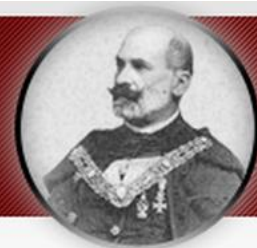


**KERPELY ANTAL ANYAGTUDOMÁNYOK
ÉS TECHNOLÓGIÁK DOKTORI ISKOLA**



Doktori Iskola vezetője: Prof. Dr. Gácsi Zoltán

**MISKOLCI EGYETEM – MŰSZAKI ANYAGTUDOMÁNYI KAR
FÉMTANI, KÉPLÉKENYALAKÍTÁSI ÉS NANOTECHNOLÓGIAI INTÉZET**

**Melegen hengerelt, illetve végső állapotú
alumínium lemezek fülesedésének előrejelzése
mechanikai vizsgálatokkal és röntgendiffrakciós
textúra mérésekkel**

PhD értekezés

Készítette:

Hlavács Adrienn, okleveles kohómérnök

Tudományos vezető:

Dr. Benke Márton, egyetemi docens

2021.

Tartalom

Bevezetés	4
1 Irodalmi áttekintés.....	5
1.1 Az alumínium ötvözetek típusai	5
1.2 Az alakítható alumínium ötvözetek	6
1.2.1 A 3xxx-es ötvözetcsalád	8
1.2.2 Az 5xxx-es ötvözetcsalád	9
1.2.3 A 8xxx-es ötvözetcsalád.....	11
1.3 Kristálytani textúra	11
1.4 A kristálytani textúra jellemzése röntgendiffrakciós mérési módszerrel.....	12
1.4.1 Pólusábra	13
1.4.2 Orientáció Sűrűség Függvény (ODF).....	14
1.5 Az alumínium lemezek fülesedése.....	17
1.6 A fülesedést becsülő módszerek	19
1.7 A végvastagságú alumínium lemezek fülesedésének inhomogenitása.....	23
1.8 Melegen hengerelt alumínium lemezek vizsgálatai	24
2 Tudáshiány, célkitűzések	28
3 Elvégzett vizsgálatok	29
3.1 Az új összetételű, kísérleti ötvözetek teljes gyártástechnológiai folyamata.....	29
3.2 A vizsgált ötvözetek.....	29
3.3 Meleghengerlések	30
3.4 Hideghengerlések.....	32
3.5 Lágyító hőkezelések	33
3.6 Szemcseszerkezet vizsgálatok	34
3.7 Textúravizsgálatok.....	34
3.8 A fülesedés becslése $\{200\}$ pólusábrák alapján	36
3.9 A fülesedés becslése mechanikai módszerrel	37

3.10	Az átlagos fűlesedés számítása	42
4	Eredmények.....	44
4.1	A pólusábra alapú fűlesedést becslő módszer validálása ipari körülmények között melegen hengerelt lemezen	44
4.2	Laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt, új összetételű, kísérleti alumínium ötvözetek eredményei.....	52
4.2.1	A szemcseszerkezetvizsgálatok eredményei	53
4.2.2	A textúravizsgálatok eredményei	55
4.2.3	A {200} pólusábrák alapján becsült fűlesedés eredmények.....	59
4.3	Laboratóriumi körülmények között előállított, végállapotú ötvözetek eredményei 66	
4.3.1	A textúravizsgálatok eredményei	66
4.3.2	A {200} pólusábrák alapján becsült fűlesedés eredmények.....	69
5	Következtetések	72
6	Összefoglalás.....	75
7	Summary	76
	Tézisek.....	77
	Az eredmények hasznosulása	80
	Köszönetnyilvánítás	81
	Irodalomjegyzék	82
	A tézisekhez kapcsolódó saját publikációk jegyzéke	88
	Mellékletek	89

Témavezetői ajánlás

Hlavács Adrienn

Melegen hengerelt, illetve végső állapotú alumínium lemezek fülesedésének előrejelzése
mechanikai vizsgálatokkal és röntgendiffrakciós textúra mérésekkel

című PhD értekezéséhez

Hlavács Adrienn 2014-ben kezdte doktori tanulmányait alumínium ötvözetek kristálytani textúrájának vizsgálata tématerületen. PhD értekezését az ALUFORM projekthez kapcsolódó területen végzett kutatásának eredményei alapján állította össze, melyben új összetételű alakítható alumínium ötvözetek textúrájának és fülesedésének viselkedését vizsgálta a lemezek melegen hengerelt, illetve végső állapotában. A kutatómunka rendkívül nagy számú vizsgálatok elvégzését, az eredmények kiértékelését és azok értelmezését követelte meg. Ezen túl, elengedhetetlen volt egy olyan vizsgálati metodika kidolgozása, melyet a Jelölt saját ötlete alapján dolgozott ki irodalmi összefüggéseket felhasználva. PhD értekezésében összefoglalt kutatásán túl a Jelölttel a kristálytani textúra tématerületen számos további kutatást végeztünk, melyek eredményeként 1 db D1-es, 1 db Q1-es és 1 db Q2-es cikk született, melynek társszerzője. PhD kutatásának eredményeiből készült, első szerzős szakmai cikke Q2-es folyóiratban beadásra kész állapotban van.

Hlavács Adrienn személyében egy rendkívül segítőkész, önzetlen embert, valamint ötletekkel teli és precíz kollégát ismerhettem meg, aki – valódi kutatóhoz méltóan – nagyon kritikus és analitikus szemlélettel kezeli az eredményeket, elsősorban saját eredményeit. Külön dicséretes, hogy hasznos szakmai véleményét – természetesen rá abszolút jellemzően emberséges, illedelmes formában – meg is osztja, melynek köszönhetően igazi csapatjátékos kutató vált belőle. Nagy öröömre szolgált, hogy támogathattam Hlavács Adrienn szakmai fejlődését, és őszintén remélem, hogy a közös kutatómunka folytatódik a PhD fokozatának megszerzése után is.

Miskolc, 2020.12.09.



Dr. Benke Márton
témavezető

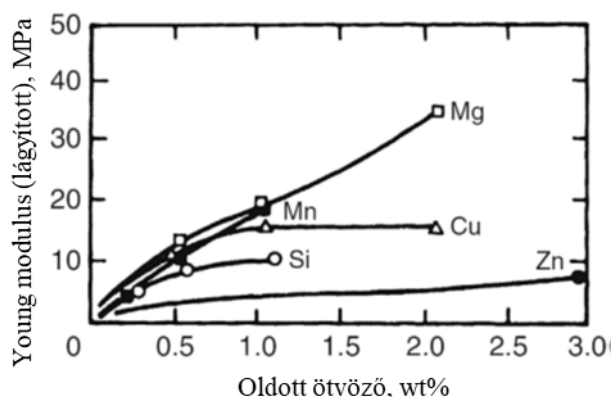
Bevezetés

PhD kutatómunkám során új összetételű, kísérleti alakítható alumínium ötvözetek előállításába és vizsgálataiba kapcsolódtam be. Az általam vizsgált fő kérdéskör a kristálytani textúra, illetve a fülesedés jellemzése. A releváns nemzetközi szakirodalom áttekintése után tudáshiányt fedeztem fel a melegen hengerelt állapotú lemezek hossz, illetve szélesség menti textúra, illetve fülesedési viselkedés leírásáról. Ehhez a gyors és egyszerűen elvégezhető módszerre volt szükségem, ezért választásom a pólusábra alapú fülesedés becslő módszerre esett, melynek kidolgozásában korábban részt vettem. Ezt a módszert azonban először validálnom kellett melegen hengerelt állapotú lemezekre, hiszen a módszert én alkalmaztam először ilyen állapotú lemezeken. A validáláshoz – a csészehúzó vizsgálatok elvégzése híján – kidolgoztam egy mechanikai vizsgálaton alapuló módszert. A validáció után az általam választott módszerrel feltártam, hogy fülesedésbeli eltérések vannak jelen a lemezek hossza, illetve szélessége mentén az ipari termelésben alkalmazott állványoktól lényegesen kisebb, kísérleti hengerállványon végzett meleghengerlések után is. Ezek mellett megvizsgáltam, hogy az egyes ötvözőelemek mennyiségének a jellemző értékek alá, illetve azok felé történő változtatása okoz-e érdemi változást a végső állapotú félkésztermékek textúrájában, illetve fülesedési viselkedésük tekintetében. Végül megvizsgáltam, hogy az általam alkalmazott gyártástechnológiában van-e érdemi szerepe a hideghengerlési lépések között alkalmazott közbenső lágyításnak a végső állapotú félkésztermékek textúrájának, illetve fülesedési viselkedésének tekintetében.

1 Irodalmi áttekintés

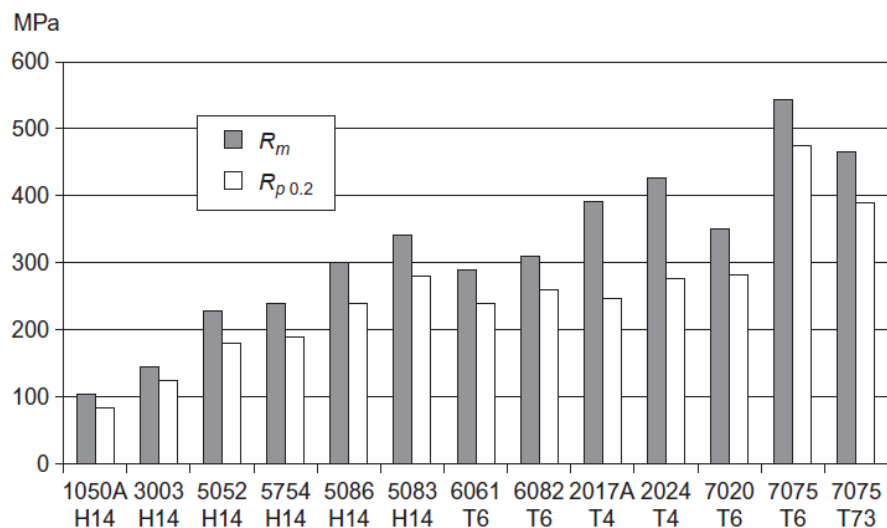
1.1 Az alumínium ötvözetek típusai

Az alumínium napjainkban az egyik legelterjedtebben alkalmazott alapanyag, mellyel számtalan alkalmazásban találkozhatunk akár a hétköznapi életben is. Elterjedésének kulcsa, hogy az alumínium alapanyagból készült félkésztermékek ötvöztartalma széles körben változtatható a további felhasználás szempontjából előállított követelmények (mechanikai, technológiai és fizikai tulajdonságok) alapján. Ezen követelményeket az ötvözet összetételével, illetve az előállítás paramétereivel tudjuk teljesíteni [Sanders1989; Köves1984; Polmear2017; Starke2005 és Vargel 2020]. A főbb ötvözők (Cu, Si, Mn, Zn és Mg) mennyiségének hatását mutatja a Young modulus értékeire az 1-1. ábra.



1-1. ábra A főbb ötvözők hatása a Young modulusra alumínium ötvözetekben [Polmear2017]

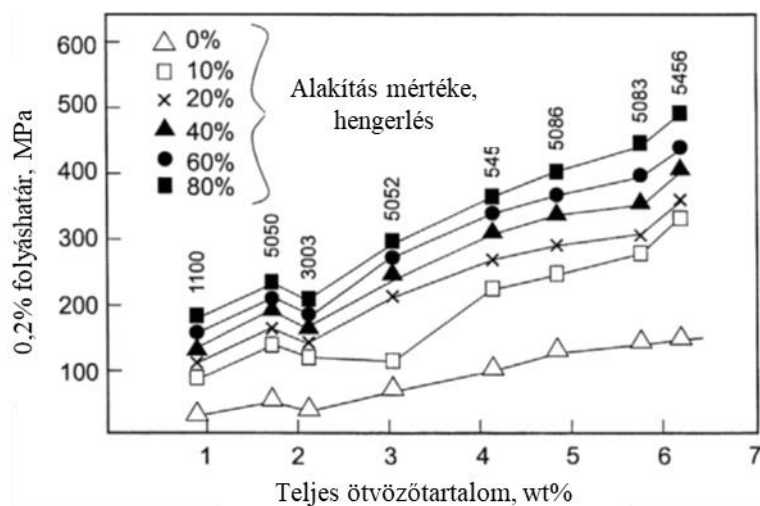
Az alumínium alapú ötvözeteket felhasználás szempontjából két nagy csoportra, a nemesíthető és az alakítható alumínium ötvözetekre tudjuk bontani. A nemesíthető alumínium ötvözetek családjába tartoznak az Al-Cu, Al-Cu-Mg (2xxx), Al-Mg-Si (6xxx) és a Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu (7xxx) ötvözetek. Az alakítható ötvözetek közé soroljuk a tiszta alumíniumot (1xxx), az Al-Mn (3xxx), az Al-Mg, valamint további egyéb Al (8xxx) ötvözeteket [Sanders1989; Köves1984; Polmear2017; Starke2005 és Vargel2020]. A különböző ötvözetcsaládok mechanikai tulajdonságai széles körben változnak, ahogy azt a 1-2. ábra is mutatja. A kutatásom során az alakítható alumínium ötvözetek csoportjával foglalkoztam, így a továbbiakban csak ezen ötvözeteket mutatom be részletesebben.



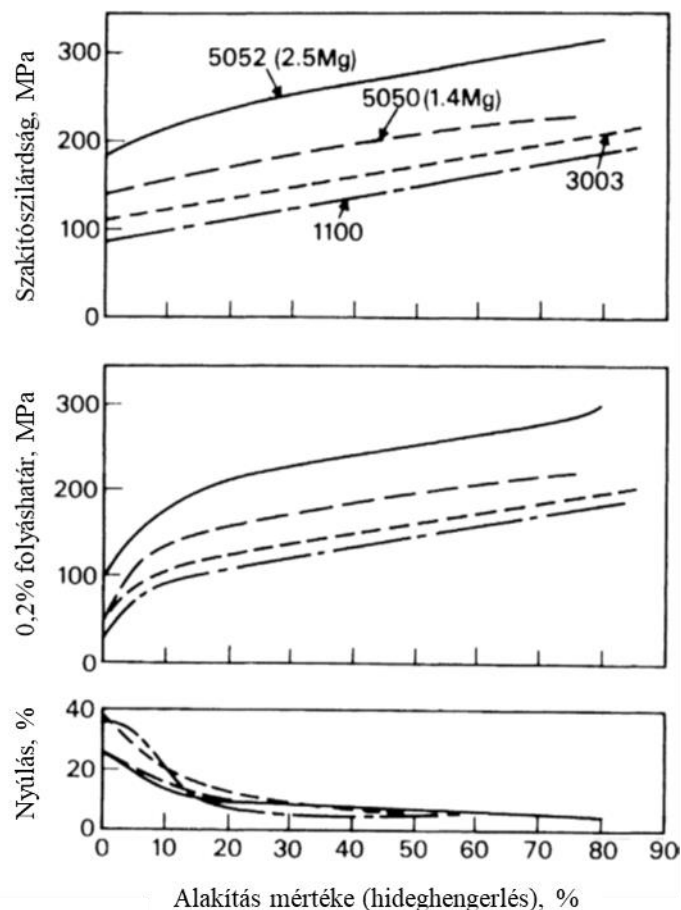
1-2. ábra Az alakítható alumínium ötvözetcsaládok egyezményes folyáshatára és szakítószilárdsága a jellemző hőkezelési állapotokban [Vargel2020]

1.2 Az alakítható alumínium ötvözetek

Az alakítható alumínium ötvözetek esetében a végső mechanikai tulajdonságokat alapvetően a szilárd oldatban lévő ötvözők (Mn, Cr, Fe, Ni stb.), illetve az alakítás mértéke határozzák meg [Starke2005]. Az ötvözőtartalom és az alakítás mértékének a folyáshatárra, szakítószilárdságra és nyúlásra gyakorolt hatását mutatja a 1-3. ábra és az 1-4. ábra.



1-3. ábra Az ötvözőtartalom hatása a folyáshatárra különböző mértékű alakítás esetén [Polmear2017]



1-4. ábra Az ötvöztartalom hatása a folyáshatárra különböző alakítás esetén [Polmear2017]

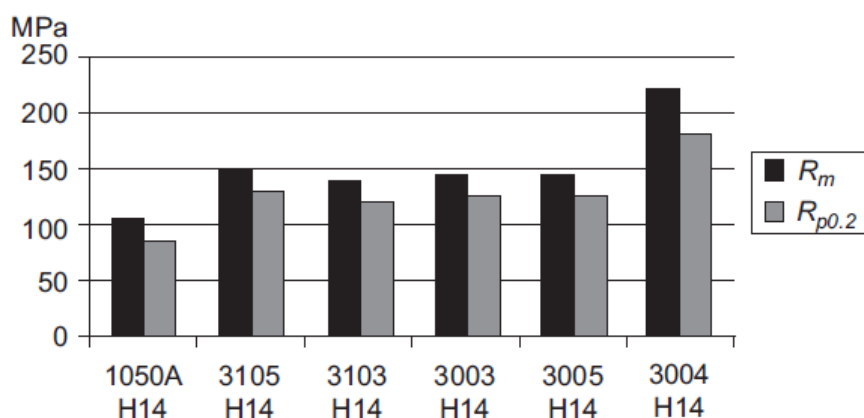
Lemezszerű félkésztermékek esetében a mechanikai tulajdonságokon túl kiemelt szerepet kap az alakíthatóság irányfüggése (vagy más szóval inhomogenitása), melyet alapvetően a kristálytani textúra határoz meg [Polmear2017]. A legtöbb esetben a végállapotú félkésztermékben a hideghengerlésre jellemző textúra, az újrakristályosodásra jellemző textúra, illetve ezek kombinációja a domináns. Az újrakristályosodás kinetikájára, és így az újrakristályosodási textúra mértékére alapvető hatással van a mikroszerkezetben jelen lévő diszperz kiválások mennyisége. Ez egyrészt az ötvöztartalommal, másrészt a kristályosítás körülményeivel és a melegghengerlést megelőző homogenizálással módosítható [Sanders1989; Muggerud2013 és Polmear2017].

1.2.1 A 3xxx-es ötvözetcsalád

A 3xxx-es ötvözetek mérséklet szilárdságú, jól alakítható és jól korrózió álló ötvözetek. A szilárdság növelést Mn ötvözéssel (max. 1,82%), továbbá Mg ötvözéssel (max. 2%), vagy Cu (max. 0,3%) ötvözéssel érhetik el. Vannak olyan technológiai folyamatok (pl. teflon bevonatolás), amelynél kis Mg tartalmat írnak elő, így a Mg-ot Si-mal helyettesítik [Polmear2017; Sanders1989 és Köves1984]. A főbb 3xxx-es ötvözetek jelölését és ötvözőtartalmát a 1-1. Táblázat foglalja össze, az ötvözetek folyáshatárát és szakítószilárdság értékeit a 1-5. ábra mutatja.

1-1. Táblázat A főbb 3xxx-es ötvözetek jelölése és összetétele [Vargel2020]

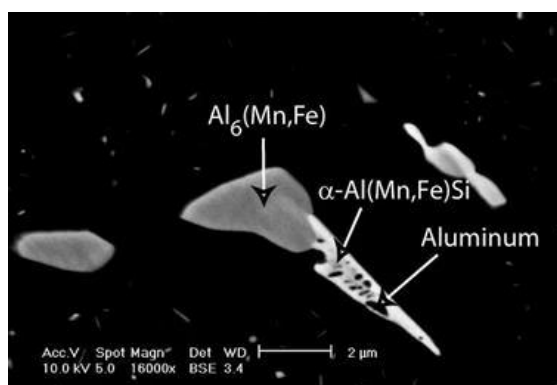
Ötvözet	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
AA3105	max. 0,6	max. 0,7	max. 0,3	0,3-0,8	0,2-0,8
AA3103	max. 0,5	max. 0,7	max. 0,1	0,9-1,5	max. 0,3
AA3003	max. 0,6	max. 0,7	0,05-0,2	1-1,5	
AA3004	max. 0,3	max. 0,7	max. 0,25	1-1,5	0,8-1,3
AA3005	max. 0,6	max. 0,7	max. 0,3	1-1,5	0,2-0,6



1-5. ábra A főbb 3xxx-es ötvözetek egyezményes folyáshatára és szakítószilárdsága [Vargel2020]

A 3xxx-es ötvözetekben jellemzően az $Al_6(Fe,Mn)$ és $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ intermetallikus fázisok jönnek létre kristályosodás során (1-6. ábra). Ezek mennyisége változtatható az összetétellel, a kristályosítás körülményeivel, valamint a melegehengerlést megelőző homogenizálással, és szerepet játszanak a végvastagságú lemezek mechanikai

tulajdonságaiban, valamint textúrájának kialakulásában. A fő ötvözők közül a Fe oldhatósága erősen korlátozott, ezért ennek az ötvözőnek van legnagyobb hatása az intermetallikus fázisok mennyiségére. Amennyiben csökken az Fe tartalom, az intermetallikus fázisok mennyisége is csökken [Sanders1989].



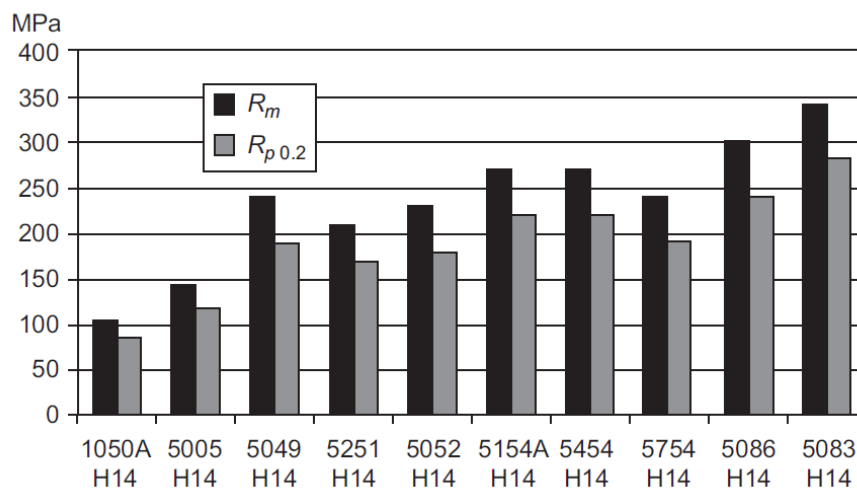
1-6. ábra Az $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn}) - \text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$ átalakulás a 3003-as ötvözetben egy kiváláson belül pásztázó elektronmikroszkópos képen [Dehmas2013]

1.2.2 Az 5xxx-es ötvözetcsalád

Az 5xxx-es ötvözeteket a 3xxx-es ötvözetekhez képest nagyobb szilárdság, jó alakíthatóság, jó korrózióállóság és jó hegeszthetőség jellemzi [Sanders1989]. Ezen ötvözetek esetében a szilárd oldatban lévő Mg (0,5-7%) biztosítja a kedvező tulajdonságokat. A főbb 5xxx-es ötvözetek jelölését és ötvözőtartalmát a 1-2. Táblázat tartalmazza. Az Mg tartalom növelésével a szilárdsági értékek erősen növekednek (1-7. ábra), ellenben a nyúlás értéke erősen csökken, amely csökkenti az alakíthatóságot [Vargel2020 és Köves1984].

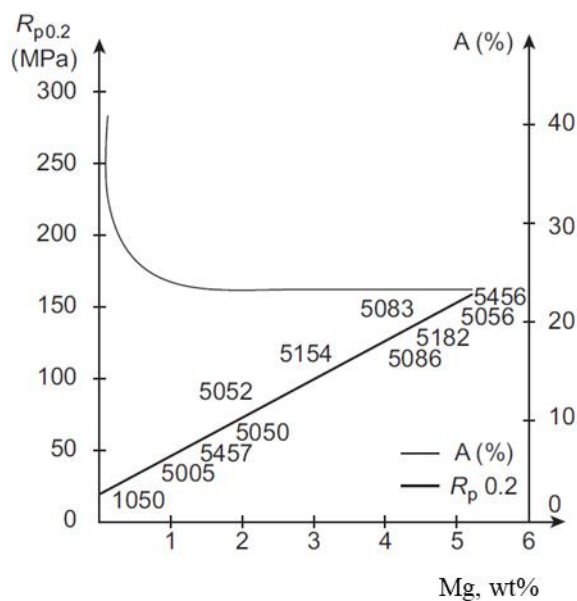
1-2. Táblázat A főbb 5xxx-es ötvözetek jelölése és összetétele [Vargel2020]

Ötvözet	Si	Fe	Mn	Mg	Cr
AA5005	max. 0,3	max. 0,7	max. 0,2	0,5-1,1	max. 0,1
AA5049	max. 0,4	max. 0,5	0,5-1,1	1,6-2,5	max. 0,3
AA5052	max. 0,25	max. 0,4	0,1	2,2-2,8	0,015-0,35
AA5454	max. 0,25	max. 0,4	0,5-1	2,4-3	0,05-0,2
AA5754	max. 0,4	max. 0,4	0,5	2,6-3,6	0,3
AA5154	max. 0,5	max. 0,5	0,5	3,1-3,9	0,25
AA5086	max. 0,4	max. 0,5	0,2-0,7	3,5-4,5	0,05-0,25
AA5182	max. 0,2	max. 0,35	0,2-0,5	4-5	max. 0,1
AA5083	max. 0,4	max. 0,4	0,4-1	4-4,9	0,05-0,25
AA5356	max. 0,25	max. 0,4	0,05-0,2	4,5-5,5	0,05-0,2
AA5456	max. 0,25	max. 0,4	0,5-1	4,7-5,5	0,05-0,2



1-7. ábra A főbb 5xxx-es ötvözetek egyezményes folyáshatára és szakítószilárdsága [Vargel2020]

Az 5xxx-es ötvözetekben jellemzően az Mg_2Si , $Al_6(Fe,Mn)$, $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$, és Al_3Fe intermetallikusok alakulhatnak ki a kristályosodás során. Mennyiségük az összetétellel, a kristályosítás körülményeivel, valamint a meleghegerlést megelőző homogenizálással változtatható. Szerepük a mechanikai tulajdonságokon túl ismét kiterjed a végvastagságú lemezek textúrájának kialakulásában [Sanders1989].



1-8. ábra Összefüggés az egyezményes folyáshatár, a nyúlás és a Mg tartalom között 5xxx-es ötvözetek esetében [Vargel2020]

1.2.3 A 8xxx-es ötvözetcsalád

A 8xxx-es ötvözetek közé tartoznak azok az ötvözetek, amelyek nem illeszthetők az ezt megelőző hét ötvözet csoportba. Ezen ötvözetek jellemzően eutektikushoz közeli összetételűek, diszperz eutektikus fázisaik stabilizálják a finom szemcseszerkezetet, ami biztosítja a nagy szilárdsági értékek és a jó alakíthatóság kombinációját. Jellemzően Al-Ni, Al-Fe, Al-Si binér, illetve Al-Fe-Ni, Al-Fe-Si és Al-Fe-Mn ternér rendszerekből állnak [Sanders1989]. Érdemes megemlíteni, hogy a 8xxx-es ötvözetekhez sorolják az Al-Li ötvözeteket is [Sankaran2017].

1.3 Kristálytani textúra

Amennyiben az anyagban található kristályok elhelyezkedése véletlenszerű, akkor izotrópnek nevezzük. Azonban, ha ezek a kristályok irányítottá válnak a szerkezet anizotróp, azaz textúrás. A kristálytani textúra a mikroszerkezet része. Izotróp szerkezet esetében a tulajdonságok (pl. rugalmassági modulus, Poisson szám, alakíthatóság, szilárdság, elektromos vezetőképesség stb.) minden irányban megegyeznek azonban, ha a kristályok bizonyos hányada egy vagy több kitüntetett irányban állnak, akkor az anyagjellemzők a tér különböző irányában eltérőek, azaz irányfüggőek (1-3. Táblázat, 1-4. Táblázat) [Kocks1988, Bárczy1981].

1-3. Táblázat Néhány fém rugalmassági modulusa különböző irányokban [Bárczy1981].

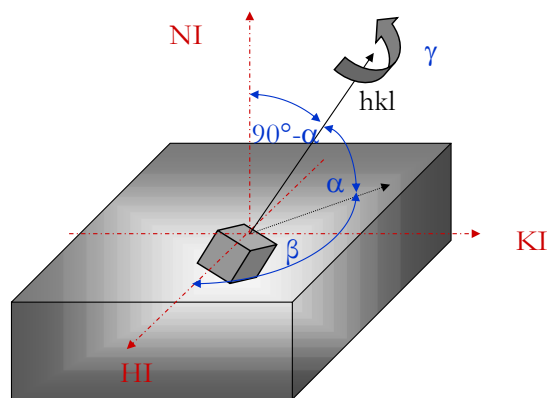
Fém	Rugalmassági modulus, [GPa]		
	[100]	[110]	[111]
Al	63,7	72,6	76,1
Cu	66,7	130,3	191,1
Fe	125	210,5	272,7
W	384,6	384,6	384,6

1-4. Táblázat A vas rugalmassági modulusa és a Poisson tényezője különböző irányokban [Bárczy1981].

Vas (Fe)		
[hkl]	E_{hkl} [GPa]	γ_{hkl}
[100]	125	0,35
[111]	273	0,17
[211]	211	0,25

1.4 A kristálytani textúra jellemzése röntgendiffrakciós mérési módszerrel

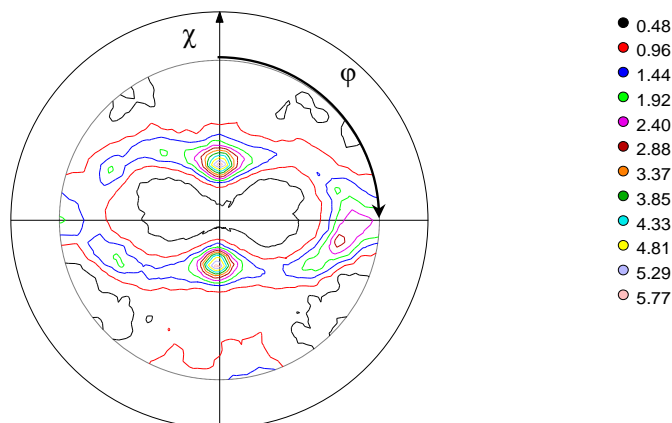
A röntgendiffrakciós textúravizsgálatok során a kristályok orientáltságát vizsgáljuk sokkristályos anyagokban. A textúra kvantitatív jellemzése során három adat szükséges egy kristály orientációjának megadásához derékszögű koordinátarendszerben (hengerlési irány - HI, normál irány - NI, keresztirány - KI). Annak érdekében, hogy meg tudjuk határozni, minden egyes elemi cella elfordulását a textúrát jellemezhetjük $T(\alpha, \beta, \gamma, hkl)$ orientációs sűrűségfüggvénnyel (Orientation Distribution Function, ODF), ebben az esetben ismernünk kell valamennyi kristály esetében a kristály valamely hkl síknormálisának a normál iránnyal bezárt szögét ($90-\alpha$), valamint a normál irányt és a hkl-t tartalmazó sík és a hengerlési irány - keresztirány sík metszéspontjának a hengerlési iránnyal bezárt szögét (β), és a hkl körüli γ elforgatás mértékét (1-9. ábra) [Kocks1988, Bárczy1981].



1-9. ábra Egy kristály térbeli elhelyezkedésének megadása

1.4.1 Pólusábra

A textúra félkvantitatív jellemzése pólusábrák segítségével történik. A vizsgálat során fontos ismernünk a hengerlés irányát (HI), mivel a pólusábrát felvétele az alapján történik, hogy a hengerelt lemezből kivágott (kör alakú) mintát először a vizsgálati síkba helyezük az alapján, hogy a HI függőleges irányban mutasson. Majd körbe forgatjuk a mintát a normál irány (NI) mentén. A mintánkat adott szögértékkel kidöntjük a vizsgálati síkból és ismét körbe forgatjuk. A kidöntést lépésenként elvégezzük a kívánt tartományban. A vizsgálat során megkapjuk a HI-hoz kötött koordinátarendszerben a pólusábrát, amely megadja a diffraktált (hkl) Miller-indexű sík intenzitásának térbeli eloszlását. A pólusábrán egy adott irányba eső intenzitás értéket az alapján tudjuk meghatározni, hogy a hengerlés iránnyal bezárt szögét a pólusábra φ szöge, az adott irány NI-nyal bezárt szögét pedig, a χ érték adja meg (1-10. ábra). A pólusábrán a vizsgált síksorozat intenzitásának eloszlását szintvonalak segítségével határozzuk meg [Kocks1988, Bárczy1981].

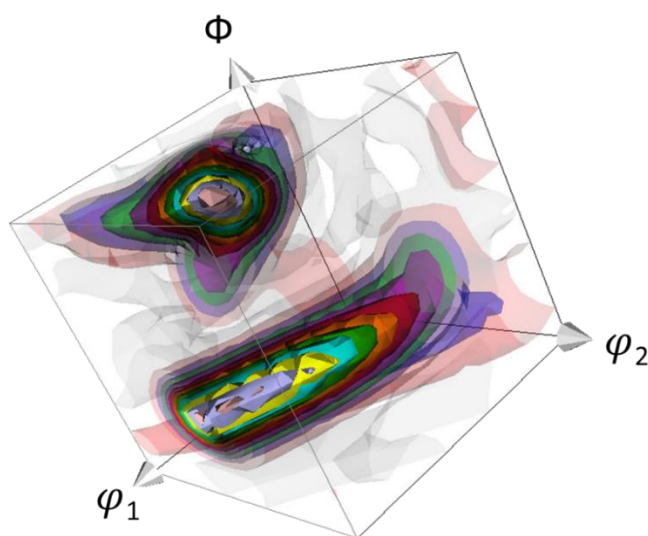


1-10. ábra Hidegen hengerelt alumínium {111} pólusábrája

1.4.2 Orientáció Sűrűség Függvény (ODF)

Egy adott kristálytani sík rendszer orientációs térképét adja meg a félkvantitatív textúra mérés során kapott pólusábra Ennek hátránya, hogy a pólusábrán a feltüntetett síkrendszer egy tengely mentén szabadon elfordulhat. Ezt a hibát küszöböli ki az ODF (Orientation Distribution Function – Orientáció Sűrűség Függvény). Az ODF-et számítás során tudjuk meghatározni pólusábra mérésekből. Az ODF számítás első lépése, a mért pólusábrákat újraszámítása. Ennek oka, hogy a pólusábrákat csak $\chi=75^\circ$ -os döntésig tudjuk mérni (méréstechnikai okokból), továbbá a döntéseket adott $\Delta\chi$ lépésközzel végezzük. Emiatt a mért pólusábrán nem kapunk teljes információt $\chi=0-75^\circ$ tartományban, hanem annak csak $\Delta\chi$ lépésközü szeleteit, továbbá a $\chi=75-90^\circ$ tartományról sincs információnk. Ezeket az úgynevezett „holttereket” a pólusábra újraszámítása során kaphatjuk meg. Az ODF-et az újraszámított pólusábrákból alapján tudjuk kiszámítani.

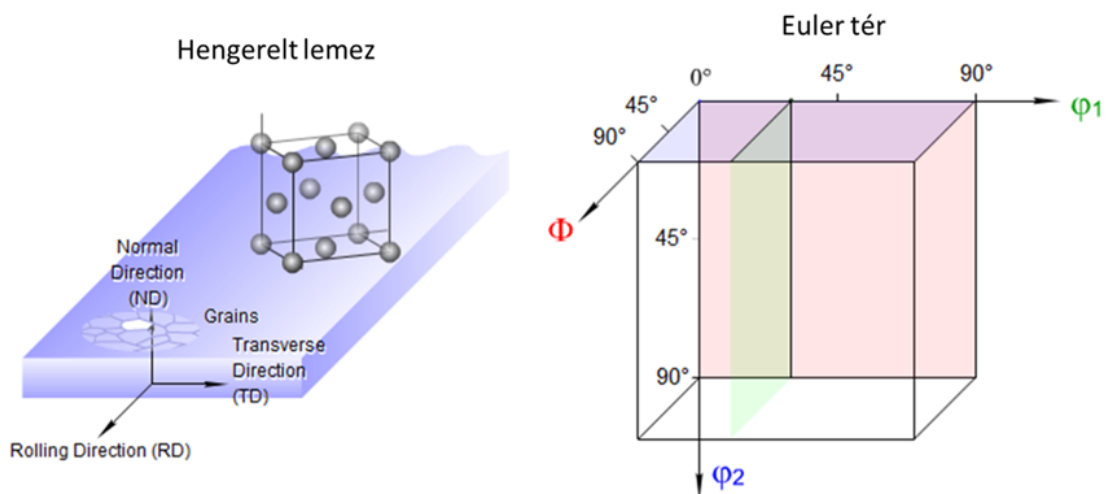
Az ODF ábrázolása az Euler térben történik (1-11). Ebben a térben minden elemi cella pozíció egy pontnak felel meg. Az ODF függvény sűrűség értéke az elemi cellák relatív gyakorisága az adott pontokban.



