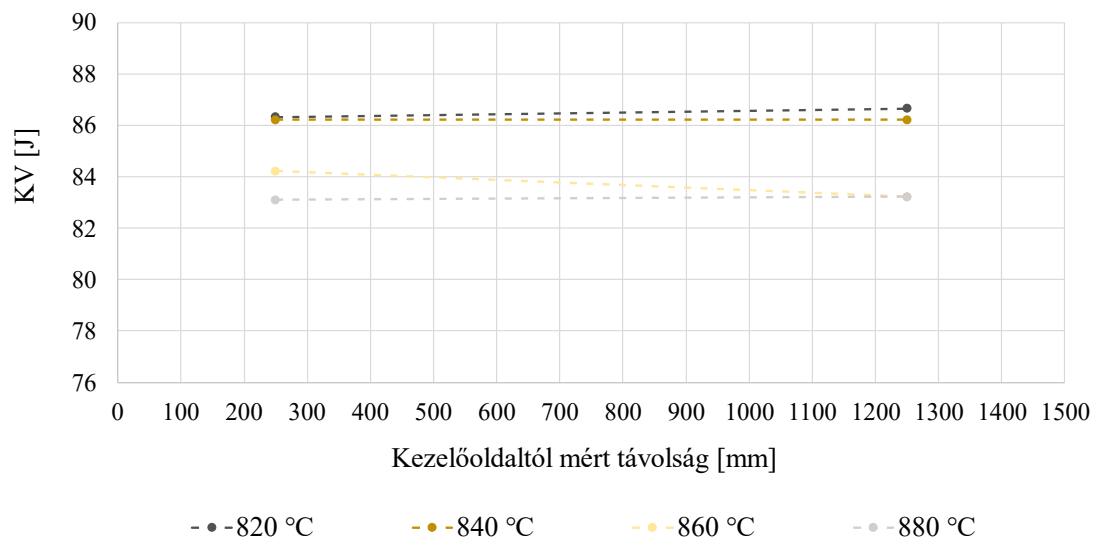
Ütőmunka

Az ütőmunka tekintetében a különböző ötvözési koncepció szerint gyártott tekercsek elejéből, közepéből, és végéből vett táblák kezelőoldalától 200 mm-re, és 1200 mm-re vettünk ki ütőmunka vizsgálatra mintákat (ebből következik, hogy tekercsenként két pontot vizsgáltunk).



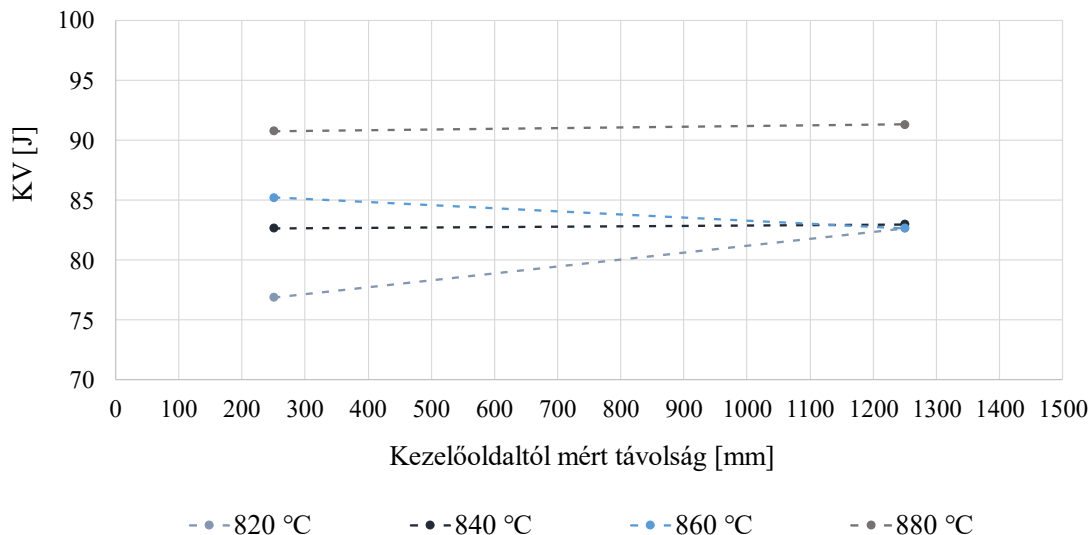
26. ábra A nióbiummal mikroötvözött különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek ütőmunka értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

A 26. ábrán a négy különböző hengerlési vég hőmérséklettel nióbiummal mikroötvözött tekercsek ütőmunka értékei figyelhetők meg.



27. ábra A titánnal mikroötvözött különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek ütőmunka értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

A 27. ábrán a négy különböző hengerlési vég hőmérséklet szerint gyártott titánnal mikroötvözött tekercsek ütőmunka értékei kerültek feltüntetésre.



28. ábra A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözással különböző hőmérsékletvezetéssel gyártott tekercsek ütőmunka értékeinek változása a tekercs szélessége mentén

A 28. ábrán látható a kombinált (Nb + Ti) mikroötvözással, négy különböző hengerlési véghőmérséklettel gyártott tekercsek ütőmunka értékei.

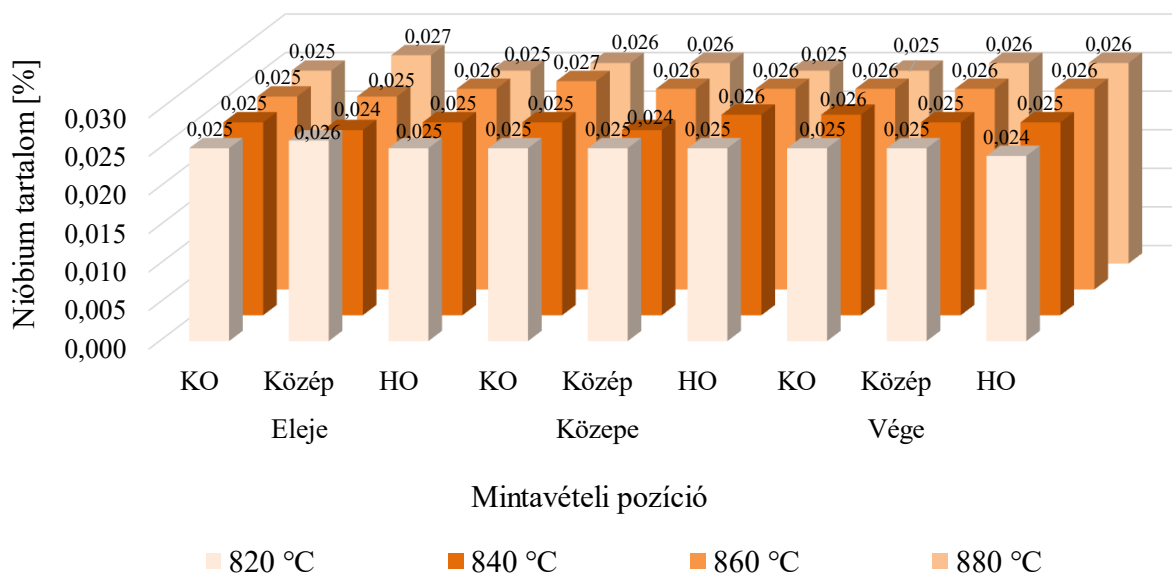
A járatos technológia szerint gyártott nióbiummal mikroötvözött (26. ábra), valamint a kombinált mikroötvözással (Nb + Ti) gyártott (28. ábra) tekercsek esetében elmondható, hogy a hengerlési véghőmérséklet növekedésével párhuzamosan az ütőmunka értékek is növekednek. Azonban említésre méltó, hogy ezen két (Nb, és Nb + Ti) mikroötvözási koncepció 820-840-860 °C-os véghőmérsékletek esetében a kezelőoldaltól 1200 mm-re vett ütőmunka értékek közel azonosak, viszont a 880 °C-nál ezen az oldalról vett ütőmunka értékek jelentősen magasabb értéket mutatnak. Érdekes módon a titánnal mikroötvözött tekercsek (27. ábra) az előbbieken leírtaknak ellenkezően viselkednek. A titánnal mikroötvözött tekercsekből vett ütőmunka értékeiben a hengerlési véghőmérséklet növekedésével párhuzamosan csökkenés figyelhető meg.

4.3. Kémiai összetétel meghatározása

A 13.-16. ábrákon megfigyelhető, hogy az egyes ötvözási koncepció szerint gyártott tekercsekből vett minták mechanikai tulajdonságai jelentős szórást mutatnak. A hengerlési véghőmérséklet változtatása – mint az az előzőekben is látható volt – nem járulhat hozzá a mechanikai eredmények ilyen nagyfokú szórásához. A szórás jelenségének egyik lehetséges kiváltó oka az üstmetallurgiai állomáson a mikroötvözők – nióbium és/vagy titán – beadagolása közben alkalmazott nem megfelelő argonos kezelés. Melynek következtében az egyes adagokban a mikroötvözők nem egyenletesen kerülnek eloszlásra, ezáltal erősítő hatásuk kifejtését követően az egyes tekercsek mechanikai értékeiben jelentős szórás/inhomogenitás következhet be.

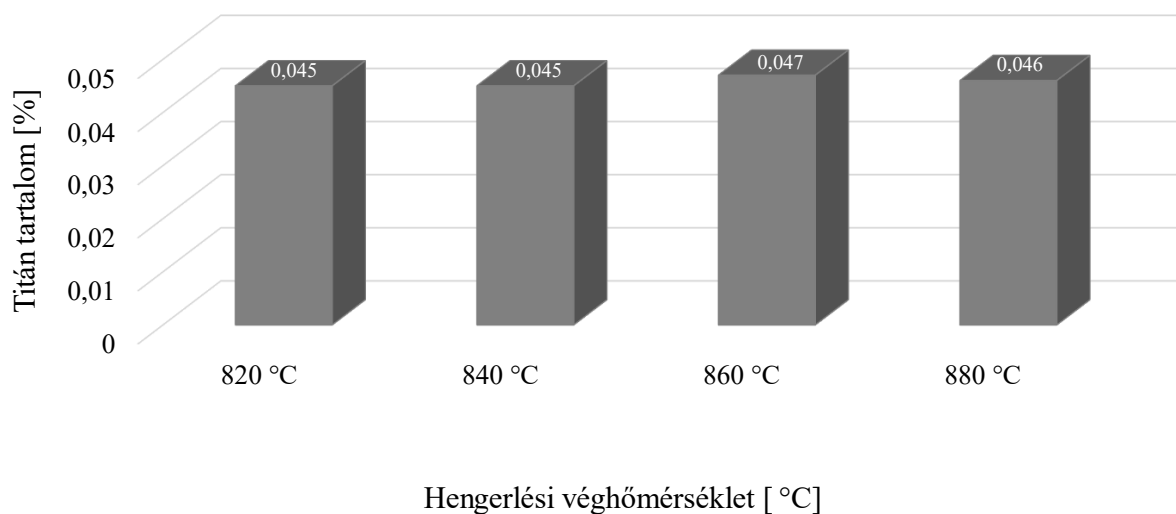
Ennek kivizsgálására az egyes ötvözási koncepció szerint gyártott tekercsek alapanyagösszetételét úgynevezett optikai emissziós spektroszkópiás (OES) elemzéssel megvizsgáltam. A nióbium, valamint a kombinált mikroötvözással gyártott tekercsek esetén a szakítóvizsgálat során megmaradt szakítófejek, míg a titánnal mikroötvözött tekercsek esetében a szakítófejek nem álltak rendelkezésre, így a zárványvizsgálatra kivett mintákon végeztem el a vizsgálatot. Ezzel magyarázható, hogy míg a nióbiummal, valamint a kombinált (Nb + Ti) mikroötvözással gyártott tekercsek esetében minden tekercs elejéből, közepéből és végéből kivett tábla kezelő oldaláról, a tábla közepéből, továbbá a hajtás oldaláról van információnk a kémiai összetételről, addig a titánnal mikroötvözött tekercsek esetében csak minden tekercs közepéről.

Az OES elemzéssel meghatároztam a vizsgált darabok C, Mn, Si, S, P, Cu, Cr, Ni, Al, Mo, Nb, V, Ti- tartalmát. Az eredmények értelmezhetősége miatt a következő diagramokon a három különböző ötvözási koncepció szerint gyártott adagok mikroötvöző – nióbium és/vagy titán – tartalma került feltüntetésre.



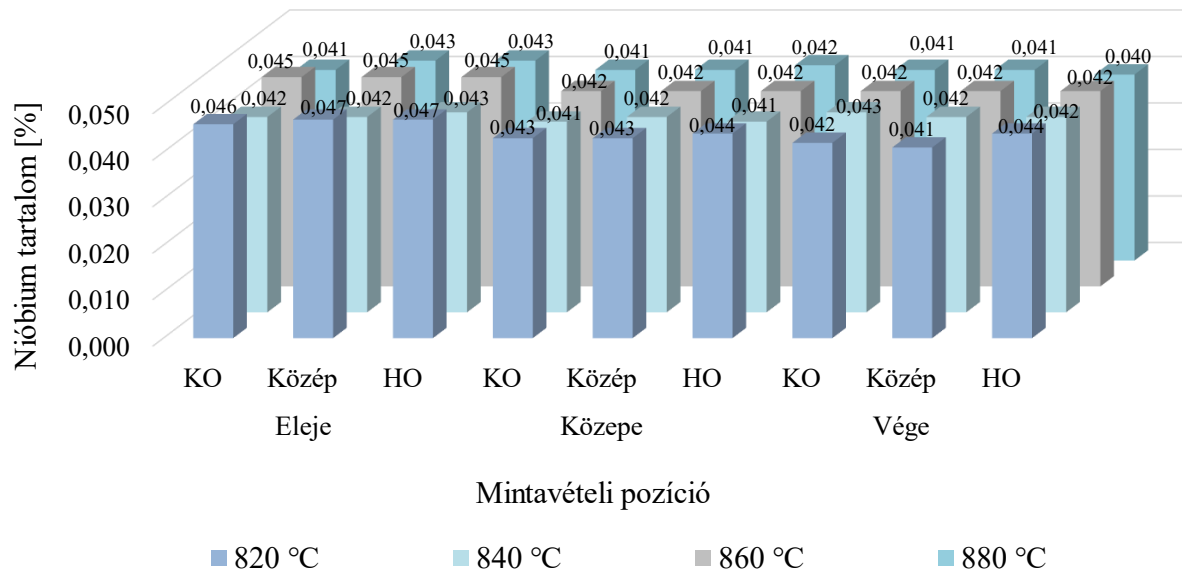
29. ábra A nióbiummal mikroötvözött adag (586447) melegen hengerelt tekercseiből vett próbák mikroötvöző tartalma

A 29. ábrán látható a járatos technológia szerint gyártott, nióbiummal mikroötvözött adag (586447) négy különböző hengerlési véghőmérséklettel gyártott, melegen hengerelt tekercseiből vett minták nióbiium tartalma.



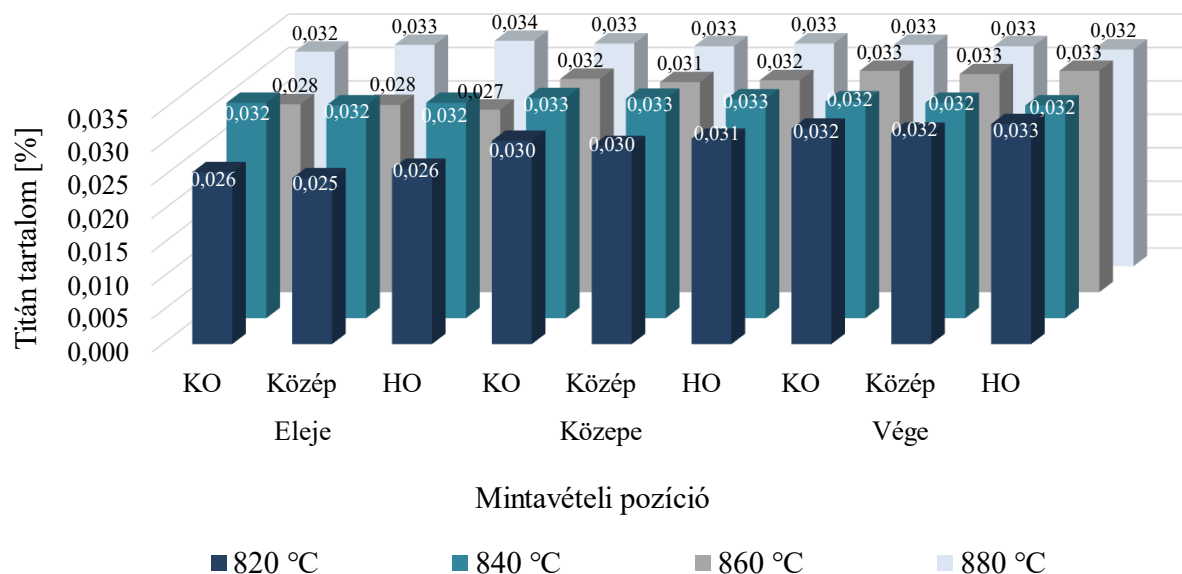
30. ábra A titánnal mikroötvözött adag (692877) melegen hengerelt tekercseiből vett próbák mikroötvöző tartalma

A 30. ábrán került feltüntetésre a titánnal mikroötvözött adag (692877) négy különböző hengerlési véghőmérséklettel gyártott, melegen hengerelt tekercseiből vett minták titán tartalma.



31. ábra A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött adag (693578) melegen hengerelt tekercseiből vett próbák nióbium tartalma

A 31. ábrán figyelhető meg a kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött adag (693578) négy különböző hengerlési vég hőmérséklettel gyártott, melegen hengerelt tekercsekből vett minták nióbium tartalma.



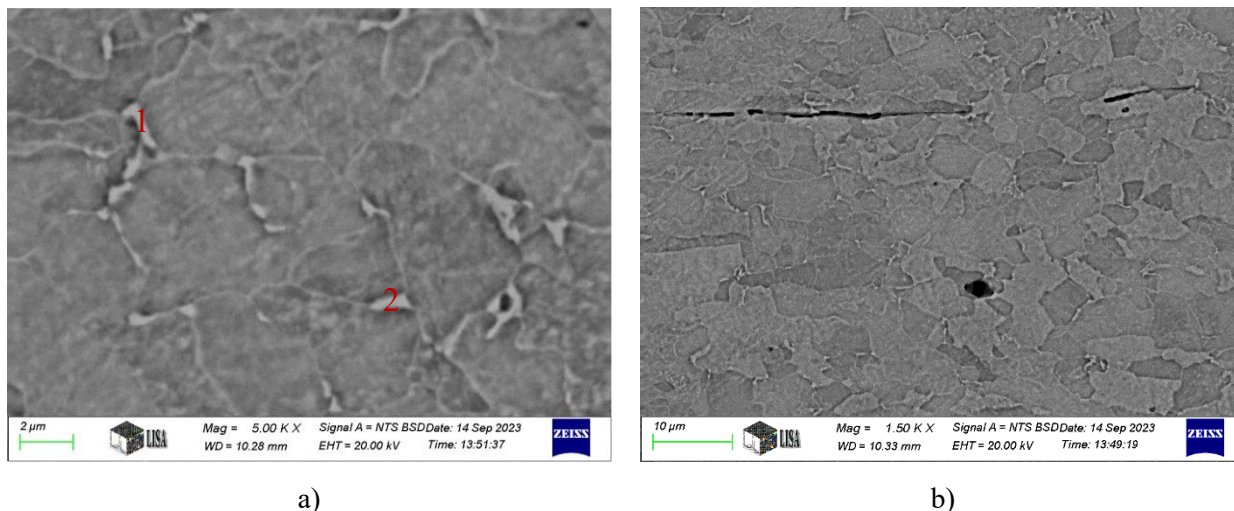
32. ábra A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött adag (693578) melegen hengerelt tekercseiből vett próbák titán tartalma

A 32. ábrán ábrázolásra került a kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött adag (693578) négy különböző hengerlési vég hőmérséklettel gyártott, melegen hengerelt tekercsekből vett minták titán tartalma.

