

módja a folyamatos öntés során a kristályosodás feltételrendszerének optimalizálása. A meleghengerlési műveletben a középvonali dúsulás mértéke és kiterjedése általában csökken. A tapasztalatok szerint a szokásos hőkezelési műveletek hatékonyan nem szüntetik meg ezt a hibatípust.

A hengerelt termékekben a középvonali dúsulás megmaradásában az ötvöző és szennyező elemek játszanak fontos szerepet. A feldúsult kén zömében zárványokat alkot, a foszfor, szilícium és a mangán diffúziósebessége pedig nagyon kicsi, így ezek az elemek a hőkezelések során is a középvonalban maradnak. Bár a karbon diffúziósebessége az ausztenitben relatíve igen nagy, a karbondúsulás a homogenizáló hőkezelések után is kimutatható, és az ennek következtében kialakuló keményebb szövetelemek okozzák a felhasználási vagy továbbfeldolgozási problémákat. Ebből a szempontból – a számítások alapján – a mangánnak kiemelkedő szerepe lehet, mivel a hőkezeléssel

nehezen módosítható mangáneloszlás az ausztenitben kialakuló karboneloszlást is befolyásolja. A mangán emellett a nem egyensúlyi szövetelemek kialakulását is elősegíti a lehűlés során. Végezetül meg kell említeni, hogy a középvonali dúsult zónában előforduló hengerlési irányú elnyúlt zárványsorok, valamint a repedésszerű folytonossági hiányok szintén akadályozzák a vastagságirányú diffúziós folyamatokat. Az említett mechanizmusok együttesen játszanak szerepet a középvonali dúsulás stabilitásának alakulásában, és együttesen adnak magyarázatot a középvonali dúsulással kapcsolatos gyakorlati megfigyelésekre és tapasztalatokra.

#### Hivatkozások

- [1] Krauss, G.: Steels: Heat Treatment and Processing, ASM Int. Metals Park Ohio, USA, 1990
- [2] Král, L. et al.: Diffusion of Carbon and Manganese in Fe-C-Mn, Defect and Diffusion Forum, Vol. 263 (2007), pp 153–158

- [3] Tsuchida, Y. et al.: Transactions ISIJ, 24(1984), 899.
- [4] Jacobi, H.: Steel Research, 74(2003), 667.
- [5] Presslinger, H. et al.: ISIJ Int., 46(2006), 1845.
- [6] Lesoult, G.: Mat. Sci. Eng. A, 413-414(2005), 19.
- [7] Reger, M. et al.: Defect Diffus Forum, 297–301(2010), 148.
- [8] Reger, M. et al.: Mater Sci Forum, 659(2010), 441.
- [9] Hillert, M. et al.: Metal. Trans. A, 1977, vol.8A, pp. 5–13.
- [10] Huang, W.: Metal. Trans. A, 1991, vol.22A, pp. 1911–1920.
- [11] Wyss, U.: Grundlagen der Gas-aufkohlung und Schutzgasglühung nach einem neuen Eintropfverfahren, HTM 17, 1962, 3, pp. 160–171.
- [12] Jung, T. et al.: Suppression of banded structure and refinement of the microstructure of high-strength cold-rolled steels by optimisation of the hot-rolling cooling path, Final report, EU Technical Steel Research, 2007

## BENKE MÁRTON – HLAVÁCS ADRIENN – PILLER IMRE – MERTINGER VALÉRIA

# Lemezek fülesedése és a $\{h00\}$ pólusábrák közötti kapcsolat

*Jelen cikkünkben egy olyan új módszert mutatunk be, amely alkalmas lemezszerű termékek mechanikai anizotrópiájának, ezen belül is a relatív fülmagasságnak a becslésére. Az eljárás – a többi, jóval bonyolultabb módszertől eltérően – nem a nevezetes textúra-komponenseket és nem az ODF-et, hanem a  $\{h00\}$  Miller-indexű pólusábrákat használja, továbbá nem igényel mechanikai vizsgálatokat. A módszert 0,3 mm vastagságú hengerelt, majd lágyított állapotú alumíniumlemezeken alkalmaztuk. A becsült fülmagasságot mért fülmagasságokkal összehasonlítva jó korrelációt kaptunk.*

**Dr. Benke Márton** 2004-ben szerzett okleveles anyagmérnök diplomát a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán. 2010-ben PhD-oklevelet szerzett. Jelenleg a Miskolci Egyetem, Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetben dolgozik egyetemi docensként. Főbb kutatási területei: röntgendiffrakciós vizsgálatok fejlesztése, oldódással szemben növelt ellenállású nedvesítő szelektív forrasztószerszám anyag fejlesztése; alakemlékező ötvözetek, TWIP acélok, rugalmas maradó feszültség monitorozása, kristálytani anizotrópia vizsgálati módszerek alkalmazása, fejlesztése.