1-11. Az ODF 3D ábrázolása az Euler térben

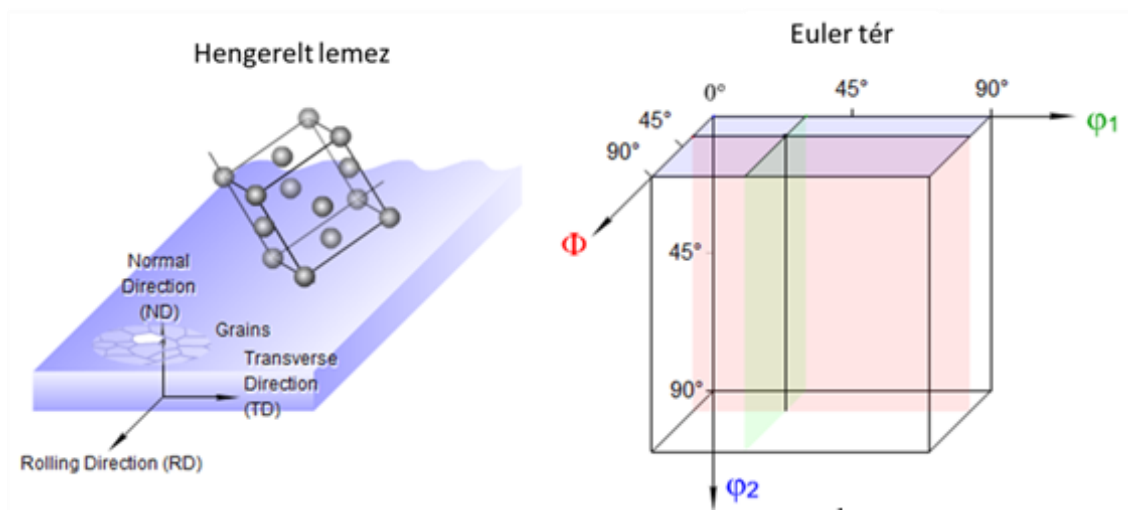
Az ODF térben szereplő Euler szöveget értelmezhetjük a „Kocks” (φ, ψ, Θ), illetve a „Bunge” ($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$) koordináta-rendszerben [Kocks1988]. Kutatásom során a „Bunge” ($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$) koordináta-rendszert alkalmaztam, ezen szöveget az alábbi módon értelmezzük (1-12. ábra-1-14. ábra):

- φ_1 – Normál irány szerint való elforgatás (ND – Normal Direction, NI – Normál Irány) (1-12. ábra)



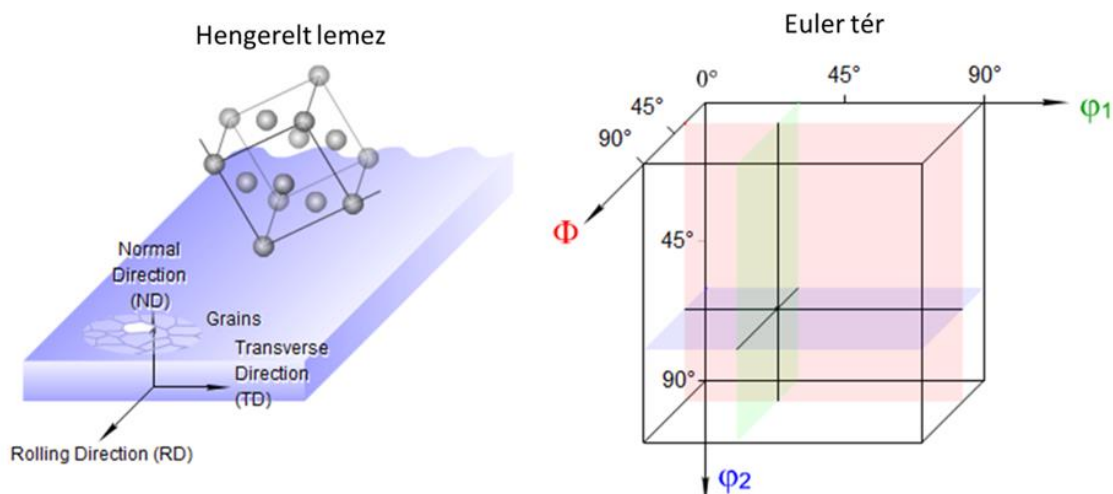
1-12. ábra Normál Irány szerinti elforgatás [Alumat2014]

- Φ – A kiforgatott hengerlési irány szerint való elforgatás (RD- Rolling Direction, HI – Hengerlési Irány) (1-13. ábra)



1-13. ábra A kiforgatott hengerlési irány szerint való elforgatás [Alumat2014]

- φ_2 – A kiforgatott normál irány szerint való elforgatás (1-14. ábra)

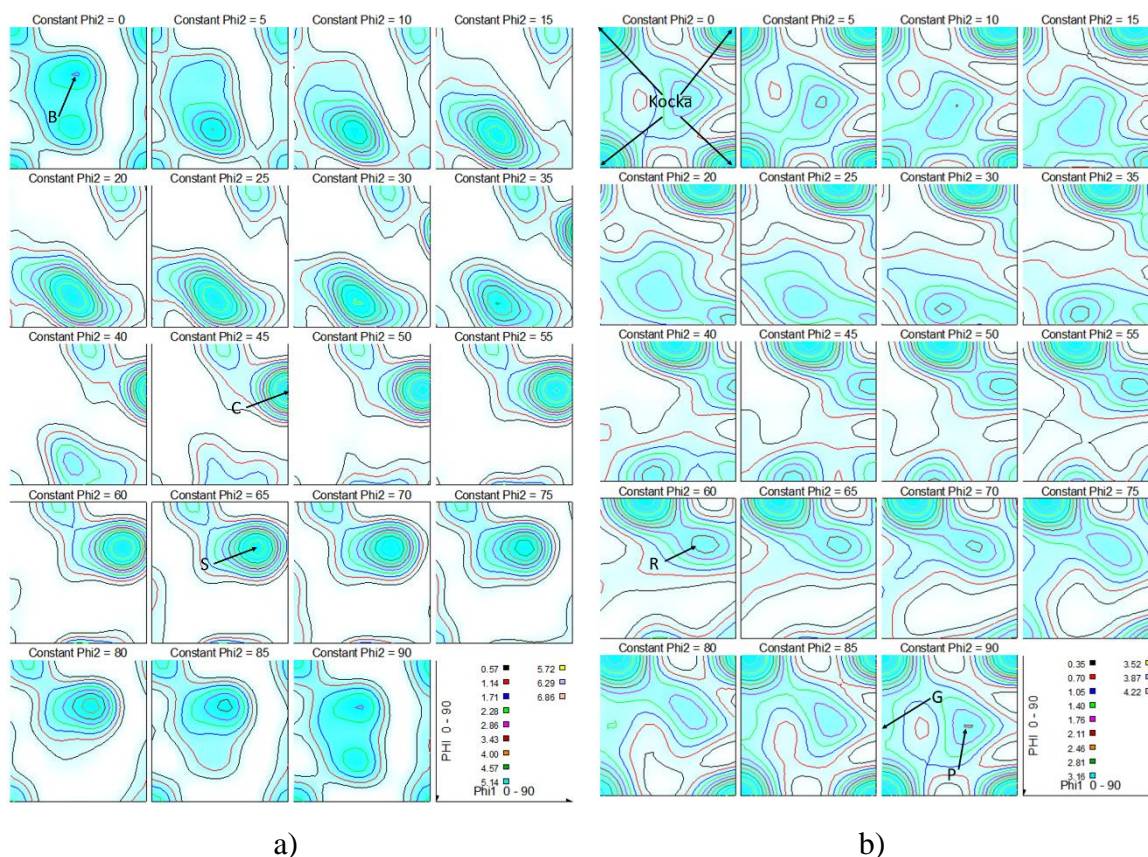


1-14. ábra A kiforgatott normál irány szerint való elforgatás [Alumat2014]

Az ODF lokális maximumaihoz tartozó orientációkat textúra-komponenseknek nevezzük. Ezek közé tartoznak az alakítási és az újrakristályosodási textúra-komponensek (1-5. Táblázat, 1-15. ábra). Ezekbe az irányokba álló elemi cellák térfogathányada (%) kiszámítható az ODF szoftver modul segítségével (TexEval). A gyakorlati alkalmazások során a textúra-komponensek térfogathányadát mindig bizonyos Δ szögeltéréssel (szórással) számoljuk [Kocks1998; Engler2010 és Suwas2014].

1-5. Táblázat Alumínium ötvözetek fő textúra-komponensei [Kocks1998; Engler2010 és Suwas2014]

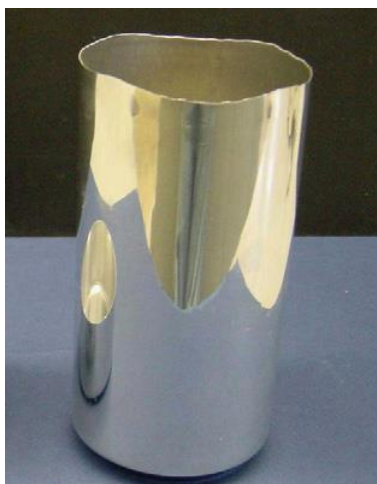
Textúra-komponensek	Miller indexek $\{hkl\}\langle uvw \rangle$	Euler szögek			
		φ_1	Φ	φ_2	
C	$\{112\}\langle 111 \rangle$	90°	30°	45°	<i>Alakítási textúra-komponensek</i>
S	$\{123\}\langle 634 \rangle$	59°	34°	65°	
B	$\{011\}\langle 211 \rangle$	35°	45°	$0^\circ/90^\circ$	
G	$\{011\}\langle 100 \rangle$	0°	45°	$0^\circ/90^\circ$	<i>Újrakristályosodási textúra-komponensek</i>
Kocka	$\{001\}\langle 100 \rangle$	0°	0°	$0^\circ/90^\circ$	



1-15. ábra A jellemző a) alakítási b) újrakristályosodási textúra-komponensek helyei az ODF metszeteken

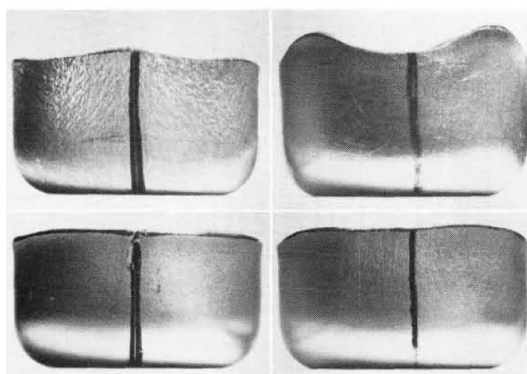
1.5 Az alumínium lemezek fülesedése

A kristálytani anizotrópia (textúra) megbontja az alumínium lemezek alakváltozókéességének homogenitását [Hutchinson1990; Engler2002; Engler2007 és Polmear2017]. Ennek az egyik leglátványosabb megjelenési formája lemezszerű félkésztermékek esetében a további feldolgozás során kialakuló, különböző magasságú helyek kialakulása a hengerlési iránnyal (H_I) bezárt szög (ϕ) függvényében. Az 1-16. ábra alumíniumból készült italosdoboz előterméket mutat a hátrafolytatás utolsó lépésében.



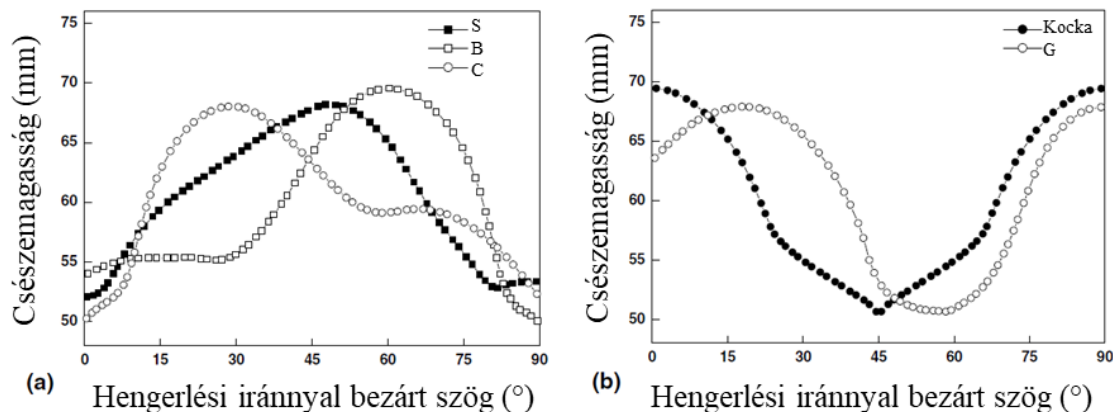
1-16. ábra Alumínium italosdoboz előtermék a hátrafolytatás utolsó lépésében [Engler2011]

A félkésztermék alakváltozókéesség-inhomogenitásának jellemzése elengedhetetlen a gyártástechnológia optimalizálásához, melynek célja (többek között) a fülesedés minimalizálása. A fülesedés jellemzéséhez csészehúzó vizsgálatokat végeznek a lemezből kivágott mintákon, úgynevezett terítékeken. A lehúzott csésze legmagasabb részeit hegyeknek, a legmélyebbeket völgyeknek, a kettő közötti magasságbeli különbséget pedig „füleknek” nevezi a szakirodalom. A legtöbb alumínium ötvözet esetében a fülek megjelenése négyes szimmetriát mutat, és hidegen hengerelt állapotban a fülek HI-hoz képest (ϕ) $45^\circ+(n*90^\circ)$ helyeken, míg újrakristályosodott állapotban a HI-hoz képest a $0^\circ+(n*90^\circ)$ irányokban jelentkeznek (1-17. ábra) [Sheppard1982; Kao1985; VanHoutte1987; Engler2012 és Polmear2017].



1-17. ábra Alumínium mélyhúzott csészék $0^\circ+(n*90^\circ)$ és $45^\circ+(n*90^\circ)$ irányú fülesedése. A vonalak a hengerlési irányt jelölik [Sheppard1982]

Zhao és társai végelelemes szimuláció segítségével bemutatták, hogy a hideghengerlési füledést a hengerléskor jellemzően kialakuló C, és B textúrakomponensek kombinációja és az S komponens, míg az újrakristályosodási füledést a nagyszögű szemcsehatár vándorlással járó, klasszikus újrakristályosodás során kialakuló kocka és részben a Goss textúrakomponens okozzák (1-18. ábra) [Zhao2004].



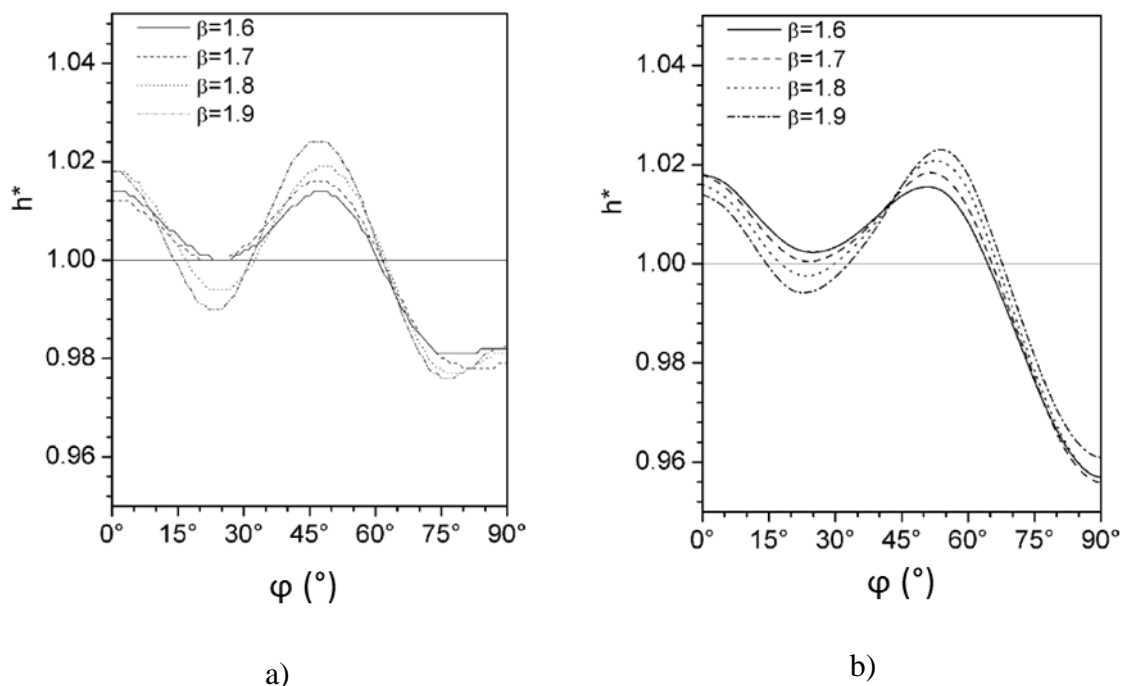
1-18. ábra A jellemző textúra-komponensek hatására kialakuló csészeprofilok a) hideghengerlési textúra-komponensek b) újrakristályosodási textúra-komponensek [Zhao2004]

E két füledési típus megfelelő kombinációja elhanyagolható mértékű füledést, vagyis optimális alakváltozóképeség-homogenitást eredményez [Hutchinson1989 és Cheng2001, Zhao2004].

1.6 A füledést becsülő módszerek

A füledés direkt mérésén túl a szükséges idő és költség csökkentése céljából különböző eljárások lettek kifejlesztve a füledés becslésére az elmúlt évtizedek során. Ezen módszerek egyik csoportját képezik az ún. analitikus módszerek, a másik pedig a végelelemes (VE) szimulációs módszerek. Az analitikus módszerek közül az egyik első Fukui és Kudo nevéhez köthető. Ők bebizonyították, hogy a csészemagasság a hengerlési iránnyal bezárt szög függvényében (röviden a csészeprofil) számolható a Lankford-számból a $\Delta r = (r_0 + r_{90})/2 - r_{45}$ képlet segítségével [Fukui1950]. Sowerby és Johnson a mechanikai jellemzők alapján csúszási irányok alapján becsülték a csészeprofil [Sowerby1974]. Tucker a füledést kristálytani alapokon becsülte egyszerű csúszást feltételezve egykristályos lemezben [Tucker1961]. Ezt az eljárást Kanatake és társai kiterjesztették sokkristályos

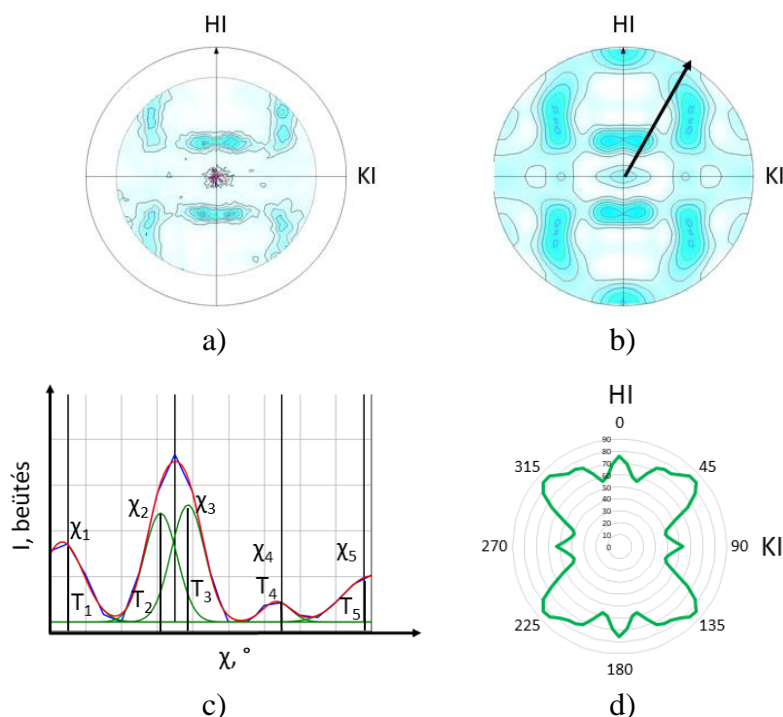
anyagokra feltételezve, hogy a szomszédos kristályok nincsenek egymásra hatással és hogy a radiális feszültség-komponens húzó, a tangenciális nyomó és a normál zérus [Kanatake1983]. Ez a módszer az alakítási keményedés empirikus értékeit alkalmazta és képes volt a fűlek helyeinek és magasságainak becslésére. Da Costa Viana és társai olyan eljárást vezettek be, amely kombinálja az orientációs eloszlásfüggvény (ODF) adatait és az alakítási határdiagramokat [DaCostaViana1978]. Ez az eljárás fordított arányt feltételez a radiális feszültségkomponensek és a folyáshatár között. Pochinetto és társai ettől kifinomultabb módszert javasoltak, amely feszültségegyensúlyra volt alapozva [Pochinetto1981], amit Rodrigues és Bate később továbbfejlesztettek [Rodrigues1985], azonban a metodika csak a négyes szimmetriát mutató fűlesedés esetében volt használható. Grewen kimutatta, hogy a fűlesedés becsülhető a szakítóvizsgálat közben tapasztalt keresztirányú és normálirányú alakváltozás arányából [Grewen1971]. Van Houtte hasonló megközelítést alkalmazott. Szerinte a radiális és tangenciális feszültségek arányához köthető a fűlesedés [Van Houtte1987]. Ezt az eljárást finomították, majd alkalmazták Murakami és Senuma [Murakami1998]. Napjainkban a lemezek fűlesedését általában végeselemes eljárásokkal végzik. Ezek egyik első változata Lee és Kobayashi [Lee1973], valamint Gotoh és Ishie [Gotoh1978] nevéhez fűződik. Az ilyen eljárások esetében a képlékeny viselkedést elméleti folyási függvényekkel írják le [Yoon2007; Padmanabhan2007; Barros2013; Zein2014 és Reddy2015]. Soare és Barlat kimutatták, hogy pontos eredményhez a folyást leíró függvényeknek nagyon pontosnak kell lenniük. [Soare2011]. Yoon és társai [Yoon2006] és Aretz és társai [Aretz2010] akár hatos, vagy nyolcas szimmetriát mutató fűlesedés becslésére is alkalmas eljárásokat mutattak be. A textúravizsgálatok eredményein és polikristályos képlékenység modellen alapuló módszereket Engler és társai mutattak be cikkeikben [Engler2004; Engler2007a; Engler2007b és Engler2011]. 3104 típusú ötvözetből készült lemezek valódi csészeprofiljait, valamint az Engler által is alkalmazott végeselemes modellel kapott becsült csészeprofilok összehasonlítását mutatja a 1-19. ábra [Engler2004].



1-19. ábra Hidegen hengerelt 3104-es alumínium lemez a) mért és b) vége-selemes módszerrel becsült csészeprofiljai különböző csészehúzások esetén [Engler2004]

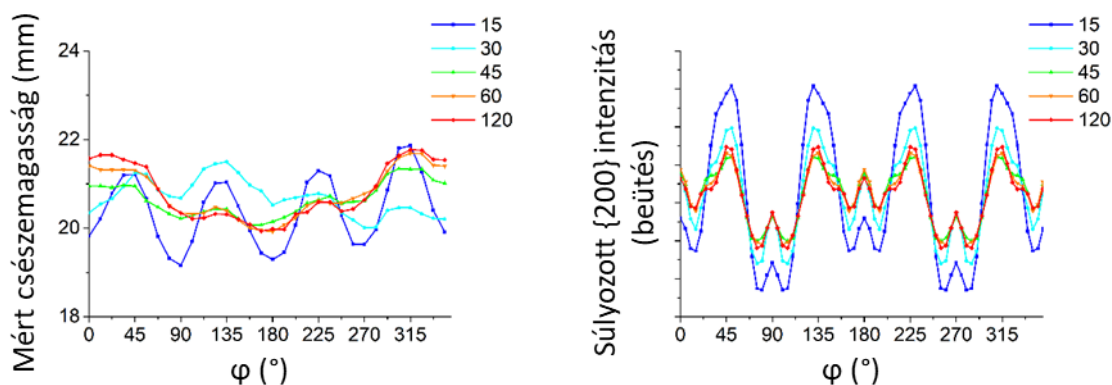
A fentebb említett módszerek általában egy adott lemezvastagság-tartományon belül alkalmazhatók, továbbá elméleti anyagviselkedési törvényeken alapulnak. Az elmúlt években szerzőtársaimmal kidolgoztunk egy olyan egyszerű eljárást, amely alkalmas alumínium lemezek fülesedésének becslésére pusztán pólusára adatok alapján, továbbá széles lemezvastagság-tartományban alkalmazható. A módszer szerint a $\{200\}$ pólusára teljes intenzitás eloszlás függvényének a hengerlési síkra eső merőleges vetülete jó közelítéssel azonos a csészeprofillal. A vizsgálat első lépése pólusábrák mérése (1-20, a ábra), újraszámítása (1-20, b ábra), majd a $\{200\}$ reflexió esetében a χ -metszetek illesztése n darab Gauss-görbével. Ezután meghatározzuk a Gauss-görbék területeit (T_i^φ), majd szorozzuk a Gauss-görbék maximumához tartozó χ értékkel ($\chi_{MAX,i}^\varphi$, 1-20, c ábra). Az ily módon súlyozott intenzitás adatokat összegezzük az adott φ értékhez az (1) egyenlet alapján, végül az összegzett intenzitásokat ábrázoljuk φ függvényében, ami a csészeprofil relatív változását adja (1-20, d ábra) [Benke2018; Schweitzer2019a; Schweitzer2019b; Benke2020a; Benke2020b; Benke2020c és Benke2020d].

$$\text{Súlyozott } \{200\} \text{ intenzitás}^\varphi = \sum_{i=1}^n T_i^\varphi \cdot \sin(\chi_{MAX,i}^\varphi) \quad (1)$$



1-20. ábra A pólusábra alapú fülesedést becsülő módszer lépései, a) mért $\{200\}$ pólusábra b) újraszámított $\{200\}$ pólusábra jelölve egy tetszőleges χ -metszettel c) χ -metszet illesztése Gauss görbékkel d) $\{200\}$ teljes intenzitás eloszlás függvény merőleges vetülete a hengerlési síkra [Benke2018; Schweitzer2019b; Benke2020a és Benke2020d]

A pólusábra fülesedést becsülő módszer eredményére mutat példát a 1-21. ábra, amely 3 mm vastagságra hidegen hengerelt, majd 300°C-on különböző ideig lágyított 1050 típusú lemezek valódi csészeprofiljait, valamint az általunk kidolgozott módszerrel becsült csészeprofilokat mutatja [Benke2020a].

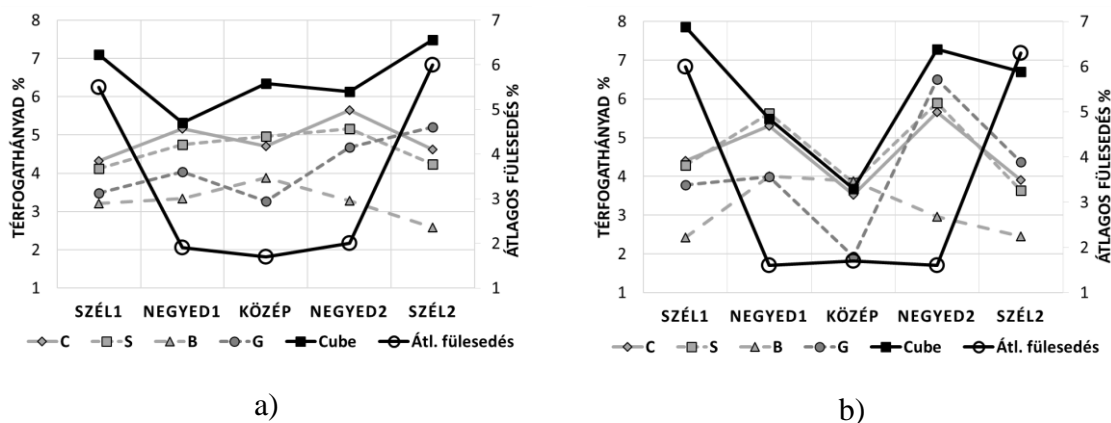


1-21. ábra 3 mm vastagságra hidegen hengerelt, majd 300°C-on különböző ideig lágyított, 1050 típusú ötvözetből készült lemezek a) mért, b) becsült csészeprofiljai [Benke2020a]

A füledést becsülő módszereket – függetlenül attól, hogy analitikai, végelelemes, vagy pólusábra alapú – validálni szükséges, melyre a nyilvánvaló módszer csészehúzó vizsgálatok elvégzése. Amennyiben nincs lehetőség csészehúzó vizsgálatok elvégzésére, alkalmazható a Yoon és társai által 2006-ban leírt összefüggés, amely kapcsolatot teremt a csészeprofil és a keresztirányú, illetve vastagág menti alakváltozás viszonyszám (r_ϕ) értékei között [Yoon2006]. Az összefüggést gyakran a „Yoon formulaként” említik. Cikkükben először a csészeprofil számolták végelelemes módszerrel, majd ebből számították az r_ϕ értékeket. Az összefüggést Lelotte és társai is alkalmazták: végelelemes módszerrel szimulált szakítóvizsgálatok alapján határozták meg az r_ϕ értékeket, a csészeprofil szintén végelelemes módszerrel számították [Lelotte2006].

1.7 A végvastagságú alumínium lemezek füledésének inhomogenitása

A lemezszerű félkésztermékek végső vastagságra hengerelt (illetve ezután lágyított) állapotban eltéréseket mutatnak a lemez szélessége, illetve hossza mentén. Erre mutat példát a 1-22. ábra, ahol 3003 típusú ötvözetből készült, végvastagságra hengerelt, majd lágyított lemez nevezetes textúra-komponenseinek térfogathányada, illetve becsült átlagos füledése látható a lemez szélessége mentén, a lemez elejéről (a), illetve közepéről (b) vett mintasorozaton [Benke2018]. Az ábrán látható, hogy a lemez széle és közepe között jelentős feltérés tapasztalható az átlagos füledés mértékében. Az ipari szférában a probléma kiküszöbölése egyelőre nem megoldott, orvoslása a lemez széléről néhány 100 mm-es sáv leválasztásával történik.

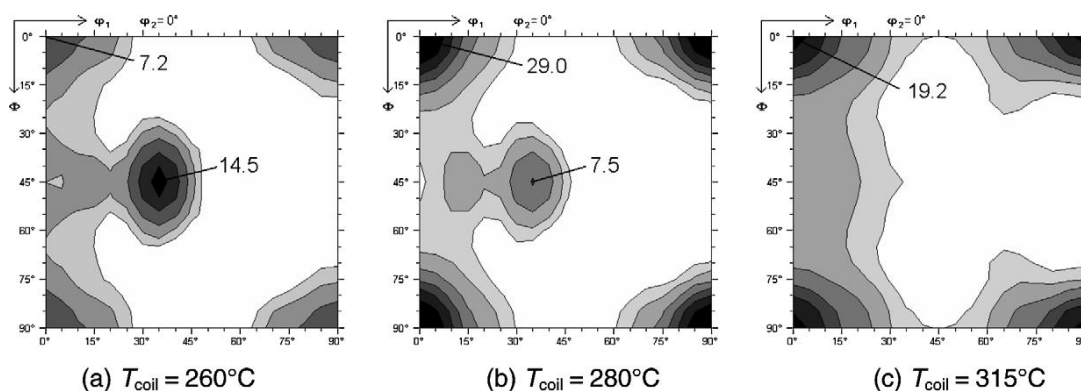


1-22. ábra 3003 típusú ötvözetből készült, végvastagságra hengerelt, majd lágyított lemez nevezetes textúra-komponenseinek térfogathányada, illetve becsült átlagos fülesedése a lemez szélessége mentén a) a lemez elejéről, b) közepéről vett mintasorozaton [Benke2018]

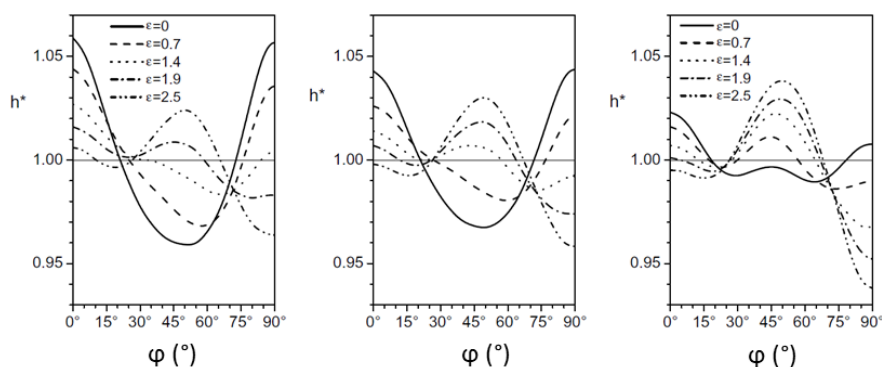
1.8 Melegen hengerelt alumínium lemezek vizsgálatai

Bár a fülesedés jellemzésére lemezszerű félkésztermékek esetében a végső vastagságra hengerelt (illetve ezután lágyított) állapotban több megoldás is kínálkozik, továbbra sem tisztázott, hogy a lemez szélessége, illetve hossza mentén tapasztalt fülesedésbeli különbségek mely technológiai lépés után jelennek meg először. Engler szerint [Engler2002] a technológiai sorban elsőként a meleghengerlésnek van érdemi hatása a végső lemezek textúra tulajdonságaira. Melegen hengerelt alumínium lemezek vizsgálatával számos cikk foglalkozik. Ezek egy része a mikroszerkezet, illetve kristálytani anizotrópia leírására irányul nagy tisztaságú alumíniumban, 3014 típusú, illetve 5xxx-es ötvözetekben, azonban nem tér ki a fülesedés jellemzésére [Weiland1991; Huh1996; és Engler2007b]. Más cikkekben a melegen hengerelt lemezek mechanikai jellemzőit tárgyalják, mint például Abolhasani és társai [Abolhasani2012], akik szintén nem foglalkoztak a lemezek fülesedésének leírásával 7075 típusú ötvözetben. Bacroix és társai, illetve Alvi és társai [Bacroix2004 és Alvi, 2008] a mikroszerkezet és textúra változását vizsgálták lágyító hőkezelés során 1050 típusú ötvözetben. Aryshenskii és társai [Aryshenskii2015] ugyanezt 8011 típusú ötvözetben végezték, ráadásul vizsgálták a végvastagságú lemezek fülesedését is, azonban a melegen hengerelt állapotú lemezek fülesedésére, nem tértek ki. Hutchinson és társai 1xxx, 3xxx és 5xxx ötvözetekben a meleghengerlési paraméterek és az ötvözők hatását a végvastagságú lemezek, nem pedig a melegen hengerelt lemezek fülesedésre vizsgálták [Hutchinson1989; és Hutchinson1990]. Engler 2007-es cikkében [Engler2007a] kísérletileg bemutatta, hogy melegen hengerelt 3104-es lemezben a tekerceselési hőmérséklet 45°C-os

emelkedésének hatására a meleghengerrlés közben lejátszódó klasszikus, nagy szemcsehatár mozgással járó újrakristályosodási folyamat oly mértékben indukálható, hogy a hengerrlési textúra helyett újrakristályosodási textúra alakul ki, ami nyilvánvalóan hatással van a végső vastagságú lemez textúrájára (1-23. ábra). A cikkben szimulációs úton ki is mutatta, hogy a HI-hoz képest a $0^\circ+(n \cdot 90^\circ)$ irányú fülesedésű, különböző mértékben újrakristályosodott melegen hengerrlt lemezekben, illetve az ezekből készült hidegen hengerrlt lemezekben milyen csészeprofilok várhatók (1-24. ábra). A lemezek hossza, illetve szélessége mentén várható fülesedést ő sem tárgyalta.