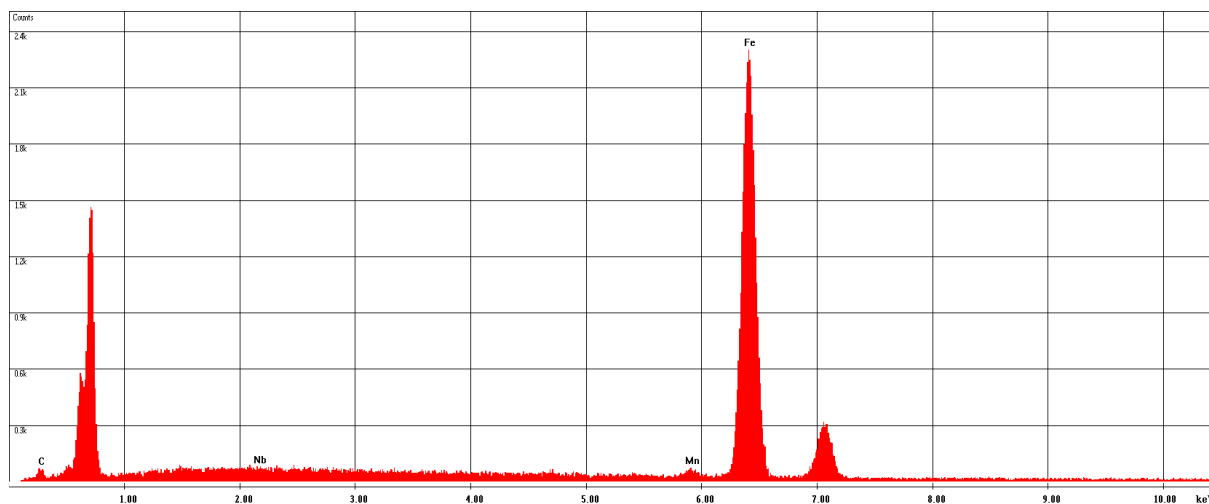
Mind a három ötvözési koncepció szerint gyártott adag esetében elmondható, hogy az öntésre kerülő ~145 tonnás adag során 6 db öntött buga keletkezik, melyből 6 db melegen hengerelt tekercset kapunk. A vizsgált adagok esetében a jelen dolgozatban 4 db tekercset vizsgáltam meg, melyek különböző hengerlési hőmérséklettel kerültek kihengerlésre. Megfigyelhető, hogy mind a három adag esetén – 586447; 692877; 693578 – mindössze ezred százaléknyi eltérések mutatkoznak a különböző ötvözési koncepció szerint gyártott melegen hengerelt tekercsekből vett minták mikroötvöző eredményei között. A kémiai összetételben a mindössze ezred százalékos eltérések alapján az üstmetallurgiai kezelés során alkalmazott argonos kezelés megfelelőnek tekinthető, ezért a mechanikai értékekben megfigyelhető jelentős szórást más paraméter okozhatja.

4.4. Scanning elektronmikroszkópos vizsgálatok

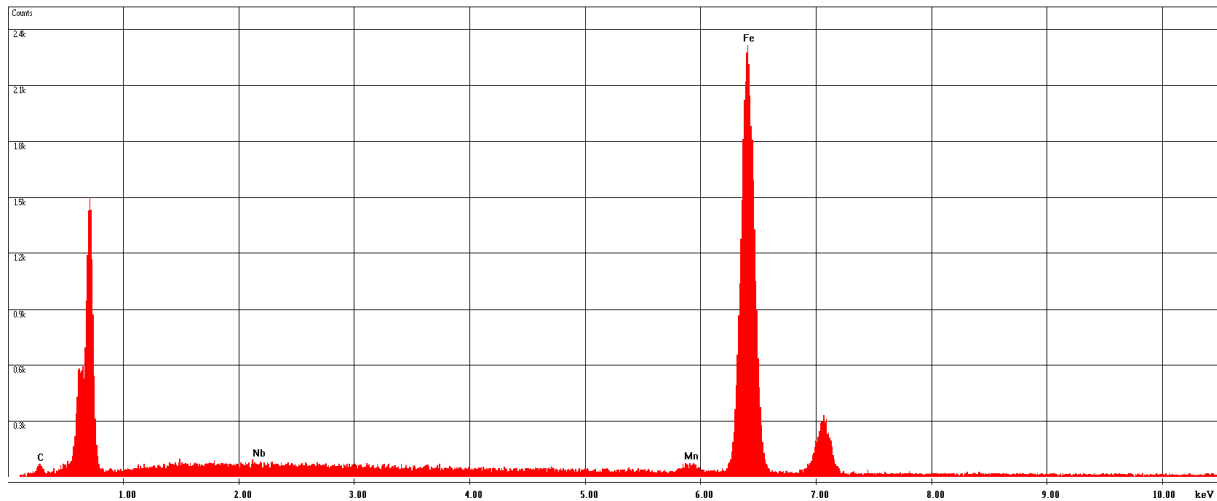
Az OES elemzés megerősítette, hogy mind a három adag kémiai összetétel szempontjából homogénnek tekinthető. Az eredmények alapján úgy döntöttem, hogy a kísérleti tekercsek közepéből vett mintákat scanning elektronmikroszkóp (SEM) segítségével megvizsgálom. A következőkben az egyes adagokból vizsgált tekercs(ek)en detektál zárványok kerülnek bemutatásra. A reflexiós csúcsokból meg lehet határozni a zárvány(ok) főbb alkotóelemeit, valamint típusait. A vizsgálat során – amennyiben indokoltnak találtam – egy zárványnak több ponton is meghatározásra került a kémiai összetétele.



33. ábra A nióbbiummal mikroötvözött tekercsen detektálható zárványok

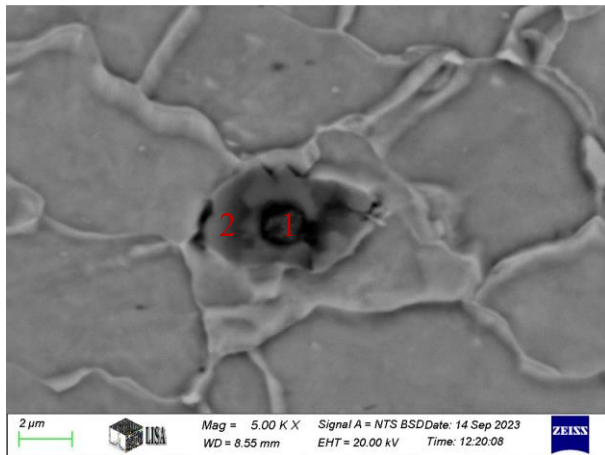


34. ábra A 33. a) ábra 1 jelölésének összetétele

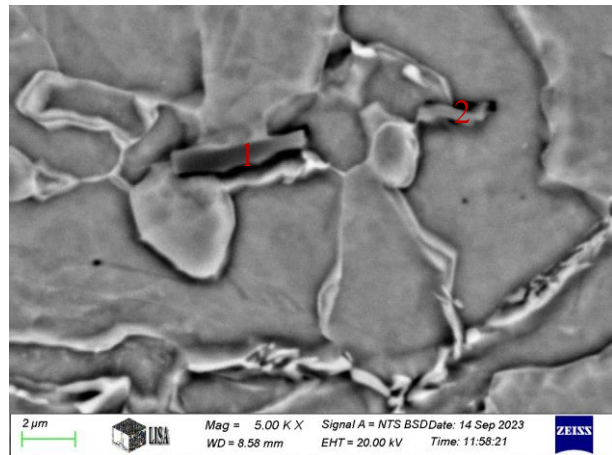


35. ábra A 33. a) ábra 2 jelölésének összetétele

A 33.-35. ábrák szemléltetik a nióbiummal mikroötvözött tekercsekből kivett mintán detektálható zárványokat, valamint azok főbb alkotóelemeit. Összességében elmondható, hogy a nióbiummal mikroötvözött tekercsekben Ca-Al-O-S komplex zárványok figyelhetők meg, melyek a kalciumos kezelés hatására képződnek. A komplex zárványok mellett mangánszulfid (MnS) zárványok is megtalálhatóak. A vizsgált tekercsek egyikén sem találtunk Nb kiválásokat, ennek oka, hogy detektálásuk TEM vizsgálat alkalmazásával lehetséges. A nióbium hatásmechanizmusát **Gang Liu és társai** vizsgálták 2023 évben megjelent tanulmányukban [21], és arra következtetésre jutottak, hogy a Nb(C, N) és NbC részecskék a szemcsehatárokon jelennek meg, továbbá megtalálhatóak a ferrit szemcsékben is, méretük ~8,2 nm. Ebben a mérettartományban a SEM már nem képes hatékonyan dolgozni, ezért nem sikerült detektálnom.

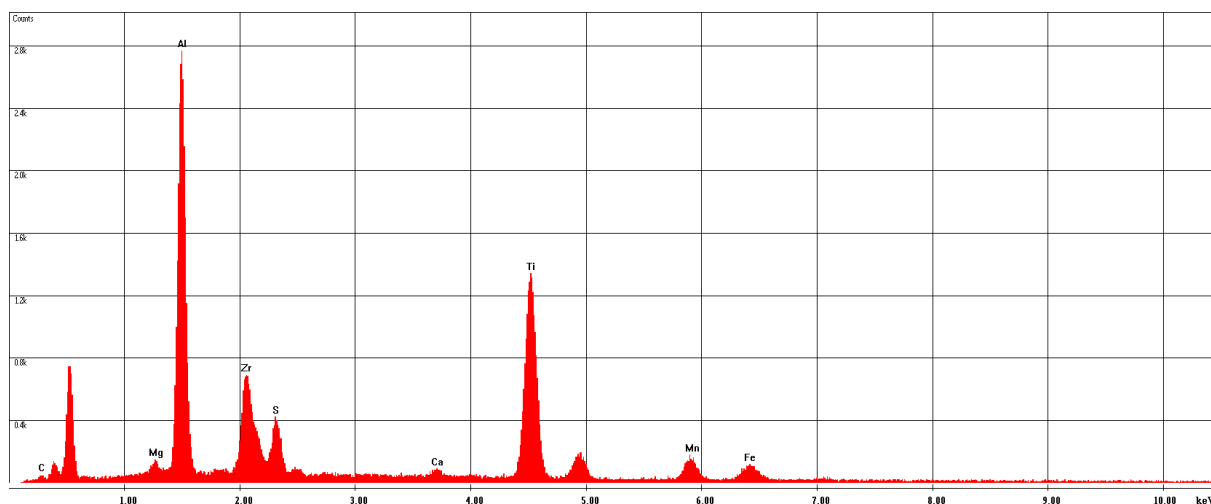


a)

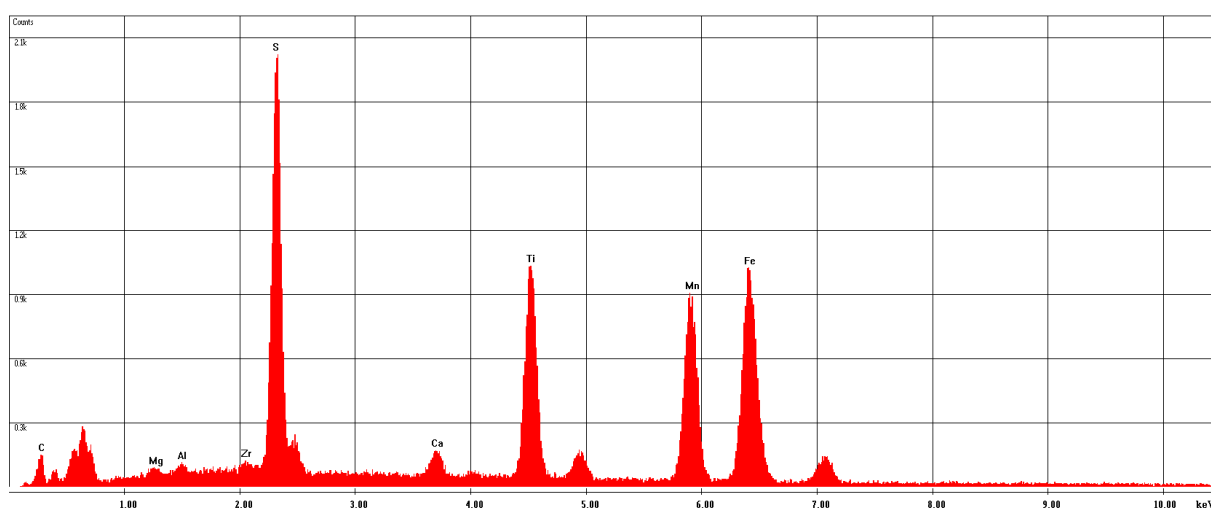


b)

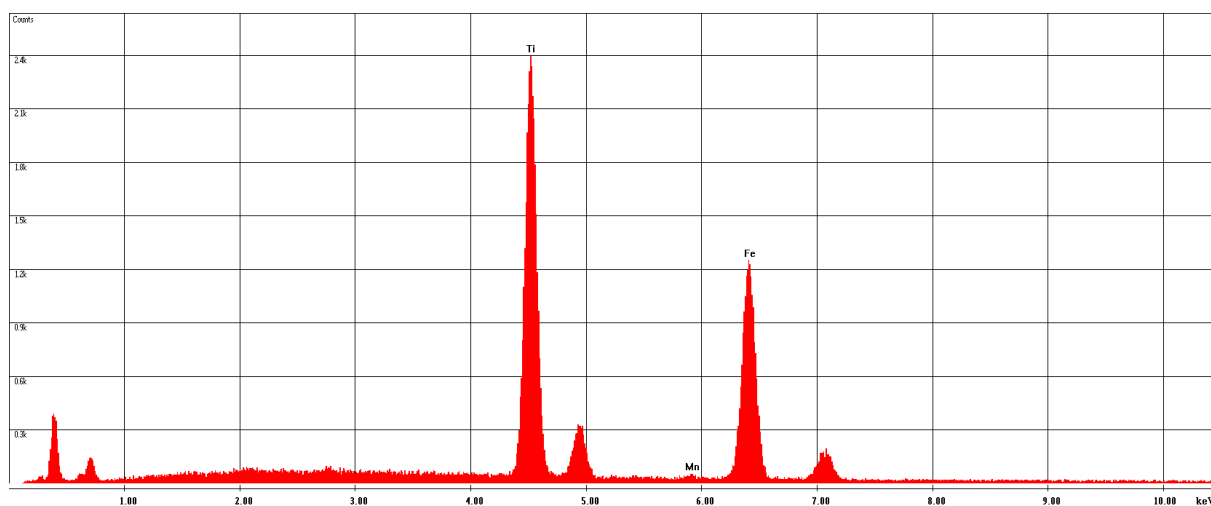
36. ábra A titánnal mikroötvözött tekercsen detektálható zárvány és kiválások



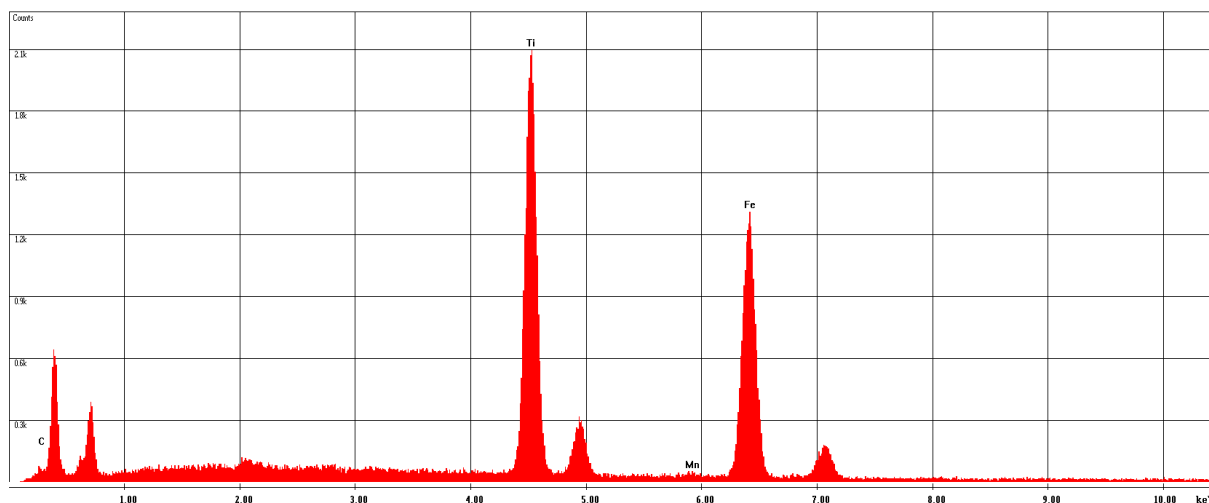
37. ábra A 36. a) ábra 1 jelölésének összetétele



38. ábra A 36. a) ábra 2 jelölésének összetétele

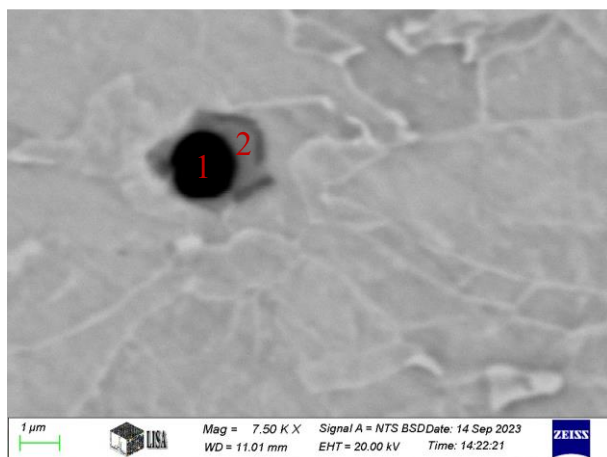


39. ábra A 36. b) ábra 1 jelölésének összetétele

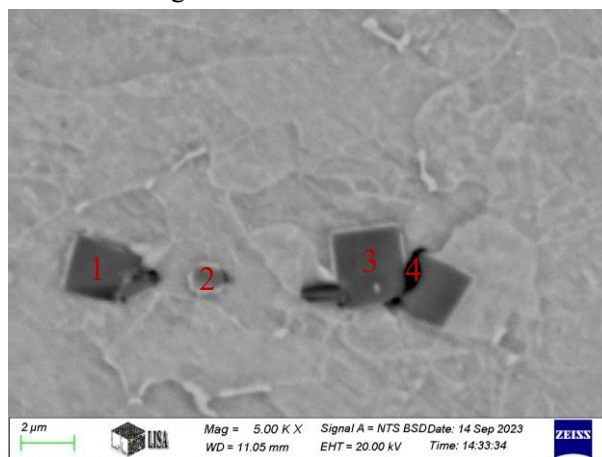


40. ábra A 36. b) ábra 2 jelölésének összetétele

A 36.-40. ábrák szemléltetik a titánnal mikroötvözött tekercsből kivett mintákon detektálható zárványok és kiválások főbb alkotóelemeit. Az ezen mikroötvözési eljárással gyártott tekercseken is Ca-Al-O-S komplex zárványok figyelhetők meg. Azonban érdekes módon a titán megjelenik a komplex zárványok külső határfelületén. A komplex zárványok mellett a titánnal ötvözött tekercsek egészén detektáltunk titán-nitrid (TiN) kiválásokat is. A komplex zárványok, valamint a TiN kiválásokon túl a vizsgált tekercseken MnS zárványok is megfigyelhetők voltak, bár ezen zárványok előfordulásának mennyisége jóval kevesebb, mint a nióbiummal mikroötvözött tekercsek esetében. A titánnal mikroötvözött tekercsekről készült további SEM felvételek a **2. mellékletben** találhatóak meg.

