



ÓBUDAI EGYETEM
ÓBUDA UNIVERSITY

Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola

HABILITÁCIÓS TÉZISEK

**A MIKROSZERKEZET ÉS AZ ANYAGTULAJDONSÁGOK
ÖSSZEFÜGGÉSEINEK VIZSGÁLATA NÉHÁNY KORSZERŰ
FÉMÖTVÖZET ESETÉBEN**

Dr. Pinke Péter
egyetemi docens

Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar
Gépészeti és Technológiai Intézet

Budapest, 2026

TARTALOMJEGYZÉK

BEVEZETÉS	3
I. A KUTATÁS ELŐZMÉNYEI	4
I.1. Nikkel bázisú egykristály ötvözetek öntőtechnológiája, hőkezelése és mechanikai tulajdonságainak vizsgálata	4
I.1.1. Nikkel bázisú ötvözetek irányított kristályosítása.....	4
I.1.2. Egykristály nikkel bázisú ötvözetek szövetszerkezete és hőkezelése	6
I.1.3. Egykristályok kúszással és fáradással szembeni ellenállóképessége	7
I.2. Titán bázisú öntött implantátumok fejlesztése és hőkezelése.....	8
I.2.1. Biokompatibilis titánötvözetek gyártó- és feldolgozó technológiái.....	8
I.2.2. Titán bázisú implantátum ötvözet előállítás és precíziós öntése	9
I.2.3. Titán bázisú ötvözet szövetszerkezetének módosítása hőkezeléssel.....	10
I.3. Kiválási folyamatok vizsgálata ausztenites korrózióálló acélokban	11
I.3.1. A kristályközi korrózió jelensége ausztenites korrózióálló acélokban.....	11
I.3.2. Nagy nitrogéntartalmú korrózióálló acélok és jellemző fáziskiválásaik	13
I.3.3. Bórötvözésű korrózióálló acélok és jellemző fáziskiválásaik.....	14
II. ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK	15
II.1. Irányított kristályosítás technológiai paramétereinek meghatározása (1. tézis)	15
II.2. Nikkel bázisú egykristályok kúszás-fárasztás vizsgálata (2. tézis).....	19
II.3. Titánötvözet öntés és hőkezelés utáni mikroszerkezetének vizsgálata (3. tézis).....	23
II.4. Korróziós érzékenység vizsgálata ausztenites korrózióálló acélban (4. tézis)	28
II.5. Kiválási folyamatok nagy nitrogéntartalmú korrózióálló acélban (5. tézis).....	32
II.6. Bórötvözésű korrózióálló acél hegesztett kötéseinek vizsgálata (6. tézis).....	35
III. A KUTATÁS ÉS A BEMUTATOTT EREDMÉNYEK HATÁSA, VISSZHANGJA	39
IV. IRODALMI HIVATKOZÁSOK LISTÁJA	40
V. A TÉZISPONTOKHOZ KAPCSOLÓDÓ TUDOMÁNYOS KÖZLEMÉNYEK	46
VI. TOVÁBBI TUDOMÁNYOS KÖZLEMÉNYEK	47
KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS	48

BEVEZETÉS

Az anyagok belső szerkezete – szövetszerkezete – és az anyagtulajdonságok közti kapcsolat vizsgálata, kutatása, összefüggéseinek feltárása és leírása az anyagtudomány egyik alappillérenek tekinthető. Az anyagok vegyi összetételének, mikroszerkezetének és tulajdonságainak összefüggései azért fontosak, mert ezek a kapcsolatok határozzák meg az anyagok viselkedését, teljesítőképességét és alkalmazhatóságát különféle igénybevételek esetében. Fémek, ötvözetek szövetszerkezetét (mikroszkopikus, szubmikroszkopikus) különböző szerkezetvizsgálati módszerekkel tanulmányozhatjuk. Oktatói – kutatói munkám során törekedtem arra, hogy a szövetszerkezet tanulmányozásához, célirányosan választott korszerű módszereket alkalmazzak és ezek által jussak el olyan következtetésekhez, amelyek segítenek megérteni az anyagszerkezet és az anyagtulajdonságok közti összefüggéseket.

Ebben a habilitációs tézisfűzetben három kutatási tématerülethez kötődően foglaltam össze a mikroszerkezet, a mikroszerkezetben lejátszó változások és az anyagtulajdonságok közti kapcsolat főbb összefüggéseit, mégpedig irányított kristályosítással előállított nikkellal bázisú ötvözet, öntött titánötvözet és korrózióálló ötvözetek esetében.

A Nagyszombati Anyagtechnológiai Karon (NAK), egykori munkahelyemen, nagyszámú sikeres irányított kristályosítás (IK) technológiájával végrehajtott öntés valósult meg az 1990-es évektől kezdődően egészen a 2000-es évek elejéig. Az IK technológia fejlesztése [Zitnansky, M., et al., 1998], [Martinkovič, M., 2010], [11], [13], az elkészített öntvények szerkezetvizsgálata és hőkezelése [Zrník, J., et al., 1993], [Hazlinger, M., et al., 1994], [12], [14], mechanikai tulajdonságainak kutatása [Zrník, J., et al., 1995], [Hazlinger, M., et al., 1995], [Zrník, J., et al., 1999] képezte a projektek fővonalát. A fenti IK kutatási területhez illeszkednek, jelen tézisfűzetben, az 1. és 2. tézispontokhoz kapcsolódó [1], [2] és [3] tudományos publikációim.

Második tématerületem bázis projektjei Ti6Al4V titánötvözet laboratóriumi körülmények közötti vákuum metallurgiai előállítására fókuszáltak [Žitňanský, M. and Čaplovič, L., 2004], [Žitňanský, M. et al., 2005], [Žitňanský, M. et al., 2007]. Kutatási feladataim közé tartozott az öntött Ti6Al4V titánötvözet szövetszerkezetének hőkezeléssel történő módosításának vizsgálata, melynek során kutatási együttműködést építettem ki az Óbudai Egyetem Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar (ÓE-BGK) jogelőd intézményével, ahol prof. Dr. Kovács Tünde és prof. Dr. Réger Mihály kollégákkal közös kutatásokat végeztünk a fenti ötvözet szerkezetvizsgálatával, hőkezelésével összefüggésben. Ehhez a kutatási tevékenységhez kötődnek a 3. tézispontot adó [4], [5] és [6] publikációim.

Korrózióálló acélokban lejátszódó kiválási folyamatok vizsgálata [Dománková, M., et al., 2007] [Kocsisová, E., et al., 2014], [Kovács, T. and Haraszti F., 2017] a harmadik kiválasztott tématerület, amelyben egyetemi pályám során kutatói tapasztalatokat szereztem. Immár az ÓE-BGK munkatársaként részt vettem több projektben, amelyek a kristályközi korrózió jelenségének tanulmányozásával, magasabb hőmérséklet során végbemenő fáziskiválási folyamatok elemzésével, értékelésével foglalkoztak. Ezekre a kutatási projektekre és az azokból született publikációkra [7], [8], [9], [10] épülnek a tézisfűzet 4., 5. és 6. tézisei.

I. A KUTATÁS ELŐZMÉNYEI

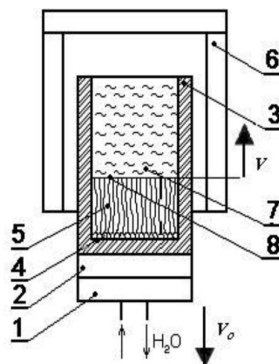
I.1. Nikkel bázisú egykristály ötvözetek öntőtechnológiája, hőkezelése és mechanikai tulajdonságainak vizsgálata

I.1.1. Nikkel bázisú ötvözetek irányított kristályosítása

A nikkell bázisú ötvözetek – szuperötvözetek – az extrém alkalmazási feltételeket (nagy hőmérséklet, jelentős mechanikai terhelés, korróziós környezet) igénylő iparágak nélkülözhetetlen anyagai. A szuperötvözetek egyik legjellemzőbb alkalmazási területe a repülőgépipar, ahol elsősorban a gázturbinák terelőlemezei, forgó lapátjai, tárcsái és égésterei készülnek ezekből az ötvözetekből [Reed, R.C., 2008]. A turbinalapátok összetett öntött termékek, amelyek belső hűtőjáratokat is tartalmaznak és a terhelhetőségük valamint élettartamuk növelése céljából irányított kristályosítás technológiájával készülnek [McLean, M., 1995], amellyel egykristályból (műszaki egykristály) álló lapátok állíthatók elő.

A nikkell bázisú ötvözetekből készült egykristály szerkezetű (szemcsehatárok nélküli) turbinalapátok sokkal kedvezőbb mechanikai tulajdonságokkal rendelkeznek nagy hőmérsékleten (kúszásállóság, mechanikai - és hőfáradással szembeni ellenállóképesség), mint a polikristályos szerkezetűek, ezért ezek az ötvözetek és az IK technológiája már jó ideje a kutatás-fejlesztés homlokterében állnak [VerSnyder, F.L. and Shank, M. E., 1970], [McLean, M., 1983; McLean, M., 1988], [Harris, K. et al., 1989], [Caron, P. and Khan, T., 1999], [Sato, A. et al. 2008], [Jithin, D. et al., 2022]. Az ipari gyakorlatban főleg hagyományos és innovatív Bridgman módszereken alapuló technológiákkal állítanak elő egykristály turbinalapátokat [Higginbotham, G.J.S., 1986], [Langston, L.S., 2015], [Cormier, J. and Gandin, C.A., 2022].

A Bridgman módszerű IK technológia alapelvét az 1. ábra vázolja [1]. A hűtött alaplapra helyezett fémolvadékkal feltöltött kerámia héjformát egyenletes sebességgel (v_0) kihúzzák a fűtött kemencetéből. A legnagyobb hűtőhatás a forma alsó részén van, ezért itt alakulnak ki megfelelő feltételek kristálycsírák képződéséhez. Irányított kristályok (oszlopszerű, függőleges irányultságú alakkal), akkor jönnek létre, ha a kristályosodási front makroszkopikusan síkfelületű lesz és merőleges a hőelvonás irányára.



1. ábra Az irányított kristályosítás alapelve [1]

1- vízhűtés, 2- hűtött asztal, 3- kerámia héjforma, 4- kristálycsírák, 5- irányított kristályok, 6- hevítő kamra, 7- fémolvadék, 8- kristályosodási front, v- kristálynövekedés sebessége

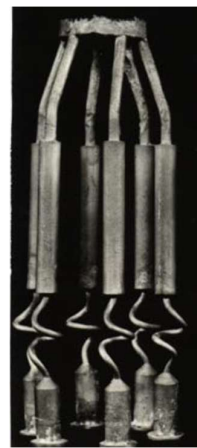
Mikroszkopikus léptékben a kristályosodási front morfológiája lehet sík, cellás vagy dendrites, a kialakuló szövetszerkezet jelentősen függ az olvadék G_L hőmérsékleti gradiensétől valamint a kristályosodási front v növekedési sebességétől. [Quested, P.N. and McLean, M., 1984] megmutatták, hogy a binér rendszerek irányított kristályosodása során (összetételi túlhűtést feltételezve) alkalmazható összefüggés (1) érvényes polikomponens rendszerekben is, tehát nikkel bázisú szuperötvözetek esetében is.

$$\frac{G_L}{v} > \frac{\Delta T}{D_L} = \left(\frac{G_L}{v}\right)_c \quad (1)$$

Az összefüggésben D_L diffúziós együttható az olvadékban, ΔT az ötvözet kristályosodási intervalluma és $(G_L / v)_c$ a G_L / v hányados kritikus értéke, amelynél a kristályosodási front síkszerű (mikroszkopikusan). Ha a G_L / v hányados fokozatosan csökken a $(G_L / v)_c$ értékhez képest, akkor cellás, majd dendrites kristályosodási front alakul ki.

Hagyományos Bridgman módszerű IK esetén a nikkel bázisú ötvözetekben jellemzően dendrites kristályosodási front képződik, az öntvény szövetszerkezete pedig oszlopszerű dendrites lesz, a G_L hőmérsékleti gradiens általában nem lépi túl a 10 K/mm értéket [Zhao, X. et al., 2010]. Ahhoz, hogy a kristályosodási folyamat során az öntvény egyetlen egy kristályból épüljön fel kristályszelektor alkalmazása szükséges, amely leggyakrabban spirál alakú [Meng, X. et al., 2011].

Kutatói tevékenységem során lehetőségem volt bekapcsolódni több IK projekt tervezésébe és megvalósításába [1], [11], [12], [13], [14] vizsgálatokra alkalmas próbatetek előállításától kezdődően egészen turbinalapát-sorozatokat elkészítéséig. Az IK kutatási programok meghatározó feladatai a következők voltak: viaszminták készítése és bokrosítása – kerámia héjformák készítése mártogatás módszerével – irányított kristályosítás végrehajtása – kristályorientáció meghatározása – öntött egykristályok hőkezelése. A 2. ábra kúszásvizsgálatra tervezett próbatetek előállításának néhány jellemző lépését mutatja [1].



a) bokrosított viaszminta b) kerámia héjforma c) nyers öntvény IK után

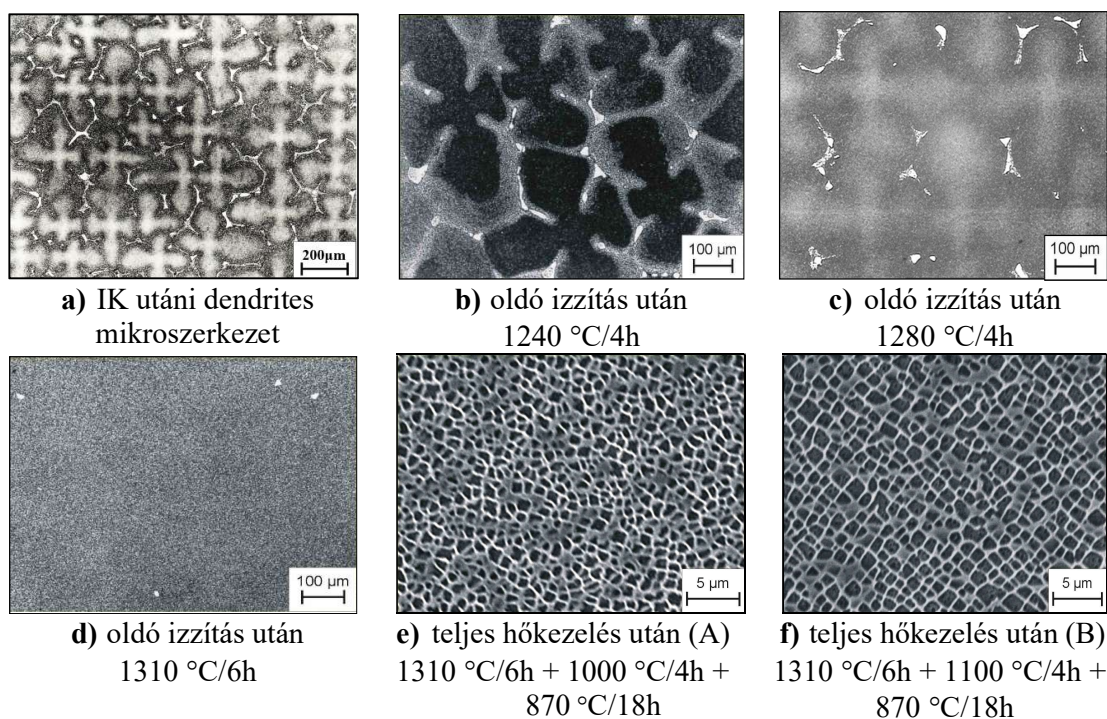
2. ábra Irányított kristályosítás technológiája során alkalmazott viaszminta, héjforma és az elkészült öntvény (próbatetek kúszásvizsgálathoz) [1]

I.1.2. Egykristály nikkell bázisú ötvözetek szövetszerkezete és hőkezelése

A korszerű nagy kúszásállóságú nikkell bázisú szuperötvözetek komplex ötvözésűek, az ötvözőtartalom ~30-40 %. Az ötvözetek alapfázisát az ún. γ fázis alkotja, amely nikkell és különböző ötvözők főleg Cr, Co, Mo, W, Ta, Re, Ru, Ti, Al szubsztitúciós szilárd oldata, amelyben γ' fázis, azaz $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{X})$, $\text{X}=\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Ta}$ szilárdságnövelő koherens vegyületfázis kiválások találhatók nagy térfogathányadban (> 50 %) [Caron, P. and Khan, T. 1999]. Az ötvözetek szövetszerkezetében, a vegyi összetételtől függően, γ/γ' eutektikumok, karbidok, boridok, Laves-, σ - , TCP fázisok (topologically closed packed phases) is előfordulnak, azonban ezek károsak az egykristályok tulajdonságaira [Pollock, T.M. and Tin, S., 2006].

Az IK technológiával készült Ni bázisú egykristályok irányított dendrites szerkezettel rendelkeznek [Zrník, J. et al., 1993], [Pollock, T.M. and Murphy, W.H., 1996], [Matache, G. et al., 2016] a dendrit-törzsekben és a dendritek közti térben kialakuló γ' fázisok alakja és mérete eltérő, ezért a szövetszerkezet homogenizálása szükséges, amelyet hőkezeléssel lehet elérni.

A hőkezelés, amely oldó izzításból (a γ' fázis szolvusz hőmérséklete felett) és általában két fokozatú kiválásos keményítésből áll, biztosítja a γ' fázisok kívánt alakját (gömb, kuboid-kocka), méretét, nagy térfogathányadát és egyenletes eloszlását a γ mátrixban [Fuchs, G.E., 2001], [Wilson, B.C. et al., 2003], [14], [15], [Pang, H.T. et al., 2016], [Feng, Z. et al., 2021]. A 3. ábra IK technológiájával készült CMSX-3 ötvözet kiinduló mikroszerkezetét, különböző oldó izzítási hőmérsékletek szövetszerkezetére gyakorolt hatását és az ötvözet teljes hőkezelése utáni szövetképeit mutatja kétféle kiválásos keményítési ciklus után [15].



3. ábra Irányított kristályosítással készült CMSX-3 nikkell bázisú ötvözet öntés utáni dendrites szerkezete és hőkezelés utáni jellemző szövetképei [15]

I.1.3. Egykristályok kúszással és fáradással szembeni ellenállóképessége

Ismert, hogy a sugárhajtóművek turbinalapátjai jelentős terhelésnek kitett forgó gépalkatrészek. A lapátokat magas üzemi hőmérsékleten ($\sim 1100^\circ\text{C}$) nagy centrifugális erő terheli (a turbina fordulatszáma több tízezer fordulat/perc), ezért az elsőrendű elvárás a nagy kúszásállóság. Az elindulás, gyorsulás, lassulás és megállás fáradásos terhelést jelent (kisciklusú fáradás), az égéstérből a lapátokra kerülő gázok ciklikus terhelése (nagy ciklusú fáradás), valamint a hőmérsékletváltozásból adódó hőfáradás és az agresszív korróziós környezet további elvárásokat támaszt a turbinalapátok anyagával szemben.

Az utóbbi évtizedekben a nikkell bázisú egykristályok szövetszerkezetének és kúszással szembeni ellenállóképességének összefüggéseit számosan kutatták [Erickson, G.L., 1995], [Wilson, B.C. and Fuchs, D.E., 2008], [Caron, P. and Lavigne, O., 2011], [Yan, H. et al., 2019]. A szekunder kúszás szakasza jellemzően rövid, a hőmérséklet és az alkalmazott feszültség függvényében állapítható meg, hogy a primer vagy a tercier szakasz lesz-e az irányadó törésig [Reed, R.C., 2008], [Horst, O.M. et al., 2020]. A nagyteljesítményű kúszásálló ötvözetekre jellemző, hogy a γ' részecskék kocka alakúak (oldalméretük $< 0,5 \mu\text{m}$), nagy térfogathányadot képviselnek az ötvözetben ($\sim 70\%$), a γ' részecskék közti γ „mátrixcsatornák” szélessége kicsi ($< 50 \text{ nm}$) [Horst, O.M. et al., 2020]. Terhelés hatására, növelt hőmérsékleteken, a γ' fázis kellő ellenállást mutat a diszlokációk mozgásával szemben (a diszlokációk nem metszik át a γ' részecskéket, hanem a csúszósíkra merőleges mozgással kikerülnek ezeket a kiválásokat - ez a mászás jelensége, amely diffúzió következtében valósul meg), nagyobb hőmérsékleteken viszont már képesek átmetszeni a γ' precipitátumokat és így csökken a kúszási élettartam. A mikroszerkezet ellenállóképességét kedvezően befolyásolja az egykristály kristálytani irányultsága (előnyös a [001] irány) és a kúszás közben sorokba rendeződő γ' részecskék kialakulása (rafting) is [Pollock, T.M. and Tin, S., 2006], [Horst, O.M. et al., 2020].

A nikkell bázisú egykristály ötvözetek kitűnő anyagfáradással szembeni ellenállóképessége az alacsony rugalmassági modulus értékével ([001] irányban) és a szemcsehatárok hiányával magyarázható. Kisciklusú fáradás esetében adott egykristály ötvözet – amelynek kiinduló mikroszerkezetére érvényesek a kúszás kapcsán közöltek – fárasztásból adódó jellemzői az egykristály kristálytani irányultságától, a terhelési módtól és frekvenciától, valamint a hőmérséklettől függenek [Reed, R.C., 2008]. Egykristályokban a fáradásos törés kiinduló tartományai jellemzően a vizsgálati darab felületi rétegeiben lévő karbidokhoz, oxidokhoz és mikropórusokhoz köthetők, a repedéstrejedés pedig a γ mátrixban, illetve a γ/γ' fázishatárok mentén valósul meg [Pollock, T.M. and Tin, S., 2006].

A kúszás és a fárasztásos terhelés kölcsönhatásainak tanulmányozása jelenleg is fontos kutatási terület. Kezdeti [Li, S.X. and Smith, D.J., 1995], [Zrník, J., et al., 1995], [Maldini, M. et al., 1996], [Zrník, J., et al., 1997] és újabbkori [Zhang, J. et al., 2020], [Long, A. et al., 2025] kutatások különböző statikus feszültségszakaszok melletti ciklikus terhelésmódok és a környezet hatását vizsgálták, illetve vizsgálják nikkell bázisú egykristályok esetén is. Ezekhez a kutatási területekhez kapcsolódnak, jelen téziszfűzetben, a [2] és [3] publikációim.

I.2. Titán bázisú öntött implantátumok fejlesztése és hőkezelése

I.2.1. Biokompatibilis titánötvözetek gyártó- és feldolgozó technológiái

Egyes titánötvözeteket előnyös tulajdonságaiknak köszönhetően (biokompatibilitás, kiváló korrózióval szembeni ellenállóképesség, kis rugalmassági modulus, kedvező fajlagos szilárdság, jó mechanikai jellemzők, megfelelő kopásállóság) fémes bioanyagokként is felhasználnak az ortopédiai gyakorlatban, fogászatban, traumatológiai eszközökben és lágyszöveti implantátumok területén is [Chen, Q. and Thousas, G.A., 2015]. A biokompatibilis titánötvözetek egyik jellemző ötvözet az ($\alpha+\beta$) kétfázisú Ti6Al4V ötvözet (ötvözői 6% Al, 4% V), amelyben az α fázis Al szubsztitúciós szilárd oldata α Ti-ban (hexagonális sűrű térkitöltésű kristályráccsal) és a β fázis pedig V szubsztitúciós szilárd oldata β Ti-ban (kübös térközepes kristályráccsal). Az ötvözet tulajdonságai nagyon érzékenyek a szennyező elemek jelenlétére (O, H, N, C, Fe), a szennyezők a mennyiségét az orvosi biológiai alkalmazású ötvözetekben több szabvány is korlátozza, pl. ASTM F1472, ASTM F136 [Donachie, M.J., 2000].