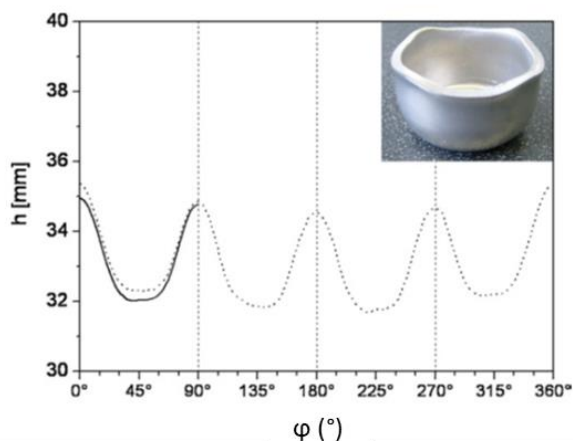


1-23. ábra A meleghengerrlést követő tekercselési hőmérséklet hatása a textúrára 3104-es ötvözetben (ODF, $\phi_2 = 0^\circ$) [Engler2007a]

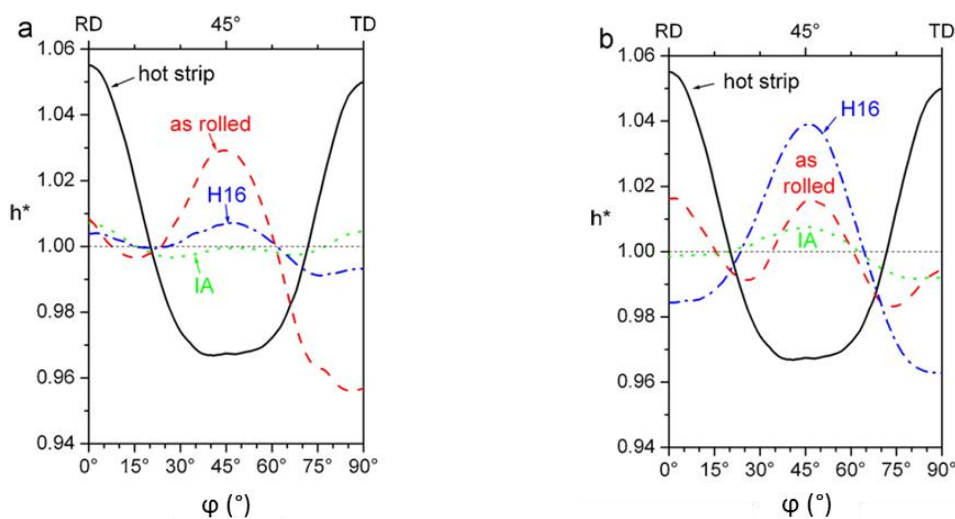


1-24. ábra Becsült csészeprofilok különböző mértékű hideghengerrlések után, különböző melegen hengerrlt 3104-es lemezekből kiindulva. a) Teljesen újrakristályosodott melegen hengerrlt lemezből kiindulva, közbenső lágyítás nélkül, b) teljesen újrakristályosodott melegen hengerrlt lemezből kiindulva, közbenső lágyítással kezelt (20%-ban újrakristályosodott), c) 70%-ban újrakristályosodott melegen hengerrlt lemezből kiindulva, közbenső lágyítás nélkül. [Engler2007b]

Engler 2012-ben megjelent cikkében [Engler2012] melegen hengerelt 3105 típusú lemez fülesedését csészehúzó vizsgálattal jellemezte. A vizsgált lemez újrakristályosodott állapotban volt, így a fülek a HI-hoz képest a $0^\circ+(n \cdot 90^\circ)$ irányokban jelentkeztek (1-25. ábra). Az ezt követő technológiai lépések során kialakuló csészeprofilokat végeelemes módszerrel becsülte (1-26. ábra). A melegen hengerelt lemez textúráját a cikk szerzője azonban csak kiinduló állapotnak tekintette a hideghengerlés során lejátszódó textúraváltozás leírásához, nem tért ki a fülesedésnek a lemez hossza és szélessége menti jellemzésére.



1-25. ábra Újrakristályosodott 3105 típusú alumínium csésze és csészeprofilja [Engler2012]



1-26. ábra 3105 típusú alumínium lemez végeelemes módszerrel becsült csészeprofilja a gyártástechnológia különböző lépéseiben. a) 92% első, illetve 30% végső hideghengerlés, b) 86% első, illetve 58% végső hideghengerlés esetén [Engler2012]

Az említett cikkek alapján megállapítható, hogy a melegen hengerelt alumínium lemezek textúrájának jellege és mértéke alapvetően a meleghengerlési paramétereiktől függ, még azonos összetétel esetében is. Ez szabadsági fokot ad a végtermék jellemzőinek optimalizálásához. A végvastagságú lemezek hossza, illetve szélessége menti fülesedésbeli inhomogenitása azonban továbbra is nyitott kérdés. Olyan cikket ugyanis, amely melegen hengerelt alumínium lemezekben a lemez szélessége, valamint hossza mentén tapasztalt fülesedésbeli eltéréseket tárgyalja, a Szerző legjobb tudomása szerint nem található a jelenleg elérhető szakirodalomban.

2 Tudáshiány, célkitűzések

Az elérhető, releváns nemzetközi szakirodalom áttekintése után megállapítottam, hogy nem található olyan publikáció, amely melegen hengerelt állapotú, alakítható alumínium ötvözetekben a lemezek hossza, illetve szélessége mentén tapasztalt fülesedési viselkedését tárgyalja. Ehhez kapcsolódóan egy további probléma, hogy az ARCONIC-Köfém Kft-nél (és feltehetőleg további, alumíniumlemez gyártással foglalkozó vállalatnál) nincs lehetőség csészehúzó vizsgálat végzésére - és így a fülesedés jellemzésére - a ~6 mm-től nagyobb lemezvastagság esetében.

1. Céлом egy olyan, *mechanikai vizsgálatokon alapuló módszer* kidolgozása, amely alkalmas ~6 mm vastagságú (melegen hengerelt) alumínium lemezek fülesedésének jellemzésére.

2. Céлом az általam kidolgozott, *mechanikai vizsgálatokon alapuló módszer* segítségével feltárni, hogy a Miskolci Egyetem, Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézete által korábban kidolgozott, *pólusábrák adatain alapuló fülesedést becslő módszer* alkalmazható-e ~6 mm vastagságú (melegen hengerelt) alumínium lemezek esetében.

3. Céлом a *pólusábrák adatain alapuló fülesedést becslő módszer* alkalmazásával jellemezni a laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt, új összetételű, kísérleti 3xxx-es, 5xxx-es és 8xxx-es alumínium ötvözetek fülesedését a lemezek hossza, illetve szélessége mentén.

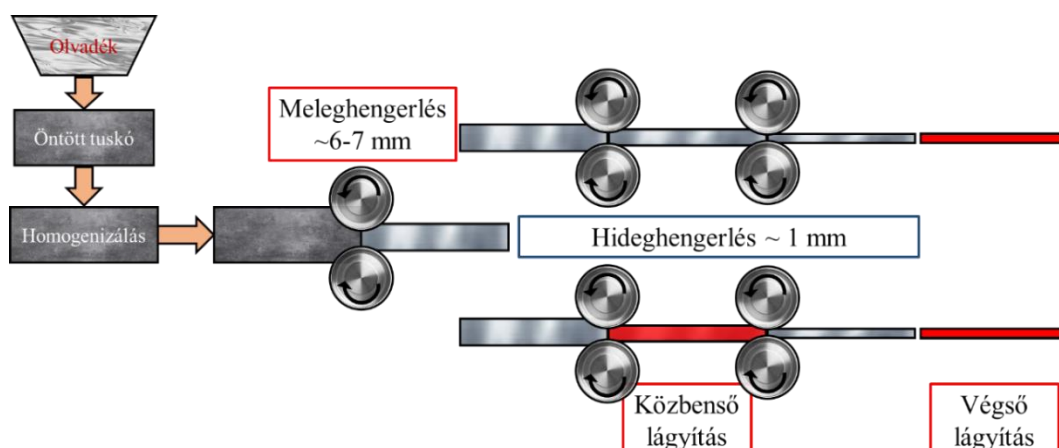
4. Céлом a *pólusábrák adatain alapuló fülesedést becslő módszer* alkalmazásával jellemezni a laboratóriumi körülmények között végvastagságúra hengerelt, új összetételű, kísérleti 3xxx-es, 5xxx-es és 8xxx-es alumínium ötvözetek fülesedését a lemezek közepéről kivett mintákon.

5. Céлом feltárni, hogy a 3xxx-es ötvözetek esetében az alap összetételhez képest a kisebb mennyiségű Fe és Si, illetve az Fe és Si csökkentése és az Fe/Si arány növelése, az 5xxx-es ötvözetek esetében az alaphoz képest a kisebb vagy nagyobb Mn tartalom, valamint, a nagyobb Mg tartalom, a 8xxx-es ötvözetekben a nagyobb Fe tartalom okoz-e érdemi különbséget a melegen hengerelt, illetve végvastagságúra hengerelt lemezek textúrájában és fülesedésében.

3 Elvégzett vizsgálatok

3.1 Az új összetételű, kísérleti ötvözetek teljes gyártástechnológiai folyamata

Az új összetételű, kísérleti ötvözetek teljes gyártástechnológiai folyamatát a 3-1. ábra mutatja. Az általunk alkalmazott gyártástechnológia a valós, ipari méretű gyártási folyamatának laboratóriumi méretű leképezése. Az öntött tuskó homogenizáló hőkezelését egy meleghengerlés követi, melynek végén a lemez vastagsága kb. 6-7 mm. A lemezeket ezután hideghengerlésekkel alakítják tovább a végső lemezvastagságig. A hideghengerlési szakasz történhet közbenső lágyító hőkezelés nélkül, illetve közbenső lágyító hőkezelés alkalmazásával. A hideghengerléseket egy végső lágyító hőkezelés követi, amely során a lemezek végső tulajdonságait állítják be. A technológiai folyamatban az öntést és homogenizálást az Arconic Research Center végezte, a meleghengerléseket, hideghengerléseket és lágyításokat a Miskolci Egyetem Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai intézetében végeztük.



3-1. ábra Félkész lemez előállításának technológiai folyamata

3.2 A vizsgált ötvözetek

A vizsgált ötvözeteket öntött, majd és homogenizált (3xxx és 8xxx ötvözet esetén $T_{\text{hom.}}=605^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{hom.}}=6\text{h}$, 5xxx-es ötvözet esetén $T_{\text{hom.}}=510^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{hom.}}=5\text{h}$) állapotban biztosította az Arconic-Köfém Kft., melyeket az Arconic Research Center állított elő, kísérleti jelleggel. Mivel ezen ötvözetek pontos összetétele titkos, így a továbbiakban csak azon ötvöző elemek mennyiségét tüntetem fel, amely változik az alapösszetételhez viszonyítva. A vizsgálatokhoz használt ötvözeteket, ötvözőtartalmukat és a továbbiakban alkalmazott

jelölésüket az 3-1. Táblázat mutatja. Az alapötvözet minden esetben „x0”-ával jelöltem, az ehhez viszonyított ötvözőtartalom eltérését, ha nagyobb mennyiséget tartalmaz az adott ötvözőből, akkor piros színnel jelöltem, ha kevesebbet tartalmaz, kék színnel jelöltem a táblázatban. Azon ötvözőelem mennyiségét, amely nem változik, a teljes összetétel nyilvánosságra hozatala elkerülése végett nem jelölöm és „-” jellel helyettesíttem. A 3xxx-es ötvözet esetében az ötvözőtartalom mellett jelöltem az Fe/Si arányt is. A 3xxx-es ötvözetek esetében a lényegi eltérés az alap összetételhez képest a jellemző értékhatár alatti Fe és Si tartalom, valamint az Fe/Si arány növelése. Az 5xxx-es ötvözetek esetében a lényegi eltérés az alaphoz képest a jellemző értékhatár alatti, illetve feletti Mn tartalom, valamint a jellemző értékhatár feletti Mg tartalom. A 8xxx-es ötvözetek esetében a lényegi eltérés a jellemző értékhatár feletti Fe tartalom.

3-1. Táblázat. A vizsgálatokhoz használt kísérleti ötvözetek jelölése, ötvözőtartalma.

Ötvözetcsalád	Ötvözet jelölése	Ötvözőtartalom (tömegszázalék)				arány
		Mn	Si	Fe	Mg	
3xxx ötvözet	30	-	0,25	0,6	-	2,4
	31	-	0,15	0,36	-	2,4
	32	-	0,15	0,4	-	2,6
5xxx ötvözet	50	0,35	-	-	3,28	
	51	0,13	-	-	3,42	
	52	0,44	-	-	3,25	
	53	0,28	-	-	4,91	
	54	0,32	-	-	4,6	
	55	0,42	-	-	4,19	
8xxx ötvözet	80	-	-	1,1	-	
	81	-	-	1,17	-	
	82	-	-	1,4	-	

3.3 Meleghengerlések

A laboratóriumi meleghengerléseket a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának műhelycsarnokában található Von Roll kísérleti hengerállványon végeztük. A 3xxx-es és 8xxx-es ötvözetek meleghengerlése 470°C-on, az 5xxx-es ötvözet esetén pedig 450°C-on történt. A különböző ötvözet családok estén használt szúrás terveket az ipari

szűrési tervet átültetve a laboratóriumi körülményekhez terveztük meg, melyet a 3-2. Táblázat tartalmaz. A 3xxx és 8xxx-es ötvözetek esetén ötvözetcsaládon belül azonos volt a szűrési terv. Az 5xxx-es ötvözetcsalád esetén kétféle szűrési tervet alkalmaztunk, mivel az iparban is kétféle szűrési tervet alkalmaznak ezen ötvözetek esetén. Az 50, 51, 52 jelű ötvözetek esetében a szűrési terv végére a melegben hengerelt lemezek vastagsága 5 mm, míg az 53, 54, 55 jelű ötvözetek esetében 7 mm. Az általam vizsgált végvastagságok a meleghengerléssel elérhető, ötvözetcsaládokra jellemző végvastagságok.

3-2. Táblázat A laboratóriumi meleghengerlés szűrési terve

Szűrési szám	φ_h	3xxx	5xxx		8xxx
			50, 51, 52	53, 54, 55	
		Lemezvastagság (mm)	Lemezvastagság (mm)	Lemezvastagság (mm)	Lemezvastagság (mm)
0		50	50	50	50
1		48,1	48,50	48	47,6
2		47,1	46,5	46	43,6
3		45,6	44	44	39,6
4		42,6	41,5	42	35,6
5		40,6	39	40	31,6
6		37,6	36,5	38	28,1
7		34,6	34	36	24,6
8		31,6	31,5	34	21,1
9		28,6	29	32	17,6
10		25,6	26,5	30	14,6
11		22,6	24	28	11,6
12		19,6	21,5	26	9,1
13	2	16,6	19	24	6,8
14		13,6	16,5	22	-
15		11,1	14,5	20,2	-
16		9,1	12,5	18,6	-
17	2	6,7	10,75	17,1	-
18		-	9,25	15,7	-
19		-	7,75	14,4	-
20		-	6,75	13,2	-
21		-	5,75	12,1	-
22	2,3	-	5	11	-
23		-	-	10	-
24		-	-	9	-
25		-	-	8	-
26	2	-	-	7	-

3.4 Hideghengerlések

A laboratóriumi hideghengerléseket szintén a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának műhelycsarnokában található Von Roll kísérleti hengerállványon végeztük. Az 3xxx-es és 8xxx-es ötvözetcsalád esetén azonos szűrastervet alkalmaztunk. A kiinduló ~7 mm vastag melegen hengerelt lemezeket nyolc szűrési lépéssel ~0,55 mm lemezvastagságig hengereltük. A közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt lemezek esetében ugyanezen szűrési lépéseket végeztük el, azzal a különbséggel, hogy az utolsó három szűrés előtt (~1,1 mm-es lemezvastagságnál) lágyító hőkezelést iktattunk közbe.

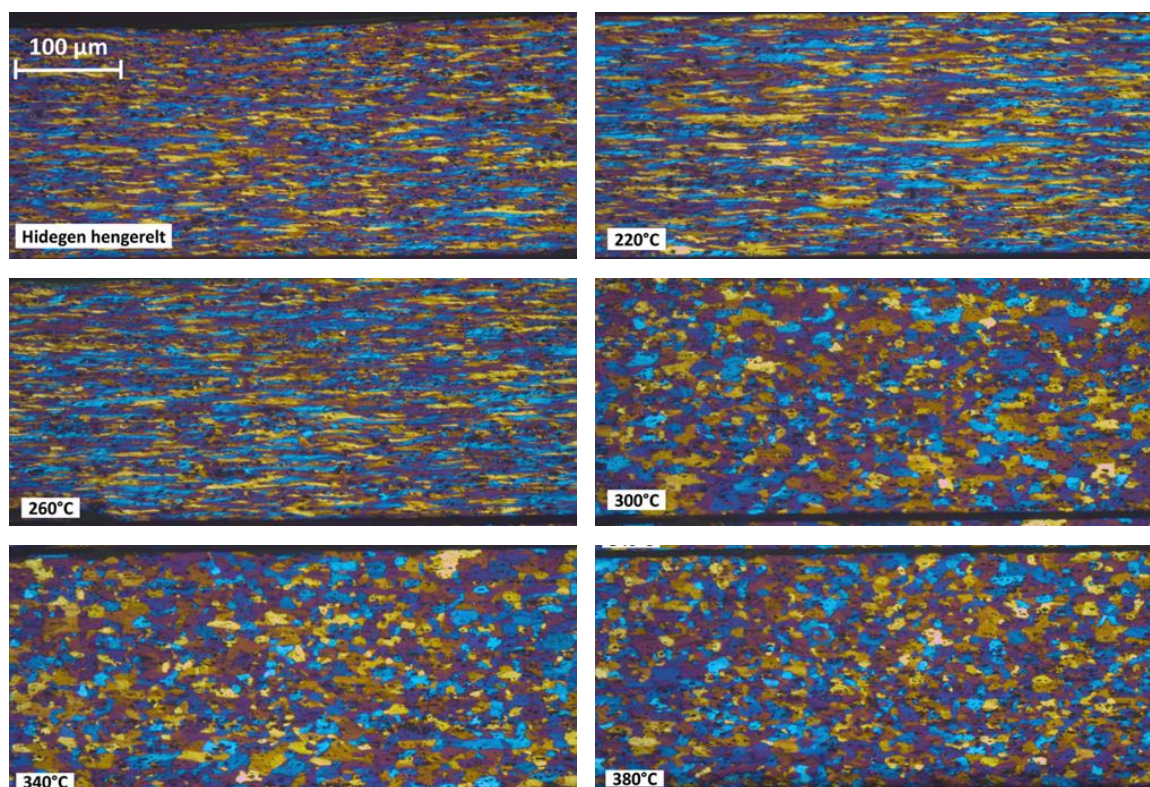
Az 5xxx-es ötvözetek közül az 5 mm vastagságú melegen hengerelt lemezek esetében (50, 51 és 52 jelű ötvözetek) hét szűrési lépéssel, míg a 7 mm vastagságú melegen hengerelt lemezek esetében (53, 54 és 55 jelű ötvözetek) nyolc szűrési lépéssel végeztük el a hideghengerléseket a ~1,5 mm-es lemezvastagság eléréséhez. A közbenső lágyításokat az 50, 51 és 52 ötvözeteknél az ötödik szűrési lépést követően (lemezvastagság ~2,3 mm), míg az 53, 54 és 55 jelű ötvözeteknél a hatodik szűrési lépést követően (lemezvastagság ~3 mm) végeztük el a közbenső lágyítást. A hideghengerlés szűrés tervét a 3-3. Táblázat tartalmazza, melyben piros vonallal jelöltem a közbenső lágyító hőkezelések helyeit.

3-3. Táblázat A laboratóriumi hideghengerlés szűrasterve

Szűrés szám	φ_h	3xxx	5xxx				φ_h	8xxx
			φ_h	50, 51, 52	φ_h	53, 54, 55		
		Lemezvastagság (mm)		Lemezvastagság (mm)		Lemezvastagság (mm)	Lemezvastagság (mm)	
0		6,7		5		7		6,8
1		4,8		4,25		6		4,8
2		3,3		3,55		5		3,3
3		2,26		3		4,25		2,26
4		1,54		2,3		3,55		1,54
5		1,04		1,8		3		1,04
6		0,69	1,3	1,3		2,3		0,69
7		0,45		-		1,8		0,45
8	3,2	0,28		-	1,7	1,3	3,2	0,28

3.5 Lágító hőkezelések

A lágító hőkezeléseket a Miskolci Egyetem, Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet, Hőkezelő laboratóriumában található ellenállásfűtésű kemencében végeztük. Mindhárom ötvözet esetében a lágítási hőmérsékleteket a szemcseszerkezet alapján határoztuk meg. Célunk az újrakristályosodott szerkezet előállítása volt. A szemcseszerkezet vizsgálatok alapján az 5xxx-es jelű ötvözetekben, a másik két ötvözetcsaládhoz képest ehhez 20°C-kal kisebb hőmérséklet is elegendő volt. Ez azzal magyarázható, hogy az 5xxx-es ötvözetek a legjobban ötvöztek, aminek következtében a csíráképzőhelyként funkcionáló diszperz intermetallikus fázisok mennyisége ezen ötvözetekben a legtöbb. A 3-2. ábra mutatja a „30”-as jelű ötvözet közbelső lágítás alkalmazásával hidegen hengerelt lemezének és különböző hőmérsékleteken lágított szemcseszerkezete.



3-2. ábra A „30”-as jelű ötvözet közbelső lágítás alkalmazásával hidegen hengerelt lemez és különböző hőmérsékleteken lágított szemcseszerkezete

A közbenső lágyítás hőmérsékleteit az ötvözet családok esetében a 3-4. Táblázat tartalmazza. A hőkezelések 2,5 óra hőntartással és levegőn való hűtéssel végeztük.

3-4. Táblázat A Közbenső lágyítás hőmérséklete adott ötvözetcsalád esetén

Ötvözetcsalád	3xxx	5xxx	8xxx
Hőmérséklet (°C)	360	320	360

A hideghengerléseket követő véglágyítás hőmérsékleteit a 3-5. Táblázat mutatja. A véglágyításokat 2 órán át tartó hőntartással végeztük és a mintákat levegőn hűtöttük.

3-5. Táblázat A véglágyítás hőmérsékletei a különböző ötvözetek esetében

Ötvözetcsalád	3xxx	5xxx	8xxx
Hőmérséklet (°C)	340	300	340

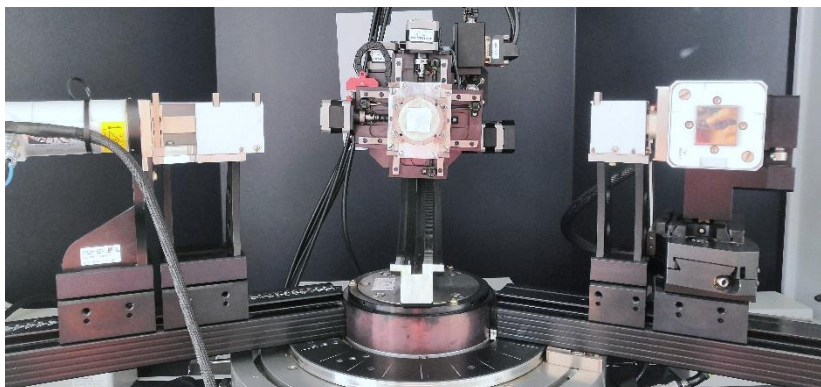
3.6 Szemcseszerkezet vizsgálatok

A szemcseszerkezet optikai mikroszkópos vizsgálata során a szemcse alakból következtetni lehet a lemez állapotára. A globulitos szemcseszerkezet jellemzően újrakristályosodott állapotra, a nyújtott szemcsék alakított állapotra utalnak. A szemcseszerkezet ilyen módú előkészítéséhez Barker maratásos módszert alkalmaztam. A minta előkészítése során szappanos csiszolást végeztünk, melyet gyémántpasztás polírozás követett. Ezt követően elektropolírozás következett Struers Lectro-Pol 5 típusú berendezéssel (paraméterei: 25 V, 0,3-0,17 A, 24°C, 120) és a folyamathoz Barker-maratószeret használtunk. Az optikai mikroszkópos felvételek készítése során polarizált fényű képalkotást alkalmaztam Zeiss Axiovert 40 típusú optikai mikroszkóppal, ami lehetővé tette a szemcseszerkezet feltárását, továbbá az eltérő orientációjú szemcsékhez eltérő színekben jelenítette meg.

3.7 Textúravizsgálatok

A textúravizsgálatokhoz 30 mm átmérőjű, kör alakú próbatesteket munkáltattam ki. A textúra vizsgálatokat a Miskolci Egyetem, Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet Röntgendiffrakciós laboratóriumában található Euler bölcsővel

felszerelt Bruker D8 Advance diffraktométerrel végeztem (3-3. ábra), amely Bragg-Brentano konfiguráció szerint üzemel.



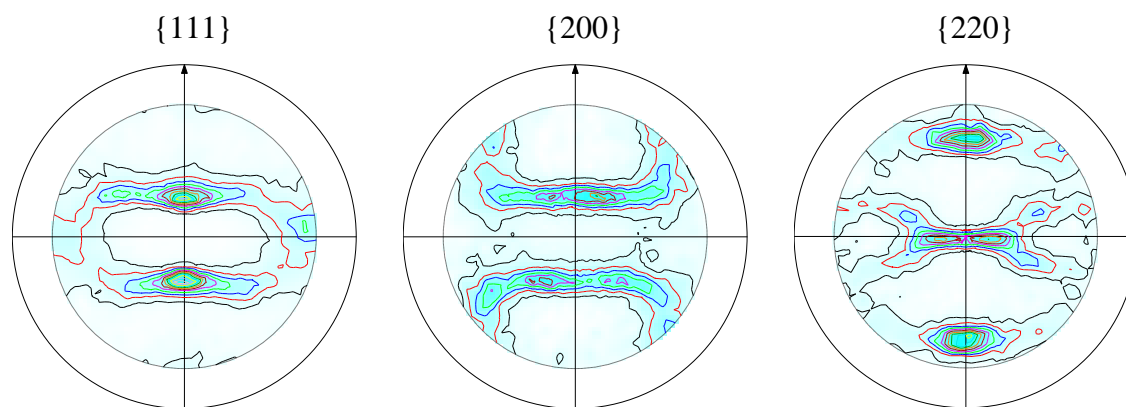
3-3. ábra Euler bölcsővel felszerelt Bruker D8 Advance diffraktométer

A vizsgálat paramétereit: $\text{CoK}\alpha$ sugárzás, 40 kV csőfeszültség, 40 mA áram, gyűjtési idő 10 s, lépésköz ($\Delta 2\theta$) $0,05^\circ$, $\text{CoK}\alpha$ sugárzás alkalmazása esetén a behatolási mélység nagyságát alumíniumban az 3-6. Táblázat foglalja össze, amelyeket a vizsgálatokhoz használt röntgendiffraktométerhez tartozó AbsorbDx nevű szoftver segítségével határoztam meg.

3-6. Táblázat Az alkalmazott $\text{CoK}\alpha$ sugárzás jellemző behatolási mélységei alumíniumban

Reflexió	50% intenzitás	95% intenzitás
{111}	7 μm	28 μm
{200}	8 μm	35 μm
{220}	11 μm	47 μm

A mérés során a mintát a vizsgálat síkjában a normálirány (NI) körül $\varphi=0-360^\circ$ -ig körbeforgattuk. Egy körbeforgatás 6 percig tartott, mely után döntöttük a mintát a keresztirány (KI) tengelye körül $\Delta\chi=5^\circ$ -kal. A döntést $\chi=0-75^\circ$ -ig végeztük. A vizsgálatok során a háttérsugárzást minden döntési pozícióban mértük, de a háttérsugárzás mérésénél nem forgattuk a mintát. A mérés után a minta döntéséből származó defókuszálási hibát alumínium por mérésével korrigáltuk. A mért pólusábrákat a Bruker TexEval programmal értékeltem ki. A mérés során a legnagyobb relatív intenzitású, {111}, {200} és {220} pólusábrákat vettem fel, melyekből hideghengerlési állapotra 1-1 jellemző példát mutat a 3-4. ábra.



3-4. ábra Hidegen hengerelt alumínium lemez {111}, {200} és {220} pólusábrái

Az orientációs eloszlás függvény (ODF) számítását szintén a Bruker TexEval programmal végeztem. Az ODF szintetizálása során először a mért pólusábrákat újrászámítottam, hogy megkapjam a „holttereket” adatait is, vagyis a teljes, $\chi=0-90^\circ$ tartományhoz tartozó pólusábrákat. Az újrászámításhoz a hengerlést jellemző ortorombos alakváltozást használtam, ami a HI és KI tengelyeire egyaránt szimmetrikus pólusábrát eredményez. Az Euler szögek definíciójához a Bunge rendszert (φ_1 , ϕ , φ_2) használtam [Kocks1998; Engler2010 és Suwas,2014]. A jellemző textúra-komponensekhez (1-5.Táblázat) tartozó Euler szögek értékeinél kiszámítottam a térfogathányadokat $\Delta=15^\circ$ szögeltérés mellett, Így megkaptam, hogy a jellemző orientációkban az elemi cellák hány %-a (V/V %) áll.

3.8 A fülesedés becslése {200} pólusábrák alapján

A vizsgált alumínium lemezek fülesedésének becslését a Miskolci Egyetem Fémtni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézete által kidolgozott, pólusábra alapú módszert alkalmaztam [Benke2018; Schweitzer2019b; Benke2020a és Benke2020d]. Ennek oka a módszer gyorsasága, továbbá az, hogy elvégzéséhez csak pólusábramérések szükségesek, melyhez egy darab, minimum 20 mm átmérőjű mintára van szükség.

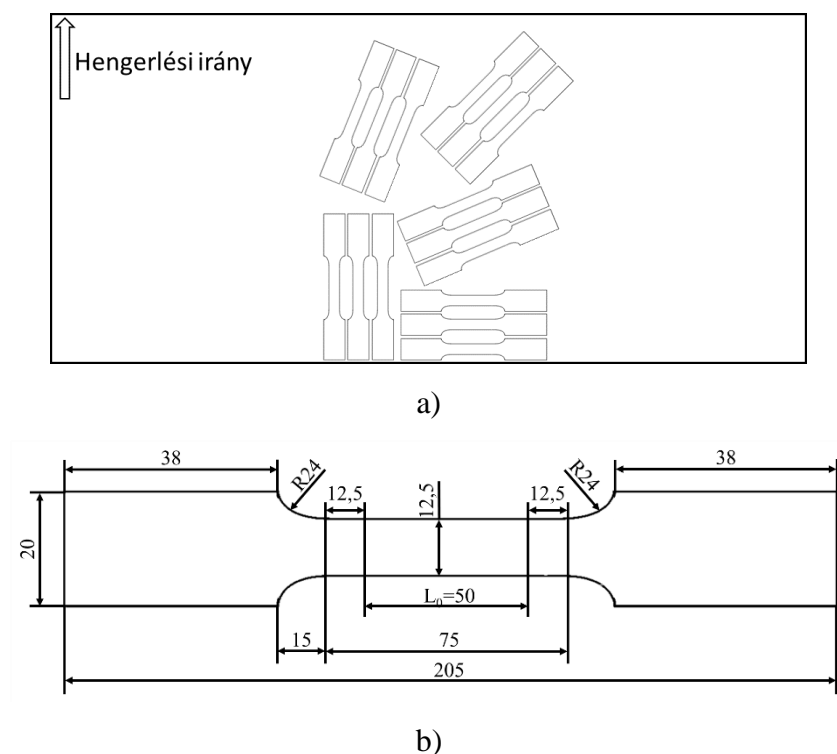
3.9 A fülesedés becslése mechanikai módszerrel

A mechanikai vizsgálat alapú fülesedést becslő módszer szakítóvizsgálatok eredményeire épül, melyeket az Arconic-Köfém Kft. által gyártott, melegen hengerelt állapotú 5,92 mm lemezvastagságú 3003 típusú alumínium ötvözetben végeztem. A vizsgálatokat a Miskolci Egyetem, Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet Mechanikai anyagvizsgáló laboratóriumában található Instron 5982 elektromechanikus univerzális anyagvizsgáló berendezéssel végeztem el (3-5. ábra).



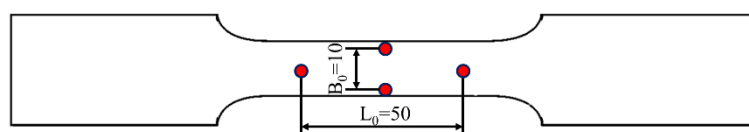
3-5. ábra Instron 5982 elektromechanikus univerzális anyagvizsgáló berendezés

A hengerelt lemezből a szakítóvizsgálatokhoz a lemez közepéből a hengerlési irányhoz viszonyítva öt különböző irányba (0° =hengerlési irány, $22,5^\circ$, 45° , $67,5^\circ$ és 90°), három párhuzamos próbadarbot munkáltattam ki a lemez szélessége mentén középről, illetve szélről. A próbatestek elhelyezkedését a lemezen belül, illetve a szakítópróbatestek méreteit a 3-6. ábra szemlélteti.



3-6. ábra A szakítóvizsgálatokhoz kivett próbadarabok a) helyei és b) méretei

A szakítóvizsgálatok során az eredmények kiértékeléséhez szükséges volt a vizsgálat során mérni a próbatest hossz-, illetve keresztirányú alakváltozását. A vizsgálatához a berendezésen található video extenzométert használtuk, melyhez a próbatesteken két-két pontot kellett ki jelölni hossz-, illetve keresztirányban. A kijelölt távolság hosszirányban 50 mm (későbbiekben L_0) és keresztirányban 10 mm (későbbiekben B_0) volt. A szakítópróbán található pontokat hossz- és keresztirányban a 3-7. ábra mutatja.



3-7. ábra A szakítópróbatesten kijelölt pontok hossz- és keresztirányban

A normál anizotrópia jellemzéséhez szükséges kiszámítani a vastagság menti (φ_A), illetve keresztirányú (φ_B) valódi alakváltozás mértékét. Mivel a hossz- és a szélesség irányú alakváltozás jobban mérhető, így a térfogatállandóságot alapul véve a vastagság menti alakváltozást a hossz- és a keresztirányú alakváltozás hányadosával helyettesítettük.

$$A = \frac{A_0 \cdot B_0 \cdot L_0}{B \cdot L} \quad (2)$$

$$\varphi_A = \ln \frac{B_0 \cdot L_0}{B \cdot L} \quad (3)$$

$$\varphi_B = \ln \frac{B}{B_0} \quad (4)$$

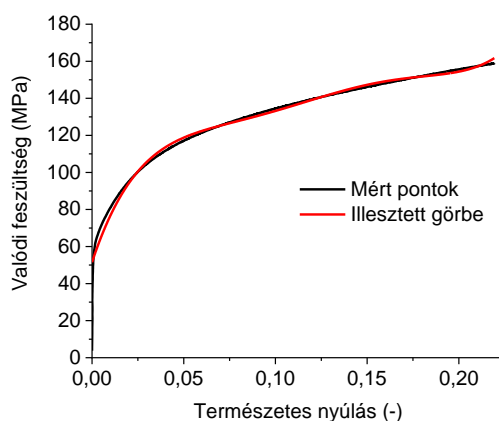
A valódi alakváltozás hányadosaként kiszámítható a hengerlési iránnyal adott szöget bezáró (φ) irányra jellemző képlékenyalakváltozási viszonzszámot (r_φ).

$$r_\varphi = \frac{\varphi_B}{\varphi_A} \quad (5)$$

Az r_φ értékekből szokásos meghatározni a Lankford-számot a (6) egyenlet segítségével.