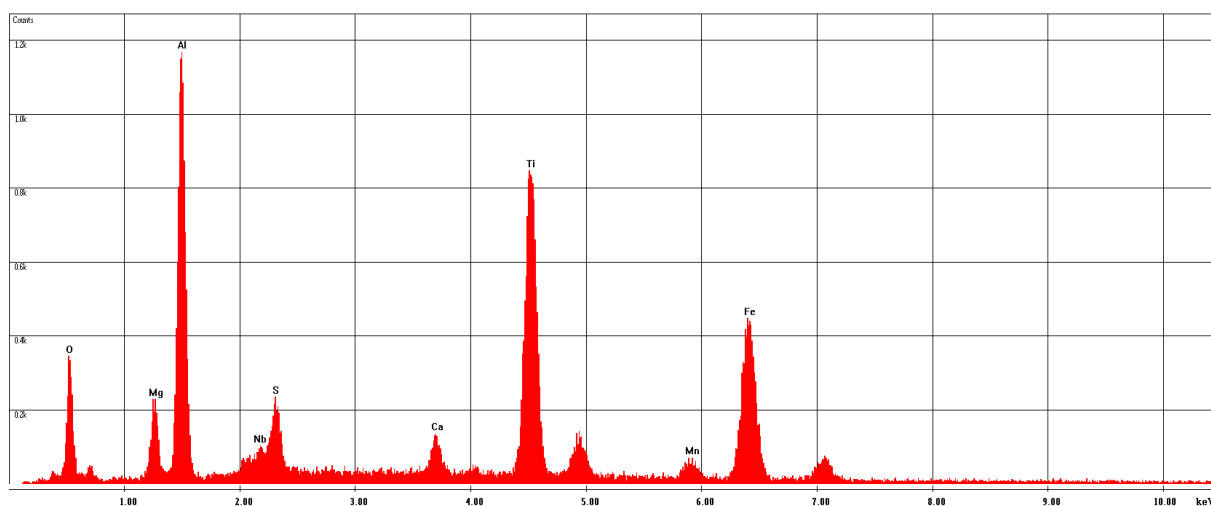


a)

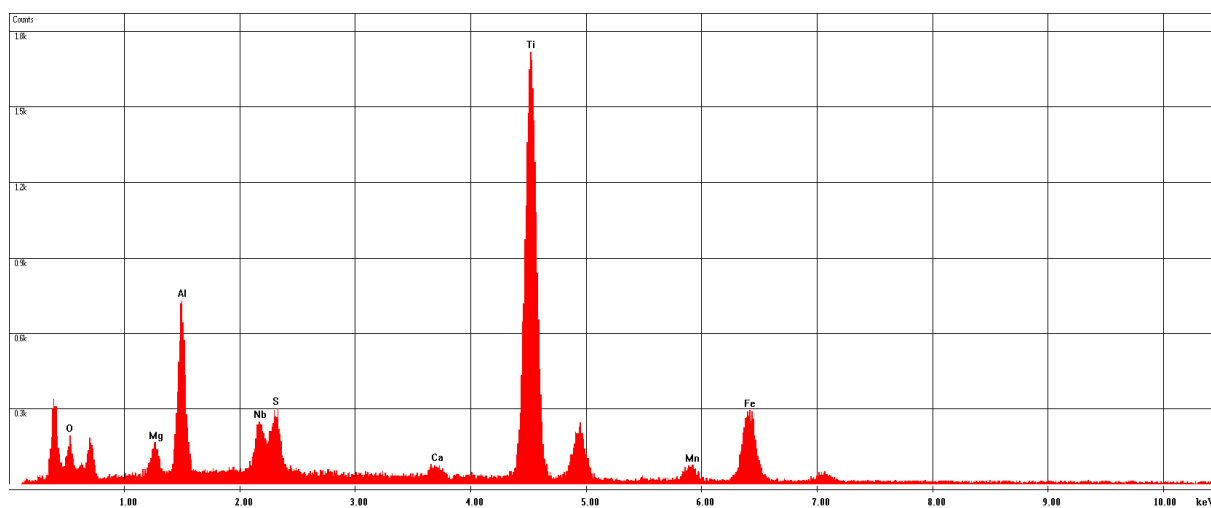


b)

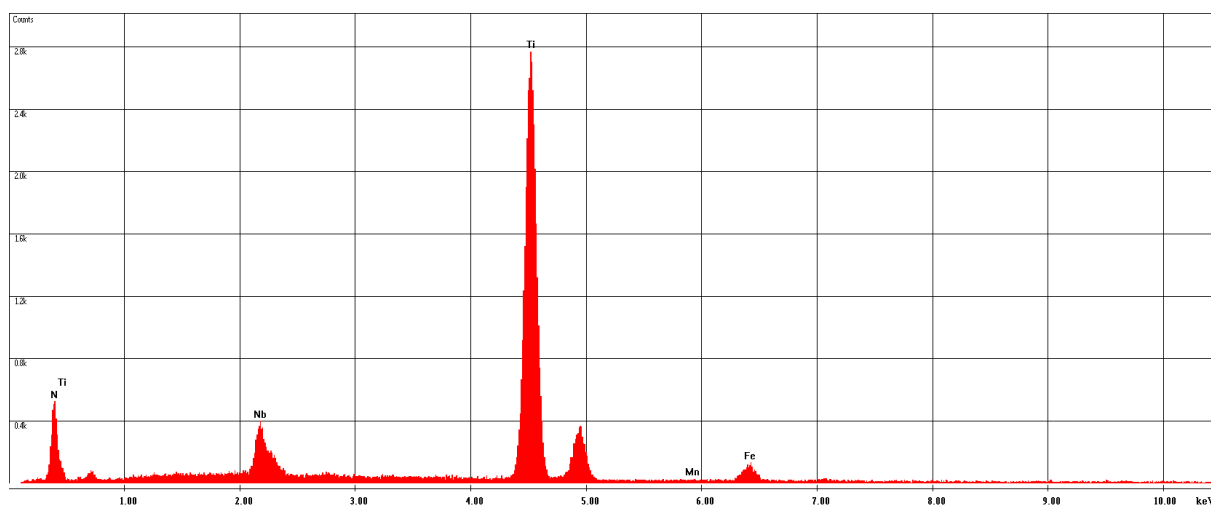
41. ábra A kombinált nióbiummal és titánnal mikroötvözött tekercsen detektálható zárvány (a) és kiválások (b)



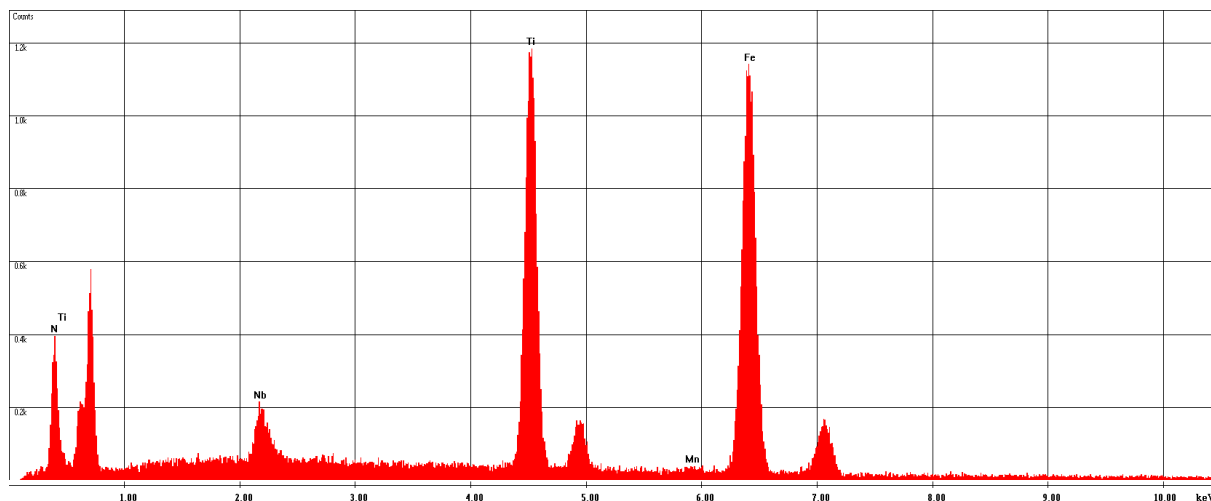
42. ábra A 41. a) ábra 1 jelölésének összetétele



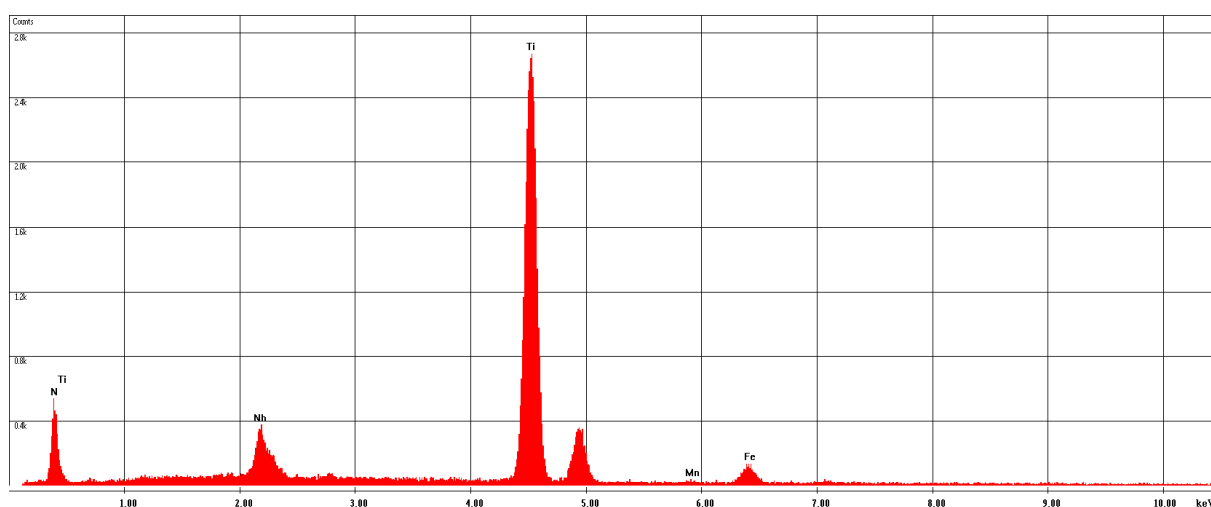
43. ábra A 41. a) ábra 2 jelölésének összetétele



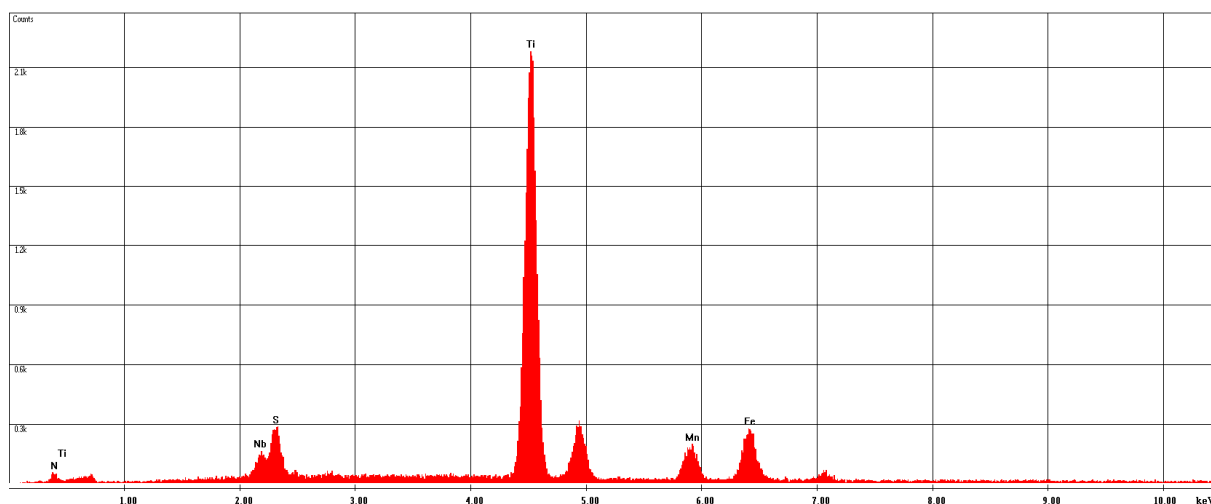
44. ábra A 41. b) ábra 1 jelölésének összetétele



45. ábra A 41. b) ábra 2 jelölésének összetétele



46. ábra A 41. b) ábra 3 jelölésének összetétele



47. ábra A 41. b) ábra 4 jelölésének összetétele

A 41.-47. ábrákon a kombinált nióbbiummal és titánnal mikroötvöztött tekercsek közepéről kivett mintákon fellelhető zárvány és kiválások főbb alkotóelemei láthatóak. Hasonlóan az előzőekben bemutatott ötvöztési koncepciókhoz, ebben az esetben is kimutathatók a Ca-Al-O-S komplex zárványok. Azonban a komplex zárványok külső határfelületén mind a titán, mind a nióbbium jelen van. A komplex zárványok mellett igen nagy számban titán-nitrid (TiN) kiválásokat

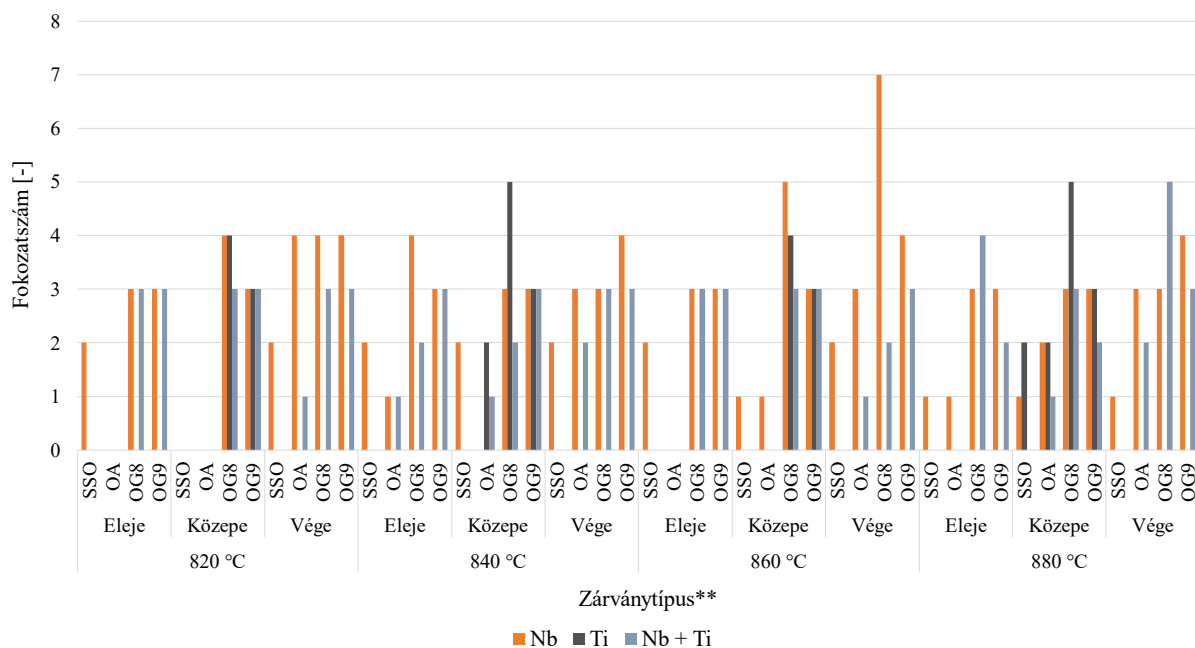
detektáltunk, azonban a kiválások mindegyikében megfigyelhető a nióbbium jelenléte is. Ezen ötvözési koncepció szerint gyártott tekercsekben MnS zárvány nem volt megfigyelhető. A nióbbiummal és titánnal mikroötvözött tekercsekről készült további SEM felvételek a **3. mellékletben** megtalálhatók.

A SEM vizsgálati eredmények alapján felmerülnek az alábbi kérdések:

- Mi okozza azt, hogy a titános adagban a zárványoknál megjelenik a Ti, illetve ugyan ez a jelenség a nióbbiummal mikroötvözött adag esetében miért nem mutatkozik meg? Esetleg a titán oxigénhez való affinitása miatt kezd el „dezoxidálószerként” viselkedni?
- A Nb + Ti adag esetében a titán váltja azt ki a nióbbiumból, hogy a Nb szintén megjelenik a zárványoknál? Esetleg bizonyos Ti mennyiség kell ehhez a jelenséghez?
- Továbbá lehet-e összefüggés a fent említett jelenség, valamint aközött, hogy a Nb adag esetében a Nb hasznosulása kb. 86%, míg a Nb + Ti adag esetében a Nb hasznosulása kb. 97% körül van?
- Valamint ezek alapján valószínűsíthető-e, hogy a mechanikai eredmények inhomogenitása a zárványtartalommal van összefüggésben?

4.5. Zárványvizsgálat

A SEM vizsgálat inspirálására zárványvizsgálatot hajtottam végre az egyes tekercseken. A zárványosság vizsgálata szemlencsés megfigyelésen, összehasonlító módszeren alapult, a vizsgálati eredményeket – a könnyebb összehasonlítás végett – egy közös diagramon ábrázoltam (48. ábra) a tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, valamint fokozatszámát feltüntetve.



48. ábra A kísérleti tekercsek zárványtartalmának összehasonlítása

A zárványok típusa után található szám pl. OG után a 8-as a zárvány méretére utal. Az OG8 esetén egy zárvány adja meg a meghatározott zárványosságot, míg az OG9-es típusnál több zárvány együttes értéke adja meg ugyanazt az értéket. Az SSO a legvékonyabb zárványt jelöli az adott típusból. A OA2 típusnál egy vékony alumínium- oxidzárvány van a látótérben. A zárványok fokozatszáma 0-tól 8-ig növekedik. A 0-as a legkisebb zárvány méretet jelenti.