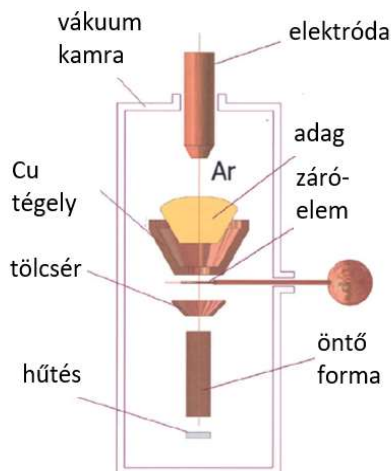
A titán reaktív elem, olvadék állapotban különböző vegyületfázisokat hoz létre az O, H, N és C-nel, amelyek rendkívül lerontják az ötvözetek tulajdonságait, ezért a titánötvözetek előállításánál során vákuum metallurgiát kell alkalmazni [Lütjering, G. and Williams, J.C., 2007]. A titán és titánötvözetek olvasztótechnológiái közül főként a vákuumívfényes átolvasztás (Vacuum Arc Remelting - VAR), az elektronsugaras hidegtégelyes olvasztás (Electron Beam Cold Hearth Melting - EBCHM), a vákuumindukciós olvasztás (Vacuum Induction Melting - VIM) és a plazmaív olvasztás (Plasma Arc Melting – PAM) használatos [Lütjering, G. and Williams, J.C., 2007], [Cen, M., et al., 2019]. A biokompatibilis titánötvözetek ipari előállításához a VAR és a VIM újraolvasztás kombinációja az egyik leggyakrabban alkalmazott módszer, ezek az eljárások biztosítják a tuskó megfelelő homogenitását és minimalizálják a zárványok tartalmát.

A titánötvözetből készült tuskókat a β fázis tartományában dolgozzák fel féltermékké. Implantátumokat, melegalakító technológiákkal (kovácsolás, izotermikus kovácsolás, melegsajtolás), melegen alakított féltermékből, általában, a β_t hőmérséklet (β_t – tranziens hőmérséklet, a β fázis \rightarrow α fázis átkristályosodási hőmérséklete) alatt 50-100 °C-kal készítenek [Semiatin, S.L. et al., 1997]. A titánötvözetek kívánt mikroszerkezete a melegalakítás hőmérsékletének és az alakváltozás mértékének megfelelő megválasztásával biztosítható.

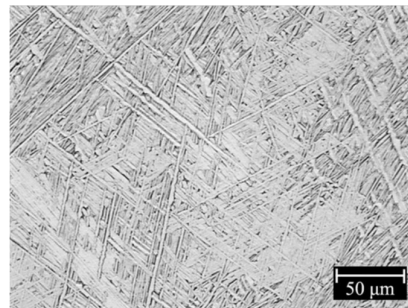
Az implantátumok és orvostechikai eszközök gyártására a melegalakítás mellett széles körben alkalmazott a precíziós öntés technológiája (viaszveszejtéses módszer) [Sung, S.Y. and Kim, Y.J., 2006], [Ndukwe, A.I., 2022]. A precíziós öntés hatékony technológia komplex alakú és nagy pontosságú titánötvözet implantátumok előállítására (csípőprotézis, térdprotézis, fogászati implantátumok...), jelentős költségmegtakarítással jár kovácsolási és forgácsoló eljárásokhoz képest. Természetesen, további technológiák is alkalmazhatók, amelyek kutatása és fejlesztése implantátumok előállítását illetően jelentős, pl. porkohászati technológiák [Femenia, J.L., et al., 2023] és additív gyártótechnológiák [Trevisan, F., et al., 2018].

I.2.2. Titán bázisú implantátum ötvözet előállítás és precíziós öntése

A 2000-es években több kutatási-fejlesztési projekt foglalkozott a Nagyszombati Anyagtechnológiai Karon Ti6Al4V titánötvözet vákuum metallurgiai előállításával, laboratóriumi körülmények között [Žitňanský, M. and Čaplovič, L., 2004], [Žitňanský, M. et al., 2007]. Minőségi titánötvözet előállításának alapfeltétele, hogy olvasztás során elkerüljük azokat a káros reakciókat, amelyek oxidok (TiO_2), hidridek (Ti_xH_2), nitridek (TiN), karbidok (TiC) és karbonitridek ($\text{Ti}_x\text{C}_y\text{N}_z$) kialakulásához vezetnek [Žitňanský, M. et al., 2007]. Többféle olvasztótechnológia is eredményesnek bizonyult, pl. vákuum indukciós olvasztás Ar védőgáz alkalmazása mellett; nagysebességű vákuumos olvasztás; plazmaív olvasztás; viszont grafit tégely alkalmazása esetén az ötvözet karbonitrideket tartalmazott ($\text{TiC}_{0,7}\text{N}_{0,3}$). A legjobb eredményeket hűtött Cu tégelyű Ar védőgázos függőleges elrendezésű plazmaív olvasztással (4. ábra) sikerült elérni. Az előállított Ti6Al4V ötvözetből precíziós öntéssel hengeres próbatestek és saját fejlesztésű csípőprotézisek is készültek [Žitňanský, M., 2007]. Precíziós öntéssel előállított Ti6Al4V ötvözet szövetejét az 5. ábra mutatja. Az ötvözet mikro-szerkezete lemez alakú α fázisból és köztük lévő vékonyabb β fázisból tevődött össze, zárványokat nem tartalmazott.



4. ábra Plazmaív olvasztó kemence összeállítása [Žitňanský, M. et al., 2007]



5. ábra Ti6Al4V ötvözet precíziós öntés utáni mikro-szerkezete [16]

A plazmaív metallurgia és a precíziós öntés technológiájának alkalmazása egy olyan nagyobb volumenű projekt részét képezte, amely egyedi orvosi implantátumok – csontcement nélküli csípőprotézis fejlesztését irányozta elő [Žitňanský, M., 2007]. Az implantátum elkészítése a beteg combcsont (femur) geometriájának feltérképezésével indul, pl. CT (Computer Tomography) vizsgálat segítségével, az adatok alapján elkészítik az implantátum 3D digitális modelljét. A 3D modell alapján megtervezhető és legyártható a viasz minta, majd ennek segítségével elkészíthető a precíziós öntéshez szükséges héjforma.

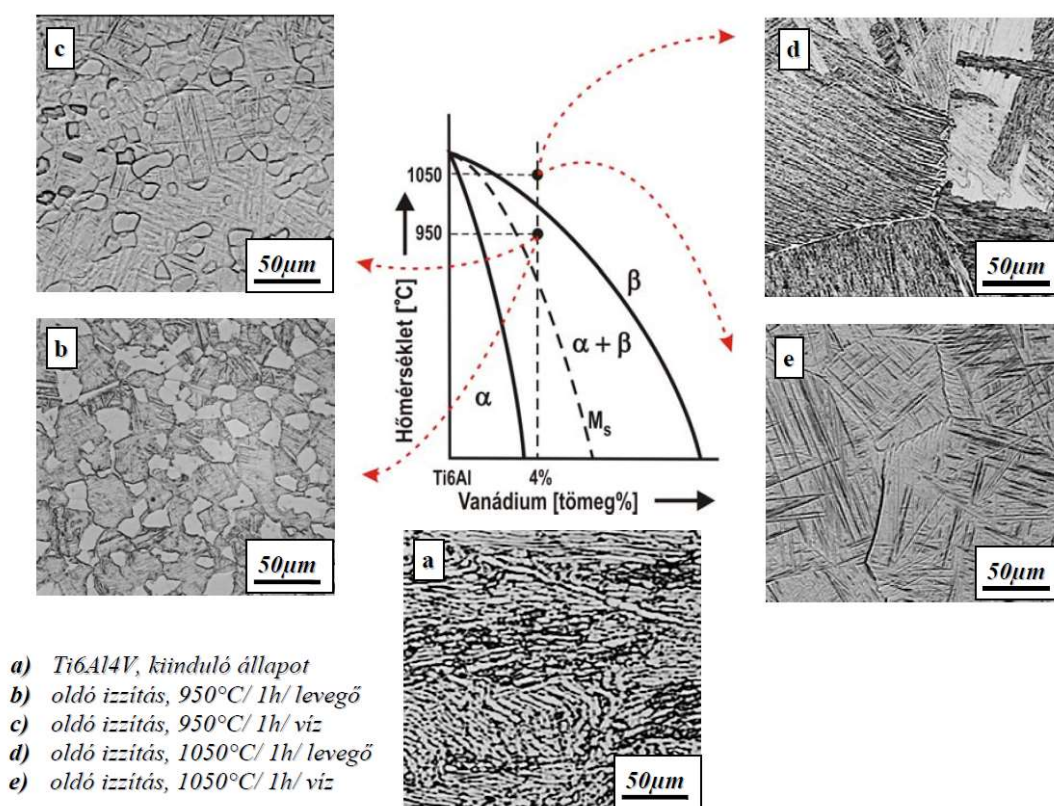
Az implantátum precíziós öntés utáni, zárványok nélküli, szövetszerkezete alapszintű elvárás az implantátum teljesítőképességét illetően. A szövetszerkezet módosítása hőkezeléssel és ezáltal a mechanikai tulajdonságok javítása célként fogalmazható meg ebben az esetben is.

I.2.3. Titán bázisú ötvözet szövetszerkezetének módosítása hőkezeléssel

A megalakítással feldolgozott kétfázisú ($\alpha+\beta$) titánötvözetek jellemzően négyféle szövetszerkezettel rendelkeznek szobahőmérsékleten: lemezes ($\alpha+\beta$) szerkezet (Widmannstätten-féle szerkezet), polikristályos szerkezet (ekviaxiális $\alpha+\beta$ szemcsékből álló), bimodális szerkezet (primer α fázis, körülötte transzformált β fázis) és kosárfonat ($\alpha+\beta$) szerkezet (basket weave) [Lütjering, G. and Williams, J.C., 2007].

Az titánötvözetek végső tulajdonságainak biztosítása érdekében többféle hőkezelés alkalmazható [Donachie, M.J., 2000], [Chandler, H., 2006]. Ezeknél a kétfázisú ötvözeteknél, elterjedtek a feszültségcsökkentő és izzító technológiák, pl. újrakristályosítás, teljes lágyítás, β -tartományban történő izzítás, duplex izzítás. A kívánt mechanikai tulajdonságkombinációk (szilárdság, szívósság, fáradással szembeni ellenállóképesség, kúszásállóság, kopásállóság) elérése érdekében oldó izzítást (solution treatment) és azt követő kiválasos keményítést (aging treatment) alkalmaznak [Ouchi, C. et al., 1999], [Gupta, R.K. et al., 2016], [Davaria, N. et al., 2017]. Az oldó izzítás hőmérséklete lehet β_1 átkristályosítási hőmérséklet feletti vagy alatti (a primer α fázis megfelelő mennyiségének beállítására céljából), a kiválasos keményítés hőmérséklet intervalluma, az ötvözet vegyi összetételétől függően, 500-750 °C közötti.

A 6. ábrán alakított Ti6Al4V ötvözet jellegzetes szövetszerkezeit láthatók két oldó izzítási hőmérséklet (1050 °C, 950 °C) és kétféle hűtőközeg (levegő, víz) alkalmazását követően [19].



6. ábra Alakított Ti6Al4V ötvözet szövetszerkezetének változása oldó izzítás hatására [19]

Ha az oldó izzítás hőmérséklete β_t feletti, a kiinduló deformált $(\alpha+\beta)$ fázisú szövetből levegőhűtés hatására lemezes $(\alpha+\beta)$ szerkezet alakul ki, vízűtés következtében pedig tús α' martenzit képződik. Hasonló mikroszerkezetek alakulnak ki, a két hűtőközeg jellemző hatására, β_t hőmérséklet alatti oldó izzítás következtében, a primer α fázis szemcséi körül is [19].

Az öntéssel készült termékek mikroszerkezete lemezes $(\alpha+\beta)$ fázisokból felépülő szövetszerkezet [16], [18]. Az öntött darabok szövetszerkezetét, szokványos hőkezeléssel, nem lehet sem bimodálissá, sem polikristályossá átalakítani. Oldó izzítás után, különböző hűtőmódokat alkalmazva (vízhűtés, kemencében történő hűtés, levegőhűtés), a hűtés erélyességétől függően, martenzites (α'), finomlemezes $(\alpha+\beta)$ vagy durvalemezes $(\alpha+\beta)$ szerkezet hozható létre [Lütjering, G. and Williams, J.C., 2007]. Az öntés utáni mikroszerkezet egy speciális hőkezeléssel, ún. kettős-lemezes (bi-lamellar) szerkezetté alakítható át [Nicolai, H.P., et al., 2003]. A hőkezelés lényege, hogy az oldó izzítást β_t alatti hőmérsékleten, a kétfázisú $(\alpha+\beta)$ mezőben kell végrehajtani (Ti6Al4V ötvözet esetében, pl. 960 °C- ról), fűtatott levegő hűtéssel (600-800 °C/min.). Ezt a kezelést kétfokozatú oldó izzítás követi 750 °C és 500 °C-on. A teljes hőkezelés eredményeként az α fázis lemezei közötti β fázisban nagyon finom α fázis-lemezek válnak ki, amelyek hatékonyan gátolják a diszlokációk mozgását mechanikai terhelés esetén. Öntött Ti6Al4V ötvözet mikroszerkezetére, hőkezelésére fókuszálnak a megfogalmazott tézispontokhoz kötődő [4], [5] és [6] publikációim.

I.3. Kiválási folyamatok vizsgálata ausztenites korrózióálló acélokban

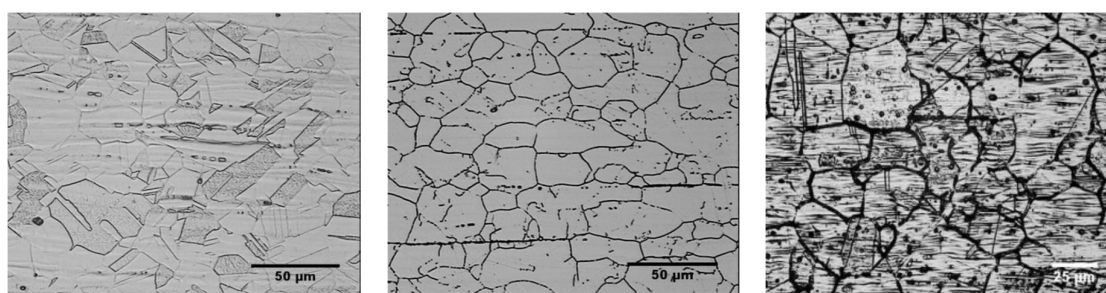
I.3.1. A kristályközi korrózió jelensége ausztenites korrózióálló acélokban

Az ausztenites korrózióálló acélok a korrózióálló acélok családjának legnagyobb csoportját alkotják [Lai, J.K.L., et al., 2012], ezeket az acélokat, előnyös tulajdonságaiknak köszönhetően (korrózióállóság, hegeszthetőség, megfelelő szilárdság és szívósság), széleskörűen alkalmazzák szerkezeti anyagként a vegyiparban, petrokémiai- és energetikai iparágakban.

A kristályközi korrózió a lokális korrózió azon típusa, amely a kristályhatárokon kiválásokat tartalmazó ötvözetekben fordul elő. A szemcsehatárok kémiai összetétele, szerkezeti felépítése, fáziskiválás jelenléte köztudottan kritikus tényező, amely befolyásolja a szemcsehatárok, és ezzel az adott acél, korrózióval szembeni ellenállóképességét [Tuthill, H. and Cover, R.A., 2000], [Lo, K.H., et al., 2009], [Srinivasan, N., 2021]. Ha a szemcsehatárok közelében lévő Cr tartalom 12 tömeg% passziválási határ alá csökken, az acél érzékennyé válik kristályközi korrózióra – szenzibilizálódik, illetve feszültségkorrózióra is hajlamossá válik és ezek a folyamatok az alkatrészek idő előtti meghibásodásához vezethetnek. A szenzibilizáció gyakran előfordul izotermikus hőkezelés, oldó izzítás utáni lassú lehűtés, hegesztés és melegalakítás során is [Kanek, K., et al., 2012], [Nagar, R., et al., 2024]. A folyamat alkalmával a szemcsék belsejéből a Cr a szemcsehatárra vándorol és $M_{23}C_6$ ($M = Cr, Fe, Mo...$) komplex karbidok formájában kiválik. A szemcsehatárok Cr-ban elszegényednek és kevésbé állnak ellen a korrózióknak. A hőmérsékletet illetően a Cr karbidok kiválása szempontjából veszélyes az

500 – 900 °C- os intervallum, a nagyobb hőmérsékleteken végrehajtott oldó izzítás (1000-1200 °C), ha lassú hűtéssel zárul. Az ausztenites korrózióálló acélokban az $M_{23}C_6$ karbidokon kívül más karbidok is kiválhatnak, pl. M_6C , MC , továbbá másodlagos fázisok is, melyek közül a σ -fázis (rendezett rácsú szilárd oldat), χ -fázis (intermetallikus vegyület) és Laves-fázisok azok, amelyek jelentősen rontják az acél korrózióállóságát [Lo, K.H., et al., 2009], [7], [8].

A 7. ábra AISI 316 ausztenites korrózióálló acél szövetszerkezetét mutatja különböző hőkezelések után. A 7. a) ábrán látható az acél poliéderez ausztenites mikroszerkezete. A 7. b) ábra 650 °C/300 h hőntartás után mutatja a szemcseszerkezetet, a szemcsehatárokon fáziskiválásokkal. A 7. c) ábra pedig 800 °C/10 min hőntartást követő oxálsavas kezelés utáni állapotot dokumentálja, látható, hogy a szemcsehatárok mentén erős korróziós folyamat ment végbe [7]. A kristályközi korrózióhoz kötődő tézis a [7] és [8] publikációkra épül.



a) oldó izzítás után

b) 650 °C/300 h hőntartás után

c) 800 °C/10 min és oxálsavas maratás után

7. ábra AISI 316 acél szövetszerkezete különböző hőkezelések után [7]

Adott acél érzékenységét kristályközi korrózióra több tényező befolyásolja, amelyek közül a legfontosabbak az acél vegyi összetétele, szemcsemérete, az alakváltozás mértéke, a hőntartás hőmérséklete és időtartama [Parvathavarhini, N. and Dayal, R.K., 2002], [Lo, K.H., et al., 2009]. A 0,03% C (tömeg %) tartalomnál kisebb acélok csak kis mértékben érzékenyek kristályközi korrózióra, viszont a C tartalom csökkentése az acél szilárdsági tulajdonságainak romlásához vezet, ezért ezt a nitrogén tartalom növelésével kompenzálják. A kristályközi korrózió elkerülésére ún. stabilizáló elemek (Ti, Nb, Ta) adagolhatók az acélhoz, amelyek nagyobb affinitással bírnak a karbonhoz, mint a Cr, így stabil TiC , NbC , TaC karbidok jönnek létre, amelyek megakadályozzák a $Cr_{23}C_6$ karbidok kialakulását. Általában érvényes, hogy a durvább szemcseszerkezet kisebb korróziós érzékenységet jelent, mint a finomabb szemcsés. Az alakváltozás mértéke (20-40%) hidegalakítás során felgyorsítja a szenzibilizációt azáltal, hogy növeli a diszlokációsűrűséget és fokozza a króm-karbid kiválás kinetikáját a szemcsehatárokon.

Az izotermikus hőntartásból eredő szenzibilizációt általában idő-hőmérséklet-szenzibilizáció (TTS – Time-Temperature-Sensitisation) diagramok ábrázolják [Lai, J.K.L., et al., 2012]. A TTS diagramok a szenzibilizálódáshoz szükséges időt mutatják különböző hőmérsékleteken, és felhasználhatók olyan hőmérsékleti feltételek meghatározására, amelyek nem eredményeznek kristályközi korróziós érzékenységet.

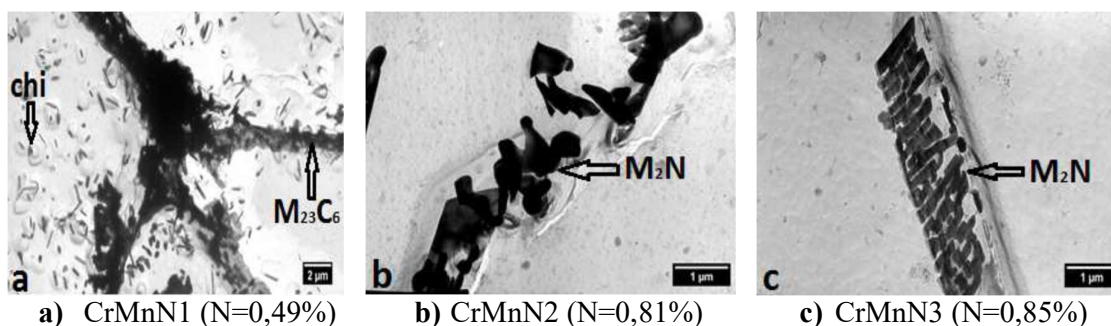
I.3.2. Nagy nitrogéntartalmú korrózióálló acélok és jellemző fáziskiválásaik

A nagy nitrogéntartalmú acélok az ausztenites korrózióálló acélok egy jellemző csoportját alkotják, amelyekben a Ni-t részben vagy teljesen ausztenitképző N és Mn ötvözéssel váltják ki [Lai, J.K.L., et al., 2012]. Ezeknek az acéloknak az alkalmazási területe folyamatosan bővül az energetikai ipar, a hajóépítés, a vegyipari berendezések és a bioötvözetek terén is.

A fejlesztés egyik motiváló tényezője az ausztenites acélok Ni tartalmának csökkentése, mivel a Ni egy drága ötvözőelem és, ha a hatása kiváltható N, Mn és további ötvözők optimalizált mennyiségével, a létrehozott acélminőség előnyös tulajdonságkombinációinak biztosítása mellett (szilárdság, szívósság, korrózióállóság, kopásállóság), akkor ez jelentős fejlesztési előrelépést jelent az ausztenites korrózióálló acélok körében [Ferreira, V.H.M.F., et al., 2024]. A nagy N tartalmú korrózióálló acélok fejlesztése orvostechnikai eszközöket illetően is fontos, az allergén reakciókat okozó Ni tartalmú korrózióálló acélból készült implantátumokat ezek az ötvözetek sikerrel helyettesítik [Talha, M., et al., 2013].

Nagy N tartalmúnak tekinthető az ausztenites acél akkor, ha $N \geq 0,4\%$ (tömeg%), amely általában az 1%-os határt ritkán lépi túl [Li, S., et al., 2021]. A C tartalmat alacsony (0,03-0,05%); a Mn tartalom 7-26% közötti, az ausztenit stabilizálása céljából; a Cr 13-25% a jó korrózióállóság végett; a Mo mennyisége 3-7% a korrózióállóság javítása céljából; a Si néhány tized %, a P és S néhány század %-ban megengedett az elridegedés elkerülése érdekében.