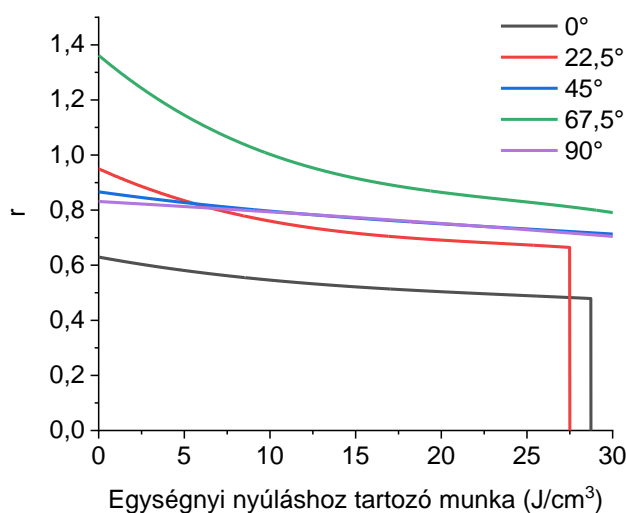
$$\bar{r} = \frac{r_0 + r_{90} + 2 * r_{45}}{4} \quad (6)$$

A szakítóvizsgálatok során meghatározott adatok feldolgozásához az Bluehill szoftvert alkalmaztuk. A r_φ értékét általában egy adott nyúláshoz ($\varepsilon=20\%$) tartozó értéknél szokták jellemezni [Dankert1996]. Anizotróp lemez esetében a különböző irányokban vett minták vizsgálata során ez az érték eltérő munkához tartozhat. Ezen eltérés kiküszöbölése érdekében a valódi feszültség-természetes nyúlás diagramját egy ötödfokú polinommal illesztettük (3-8. ábra). Az illesztett függvény értékeit csak az egyenletes nyúlás szakaszának végéig vettem fel, a kontrakciós szakaszt elhagytam.



3-8. ábra A mért pontok és az illesztett görbe a valódi feszültség természetes nyúlás függvényében

Ezután kiszámítottam az illesztett görbe alatti területet, így megkaptam a szakítás közben elvégzett munka értékét. A r_φ értékét az egyenletes nyúlás szakaszának végéig a szakítás során elvégzett munka függvényében ábrázoltam. Egy minta esetén a különböző irányokban kapott r_φ értékeit az egységnyi nyúláshoz tartozó munka függvényében mutatja a 3-9. ábra.



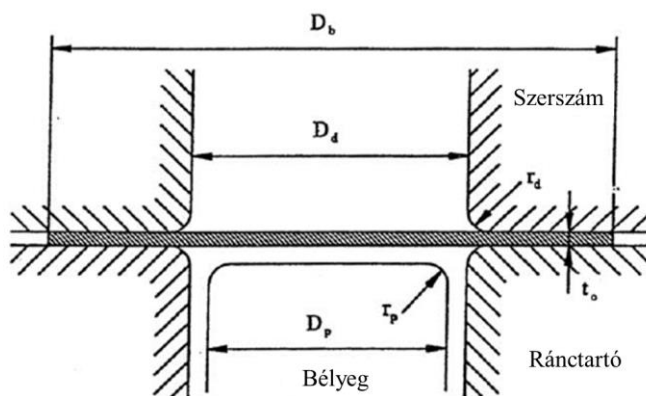
3-9. ábra A különböző irányokhoz tartozó r_φ értékei az egységnyi nyúláshoz tartozó munka függvényében

Megfigyelhető, hogy az r függvény erősen eltérő a különböző irányú minták esetében. Az is látható, hogy a szakítóvizsgálatok során az r értéke folyamatosan változik, viszont egy idő után állandósul. Ez alapján kiválasztottam azt a munka értéket, ahol minden esetben már állandósult az r értéke, amely esetünkben 25 J/cm^3 . Ezen értéknél számítottam ki a különböző irányokban mért r_{0° , $r_{22,5^\circ}$, r_{45° , $r_{67,5^\circ}$ és az r_{90° értékeit.

A különböző irányokban vett r_φ értékeket felhasználva a Yoon és társai által megalkotott (7)-es egyenlet segítségével kiszámítottam az adott φ szöghöz tartozó csészemagasságot (csészeprofil) [Yoon2011].

$$h_\varphi = r_p + (R_b + R_c) + \frac{r_{\varphi+90}}{r_{\varphi+90} + 1} \left((R_c - R_b) + R_b \ln \left(\frac{R_b}{R_c} \right) \right) + \frac{t_0}{2} \quad (7)$$

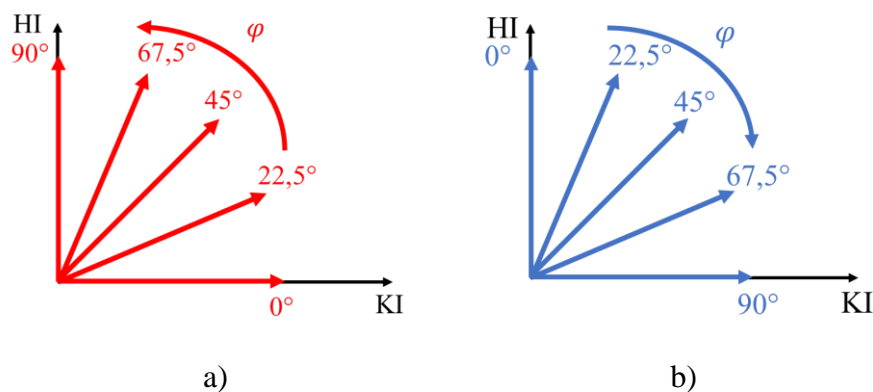
ahol a h_φ az adott szöghöz tartozó csészemagasság, r_p a lekerekítési sugár, az R_b a teríték átmérőjének (D_b) a fele, az R_c a bélyegátmérő (D_p) és a csésze külső átmérőjének (D_d) a negyede ($(D_p+D_d)/4$ és a t_0 , pedig a lemezvastagság. A csészehúzó vizsgálat sematikus rajzát a 3-10. ábra mutatja.



3-10. ábra A csészehúzó vizsgálat sematikus rajza [Yoon2006]

A csészeprofil az alábbi csészehúzási paraméterek esetére számítottam ki: $r_p=5$, $D_b=63,78$ mm, $D_p=32,93$ mm, $D_d=38,84$ mm, $t_0=5,92$ mm és a változó érték pedig r_φ . A számításokat Maple 18 szoftverrel végeztem.

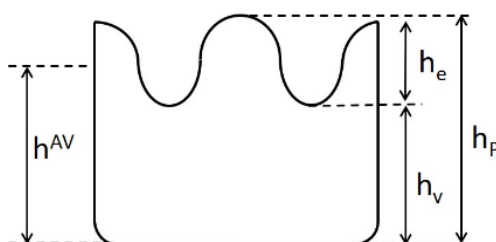
Érdeemes megemlíteni, hogy a r_φ értékek meghatározásához a szakítópróbatestek kivágásakor a $\varphi=0^\circ$ a KI-val volt párhuzamos és az óramutató járásával ellentétesen növekedett (3-11. ábra a), azonban a csészeprofil becslésénél $\varphi=0^\circ$ már a HI-nyal párhuzamos és az óramutató járásával megegyezik (3-11. ábra b).



3-11. ábra A φ szög értelmezése a) a szakító próbatestek során b) a csészeprofil becslése során

3.10 Az átlagos fülesedés számítása

Csészehúzó vizsgálatkor a csészen kialakuló fülek megjelenési helyei utalnak a fülesedés jellegére. A fülesedés mértékének számszerű jellemzéséhez használatos az átlagos fülesedés (Z), amely az átlagos fülmagasság és átlagos csészemagasság hányadosát adja meg, %-ban kifejezve a (8) – (13) képletek alapján, ahol h_{pi} a csésze magassága a füleknél, \bar{h}_p az n darab fülnél mért csészemagasságok átlaga, h_{vi} a csésze magassága a völgyeknél, \bar{h}_v az n darab völgnél mért csészemagasságok átlaga, h_e az átlagos fülmagasság, \bar{h} az átlagos csészemagasság. A mélyhúzott csészék átlagos fülesedésének számításához használt paraméterek az 3-12. ábra mutatja.



3-12. ábra Mélyhúzott csészék átlagos fülesedésének számításához használt paraméterek
[Benke2018; Schweitzer2019b; Benke2020a; Benke2020c és Benke, 2020d]

$$\bar{h}_p = (h_{p1} + h_{p2} + \dots + h_{pn})/n \quad (8)$$

$$\bar{h}_v = (h_{v1} + h_{v2} + \dots + h_{vn})/n \quad (9)$$

$$h_e = \bar{h}_p - \bar{h}_v \quad (10)$$

$$h_e = \bar{h}_p - \bar{h}_v \quad (11)$$

$$\bar{h} = (\bar{h}_p + \bar{h}_v)/2 \quad (12)$$

$$Z = (h_e/\bar{h}) \cdot 100 \quad (13)$$

Az átlagos fülesedés hasonlóan számítható 4, 8, vagy akár még több fül megjelenése esetében is. Az átlagos fülesedést a fent leírt módon számítottam ki a pólusábra alapú fülesedést becslő módszer alkalmazása során az összegzett {200} intenzitás adatok alapján, valamint a szakítóvizsgálatok során meghatározott r_ϕ értékeken alapuló módszer alkalmazása során is. A pólusábra mérésén alapuló fülesedést becslő módszer összegzett, súlyozott röntgenfoton intenzitás adatokból kiindulva adja meg a becsült csészeprofil, nem pedig mértani vagy mechanikai mérőszámok alapján. Éppen ezért, annak érdekében, hogy a pólusábra alapú módszerrel kapott becsült átlagos fülesedés összevethető legyen akár a mért

csészemagasságok, akár a mechanikai vizsgálat alapján számított átlagos fülesedés értékkel, egy skálázási faktort szükséges alkalmazni az átlagos fülesedés számszerű értékének megadásához. A skálázási faktor alkalmazása azért is szükséges, mert nem mindegy, hogy milyen csészehúzási paraméterek esetére (r_p , D_b , D_p , D_d , t_0) végezzük a becslést. Nyilvánvaló, hogy ugyanazon lemezből kivágott más terítékméret (D_b) esetében más átlagos csészemagasságot (\bar{h}) és ennek megfelelően más átlagos fülesedés értéket kapnánk. A skálázási faktor meghatározása a mért csészemagasságokból esetemben a r_ϕ értékekből számított átlagos fülesedés és a pólusábra mérések alapján becsült átlagos fülesedés hányadosaként határozható meg (14) egyenlet alapján [Benke2018; Schweitzer2019b; Benke2020a; Benke2020c és Benke2020d].

$$SF = \frac{Z^{PF}}{Z^{mech}} \quad (14)$$

ahol a Z^{PF} a pólusábrák adatai alapján számolt átlagos fülesedés értéke, Z^{mech} a mechanikai vizsgálatok alapján számított átlagos fülesedés.

4 Eredmények

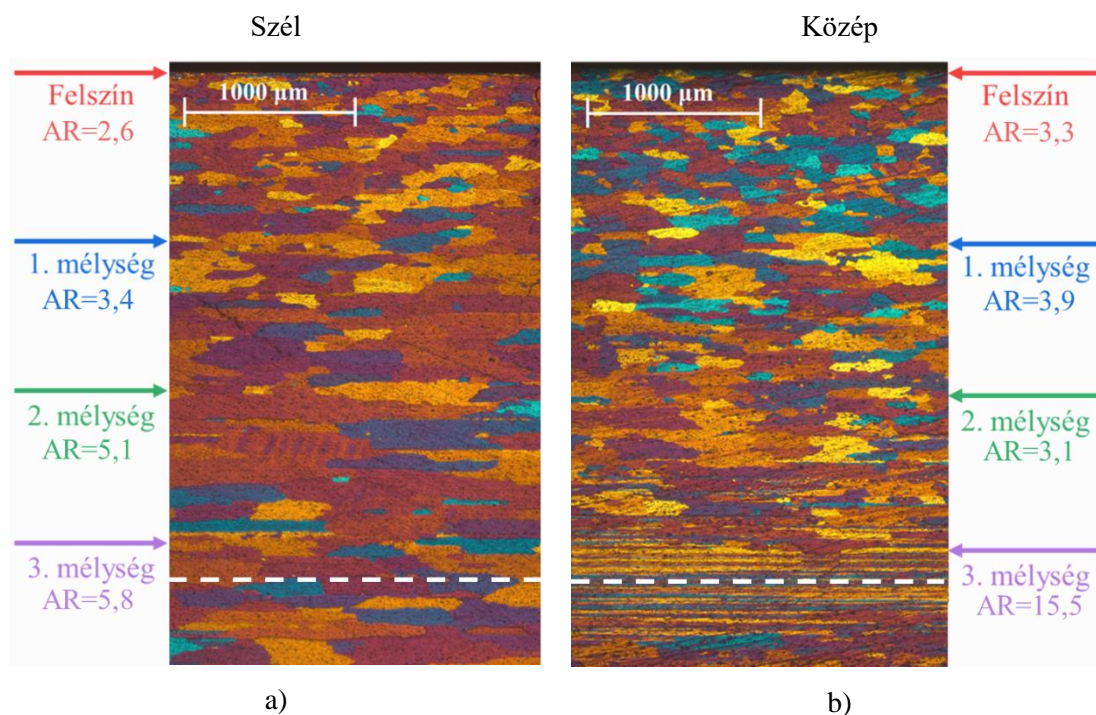
4.1 A pólusábra alapú fülesedést becslő módszer validálása ipari körülmények között melegen hengerelt lemezen

A 3003 típusú, ipari körülmények között melegen hengerelt lemez széléről, illetve közepéről származó minták keresztmetszeti csiszolatáról készült optikai mikroszkópos képeit a 4-1. ábra mutatja. A képek a minták felületétől a középvastagságig mutatják a szemcseszerkezeteket. Az 4-1. ábra mutatja a különböző mélységekben végzett textúravizsgálatok helyeit is. A lemez széléről (4-1. ábra a) származó képen látható, hogy a mintában a teljes vastagság mentén enyhén nyújtott szemcseszerkezet figyelhető meg. A szemcsék nyújtottsága a felülettől a lemez belseje felé haladva némileg növekszik. A melegen hengerelt lemez közepéről vett minta optikai mikroszkópos felvételén (4-1. ábra b) megfigyelhető, hogy a lemez felszínének a közelében enyhén nyújtott szemcsék vannak jelen, a lemez közepe felé haladva a szemcsék nyújtottsága egyre növekszik, a lemez közepén pedig erőteljesen elnyújtott szemcsék vannak jelen. A szemcsék nyújtottságának (AspectRatio – AR) számszerűsített értékét az alábbi egyenlet alapján határoztam meg (15):

$$AR = \frac{L}{W} \quad (15)$$

ahol az L a részecske hosszúsága, a W pedig a részecske szélessége [Gácsi2001].

A szemcsék nyújtottságának eltérése (ΔAR) keresztmetszet mentén a lemez széléről vett minta esetében 3,2, a lemez közepéről vett minta esetében pedig 12,1.



4-1. ábra A 3003 típusú, ipari körülmények között melegen hengerelt lemez a) széléről, illetve b) közepéről vett minta keresztmetszetéről készült optikai mikroszkópos felvétele (50x nagyítás) és különböző mélységekben meghatározott AR értéke

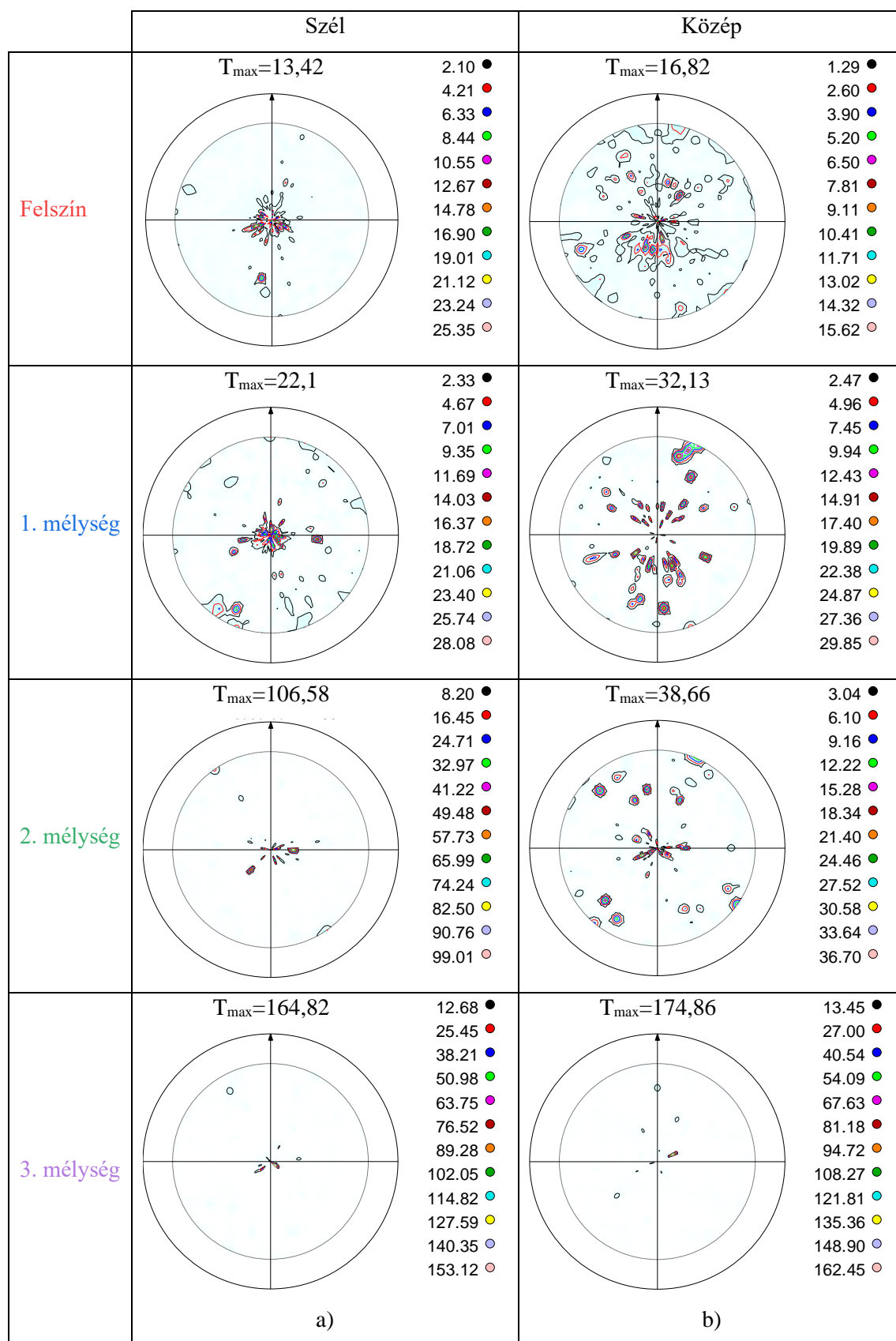
Mivel jelentős különbség mutatható ki a lemez széléről, illetve közepéről vett minta szemcseszerkezetében, emiatt a validáláshoz alkalmazott röntgendiffrakációs textúra vizsgálatokat a lemez felületén és további három különböző rétegvastagságban is elvégeztem. A rétegtávolítás jelentős részét csiszolással végeztem, majd annak érdekében, hogy az eredményeket ne befolyásolja a csiszolás okozta alakítás, a mintákat políroztam, végül rövid ideig tartó maratást végeztem (marószerszer: 2 rész HCl, 2 rész HNO₃ és 1 rész HF). A kiinduló és a maratást követő lemezvastagságokat a 4-1. Táblázat mutatja.

4-1. Táblázat A 3003 típusú, ipari körülmények között melegen hengerelt lemez széléről és közepéről vett minta rétegtávolítást követő lemezvastagsága

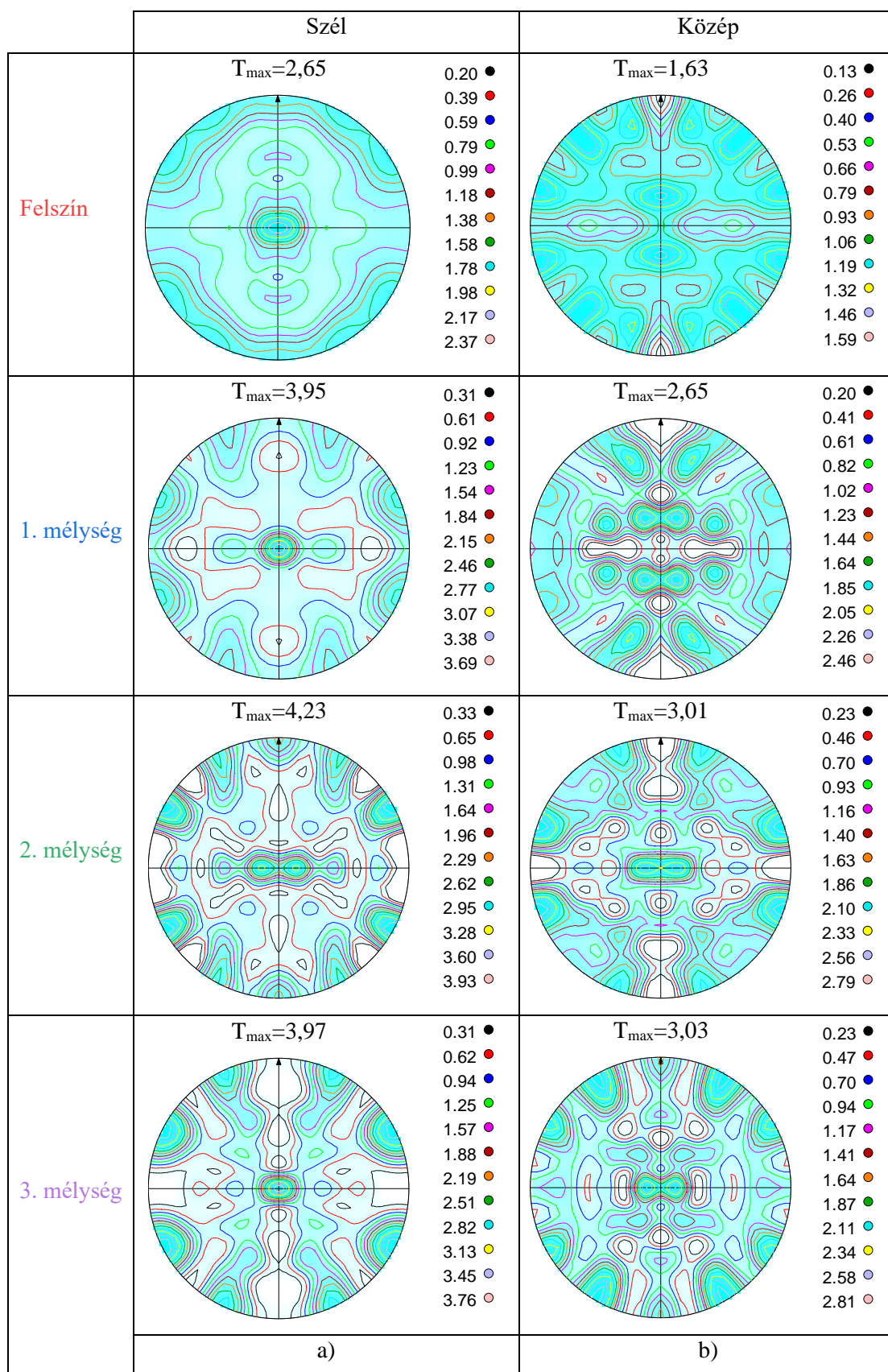
	Lemezvastagság (mm)	
	Szél	Közép
Kiinduló	5,92	5,92
1. mélység	4,95	5,15
2. mélység	4,1	4,05
3. mélység	3,35	3,25

A 4-2. ábra mutatja az ipari körülmények között melegen hengerelt 3003 típusú lemez felszínén, illetve három mélységben mért {200} pólusábráit, az újraszámított {200} pólusábrákat pedig a 4-3. ábra mutatja. Mindkét ábra esetében az a) oszlop a lemez széléről, a b) oszlop a lemez közepéről vett minta eredményeit mutatja. A pólusábrákhoz tartozó szintvonalak, illetve e textúra mérőszáma (T_{max}) szintén fel vannak tüntetve. A mért pólusábrákon látható, hogy rendkívül nagy intenzitáscsúcsok diszkrét φ és χ koordinátáknál jelentkeznek. A rendkívül nagy mért intenzitás értékek tükröződnek a szintvonalak értékein is: a legnagyobb intenzitású szintvonalak értékei ~ 16 és ~ 162 között változnak, ami nagyon nagy intenzitásnak tekinthető. Ez a jelenség arra utal, hogy a vizsgált térfogatban viszonylag kevés számú, nagy méretű kristály található. Ilyenkor a vizsgált térfogatban lévő, adott orientációjú kristályok az orientációjuknak megfelelő φ és χ koordinátáknál – méretükből adódóan – nagy intenzitást eredményeznek, azonban az ehhez közeli, de kissé eltérő orientációjú kristályok hiányoznak, aminek eredménye az intenzitás ugrásszerű lecsökkenése az adott φ és χ koordináták elhagyása során. (Ilyen textúráképre még látványosabb példát mutatnak az öntött szerkezetek.) Ez összhangban van a szemcseszerkezetvizsgálat eredményeivel.

A szemcsék méretéből (és azok számából) adódó nehézségeket a pólusábrák újraszámítása során ki lehet küszöbölni. Ilyenkor ugyanis az adott orientációjú szemcsének ortotróp megfelelőit (vagyis a HI-ra és a KI-ra szimmetrikus orientációjú párjait) is megkapjuk az újraszámított pólusábrákon. Fontos megemlíteni, hogy az ortotróp szimmetria feltételezéséhez azt vettem alapul, hogy a hengerlés ortotróp szimmetriájú, és ebből kifolyólag természetesen a hengerlési textúra is ortotróp. Továbbá, mivel a hengerelt szemcsék orientációjához képest meghatározott elfordulással jöhetnek létre új szemcsék az újrakristályosodás során, az újrakristályosodott szemcsék orientációja is ortotróp jelleget mutat. A mért, illetve az újraszámított {200} pólusábrák alapján megállapítható, hogy a mintákban a hengerlési és újrakristályosodási textúra közötti állapot van jelen, a felülettől a lemez közepe felé haladva erősödik a textúra.

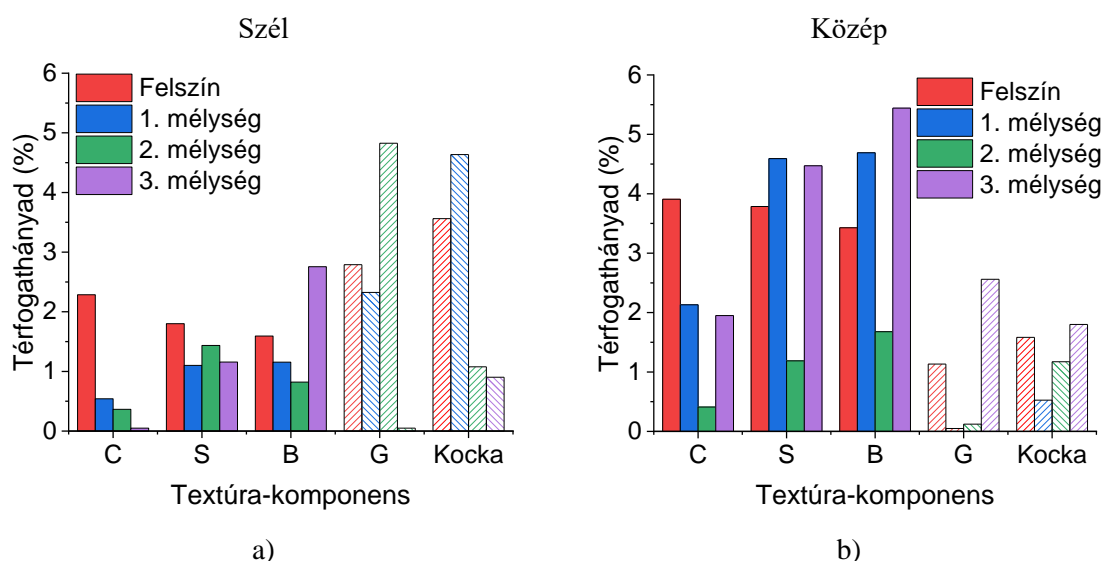


4-2. ábra A 3003 típusú, ipari körülmények között melegen hengerelt lemez a) szélén és b) közepén a különböző mélységeken mért {200} pólusábrák



4-3. ábra A 3003 típusú, ipari körülmények között melegen hengerelt lemez a) szélén és b) közepén a különböző mélységekben mért $\{200\}$ pólusábrák

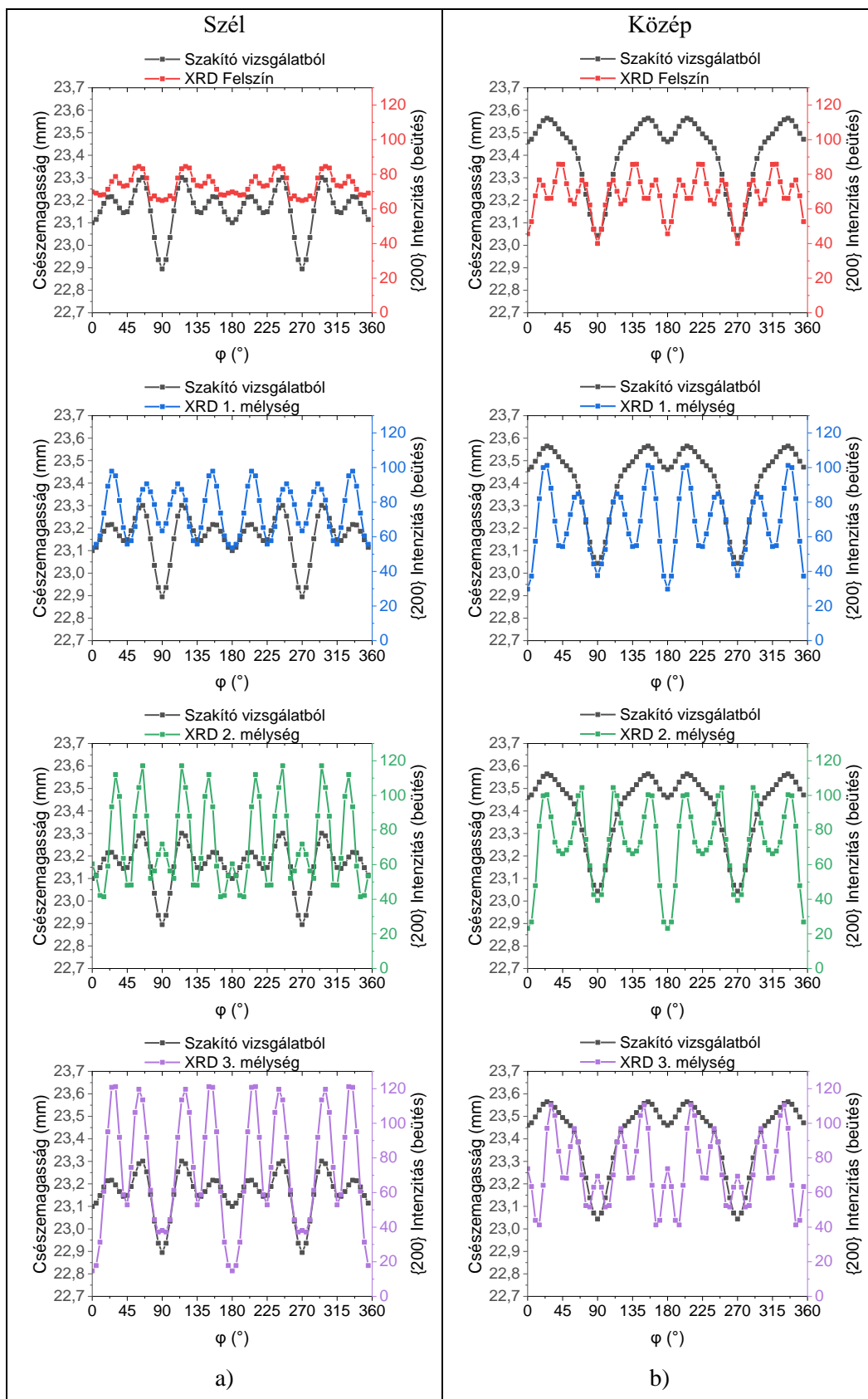
Az ipari körülmények között melegen hengerelt lemez textúra-komponens térfogathányad értékeit a lemez széléről kivett 4-4. ábra a), a lemez közepéről vett minta esetében a 4-4. ábra b) mutatja. A lemez széléről vett minta esetében megfigyelhető, hogy a felszínen kicsik az alakítási (C, S, B) és újrakristályosodási (Goss, Kocka) textúra-komponensek értékei. A rétegeltávolítást követően erősödnek az újrakristályosodási textúra-komponensek, azonban a lemez közepén (3. maratást követően) értékük ismét lecsökken. A lemez közepéről vett minta esetében azonban az figyelhető meg, hogy a lemez felszínén, illetve a maratásokat követően erős alakítási textúra jellemzi. Ezen eredmények megerősítik, hogy a mintákra a hengerlési és újrakristályosodási textúra közötti átmenet a jellemző.



4-4. ábra A 3003 típusú, ipari körülmények között melegen hengerelt lemez a) széléről, illetve b) közepéről vett minta fő textúra-komponens értékei (teli jelölők- alakítási textúra-komponensek; csíkozott jelölők újrakristályosodási textúra-komponensek)

A mechanikai alapú módszerrel, illetve a pólusábra alapú módszerrel becsült csészeprofilok összehasonlítását az ipari körülmények között melegen hengerelt lemez széléről és közepéről vett mintákon a 4-5. ábra mutatja. Az ábrán a felszínen mért vizsgálatok mellett a három, különböző mélységben becsült csészeprofilok eredményei is láthatóak, külön diagramokon. A pólusábra adatok alapján becsült csészeprofilokat minden esetben a mechanikai alapú módszerrel számított csészeprofilhoz hasonlítva mutatom be. A lemez széléről vett minta esetében megállapítható, hogy a felületi mérések alapján becsült csészeprofil és az r_ϕ értékek alapján számolt csészeprofil erős egyezést mutat, a fülek és a völgyek ugyanazokon a helyeken vannak, valamint azok egymáshoz viszonyított magassága

is közel azonos. A további, különböző mélységekben becsült profilok esetében a fülek és völgyek helyei szintén egybeesnek az r_φ értékekből számolt, térfogatot jellemző csészeprofillal, azonban a fülek és völgyek egymáshoz viszonyított magasságában eltérés figyelhető meg: minél mélyebbről származik a becsült csészeprofil, annál nagyobbak a fülek és völgyek közti magasság-különbségek. Ez a megfigyelés összhangban van a szemcsék nyújtottságával: a lemez felületéről a lemez közepe fele haladva a vastagság mentén a szemcsék nyújtottsága, valamint textúrája egyaránt növekszik. A lemez közepéről vett minta esetében a felületi adatok alapján becsült csészeprofilon a völgyek helyei egybeesnek az r_φ értékekből számolt profilon látható völgyek helyeivel. A textúramérések alapján becsült csészeprofilon több fül jelenik meg, mint a térfogati módszer esetében, azonban az ezekre fektethető burkológörbék közel azonos helyeken lennének, mint a térfogati mérés profilján. A mélyebben végzett textúramérések alapján becsült csészeprofilokon továbbá ismételtén megfigyelhető, hogy a fülek és völgyek egymáshoz viszonyított magassága annál nagyobb, minél nagyobb mélységből származik a becsült csészeprofil. Ez ismét összhangban van azzal a megfigyeléssel, mely szerint a lemez vastagsága mentén a közép fele haladva nő a szemcsék nyújtottsága és textúrája.



4-5. ábra A 3003 típusú, ipari körülmények között melegen hengerelt lemez a) szélén és b) közepén a mechanikai módszerrel számított, illetve a textúravizsgálat eredményei alapján becsült csészeprofilok

A különböző mélységben végzett szemcseszerkezet-, és textúravizsgálatok alapján megállapítható, hogy amennyiben nincs eltérés a szemcsék alakjában (alakított/ekviaxiális), valamint nincs jelentős eltérés a szemcsék nyújtottságában a mélység függvényében ($\Delta AR_{\max}=3,2$), a felületen végzett textúramérések adatai alapján becsült csészeprofilal jól jellemezhető a lemez térfogati csészeprofilja.