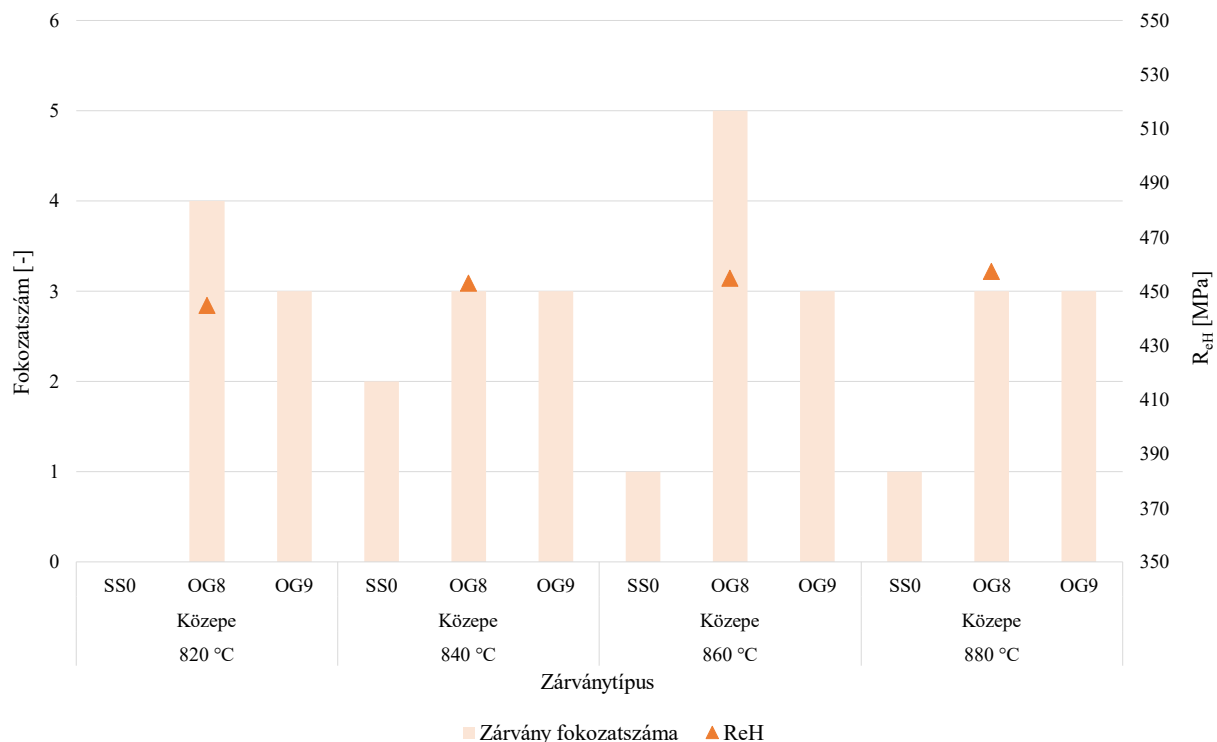
Az 48. ábrán megfigyelhető, hogy a járatos technológia szerint gyártott nióbbiummal mikroötvözött tekercseken főként 3-as, 4-es, valamint 7-es fokozatú gömbszerű oxidzárványok (OG8-OG9), továbbá 1-es, 3-as, valamint 4-es fokozatszámú alumínium- oxid (OA2) zárványok találhatók. Ezenkívül a mintákban főként 1-es és 2-es fokozatszámú vonalas elrendezésű szulfidzárványok (SS) is detektálhatók voltak. Ezzel szemben a titánnal, valamint a kombinált (Nb + Ti) mikroötvözési eljárással gyártott tekercsekben nem volt jellemző a szulfidzárvány megjelenése.

** SS= vonalas elrendezésű szulfid zárvány, OA= oxid zárvány (alumínium- oxidok); OG= gömbszerű oxid zárványok.

Ennek magyarázata a szakirodalom szerint (lásd 2.1.2 fejezet), hogy a titánnal a kénnel stabilis $Ti_4C_2S_2$ képletű karbo-szulfidot hoz létre, ennél fogva a Mn-nal ötvözött acélban akadályozza a kellemetlen mangánszulfidok kialakulását. A titánnal mikroötvözött tekercsekben jellemzően 2-es fokozatszámú alumínium- oxid zárványokat, valamint 3-as, 4-es és 5-ös fokozatszámú gömbszerű oxidzárványokat (OG8-OG9) figyeltem meg. A kombinált mikroötvözési eljárással gyártott tekercsekben 1-es és 2-es fokozatszámú alumínium- oxid zárványokat, és 2-es, 3-as, 4-es, valamint 5-ös fokozatszámú gömbszerű oxidzárványokat (OG8-OG9) detektáltam.

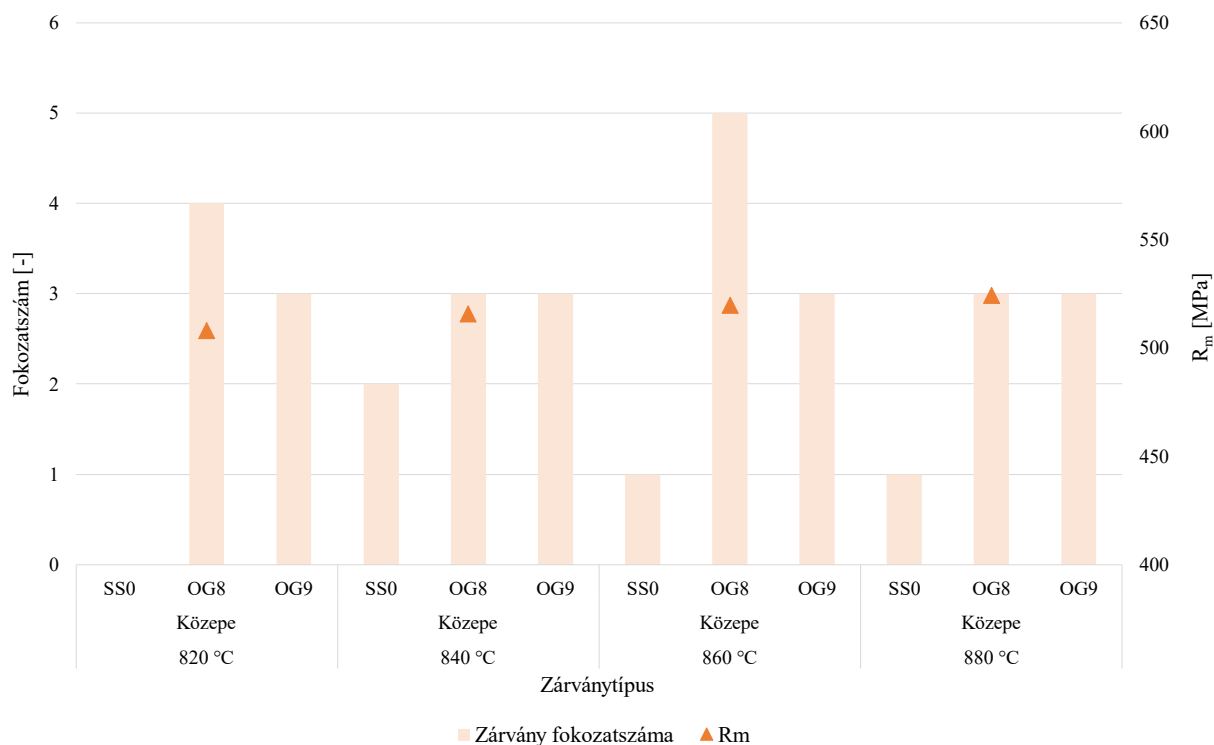
4.5.1. Zárványtartalom hatása a mechanikai tulajdonságokra

A SEM vizsgálati eredményekből fakadóan megvizsgáltam, hogy van-e észlelhető összefüggés a zárványtartalom és a mechanikai tulajdonságok között. Ezért vettem minden tekercs közepéből kivett próbatáblák 3 pozícióban (kezelőold-al, közép és hajtásoldal) mért anyagjellemzők (felső folyáshatár, szakítószilárdság, szakadási nyúlás, valamint az ütő-munka) átlagát. Majd közös diagramon ábrázoltam az egyes ötvözési koncepció szerint gyártott adagok minden egyes tekercs közepéről vett minta zárványtartalmát, típusát, fokozatszámát, valamint az egyes anyagjellemzők átlagát.



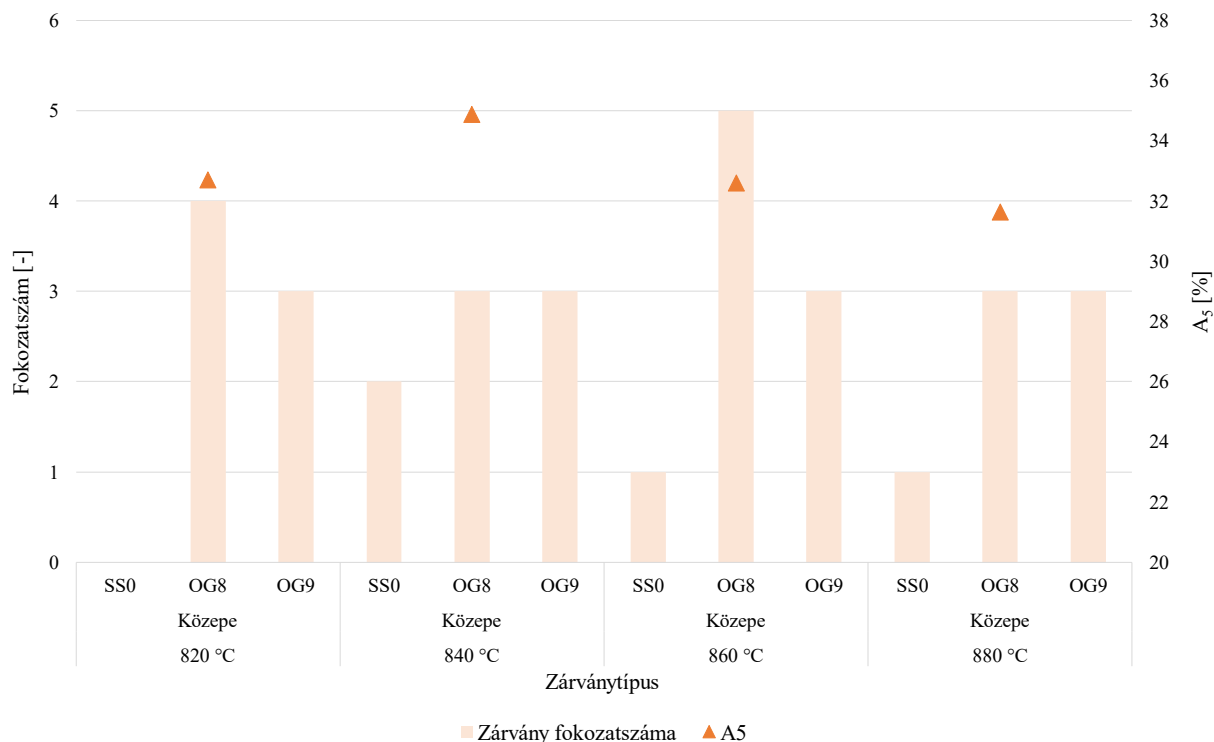
49. ábra A nióbiummal mikroötvözött tekercsek zárványtartalma és a mért felső folyáshatár átlaga

A 49. ábra szemlélteti a nióbiummal mikroötvözött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint felsőfolyáshatárát.



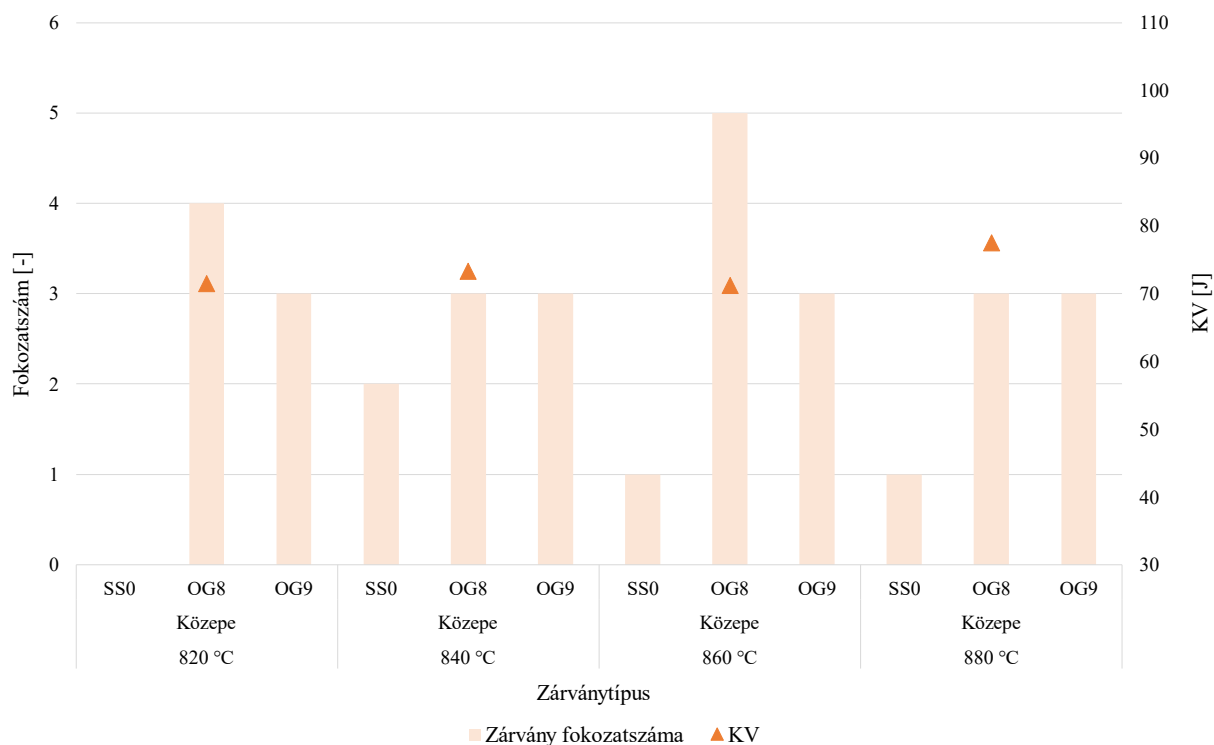
50. ábra A nióbiummal mikroötvözött tekercsek zárványtartalma és a mért szakítószilárdság átlaga

A 50. ábra ábrázolja a nióbiummal mikroötvözött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint szakítószilárdságát.



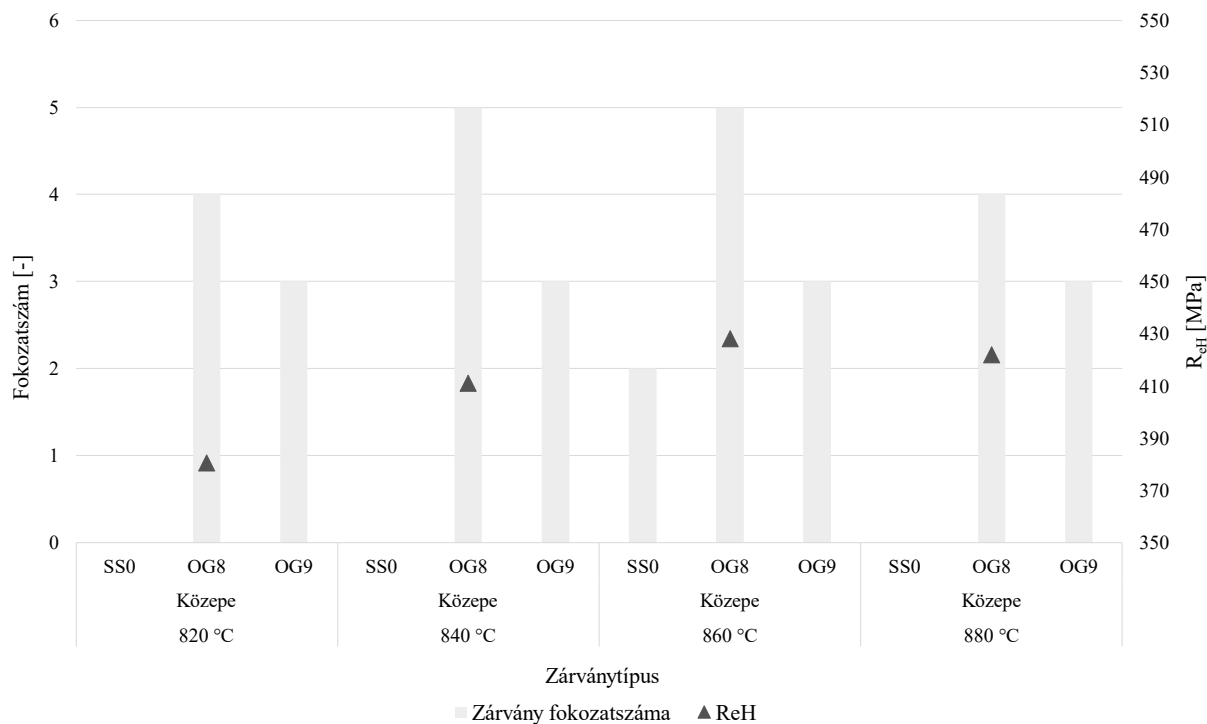
51. ábra A nióbiummal mikroötvözött tekercsek zárványtartalma és a mért szakadási nyúlás átlaga

A 51. ábra illusztrálja a nióbiummal mikroötvözött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint szakadási nyúlását.



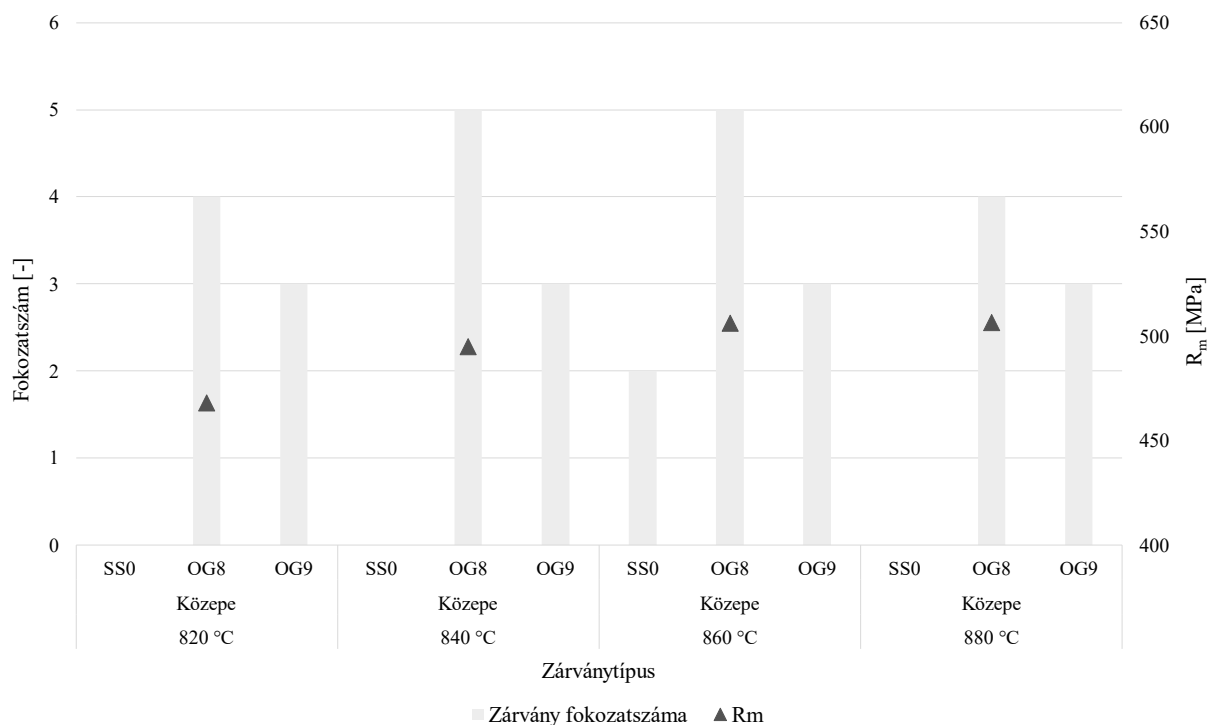
52. ábra A nióbbiummal mikroötvöztött tekercsek zárványtartalma és a mért ütőmunka átlagértékei

A 52. ábra bemutatja a nióbbiummal mikroötvöztött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint ütőmunka értékeit.