A nagy N tartalmú ausztenites korrózióálló acélok előnyös tulajdonságai azonban romlanak, ha nitridek vagy egyéb másodlagos fázisok válnak ki a szövetszerkezetben [Li, H.B, et al., 2021] hőntartás, hőkezelés, melegalakítás vagy hegesztés során. A 700 - 1000°C közötti hőmérséklet-tartományban detektálható σ -fázis, χ -fázis, Laves-fázisok kiválása, továbbá $M_{23}C_6$, M_6C és MC karbidok kiválása, valamint a N jelenlétére tekintettel jelentős lehet az M_2X (M = Cr, Mo, Fe, Mn; X = N, C) fázisok precipitációja a szemcsehatárokon, illetve a szemcséken belül [Roncercy, L.M., et al., 2011], [Dománková, M. and Bártová, K., 2016], [Dománková, M. et al., 2017], [9]. A kutatási területhez kötődő tézismegfogalmazás a [9] publikációhoz kötődik. A 8. ábra Cr-Mn-N kísérleti ausztenites acélokban 800 °C/4h hőntartás után kivált fázisokra mutat példát. [Dománková, M. et al., 2017]



8. ábra Cr-Mn-Ni nagy nitrogéntartalmú kísérleti ausztenites korrózióálló acél szövetszerkezete 800 °C/4h hőntartás után különböző fáziskiválásokkal

[Dománková, M. et al., 2017]

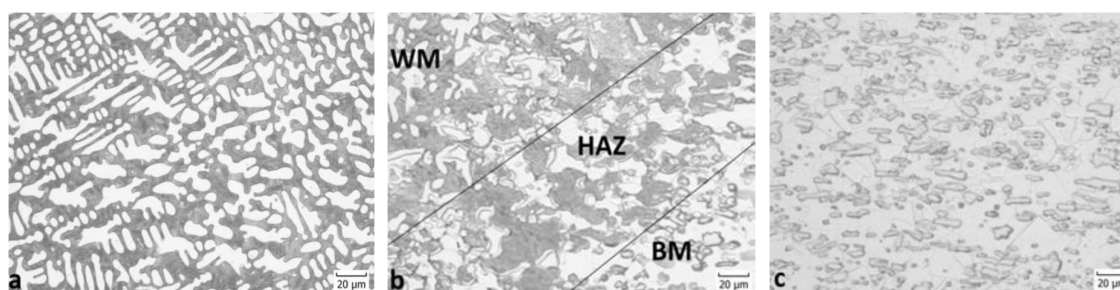
I.3.3. Bórötvözésű korrózióálló acélok és jellemző fáziskiválásaik

A bórötvözésű ausztenites korrózióálló acélok egy különleges csoportot képviselnek a korrózióálló acélok körében. Elsődleges alkalmazási területük a nukleáris ipar, ahol neutronelnyelő szabályozó rudak, kiégett fűtőelem tárolók, szállítókonténerek anyagaiként érvényesülnek [Qi, Z., et al., 2022]. Kémiai összetételük és mechanikai tulajdonságaik alapján az ASTM A887 előírás [ASTM A887, 2020] ezeket a bórötvözésű acélokat (AISI 304B, $C \leq 0,08\%$; $Mn \leq 2\%$; $Si \leq 0,75\%$; $Cr 18-20\%$; $Ni 12-15\%$) 8 osztályba és osztályonként 2 csoportba sorolja (öntéssel és alakítással, illetve porkohászati úton előállított acélok), a jellemző bórtartalom 0,2 és 2,5 tömeg% között változik.

Az ausztenites korrózióálló acélokban, a bór kis oldhatósága végett, a kristályosodás utolsó fázisában eutektikus reakció következtében, M_2B ($M = Cr, Fe$) boridok jönnek létre. Ezek a rideg, durva és szabálytalan alakú boridok rontják az acél melegalakíthatóságát [Churyumov, A.Y., et al., 2014]. Egyenletes eloszlású és ultrafinom boridokkal ($0,3-1,5 \mu m$) rendelkező ausztenites acélok viszont kiválóan hengerelhetők melegen [Wang, Z.J., et al., 2019]. A porkohászati úton előállított bórötvözésű ausztenites acélok jobb mechanikai tulajdonságokkal és korrózióállósággal rendelkeznek a hagyományos úton előállított acélminőségekhez képest [Pei, Y., et al., 2021], azonban a porkohászati technológia a gyártási költségeket és a nagyméretű termékek gyártását tekintve sok esetben korlátokba ütközik.

Nagyobb méretű szerkezetek különböző hegesztőtechnológiákkal készíthetők, amelyek közül a bórral ötvözött ausztenites acélok esetében a wolfrám elektródás védőgázos hegesztés, a plazmahegesztés, a lézerhegesztés és az elektronsugaras hegesztés használatos gyakran. [Kumar, G.R., et al., 2015], [Shanmugarajan, B., et al., 2013], [Wang, Z.J., et al., 2022].

Hegesztés következtében a varratban és a hőhatásövezetben jelentős mikroszerkezeti változások zajlanak, amelyek eutektikus boridok, továbbá ferrit fázis (δ -ferrit) megjelenésével [Wang, M., et al., 2012] és borokarbidok precipitációjával jellemezhetők, gyakran képződnek kristályosodási és likvációs repedések is [Srinivasan, G., et al., 2014]. A 9. ábra bórötvözésű ausztenites korrózióálló acél hegesztés utáni szövetszerkezetét mutatja [10], ehhez a publikációhoz kötődik a tézisfüzet utolsó tézise is.



a) varratfém (WM) b) varratfém - hőhatásövezet (HAZ) - alapanyag c) alapanyag (BM)

9. ábra Cr-Ni-Bór ausztenites korrózióálló acél szövetszerkezete plazmahegesztés után, a hegesztett kötés jellegzetes tartományaival [10], WM: ausztenit dendritek + eutektikum, HAZ: ausztenit + eutektikum, BM: ausztenit + M_2B karbidok

II. ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK

II.1. Irányított kristályosítás technológiai paramétereinek meghatározása

1. tézis

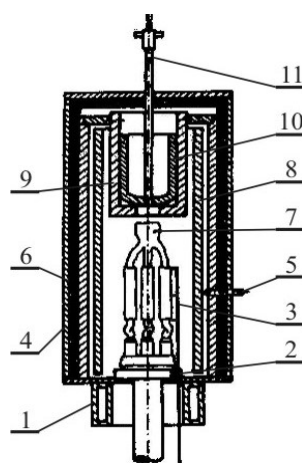
Bizonyítottam, hogy a CMSX-3 nikkelt bázisú szuperötvözet irányított kristályosítása során a hőmérséklet-mező felvételére bemutatott mérési módszer alkalmas a kristályosítási folyamat technológiai paramétereinek meghatározására. A méréssel meghatározott átlagos kristályosítási sebesség ($v = 6,3 \cdot 10^{-5} \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$) és hőmérsékleti gradiens ($G_L = 4300 \text{ K} \cdot \text{m}^{-1}$) értékei dendrites morfológiával rendelkező egykristályszerkezet kialakulását eredményezték. A Hunt-féle modell alapján igazoltam, hogy a dendrittörzs-távolság ($l=225 \mu\text{m}$) lineáris összefüggést mutat a kristályosítási sebesség és a hőmérsékleti gradiens hatványkitevős szorzatával ($v^{1/4} G_L^{-1/2}$). [1]

Az eredmények részletezése

CMSX-3 jelölésű nikkelt bázisú szuperötvözet (vegyi összetétele tömeg %-ban: 8% Cr, 4% Co, 0,5% Mo, 9% W, 5,7% Al, 0,7% Ti, 5,7% Ta, 0,1% Hf, fennmaradó rész Ni) irányított kristályosítását (IK) egy átépített KOPP VS7-es vákuum kemencében valósítottuk meg.

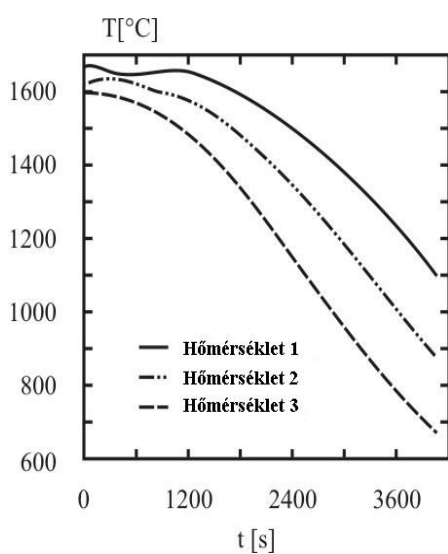
Az IK technológia egykristályból álló öntvény előállítás szempontjából akkor sikeres, ha a kristályosítási folyamat során az öntvényben nem képződnek polikristályos szemcsékből álló tartományok, a kristályszelektor megfelelően látja el feladatát, nem alakulnak ki hosszanti szemcsehatárok, és az egész öntvény oszlopos dendritekből épül fel.

Az IK fő technológiai paraméterei a hőmérsékleti gradiens (G_L), a kristályosítás sebessége (v) és a lehülési sebesség (v_T). Ezek a paraméterek hőmérséklet-mező felvétele során meghatározhatók, egy erre alkalmas öntési összeállítás létrehozásával. A hőmérséklet változását hengeres próbadarabok ($\phi 12 \times 80 \text{ mm}$) elkészítésére alkalmas kerámia héjformákkal végrehajtott öntési kísérlet során mértük. Az alkalmazott IK eljárás vázlatát, amely a hőmérséklet mérésének elrendezését is mutatja a 10. ábrán látható.

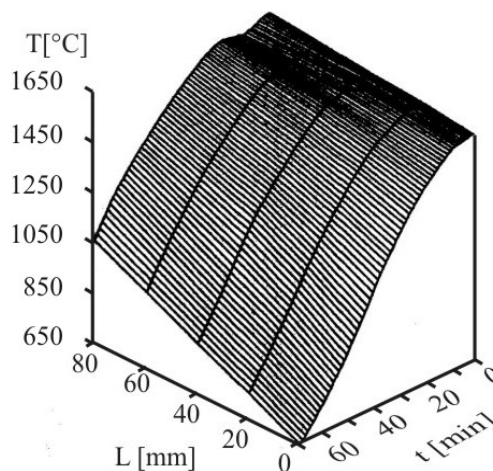


10. ábra Az irányított kristályosítás és a hőmérsékletmérés vázlat
1- vízhűtés, 2- hűtött asztal, 3- hőelem, 4- külső palást, 5- a hőkamra hőmérsékletének mérése, 6- hőszigetelés, 7- kerámia héjforma, 8- hevítő egység, 9- olvasztótégely-tartó, 10- olvasztótégely, 11- a fémolvadék hőmérsékletének mérése

Az elkészített kerámia héjformát feltöltöttük fémolvadékkal, a hengeres rész három pontjában (a henger alján $L = 0$ mm, hőmérséklet 1; a henger közepén, $L = 40$ mm, hőmérséklet 2; a henger felső részén $L = 80$ mm, hőmérséklet 3) mértük a hőmérsékletet Pt30Rh-Pt6Rh hőelem segítségével. A mérés $t = 0$ időben kezdődött, amikor elindítottuk a héjforma kihúzását $v_o = 2,86$ mm·min⁻¹ sebességgel. A három mérési pont hőmérsékletének változását $T = f(t)$ a 11. ábra mutatja. A lehülési görbékből parabolikus interpoláció segítségével hőmérséklet-mező szerkeszthető, amely a 12. ábrán látható. A vizsgált ötvözet likvidusz hőmérséklete 1350 °C volt. Erre az izotermára vonatkoztatva az öntvény hossziránya mentén 26 pontban meghatároztuk a kristályosítás sebességét $v = dx/dt$ [mm·min⁻¹], a lehülési sebességet $v_T = \partial T/\partial t$ [K·min⁻¹] valamint a hőmérsékleti gradiens $G_L = \partial T/\partial x$ [K·mm⁻¹] értékeit. A kiszámított értékek megtalálhatók egy korábbi publikációban [13]. Az alkalmazott IK technológia paramétereiről összefoglaló jelleggel az 1. táblázat ad áttekintést.



11. ábra A mérési pontokhoz kötődő lehülési görbék



12. ábra A hengeres részen felvett hőmérséklet-mező

1. táblázat Az alkalmazott irányított kristályosítási technológia paramétere

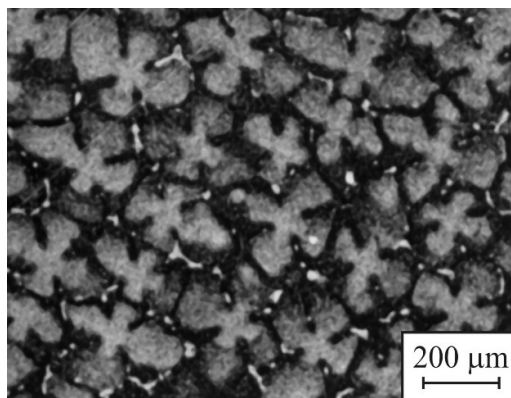
Lehülési sebesség v_T [K·min ⁻¹]	Kristályosítási sebesség v [mm·min ⁻¹]	Hőmérsékleti gradiens G_L [K·mm ⁻¹]
16,5 – 12	4,9 – 2,7	5 – 3,7

A hőmérséklet-mező adatainak elemzéséből megállapítható, hogy az alkalmazott eljárás és a héjforma $v_o = 2,86$ mm·min⁻¹ kihúzási sebessége alapján a hengeres rész esetében a kristályosodási folyamat $t = 28$ perc időpontban kezdődött és $t = 53$ perc időpontban fejeződött be 16,5 és 12 K·min⁻¹ lehülési sebesség mellett.

A kristályosítási sebesség értéke és a hőmérsékleti gradiens nagysága a hengeres rész mentén vizsgált konkrét pozíciótól függően változott. Az öntvény alsó részén ($L = 0$ mm pozíció) a hűtési sebesség gyorsabb volt, míg a felső részén lassúbb ($L = 80$ mm pozíció). A hűtési sebesség változásának jellege és mértéke azonban összhangban volt a szakirodalomban publikáltakkal [Carter, P. et al., 2000]. A hőmérsékleti gradiens és a

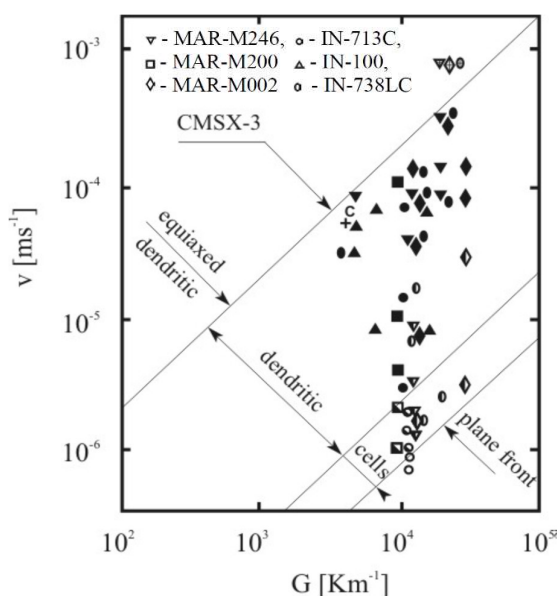
kristályosítási sebesség megállapított értékei az egykristályos nikkell alapú szuperötvözetek szokványos paraméter-tartományában: $1,8 < G_L < 10,2 \text{ K} \cdot \text{mm}^{-1}$ és $0,6 < v < 6 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ [Fu, H. and Geng, X., 2001] találhatóak.

Az IK technológiával előállított CMSX-3 ötvözet oszlopszerű dendritkristályokból álló egykristályos mikroszerkezetű volt, az ötvözet keresztmetszeti képe a 13. ábrán látható. A primer dendrittörzsek átlagos távolsága $l = 225 \mu\text{m}$ volt.

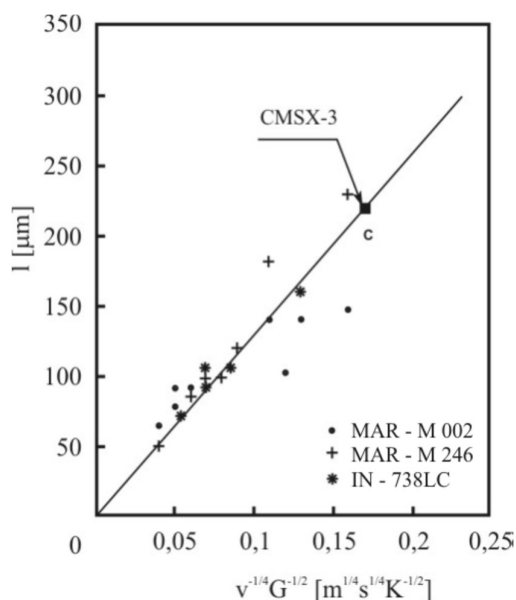


13. ábra Irányított kristályosítással előállított CMSX-3 nikkell alapú ötvözet szövete képe

Quested és McLean [Quested, P.N. and McLean, M., 1984] nagyszámú kristályosítási kísérlet alapján az elsők között publikálták, hogy nikkell alapú szuperötvözetek esetében az adott morfológiai mikroszerkezet kialakulása, a hőmérsékleti gradiens és a kristályosítási sebesség függvénye (14. ábra).



14. ábra Nikkell alapú szuperötvözetek mikroszerkezte a $\log v$ és $\log G_L$ függvényében [Quested, P.N. and McLean, M., 1984]



15. ábra Primer dendrittörzsek távolsága (l) a $v^{-1/4} G_L^{-1/2}$ függvényében három nikkell alapú szuperötvözet esetében [Quested, P.N. and McLean, M., 1984]

A CMSX-3 ötvözetre vonatkozó G_L és v értékeket felvittük a diagramba (átlagértékeket figyelembe véve $G_L = 4300 \text{ K} \cdot \text{m}^{-1}$ és $v = 6,3 \cdot 10^{-5} \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$). Látható, hogy a közölt paraméterek mellett (c pontként jelölt), oszlopos dendrites szerkezet kialakulása várható, amelyet metallográfiai vizsgálattal igazoltunk is. Az IK technológiai paraméterei, a G_L és v , hatással vannak a képződő irányított dendrites szerkezet primer dendrittörzs-távolságra. Nikkel bázisú ötvözetek esetében ez a kapcsolat a Hunt-féle modellel írható jól le, amely a $v^{-1/4} G_L^{-1/2}$ összefüggést alkalmazza [Quested, P.N. and McLean, M., 1984]. Dendrites kristályosodás esetében a primer dendrittörzsek közti távolság a v és a G_L értékének csökkenésével növekszik, tehát finomabb dendrites szerkezet elérése érdekében célszerű a kristályosítási sebességet és a hőmérsékleti gradienst is növelni. A 15. ábra három dendrites szerkezetű egykristály ötvözet esetében mutatja a primer dendrittörzsek közti távolságot a $v^{-1/4} G_L^{-1/2}$ függvényében. A diagramba berajzoltuk (c pontként) a $v^{-1/4} G_L^{-1/2}$ szorzathoz és az l távolsághoz kötődő CMSX-3 ötvözet elhelyezkedését. Látható, hogy az IK során elért technológiai paraméterek, a Hunt-féle modellt alapul véve, jól alkalmazhatók a képződő dendrites szerkezet átlagos dendrittörzs-távolságának előrejelzésére.

II.2. Nikkel bázisú egykristályok kúszás-fárasztás vizsgálata

2. tézis

CMSX-3 nikkel bázisú irányított kristályosítással készült szuperötvözet hőkezelt próbadarabjainak kúszás-fárasztás vizsgálata során megállapítottam, hogy az alkalmazott terhelési módok esetében ($\sigma_{\max} = 400$ MPa, $\sigma_{\min} = 5$ MPa, időtartam σ_{\max} feszültségnél $\Delta t = 0$: tiszta fárasztás, 1s, 3s, 5s, 10s és tiszta kúszás) a terhelési idő csökkenése σ_{\max} feszültségnél a törési idő növekedését eredményezte, a képlékeny alakváltozás mértékének csökkenése mellett. A terhelés során fellépő deformációs mechanizmusok hatásának vizsgálata alapján kimutattam, hogy nagyobb terhelési időtartamoknál (kúszásnál és $\Delta t = 10$ s feszültségtartás esetén) a kúszás mechanizmusa az irányadó, és kisebb terhelési időtartamoknál ($\Delta t = 5$ s, 3s és 1s) pedig az anyagfáradás mechanizmusa a jellemző folyamat. [2], [3]

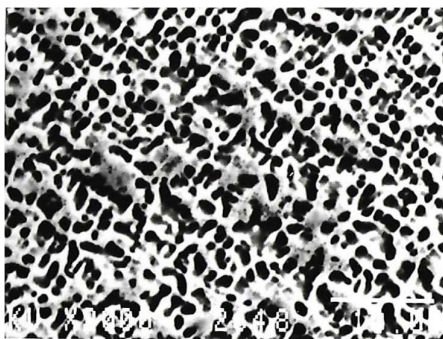
Az eredmények részletezése

Irányított kristályosítással (IK) CMSX-3 jelölésű nikkel bázisú szuperötvözetből (vegyi összetétele tömeg %-ban: 8% Cr, 4% Co, 0,5% Mo, 9% W, 5,7% Al, 0,7% Ti, 5,7% Ta, 0,1% Hf, fennmaradó rész Ni) készült hengeres rudakból (ϕ 12 x 85 mm) kimunkált próbatesteket vizsgáltunk kúszás-fárasztással. A próbatestek hőkezeléséről és a vizsgálati program során alkalmazott terhelési módról a 2. táblázat ad áttekintést.

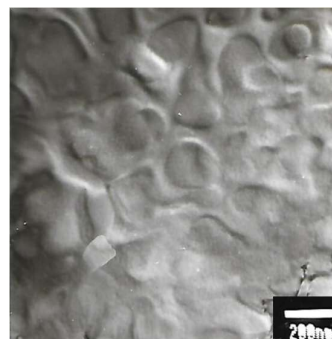
2. táblázat Kúszás-fárasztás során alkalmazott vizsgálati program

Vizsgálati program
Próbatestek hőkezelése: oldó izzítás 1300 °C/6ó, utána kiválásos keményítés 1080 °C/5ó + 870 °C/10ó.
Terhelési ciklus: Trapéz alakú terhelési mód, $\sigma_{\max} = 400$ MPa, $\sigma_{\min} = 5$ MPa, időtartam σ_{\max} feszültségnél $\Delta t = 0$ (tiszta fárasztás), 1s, 3s, 5s, 10s és tiszta kúszás. Az időtartam σ_{\max} elérésére 0,5s; az időtartam σ_{\min} elérésére 0,5s.
Vizsgálati hőmérséklet: 900 °C

A vizsgált hőkezelt próbatestek bimodális γ' kiválásokból álló mikroszerkezetűek voltak, a nagyobb precipitátumok átlagos mérete 1 μm volt (16. ábra), melyek között kisebb méretű gömbszerű 200 nm-es, γ' kiválások fordultak elő (17. ábra).



16. ábra CMSX-3 nikkel bázisú ötvözet mikroszerkezete hőkezelés után (SEM)



17. ábra CMSX-3 ötvözet finom γ' kiválásokkal (TEM)

A kúszás-fárasztás vizsgálat eredményeit a 3. táblázat foglalja össze.