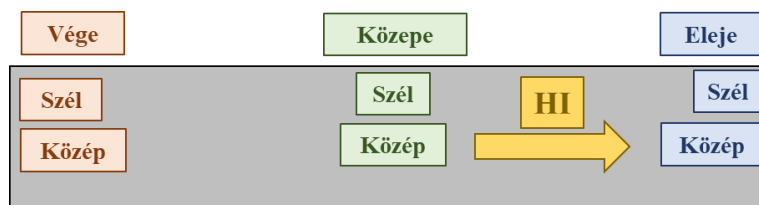
A 4-2. Táblázat a 3003 típusú, ipari körülmények között melegen hengerelt lemez szélén és közepén a szakítóvizsgálat, illetve a textúravizsgálat alapján becsült átlagos fülesedés értékeit mutatja. A felületi textúravizsgálati eredmények alapján végzett becslés során a skálázási faktor értéke 24. A szakítóvizsgálat eredményei alapján látható, hogy a lemez szélén és közepén nagyon közeli, kis mértékű átlagos fülesedés értékeket kapunk.

4-2. Táblázat A 3003 típusú, ipari melegen hengerelt lemez szélén és közepén a szakítóvizsgálat, illetve a textúravizsgálat eredményeiből számított becsült átlagos fülesedés értékek. A textúravizsgálat alapján végzett becslések során a skálázási faktor értéke 24.

	Szél		Közép	
	XRD	Szakítóvizsgálat	XRD	Szakítóvizsgálat
Z [%]	0,63	0,81	1,36	1,34

4.2 Laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt, új összetételű, kísérleti alumínium ötvözetek eredményei

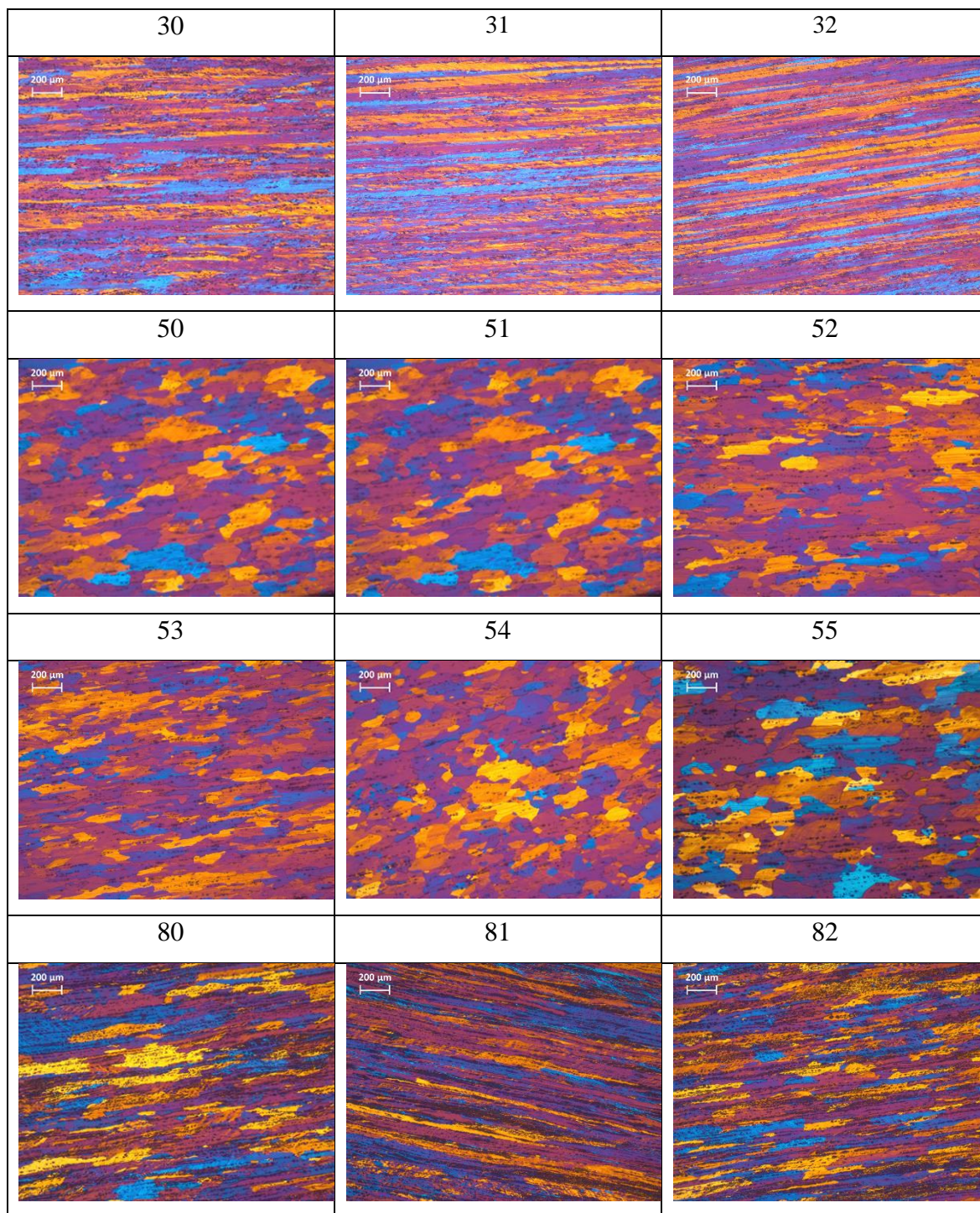
A kísérleti ötvözetekből laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt lemezek teljeskörű jellemzéséhez, valamint az esetleges fülesedésbeli inhomogenitások kimutatásához a mintadarabokat a hengerelt szalag elejéből, közepéből és végéből, illetve a szalag szélessége mentén pedig a lemez szél, illetve közép részéről munkáltattam ki. A mintavétel helyeit a 4-6. ábra mutatja.



4-6. ábra A kísérleti ötvözetekből laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt lemezek jellemzéséhez vett minták helyei

4.2.1 *A szemcseszerkezetvizsgálatok eredményei*

A kísérleti ötvözetek melegen hengerelt állapotú lemezek közepéről vett minták 50x-es nagyításban készült optikai mikroszkópos felvételeket a 4-7. ábra, a további felvételeket, pedig a 1. melléklet-12. melléklet mutatja. A lemezek szemcseszerkezet vizsgálatai során a lemezek teljes vastagságát vizsgáltam. Mivel a szemcseszerkezetben nem volt szemmel látható különbség a szemcsék nyújtottságában a mélység függvényében, a jellemző szövetszerkezetet csak egy látótérben mutatom be. A 3xxx-es ötvözetek esetében alakításra jellemző nyújtott szemcseszerkezet figyelhető meg. A melegen hengerelt 5xxx-es ötvözetekre újrakristályosodott, enyhén nyújtott szemcseszerkezet jellemző. A 8xxx-es ötvözetekre nyújtott, enyhén alakított szemcseszerkezet jellemző.

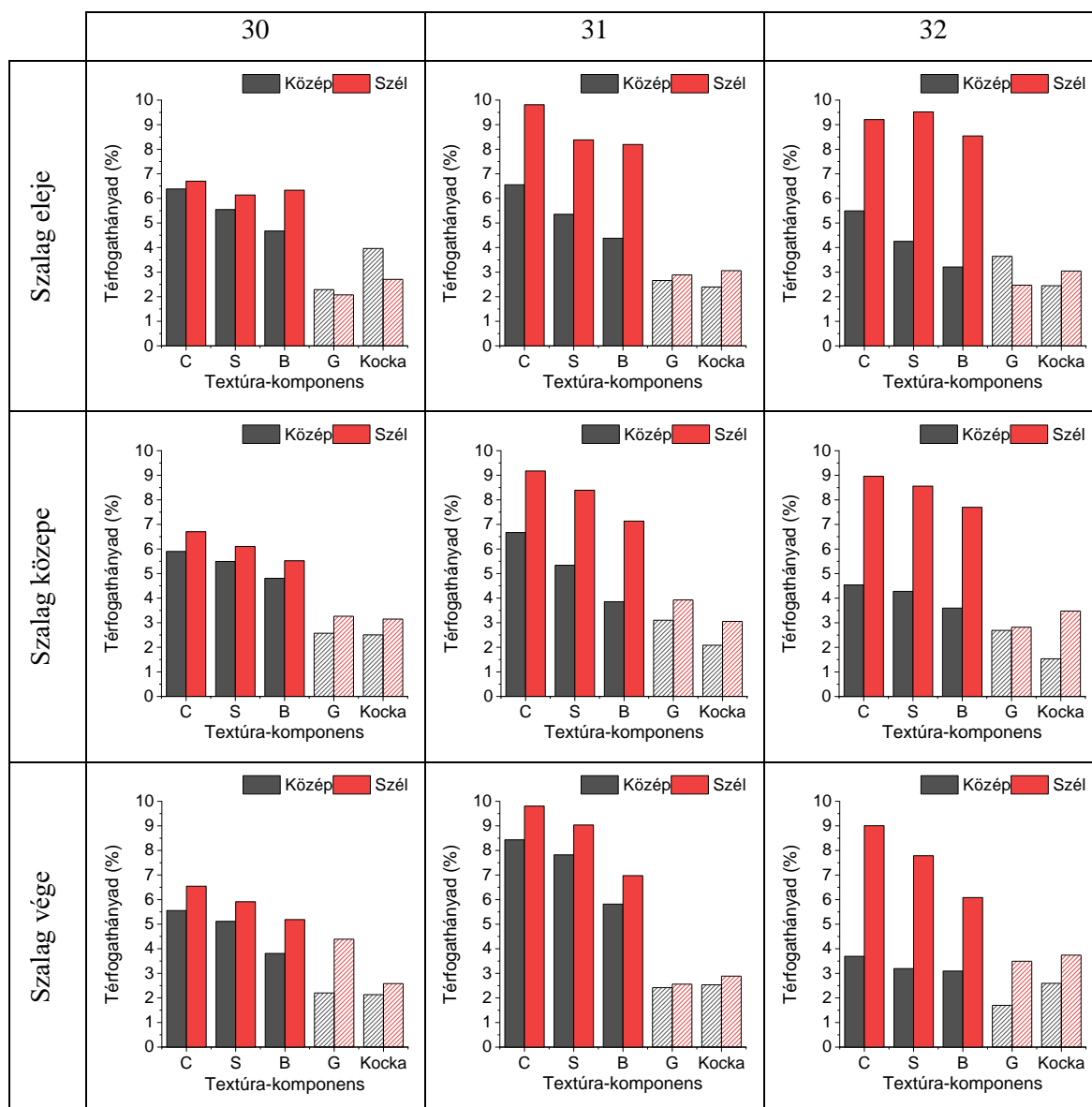


4-7. ábra A kísérleti ötvözetek melegen hengerelt lemezeinek közepéről vett minták optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)

A melegen hengerelt, kísérleti ötvözetekről általánosságban elmondható, hogy a lemezekben a szemcsék morfológiája nem változik, a szemcsék nyújtottsága elhanyagolható mértékben változik a felülettől a lemezek közepe felé haladva. Ezek alapján megállapítható, hogy a lemezek textúrája leírható, a lemezek fülesedése pedig becsülhető a lemezek felületén végzett röntgendiffrakciós textúravizsgálatok alapján.

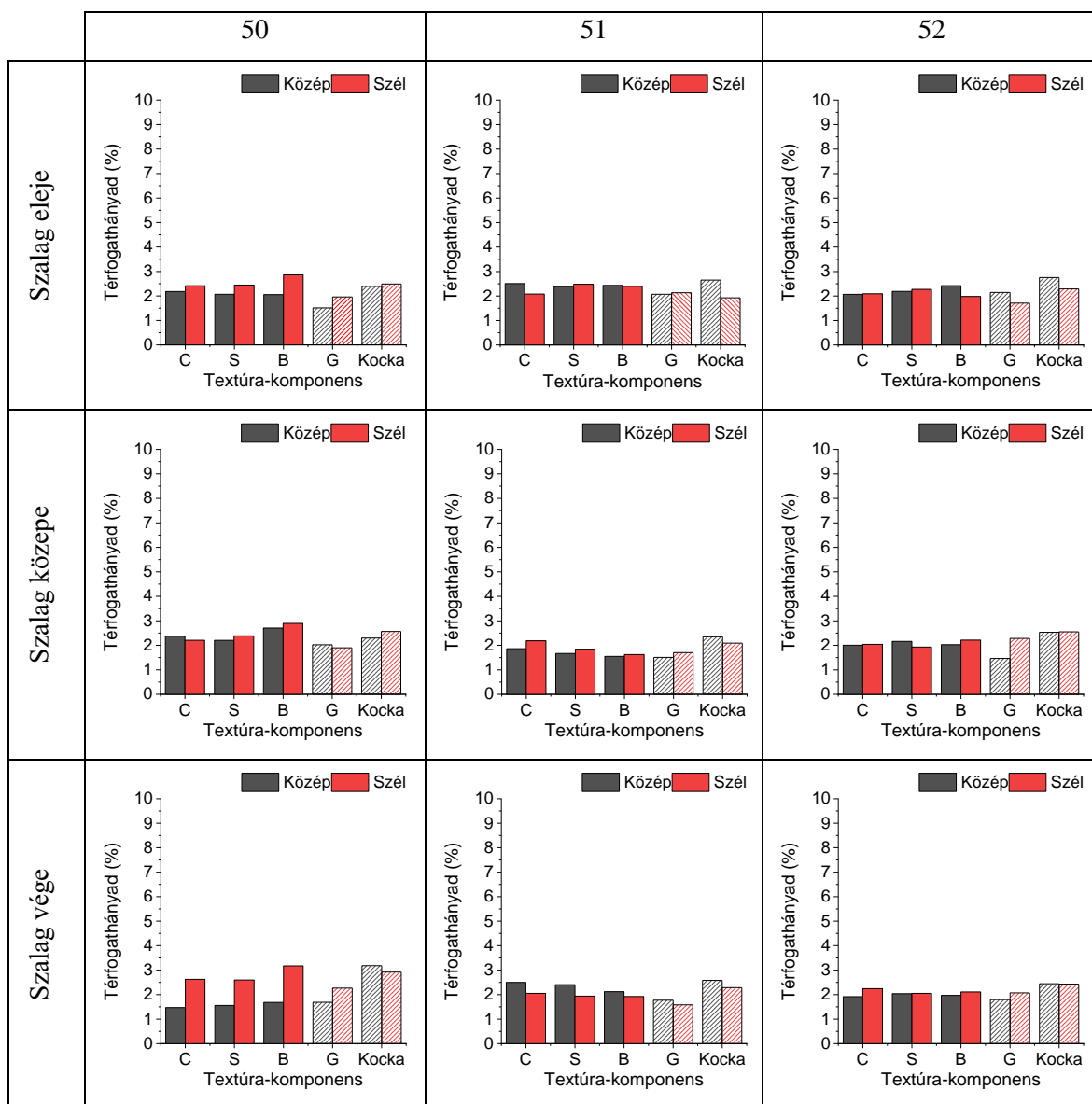
4.2.2 A textúravizsgálatok eredményei

A „30”, „31” és „32” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek textúra-komponens értékeit a 4-8. ábra mutatja a szalag hossza, illetve szélessége mentén. Mindhárom ötvözet esetén erős alakítási textúra jellemző. A „30”-as jelű ötvözet esetében jelentős különbség nem mutatható ki a szalag hossz-, illetve keresztirányra mentén. A „31” és „32”-es jelű ötvözetek esetében a szalag keresztirányában nagymértékű (akár 5 %-os) különbség figyelhető meg, hosszirányra mentén azonban nincs érdemi különbség.



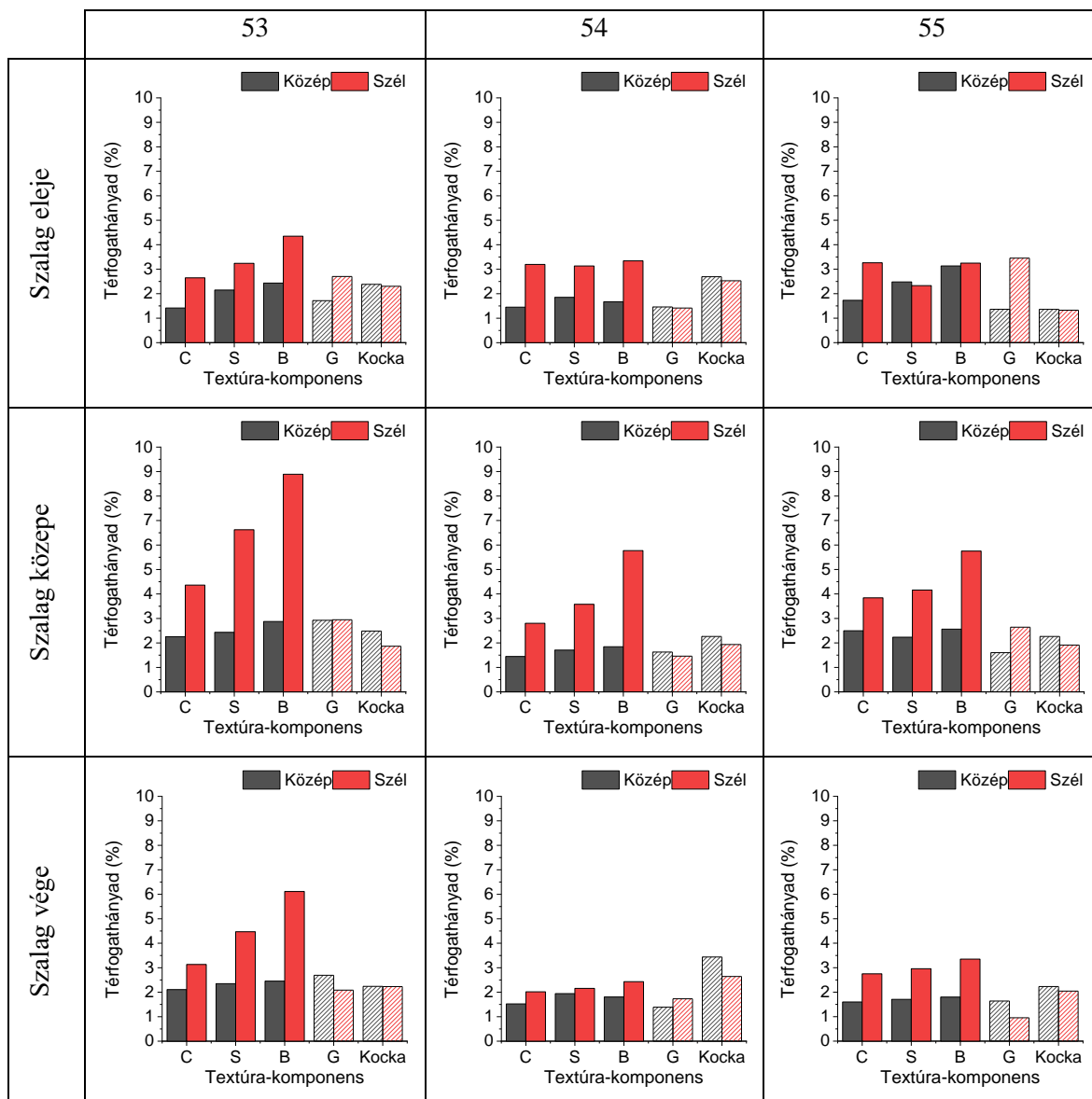
4-8. ábra A „30”, „31” és „32” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek textúra-komponens értékei a szalag hossza, illetve szélessége mentén (teli jelölök- alakítási textúra-komponensek; csíkozott jelölök- újrakristályosodási textúra-komponensek)

Az 4-9. ábra mutatja a laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt „50”, „51” és „52” jelű ötvözetek textúra-komponens értékeit a szalag hossza, illetve szélessége mentén. Ezen ötvözetek esetében megfigyelhető, hogy közel textúramentes, továbbá nem mutatható ki különbség a lemez hossz-, illetve keresztiránya mentén.



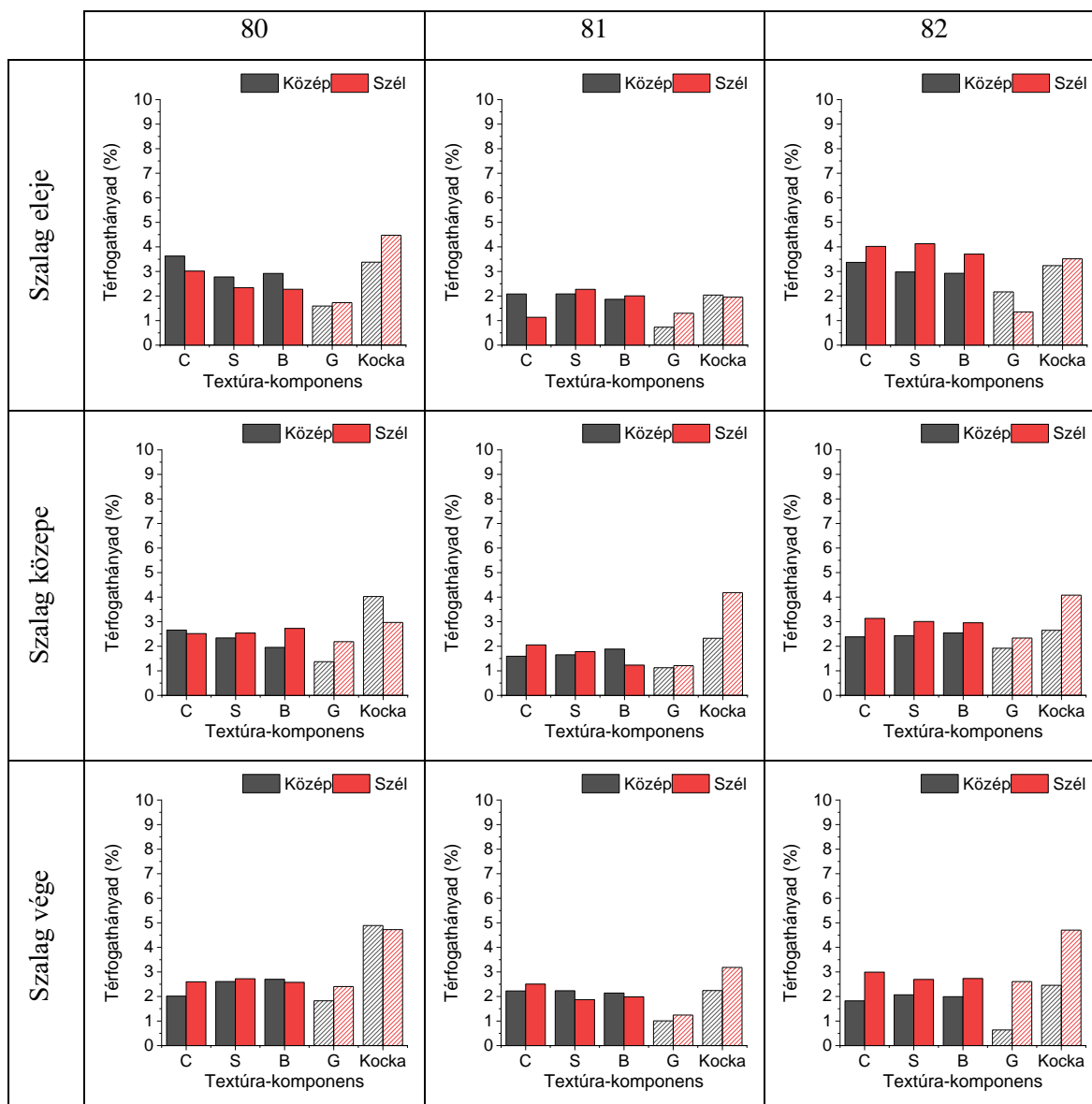
4-9. ábra A „50”, „51” és „52” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek textúra-komponens értékei a szalag hossza, illetve szélessége mentén (teli jelölők- alakítási textúra-komponensek; csíkozott jelölők- újrakristályosodási textúra-komponensek)

A textúra-komponensek térfogathányad értékeit a 4-10. ábra mutatja az „53”, „54” és „55” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek esetében. Az „53”-as jelű ötvözet esetében az alakítási textúra-komponensek térfogathányad értékeiben keresztirányban szalag széle és közepe között jelentős (akár ~6%-os) eltérés figyelhető meg, illetve a szalag hossza mentén is jelentős (akár 7%-os) eltérés mutatható ki. Az „54”-es és „55”-ös jelű ötvözet esetében szintén megfigyelhető ez az eltérés, de kisebb mértékű (max. 3%).



4-10. ábra A „53”, „54” és „55” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek textúra-komponens értékei a szalag hossza, illetve szélessége mentén (teli jelölők- alakítási textúra-komponensek; csíkozott jelölők- újrakristályosodási textúra-komponensek)

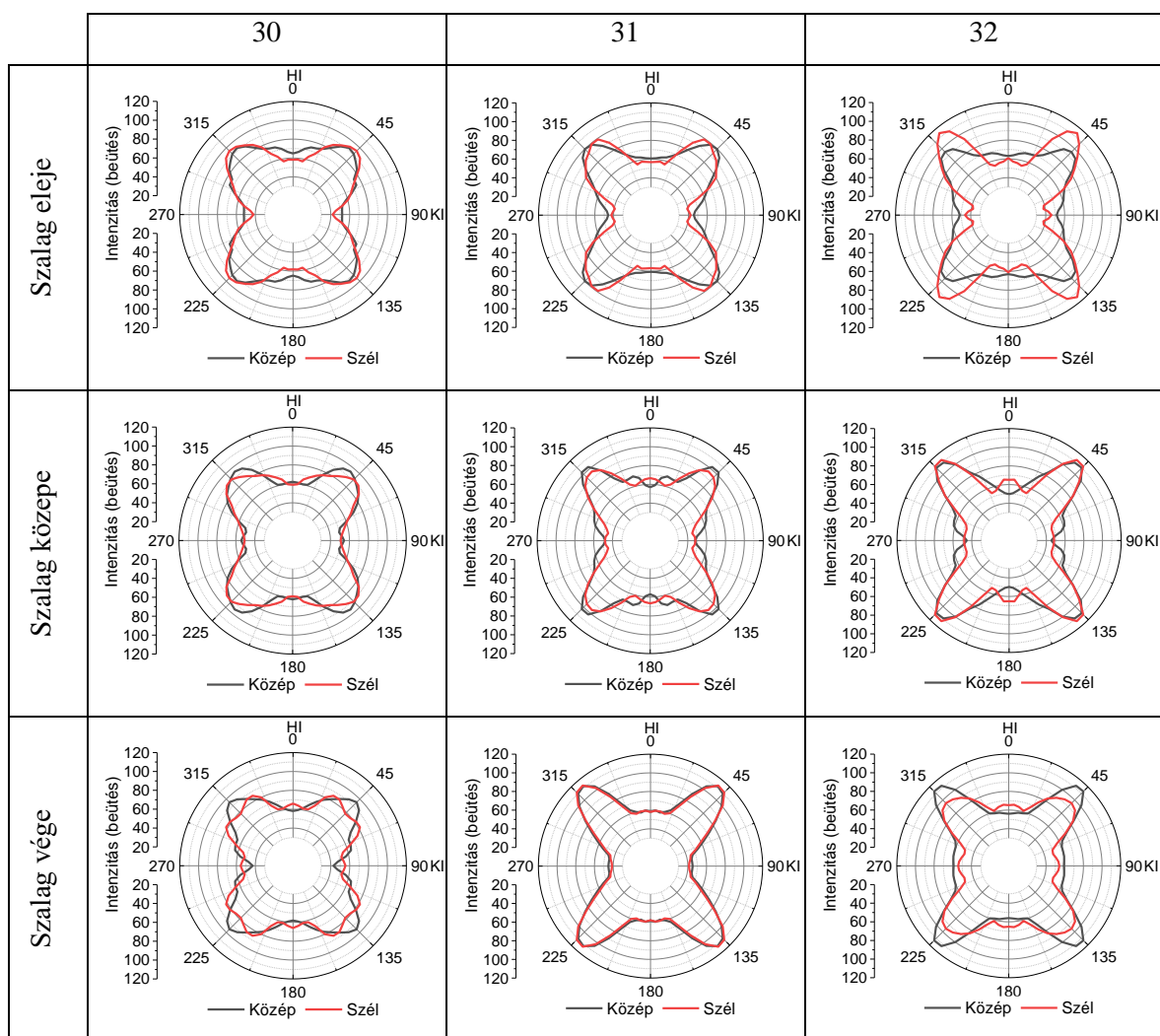
A textúra-komponensek térfogathányad értékeit mutatja a „80”, „81” és „82” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek esetében a 4-11. ábra. Mindhárom ötvözet esetében gyenge újrakristályosodási, vagy textúra mentes állapot figyelhető meg. Jelentős eltérés nem mutatható ki a szalag hossz-, illetve keresztmetszete mentén.



4-11. ábra A „80”, „81” és „82” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek textúra-komponens értékei a szalag hossza, illetve szélessége mentén (teli jelölők- alakítási textúra-komponensek; csíkozott jelölők- újrakristályosodási textúra-komponensek)

4.2.3 A {200} pólusábrák alapján becsült fülesedés eredmények

A 4-12. ábra mutatja a „30”, „31” és „32” jelű ötvözetek {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilokat a szalag hossza, illetve szélessége mentén. A becsült csészeprofilok elemzésénél érdemes megjegyezni, hogy a pólusábra adatok alapján becsült csészeprofilok érzékenyebben mutatják a fülek és völgyek közötti különbségeket, más szóval, a fülek és völgyek amplitúdója nagyobb, mint a mért csészemagasságokból megrajzolt diagramokon (1-21. ábra). A becsült csészeprofilokból számított becsült átlagos fülesedés értékeit a 4-3. Táblázat mutatja. A táblázatban a kék színek hengerlési jellegű fülesedésre utalnak, a szín telítettsége a fülesedés mértékével arányos. Megállapítható, hogy a 3xxx-es ötvözetcsaládra laboratóriumi körülmények között végzett melegen hengerelt állapotban hideghengerlési fülesedés jellemző, melynek mértéke kis mértékben (maximum ~1,2%) változik egy összetételen belül a lemez hossza, illetve szélessége mentén.

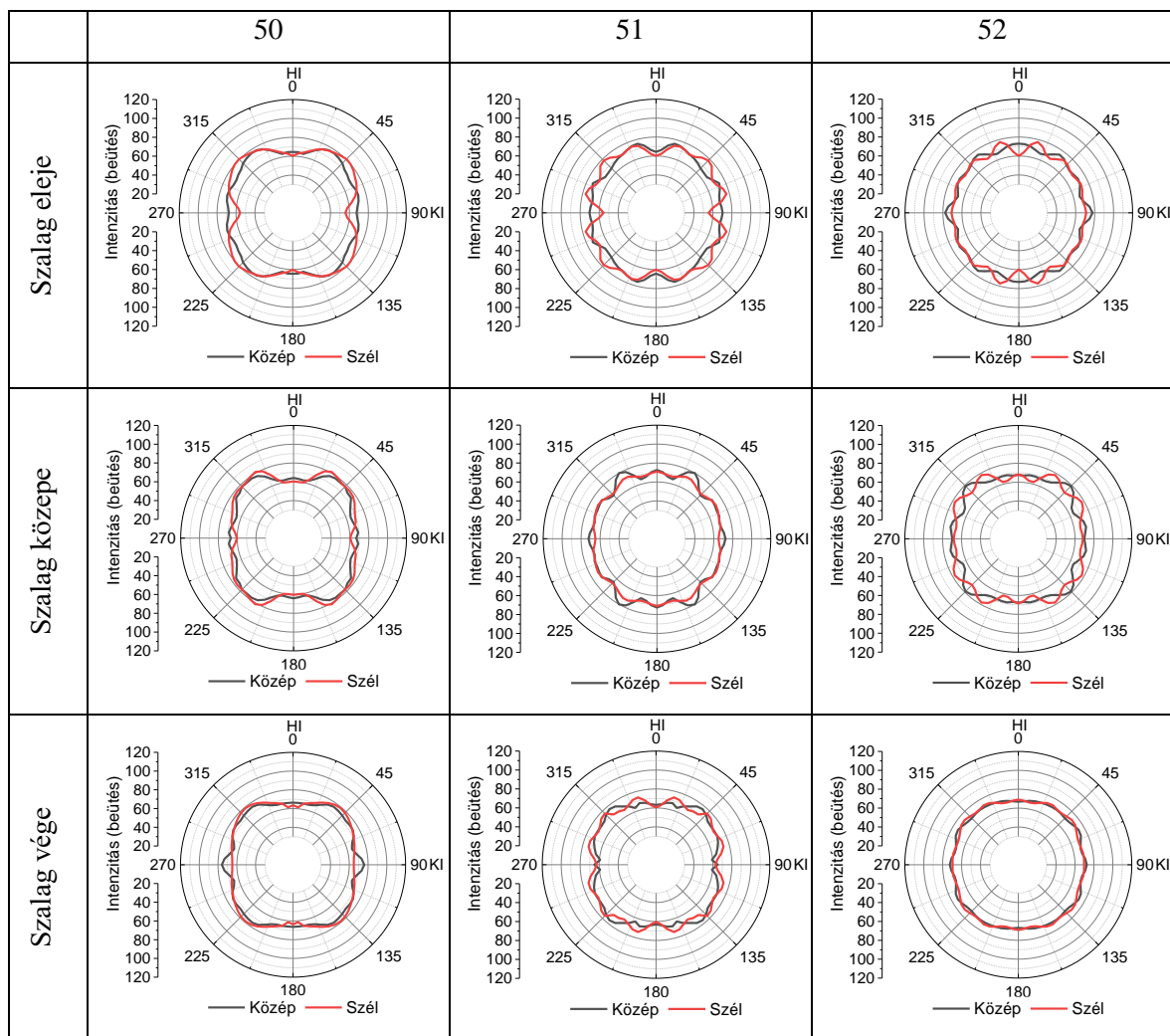


4-12. ábra A „30”, „31” és „32” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilok a szalag hossza, illetve szélessége mentén

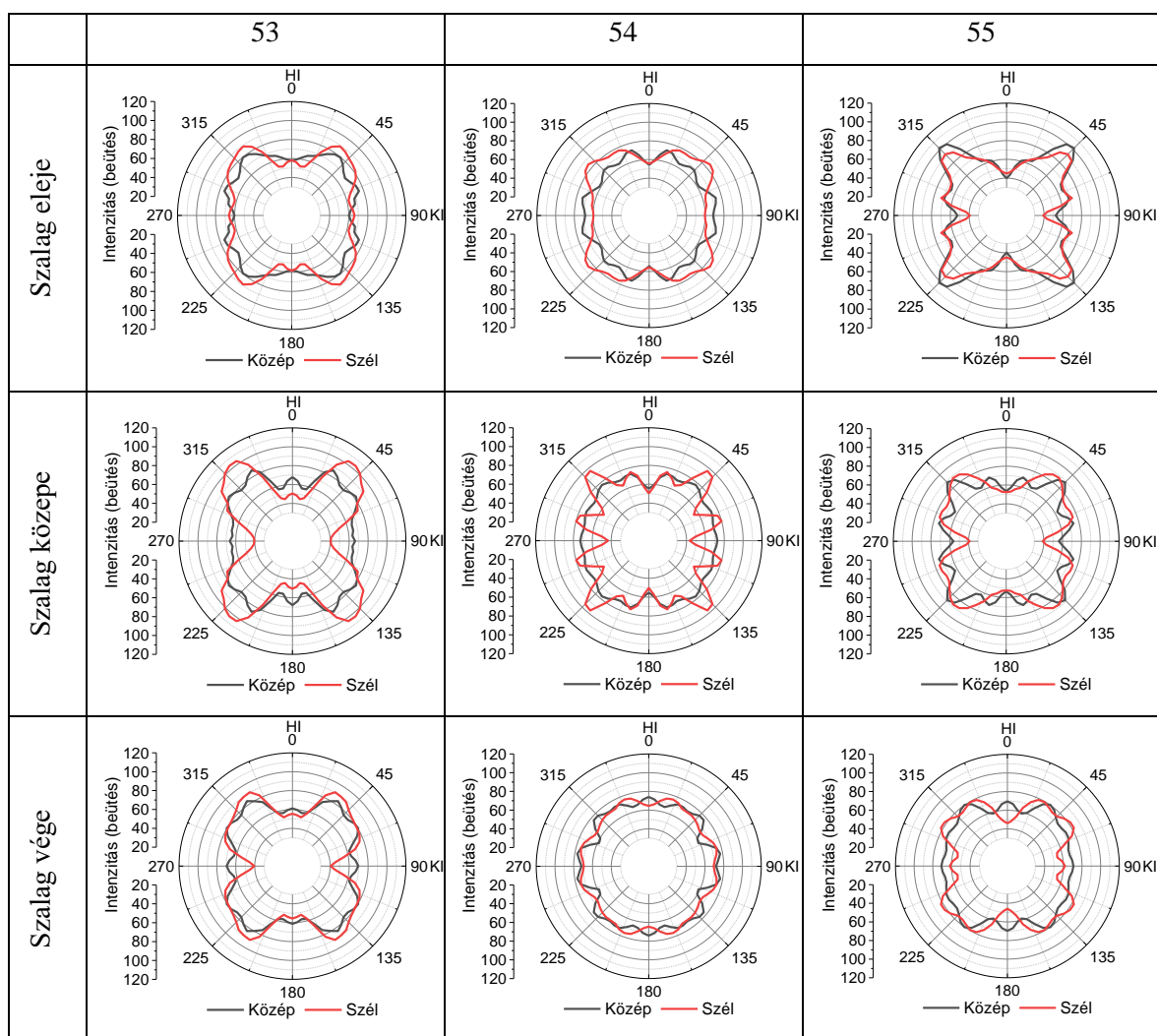
4-3. Táblázat A „30”, „31” és „32” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek becsült átlagos fülesedés értékei, valamint a fülesedés típusa a szalag hossza, illetve szélessége mentén 24-es skálázási faktor alkalmazásával. Kék: hengerlési fülesedés, narancs: újrakristályosodási fülesedés, zöld: ezektől eltérő fülesedés, fehér: elhanyagolható fülesedés.