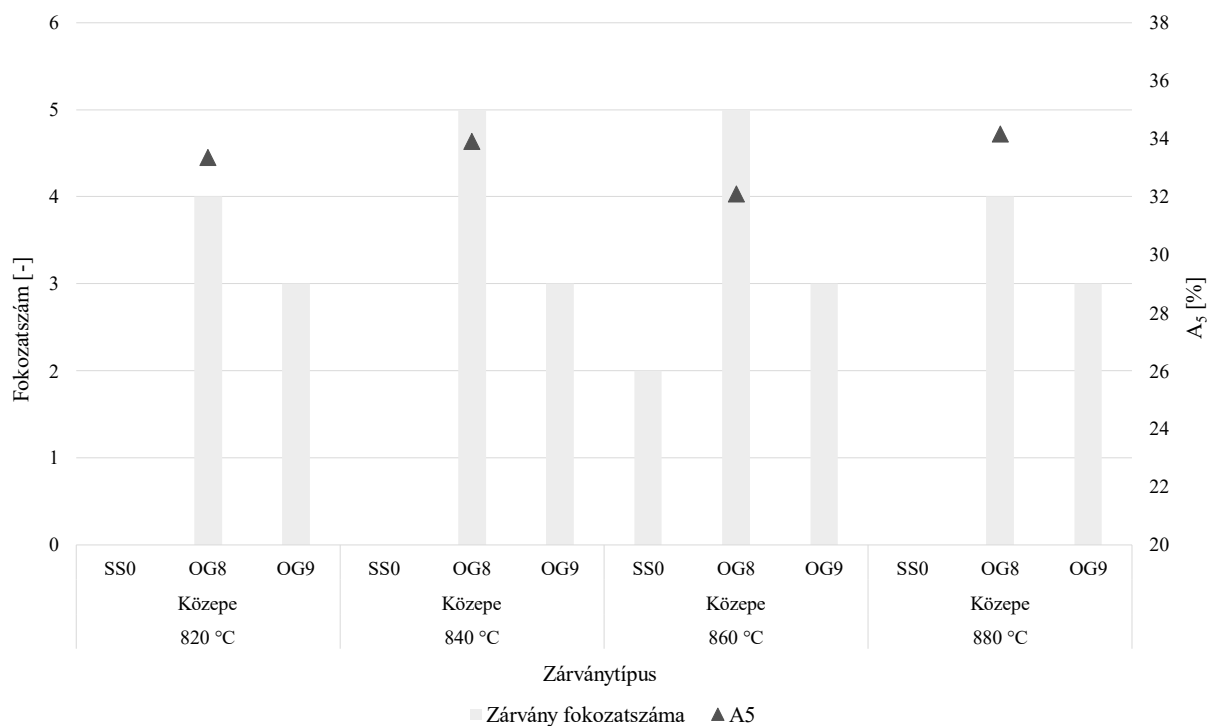
53. ábra A titánnal mikroötvöztött tekercsek zárványtartalma és a mért felső folyáshatár átlaga

A 53. ábra szemlélteti a titánnal mikroötvöztött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint felsőfolyáshatárát.



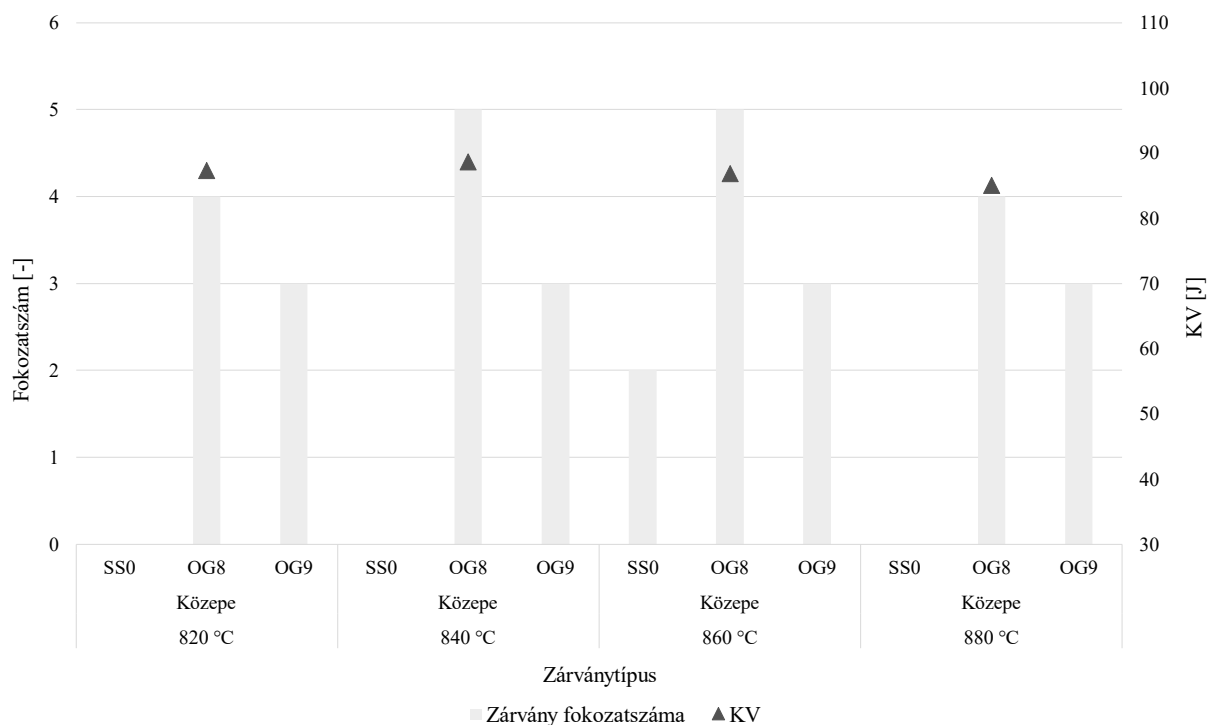
54. ábra A titánnal mikroötvözött tekercsek zárványtartalma és a mért szakítószilárdság átlaga

A 54. ábra ábrázolja a titánnal mikroötvözött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint szakítószilárdságát.



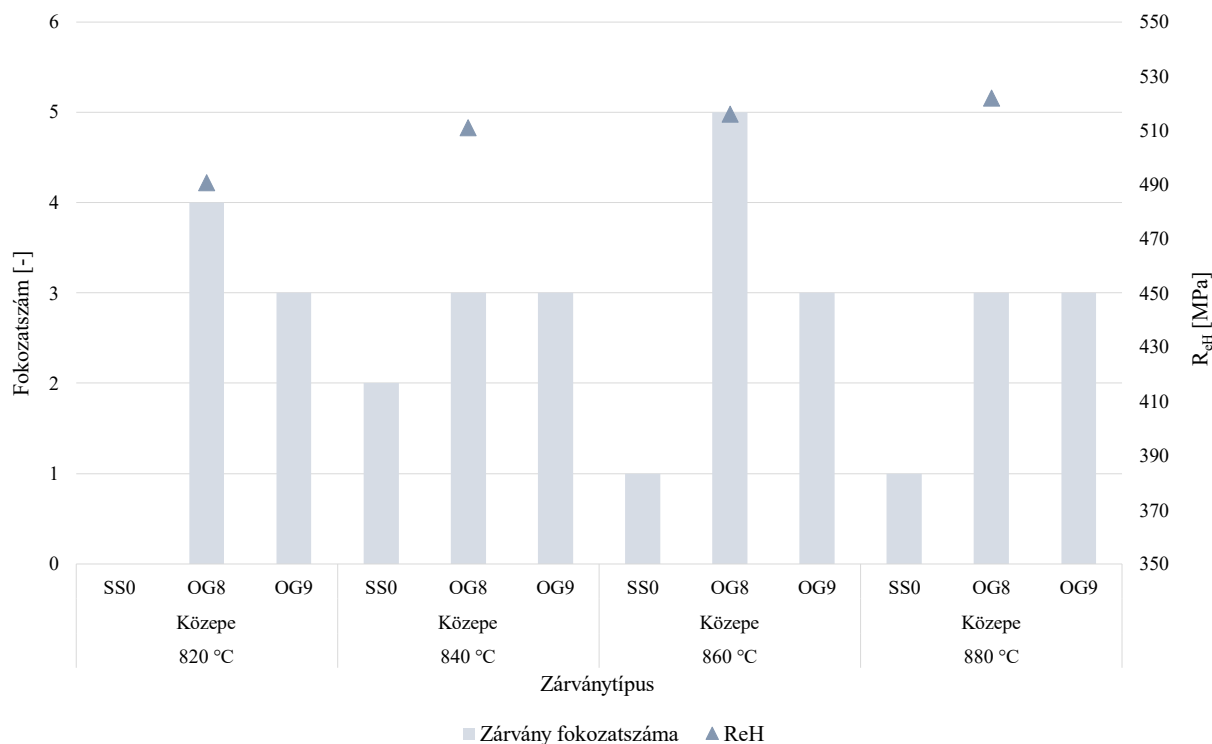
55. ábra A titánnal mikroötvözött tekercsek zárványtartalma és szakadási nyúlás átlaga

A 55. ábra illusztrálja a titánnal mikroötvözött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint szakadási nyúlását.



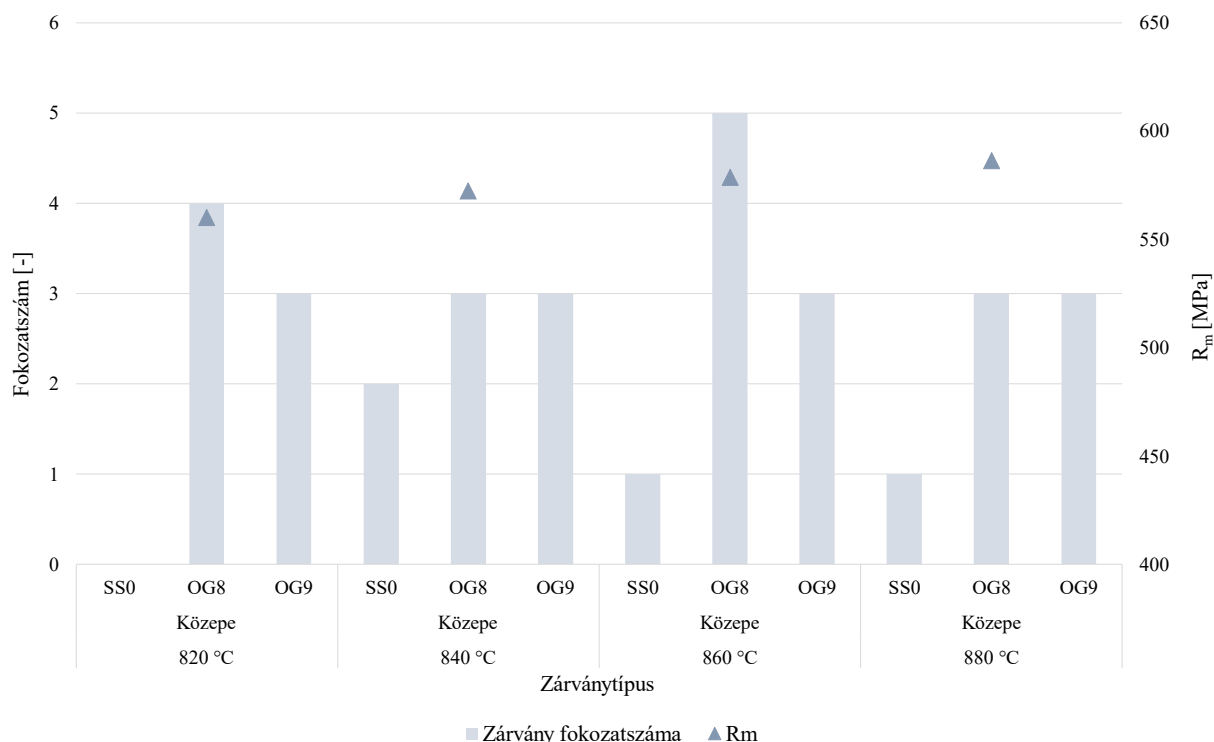
56. ábra A titánnal mikroötvözött tekercsek zárványtartalma és a mért ütőmunka átlagértékei

A 56. ábra bemutatja a titánnal mikroötvözött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint ütőmunka értékeit.



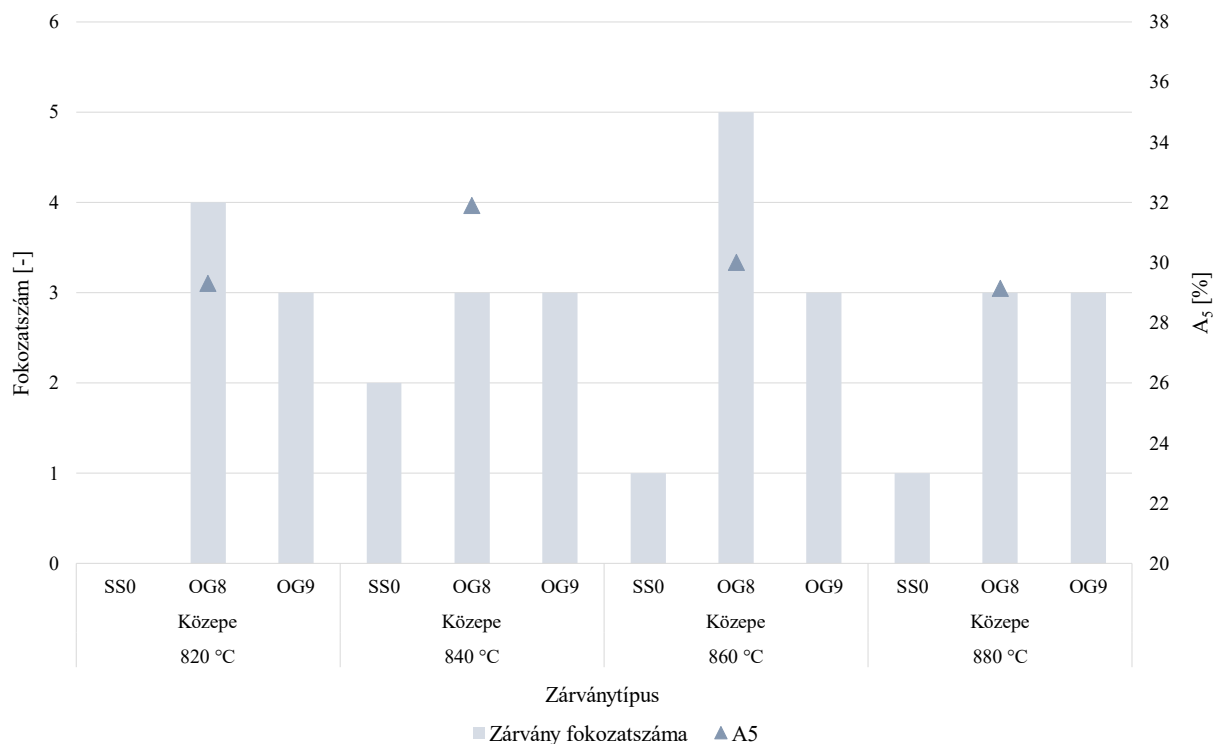
57. ábra A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött tekercsek zárványtartalma és a mért felső folyáshatár átlaga

A 57. ábra szemlélteti a kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint felsőfolyáshatárát.



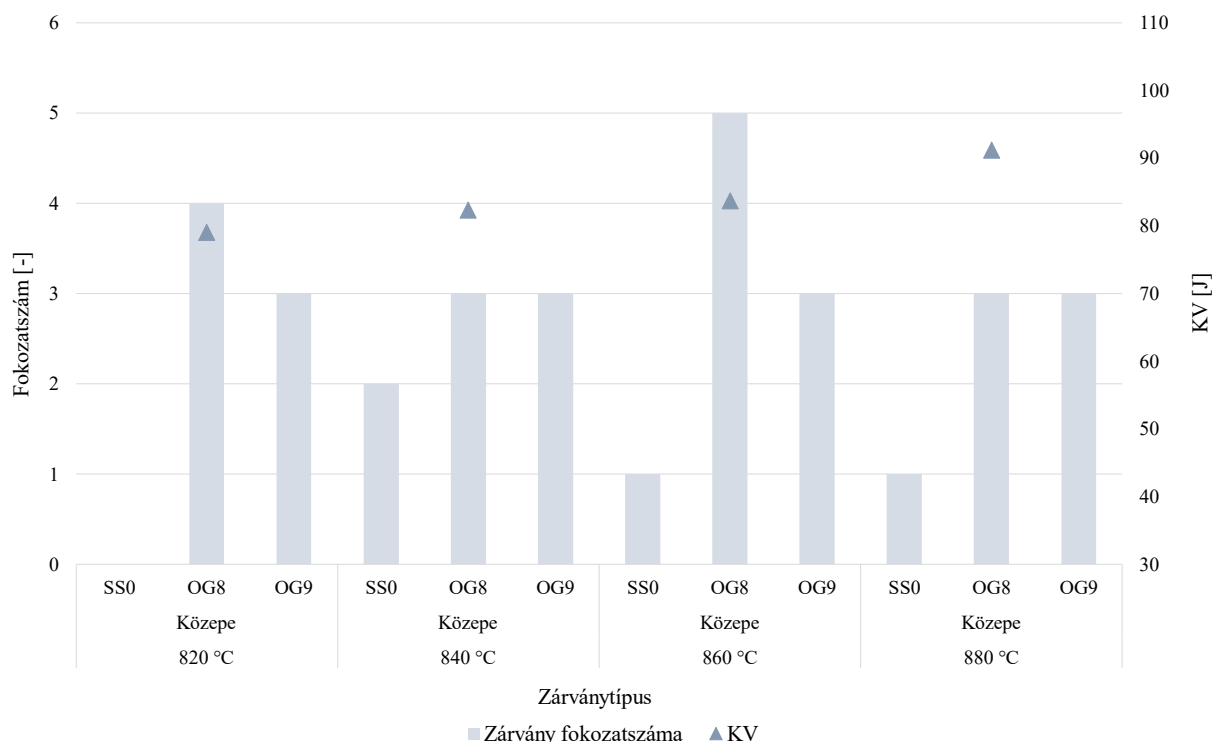
58. ábra A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött tekercsek zárványtartalma és a mért szakítószilárdság átlaga

A 58. ábra ábrázolja a kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint szakítószilárdságát.