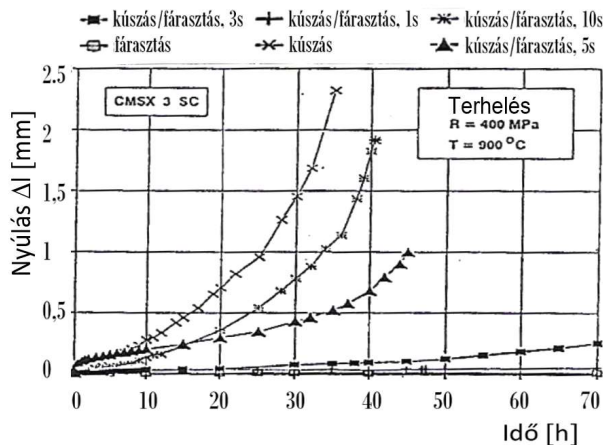
3. táblázat Kúszás-fárasztás vizsgálat eredményei

Időtartam σ_{\max} feszültségnél [s]	Törési idő [óra:perc]	Terhelő ciklusok száma törésig	Alakváltozás (nyúlás) ϵ [-]
kúszás	37:19	–	0,34
1	70:00*	126 000*	0,004
3	68:14	61 410	0,023
5	44:45	26 850	0,048
10	41:12	13 483	0,16
fárasztás	70:00*	252 000*	0,0009

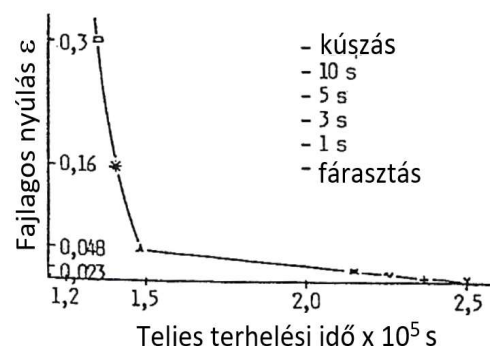
*a próbatest nem volt terhelve törésig

A vizsgált próbatestek kúszás-fárasztás görbéi a 18. ábrán láthatók. A legrövidebb törési időt és a legnagyobb képlékeny alakváltozást a tiszta kúszással terhelt próbadarab mutatta. Ciklikus kúszás során a terhelési idő csökkentése σ_{\max} feszültségnél a törési idő növekedését eredményezte, a képlékeny alakváltozás mértékének csökkenése mellett. A legkisebb képlékeny alakváltozás a tiszta fárasztással terhelt darab esetében volt. Az 1s és 3s időtartamú terhelő ciklusok esetében a képlékeny nyúlás viszonylag kicsi volt ($\epsilon = 0,004$, illetve $\epsilon = 0,023$), ez a fárasztásra jellemző deformációs mechanizmus kialakulását valószínűsíti. Az 5 s-os ciklus esetében is a fárasztás mechanizmusa tűnik jellemzőnek, mivel az alakváltozás mértéke még mindig kicsi ($\epsilon = 0,048$). A 10s-os terhelési ciklusnál viszont a próbatest nyúlása a törés pillanatában már jóval nagyobb volt ($\epsilon = 0,16$), amely már közelít a tiszta kúszás során mért nyúláshoz, és ez a kúszási deformációs mechanizmus dominanciájára utal.

A fajlagos nyúlás és a teljes terhelési idő összefüggését a 19. ábra mutatja. Látható, hogy kis feszültségtartási időknél (1s, 3s) az alakváltozás mértéke kicsi, viszont a legnagyobb terhelési időtartamú ciklus esetében (10s) a törésnél mért képlékeny nyúlás értéke ($\epsilon = 0,16$), amely kb. fele a tiszta kúszásnál mért törési nyúlás értékének ($\epsilon = 0,34$). Ez is arra enged következtetni, hogy 5s feletti időtartamoknál a kúszás mechanizmusa lesz az irányadó.

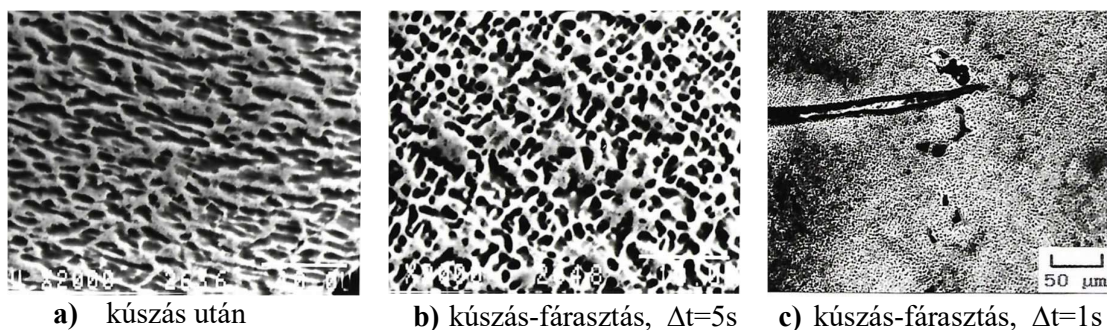


18. ábra CMSX-3 nikkell bázisú egykristály ötvözetek kúszás-fárasztás görbéi



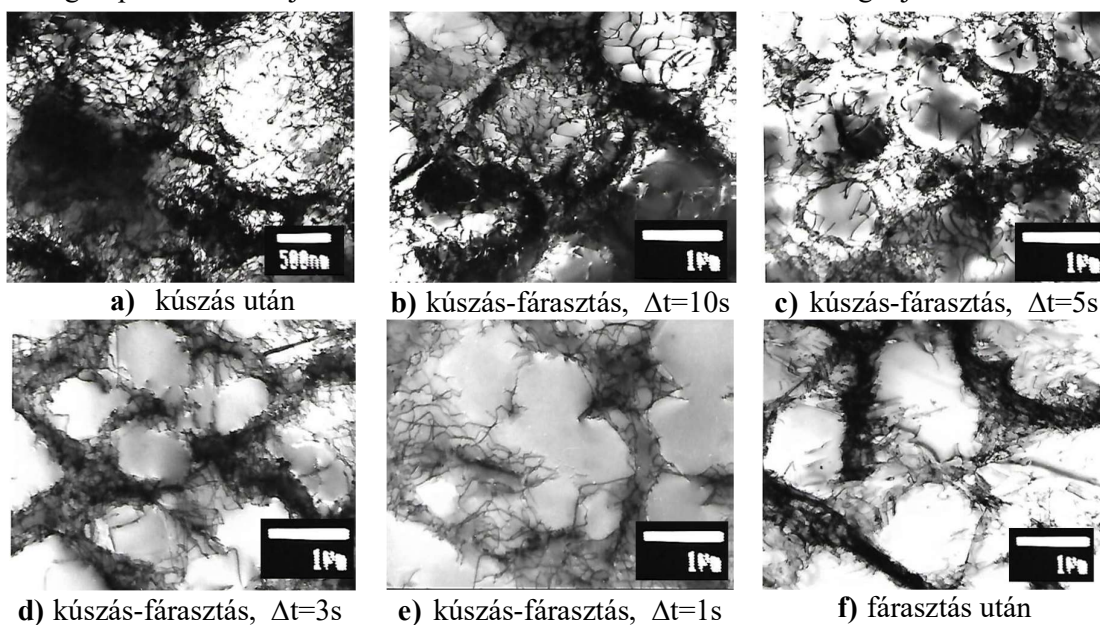
19. ábra A fajlagos nyúlás és a teljes terhelési idő összefüggése

A terhelő ciklusok során a töréshez vezető deformációs mechanizmusok hatásáról, azok jellegéről és arányáról a szövetszerkezetben lezajlott változások adnak áttekintést. A 20. a) ábra a CMSX-3 ötvözet kúszás utáni szövetszerkezetét mutatja, a töretfelülethez közeli részről. Látható, hogy a γ' kiválások kezdtek összekapcsolódni a feszültség hatására merőleges irányban, ez a jelenség az ún. „rafting”, amely nagy hőmérsékletű kúszás esetében jellemzően a negatív rácsilleszkedési különbséggel (lattice misfit) rendelkező nikkell bázisú egykristályokban alakul ki [Yu, Z. et al., 2017]. További terhelő ciklusok esetében a γ' részecskék ilyen típusú „összenövése” nem volt megfigyelhető (20. b) ábra). A kúszás-fárasztás, illetve fárasztás hatására a próbatestek felületén a terhelés irányára merőlegesen repedések alakultak ki (20. c) ábra), amelyek a kifáradás jellemző repedésképződései.



20. ábra CMSX-3 nikkell bázisú ötvözet jellemző szövetképei kúszás-fárasztás után (SEM)

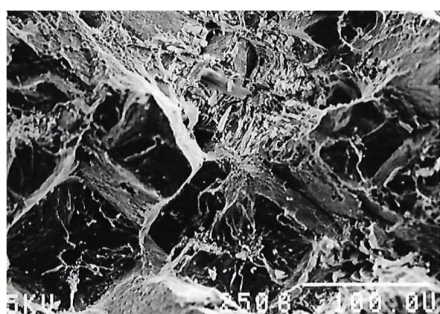
A terhelő ciklusok következtében a mikroszerkezetben bekövetkezett változások mellett fontos a szubmikroszkopikus szerkezetben a diszlokációk jellegének, elhelyezkedésének tanulmányozása, amelyek egyértelműsítik a kúszással és fárasztással összefüggő folyamatokat. A vizsgált próbadarabok jellemző diszlokációs szerkezeteit a 21. ábra foglalja össze.



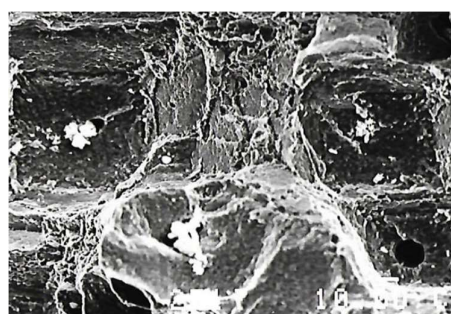
21. ábra CMSX-3 nikkell bázisú ötvözet diszlokációs szerkezete a vizsgált terhelő ciklusok után (TEM)

Kúszás után a vizsgált próbadarabban nagysűrűségű diszlokációs szerkezet volt megfigyelhető, a diszlokációk a γ mátrixban jöttek létre, a γ/γ' fázisok határán koncentráálódtak és a γ' fázisban is felhalmozódtak (21. a) ábra). Ez a szubmikroszkopikus szerkezet összhangban van a nagy hőmérsékletű kúszás során a szakirodalomban közölt megállapításokkal [Wang, X. G. et al., 2015]. Hasonló volt a diszlokációs szerkezet a két legnagyobb időtartamú (10s, 5s) terhelő ciklus esetében is, de a γ' részecskékben a diszlokációk mennyisége kevesebb volt (21. b) és c) ábrák). A 21. d és e) ábrákon látható, hogy a deformáció kúszási jellegének háttérbe szorulása következtében a γ csatornában fokozatosan csökkent a diszlokációsűrűség és a γ' fázisokban csak kis mennyiségben volt megfigyelhető diszlokáció, amely a fárasztás utáni állapotra jellemző (21. f) ábra).

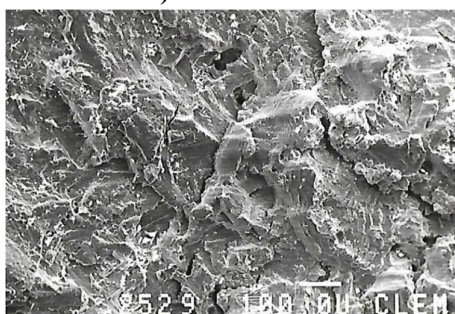
A törétfelületek fraktográfiai elemzése megerősítette a vizsgálatok során lejátszódó deformációs mechanizmusokkal kapcsolatos megállapításokat, feltételezéseket, amelyek a szövetszerkezet és a diszlokációs szerkezet tanulmányozásából adódtak. A 22. a) ábrán a kúszás után kialakult törésfelület jellemző részlete látható. A törési folyamat porusokból indult ridegtörési jelleggel (ezt jelzik a közel négyzet alakú törési felületek) és szívósan folytatódott (erre a kapcsolódó felületek gödrös/üreges jellege utal). Hasonló felépítésű volt a törésfelület a 10s-es terhelő ciklus után is (22. b) ábra), viszont már megjelentek a fárasztásos összetevőből következő barázdák is. Kúszás-fárasztás során a terhelő ciklus időtartamának csökkenése a felső feszültségnél (5s, 3s) fáradásos törést eredményezett, a törésfelület kevésbé volt tagolt, üreges jellegét nem mutatott, barázdákat és ridegtöréssel kialakult felületeket tartalmazott (22. c) és d) ábrák).



a) kúszás után



b) kúszás-fárasztás, $\Delta t=10s$



c) kúszás-fárasztás, $\Delta t=3s$



d) kúszás-fárasztás, $\Delta t=3s$

22. ábra CMSX-3 nikkel bázisú ötvözet törétfelületei a vizsgált terhelő ciklusok után (SEM)

II.3. Titánötvözet öntés és hőkezelés utáni mikroszerkezetének vizsgálata

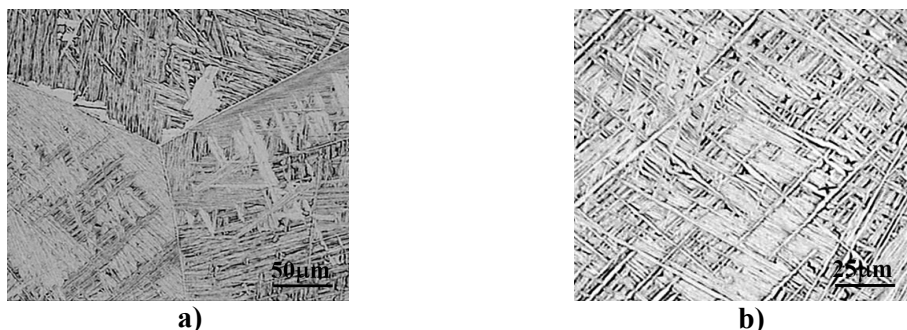
3. tézis

Ti6Al4V titánötvözet öntés utáni és hőkezelt mikroszerkezetének metallográfiai vizsgálatával kimutattam, hogy az öntés utáni kétfázisú lemezes ($\alpha + \beta$) szerkezet 1050 °C/víz, illetve a 950 °C/víz oldó izzítás után α' martenzites tűszerű szerkezetté alakul át. ElektronDIFFRAKCIÓS vizsgálatokkal megerősítettem az α , β és α' fázisokra tett megállapításokat. A 850 °C/víz- vagy levegőhűtés, illetve 1050 °C/levegő, illetve a 950 °C/levegő oldó izzítás után martenzites α' szerkezet nem alakult ki. Keménységméréssel (HV 10) megmutattam, hogy a kiválasos keményítés minden esetben az ötvözet keménységnövekedéshez vezet. A legnagyobb keménységet, az öntés utáni állapothoz képest, az 1050 °C/víz +550 °C hőkezelés eredményezte. [4], [5], [6]

Az eredmények részletezése

A kutatás előzményeiben ismertetett módon plazma metallurgiával előállított és precíziós öntéssel feldolgozott Ti6Al4V (irányadó vegyi összetétele (tömeg %) 6% Al, 4%V a fennmaradó mennyiség Ti) titánötvözetet szövetszerkezetét vizsgáltuk öntés utáni, illetve hőkezelt állapotban. Az öntött próbadarabokon 1050 °C/1h, 950 °C/1h és 800 °C/1h oldó izzítást alkalmaztunk, amelyet vízűtés vagy léghűtés követett. Az oldó izzítás után 550 °C/4h keményítő hőkezelést is beiktattunk, amelyet léghűtés követett.

Az ötvözet öntés utáni kétfázisú szövetszerkezetét a 23. a) és b) ábra mutatja. Az α fázis (világos alakzatok) viszonylag szabályos, lemez alakú, amelyek között vékony β fázis (sötét alakzatok) található. Az eredeti β fázis szemcsehatárain is kiválik α fázis, amelyeket szemcsehatármenti α_{GB} fázisként (grain boundary) értelmezhetünk.



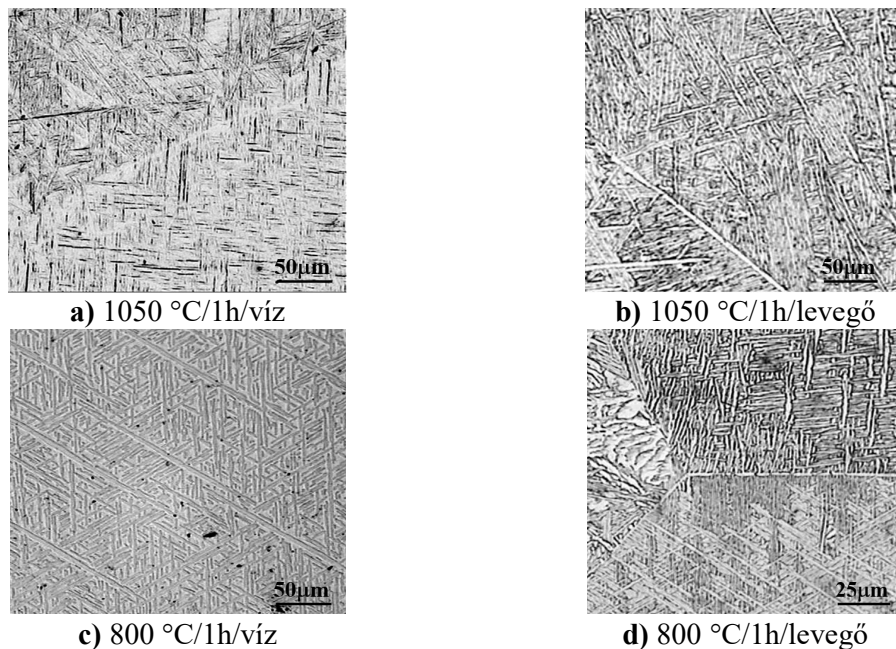
23. ábra Ti6Al4V titánötvözet, kiinduló állapot – precíziós öntés utáni szerkezet

Az 1050 °C hőmérsékletű oldó izzítás utáni vízűtés tűszerű α' martenzites szerkezet kialakulásához vezetett (24. a) ábra). A martenzit tűk között maradék β fázis található, az eredeti β szemcsehatárok mentén α_{GB} fázis kiválása nem volt megfigyelhető. Ha 1050 °C- ról levegőn történő lehűtést alkalmaztunk, akkor lemezes $\alpha + \beta$ kétfázisú szövet jött létre (24. b) ábra), a β szemcsehatárokon pedig α_{GB} fázis vált ki.

950 °C- on végrehajtott izzítás utáni vízűtést alkalmazva a szövetkép primer α fázist és α' martenzites szerkezetet tartalmazott. Mivel az ötvözet β_t átkristályosodási hőmérséklete ~ 1000 °C [Donachie, M.J, 2000], ezért a 950 °C- on végrehajtott oldó izzítás azokat az α

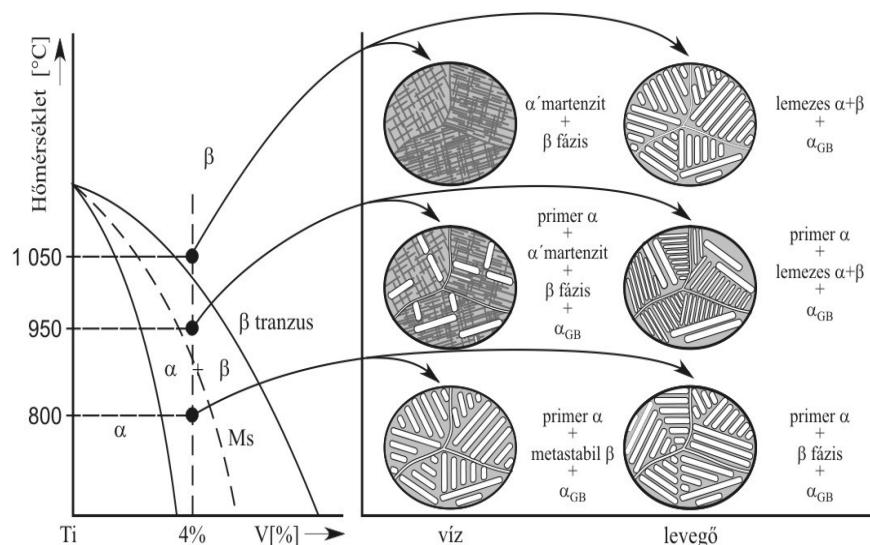
lemezeket is tartalmazta, amelyek nem mentek β szilárd oldatba 950 °C-on. 950 °C/ levegő oldó izzítás után lemezes $\alpha + \beta$ fázisú szövetet valamint primer α és α_{GB} fázisokat tartalmazott a vizsgált ötvözet.

A 800 °C/víz hőkezelés után α' martenzites szerkezet nem alakult ki. A 24. c) ábrán látható, hogy a létrejött szövet szabályos elrendeződésű $\alpha + \beta$ lemezes szerkezetű. 800 °C-os oldó izzítást követő léghűtés $\alpha + \beta$ fázisú lemezes szövetállapotot eredményezett (24. d) ábra). Mindkét lehűtési mód után a mikroszerkezet α_{GB} fázist is tartalmazott.



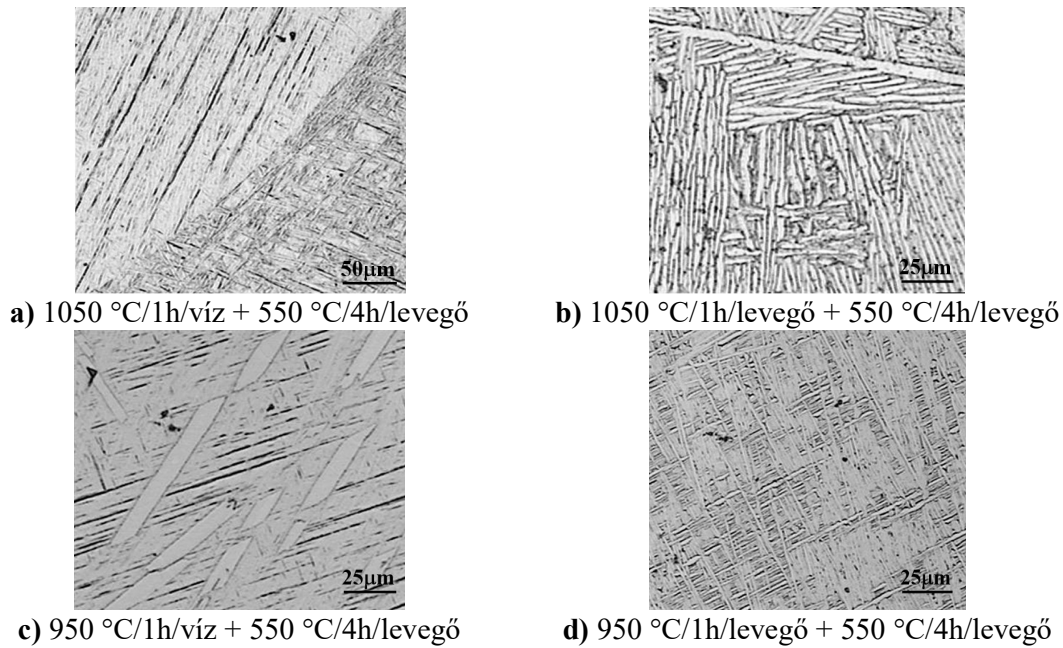
24. ábra Ti6Al4V titánötvözet, oldó izzítás után 1050 °C-on, illetve 850 °C-on

A Ti6Al4V öntött titánötvözet esetében alkalmazott oldó izzítási hőmérsékletek és lehűtési módok után kialakuló szövetszerkezetekről a 25. ábra ad áttekintést.