			30	31	32
Z [%]	Szalag eleje	Közép	1,87	2,54	2,07
		Szél	2,60	2,77	3,01
	Szalag közepe	Közép	2,01	2,71	3,31
		Szél	2,09	2,11	2,77
	Szalag vége	Közép	2,57	3,08	2,71
		Szél	1,33	3,24	1,91

A 4-13. ábra és 4-14. ábra, illetve a 4-4. Táblázat mutatja az 5xxx-es ötvözetcsalád {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilokat és az ezekből becsült átlagos fülesedés értékeit és a fülesedési típusokat a szalag hossza, illetve szélessége mentén. A táblázatban a színek a fülesedés jellegére utalnak az alábbi módon: a hengerlési fülesdést kék színek jelölik, a zöld szín észrevehető mértékű, azonban sem hengerlésre, sem újrakristályosodásra nem jellemző fülesedést, a színtelen mező pedig elhanyagolható mértékű fülesedést jelöl. Az „50”, „51” és „52” jelű ötvözetekre jellemzően gyenge, 0 közeli fülesedés jellemző a szalagok hossza és szélessége mentén minimális fülesedésbeli eltérésekkel. Az „53”-as, „54”-es és „55”-ös jelű ötvözetek esetében jelentős mértékű, hideghengerlésre jellemző, illetve ettől eltérő típusú fülesedés is kimutatható. Ezen ötvözeteknél a fülesedés mértékében a szalagok hossza és szélessége mentén akár ~2,5 % körüli eltérések is megfigyelhetők. Fontos megjegyezni, hogy az „50”-es, „51”-es és „52”-es ötvözeteknél melegghengerlés során kevesebb, nagyobb mértékű alakítással járó szűrást alkalmaztunk, mint az „53”-as, „54”-es és „55”-ös ötvözetek esetében. A melegghengerelt állapotban tapasztalt fülesedésbeli különbségek egyértelműen a különböző szűrástervre vezethetők vissza. Mivel a melegghengerlés hőmérsékletén – megfelelő mértékű alakítás hatására – az újrakristályosodás lejátszódhat, ezért valószínűsíthető, hogy nagyobb mértékű alakítással járó szűrások hatására az „50”-es, „51”-es és „52”-es ötvözetekben előrehaladottabb az újrakristályosodás, mint a másik három ötvözet esetében, és így a hengerlési textúra okozta fülesedést ellensúlyozza az újrakristályosodási fülesedés. Ez a jelenség nem volt megfigyelhető a textúra-komponensek térfogathányadain.



4-13. ábra A „50”, „51” és „52” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilok a szalag hossza, illetve szélessége mentén

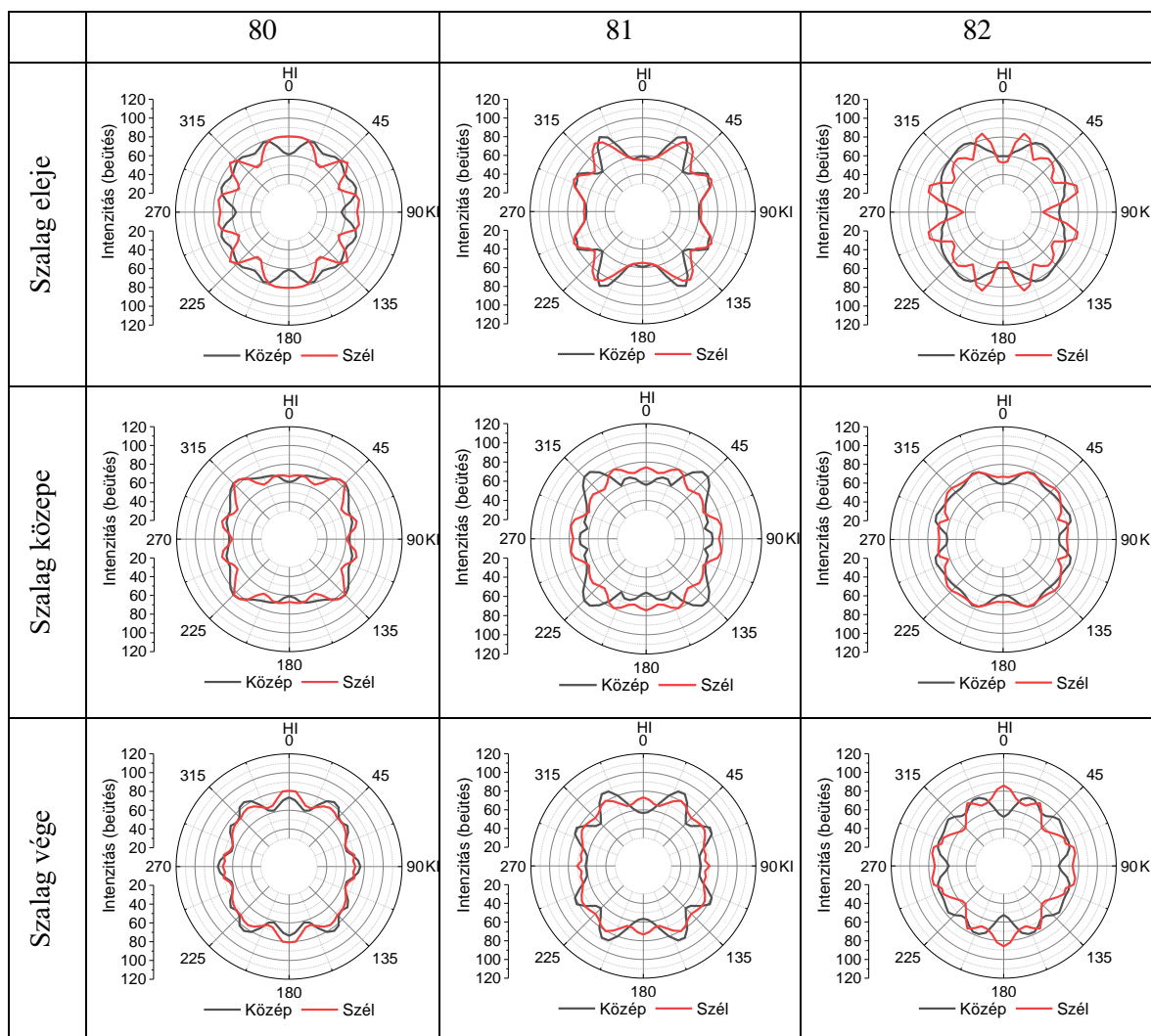


4-14. ábra A „53”, „54” és „55” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilok a szalag hossza, illetve szélessége mentén

4-4. Táblázat A „50”, „51”, „52”, „53”, „54” és „55” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek becsült átlagos fülesedés értékei, valamint a fülesedés típusa a szalag hossza, illetve szélessége mentén 24-es skálázási faktor alkalmazásával. Kék: hengerlési fülesedés, narancs: újrakristályosodási fülesedés, zöld: ezektől eltérő fülesedés, fehér: elhanyagolható fülesedés.

			50	51	52	53	54	55
Z [%]	Szalag eleje	Közép	0,49	0,17	0,23	1,24	0,46	3,14
		Szél	1,35	0,23	0,42	1,47	1,61	3,14
	Szalag közepe	Közép	0,71	0,28	0,57	0,71	0,79	1,1
		Szél	1,23	0,23	0,04	3,26	1,71	2,64
	Szalag vége	Közép	0,26	0,23	0,00	1,04	0,20	0,51
		Szél	0,86	0,16	0,18	2,55	0,25	1,61

A 8xxx-es ötvözet {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilokat a szalag hossza, illetve szélessége mentén a 4-15. ábra, valamint az ezekből számított becsült átlagos fűlesedés eredményeit a 4-5. Táblázat mutatja. Az eredményekből megállapítható, hogy az ötvözeteket gyenge mértékű fűlesedés jellemzi, amely sem hengerlési, sem újrakristályosodási.



4-15. ábra A „81”, „82” és „83” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilok a szalag hossza, illetve szélessége mentén

4-5. Táblázat A „80”, „81”, és „82” jelű, laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt ötvözetek becsült átlagos fülesedés értékei, valamint a fülesedés típusa a szalag hossza, illetve szélessége mentén 24-es skálázási faktor alkalmazásával. Kék: hengerlési fülesedés, narancs: újrakristályosodási fülesedés, zöld: ezektől eltérő fülesedés, fehér: elhanyagolható fülesedés.

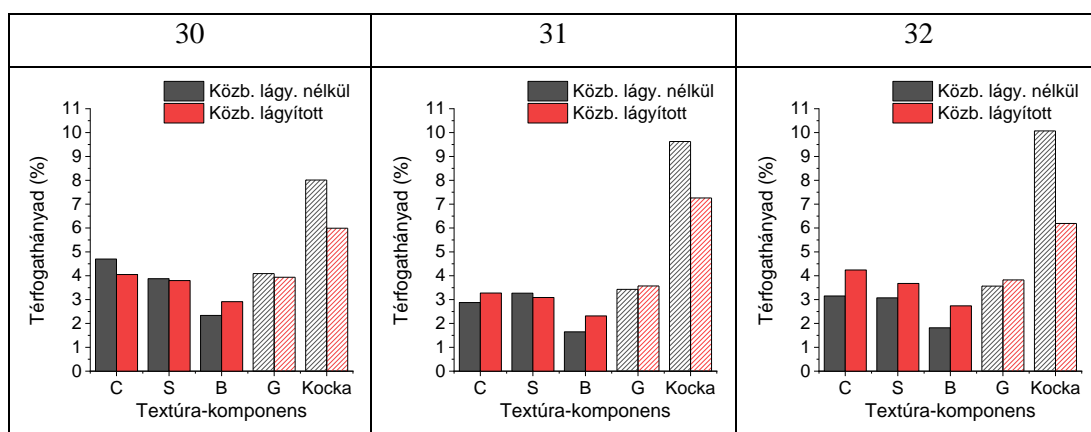
			80	81	82
Z [%]	Szalag eleje	Közép	1,14	1,59	1,38
		Szél	1,4	1,39	1,39
	Szalag közepe	Közép	1,24	0,92	0,70
		Szél	0,77	0,4	0,41
	Szalag vége	Közép	0,69	1,44	0,60
		Szél	0,48	0,45	0,78

4.3 Laboratóriumi körülmények között előállított, végállapotú ötvözetek eredményei

A laboratórium körülmények között előállított végállapotú lemezek esetében a vizsgált mintákat a szalag hossza, illetve szélessége mentén egyaránt a szalag közepéből vettem ki.

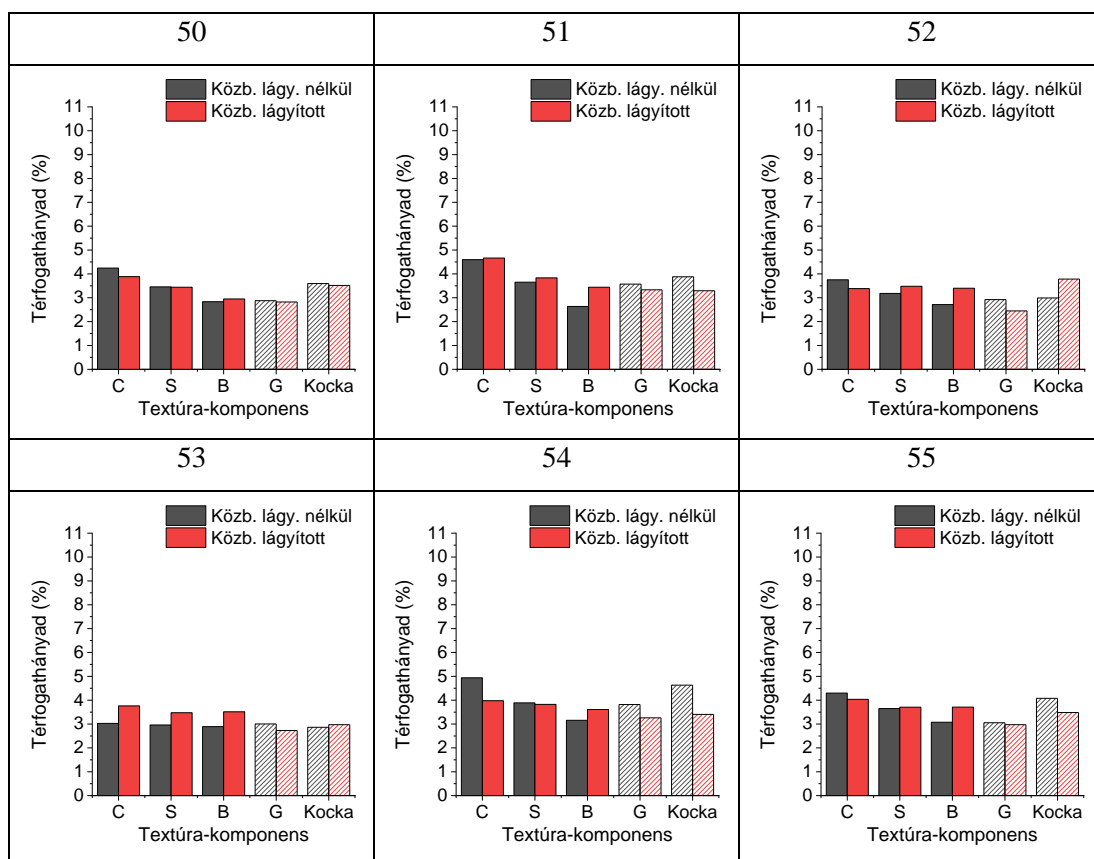
4.3.1 A textúravizsgálatok eredményei

A 4-16. ábra mutatja a laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított végállapotú 3xxx ötvözetek textúra-komponens térfogathányad eredményeit. Mindhárom ötvözet esetében megfigyelhető, hogy a végső lágyítást követően erős újrakristályosodási textúra alakult ki, amely a közbenső lágyítás alkalmazása esetén gyengébb.



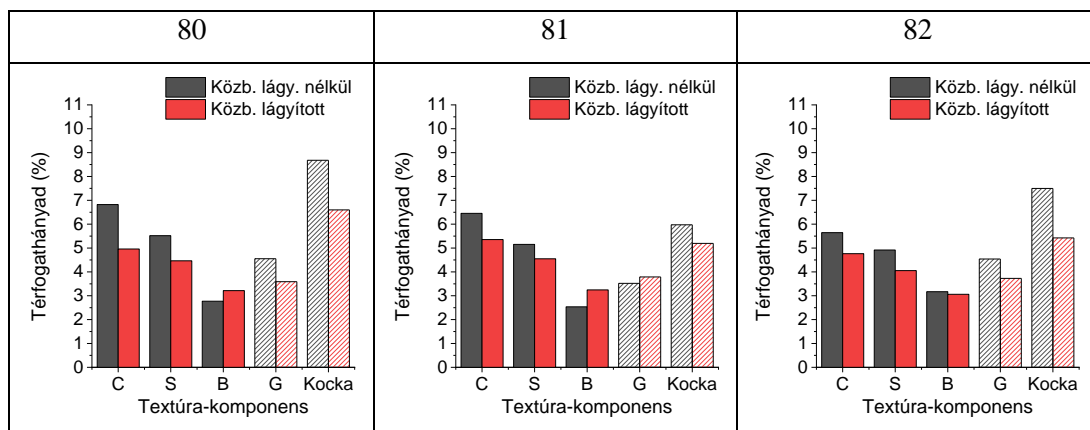
4-16. ábra A laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított végállapotú „30”, „31” és „32” jelű ötvözetek textúra-komponens eredményei (teli jelölök-alakítási textúra-komponensek; csíkozott jelölök- újrakristályosodási textúra-komponensek)

A laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított végállapotú 5xxx ötvözetek textúra-komponens eredményei mutatja a 4-17. ábra. Ezen ötvözetek esetében megállapítható, hogy a végső lágyítást követően az alakítási- és újrakristályosodási textúra-komponensek térfogathányad értékei közel azonosak, emellett megfigyelhető, hogy ezen ötvözet esetében a közbenső lágyítás alkalmazása nem befolyásolja a végtermék állapotát.



4-17. ábra A laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított végállapotú „50”, „51”, „52”, „53”, „54” és „55” jelű ötvözetek textúra-komponens eredményei (teli jelölők- alakítási textúra-komponensek; csíkozott jelölők- újrakristályosodási textúra-komponensek)

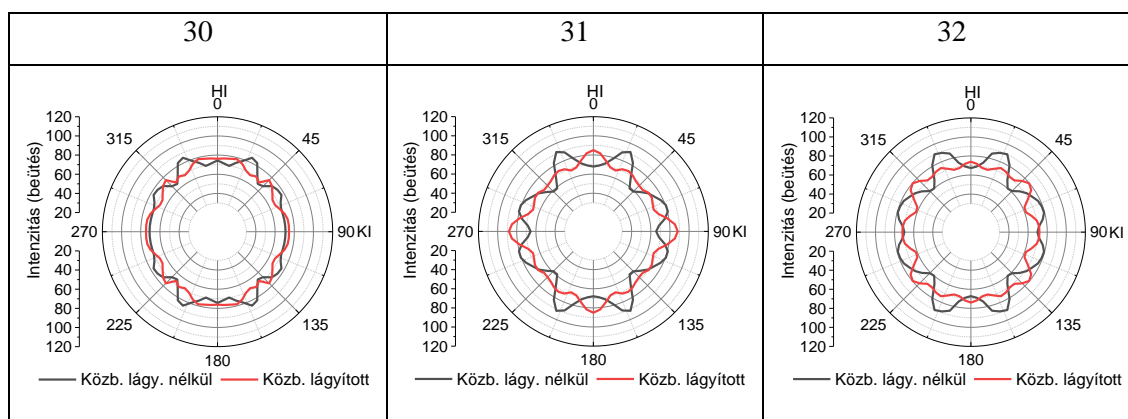
A 4-18. ábra mutatja a laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított végállapotú 8xxx-es ötvözetek textúra-komponens térfogathányad értékeit. Megfigyelhető, hogy a végső állapotban a hengerlési és újrakristályosodási textúra kombinációja van jelen. Közbenső lágyítás nélkül a hengerlési és újrakristályosodási textúra egyaránt erősebb, míg közbenső lágyítás alkalmazásával mind a hengerlési, mind az újrakristályosodási textúra gyengébb.



4-18. ábra A laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított végállapotú „82”, „81” és „82” jelű ötvözetek textúra-komponens eredményei (teli jelölök-alakítási textúra-komponensek; csíkozott jelölök- újrakristályosodási textúra-komponensek)

4.3.2 A {200} pólusábrák alapján becsült fülesedés eredmények

A 4-19. ábra mutatja a „30”, „31” és „32” jelű, laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított végállapotú ötvözetek {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofiljait és a 4-6. Táblázat tartalmazza az ebből számított átlagos fülesedés értékeket 12-es szerkezeti faktor alkalmazása esetén. Megfigyelhető, hogy a „30”-as ötvözet esetén, fülesedés nélküli viselkedés jellemző a közbenső lágyítás nélkül és alkalmazásánál is. Azonban a „31”-es és „32”-es ötvözetek esetében gyenge újrakristályosodásra jellemző fülesedés figyelhető meg közbenső lágyítással és nélkül is.

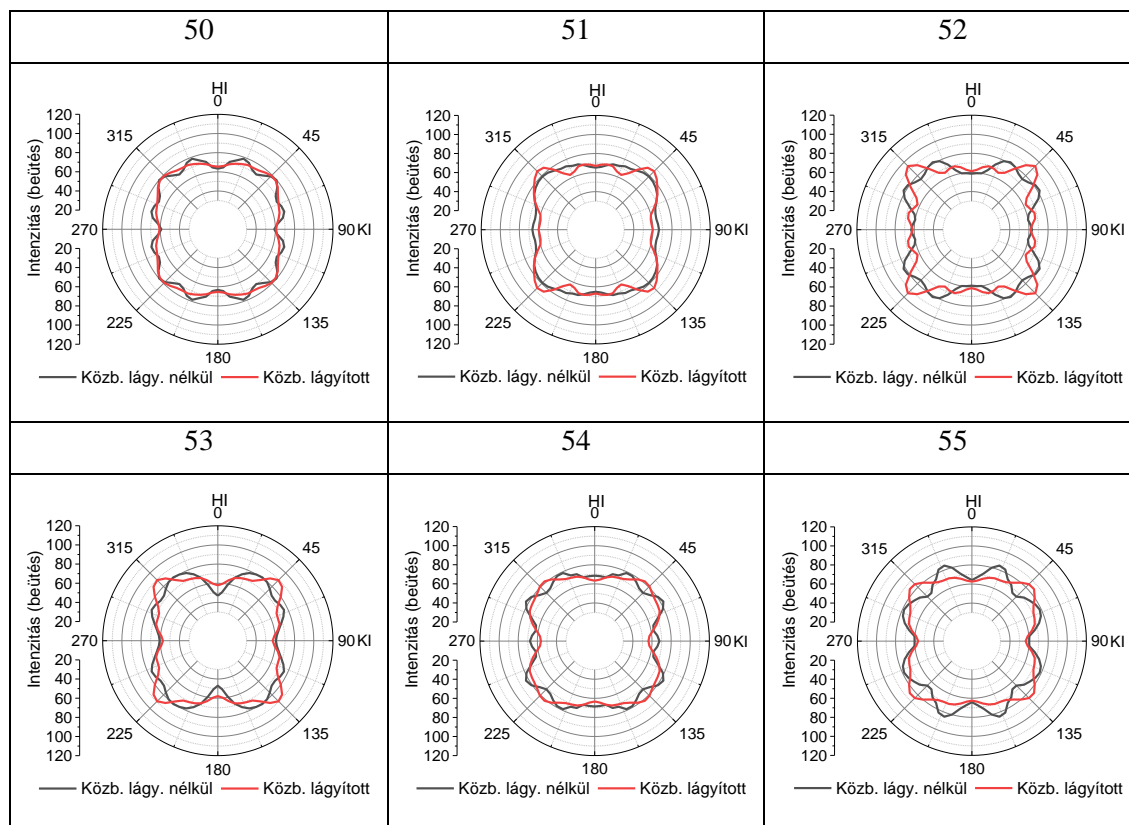


4-19. ábra A „30”, „31” és „32” jelű, laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított végállapotú ötvözetek {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilok

4-6. Táblázat A „30”, „31”, és „32” jelű, laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követő ötvözetek becsült átlagos fülesedés értékei 12-es skálázási faktor alkalmazásával. Kék: hengerlési fülesedés, narancs: újrakristályosodási fülesedés, zöld: ezektől eltérő fülesedés, fehér: elhanyagolható fülesedés.

		30	31	32
Z [%]	Közbenső lágyítás nélkül	1,11	2,62	2,31
	Közbenső lágyítás alkalmazásával	0,77	2,08	0,88

Az 4-20. ábra és a 4-7. Táblázat mutatja az „51”, „51”, „52”, „53”, „54” és „55” jelű ötvözetek laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilokat és az abból számított átlagos fülesedés értékeit. A közbenső lágyítás nélkül készített lemezeket mérsékelt alakítási fülesedés jellemzi. A közbenső lágyítás alkalmazása valamivel gyengébb alakításra jellemző fülesedés jellemző.

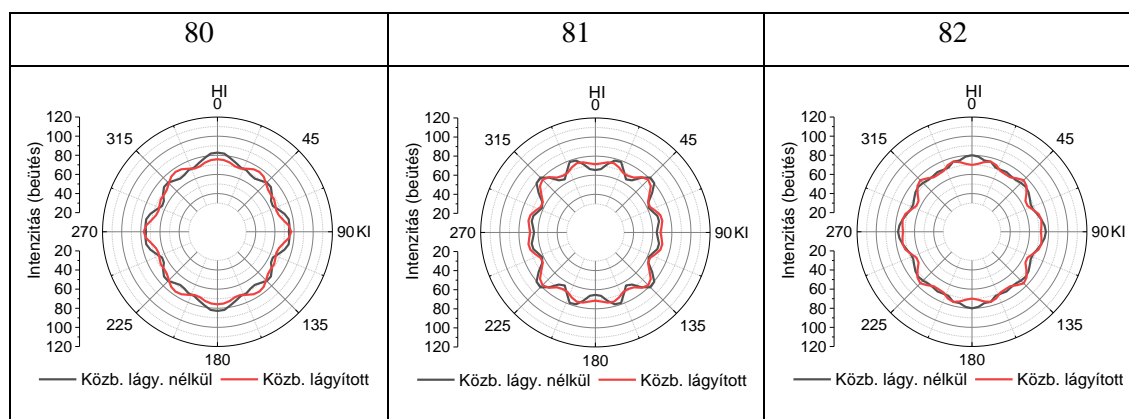


4-20. ábra Az „51”, „51”, „52”, „53”, „54” és „55” jelű, laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított ötvözetek {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilok

4-7. Táblázat A „50”, „51”, „52”, „53”, „54” és „55” jelű, laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követő ötvözetek becsült átlagos fülesedés értékei 12-es skálázási faktor alkalmazásával. Kék: hengerlési fülesedés, narancs: újrakristályosodási fülesedés, zöld: ezektől eltérő fülesedés, fehér: elhanyagolható fülesedés.

		50	51	52	53	54	55
Z [%]	Közbenső lágyítás nélkül	1,21	1,52	1,68	1,77	1,27	1,99
	Közbenső lágyítás alkalmazásával	1,88	1,78	1,66	3,62	2,51	2,91

A laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított „80”, „81” és „82” jelű ötvözetek {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilok eredményeit a 4-21. ábra és az ebből becsült átlagos fülesedés értékeket, pedig a 4-8. Táblázat tartalmazza. Megállapítható az eredmények alapján, hogy mindhárom ötvözet esetében elhanyagolható fülesedés jellemző mindkét technológiát követően.



4-21. ábra A „80”, „81” és „82” jelű, laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követően előállított ötvözetek {200} pólusábrái alapján becsült csészeprofilok

4-8. Táblázat A „80”, „81” és „82” jelű, laboratóriumi körülmények között közbenső lágyítás alkalmazása nélkül, illetve közbenső lágyítás alkalmazásával hidegen hengerelt, majd véglágyítást követő ötvözetek becsült átlagos fülesedés értékei 12-es skálázási faktor alkalmazásával. Kék: hengerlési fülesedés, narancs: újrakristályosodási fülesedés, zöld: ezektől eltérő fülesedés, fehér: elhanyagolható fülesedés.

		80	81	82
Z [%]	Közbenső lágyítás nélkül	0,95	1,48	0,76
	Közbenső lágyítás alkalmazásával	0,99	0,90	0,83

5 Következtetések

Az általam kidolgozott mechanikai alapú fülesedés becslő módszer a szakítóvizsgálatok eredményei alapján meghatározott r_{φ} értékek alapján adja meg a csészeprofil. A szakítóvizsgálatok eredményeinek kiértékelése során a lemez anizotrópiájából származó hengerlési irányhoz képest különböző szögekben kivágott próbatestek alakváltozókéességének eltérését is kiküszöböltem. A szakirodalomban ilyen eljárásról legjobb tudomásom szerint eddig nem létezett publikáció. A kiértékelés során a csészemagasság és az r_{φ} értékek közötti ismert összefüggést alkalmaztam. Az elérhető publikációkban a csészemagasságokból határozták meg az r_{φ} értéket, valamint a bemenő adatokat szimulációs úton állították elő. Munkám során én az r_{φ} értékekből számítottam a csészemagasságot, ráadásul a bemenő adatokat mérés útján határoztam meg. Éppen ezért az általam alkalmazott módszer egy új eljárásnak tekinthető a fülesedés jellemzésére. Mivel azonban az eljárásban alkalmazott összefüggés nem a saját eredményem, ennek a módszernek a leírásából nem fogalmazok meg tézist.

Láthattuk, hogy amennyiben a szemcsék alakítottak és nyújtottságukban maximum 3,2 az eltérés a lemez vastagsága mentén, a különböző mélységekben végzett textúra vizsgálatok eredményei sem mutatnak érdemi eltérést. Azt is kimutattam, hogy ilyen esetben a különböző mélységben mért textúra vizsgálatok eredményeiből számított $\{200\}$ pólusábrák hengerlési síkra eső merőleges vetületei sem mutatnak érdemi különbséget. Ezek alapján ki lehet jelteni, hogy amennyiben a szemcsék alakítottak és nyújtottságukban maximum 3,2 az eltérés a lemez vastagsága mentén, a felületen mért pólusábra alapú fülesedés becslő módszer alkalmas, akár 6 mm vastag melegen hengerelt állapotú alumínium lemezek fülesedésének becslésére is.

Azt is bemutattam, hogy amennyiben a szemcsék alakítottak és a lemez vastagsága mentén a szemcsék nyújtottságában ~ 12 az eltérés, a felületen végzett textúra mérések alapján becsült csészeprofil jellegében azonos eredményt ad a teljes térfogatot jellemző mechanikai alapú módszerrel.

A felületen végzett textúra vizsgálatok eredményeiből kiinduló pólusábra alapú fülesedés becslő módszert olyan lemezek esetén alkalmaztam, melyeknek átlagos fülesedése kicsi, vagyis a csészemagasság csak kis mértékben változik a hengerlési iránnyal bezárt szög függvényében. Az a tény, hogy a módszer a csészeprofil ilyen kismértékű változását is reprezentatív módom megadta, a módszer pontosságáról ad tanúbizonyságot.

A melegen hengerelt állapotú lemezek vizsgálatai során láthattuk, hogy a 3xxx-es ötvözetek esetében jellemzően nagy alakítási textúra-komponens értékek lettek kimutatva, továbbá jellemzően alakítás jellegű fülesedés volt tapasztalható. Tehát a fülesedés jellege valószínűsíthető volt pusztán a textúra-komponens térfogathányad adatok alapján. Az 5xxx-es ötvözetek esetében a 3,5 $\text{m}/\text{m}\%$ -tól kisebb Mg tartalmú, kevesebb és nagyobb mértékű alakítással járó szúrásban melegen hengerelt „50”-es, „51”-es és „52”-es, valamint a 4 $\text{m}/\text{m}\%$ -tól nagyobb Mg tartalmú, több és kisebb mértékű alakítással járó szúrással melegen hengerelt „53”-as, „54”-es és „55”-ös ötvözetek jellemző textúra-komponens térfogathányada között nem lehetett érdemi különbséget látni. Ezzel szemben a kisebb Mg tartalmú ötvözetek gyakorlatilag fülesedés mentes viselkedést mutattak, míg a nagyobb Mg tartalmú ötvözetek gyenge fülesedést mutatnak. Ezek alapján megállapítható, hogy az 5xxx-es ötvözetek esetében a fülesedésbeli eltérések nem jelezhetők előre közvetlenül a nevezetes textúra-komponensek térfogathányad értékek alapján. A 8xxx-es ötvözetek esetében számottevő mértékű fülesedés volt tapasztalható, melynek jellege sem a hengerlésre, sem az újrakristályosodásra nem jellemző. Ezt a viselkedést a textúra-komponens térfogathányad adatok alapján direkt módon nem lehetett megjósolni.

Láthattuk, hogy melegen hengerelt 3xxx-es, 5xxx-es és 8xxx-es ötvözetű lemezekben ~1%-nyi átlagos fülesedésbeli különbség kialakult a legtöbb esetben az iparitól jóval kisebb méretű kísérleti hengerállvány alkalmazása során. (Ez alól kivételt képez az „50”-es, „51”-es és „52”-es nagyobb alakítási szúrástervvel kezelt ötvözetek). Ezek alapján valószínűsíthető, hogy ezek a fülesedésbeli inhomogenitások a jóval nagyobb méretű hengerállványon ipari környezetben végzett meleghengerlések után is jelen vannak. Ez azt jelenti, hogy a lemezek hossza, illetve szélessége mentén fülesedésbeli különbségek vannak már melegen hengerelt állapotban is, melynek oka a hengerlési jellemzők egyenetlenségére vezethető vissza.

A végvastagságúra hengerelt, majd lágyított lemezek esetében az alábbi megállapításokat lehet tenni. A 3xxx-es ötvözetek esetében az újrakristályosodási textúra-komponensek közül a Kocka komponens a domináns, melynek értéke közbenső lágyítással csökkenthető. Ennek oka valószínűleg az, hogy a közbenső lágyítás csökkenti az alakítottság mértékét, és így a végső vastagságú állapotában az újrakristályosodás hajtóereje kisebb lesz. Az Si és Fe tartalom csökkentése növeli az újrakristályosodási textúrát, melynek oka feltehetőleg a kisebb mennyiségű diszperz intermetallikus fázisok jelenléte, melyek a véletlenszerű orientációjú újrakristályosodási csírák kialakulásának kedveznek (PSN-

Particle Stimulated Nucleation). A közbenső lágyítás alkalmazása elhanyagolható mértékben csökkenti az újrakristályosodási fülesedés mértékét, azonban az újrakristályosodási fülesedés mértéke egyértelműen csökkenthető az Si és Fe tartalom csökkentésével.

Az 5xxx-es ötvözetek esetében megállapítható, hogy a meleghengerelt állapotban megfigyelt fülesedésbeli különbségek a kisebb Mg tartalmú „50”-es, „51”-es és „52”-es, illetve a nagyobb Mg tartalmú „53”-as, „54”-es és „55”-ös ötvözetek között eltűnnek a végvastagságra hengerelt, majd lágyított állapotban. Az 5xxx-es ötvözetekre gyenge hengerlési fülesedés jellemző. A közbenső lágyításnak nincs kimutatható érdemi hatása a fülesedésre. Ezen megállapítást érdemes figyelembe venni a gyártástechnológia alkalmazása során.

A 8xxx-es ötvözetek esetében szintén megállapítható, hogy az ötvözetek gyenge fülesedést mutatnak végső hengerelt és lágyított állapotban. Az Fe tartalom növelése a vizsgált tartományban, valamint a közbenső lágyítás alkalmazása nem okoz különbséget a végállapotú lemezek fülesedésében.

6 Összefoglalás

Kutatómunkám során konvencionális, valamint új összetételű 3xxx-es, 5xxx-es és 5xxx-es alumínium ötvözetekből készült lemezek textúrájának és fülesedésének viselkedését vizsgáltam a gyártástechnológia két fázisában: melegen hengerelt állapotban, illetve a félkésztermék lemezek végső állapotában. Kimutattam, hogy a kísérleti hengerállványon végzett meleghengerlés után fülesedésbeli különbségek alakulnak ki a lemezekben a lemezek hossza-, illetve szélessége mentén, összetételtől függetlenül. Ezen túl, kimutattam, hogy a 3xxx-es ötvözetek esetében a Fe tartalom $0,6 \text{ m/m\%}$ -ról $0,4 \text{ m/m\%}$ -ra és Si tartalom $0,25 \text{ m/m\%}$ -ról $0,15 \text{ m/m\%}$ -ra csökkentése az átlagos fülesedés értékét $\sim 1,5$ -kal növeli. Az 5xxx-es ötvözetekben a Mg tartalom $3,28 \text{ m/m\%}$ -ról $4,9 \text{ m/m\%}$ -re növelése nem okoz érdemi változást az átlagos fülesedés értékeiben. A 8xxx-es ötvözetek esetében a Fe tartalom $1,1 \text{ m/m\%}$ -ról $1,4 \text{ m/m\%}$ -ra növelése az átlagos fülesedés értékét nem befolyásolja.