59. ábra A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött tekercsek zárványtartalma és a mért szakadási nyúlás átlaga

A 59. ábra illusztrálja a kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint szakadási nyúlását.



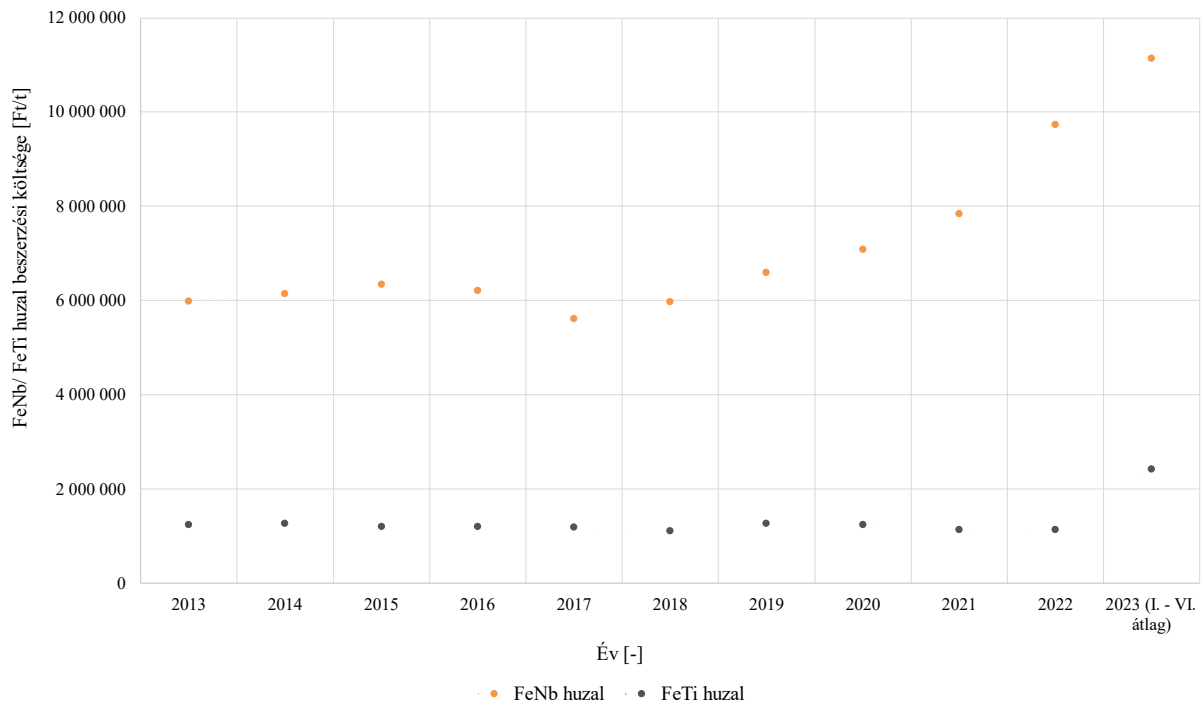
60. ábra A kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött tekercsek zárványtartalma és a mért ütőmunka átlagértékei

A 60. ábra bemutatja a kombinált (Nb + Ti) mikroötvözött tekercsek zárványtartalmát, azok típusát, fokozatszámát, valamint ütőmunka értékeit.

Ahogy azt a diagramok is mutatják az egyes mikroötvözési eljárással gyártott tekercsek esetében nem állítható fel egyértelmű összefüggés a zárványtartalom és az anyagjellemzők között. Gyakran tapasztalható, hogy a magas zárványossággal rendelkező tekercsek nem mutatnak következetes kapcsolatot a mechanikai tulajdonságok terén; ellenkező esetben, azonos zárványosságú tekercsek között jelentős különbségek figyelhetők meg a mechanikai tulajdonságok tekintetében.

5. KÖLTSÉGELEMZÉS

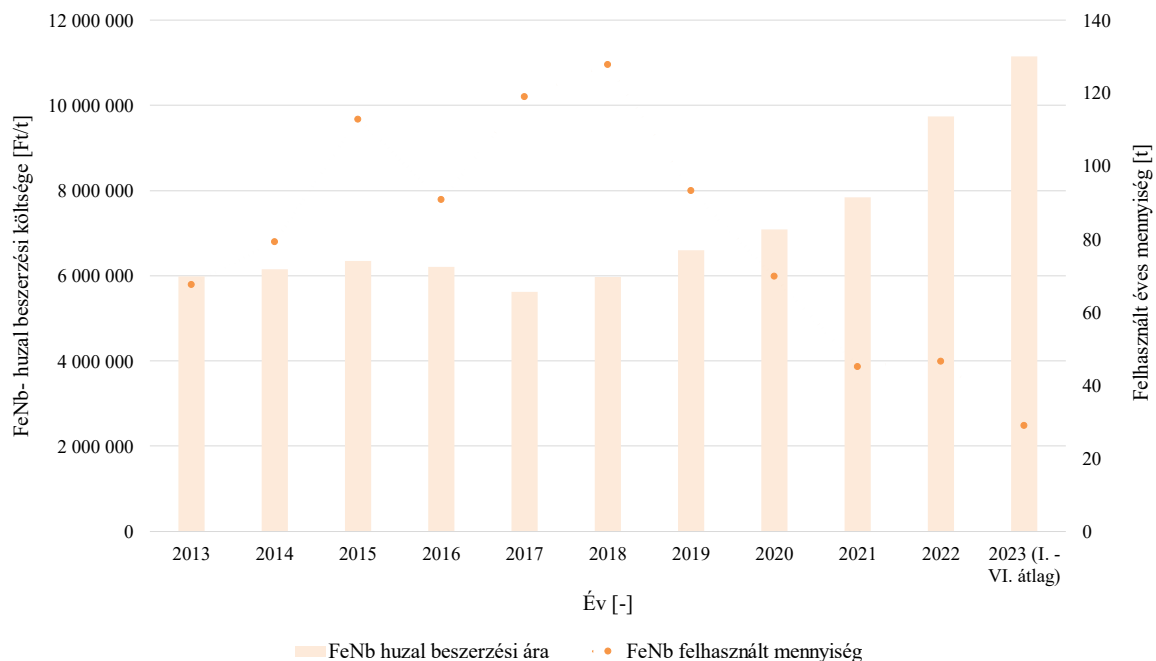
Kezdeként összegyűjtöttem a FeNb, valamint a FeTi huzalok beszerzési költségét az elmúlt 10 évre visszamenőleg.



61. ábra A mikroötvözők beszerzési költségének változása

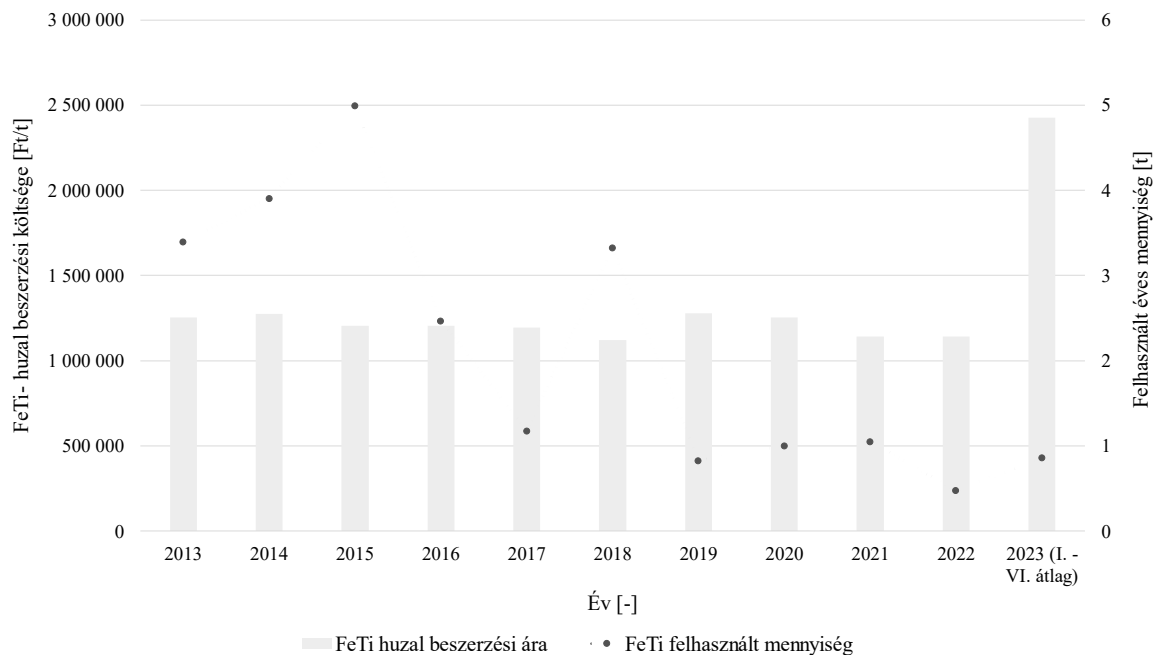
A FeNb huzal és a FeTi huzal árának alakulását vizsgálva észrevehető, hogy 2017-től kezdve a FeNb huzal ára folyamatosan emelkedett. Ugyanakkor a FeTi huzal ára éveken keresztül stabil maradt, majd hasonlóan a FeNb huzalhoz, az ára 2023 év I. félévében dinamikusan növekedni kezdett. Fontos megjegyezni, hogy bár mind a FeTi, mind a FeNb beszerzési ára emelkedett, a FeNb egységára dinamikusan növekedett, mint a FeTi-é. Ennek eredményeként azt mondhatjuk, hogy az ár-olló, vagyis az árkülönbség a két termék között, folyamatosan nő.

Ezt követően megvizsgáltam a beszerzési év és az adott évi beszerzési költség függvényében a mikroötvözők adott évi felhasználási mennyiségét is.



62. ábra A FeNb huzal beszerzési árának és felhasználásának változása

Az ábrán megállapítható, hogy 2018-ig – míg a vállalat termelése kedvezőnek tekinthető – a FeNb huzal felhasználása növekedett. Azonban 2018-tól a FeNb huzal ára drasztikusan emelkedni kezdett, valamint a cég ismert nehéz helyzetére való tekintettel 2018-tól drasztikusan visszaesett a vállalat rendelésállománya, valamint a termelése is. Ennek eredményeként a Nb-mal mikroötvözött adagok gyártása, ezáltal a FeNb huzal felhasználása is csökkent.

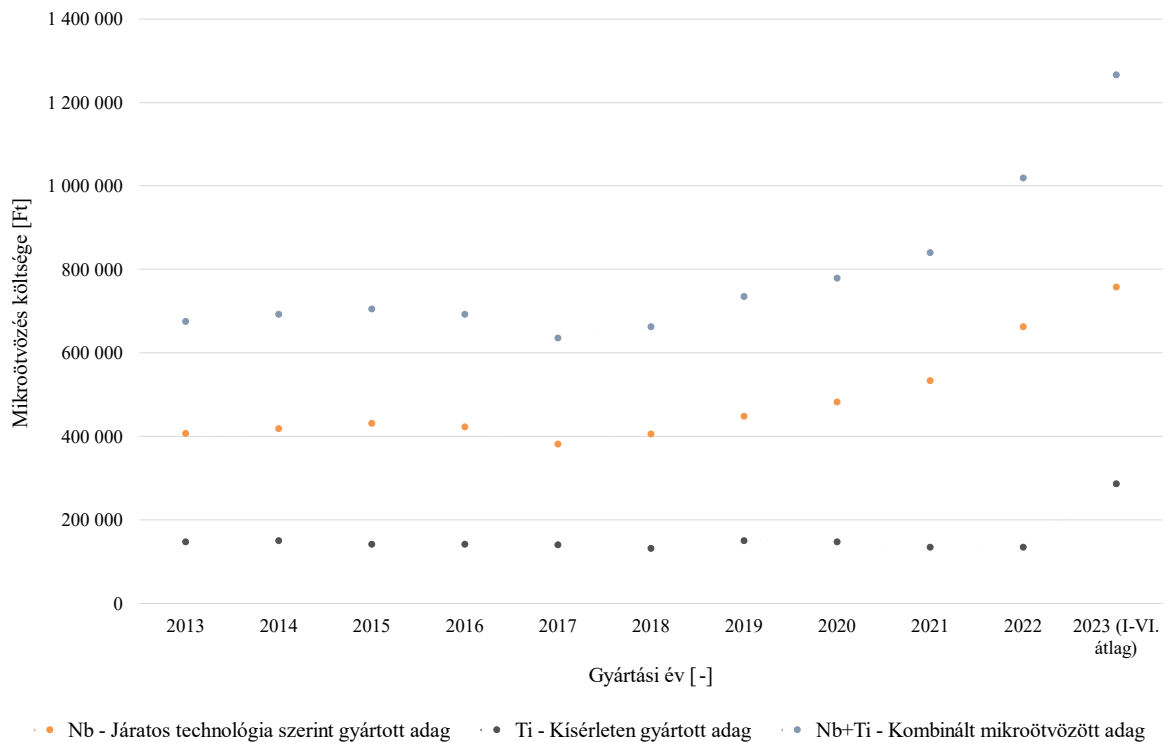


63. ábra A FeTi huzal beszerzési árának és felhasználásának változása

A FeTi huzal esetében érdemes megjegyezni, hogy annak beszerzési ára hosszú ideig stagnált, ugyanakkor évente legfeljebb 5 tonna került felhasználásra. Azonban 2018-tól a vállalat nehéz helyzetére való tekintettel a felhasznált éves mennyiség először szignifikánsan csökkent, majd stagnáló tendenciát mutatott. Ez azzal is összefügghet, hogy az ipari tendenciát követve jellemzően szilárdságnövelő mikroötvözőként a Nb került felhasználásra, a Ti pedig kombinált ötvözőként került felhasználásra.

A fenti diagramok alapján elmondható, hogy a FeTi beszerzési ára és a FeNb beszerzési ára között ötszörös különbség van. Ha alapul vesszük a szakirodalmat, valamint az üzemi kísérletek azon megállapítását, hogy a mechanikai tulajdonságok biztosítására bizonyos mennyiségű Nb helyettesítésére legalább kétszeres mennyiségű Ti-t kell a rendszerbe adagolni, ezért ebben az esetben a ráfordított tonnánkénti költség tekintetében ez a szorzó maximum 2,5-szeres. Tehát a FeTi mikroötvözéssel a FeNb árához képest megközelítőleg 60%-ot meg lehet takarítani. Ez alapján állítottuk össze a kísérleti tervet. Így a kísérlet során gyártásra került egy járatos technológia szerint Nb-mal, egy Nb helyett Ti-nal, valamint egy kombinált eljárással gyártott Nb-mal és Ti-nal mikroötvözött adag.

A járatos technológia szerint gyártott adagba 68 kg Nb, a kísérleten gyártott Ti-nal mikroötvözött adagba 118 kg Ti, míg a kombinált mikroötvözési eljárással gyártott adagba 94 kg Nb és 90 kg Ti került beadagolásra. Összehasonlító költségelemzést végeztem az egyes adagok esetében, és visszamenőlegesen 10 évre kiterjedően kiszámoltam, hogy mennyibe került a mikroötvözés költsége minden egyes adag esetében. Az eredményeket az alábbi diagramon ábrázoltam.



64. ábra Az egyes adagok mikroötvözésének költségmegoszlása

A kísérlet során előállított Ti-nal mikroötvözött adag előállítási költsége jelentősen alacsonyabb a járatos technológiával gyártott mikroötvözött anyagok költségeihez képest. Azonban a mechanikai tulajdonságok terén tapasztalt magas inhomogenitás további vizsgálatokat igényel.

A kombinált mikroötvözési eljárással gyártott adag abban az esetben lesz rentábilis, ha a felhasznált Nb mennyiséget körülbelül a felére lehetne csökkenteni, és bizonyos mennyiségben az Nb-t Ti-nal helyettesítenénk. Ezáltal a költségeket a járatos technológia szerint gyártott adag mikroötvözési költségei alá lehetne szorítani. Ezen változtatások lehetővé tennék a költségek csökkentését, és konkurenciáképessé tehetik az előállítást a hagyományos technológiával gyártott mikroötvözött anyagok költségeihez képest.

5.1. Provizórikus elemzés

A kombinált mikroötvözési eljárás költségeit a járatos technológia szerint gyártott adag mikroötvözési költségei alá javasolt csökkenteni. Ennek érdekében provizórikus elemzést végeztem, mely során a járatos technológia szerint gyártott adagba beadagolásra kerülő 68 kg FeNb huzal szolgált bázismennyiségként. Ezt követően költségelemzést végeztem, hogy hogyan változnak a mikroötvözési költségek abban az esetben, ha a járatos technológia szerint gyártott adagba beadagolt FeNb huzalnak „mindössze” a 25 %-át adagolom a rendszerbe a hiányzó mennyiség kétszeresét pedig Ti-nal pótolnám. Majd a jelenlegi FeNb huzal 50 %-át adagoljuk a rendszerbe a hiányzó részt ismét kiváltanám Ti-nal. Végül, a jelenlegi FeNb huzal 75 %-át adagolnám a rendszerbe és a hiányzó részt kiváltanám Ti-nál.

15. táblázat

Hipotetikus adagok mikroötvözőinek mennyisége [kg]

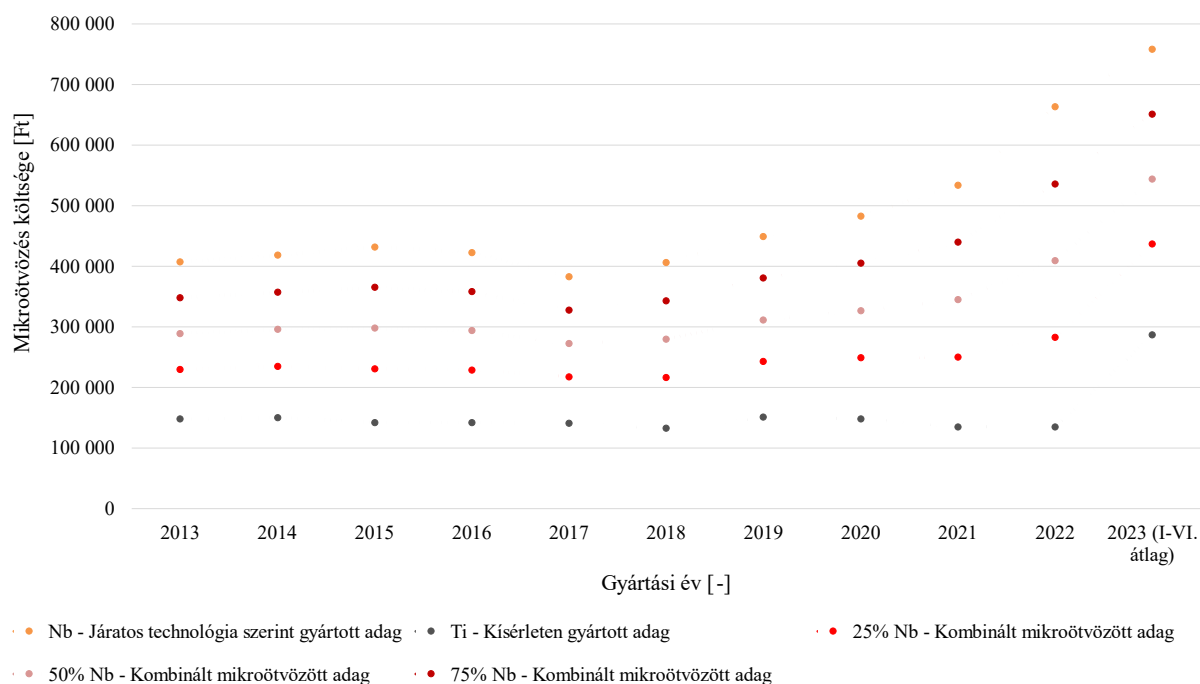
68 kg-ra vonatkoztatva*	FeNb mennyiség	FeTi mennyiség
25% Nb tartalom	17	102
50% Nb tartalom	34	68
75% Nb tartalom	51	34

*Járatos technológia szerint gyártott adagba beadagolásra kerülő FeNb mennyisége

A könnyebb megértés érdekében az alábbiakban részletezem a 25 % FeNb huzal rendszerbe való adagolás esetén, hogy kaptam meg az egyes értékeket.

$$\text{FeNb huzal: } \frac{68 \text{ kg}}{100} \cdot 25 = 17 \text{ kg} \rightarrow \text{FeTi huzal: } (68 \text{ kg} - 17 \text{ kg}) \cdot 2 = 102 \text{ kg}$$

A 50 % FeNb, valamint a 75 % FeNb beadagolt huzal mennyisége esetén is a fentiekben hasonló módon történt a számítást.