25. ábra Az oldó izzítás paramétereinek hatása a Ti6Al4V jelölésű öntött titánötvözet szövetszerkezetére (sematikus ábrázolás)

Az 550 °C-on végrehajtott kiválásos keményítő hőkezelés lényegesen nem változtatta meg az oldó izzítás után kialakult szövetszerkezeteket (26. ábra).



26. ábra Ti6Al4V titánötvözet, 1050 °C-on, illetve 950 °C-on végrehajtott oldó izzítást követő 550 °C-os kiválásos keményítés után

Az egyes hőkezelési eljárások után a próbadarabokon keménységmérést végeztünk. A mérési eredményeket a 4. táblázat foglalja össze. Oldó izzítás után a legjelentősebb keménységnövekedést az 1050 °C/víz illetve a 950 °C/víz kezelés váltotta ki. Az 550 °C-on alkalmazott keményítő hőkezelés minden esetben a keménység növekedéséhez vezetett. A kiinduló állapothoz képest (312 HV10) a legmagasabb keménységértéket az 1050 °C/víz +550 °C-on végrehajtott teljes hőkezelés eredményezte (428 HV10).

4. táblázat Az alkalmazott hőkezelések hatása a Ti6Al4V öntött titánötvözet keménységére

Ti6Al4V jelölésű öntött titán- ötvözet	Oldó izzítás	1050 °C/ 1h/víz	1050 °C/ 1h/levegő	950 °C/ 1h/víz	950 °C/ 1h/levegő	800 °C/ 1h/víz	800 °C/ 1h/levegő
	Kemény- ség HV 10		405	320	395	311	344
Kemény- ség kiinduló állapotban 312 HV10	Oldó izzítás + keményítő hőkezelés	1050 °C/ 1h/víz + 550 °C/4h	1050 °C/ 1h/levegő+ 550 °C/4h	950 °C/ 1h/víz + 550 °C/4h	950 °C/ 1h/víz + 550 °C/4h	800 °C/ 1h/víz + 550 °C/4h	800 °C/ 1h/víz + 550 °C/4h
	Kemény- ség HV10	428	338	414	352	368	346

A kiválásos keményítés következtében beállt keménységnövekedéssel összefüggésben a lehetséges folyamatokat az 5. táblázat foglalja össze. Az oldó izzítás után kialakult α' martenzitből, kiválásos keményítés során, az egyensúlyi átalakulás irányában $\alpha' \rightarrow$ finom α + finom β fázisok keveréke képződik [Reda, H. et al., 2013], [Oh, S.T. et al., 2015].

Ha hőkezelés során martenzit nem jön létre, akkor a metastabil β fázisból válhatnak ki finom α fázisok, tehát metastabil $\beta \rightarrow$ finom $\alpha + \beta$ folyamat lehet jellemző. Ez a folyamat levegőn történő lehűtés következtében kialakuló lemezes $\alpha + \beta$ szerkezet esetén is végbemehet.

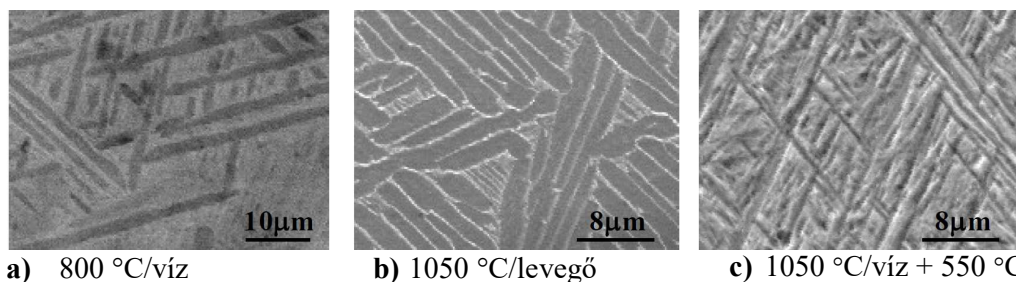
5. táblázat Keményítés során valószínűsíthető folyamatok áttekintése

Oldó izzítás hőmérséklete T	Hűtémód	Oldó izzítás utáni szövetszerkezet	Keményítés során valószínűsíthető változások
$T > T_{\beta}$	vízűtés	α' martenzit + β	$\alpha' \rightarrow$ finom $\beta + \alpha$ $\beta \rightarrow$ kiválik finom α
$T < T_{\beta}$ és $T > T_{Ms}$	vízűtés	primer $\alpha + \alpha'$ martenzit + β	$\alpha' \rightarrow$ finom $\beta + \alpha$ $\beta \rightarrow$ kiválik finom α
$T < T_{Ms}$	vízűtés	$\alpha +$ metastabil β	metastabil $\beta \rightarrow$ kiválik finom α
$T > T_{\beta}$ $T < T_{\beta}$	légűtés	($\alpha + \beta$) primer $\alpha + (\alpha + \beta)$	$\beta \rightarrow$ kiválik finom α

T_{β} - tranziens hőmérséklet

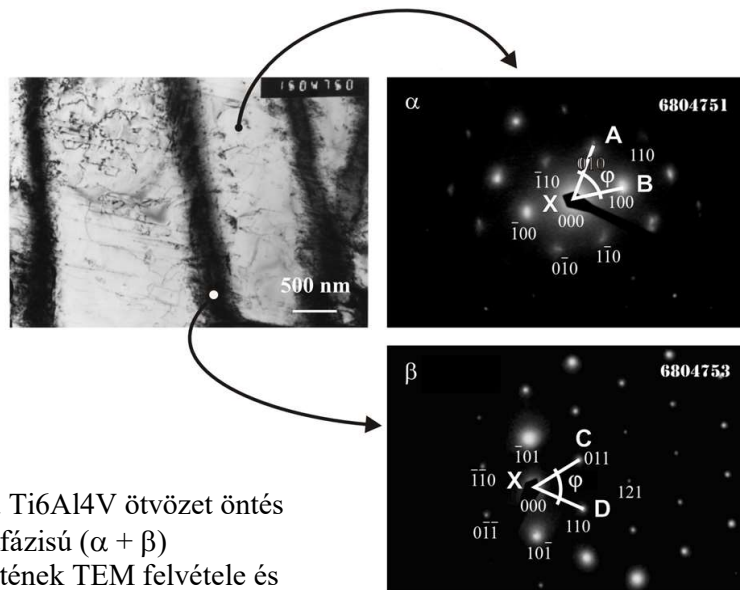
T_{Ms} – a martenzites átalakulás kezdő hőmérséklete

Az alkalmazott hőkezelési módok után a szövetszerkezetet pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM) is tanulmányoztuk. A SEM vizsgálat megerősítette a fénymikroszkópos vizsgálatok által tett megállapításokat. A 27. ábrán látható szövetszerkezet jelzi, hogy 800 °C/vízűtés következtében olyan $\alpha + \beta$ szerkezet jött létre, amely jelentős mennyiségű β fázisból állt (27. a) ábra), míg 1050 °C/levegő paraméterű kezelés után a β fázis finom „erezet“ formájában van jelen (27. b) ábra). A teljes hőkezelés után (1050 °C/víz + 550 °C) is megmaradt tűszerű martenzites szerkezet képe a 27. c) ábrán látható.

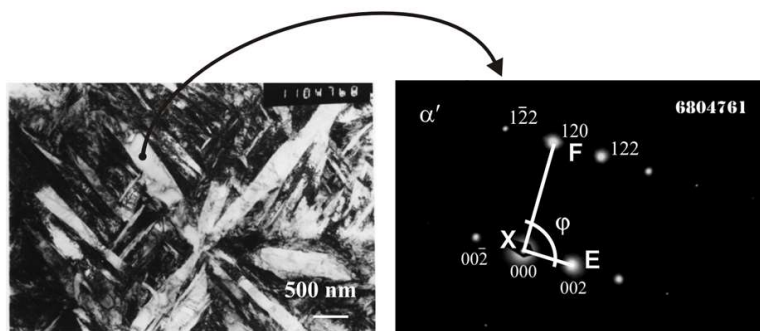


27. ábra Ti6Al4V titánötvözet, SEM felvételek

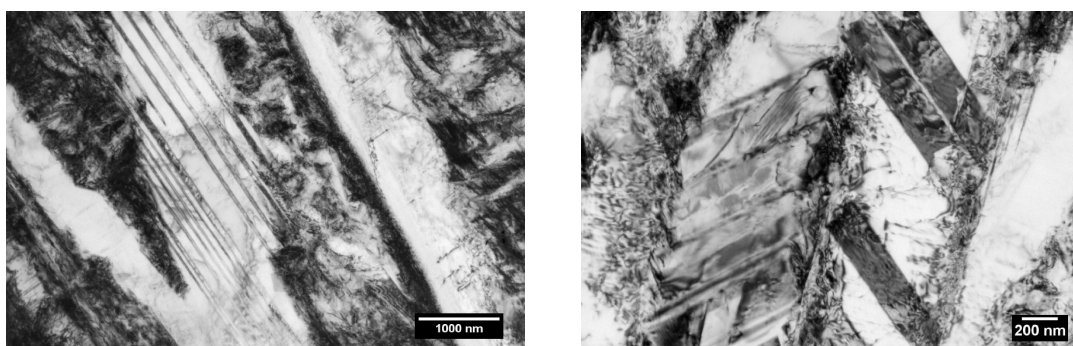
A Ti6Al4V titánötvözet szubmikroszkopikus szerkezetét átsugárzásos elektronmikroszkóppal (TEM) is tanulmányoztuk [17], [18], a fémfóliák jellemző TEM felvételeit a 28. és 29. ábrák mutatják. A fémfóliák diffrakciós vizsgálatok végrehajtására is sor került, amelyek igazolták, hogy a kiinduló lemezes ($\alpha + \beta$) mikroszerkezet esetében a szélesebb lemez az α fázis, a keskenyebb pedig a β fázis (28. ábra). Elektron diffrakció segítségével kimutattuk, hogy 1050 °C és 950 °C oldó izzítást követő vízűtéssel α' martenzit fázis jött létre. 1050 °C/víz oldó izzítás utáni martenzites szerkezet diffrakciós képét a 29. ábra mutatja. A martenzit tűk belső szerkezetét (diszlokációk, ikerkristályok) a 30. ábra szemlélteti.



28. ábra Ti6Al4V ötvözet öntés utáni kétfázisú ($\alpha + \beta$) szerkezetének TEM felvétele és



29. ábra Ti6Al4V ötvözet 1050 C/víz oldó izzítás utáni martenzites szerkezetének TEM felvétele és diffrakciós képe



30. ábra Ti6Al4V titánötvözet, 950 C/víz, martenzit tűk belső szerkezete, TEM felvételek

További vizsgálatok - röntgen-diffrakciós vizsgálatok – is alátámasztották az α és α' fázisokra keletkezésére vonatkozó megállapításokat, az α fázis legerősebb diffrakciós maximumai az $\{103\}$ és a $\{201\}$ síkoktól származtak, míg a martenzites α' esetében a diffrakciós maximumok az $\{100\}$ és az $\{101\}$ síkokhoz tartoztak [20].

II.4. Korróziós érzékenység vizsgálata ausztenites korrózióálló acélban

4. tézis

AISI 316 ausztenites korrózióálló acél 500 és 900 °C közötti izotermás (0,1 h-tól 1000 h-ig) hőkezelése után, korróziós teszt alapján, idő-hőmérséklet-szenzibilitás diagramot szerkesztettem, amelyből megállapítottam, hogy a korróziós érzékenység kialakulásának időtartama 800 °C-on $t_{\min} = 20$ perc volt, hidegen hengerelt minták esetében pedig $t_{\min} = 6$ perc volt, tehát a hideg képlékeny alakváltozás gyorsítja a korróziós érzékenység kialakulását. Kimutattam, hogy az alkalmazott izotermás hőkezelés során a szemcsehatárokon háromféle fázis válik ki: $M_{23}C_6$ karbid, σ -fázis és M_6C karbid. A fázisok részaránya a hőkezelés időtartamának növekedésével változik, a részletesen vizsgált 750 °C-os kezelés során az $M_{23}C_6$ karbidok mennyisége csökkent, az M_6C karbidok mennyisége növekedett, a σ -fázis mennyisége pedig csökkent. [7], [8]

Az eredmények részletezése

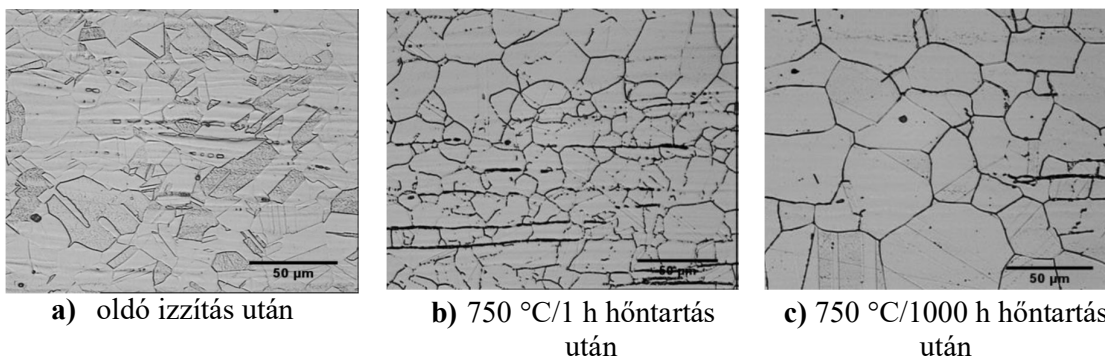
Alakított AISI 316 ausztenites korrózióálló acélból (vegyi összetétele tömeg% - ban: 0,05% C, 0,032% Ni, 0,47% Si, 0,86% Mn, 0,003% P, 0,001% Si, 17,55% Cr, 11,56% Ni, 2,1% Mo, fennmaradó rész Fe) készült próbatesteken vizsgáltuk a szenzibilizáció mértékét az alkalmazott hőhatás során kivált szekunder fázisokkal összefüggésben. A próbatestek előzetes hőkezeléséről, az alkalmazott vizsgálati hőmérsékletekről és időkről, a korróziós vizsgálat módjáról a 6. táblázat ad áttekintést. A vizsgálati programba bevontunk hideghengerléssel deformált mintákat is, az alakváltozás mértéke 40% (40% CW) volt, ezeken a próbadarabokon is az 1. táblázatban összefoglalt izotermás hőkezelés és korróziós teszt került végrehajtásra.

6. táblázat AISI 316 ausztenites acél vizsgálata során alkalmazott hőkezelési paraméterek és korróziós teszt

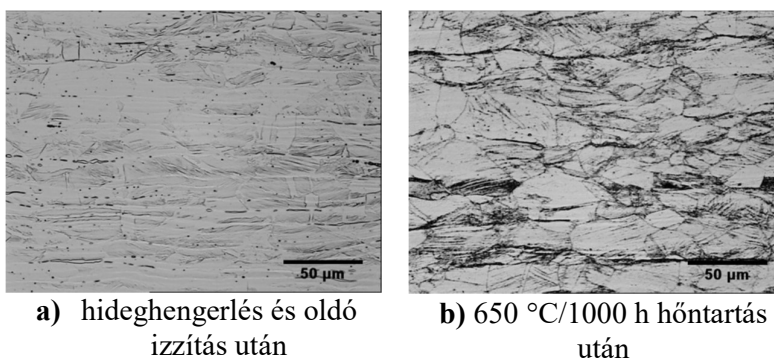
Hőkezelési paraméterek és korróziós teszt
Próbatestek előhőkezelése: oldó izzítás 1100 °C/1ó, utána vízhűtés Izotermás hőkezelés: 500 és 900 °C között 0,1 órától 1000 óráig vákuumban, utána vízhűtés Korróziós teszt: oxálsavas korróziós teszt a kristályközi korrózióval szembeni érzékenység meghatározására (ASTM A262 A), maratás 10%-os oxálsavban 90 s-ig, 1 A/cm ² áramsűrűséggel

A 31. ábra a vizsgált AISI 316 ausztenites korrózióálló acél szövetszerkezetét mutatja különböző hőkezelések után. A 31. a) ábrán látható az acél poliéderez ausztenites mikroszerkezete, az átlagos szemcseméret $35 \pm 5 \mu\text{m}$ volt. A 31. b) ábra 750 °C/1 h hőntartás után mutatja a szemcse szerkezetet, fáziskiválásokkal a szemcsehatárokon. A 31. c) ábra pedig a 750°C/1000 h hőntartás utáni állapotot dokumentálja, a szemcsehatárokon jelentős a fáziskiválás és szemcsedurvulás is fellépett, az átlagos szemcseméret $60 \pm 8 \mu\text{m}$ volt.

A hideghengerléssel utáni jellemző szövetképeket a 32. ábra mutatja. A 32. a) ábrán deformált szemcseszerkezet látható, a szemcsék megnyúltak, a szemcséken belül megnövekedett az ikerkristályok mennyisége. A 32. b) ábra 650 °C/1000 h hőntartás utáni szövetállapotot mutat. Látható, hogy a hőntartás következtében képződő szekunder fáziskiválások nemcsak a szemcsehatárokon, hanem a szemcséken belül is megjelentek.

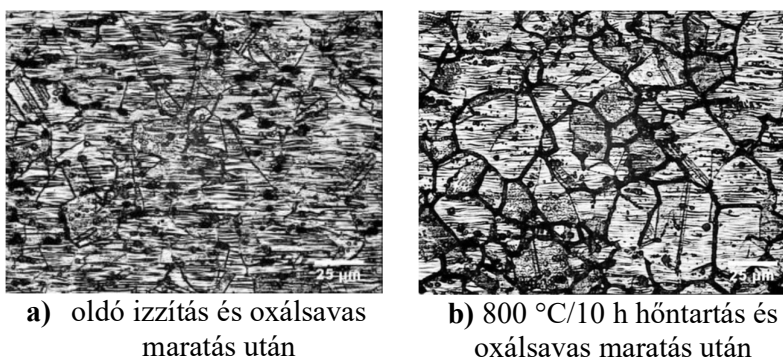


31. ábra AISI 316 acél szövetszerkezete különböző hőkezelések után



32. ábra AISI 316 acél szövetszerkezete hidegalakítás és hőkezelés után

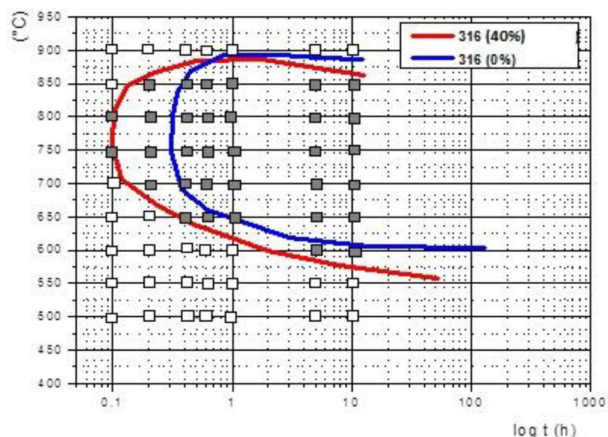
Az AISI 316 acél szövetszerkezetét oxálsavas maratás után a 33. ábra dokumentálja. Az oxálsavas maratás a szemcsehatárok mentén erős korróziós folyamatot indított el az izotermikusan hőkezelt (800 °C/10 h) mintában/mintákban, míg az oldó izzítás utáni állapot oxálsavas maratás után kisebb mértékű kristályhatármenti korrózióval jellemezhető.



33. ábra AISI 316 acél szövetszerkezete oxálsavas maratás után

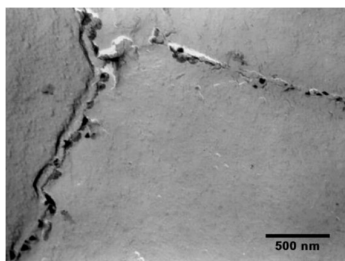
A próbatestek felületét korróziós teszt után kiértékeltek, idő-hőmérséklet értékpárokhöz kötődően besoroltuk korrózióra érzékeny, illetve korrózióra nem érzékeny kategóriába, amelyet diagramban ábrázoltunk. A 34. ábra a vizsgált AISI 316 acél TTS diagramját mutatja, izotermikusan izzított minták és hideghengerléssel deformált és izzított minták esetében. A diagram orrpontja 800 °C-nál található mindkét mérési sorozatnál, hidegalakítás nélküli próbatestek esetén a korróziós érzékenység kialakulásának időtartama $t_{\min} = 20$ perc volt, míg

a hidegalakítás után vizsgált minták esetében rövidebb volt ez az időtartam, $t_{\min} = 6$ perc. Látható, hogy a hideg képlényalakítás gyorsítja a korróziós érzékenység kialakulását.

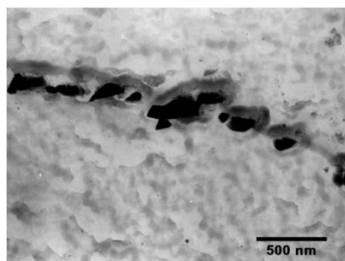


34. ábra AISI 316 (0% CW) acél és AISI 316 (40% CW) acél TTS diagramjai az ASTM A262 A szerinti korróziós teszt alapján,
 □nem szenzibilis, ■szenzibilis

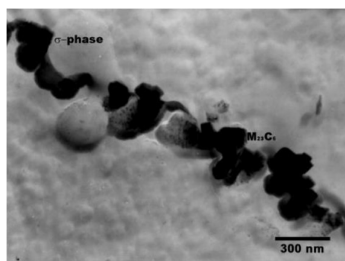
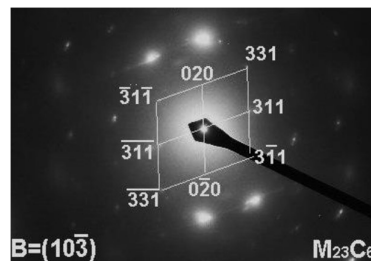
Az izotermás hőkezelés során a szemcsehatárokon kivált fázisokat szén extrakciós replikák segítségével azonosítottuk, TEM-mikroszerkezet elemzéssel. A 35. ábra a hőkezelés korai szakaszában (750 °C/10 min) mutatja a szemcsehatárokat, amelyeken fáziskiválások figyelhetők meg, a 36. ábrán látható, hogy az elektrondiffrakcióval beazonosított részecskék $M_{23}C_6$ típusú karbidok. A hőtartási idő növekedése további fázisok megjelenéséhez vezetett, az $M_{23}C_6$ karbidok mellett megjelentek σ -fázis kiválások (37. ábra) és az M_6C típusú karbidok is (38. ábra).