Arra is rávilágítottam, hogy a hideghengerlési lépések között alkalmazott közbenső lágyítás alkalmazása kristálytani textúra, illetve a lemezek fülesedése szempontjából sok esetben nem okoz érdemi eltérést.

7 Summary

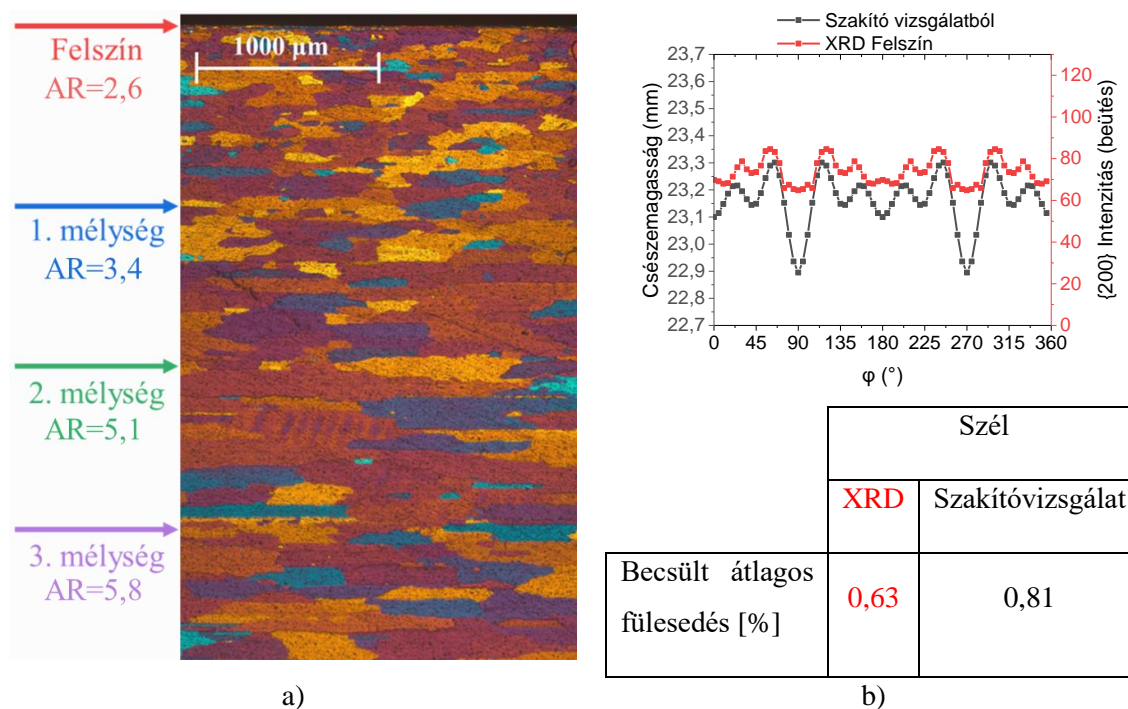
During my research, I investigated the crystallographic texture and earing behaviour of sheets produced from conventional and new, 3xxx, 5xxx and 8xxx type aluminium alloys at two stages of their production: after hot-rolling and at the final stage of the pre-products. I revealed that differences are present regarding earing behaviour along the length and width of the sheets after hot-rolling performed on experimental roll stand. Furthermore, I showed that in the case of 3xxx type alloys, the decrement of Fe (from 0,6 m/m% to 0,4 m/m%) and Si (from 0,25 m/m% to 0,15 m/m%) content increase the average earing value by 1,5%. In 5xxx type alloys, the increment of Mg (from 3,28 m/m% to 4,9 m/m%) content doesn't cause substantial change in average earing value. In the 8xxx type alloys, the increment of Fe (from 1,1 m/m% to 1,4 m/m %) content doesn't affect the value of average earing.

I also revealed that intermediate annealing performed during cold rolling steps does not have major effect from the point of crystallographic texture and earing behaviour.

Tézisek

1. A pólusábra alapú fülesedést becselő módszer alkalmazhatósága melegen hengerelt állapotú alumínium lemezek

Alumínium lemezek felületén végzett röntgendiffrakciós textúravizsgálatok eredményeiből kiindulva a $\{200\}$ pólusábra alapú fülesedést becselő módszer melegen hengerelt állapotú lemezek is alkalmazható az alábbi feltételek teljesülése esetén. A szemcsék alakítottak, és nyújtottságuk (Aspect Ratio, AR) legkisebb és legnagyobb értéke közötti eltérés a mélység függvényében maximum 3. A becsléshez alkalmazott skálázási faktor értéke eltér a hideghengerelt esetre jellemző értéktől, még olyan esetben is, amikor a textúravizsgálatok és a csészehúzási vizsgálatok minden paramétere azonos.



1. T ábra A szemcseszerkezetben a lemez vastagságában inhomogenitást nem mutató, melegen hengerelt 3003 típusú alumínium lemez eredményei a) szemcseszerkezet a felülettől kiindulva a lemez közepéig b) a szakítóvizsgálatok eredményeiből meghatározott r_ϕ értékekből számított, illetve a felületen mért $\{200\}$ pólusábra merőleges vetülete számított csészeprofilok és átlagos fülesedési értékek

2. Melegen hengerelt állapotú 3xxx-es, 5xxx-es és 8xxx-es típusú alumínium lemezek textúrájának és pólusábrák alapján becsült fülesedésének kapcsolata

2.1. A laboratóriumi körülmények között melegen hengerelt 3xxx, 5xxx, és 8xxx típusú alumínium ötvözetekben kristálytani textúra inhomogenitás alakul ki szalagok hossza, illetve szélessége mentén, ami akár 2,6%-os fülesedésbeli eltérést okozhat az alábbi paraméterek esetén: szalag hossza: 2000 mm, szalag szélessége: 100 mm, φ_h vastagság irányú logaritmikus alakváltozás: 2-2,3, teríték átmérő: 63,78 mm; bélyegátmérő: 32,93 mm; csésze külső átmérő: 38,84 mm; bélyeg lekerítési sugár: 5 mm; lemezvastagság: 5,92 mm.

2.2. A 3xxx-es ötvözetekben 470°C-on ($\varphi_h=2$ vastagság irányú logaritmikus alakváltozásig) végzett laboratóriumi meleghengerlést követően a hideghengerlési textúra-komponensek dominálnak, hideghengerlési fülesedés jellemző, mely maximum ~1,3%-ban változik a lemez hossza, illetve szélessége mentén. Ennek oka, hogy a nagyszögű szemcsehatár-mozgással járó újrakristályosodási folyamat kis mértékben játszódik le, a hengerelt szemcsék vannak többségben.

2.3. Az 5xxx-es ötvözetekben a Mg tartalomnak ~3,25-3,42 $m/m\%$ -ról ~4,19-4,91 $m/m\%$ -ra történő növelése, valamint a 450°C-on végzett laboratóriumi meleghengerlés és φ_h (vastagság irányú logaritmikus alakváltozás) 2,3-ról 2-re történő csökkentése a lemez szélessége mentén textúra és fülesedés inhomogenitást okoz. A paraméterek ilyen jellegű változtatásának hatására a lemez közepén az újrakristályosodási küszöb feletti állapot alakul ki, míg a lemez szélén ez alatti. A lemez közepén az újrakristályosodást követően a Mg tartalomnak köszönhetően a véletlenszerű orientációjú szemcséket létrehozó PSN (Particle Stimulated Nucleation) folyamat zajlik le, ami a véletlenszerű orientációt eredményezi. A lemez szélén a növelt Mg tartalom sem kompenzálja az alakíts mértékének csökkentését, ezért hidegalakítási orientációk dominálnak.

2.4. A 8xxx-es ötvözetekben 470°C-on ($\varphi_h=2$ vastagság irányú logaritmikus alakváltozásig) végzett laboratóriumi meleghengerlést követően a hideghengerlési és újrakristályosodási textúra-komponensek kombinációja van jelen, kis mértékű fülesedés jellemző, mely maximum ~1%-ban változik a lemez hossza, illetve szélessége mentén. A nagyszögű szemcsehatár-mozgással járó újrakristályosodási folyamat megindul, de nem megy teljesen végbe.

3. Az ötvözők és a 3xxx-es alumínium ötvözetek végállapotában pólusábrák alapján becsült fülesedésének kapcsolata

A Fe tartalomnak az ötvözetekre jellemző 0,7 m/m%-ról 0,4 m/m%-ra történő csökkentése, és a Si tartalomnak a jellemző 0,3-0,6 m/m%-ról 0,15 m/m%-ra történő csökkentése hatására az újrakristályosodási fülesedés átlagos értéke ~1%-ról, ~2,5%-ra növekszik, a többi ötvöző állandó szinten tartása mellett. Ennek oka, hogy ezen ötvözők mennyiségének csökkenésével kevesebb a diszperz eloszlású intermetallikus fázisok mennyisége, amelyek a véletlenszerű orientációjú szemcséket segítő PSN (Particle Stimulated Nucleation) típusú újrakristályosodást segítik, ezért a nagyszögű szemcsehatár-vándorlással járó, kocka textúrájú szemcséket létrehozó, klasszikus újrakristályosodás a fő folyamat lágyító hőkezelés során.

4. Az ötvözők és az 5xxx-es alumínium ötvözetek végállapotában pólusábrák alapján becsült fülesedésének kapcsolata

A Mg tartalom jellemző 3,0-3,9 m/m%-ról 4,91 m/m %-ra történő növelésének hatására nem változik meg az elhanyagolható mértékű fülesedés a többi ötvöző állandó szinten tartása mellett.

5. Az ötvözők és a 8xxx-es alumínium ötvözetek végállapotában pólusábrák alapján becsült fülesedésének kapcsolata

A Fe tartalom jellemző 1,1 m/m%-ról 1,4 m/m %-ra történő növelésének hatására nem változik meg az elhanyagolható mértékű fülesedés a többi ötvöző állandó szinten tartása mellett.

6. A 3xxx-es, az 5xxx-es és a 8xxx-es ötvözeteken végzett közbenső lágyítás és a végállapotban pólusábrák alapján becsült fülesedés kapcsolata

A 3xxx-es, és 8xxx-es típusú alumínium ötvözetekben hideghengerlés során alkalmazott közbenső lágyítás ($T_{\text{köz.lágy.}}=360^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{köz.lágy.}}=2,5\text{h}$) alkalmazása nem okoz érdemi változást a véglágyítás ($T_{\text{véglágy.}}=340^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{véglágy.}}=2\text{h}$) során kialakuló fülesedés mértékében.

Az 5xxx-es típusú alumínium ötvözetekben hideghengerlés során alkalmazott közbenső lágyítás ($T_{\text{köz.lágy.}}=320^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{köz.lágy.}}=2,5\text{h}$) alkalmazása nem okoz érdemi változást a véglágyítás ($T_{\text{véglágy.}}=360^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{véglágy.}}=2\text{h}$) során kialakuló a fülesedés mértékében.

Az eredmények hasznosulása

Kutatásom során elért eredményem, mely szerint a felületen végzett textúraméréssel kapott pólusábra alapján a fülesedés becsülhető, amennyiben a lemez vastagsága mentén nincs érdemi eltérés a szemcseszerkezetben, általános érvényű, így rendkívül széles körben hasznosulhat egyrészt a melegen hengerelt, másrészt a nagy vastagságú hidegen hengerelt lemezek vizsgálataiban. Ezen eredmények lehetőséget biztosítanak a fülesedés jellemzésére olyan esetekben is, amikor a lemez vastagságából adódóan a csészehúzó vizsgálat elvégzése nem kivitelezhető.

Azon eredményem, mely szerint a lemezekben fülesedésbeli különbség mutatható ki a lemezek hossza, illetve szélessége mentén kísérleti hengerállványon végzett meleghengerlések után, szintén általános érvényűnek tekinthető. Egyrészt, ezen megállapításom igaz mind a 12 vizsgált alakítható alumínium ötvözetre, másrészt, az ipari termelésben az általam használt kísérleti hengerállványtól lényegesen nagyobb méretű állványokat alkalmaznak, melyeknél az eltérések feltehetőleg még karakteresebbek.

A 3xxx, 5xxx és 8xxx ötvözet családokon belül jellemzően többféle ötvözet létezik. Ezért, az összetétel változtatásokkal kapcsolatos megállapításaim irányelveknek, nem pedig általános érvényű szabályoknak tekinthetők új ötvözetek fejlesztése során. A közbenső lágyítással kapcsolatos megállapításom szintén irányelvnek tekinthető, hiszen a gyártástechnológia optimalizálásában a kristálytani textúra és fülesedés mellett számos egyéb szempont is szerepet játszik, melyeket munkám során nem vizsgáltam.

Kutatómunkámban olyan eredményeket értem el, melyek újszerűek a szakirodalom számára, azonban eredményeim az ipari szférában is hasznosulhatnak közvetett, vagy akár közvetlen módon.

Köszönetnyilvánítás

Ezúton szeretnék köszönetet mondani témavezetőmnek **Dr. Benke Mártonnak** szakmai támogatásáért, kitartó koordinálásáért. Köszönöm **Dr. Mertinger Valériának** és **Dr. Barkóczy Péternek** a textúra vizsgálatok és az alumínium ötvözetek esetén nyújtott szakmai segítségét.

Hálával tartozom **Dr. Szabó Gábornak**, **Puskás Csabának**, **Bán Róbertnek** és **Boda Sándornak** a hengerlések során nyújtott segítségükért.

Köszönöm a mechanikai anyagvizsgálat során kapott segítséget és a kiváló szakmai támogatást **Dr. Králics Györgynek**, **Dr. Szűcs Máténak**, **Dr. Mikó Tamásnak** és **Dr. Bobor Kristófnak**.

Köszönöm a segítséget a Műszaki Anyagtudományi Kar Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetben **dolgozó kollégának**, **doktorandusznak**, **hallgatónak**, aki bármilyen formában hozzájárult a kutatómunka sikerességéhez. Kiemelném **Angel Dávid Ádám** segítségét a mikroszerkezet vizsgálatok során.

Nagyon köszönöm a kitartó támogatását a **családomnak**, **barátaimnak** ezzel segítve a kutatási munkám sikerességét.

Köszönettel tartozom az ARCONIC-Köfém Kft.-nek a kísérleti ötvözetek rendelkezésemre bocsájtásáért.

A kutatómunka a **NKFI 119566K** azonosítójú pályázat támogatásával valósult meg.

A kutatás eredményeinek egy részének konferencián történő bemutatása, illetve publikálása a **GINOP-2.3.2-15-2016-00027** jelű „Kristályos és amorf nanoszerkezetű anyagok kutatásával és fejlesztésével foglalkozó kiválósági műhely fenntartható működtetése” című projekt részeként – a Széchenyi 2020 keretében – az Európai Unió támogatásával valósult meg."

A tanulmányban ismertetett kutató munka az **EFOP-3.6.1-16-2016-00011** jelű „Fiatalodó és Megújuló Egyetem – Innovatív Tudásváros – a Miskolci Egyetem intelligens szakosodást szolgáló intézményi fejlesztése” projekt részeként – a Széchenyi 2020 keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalomjegyzék

- [Abolhasani2012] A. Abolhasani, A. Zarei-Hanzaki, H.R. Abedi, M.R. Rokni, The room temperature mechanical properties of hot rolled 7075 aluminum alloy, *Materials & Design* Vol. 34, **2012**, 631-636
- [Alumat2014] www.aluminium.matter.org.uk, **2014**
- [Alvi2008] M.H. Alvi, S.W. Cheong, J.P. Suni, H. Weiland, A.D. Rollet, Cube texture in hot-rolled aluminum alloy 1050 (AA1050) nucleation and growth behavior. *Acta Materialia* Vol. 56 Issue 13, **2008**, 3098-3108
- [Aretz2010] H. Aretz, J. Aegerter, O. Engler, Analysis of earing in deep drawn cups, *AIP. Conf. Proc.* 1252(1), **2010**, 417-424
- [Aryshenskii2015] E. V. Arishenskii, V. N. Serebrayny, M. S. Tepterev, A. F. Grechnikova, Study of the Laws of Texture Formation in the Alloy 8011 during Cold Rolling and Annealing, *The Physics of Metals and Metallography* Vol. 116, **2015**, 925–931
- [Bacroix2004] B. Bacroix, J.H. Driver, R. Le Gall, Cl. Maurice, R. Penelle, H. Réglé, L. Tabourot, Recrystallization and texture development in hot rolled 1050 aluminum, *Materials Science Forum* 467, **2004**, 357-362
- [Bárczy1981] P. Bárczy, E. Fusch, *Metallográfia I.*, Tankönyvkiadó, **1981**
- [Barros2013] P.D. Barros, M.C. Oliveira, J.L. Alves, L.F. Menezes, Earing prediction in drawing and ironing processes using an advanced yield criterion, *Key Engineering Materials* 554-557, **2013**, 2266-2276
- [Benke2018] M. Benke, A. Hlavacs, D. Petho, D.A. Angel, M. Sepsi, V. Mertinger A simple correlation between texture and earing, *IOP Conf. Series Materials Science and Engineering* 426:012003, **2018**
- [Benke2018] M. Benke, A. Hlavacs, I. Piller, V. Mertinger, Lemezek fülesedése és a $\{h00\}$ pólusábrák közötti kapcsolat. *Bányászati és Kohászati Lapok* 152, **2018**, 36-39
- [Benke2020a] M. Benke, A. Hlavacs, P. Imre, V. Mertinger, Prediction of earing of aluminium sheets from $\{h00\}$ pole figures, *European Journal of Mechanics - A/Solids* Vol. 81, **2020**, 103950

- [Benke2020b] M. Benke, B. Schweitzer, A. Hlavacs, V. Mertinger, Prediction of earing of cross-rolled Al sheets from $\{h00\}$ pole figures, *Metals-Basel* 10(2), **2020**, 192
- [Benke2020c] M. Benke, Prediction of earing of aluminium sheets from $\{111\}$ pole figures, *Crysallography. Reports*, elfogadva, **megjelenés alatt**
- [Benke2020d] Benke M. A kristálytani anizotrópia (textúra) újszerű megközelítése, *Habilitációs értekezés*, **2020**
- [Béres2019] G. Béres, Zs. Lukács, M. Tisza, Study on the Wrinkling Behavior of Cylindrical Deep-Drawn Cups, *AIP Conference Proceedings* 2113, **2019**, 170003
- [Cheng2001] X-M. Cheng, Earing Behavior and Crystallographic Texture of Aluminum Alloys during Cold Rolling, *Journal of Materials Engineering and Performance* 10(4), **2001**, 399-404
- [DaCostaViana1978] C.S. Da Costa Viana, G.J. Davies, J.S. Kallend, The prediction of earing behavior and formability limits from texture data, In: Gottstein G., Lücke, K. (Eds.), *Proc. 5th Int. Conf. Tex.Mat.*, Aachen, 1978, 447–453
- [Danckert1996] J. Danckert. K. B. Nielsen, Determination of the R-Value using automatic tensile test equipment, Department of Production, Aalborg University, Denmark, **1996**
- [Dehmas2013] M. Dehmas, E. Aeby-Gautier, P. Archambault, M. Serrière; Interaction Between Eutectic Intermetallic Particles and Dispersoids in the 3003 Aluminum Alloy During Homogenization Treatments; *Metallurgical and Materials Transactions A* volume 44 **2013**, 1059–1073
- [Engler2002] O. Engler, J. Hirsch, Texture control by thermomechanical processing of AA6xxx Al–Mg–Si sheet alloys for automotive applications-a review. *Materials Science and Engineering: A* 336, **2002**, 249-262
- [Engler2004] O. Engler, S. Kalz, Simulation of earing profiles from texture data by means of a visco-plastic self-consistent polycrystal plasticity approach. *Materials Science and Engineering A* 373, **2004**, 350-362
- [Engler2007a] O. Engler, J. Hirsch, Through-process simulation of texture and properties during the thermomechanical processing of aluminium sheets, *Acta Materialia* Vol. 55 Issue 16, **2007**, 5449-5463

- [Engler2007b] O. Engler, L. Löchte, J. Hirsch, Polycrystal-plasticity simulation of six and eight ears in deep-drawn aluminum cups, *Materials Science and Engineering A* 452, **2007**, 640-651
- [Engler2010] O. Engler, V. Randle, *Introduction to Texture Analysis*, Second edition, CRC Press, Boca Raton, **2010**
- [Engler2011] O. Engler, N. Mertens, P. van Dam, Texture-based design of a convoluted cut-edge for earing-free beverage cans, *Journal of Materials Processing Technology* Vol. 211, **2011**, 1278-1284
- [Engler2012] O. Engler, Control of texture and earing in aluminium alloy AA 3105 sheet for packaging applications, *Materials Science and Engineering A* 538, **2012**, 69-80
- [Fukui1950] S. Fukui, H. Kudo, The earing in deep-drawing and directionality in tension-test of sheet metal, *Rep. Inst. Sci. Tech. Univ. Tokyo* 4., **1950**, 33
- [Gácsi2001] Z. Gácsi, G. Sárközi, T. Réti, J. Kovács, Zs. Csepeli, V. Mertinger, *Sztereológia és képelemzés*, Egyetemi Tankönyv, **2001**
- [Gotoh1978] M. Gotoh, F. Ishise, A finite element analysis of rigid-plastic deformation of the flange in a deep-drawing process based on a fourth-degree yield function. *International Journal of Mechanical Sciences* Vol. 20 Issue 7, **1978**, 423-435
- [Grewen1971] J. Grewen, *Quantitative Analysis of Textures*, Proc. Int. Seminar, **1971**, p195.
- [Hlavács2020] A. Hlavacs, M. Benke, Mélység szerinti textúra és fülesedés változása 3xxx-es hidegen alakított alumínium ötvözetben, *Anyagmérnöki Tudományok* Vol. 40/1, **2020**, 81-86
- [Huh1996] M-Y. Huh, J-C. Park, S. Lee, Interpretation of hot rolling and cold rolling texture in high purity aluminium, *Metals and Materials* Vol. 2, **1996**, 141-149
- [Hutchinson1989] W.B. Hutchinson, A. Oscarsson, A. Karlsson, Control of microstructure and earing behaviour in aluminium alloy AA3004 hot bands, *Materials Science and Technology* 5, **1989**, 1118-1127
- [Hutchinson1990] W.B. Hutchinson, H-E. Ekström, , Control of annealing texture and earing in non-hardenable aluminium alloys, *Materials Science and Technology* Vol. 6 Issue 17, **1990**, 1103-1112

- [Kanatake1983] N. Kanatake; Y. Tozawa, T. Otani, Calculations from texture of earing in deep drawing for FCC metal sheets, *International Journal of Mechanical Sciences* Vol. 25, **1983**, 337-345
- [Kao1985] P-W. Kao, Texture and earing behaviour of cold-rolled aluminium alloy 3004. *Materials Science and Engineering* Vol. 74 Issue 2, **1985**, 147-157
- [Kocks1998] U.F. Kocks, C.N. Tomé, H-R. Wenk, *Texture and Anisotropy*, First edition Cambridge University Press, Cambridge, **1998**
- [Köves1984] E. Köves, *Alumínium kézikönyv*, **1984**
- [Lee1973] C.H. Lee, S. Kobayashi, New solutions to rigid-plastic deformation problems using a matrix method, *Journal of Manufacturing Science and Engineering* Vol. 95 Issue 3, **1973**, 865-873
- [Lelotte2006] T. Lelotte, L. Duchene, A.M. Habraken, Fast method to predict an earing profile based on Lankford's coefficients and yield locus, III European Conference on Computational Mechanics Solids, Structures and Coupled Problems in Engineering. Lisbon, Portugal, 5–8 June, **2006**, 540
- [Muggerud2013] A. M. F. Muggerud, E. A. Mørtzell, Y. L, R. Holmestad, Dispersoid strengthening in AA3xxx alloys with varying Mn and Si content during annealing at low temperatures, *Materials Science & Engineering A*, **2013**, 21-28
- [Murakami1998] H. Murakami, T. Senuma, Prediction and control of earing by analysis of texture, *ISIJ International* Vol. 38, **1998**, 653-660
- [Padmanabhan2007] R. Padmanabhan, M.C. Oliveira, J.L. Alves, L.F. Menezes, Influence of process parameters on the deep drawing of stainless steel, *Finite Elements in Analysis and Design* 43 Issue 14, **2007**, 1062-1067
- [Pochinetto1981] A. Pochinetto, M. Pernot, R. Penelle, *Deformation of polycrystals*, Denmark: Riso National Laboratory, **1981**, p 205
- [Polmear 2017] I. J. Polmear, *Light Alloys (Fifth Edition)*, *Metallurgy of the Light Metals*, **2017**

- [Reddy2015] A.C.S. Reddy, S. Rajesham, P.R. Reddy, T.P. Kumar, J. Goverdhan, An experimental study on effect of process parameters in deep drawing using Taguchi technique, *International Journal of Engineering Science and Technology* 7, **2015**, 21-32
- [Rodrigues1985] P.M.B. Rodrigues, P.S. Bate, *Texture in Non-Ferrous Metals and Alloys*, AIME, Warrendale, **1985**
- [Sanders1989] R. E. Sanders Jr., S. F. Baumannh, H. C. Stumpf, *Wrought Non-Heat-Treatable Aluminum Alloys*, *Treatise on Materials Science and Technology* Vol. 31, **1989**, 65-105
- [Schweitzer2019a] B. Schweitzer, *Speciális hengerlési technológia jellemzőinek feltárása*, TDK dolgozat, Miskolci Egyetem, **2019**
- [Schweitzer2019b] B. Schweitzer, *Alumínium ötvözet anizotrópiájának jellemzése speciális hengerlési technológia esetén*, szakdolgozat, Miskolci Egyetem, **2019**
- [Sheppard1982] T. Sheppard, M.A. Zaidi, Influence of hot-working parameters on earing behaviour of Al-2Mg sheet, *Metals Technology* Vol. 9, **1982**, 368-374
- [Soare2011] S.C. Soare, F. Barlat, A study of the Yld2004 yield function and one extension in polynomial form: A new implementation algorithm, modeling range, and earing predictions for aluminum alloy sheets, *European Journal of Mechanics - A/Solids* Vol. 30 Issue 6, **2011**, 807-819
- [Sowerby1974] R. Sowerby, W. Johnson, Prediction of earing in cups drawn from anisotropic sheet using slip-line field theory, *J. Strain Anal* Vol. 9, **1974**, 102-108
- [Starke2005] E. A. Starke Jr., *Alloys: Aluminum*, *Encyclopedia of Condensed Matter Physics*, **2005**, 18-24
- [Suwas2014] S. Suwas, R. K. Ray, *Crystallographic Texture of Materials*, Springer-Verlag, London, **2014**
- [Tucker1961] G.E.G. Tucker, Texture and earing in deep drawing of aluminium, *Acta Metallurgica* Vol. 9, **1961**, 275-286

[Van Houtte1987] P. Van Houtte, G. Cauwenberg, E. Aernoudt, Analysis of the earing behaviour of aluminium 3004 alloys by means of a simple model based on yield loci calculated from orientation distribution functions, *Materials Science and Engineering* Vol. 95, **1987**, 115-124

[Vargel2020] C. Vargel, *Corrosion of Aluminium Second Edition*, **2020**

[Weiland1991] H. Weiland, J.R. Hirsch, Microstructure and local texture in hot rolled aluminum, *Texture Microstructures* Vol. 14, **1991**, 647-652

[Yoon2006] J.W. Yoon, F. Barlat, R.E. Dick, M.E. Karabin, Prediction of six or eight ears in a drawn cup based on a new anisotropic yield function. *International Journal of Plasticity* Vol. 22 Issue 1, **2006**, 174-193

[Yoon2007] J.W. Yoon, T.B. Stoughton, R.E. Dick, Earing prediction in cup drawing based on non-associated flow rule, *AIP Conference Proceedings* 908, **2007**, 685-690

[Yoon2011] J.W. Yoon, R.E. Dick, F. Barlat, A new analytical theory for earing generated from anisotropic plasticity, *International Journal of Plasticity* 27, **2011**, 1165–1184

[Zein2014] H. Zein, M. El Sherbiny, M. Abd-Rabou, M. El Shazly, Thinning and spring back prediction of sheet metal in the deep drawing process, *Materials & Design* Vol. 53, **2014**, 797-808

[Zhao2004] Z. Zhao, W. Mao, F. Roters, D. Raabe, A texture optimization study for minimum earing in aluminium by use of a texture component crystal plasticity finite element method, *Acta Materialia* 52, **2004**, 1003-1012

A tézisekhez kapcsolódó saját publikációk jegyzéke

A. Hlavacs, M. Szucs, V. Mertinger, M. Benke, Prediction of Earing of Hot-Rolled Al Sheets from Pole Figures, *Metals* Vol. 11, **2021**, 1-9 (Q2, IF.:2,117)

A. Hlavacs, M. Benke, Mélység szerinti textúra és fülesedés változása 3xxx-es hidegen alakított alumínium ötvözetben, *Anyagmérnöki Tudományok* Vol. 40/1, **2020**, 81-86

M. Benke, **A. Hlavacs**, I. Piller, V.Mertinger, Prediction of earing of aluminium sheets from {h00} pole figures, *European Journal of Mechanics - A/Solids*, **2020**, 103950, (D1, IF.:3,786)

M. Benke, B. Schweitzer, **A. Hlavacs**, V.Mertinger, Prediction of Earing of Cross-Rolled Al Sheets from {h00} Pole Figures, *Metals* Vol. 10, **2020**, 192, (Q2, IF.:2,117)

B. Schweitzer, M. Benke, **A. Hlavacs**, V.Mertinger, Earing Prediction of Unidirectionally and Cross-rolled, Annealed AW-5056 Al Sheets from {h00} Pole Figures, *Acta Materialia Transylvanica* Vol. 3, **2020**, 38-42

M. Benke, **A. Hlavacs**, I. Piller, V.Mertinger, Lemezek fülesedése és a {h00} pólusábrák közötti kapcsolat, *Bányászati és kohászati lapok- Kohászat* 152, **2019**, 36-39

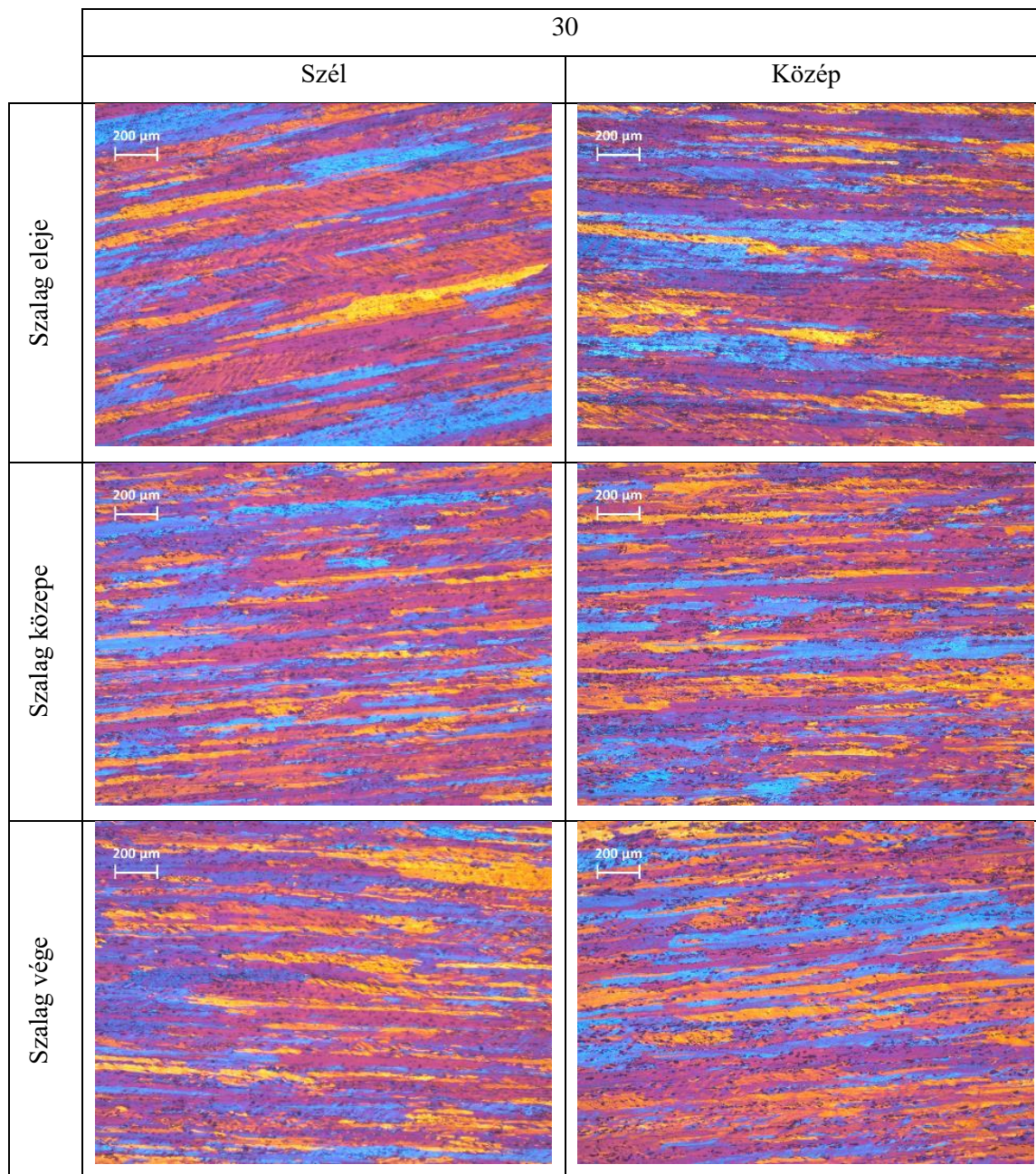
M. Benke, **A. Hlavacs**, A. D. Angel, M. Sepsi, E. Nagy, V. Mertinger, A simple correlation between texture and earing, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* Vol. 426, **2018**, 012003

D. Petho, **A. Hlavacs**, P. Barkoczy, M. Benke, The variation of earing and texture components during annealing treatments of a 3003-type aluminium alloy, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* Vol. 426, **2018**, 012038

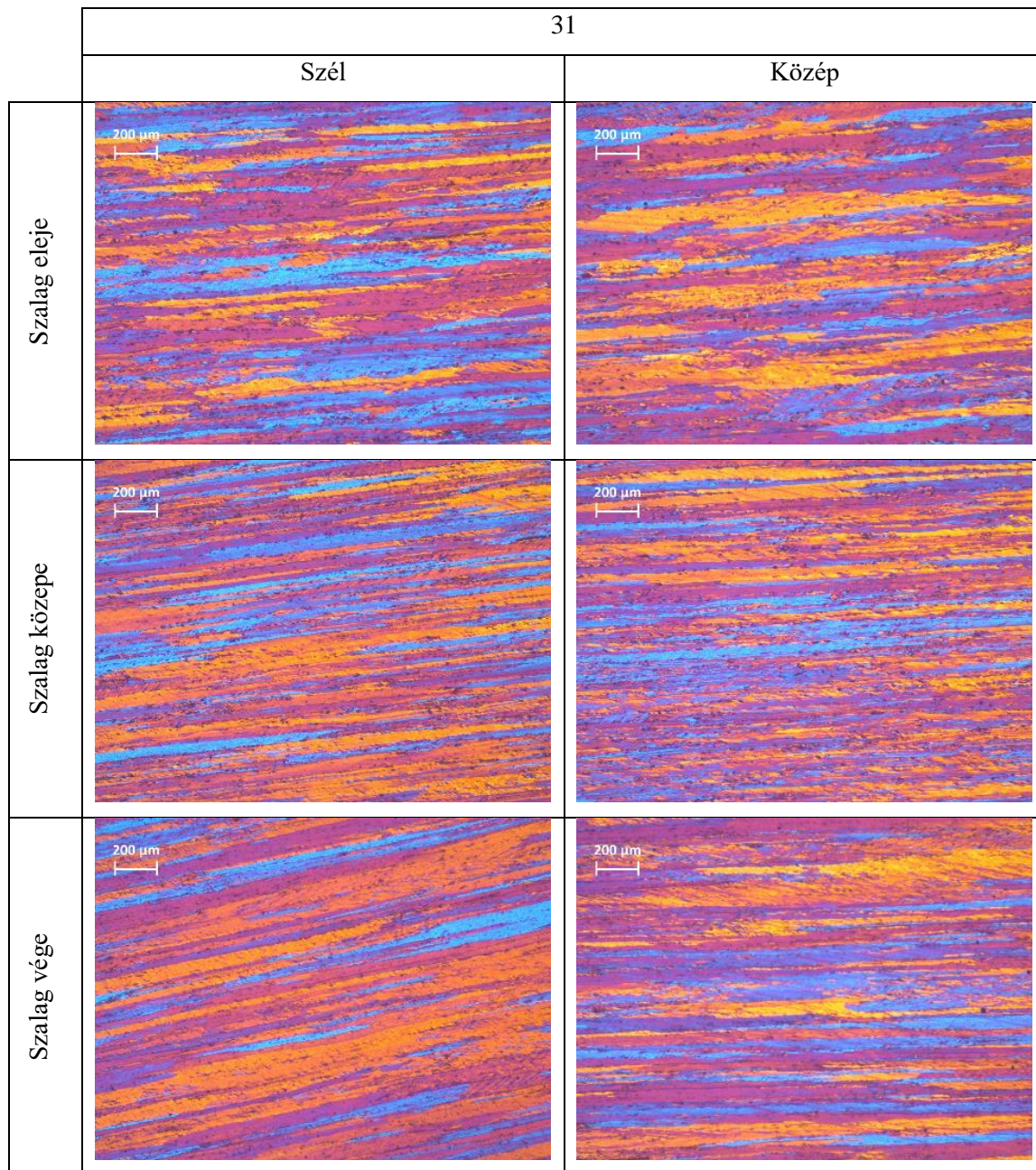
A. Hlavacs, M. Benke, P. Barkoczy, V. Mertinger, Microstructure and Texture Evolution in Cladded Al 3003 Aluminum Sheets, *Materials Science Forum* Vol. 885, **2017**, 159-164