65. ábra Provizorikus elemzés során felállított adagok mikroötvöztetési költségeinek változása

A 65. ábrán is megfigyelhető, hogy mind a három kombinált mikroötvöztetési eljárással gyártandó hipotetikus adag mikroötvöztetési költségei a járatos technológia szerint gyártott mikroötvöztetési költsége alatt helyezkedik el. A számítás kizárólag költség oldalról került meghatározásra, a valós körülmények esetében mindenképp szükséges a mechanikai tulajdonságok és azok homogenitásának egyidejű vizsgálata is. A költségesökkentés csak abban a tekintetben nevezhető sikeresnek, ha egyidejűleg a termék teljesíti a vonatkozó szabvány követelményeit is. Éppen ezért a jövőben tervezem ezen adagok legyártását, illetve mechanikai tulajdonságainak vizsgálatát.

6. ÖSSZEFOGLALÁS ÉS KONKLÚZIÓ

A TDK dolgozatom kutatási témája az üstmetallurgiai kezelés alatt alkalmazott mikroötvözők megváltoztatása, mellyel célom volt a mikroötvözők metallurgiai és mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatásainak vizsgálata, továbbá az azonos acélminőségek fajlagos előállítási költségeinek csökkentése. A dolgozatomban EN 10149–2:2013 szabvány szerint S355MC acélminőség három ötvözési koncepció szerinti gyártása került összehasonlításra.

Összefoglalásként elmondható, hogy bár a Ti-nal mikroötvözött tekercsekből vett mechanikai eredmények alacsonyabbak, mint a járatos technológia szerint gyártott nióbbiummal mikroötvözött tekercsekből vett minták eredményei, ettől függetlenül a vonatkozó szabvány követelményeit teljesítették. Viszont, ami káros lehet a további hidegalakítási technológiai folyamatok során, az az egyes pozíciókból kivett mechanikai eredmények közötti nagy inhomogenitás. Mivel a költségelemzés alapján a gyártás gazdaságosabb, ezért célszerű tovább vizsgálni, optimalizálni a Ti-nal való mikroötvözési koncepciót.

A kombinált ötvözési eljárás esetében javasolt volna további optimalizációt végezni a Nb/Ti arányával. Érdemes lenne három provizórikus adagot előállítani, majd ezen adagok mechanikai tulajdonságait megvizsgálni. A további kísérlet indoka, hogy a költségvizsgálat eredményei alapján ezen mikroötvözési eljárás költségei alacsonyabbak, mint a járatos Nb ötvözési technológia költségei.

Érdemes lenne további vizsgálatokat végezni annak érdekében, hogy megértsük, milyen hatást gyakorolnak az egyes mikroötvözési eljárások és a hengerlési véghőmérséklet a szemcsenagyságra. A SEM felvételek alapján mind a titános, mind a kombinált ötvözési eljárással gyártott tekercsek esetén további kérdések merülnek fel, mivel mindkét ötvözési koncepció esetében olyan kiválásokat találtunk a zárványok határfelületénél, amelyeket a járatos technológiával gyártott tekercs esetében nem tapasztaltunk. Ebben az esetben ajánlott lenne megvizsgálni, hogy van-e esetleg összefüggés a Nb hasznosulása és a SEM felvételeken megfigyelhető jelenség között.

Javaslatom szerint mindenképpen meg kellene tartani a Ti-nal történő ötvözési koncepciót a gazdaságossági előnye miatt, azonban további vizsgálatokra van szükség.

IRODALOMJEGYZÉK

- [1] J. G. Lenard, *Material Attributes*, ScienceDirect, 2014.
- [2] M. P. -. D. Szeliga, *Conventional Modeling*, ScienceDirect, 2016.
- [3] „Szombathelyi Gépész,” 15. január 2021.. [Online]. Available: <https://www.szombathelyigepesz.hu/2021/01/15/nagyszilardsagu-acelok-a-jarmuipar-szolgalataban/>. [Hozzáférés dátuma: 18. július 2023.].
- [4] „ISD Dunaferr,” [Online]. Available: <http://dunaferr.hu/nyersvasgyartas>. [Hozzáférés dátuma: 18. július 2023.].
- [5] „ISD Dunaferr,” [Online]. Available: <http://dunaferr.hu/accelgyartas>. [Hozzáférés dátuma: 18. július 2023.].
- [6] H. B.-K. G.-R. Mihály, *Acélöntés, speciális acélgyártás*, Miskolci Egyetem, Digitális tankönyv, 2013.
- [7] „ISD Dunaferr,” [Online]. Available: <http://dunaferr.hu/meleghengerles>. [Hozzáférés dátuma: 18. július 2023.].
- [8] D. B. A.-D. Á.-D. F. G.-G. M. G.-D. K. L.-D. L. J.-M. Á.-D. N. G.-P. D.-P. L.-D. T. Imre, *Hegeszthetőség és a hegesztett kötések tulajdonságai - Kutatások járműipari acél és alumíniumötvözet anyagokon*, Miskolc: Miskolci Egyetem, 2015.
- [9] L. Teoh, *Thermo-mechanical processing and microstructure of microalloyed steel bar and wire rod products*, 1995.
- [10] P. D. T. Miklós, *Járműipari acélfejlesztések*, GÉP, 2012.
- [11] K. L. Tamás, *Anyagok és viselkedésük hegesztés során II., Előadásanyag*, Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, 2022.
- [12] Ismeretlen, *Korszerű, növelt szilárdságú acélok a járműváz és karosszéria gyártásában*.
- [13] C. N. Homsher, *Determination of the non-recrystallization temperature (TNR) in multiple microalloyed steels*.
- [14] A. J. C. -. K. H. -. L. A. J. G. -. T. N. Baker, *Complex heterogeneous precipitation in titanium- niobium microalloyed Al- killed HSLA steels - I. (Ti, Nb)(C,N) particles*, ScienceDirect, 2000.
- [15] Y. Z. -. X. L. -. Y. L. -. C. L. -. J. D. -. L. Y. -. H. Li, *Study of the kinetics of austenite grain growth by dynamic Ti- rich and Nb- rich carbonitride dissolution in HSLA steel: In- situ observation and modeling*, Elsevier, 2020.
- [16] H. G., *Konzeption, Erzeugung, Verarbeitung und Charakterisierung eines mikrolegierten Stahls*.
- [17] B. Gábor, *Az acél szélesszalag meleghengerlési technológia tervezésének újszerű alapelvei*, Miskolc: Kerpely Antal Anyagtudományok és technológiák Doktori Iskola, 2003.
- [18] D. Moisi, *Einfluss der Mikrolegierungselemente Niob und Vanadium auf den Vergütungsstahl 42CrMo4*, Leoben: (Diplomamunka), 2012.
- [19] H. S. E.-F. -. S. N. G. -. M. M. Eissa, *Effect of Titanium Addition on Behavior of Medium Carbon Steel*, Scientific Research, 2012.
- [20] R. P., *Der Einfluss der Legierung mit Titan auf die Schweissbarkeit hochfester Baustähle*, 1964.
- [21] Y. L. T. L. S. W. B. L. H. G. ., H. ., Y. X. M. Liu banda, *Revealing the precipitation kinetics and strengthening mechanisms of a 450 MPa grade Nb-bearing HSLA steel*, ELSEVIER, 2023.

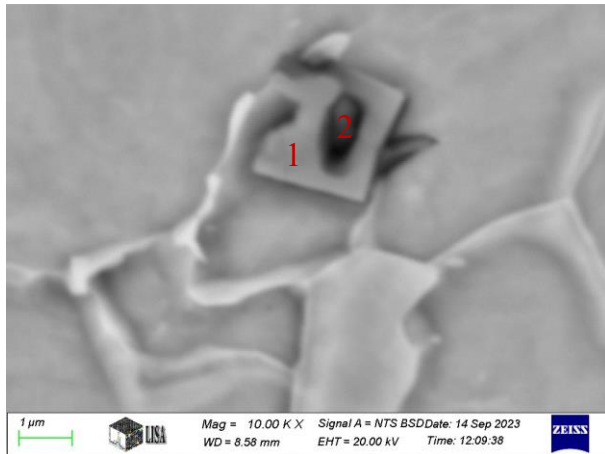
MELLÉKLETEK JEGYZÉKE

- 1. számú melléklet:** A titán nióbium hasznosulását elősegítő vizsgálati eredmények
- 2. számú melléklet:** A Ti- nal mikroötvözött tekercsekről készült SEM felvételek
- 3. számú melléklet:** A Nb- mal és Ti- nal mikroötvözött tekercsekről készült SEM felvételek

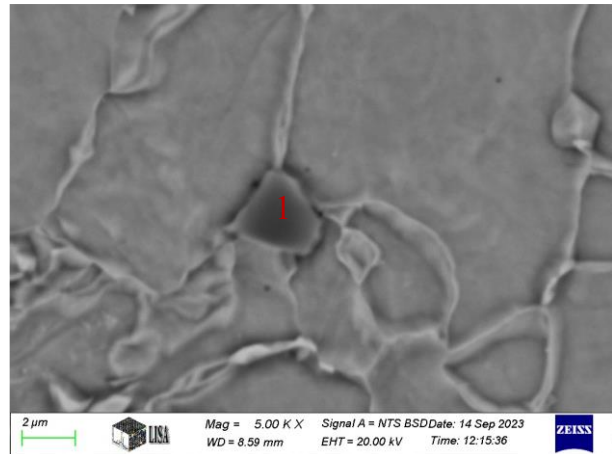
1. számú melléklet**16. táblázat**

A titán nióbium hasznosulását elősegítő hajlamának vizsgálati eredményei

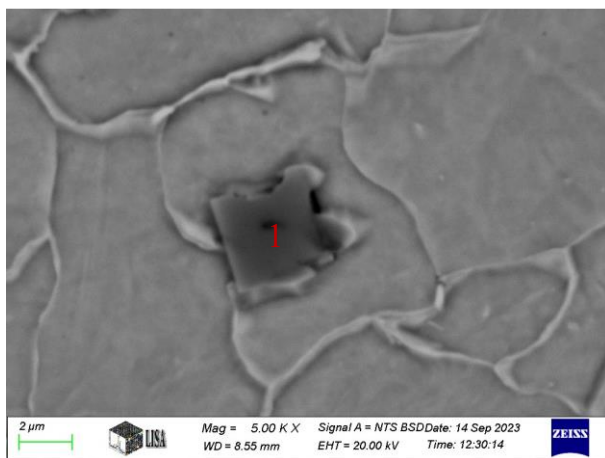
	Adagolt Nb		Adag Nb tartalma öntés végén		Hasznosulás	
	S355MC	ZStE420	S355MC	ZStE420	S355MC	ZStE420
	[kg]				[%]	
1.	35,5685	61,4365	32,0540	53,7420	90,1191	87,4757
2.	35,5685	61,4365	30,9540	55,1200	87,0264	89,7187
3.	35,5685	61,4365	31,0170	56,6160	87,2036	92,1537
4.	35,5685	61,4365	30,9100	55,2000	86,9027	89,8489
5.	35,5685	65,9634	31,4380	45,4800	88,3872	68,9473
6.	35,5685	61,4365	31,6680	51,7300	89,0338	84,2008
7.	35,5685	61,4365	29,3200	53,1360	82,4325	86,4893
8.	35,5685	62,7299	28,1800	51,8700	79,2274	82,6878
9.	35,5685	60,7898	29,3400	50,3200	82,4887	82,7770
10.	35,5685	61,4365	30,8070	56,3750	86,6132	91,7614
11.	35,5685	65,9634	30,3870	57,2400	85,4323	86,7754
12.	35,5685	65,9634	27,8400	62,1720	78,2715	94,2523
13.	35,5685	62,7299	27,8400	52,6680	78,2715	83,9600
14.	35,5685	62,7299	27,2650	55,8000	76,6549	88,9528
15.	37,5086	62,7299	27,7210	56,2400	73,9057	89,6542
16.	35,5685	67,2568	29,9200	53,8560	84,1194	80,0752
17.	35,5685	60,7898	30,3030	47,5200	85,1962	78,1710
18.	35,5685	62,0832	26,9040	64,5040	75,6400	103,8993
19.	35,5685	60,7898	24,8880	56,0000	69,9720	92,1207
20.	35,5685	60,7898	25,1820	49,3020	70,7986	81,1024
Átlag					81,8848	86,7512

2. számú melléklet

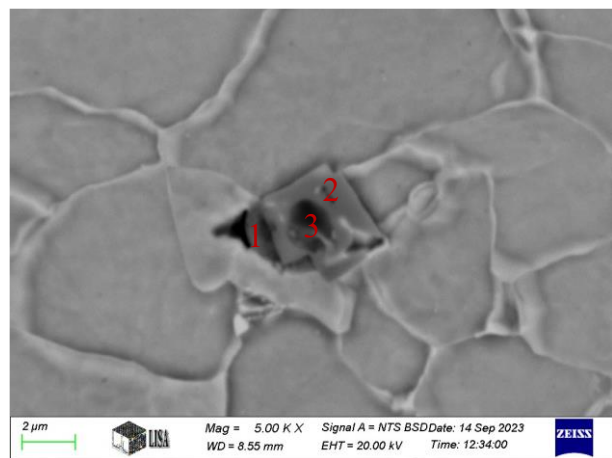
a)



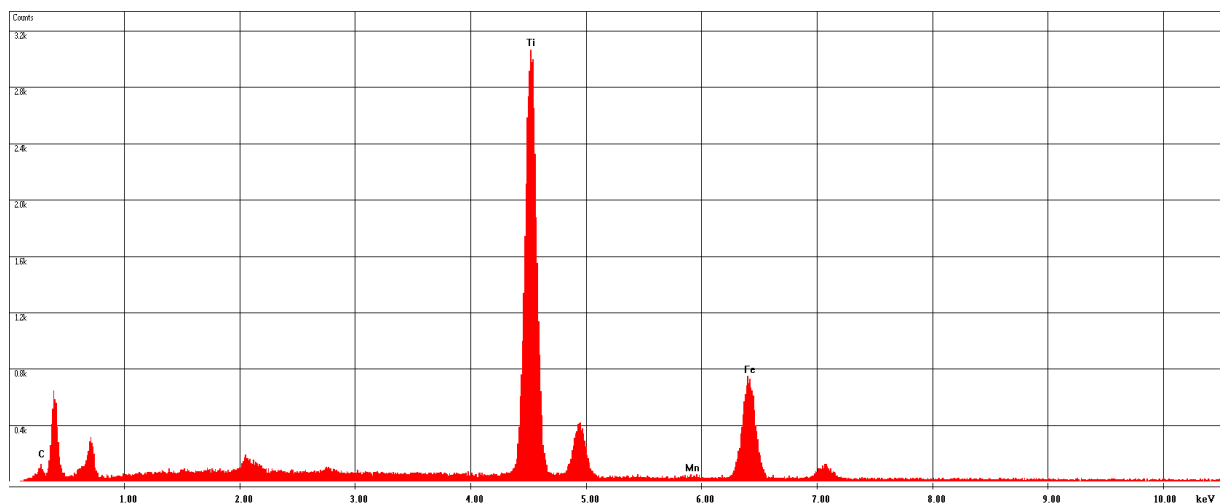
b)

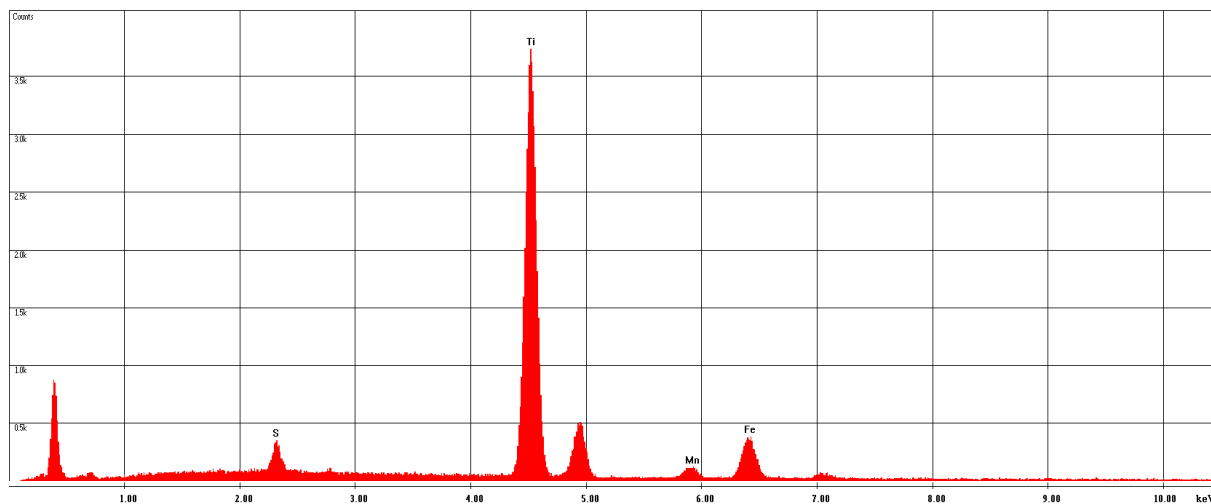


c)