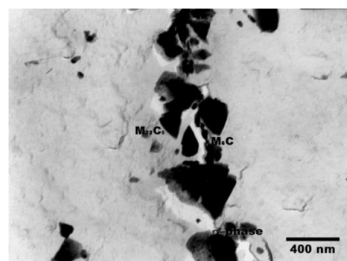
35. ábra Fázisok a szemcsehatáron, 750 °C/10 min



36. ábra $M_{23}C_6$ karbidok a szemcsehatáron, 750 °C/5 h



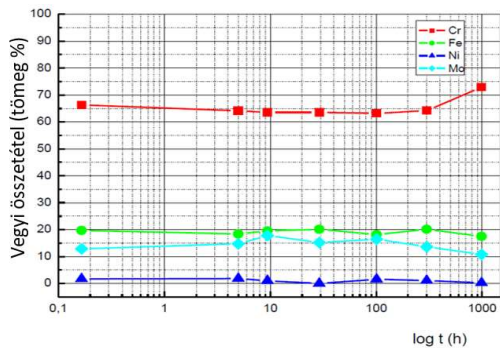
37. ábra $M_{23}C_6$ karbidok és σ -fázis a szemcsehatárokon, 750 °C/300 h



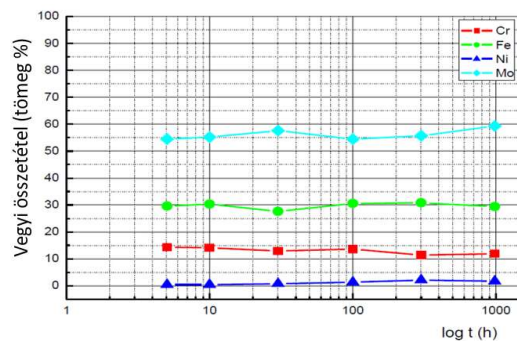
38. ábra $M_{23}C_6$ karbidok, σ -fázis és M_6C karbidok, 750 °C/1000 h

A szemcsehatárokon kivált fázisok átlagos mérete a hőntartási idő növekedésével szintén növekedett, 40 nm-ről 120 nm-re. A 39. ábra $M_{23}C_6$ karbidok, a 40. ábra M_6C karbidok, a 41. ábra σ -fázis esetében mutatja az elemanalízissel (EDX elemzés) megállapított vegyi összetétel változását 750 °C-on végrehajtott hőkezelés után az idő függvényében.

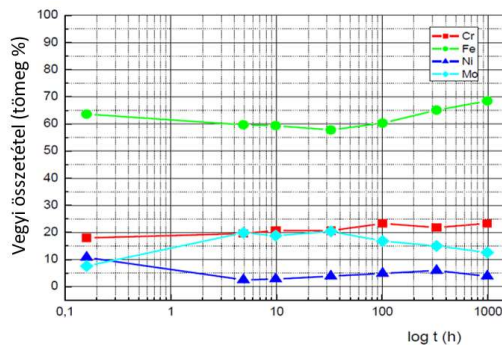
A 750 °C-os hőkezelés során kivált fázisok rész arányainak változását az idő függvényében a 42. ábra szemlélteti. A hőntartási idő növekedésével az $M_{23}C_6$ karbidok mennyisége csökkent, az M_6C karbidok mennyisége növekedett, a σ -fázis mennyisége pedig kismértékben csökkent.



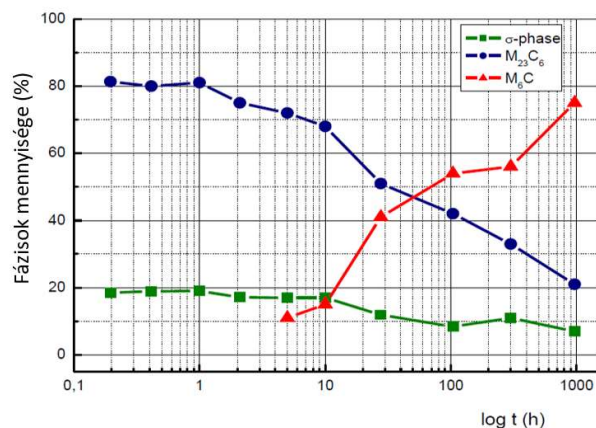
39. ábra A vegyi összetétel változása $M_{23}C_6$ karbidok esetében 750 °C-os hőkezelés során



40. ábra A vegyi összetétel változása M_6C karbidok esetében 750 °C-os hőkezelés során



41. ábra A vegyi összetétel változása σ -fázis esetében 750 °C-os hőkezelés során



42. ábra AISI 316 (0% CW) acélban kivált fázisok ($M_{23}C_6$, σ -fázis, M_6C) mennyiségi arányainak változása 750 °C-os hőkezelés során az idő függvényében

II.5. Kiválási folyamatok nagy nitrogéntartalmú korrózióálló acélban

5. tézis

Nagy nitrogéntartalmú kísérleti Cr-Mn-N ausztenites korrózióálló acél 650 és 900 °C közötti izotermás hőkezelése (5 perc-től 30 óráig-ig) után az ötvözet szövetszerkezetének vizsgálata alapján megállapítottam, hogy a kiválások morfológiája a szemcsehatárokon a kezdeti szabálytalan alakról lemezes alakra változott a hőkezelési idő növekedésével. Kimutattam, hogy a kiválások M_2N típusú nitridek, amelyek fő alkotó eleme a Cr. A hőmérséklet és idő értékpárokból meghatározható a fáziskiválási folyamat aktiválási energiáját, amely 129 kJ.mol^{-1} volt. A kiválások négy térfogathányada (1%, 3%, 8%, 10%) alapján regressziós egyeneseket szerkesztettem, amelyek segítségével becsülhető a kiválások térfogathányada a hőmérséklet és az idő függvényében. [9]

Az eredmények részletezése

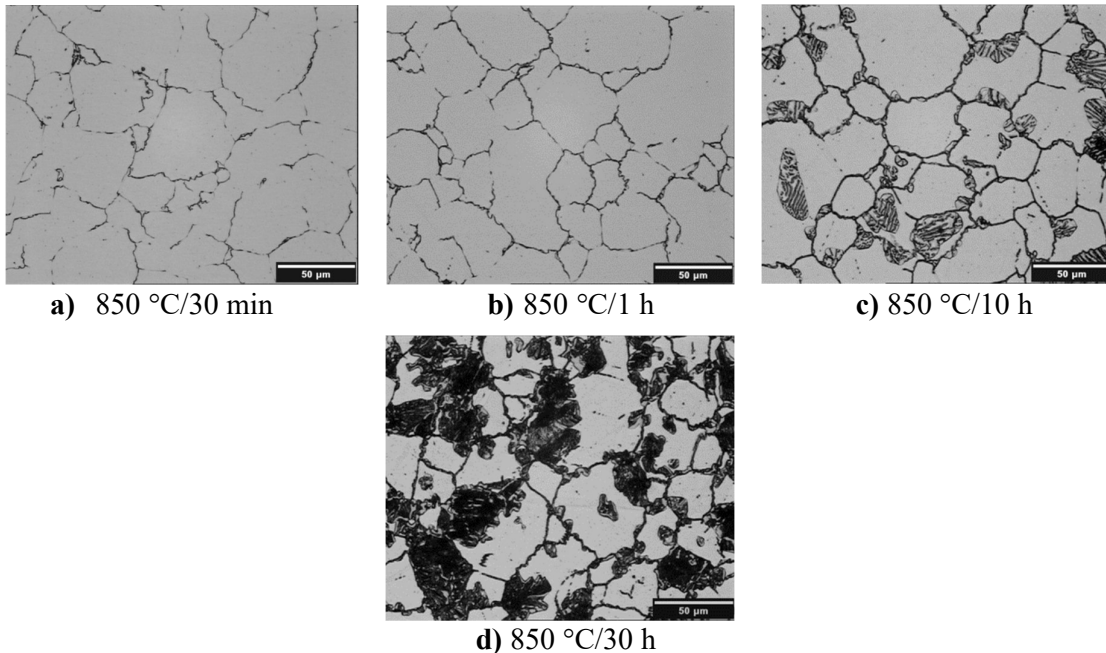
Nagy nitrogén tartalmú kísérleti korrózióálló acélból (vegyi összetétele tömeg% - ban: 0,04% C, 21,0% Cr, 23% Mn, 0,85% N, 1,5% Ni, 0,2% V, fennmaradó rész Fe) készült anyagminták segítségével vizsgáltunk fáziskiválásokat izotermás hőkezelés során 650 és 900 °C- on, 5 perc-től 30 órás hőntartási idők mellett. Az anyagminták előhőkezelése: oldó izzítás 1100 °C/30 perc, utána vízhűtés. A fáziskiválások azonosításához extrakciós replikákat és anyagmintákból készített fémfóliákat alkalmaztunk. A kiválások vegyi összetételének elemzését energiadiszerzív röntgenspektroszkópiával (EDX), a fázisok azonosítását elektrondiffrakciós (SAD) vizsgálati módszerrel végeztük.

A 43. ábra a vizsgált ausztenites korrózióálló acél szövetszerkezetét mutatja különböző hőntartási idők után 850 °C- on végrehajtott hőkezelés esetében. A felvételek alapján egyértelműen látható, hogy a poliédres ausztenites szemcseszerkezet egyenetlen szemcsemérettel rendelkezett. A szemcsehatárokon 30 perc és 1 óra hőntartás után lokális kiválások jelentek meg (43. a) és 43. b) ábrák), viszont a szemcséken belül kiválások csak elvétve fordultak elő. A 43. c) ábra a 850 °C-on 10 órán át hőkezelt próbatest mikroszerkezetét mutatja. A szemcsehatárokon a helyi kiválás intenzívebb, és több sötétebb, lemezes felépítésű alakzat is megfigyelhető, amelyek az ausztenit szemcsehatáráról indulva a szemcsék belsejének irányában növekedtek. Hasonló mikroszerkezet volt megfigyelhető 30 órás hőntartás után is, azonban a kiválások mennyisége nagyobb és intenzívebb volt, ahogy a 43. d) ábrán is látható.

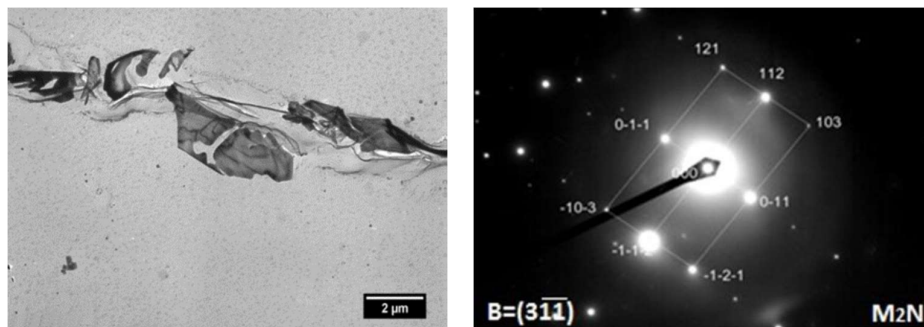
A 44. a) ábra egy szemcsehatár részletét mutatja 750 °C/1óra kezelés után extrakciós replikán, a szemcsehatárokon szabálytalan alakú kiválások jelentek meg. Ezeket a részecskéket elektrondiffrakció segítségével M_2N nitridként azonosítottuk (44. b) ábra). Az M_2N nitrid vegyi összetételét EDX elemzés után az 7. táblázat foglalja össze.

7. táblázat A szemcsehatárokon kivált szabálytalan alakú fázisok vegyi összetétele 750 °C/1óra kezelés után

Fázis a szemcsehatáron	Vegyi összetétel (tömeg %)			
Szabálytalan alakú (M_2N)	Cr $95,0 \pm 2,5$	Fe $3,5 \pm 0,8$	Ni $1,0 \pm 0,5$	Mo $0,5 \pm 0,2$

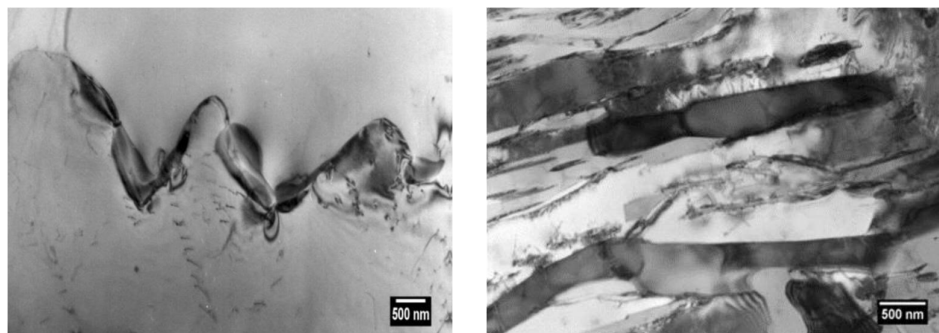


43. ábra Nagy nitrogéntartalmú kísérleti ausztenites acél szövetszerkezete 850 °C-os izotermás hőkezelés után



a) Szemcsehatár részlete fáziskiválásokkal, 750 °C/10 h
b) Elektron diffraktogram (SAD) a fáziskiválásról

44. ábra Fáziskiválások a szemcsehatáron (replika, TEM)

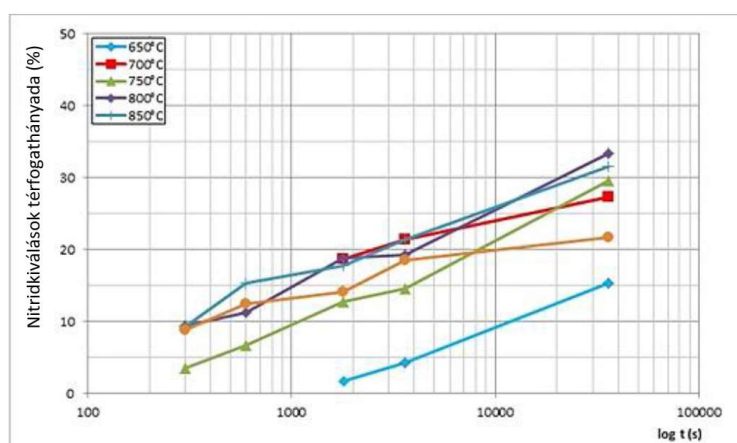


a) Szemcsehatár részlete fáziskiválásokkal, 800 °C/1 h
b) M_2N kiválások a szemcsék belső tartományában, 800 °C/5 h

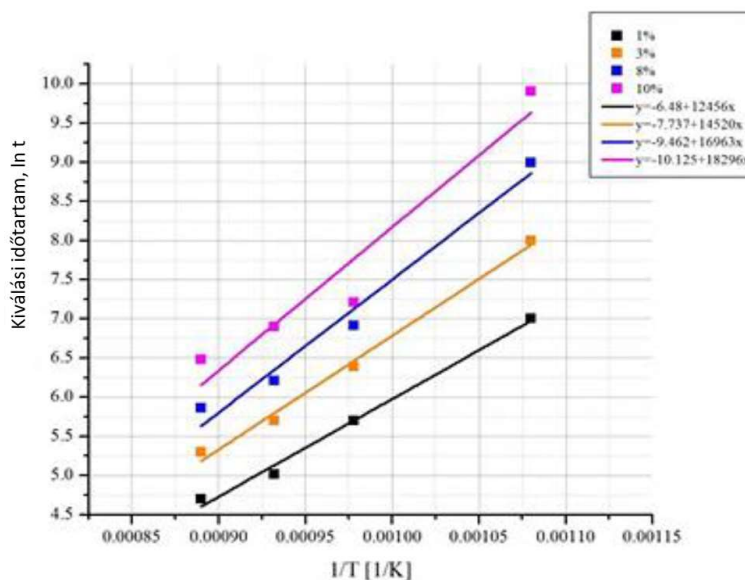
45. ábra Fáziskiválások a szemcsehatáron és a szemcsében (fémfólia, TEM)

A 45. a) ábra az ausztenites acél szemcsehatárát mutatja vékony fémfólia TEM felvételén. Az M_2N nitridkiválások jellegzetes „fűrészfog” alakban váltak ki. Az izotermás kezelés során a hűntartási idő növelése következtében, ahogy a 45. b) ábrán is látható, az M_2N fázisok kiválása a szemcsék belsejében is megindult (800 °C-on 5 óra után), a fázisok lemezes morfológiájával.

A nitridkiválások térfogathányadát a hűntartási idő függvényében, néhány vizsgált izotermás hőkezelés esetében, a 46. ábra mutatja. Az Arrhenius egyenlet logaritmikus alakjából $Q = R (\ln t_1/t_2) / (1/T_1 - 1/T_2)$ meghatározásra került a diffúzió aktiválási energiája, amely $129 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ volt. A 47. ábra regressziós egyeneseket ábrázol a kiválási időtartam ($\ln t$) és a hőmérséklet reciprokanak ($1/T$) függvényeként négy kiválási térfogathányad (1%, 3%, 8%, 10%) esetében. A regressziós egyenesek segítségével becsülhető a kiválások térfogati hányada a hőmérséklet és az idő függvényében.



46. ábra Az M_2N fázisok térfogathányada a hűntartási idő és az izotermás hőkezelési hőmérséklet függvényében



47. ábra Regressziós egyenesek a kiválási időtartam ($\ln t$) és a hőmérséklet reciprokanak ($1/T$) függvényeként négy kiválási térfogathányad (1%, 3%, 8%, 10%) esetében

II.6. Bőrötvözésű korrózióálló acél hegesztett kötéseinek vizsgálata

6. tézis

Bőrötvözésű ausztenites korrózióálló acél plazmahegesztése után megállapítottam, hogy a varratfémekben a dendrit/eutektikum arány 50%/50% volt, lézerhegesztés után 60%/40% és elektronsugaras hegesztés után pedig 30%/70%. Anyagszerkezeti vizsgálatok által meghatároztam, hogy a varratfémekben lévő eutektikumban $M_2(C,B)$ és $M_{23}(C,B)_6$ borokarbidok, δ -ferrit és ausztenit található. Kimutattam, hogy a varratok hőhatásövezetében a primer M_2B boridrészecskék közelében finom M_2B és $M_{23}(C,B)_6$ borokarbidok váltak ki, M_2B boridok kiválását az ausztenit szemcsehatárain is detektáltam. [10]

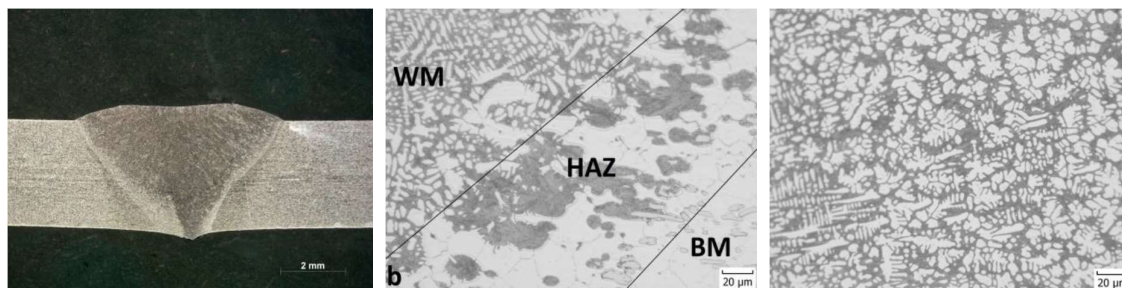
Az eredmények részletezése

Bőrötvözésű ausztenites korrózióálló acélból készült mintadarabokon három különböző hegesztőtechnológiával (8. táblázat) készültek hegesztett kötések. A fáziskiválások azonosításához extrakciós replikákat és anyagmintákból készített fémfóliákat alkalmaztunk. A kiválások vegyi összetételének elemzését energiadisziperzív röntgenspektroszkópiával (EDX), a fázisok azonosítását elektrondiffrakciós (SAD) vizsgálati módszerrel végeztük.

8. táblázat Alkalmazott hegesztőtechnológiák és a bőrötvözésű acélok vegyi összetétele

Minta	Hegesztő-technológia	Vegyi összetétel (tömeg %)									
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	B	N	Co
1d	Plazma-hegesztés	0,020	0,92	0,35	0,016	0,003	19,38	13,31	1,13	0,025	0,19
2d	Lézer-hegesztés	0,020	1,49	0,83	0,025	0,007	19,49	12,52	1,11	0,013	0,070
3d	Elektronsugaras heg.	0,025	1,57	0,55	0,026	0,001	18,40	12,20	1,24	0,022	-

A 48. ábrán lézerhegesztéssel készült varrat keresztirányú metszete (a), a hegesztett kötés jellegzetes tartományai (b) és a varratfém dendrites szerkezete (c) látható. A hegesztett varratok szövetszerkezete mindhárom hegesztési mód után hasonló volt. Különbségek a dendritek és az eutektikum régióinak arányában, valamint a hőhatásövezet szélességében mutatkoztak.



a) hegesztett kötés

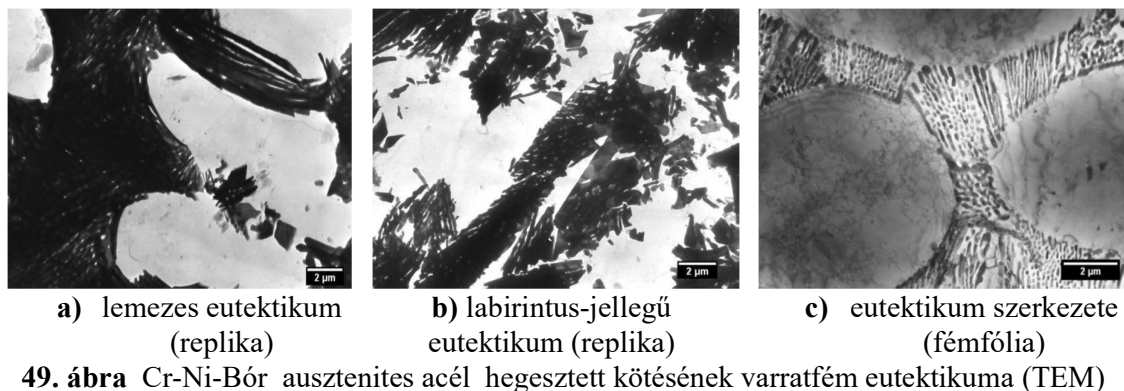
b) varratfém (WM), hőhatás-övezet (HAZ)-alapanyag (BM)

c) varratfém (WM)

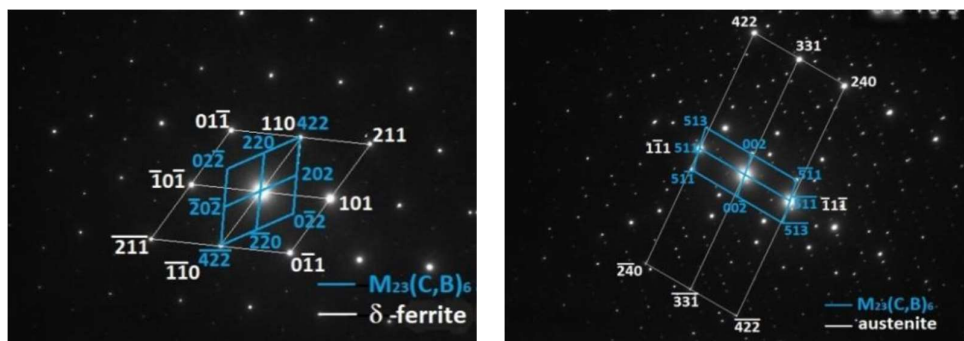
48. ábra Cr-Ni-Bór ausztenites korrózióálló acél varrata és szövetszerkezete lézerhegesztés után, WM: ausztenit dendritek + eutektikum, HAZ: ausztenit + eutektikum, BM: ausztenit + M_2B karbidok

Plazmahegesztés után a varratfémekben a dendrit/eutektikum arány 50%/50% volt, lézerhegesztés után 60%/40% és elektronsugaras hegesztés után 30%/70%. A hőhatásövezet mindhárom varrat esetében viszonylag keskeny volt, szélessége 20 és 50 μm között változott.

Feltételeztük, hogy a varratfémekben (WM) a fémolvadék kristályosodása során az eutektikus boridok mellett további fázisok is képződhetnek. Átsugárzásos elektronmikroszkópos vizsgálatokkal kimutattuk, hogy az eutektikus régiók lemezes vagy labirintus-jellegű morfológiát mutattak (49. ábra). Az eutektikumban $M_2(C,B)$ és $M_{23}(C,B)_6$ bórokarbidokat, δ -ferritet és ausztenitet azonosítottunk (50. ábra, 9. táblázat és 10. táblázat).