Mellékletek

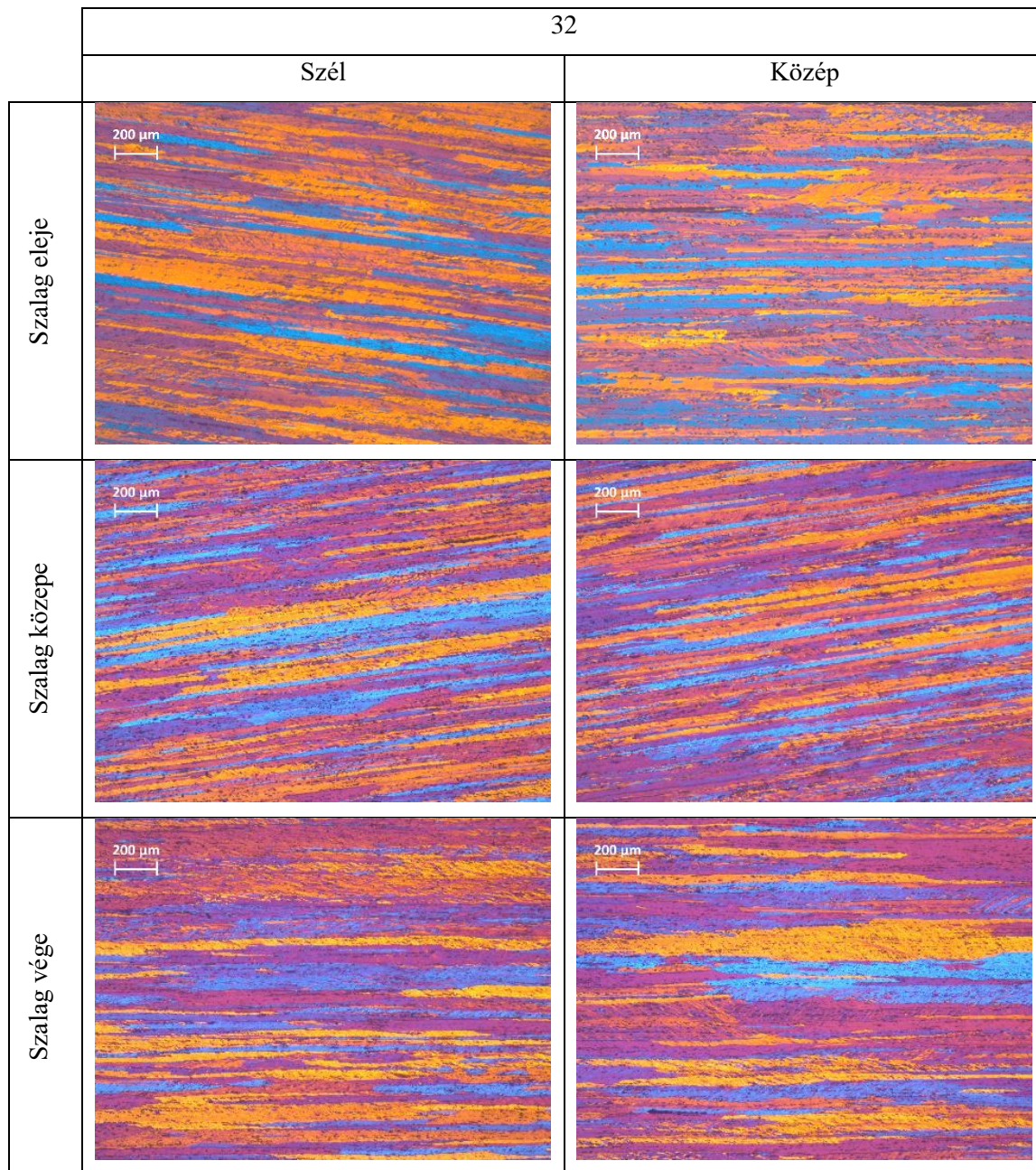
1. melléklet A „30”-as jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



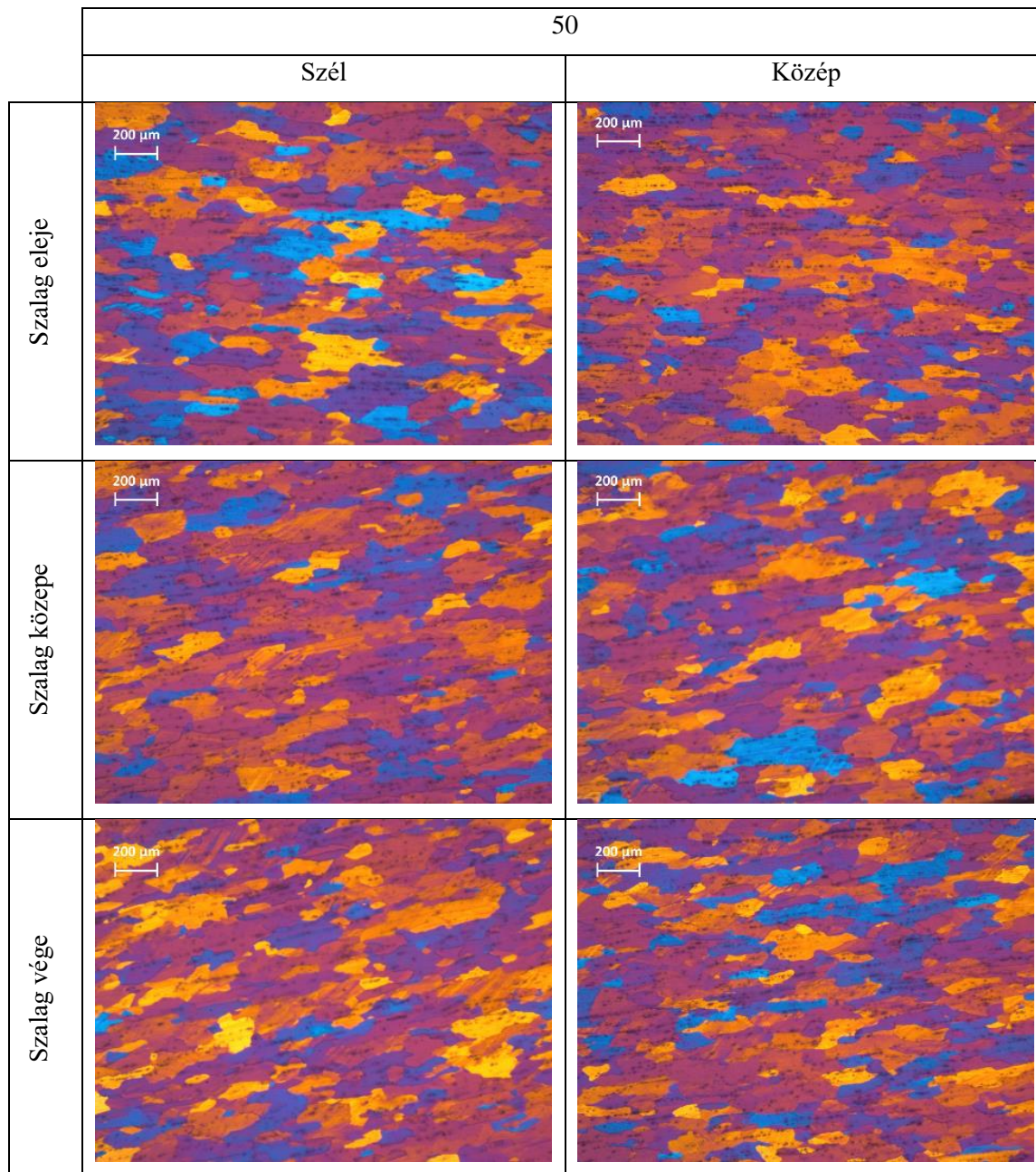
2. melléklet A „31”-es jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



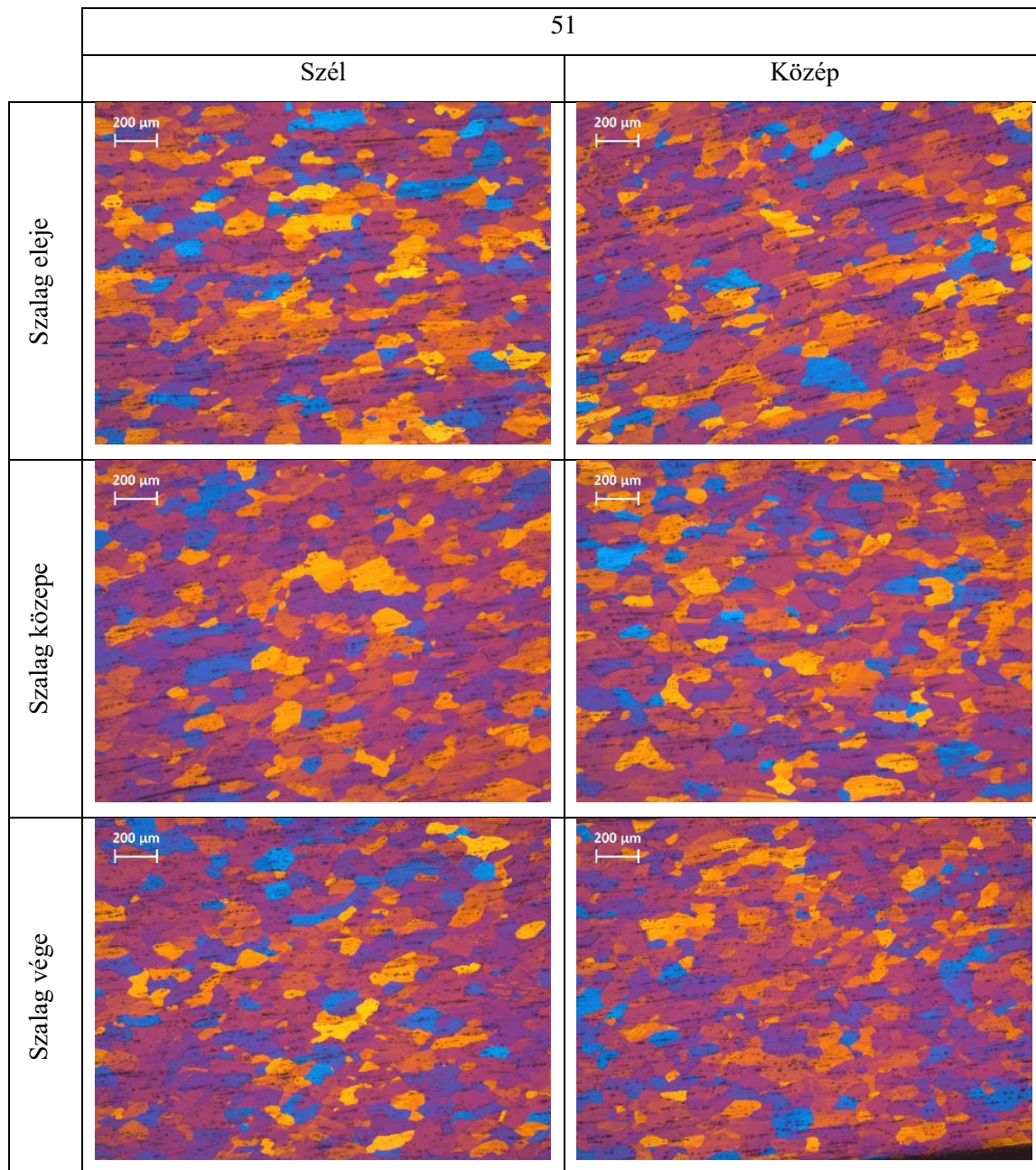
3. melléklet A „32”-es jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



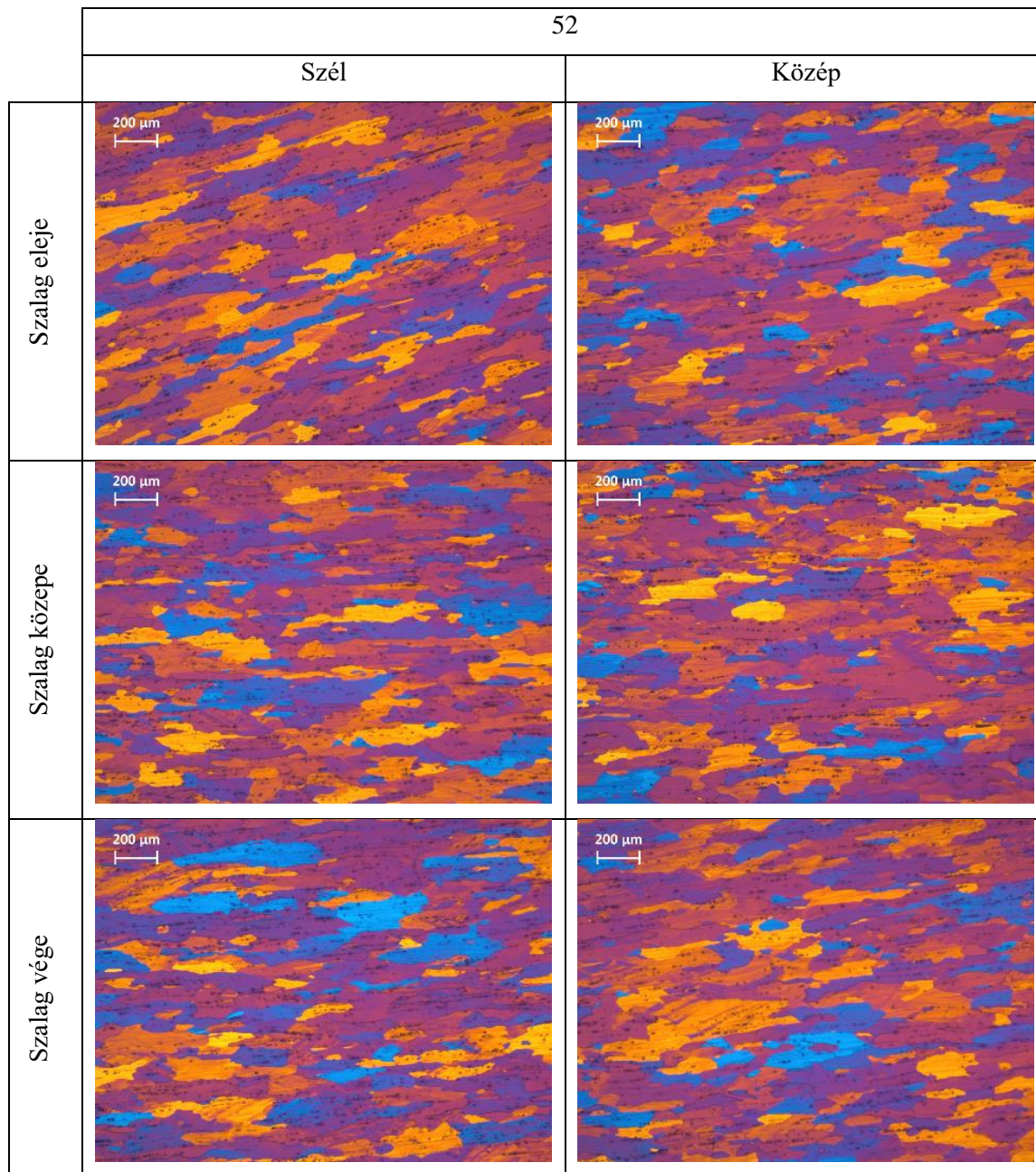
4. melléklet A „50”-es jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



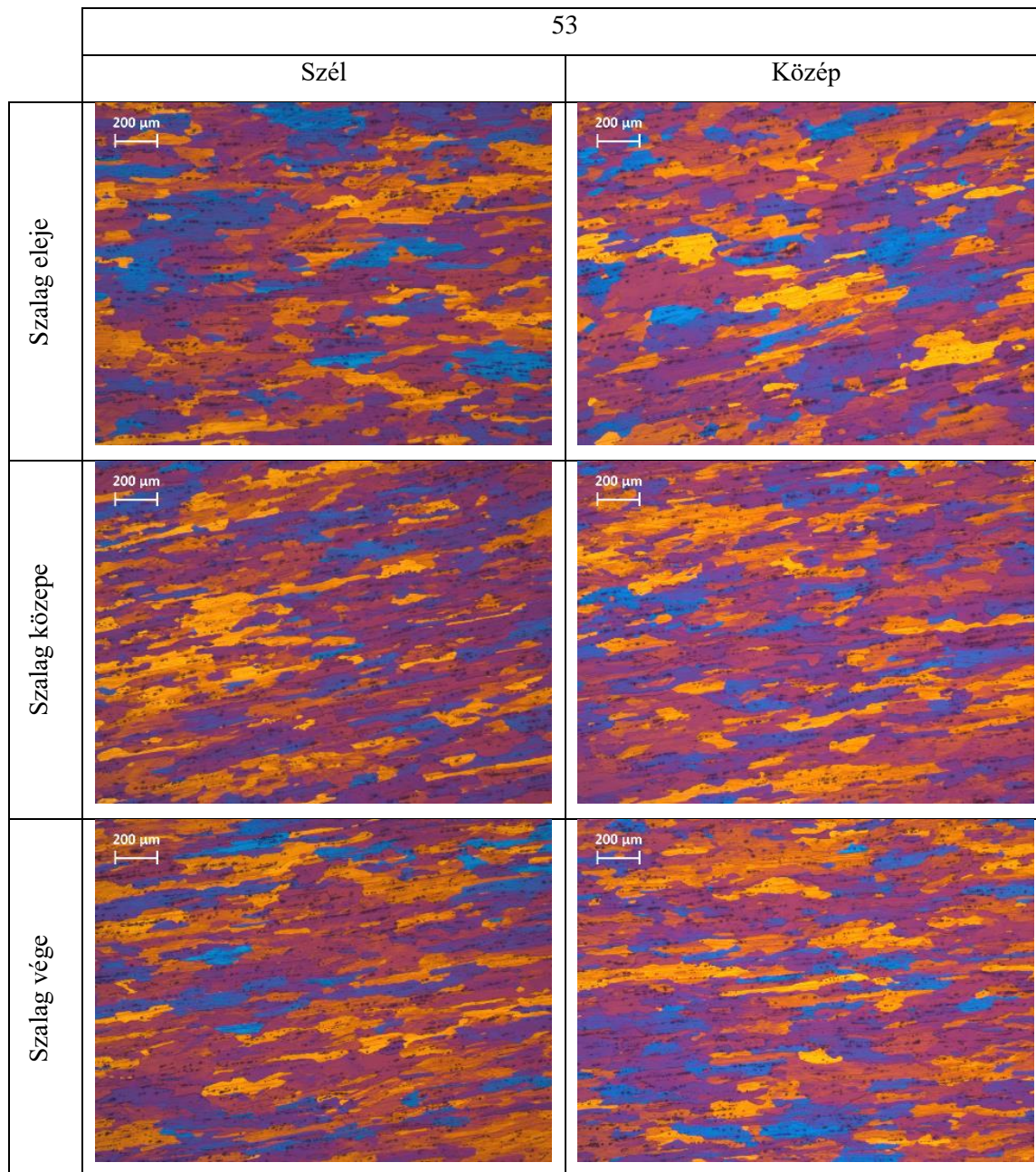
5. melléklet A „51”-es jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



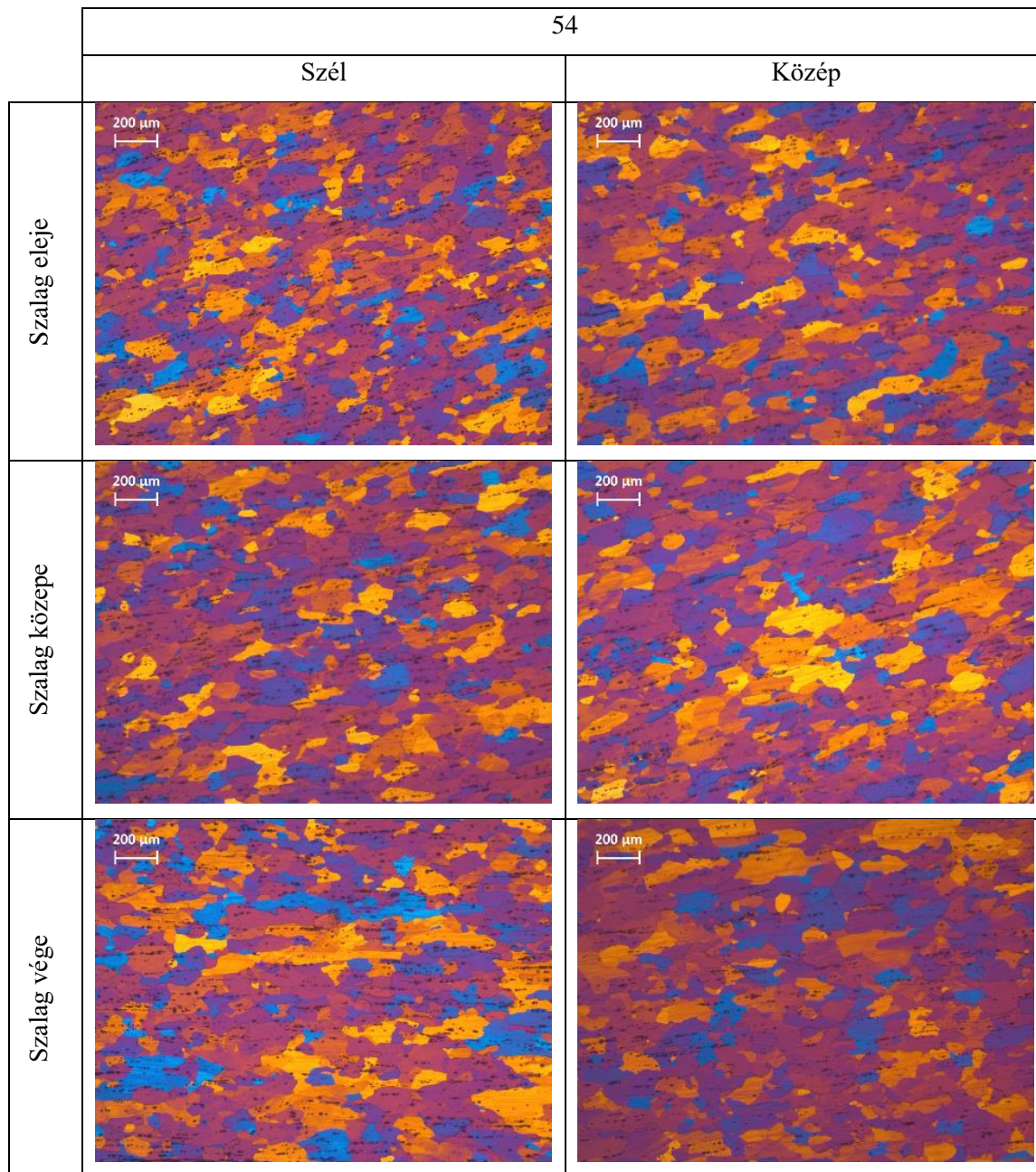
6. melléklet A „52”-es jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



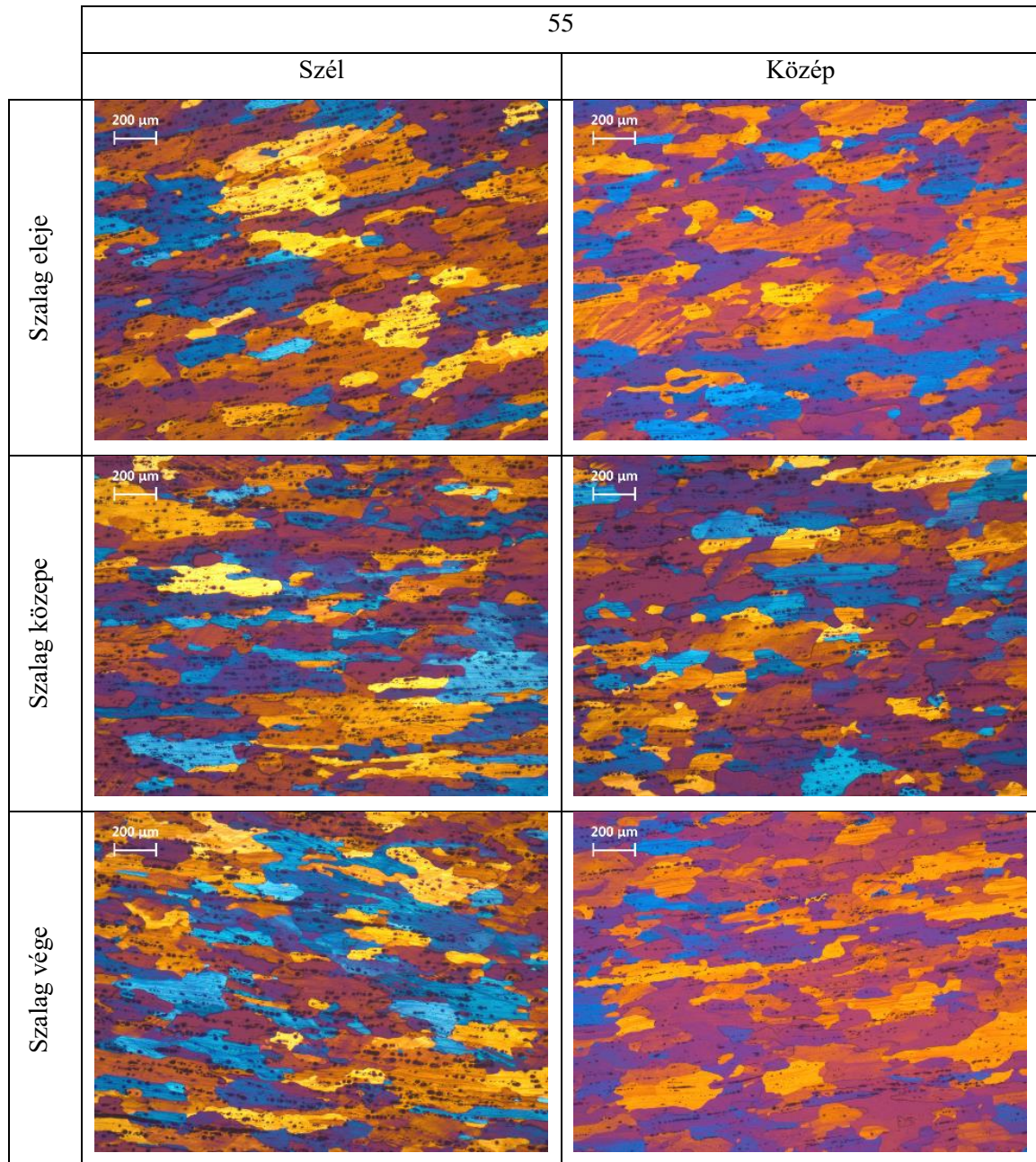
7. melléklet A „53”-as jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



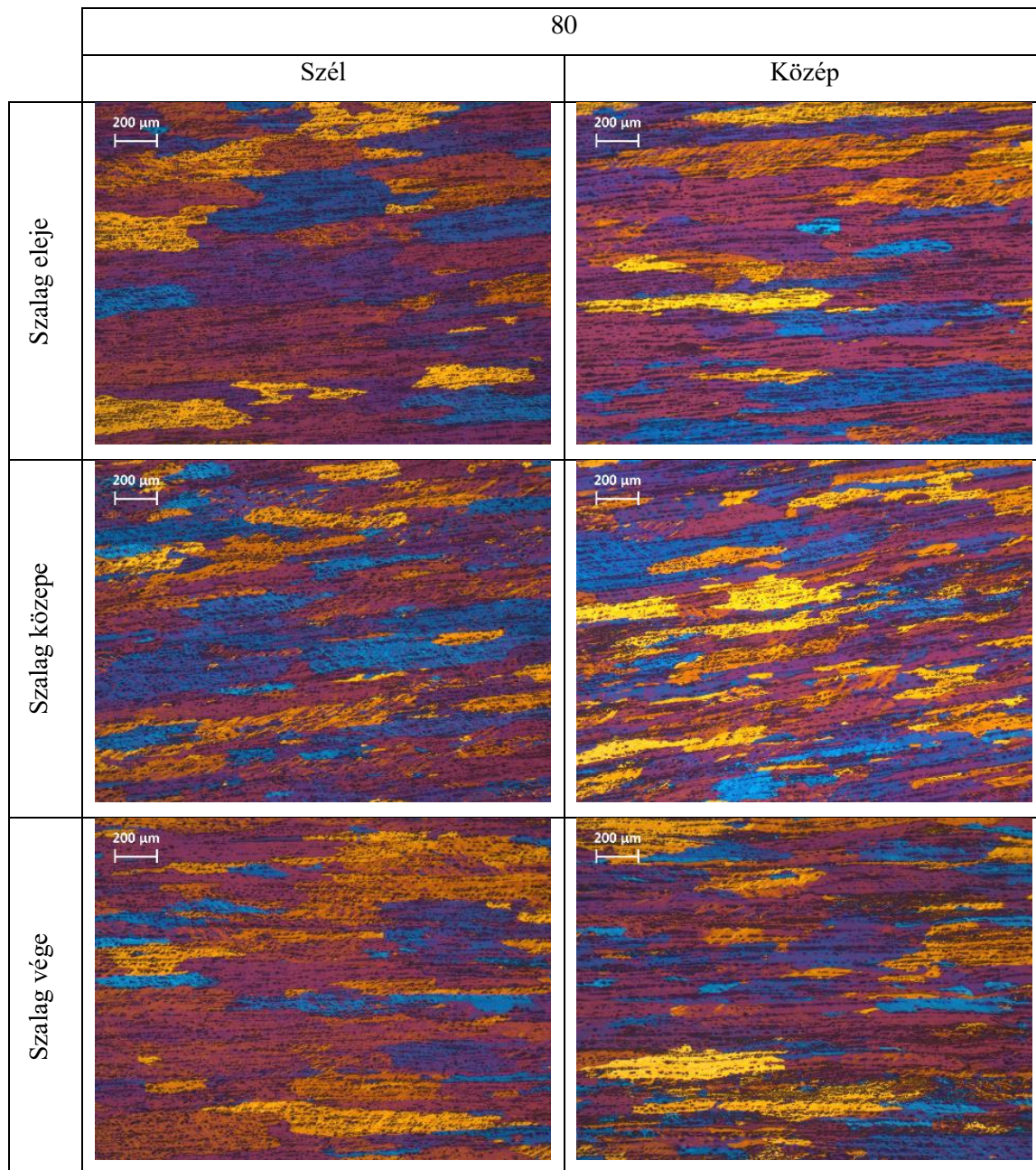
8. melléklet A „54”-es jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



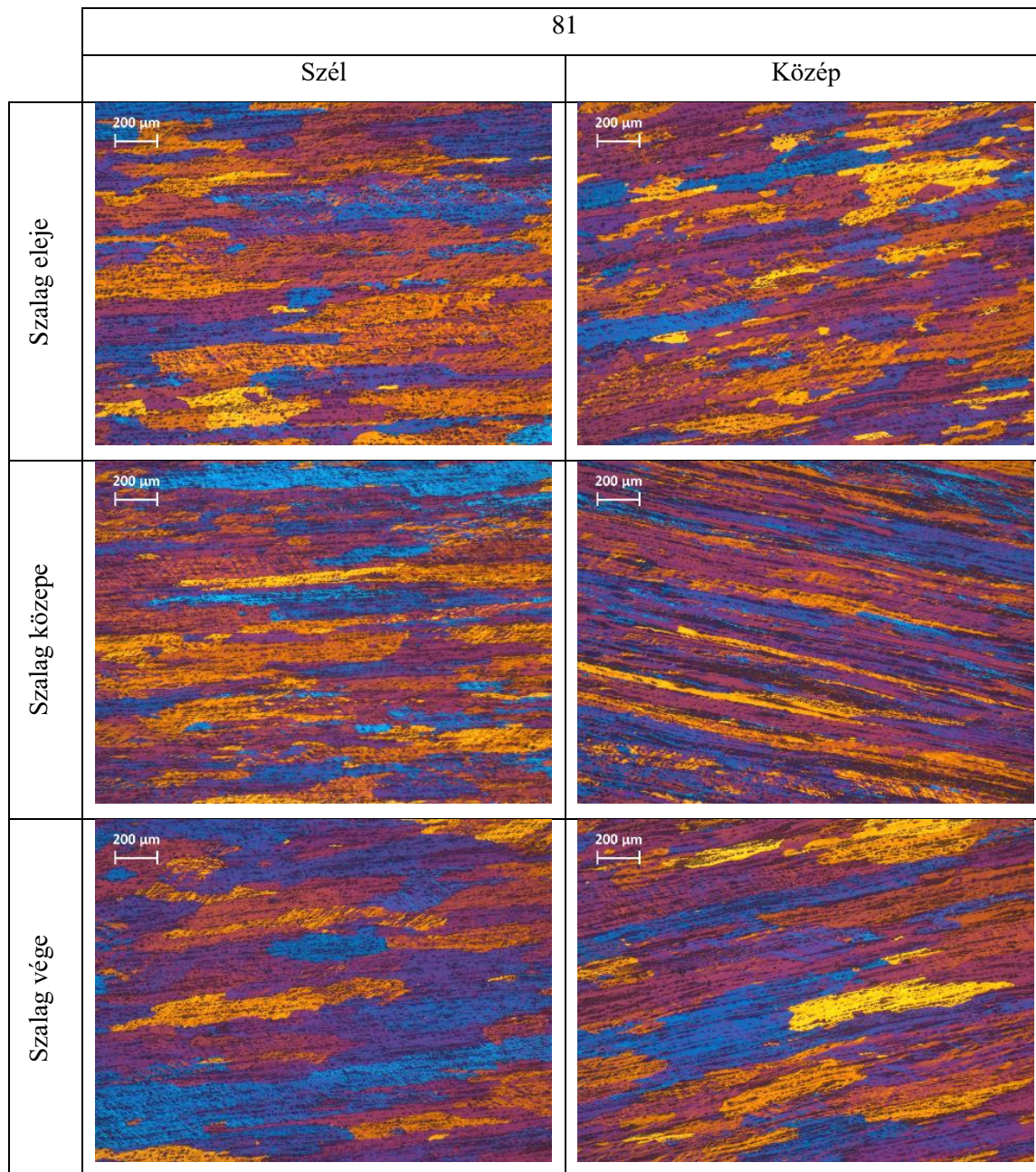
9. melléklet A „55”-ös jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



10. melléklet A „80”-as jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



11. melléklet A „81”-es jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)



12. melléklet A „82”-es jelű, melegen hengerelt kísérleti ötvözet optikai mikroszkópos vizsgálatainak eredményei (50x nagyítás)