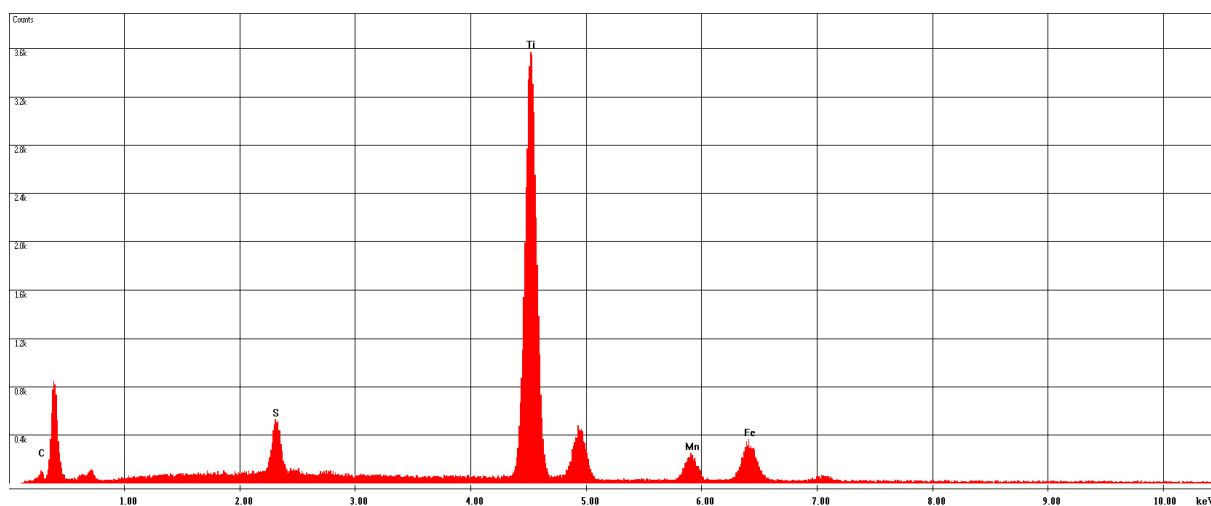


d)

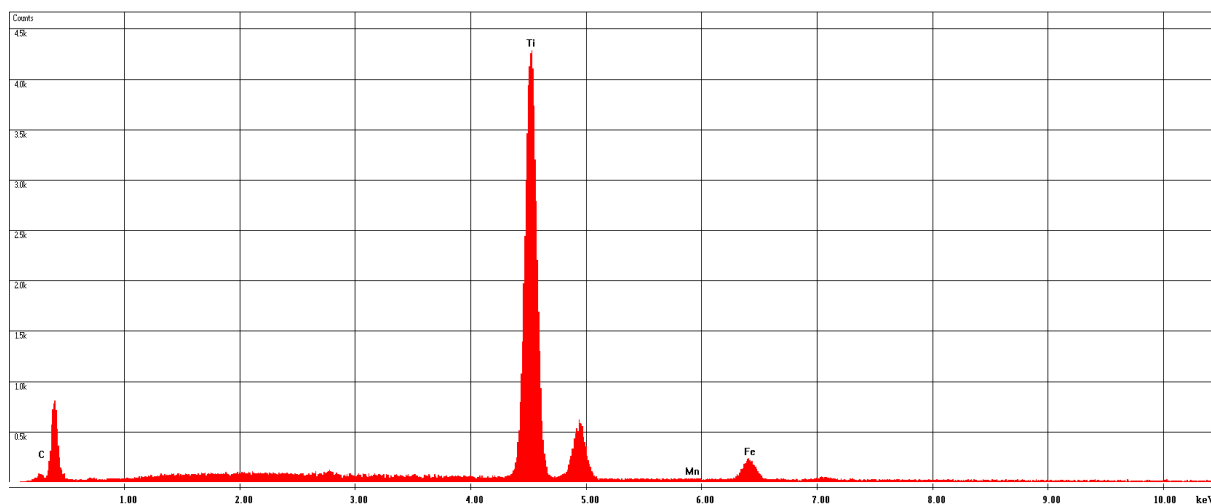
66. ábra A titánnal mikroötvözött tekercseken fellelhető zárványok és kiválások**67. ábra** A 66. a) ábra 1 jelölésének összetétele



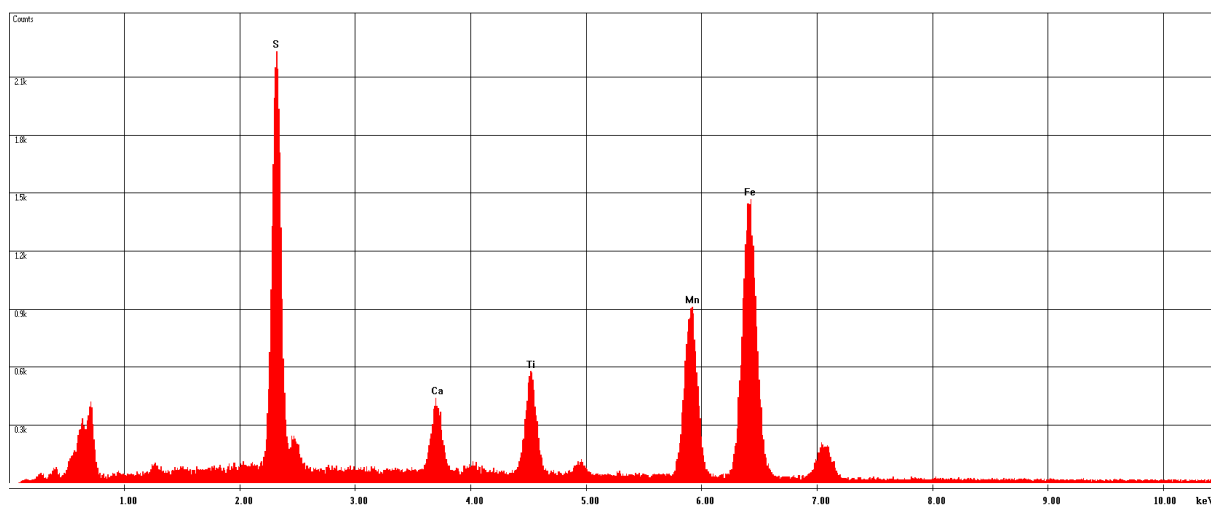
68. ábra A 66. a) ábra 2 jelölésének összetétele



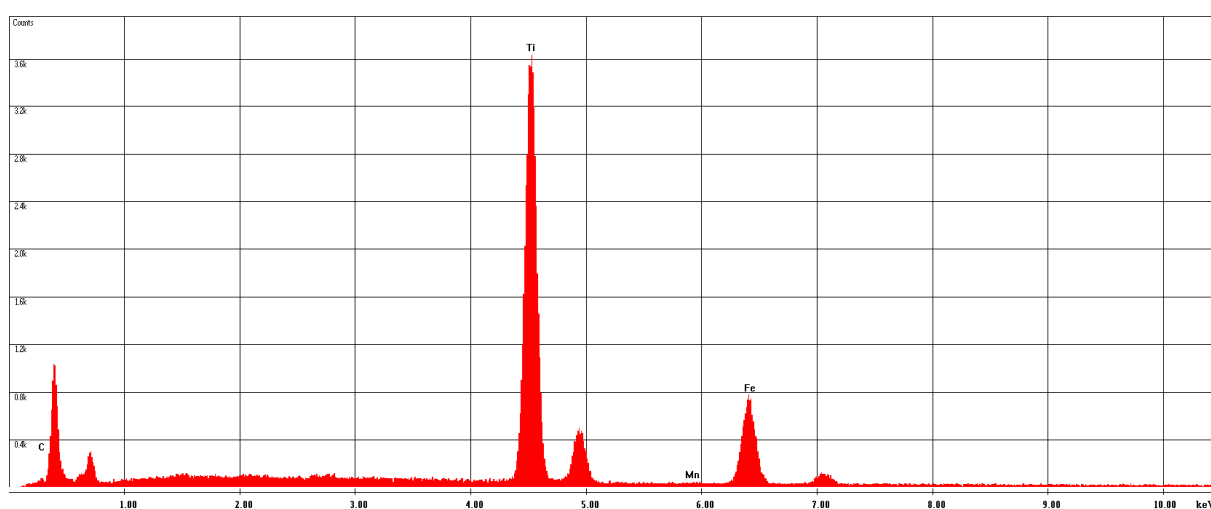
69. ábra A 66. b) ábra 1 jelölésének összetétele



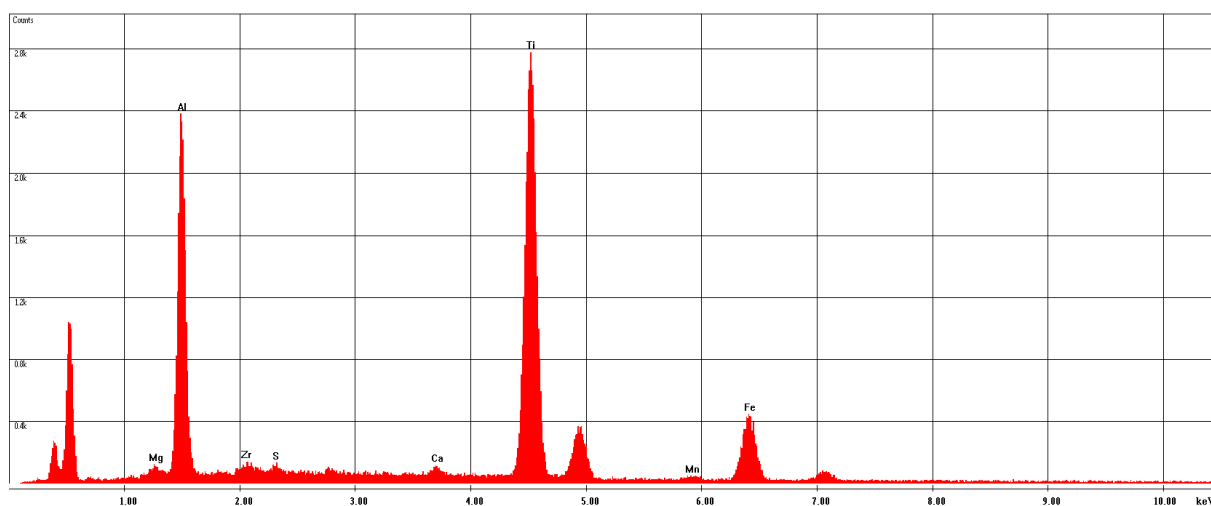
70. ábra A 66. c) ábra 1 jelölésének összetétele



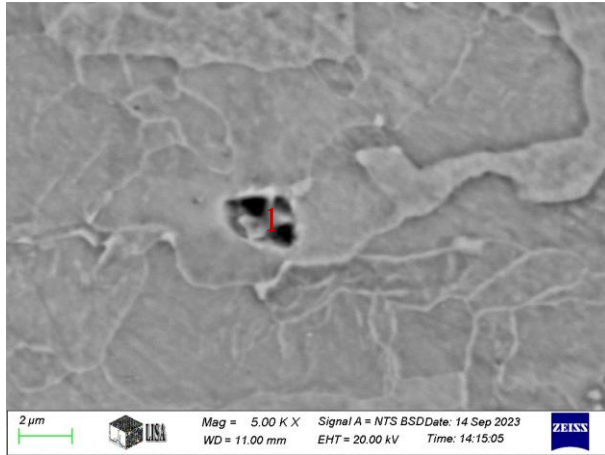
71. ábra A 66. d) ábra 1 jelölésének összetétele



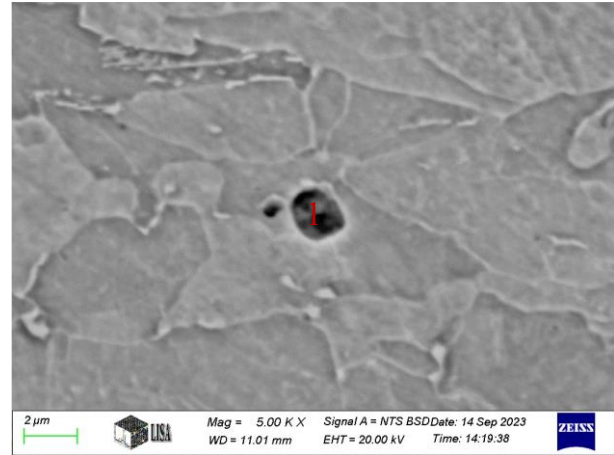
72. ábra A 66. d) ábra 2 jelölésének összetétele



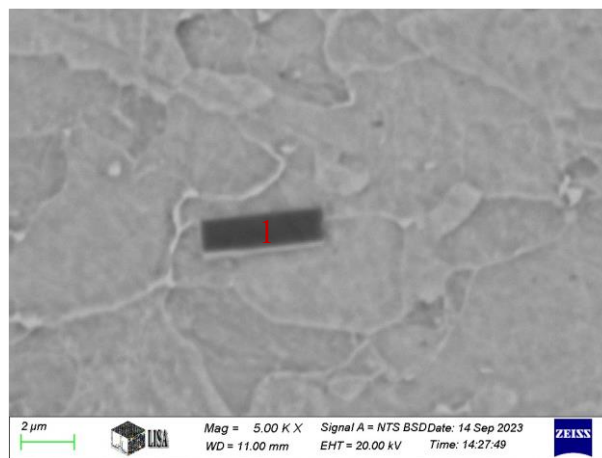
73. ábra A 66. d) ábra 3 jelölésének összetétele

3. számú melléklet

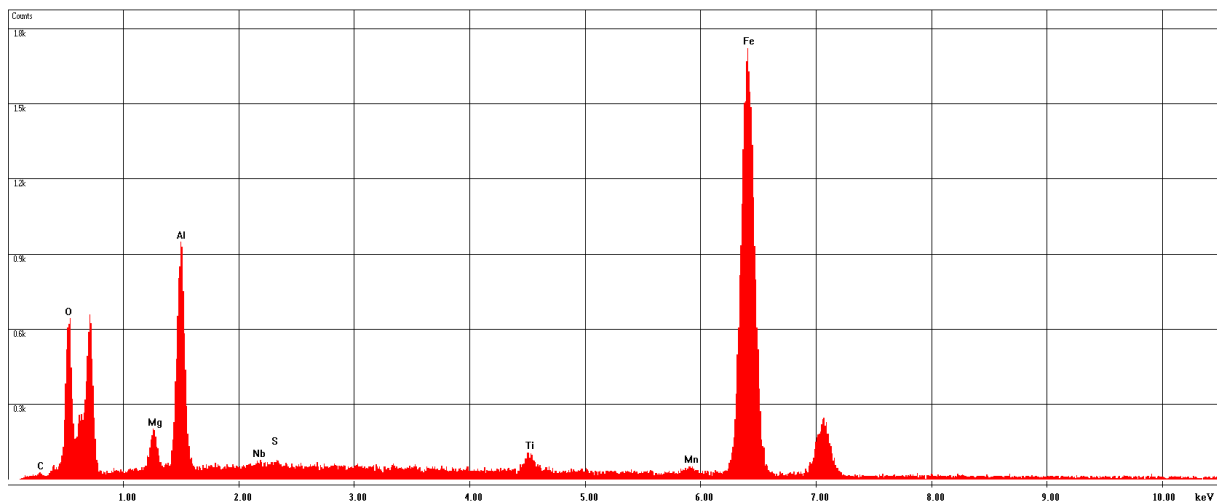
a)

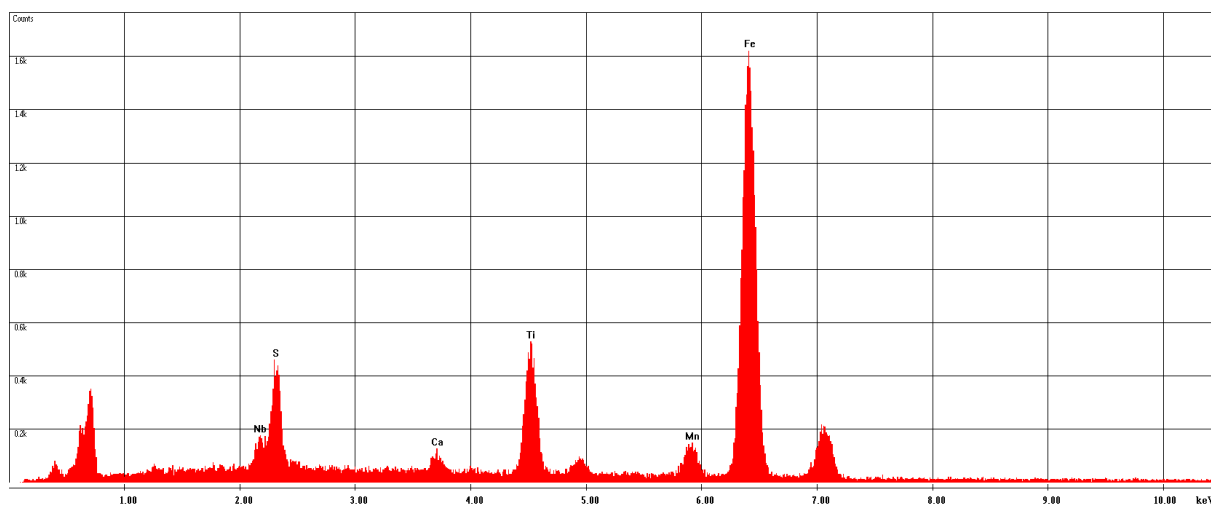


b)

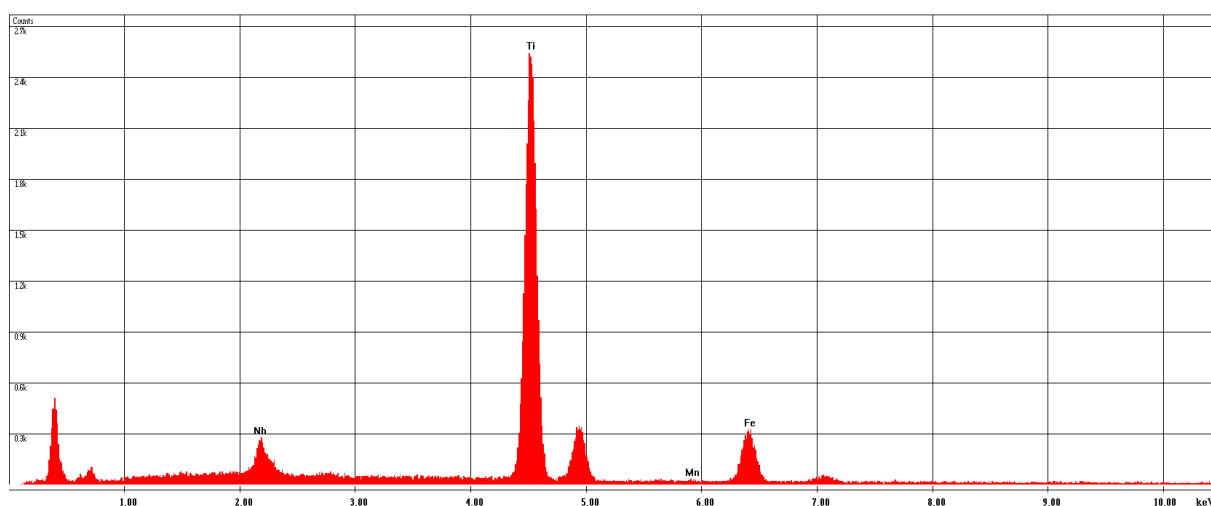


c)

74. ábra A kombinált nióbiummal és titánnal mikroötvözött tekercseken fellelhető zárványok és kiválások**75. ábra** A 74. a) ábra 1 jelölésének összetétele



76. ábra A 74. b) ábra 1 jelölésének összetétele



77. ábra A 74. c) ábra 1 jelölésének összetétele