49. ábra Cr-Ni-Bór ausztenites acél hegesztett kötésének varratfém eutektikuma (TEM)



a) Elektron diffraktogram, indexelés a 9. táblázat alapján

b) Elektron diffraktogram, indexelés a 10. táblázat alapján

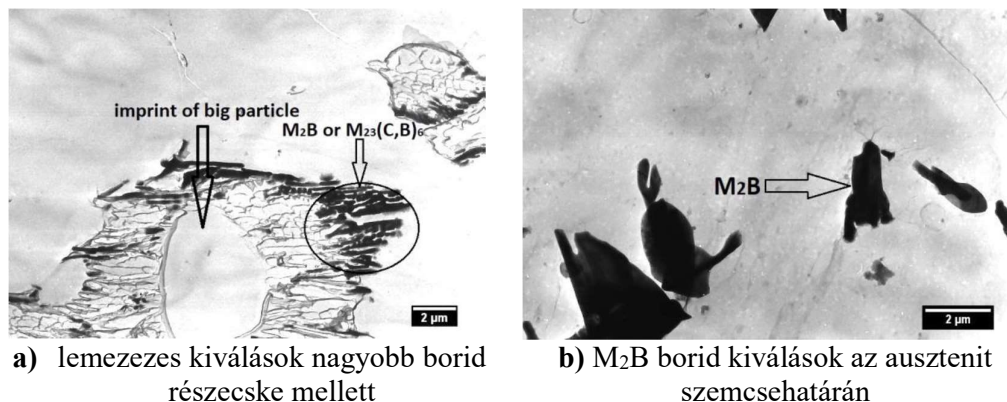
50. ábra Elektron diffraktogramok a varratfém tartományából

9. táblázat: δ -ferrit és másodlagos fázis diffrakciós mintázatainak kiértékelése (50. a) ábra)							
Fehér mintázat – reflexiók indexelése				Kék mintázat – reflexiók indexelése			
Diffrakciós spektrum		δ -ferrit táblázati értékei		Diffrakciós spektrum		$M_{23}(C,B)_6$ bórokarbid táblázati értékei	
No.	d_{hkl} ($\cdot 10^{-10}$ m)	d_{hkl} ($\cdot 10^{-10}$ m)	(h k l)	No.	d_{hkl} ($\cdot 10^{-10}$ m)	d_{hkl} ($\cdot 10^{-10}$ m)	(h k l)
1	2.13	2.09	(110)	1	3.81	3.77	(220)
2	2.13	2.09	(101)	2	3.81	3.77	(202)
3	1.25	1.20	(211)	3	2.21	2.18	(422)
4	2.13	2.09	(011)	4	3.81	3.77	(022)
$\varphi_{1/2}$	60°	$\varphi_{110/101}$	60°	$\varphi_{1/2}$	60°	$\varphi_{220/202}$	60°

10. táblázat: Ausztenit és másodlagos fázis diffrakciós mintázatainak kiértékelése (50. b) ábra)							
Fehér mintázat –reflexiók indexelése				Kék mintázat – reflexiók indexelése			
Diffrakciós spektrum		Ausztenit táblázati értékei		Diffrakciós spektrum		M ₂₃ (C,B) ₆ borokarbid táblázati értékei	
No.	d _{hkl} (·10 ⁻¹⁰ m)	d _{hkl} (·10 ⁻¹⁰ m)	(h k l)	No.	d _{hkl} (·10 ⁻¹⁰ m)	d _{hkl} (·10 ⁻¹⁰ m)	(h k l)
1	2.06	2.09	(111)	1	5.18	5.33	(002)
2	0.83	0.83	(331)	2	2.11	2.05	(511)
3	0.75	0.74	(422)	3	1.80	1.80	(513)
4	0.81	0.81	(240)	4	2.12	2.05	(511)
φ _{1/2}	84°	φ _{1-11/331}	82.4°	φ _{1/2}	77°	φ _{002/511}	78.9°

A hőhatásövezet (HAZ) mikroszerkezetét az 51. ábra dokumentálja. Feltételezhetően a hegesztési hőbevitel hatására a borid részecskék részben feloldódtak az ausztenitben és a hegesztési varrat lehülése során pedig ismét kiváltak. A nagyobb (primer) borid részecskék közelében lemezes szerkezetű M₂B és M₂₃(C,B)₆ boridokat figyeltünk meg. Az ausztenit szemcsehatárain M₂B boridok kiválását észleltük.

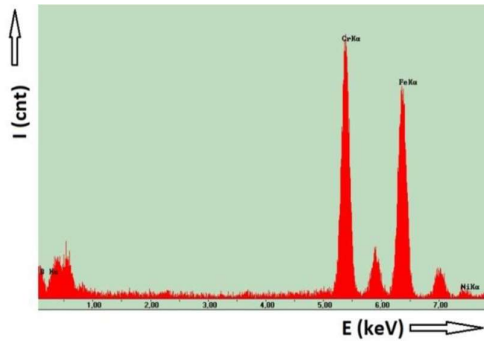
A vizsgált korrózióálló acél alapanyagának (BM) mikroszerkezete poliéderez ausztenit szemcsékből állt, heterogén szemcsemérettel. A szemcsehatárokon másodlagos fázisok nem voltak megfigyelhetők. Az ausztenites mátrixban lévő nagy (5 és 20 μm közötti), szabálytalan alakú részecskéket elektrondiffrakcióval M₂B-boridként azonosítottuk.



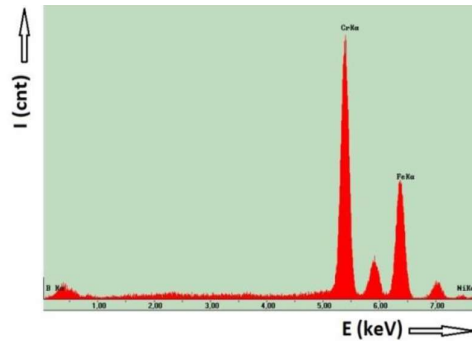
51. ábra Cr-Ni-Bór ausztenites acél hegesztett kötéseinek hőhatásövezete (TEM)

A replikákban lévő extrahált részecskék elemanálízisét EDX vizsgálatokkal végeztük. Az 52. és 53. ábra két kivált fázis jellegzetes EDX spektrumát mutatja. Az EDX eredmények az összes elemzett minta esetében nagyon hasonlóak voltak. Az 54. ábra és 55. ábra az EDX elemzés egy jellemző eredményét mutatja 12 vizsgálati pont esetében.

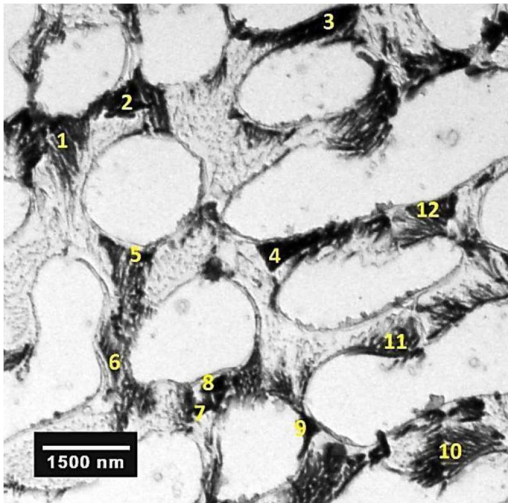
A varratfémekben és a hőhatásövezetben az alábbi kémiai összetételű részecskéket figyeltük meg: 54,9 ± 1,4 tömeg% Cr, 44,0 ± 1,4 tömeg% Fe és 1,1 ± 0,2 tömeg% Ni, amely M₂₃(C,B)₆ borokarbidnak felelt meg. Az ausztenites mátrixban (alapanyag) 65,3 ± 1,5 tömeg% Cr, 33,9 ± 1,3 tömeg% Fe és 0,8 ± 0,1 tömeg% Ni kémiai összetételű részecskék fordultak elő, amely M₂B borid fázisnak felelt meg.



52. ábra $M_{23}(C,B)_6$ borokarbid jellemző EDX spektruma: 51,1 tömeg% Cr, 47,9 tömeg% Fe, 1,0 tömeg% Ni



53. ábra M_2B borid jellemző EDX spektruma: 65,6 tömeg% Cr, 33,4 tömeg% Fe, 1,1 tömeg% Ni



54. ábra Eutektikus régióiból extrahált részecskék; (WM, vizsgálati pontok, 3d jelölésű minta, TEM, replika)

No.	Kémiai összetétel (tömeg%)		
	Cr	Fe	Ni
1	53.9	44.1	2.0
2	51.4	46.4	2.2
3	51.2	45.4	3.4
4	65.6	34.4	-
5	54.9	43.8	1.3
6	52.5	44.6	2.9
7	51.0	46.7	2.3
8	52.7	44.7	2.6
9	53.7	44.5	1.8
10	54.8	42.8	2.4
11	54.3	44.1	1.6
12	51.0	45.8	3.2

55. ábra Eutektikus régióiból extrahált részecskék elemanalízise 12 vizsgálati pontban (az 54. ábra alapján)

III. A KUTATÁS ÉS A BEMUTATOTT EREDMÉNYEK HATÁSA, VISSZHANGJA

A tézisfűzetben bemutatott kutatási területek, az elért kutatási eredmények számos új kutatási témát és irányt „fogalmaztak“ meg, szakdolgozat és diplomamunka feladatként egyaránt. Ezek a dolgozatok megmérettetésekén sikerrel szerepeltek, pl. Marcinka Roderik, egykori hallgatóm, titánötvözetek hőkezelésével összefüggő BSc. szakdolgozatával (NAK) elnyerte az évfolyam legjobb szakdolgozata díjat (2003-ban).

A titánötvözetekkel kapcsolatos kutatásaim megalapozták a NAK és az ÓE-BGK közti kutatói együttműködést. Továbbá Prof. Dr. Kovács Tünde doktoranduszaival (Hassanen Jaber, Kónya János) számos tudományos kérdést, titánötvözeteket érintő felvetést volt módomban konzultálni, amelyek több esetben közös publikációk megjelentetését eredményezték.

A korrózióálló acélok területéhez kapcsolódik Huszák Csenge doktorandusz kutatói tevékenysége, aki biztonságkritikus alkatrészek károsodási folyamatainak témakörével foglalkozik, nevezett doktorandusznak társtémavezetője vagyok.

Az ÓE-BGK-n kívül a tézisfűzetemben összegzett tématerületekhez kötődő tudományos publikációim számos hazai valamint külföldi egyetemi kutatóhelyen és kutatási programban több hivatkozást kaptak, erről a 11. táblázat ad áttekintést.

11. táblázat A kutatott tématerületekhez kapcsolódó publikációk és hivatkozások

Tématerület	Kapcsolódó publikációk	Hivatkozások független / WoS-Scopus-DOI
Nikkel bázisú ötvözetek irányított kristályosítása, mikroszerkezete, mechanikai tulajdonságainak vizsgálata	[1], [2], [3]	21/2
Titán bázisú implantátum ötvözet előállítás, precíziós öntése, szövetszerkezetének módosítása hőkezeléssel	[4], [5], [6]	49/24
Kiválási folyamatok vizsgálata ausztenites, nagy nitrogéntartalmú és bórötvözésű korrózióálló acélokban	[7], [8], [9], [10]	36/27

IV. IRODALMI HIVATKOZÁSOK LISTÁJA

- [ASTM A887, 2020] ASTM A887- Standard Specification for Borated Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Nuclear Application; ASTM Int.: West Conshohocken, PA, USA, 2020.
- [Caron, P. and Khan, T., 1999] Caron, P., Khan, T.: Evolution of Ni-based superalloys for single crystal gas turbine blade Applications, *Aerosp. Sci. Technol.* 3 (1999) pp. 513–523, S1270-9638(99)00108-X/FLA
- [Caron, P. and Lavigne, O., 2011] [Caron, P., Lavigne, O.: Recent Studies at Onera on Superalloys for Single Crystal Turbine Blades, *Journal Aerospace Lab*, Issue 3 - November 2011 - Recent Studies at Onera on Superalloys for Single Crystal Turbine Blades, AL03-02, pp. 1-14.
- [Carter, P. et al., 2000] Carter, P., Cox, D.C., Gandin, C.A., Reed, R.C.: Process modelling of grain selection during the solidification of single crystal superalloy castings, *Materials Science and Engineering A280* (2000), pp. 233–246.
- [Cen, M. et al., 2019] Cen, M., Liu, Y., Chen, X., Zhang, H., Li, Y.: Inclusions in melting process of titanium and titanium alloys, *Special Report China Foundry*, Vol. 16 No. 4, July 2019, pp. 223-231. <https://doi.org/10.1007/s41230-019-9046-1>
- [Cormier, J. and Gandin, C.A., 2022] Cormier, J., Gandin, C. A.: Processing of directionally cast nickel-base superalloys: solidification and heat treatments. *Nickel base single crystals across length scales*, pp.193-222, 2022, 10.1016/b978-0-12-819357-0.00015-9. hal03448818
- [Davaria, N. et al., 2017] Davaria, N., Rostamia, A., Abbasib, S.M.: Effects of annealing temperature and quenching medium on microstructure, mechanical properties as well as fatigue behavior of Ti-6Al-4V alloy, *Materials Science & Engineering A* 683 (2017), pp. 1–8. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.095>
- [Dománková, M., et al., 2007] Dománková, M., Marek, P., Moravčík, R.: The effect of cold work on the sensitisation of austenitic stainless steels, *Materiali in tehnologije / Materials and technology* 41 (2007) 3, pp. 131–134. UDC/UDK 669.14.018.8:620.193
- [Dománková, M. and Bártová, K., 2016] Dománková, M., Bártová, K.: Study of precipitation in Cr-Mn-N austenitic stainless steels annealed in the temperature range from 650 °C to 900 °C, *Proceedings of 8th International Engineering Symposium at Bánki – IESB 2016*, pp. 1-6, ISBN: 978-615-5460-95-1
- [Dománková, M. et al., 2017] Dománková, M., Bártová, K., Pastier, P.: Aging Precipitation Behaviour of Cr-Mn-N Austenitic Stainless Steels, *Materials Science Forum* Vol. 891, pp. 155-160. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.891.155
- [Donachie, M.J, 2000] Donachie, M.J. (editor): *Titanium: A Technical Guide*, 2nd edition, ASM International Materials Park, OH, 2000, ISBN: 0-87170-686-5
- [Erickson, G.L., 1995] Erickson, G.L.: A New Third Generation, Single Crystal, Casting Superalloy, *Journal of Metals*, Vol. 47, No. 4, April 1995, pp. 36-39.
- [Femenia, J.L., et al., 2023] Femenia, J.L., Escoto, R.P., Borrás, V.A.: Powder Metallurgy: A New Path for Advanced Titanium Alloys in the EU Medical Device Supply Chain, *Metals* 2023, 13, 372., <https://doi.org/10.3390/met13020372>
- [Feng, Z. et al., 2021] Feng, Z., Wen, Z., Li, M., Zhao, Y, Yue, Z.: Effect of aging heat treatment on microstructure of Ni-based single crystal superalloys, *AIP Advances* 11, 125233 (2021), doi.org/10.1063/5.0077845
- [Ferreira, V.H.M.F., et al., 2024] Ferreira, V.H.M.F., Coury, F.G., Santana, D.A., Koga, G.Y.: Novel high nitrogen austenitic stainless steels: From high-throughput screening to experimental validation and properties relationship, *Journal of Materials Research and Technology* 30 (2024), pp. 640–656. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.03.090>

- [Fu, H. and Geng, X., 2001] Fu, H., Geng, X.: High rate directional solidification and its application in single crystal superalloys, *Science and Technology of Advanced Materials*, 2:1, pp.197-204, DOI: 10.1016/S1468-6996(01)00049-3
- [Fuchs, G.E., 2001] Fuchs, G.E.: Solution heat treatment response of a third generation single crystal Ni-base superalloy, *Materials Science and Engineering A300*, (2001), pp. 52–60.
- [Gupta, R.K. et al., 2016] Gupta, R.K., Kumar, V.A., Chhangrani, S.: Study on Variants of Solution Treatment and Aging Cycle of Titanium Alloy Ti6Al4V, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 25 (4), April 2016, pp. 1492-1501. DOI: 10.1007/s11665-016-1993-8
- [Harris, K. et al., 1989] Harris, K., Erickson, G.L., Schwer, R.E.: Directionally Solidified and Single-Crystal Superalloys, *Metals Handbook*, Volume 1., 10th Edition, ASM International, Materilas Park, 1989, pp. 995-1006.
- [Hazlinger, M. et al., 1994] Hazlinger, M., Pinke, P., Zrník, J., Pinkavová, L., Žitňanský, M.: Vplyv technológie výroby na úžitkové vlastnosti niklovej žiarupevnej zliatiny (A gyártás-technológia hatása kúszásálló nikkel bázisú ötvözet használati tulajdonságaira), *Metal 94*, 3rd International metallurgical symposium, 10-12. 5. 1994, Ostrava, Czech Republic, pp.54-60.
- [Hazlinger, M. et al., 1995] Hazlinger, M., Žitňanský, M., Pinkavová, L., Zrník, J.: Influence of Structure on Properties of Nickel Superalloy ŽS 26, *Metallography 95*, Proceedings of the 9th Symposium on Metallography, Tatranská Lomnica – Stará Lesná, Slovakia, 26-28 apríl 1995, pp. 217-220., ISBN 80-7099-235-2
- [Higginbotham, G.J.S., 1986] Higginbotham, G.J.S.: From research to cost-effective directional solidification and single-crystal production - an integrated approach, *Materials Science and Technology* May 1986 Vol. 2, pp. 442-460.
- [Horst, O.M. et al., 2020] Horst, O.M., Adler, D., Git, P., Wang, H., Streitberger, J., Holtkamp, M., Jöns, N., Singer, R.F., Körner, C., Eggeler, G.: Exploring the fundamentals of Ni-based superalloy single crystal (SX) alloy design: Chemical composition vs. microstructure, *Materials and Design* 195 (2020) 108976, pp. 1-16, <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108976>
- [Chandler, H., 2006] Chandler, H. (editor): *Heat Treater's Guide Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*, ASM International, Materials Park, OH, 2006, ISBN: 0-87170-565-6
- [Chen, Q. and Thousas, G.A., 2015] Chen, Q., Thouas, G. A.: Metallic implant biomaterials, *Materials Science and Engineering R* 87 (2015), pp. 1-57., <http://dx.doi.org/10.1016/j.mser.2014.10.001>
- [Churyumov, A.Y., et al., 2014] Churyumov, A.Y., Khomutov, M.G., Pozdnyakov, Mukhanov, E.L.: STUDY OF THE STRUCTURE AND HIGH-TEMPERATURE MECHANICAL PROPERTIES OF A STEEL WITH AN ELEVATED CONTENT OF BORON, *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 56, pp. 336-338. DOI 10.1007/s11041-014-9757-2
- [Jithin, D. et al., 2022] Jithin, D., Selaraj, S.K., Vishaal, K.E.V. and Sundaramali, G.: Comparative Analysis between 5th and 6th Generation Superalloys and Previous Generation Superalloys, *Advances in Materials Science and Engineering*, Volume 2022, Article ID 3530689, 21 pages, <https://doi.org/10.1155/2022/3530689>
- [Kanek, K., et al., 2012] Kanek, K., Fukunaga, T., Yamada, K., Nakada, N., Kikuchi, M., Saghi, Z., Barnard, J.S., Midgley, P.A.: Formation of M23C6 – Type Precipitates and Chromium-depleted Zones in Austenitic Stainless Steel. In: *Scripta Materialia* 65 (2012), pp. 509-512.
- [Kocsisová, E., et al., 2014] Kocsisová, E., Dománková, M., Slatkovský, I., Sahul, M.: Study of the sensitization on the grain boundary in austenitic stainless steel AISI 316, *RESEARCH PAPERS FACULTY OF MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY IN TRNAVA*, 2014, Volume 22, Special Number, pp. 131-136. 10.2478/rput-2014-0019

- [Kovács, T. and Haraszti, F., 2017] Kovács, T., Haraszti, F.: Plastic deformation effect of the corrosion resistance in case of austenitic stainless steel, IOP Conference series: Materials Science and Engineering, Volume 175, 2017. DOI:10.1088/1757-899X/175/1/012048
- [Kumar, G.R., et al., 2015] Kumar, G.R., Ram, G.D.J., Rao, S.R.K.: Microstructure and Mechanical properties of Borated Stainless Steel (304B) GTA and SMA welds, *La Metallurgia Italiana* - N. 5/2015, pp. 47-52.
- [Lai, J.K.L., et al., 2012] Lai, J.K.L., Lo, K.H., Shek, C.H. (eds.): *Stainless Steels: An Introduction and Their Recent Developments*, Bentham eBooks, 2012, ISBN 978-1-60805-305-6 (Online), DOI:10.2174/97816080530561120101
- [Langston, L.S., 2015] Langston, L.S.: Each Blade a Single Crystal, *American Scientist*, Volume 103, pp. 30-33.
- [Li, H.B., et al., 2021] Li, H.B., Jiang, Z.H., Feng, H., Ma, Q.F., Zhan, D.P: Aging precipitation behaviour of 18Cr-16Mn-2Mo-1,1N high nitrogen austenitic stainless steel and its influences on mechanical properties, *Journal of Iron and Steel Research, International* 19 (2012), pp. 43-51.
- [Li, S., et al., 2021] Li, S., Zhang, C., Lu, J., Chen, R., Chen, D., Cui, G.: A review of progress on high nitrogen austenitic stainless-steel research, *Mater. Express*, Vol. 11, No. 12, 2021, pp. 1901-1925. doi:10.1166/mex.2021.2109
- [Li, S.X. and Smith, D.J, 1995] Li, S.X., Smith, D.J.: High Temperature Fatigue-Creep Behavior of Single Crystal SRR90 Nickel base Superalloys: Part I-Cyclic Mechanical Response, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.* Vol. 18, No. 5, 1995, pp. 617-629.
- [Lo, K.H., et al., 2009] Lo, K.H., Shek, C.H., Lai, J.K.L.: Recent developments in stainless steels, *Materials Science and Engineering R* 65 (2009), pp. 39–104.
- [Long, A. et al., 2025] Long, A., Liu, X., Xiao, L., Zhang, G., Xiong, J., Feng, G., Guo, J., Liu, R.: Anisotropy in the Creep–Fatigue Behaviors of a Directionally Solidified Ni-Based Superalloy: Damage Mechanisms and Life Assessment, *Crystals* 2025, 15, 429 <https://doi.org/10.3390/cryst15050429>
- [Lütjering, G. and Williams, J.C., 2007] Lütjering, G. and Williams, J.C.: *Titanium*, 2nd edition, Springer, Berlin, 2007, ISBN: 978-3-540-71397-5
- [Maldini, M. et al., 1996] Maldini, M., Marchionni, M., Nazmy, M., Staubli, M., Osinkolu, G.: Creep and Fatigue Properties of a Directionally Solidified Nickel base Superalloy at Elevated Temperature, *Superalloys 1996*, TMS, pp. 327-334.
- [Martinkovič, M., 2010] Martinkovič, M.: Possibilities for Nickel Based Superalloys Property Improvement, Köthen: Hochschule Anhalt, 2010. Scientific monographs. ISBN 978-3-86011-033-1.
- [Matache, G. et al., 2016] Matache, G., Stefanescu, D.M., Puscasu, C., Alexandrescu, E.: Dendritic segregation and arm spacing in directionally solidified CMSX-4 superalloy, *International Journal of Cast Metals Research* 2016, pp. 1-14, DOI 10.1080/13640461.2016.1166726
- [McLean, M., 1983] McLean, M.: *Directionally Solidified Materials for High Temperature Service*, The Metals Society, London, 1983, p. 338, ISBN 090435752X
- [McLean, M., 1988] McLean, M.: Investment casting - developments in microstructural control and mechanical performance, *Materials Sci. and Technol.* March 1988 Vol. 4, pp. 205-217.
- [McLean, M., 1995] McLean, M.: Nickel-Base Superalloys: Current Status and Potencial *Phil. Trans. R. Soc. Lond. A* 1995, 351, pp. 419-433, doi: 10.1098/rsta.1995.0044
- [Meng, X. et al., 2011] Meng, X., Lin, J., Jin, T., Sun, X., Sun, C., Hu, Z.: Evolution of Grain Selection in Spiral Selector during Directional Solidification of Nickel-base Superalloys, *J. Mater. Sci. Technol.*, 2011, 27(2), pp. 118-126.

- [Nagar, R. et al., 2024] Nagar, R., Patel, K., Bhaisaheb, K.: A REVIEW: SENSITIZATION IN STAINLESS STEEL, IRJMETS, Volume: 06/Issue: 01/January-2024, pp. 3116-3124, DOI : <https://www.doi.org/10.56726/IRJMETS48865>
- [Ndukwe, A.I., 2022] Ndukwe, A.I.: Review of recent findings on investment casting of titanium alloys, Academic Journal of Manufacturing Engineering, Vol. 20, Issue 2/2022, pp. 99-108.
- [Nicolai, H.P. et al., 2003] Nicolai, H.P., Leisner, C., Albrecht, J., Lütjering, G.: The Application of the Bi-Lamellar Heat Treatment to Titanium Orthopedic Implants, Ti-2003 Science and Technology, Proceedings of the 10th World Conference on Titanium Held at the CCH-Congress Center Hamburg, Germany, 13-18 July 2003, Vol. V, pp. 3213-3219.
- [Oh, S.T. et al., 2015] Oh, S.T., Woo, K.D., Lee, T., Lee, H.C., Kang, W.J.: Effects of Heat Treatment on Mechanical Properties of VAR-Cast Ti-6Al-4V Alloy, Proceedings of the World Congress on Mechanical, Chemical, and Material Engineering (MCM 2015), Barcelona, Spain – July 20 - 21, 2015 Paper No. 344, pp. 1-5.
- [Ouchi, C. et al., 1999] Ouchi, C., Fukai, H., Hasegawa, K.: Microstructural characteristics and unique properties obtained by solution treating or aging in β -rich $\alpha + \beta$ titanium alloy, Materials Science and Engineering A263 (1999), pp. 132–136.
- [Pang, H.T. et al., 2016] Pang, H.T., D’Souza, N., Dong, H., Stone, H.J. and Rae, C.M.: Detailed Analysis of the Solution Heat Treatment of a Third-Generation Single-Crystal Nickel-Based Superalloy CMSX-10K®. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016. 47(2), pp. 889-906.
- [Parvathavarthini, N. and Dayal, R.K., 2002] Parvathavarthini, N., Dayal, R.K.: Influence of chemical composition, prior deformation and prolonged thermal aging on the sensitisation characteristics of austenitic stainless steels, J. Nucl. Mater. 2002, 305, pp. 209–219.
- [Pei, Y. et al., 2021] Pei, Y., Qu, X., Ge, Q., Wang, T.: Study on the Hot Deformation Characterization of Borated Stainless Steel by Hot Isostatic Pressing. Materials 2021, 14, 7110. <https://doi.org/10.3390/ma14237110>
- [Pollock, T.M. and Tin, S., 2006] Pollock, T.M., Tin, S.: Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties, Journal of Propulsion and Power, Vol. 22, No. 2, March–April 2006, pp. 361-374.
- [Pollock, T.M. and Murphy, W.H., 1996] Pollock, T.M., Murphy, W.H.: The Breakdown of Single-Crystal Solidification in High Refractory Nickel-Base Alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 27 A, April 1996, pp. 1082-1094.
- [Qi, Z. et al., 2022] Qi, Z.; Yang, Z., Li, J., Guo, Y., Yang, G., Yu, Y., Zhang, J.: The Advancement of Neutron-Shielding Materials for the Transportation and Storage of Spent Nuclear Fuel, Materials 2022, 15, 3255. <https://doi.org/10.3390/ma15093255>
- [Quested, P.N. and McLean, M., 1984] Quested, P.N. and McLean, M.: Solidification Morphologies in Directionally Solidified Superalloys, Materials Science and Engineering, 65 (1984), pp. 171-180.
- [Reda, H. et al., 2013] Reda, H., Nofal, A., Hussein, A.H.: Effect of Single and Duplex Stage Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Cast Ti–6Al–4V Alloy, Metallogr. Microstruct. Anal. (2013) 2, pp. 388–393. DOI 10.1007/s13632-013-0103-7
- [Reed, R.C., 2008] Reed, R.C.: The Superalloys – Fundamentals and Applications, Cambridge Univ. Press, 2009, p. 392, ISBN-10:0521070112
- [Roncery, L.M. et al., 2011] Roncery, L.M., Weber, S. Theisen, W.: Nucleation and precipitation kinetics of $M_{23}C_6$ and M_2N in an Fe-Mn-Cr-C-N austenitic matrix and their relationship with the sensitization phenomenon, Acta Materialia 59 (2011), pp. 6275-6286.
- [Sato, A. et al., 2008] Sato, A., Harada, H., Yeh, A.C., Kawagishi, K., Kobayashi, T., Koizumi, Y., Yokokawa, T. and Zhang, J.X.: A 5th GENERATION SC SUPERALLOY

WITH BALANCED HIGH TEMPERATURE PROPERTIES AND PROCESSABILITY, *Superalloys 2008*, TMS, 2008, pp. 131-138.

[Semiatin, S.L. et al., 1997] Semiatin, S.L., Seetharaman, V., Weiss, I.: Hot working of titanium alloys – an overview, *Advances in the Science and Technology of Titanium Alloy Processing*, Minerals, Metals and Materials Society, 1997

[Shanmugarajan, B. et al., 2013] Shanmugarajan, B., Chary, J.N., Padmanabham, G., Arivazhagan, B., Shaju K.A., Bhaduri A.K.: Studies on autogenous laser welding of type 304 B4 borated stainless steel, *Optics and Lasers in Engineering* 51(2013), pp.1272–1277. DOI:10.1016/j.optlaseng.2013.05.004

[Srinivasan, G. et al., 2014] Srinivasan, G., M. Divya, Das, C.R., Albert, S.K., Bhaduri, A.K., Lauf, S., Stubenrauch, S., Klenk, A.: Weldability studies on borated stainless steel using Vareststraint and Gleeble tests, *Welding in the World*, 59 (1), 27 July, 2014, pp.119-126. DOI:10.1007/s40194-014-0185-0

[Srinivasan, N., 2021] Srinivasan, N.: Sensitization of Austenitic Stainless Steels: Current Developments, Trends, and Future Directions, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, ASM International 2021, <https://doi.org/10.1007/s13632-021-00724-y>

[Sung, S.Y. and Kim, Y.J., 2006] Sung, S.Y. and Kim, Y.J.: Investment Casting of Ti Alloys for Biomedical Application, *Materials Science Forum Vols. 510-511* (2006), pp. 794-797. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.510-511.794

[Talha, M. et al., 2013] Talha, M., Behera, C.K., Sinha, O.P.: A review on nickel-free nitrogen containing austenitic stainless steels for biomedical applications, *Mater Sci Eng C Mater Biol Appl.* 2013 Oct; 33(7), pp. 3563-3575. doi: 10.1016/j.msec.2013.06.002

[Trevisan, F. et al., 2018] Trevisan, F., Calignano, F., Aversa, A., Marchese, G., Lombardi, M., Biamino, S., Ugues, D., Manfredi, D.: Additive manufacturing of titanium alloys in the biomedical field: processes, properties and applications, *Journal of Applied Biomaterials & Functional Materials* 2018, Vol. 16(2) pp. 57–67. DOI: 10.5301/jabfm.5000371

[Tuthill, H. and Cover, R.A., 2000] Tuthill, H. and Cover, R.A.: *Stainless Steels: An Introduction to Their Metallurgy and Corrosion Resistance*, Dairy, Food and Environmental Sanitation, Vol. 20, No. 7, 2000, pp. 506-517.

[VerSnyder, F.L. and Shank, M. E., 1970] VerSnyder, F.L., Shank, M. E.: The development of columnar grain and single crystal high temperature materials through directional solidification, *Mater. Sci. Eng.* 6 (4), (1970), pp. 213–247.

[Wang, M. et al., 2012] Wang, M., Er, B., Zixil, W., Shangyi, Z., Chu, C., Yanmei, L., Hongyu, W.: Solidification and boride characteristics of boron-containing austenitic stainless steel, *Materials Science Forum Vols. 704-705* (2012), pp. 563-568. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.704-705.563

[Wang, X. G. et al., 2015] Wang, X.G., Liu, J.L., Sun, X.F., Zhou, Y.Z., Hu, Z.Q., Do, J.H., Choi, B.G., Kim, I.S., Jo, C.Y.: Creep deformation related to dislocations cutting the γ_0 phase of a Ni-base single crystal superalloy, *Materials Science & Engineering A626* (2015) pp. 406–414., <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.060>

[Wang, Z.J. et al., 2019] Wang, Z.J., Huang, X.M., Li, Y, W., Wang, G.D., Liu, H.T.: Ultra-fine microstructure and excellent mechanical properties of high borated stainless steel sheet produced by twin-roll strip casting, *Materials Science and Engineering: A Volume 747*, 18 February 2019, pp. 185-196. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.054>

[Wang, Z.J. et al., 2022] Wang, Z.J., Yin, F.J., Li, Y.W., Xie, G.M., Wang, G.D., Liu, H.T.: Investigation on joining high borated stainless steels through electron beam welding technology, *Journal of Materials Processing Tech.* 302 (2022), 117489. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117489>

- [Wilson, B.C. and Fuchs, D.E., 2008] Wilson, B.C., Fuchs, D.E.: The effect of composition, misfit, and heat treatment on the primary creep behavior of single crystal nickel-based superalloys PWA 1480 and PWA 1484, *Superalloys 2008*, pp.149-158.
- [Wilson, B.C. et al., 2003] Wilson, B.C., Hickman, J.A., Fuchs, G.E.: The Effect of Solution Heat Treatment on a Single-Crystal Ni-Based Superalloy, *Journal of Metals*, March 2003, pp. 35-40.
- [Yan, H. et al., 2019] Yan, H., Tian, S., Zhao, G., Tian, N., Zhang, S., Liu, L.: Deformation features and affecting factors of a Re/Ru-containing single crystal nickel-based superalloy during creep at elevated temperature. *Mater. Sci. Eng. A* 2019, 768, 138437
- [Yu, Z. et al., 2017] Yu, Z., Yue, Z., Cao, W., Wang, X.: A Review of Rafting in Nickel-Based Single Crystal Superalloys, *Solid State Phenomena*, Vol. 263, 2017, pp. 41-49. doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.263.41
- [Zhang, J. et al., 2020] Zhang, J., Guo, Y.Y., Zhang, M., Yang, Z.Y, Luo, Y.S: Low-Cycle Fatigue and Creep-Fatigue Behaviors of a Second-Generation Nickel-Based Single-Crystal Superalloy at 760 °C, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* (2020) 33, pp.1423–1432, <https://doi.org/10.1007/s40195-020-01056-6>
- [Zhao, X. et al., 2010] Zhao, X., Liu, L., Yu, Z., Zhang, W., Zhang, J. and Fu, H.: Influence of directional solidification variables on the microstructure and crystal orientation of AM3 under high thermal gradient, *J Mater Sci* (2010) 45, pp. 6101–6107, 10.1007/s10853-010-4696-9
- [Zitnansky, M. et al., 1998] Zitnansky, M., Zrník, J., Martinkovic, M.: Developing processes of property improvement of nickel base superalloys, *Journal of Materials Processing Technology* 78 (1998), pp. 204–209.
- [Zrník, J. et al., 1993] Zrník, J., Makroczy, P., Žitňanský, M., Hazlinger, M.: Segregation and microstructure heterogeneity of single crystal nickel based superalloy ŽS 26, *Journal de Physique IV Proceedings*, 1993, pp. 343-346.
- [Zrník, J. et al., 1995] Zrník, J., Hazlinger, M., Zitnansky, M., Wang, Z.: Structural Dependence of Creep/Fatigue Behaviour of Single Crystal Ni-base Superalloy, *J. Mater. Sci. Technol.*, Vol. 11, 1995, pp. 5-10.
- [Zrník, J. et al., 1999] Zrník, J., Žitňanský, M., Hazlinger, M.: Structure dependence of creep and creep-fatigue deformation and fracture process of single crystal nickel base superalloy (in Slovak), *Kovové materiály – Metallic Materials*, Vol. 37 (1999), No. 4, pp. 246-255.
- [Zrník, J., et al., 1997] Zrník, J., Wang, J.A., Yu, Y., Peijing, L., Hornak, P.: Influence of cycling frequency on cyclic creep characteristics of nickel base single-crystal superalloy, *Materials Science and Engineering A234-236* (1997), pp. 884-888.
- [Žitňanský, M. and Čaplovič, L., 2004] Žitňanský, M., Čaplovič, L.: The preparing of Ti–6Al–4V alloy in laboratory conditions, *Journal of Materials Processing Technology* 157–158 (2004), pp. 781–787, doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.07.157
- [Žitňanský, M. et al., 2005] Žitňanský, M., Furth, C., Ohldin, P., Čaplovič, L., Žúbor, P.: Properties of Ti64 alloy made by non-conventional casting method. In: *CAM3S'2005, International Scientific Conference, 11th Contemporary AMME and Materials Science*, Gliwice - Zakopane, Poland, 6.-9.12.2005, AMME World Press, 2005, pp. 1086-1090, ISBN 83-89728-17-6
- [Žitňanský, M. et al., 2007] Žitňanský, M., Čaplovič, L., Demian, S.: Metamorphosis quality preparing of alloy Ti64 in laboratory conditions, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Volume 20 Issues 1-2 January-February 2007, pp. 567-570.
- [Žitňanský, M.] 2007 Žitňanský, M.: Development of method for preparation human body anatomical implantate, *Grant APVT-20-050702-SK*, 2007, pp. 04-06.

V. A TÉZISPONTOKHOZ KAPCSOLÓDÓ TUDOMÁNYOS KÖZLEMÉNYEK

- [1] Pinke, P., Martinkovic, M.: Directional solidification of CMSX-3 nickel based superalloy, ANYAGOK VILÁGA (Materials World), ISSN 1586-0140, Volume 2, No. 1., Oct. 2007, p. 1-7, http://anyagokvilaga.hu/tartalom/2007/oktober/Pinke_1.pdf
- [2] Zrník, J., Pinke, P., Zitnansky, M., Wang, Z.: Cyclic creep deformation of single crystal nickel base superalloy, Metallography 95, Proceedings of the 9th Symposium on Metallography, Tatranská Lomnica – Stará Lesná, Slovakia, 26-28 apríl 1995, pp. 221-225., ISBN 80-7099-235-2
- [3] Zrník, J., Horňak, P., Pinke, P., Žitňanský, M.: Creep Fatigue Characteristics of Single Crystal Nickel Base Superalloy CMSX 3, Kovine, Zlitine, Tehnologije, Vol. 30, No. 3-4, pp. 179-183, ISSN 1318-0010
- [4] Pinke, P., Žitňanský, M., Čaplovič, Ľ., Réger, M.: Biocompatible Titanium Alloys, Proceedings of The First Hungarian Conference on Biomechanics, Budapest, June 11-12, 2004, pp. 374-382, ISBN 963 420 799 5
- [5] Pinke, P., Žitňanský, M., Čaplovič, Ľ., Réger, M.: The Influence of Heat Treatment Parameters on The Microstructure of The Ti6Al4V Titanium Alloy, 12th International Scientific Conference CO-MAT-TECH 2004, 14-15 October, Trnava, Slovakia, pp. 1042-1046, ISBN 80-. 227-2117-4
- [6] Pinke, P., Caplovic, L., Kovacs, T: The influence of heat treatment on the microstructure of the casted Ti6Al4V titanium alloy, ANYAGOK VILÁGA (Materials World), ISSN 1586-0140, Volume 2, No. 1., Oct. 2007, p. 1-7, http://anyagokvilaga.hu/tartalom/2007/oktober/Pinke_2.pdf
- [7] Dománková, M., Kocsisová, E., Pinke, P., Slatkovský, I.: Effect of deformation on sensitisation process in austenitic stainless steel AISI316, Materials Science and Technology (Slovakia), 13 (2013), pp. 1-10, ISSN 1335-9053
- [8] Dománková, M., Kocsisová, E., Pinke, P., Slatkovský, I.: The Microstructure Evolution and Its Effect on Corrosion Properties of 18Cr-12Ni-2,5Mo Steel Annealed at 500-900 °C, Acta Polytech. Hungarica, Vol. 11, No.3, 2014, pp. 125-137, ISSN 1785-8860
- [9] Dománková, M., Bártová, K., Slatkovský, I., Pinke, P.: High Nitrogen Austenitic Stainless Steel Precipitation During Isothermal Annealing, Materials Engineering – Materiálové Inžinierstvo, 23 (2016), pp. 84-89, ISSN 1335-0803
- [10] Dománková, M., Adamech, M., Petzová, J., Bártová, K., Pinke P.: Microstructure Characteristics of Borated Austenitic Stainless Steel Welds, Research Papers Faculty of Materials Science and Technology in Trnava, Slovak University of Technology in Bratislava, 2018, Volume 26, No. 43, pp. 45-52, DOI 10.2478/rput-2018-0029

VI. TOVÁBBI TUDOMÁNYOS KÖZLEMÉNYEK

- [11] Martinkovič, M., Žitňanský, M., Pinke, P., Hazlinger, M., Emmer, Š.: Developing processes of properties improvement of nickel base superalloy, Proceedings of The Achievements in Mechanical and Materials Engineering, 5th International Scientific Conference, Gliwice, Poland, 4-6 December, 1996, pp. 197-201.
- [12] Martinkovič, M., Pinke, P.: Niklové žiarupevné zliatiny: Štruktúra monokryštálového odliatku zo žiarupevnej zliatiny CMSX-3 (Nikkel-bázisú kúszásálló ötvözetek: CMSX-3 kúszásálló ötvözetből készült egykristály öntvény szövetszerkezete), Materials Science and Technology (Slovakia), 2 (2002), pp. 1-8, ISSN 1335-9053
- [13] Martinkovič, M., Pinke, P.: Analýza procesu a štruktúry žiarupevnej zliatiny CMSX-3 pripravenej riadenou kryštalizáciou (Irányított kristályosítással készült kúszásálló CMSX-3 ötvözet kristályosításának és szövetszerkezetének elemzése), Materials Science and Technology (Slovakia), 1 (2002), pp. 1-6, ISSN 1335-9053
- [14] Pinke, P.: CMSX-3 jelölésű nikkel alapú ötvözet szövetszerkezetének változása hőkezelés során, In: Bitay, Enikő (szerk.) XIII. FMTÜ Nemzetközi Tudományos Konferencia Kolozsvár, Románia: Erdélyi Múzeum Egyesület (EME) (2008) pp. 183-186.
- [15] Pinke, P.: Štruktúrne zmeny pri tepelnom spracovaní niklových žiarupevných zliatin (Kúszásálló nikkel-bázisú ötvözetek szövetszerkezeti változásai hőkezelés során), Odborný seminár: Moderné prostriedky a metódy hodnotenia mikroštruktúry v tepelnom spracovaní (A mikroszerkezet értékelésének modern eszközei és módszerei a hőkezelésben), Trnava, 6.2-7.2 2008, Slovakia, felkérésre előadás tartására, pp. 1-6.
- [16] Pinke, P., Réger, M.: Heat Treatment of The Casted Ti6Al4V Titanium Alloy, Materials Science and Technology (Slovakia), 5 (2005), pp. 1-6, ISSN 1335-9053
- [17] Pinke, P., Réger, M., Čaplovič, Ľ., Marcinka, R.: Metallographical Investigation of Heat Treated Microstructure of the Ti6Al4V Titanium Alloy, 2nd Hungarian Conference on Biomechanics, June 30 - July 1, 2006, Debrecen, pp. 1-6.
- [18] Pinke, P., Réger, M., Marcinka, R.: Ti6Al4V jelölésű öntött titánötvözet hőkezelés utáni szövetszerkezetének vizsgálata, In: Bitay, Enikő (szerk.) XI. FMTÜ Nemzetközi Tudományos Konferencia Kolozsvár, Románia: Erdélyi Múzeum Egyesület (EME) (2006), pp. 309-314.
- [19] Pinke, P., Kovács, T.: Ti6Al4V titánötvözet szövetszerkezetének változása hőkezelés során, In: Bitay, Enikő (szerk.) XIV. FMTÜ Nemzetközi Tudományos Konferencia Kolozsvár, Románia: Erdélyi Múzeum Egyesület (EME) (2009), pp. 167-170.
- [20] Pinke, P., Kusý, M.: Ti6Al4V titánötvözet röntgendiffrakciós vizsgálata, In: Lőrincz, Katalin (szerk.) Nemzetközi Gépész, Mechatronikai és Biztonságtechnikai Szimpózium 2010. november 10-11., IESB-2010, ÓE BGK, Budapest, pp. 1-6., ISBN 978-615-5018-10-7

Köszönetnyilvánítás

Tisztelettel és köszönettel gondolok egykori tudományos vezetőimre prof. Dr. Ing. Marcel Žitňanský, DrSc., és prof. Ing. Jozef Zrník, PhD. tanár urakra, akik elindították egyetemi pályámon. Köszönöm az irányomban kimutatott bizalmukat, a sok-sok szakmai beszélgetést, talán, a két jóbarát még most is kutatási terveket igyekszik megfogalmazni, sajnos, ezt már csak az égi kávéház egy csendes szegletében tehetik meg.

Köszönettel tartozom Prof. Ing. Mária Dománková, PhD. professzor asszonynak, hogy részt vehettem több általa vezetett korrózióálló acélokkal kapcsolatos kutatási programban. Szép emlékekkel gondolok vissza az aspiránsi/doktori képzésünk kezdetére, amely egy hosszútávú szakmai kapcsolatot alapozott meg.

Hálás vagyok a sorsnak, hogy megmutatta számomra a Bánki Kart, ahol második szakmai otthonomra lettem, kitűnő és támogató kollégák egész sorának társaságában, akik közül szeretném kiemelni prof. Dr. Kovács Tünde, prof. Dr. Réger Mihály, Dr. Horváth Richárd és Dr. Tóth László kollégákat.

Nagy-nagy köszönettel tartozom feleségemnek Elvirának, aki megértő szeretettel támogatja munkámat és köszönettel tartozom fiamnak Árpád Péternek, aki elfogadja, hogy apa nem mindig ér rá, de tudja, hogy amikor kell, akkor apa mindig ott van mellette.

Végezetül, de nem utolsó sorban, köszönetemet fejezem ki a Habitusvizsgáló- és a Szakmai Bíráló Bizottság tagjainak, hogy téziseimet és a habilitációs eljárással kapcsolatos pályázati anyagomat áttanulmányozták és véleményezték.

Köszönöm!