**Hlavács Adrienn** 2014-ben szerzett okleveles kohómérnök diplomát a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán. 2014-ben a PhD-képzést kezdte el. Jelenleg a Miskolci Egyetem, Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetben dolgozik tudományos segédmunkatársként. Főbb kutatási területei: röntgendiffrakciós kristálytani anizotrópia vizsgálatok végzése alumínium félkész termékeken, TWIP acélokon.

**Piller Imre** 2013-ban szerzett mérnökinformatikus MSc-diplomát a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karán. Jelenleg a Miskolci Egyetem Matematikai Intézetében az Alkalmazott Matematikai Intézet Tanszéken dolgozik mint egyetemi tanársegéd. Főbb kutatási területei: szemantikus rendszerek, ontológiák, számítási intelligencia, tudásábrázolás, optimalizálás.

**Dr. Mertinger Valéria** szakmai életrajzát 2017/2. számunkban közzöltük.

#### Bevezetés

A hengerlés az egyik legelterjedtebb képlékenyalakítási művelet. A hengerlési technológia során a lemezek többlépcsős hengerléseken (meleg/hideg), illetve a hideghengerléseket követő lágyító hőkezeléseken mennek keresztül. Ezután a lemezek további feldolgozáson esnek át. Az egyik ilyen művelet a mélyhúzás, amely során síklemezből alakítják ki a késztermék vég-sőhöz közeli formáját. A technológia során lejátszódó képlékenyalakítási és újrakristályosodási folyamatoknak köszönhetően az ilyen lemezek általában kristálytanilag anizotrópok, ami

leglátványosabban abban nyilvánul meg, hogy mélyhúzásuk után a peremen eltérő magasságú helyek alakulnak ki. A jelenséget fülesedésnek nevezik (ahol a „fűl” a perem maximális magasságú helyeit jelenti), és már az 1940-es években felmerült az igény arra, hogy a kristálytani textúra és tapasztalt fülesedés közötti kapcsolatot létrehozzák. Az ezt követő évtizedekben számos próbálkozás született arra, hogy a kristálytani textúra és fülesedés közti kapcsolat megfelelően legyen írva. A kezdetekben *Fukui* és *Kudo* [1], majd később *Grewen* [2] is publikálta, hogy lehetséges a fűlmagasság becslése a lemezek fülesedése és a Lankford-szám ( $\Delta r$ ) közötti kapcsolat alapján. *Tucker* egykristályos anyagokra dolgozott ki elméletet [3], amely egyszerű csúszásra és a Schmid-törvényre épült. Módszerét *Kanetake* és társai [4] továbbfejlesztették polikristályos tömbi anyagokra. Az ő modelljükben húzó radiális-, nyomó tangenciális- és zérus normálfeszültséget mélyhúzás során, illetve a polikristályos anyagot egykristályok olyan halmazaként modellezték, ahol a kristályok egymásra nincsenek hatással. A keményedés meghatározásához empirikus értékeket használtak, eredményképpen megfelelően tudták becsülni a fűlek létrejöttének helyeit, valamint azok magasságát. *Da Costa Viana* és társai [5] olyan eljárást dolgoztak ki, amely a textúramérésekből szintetizált ODF-ből indul ki, és folyási görbék kombinációján alapult. Ez a modell is tartalmazott feltételezést: nevezetesen azt, hogy a lemezekben a radiális alakváltozás fordítottan arányos a folyási feszültséggel. A modell alkalmas volt a fűlek helyeinek becslésére, azonban az nem nyert megerősítést, hogy a fűlmagasságok is megfe-

lelően becsülhetők-e. A *Pochinnetto* és társai [6] által kidolgozott metodika feszültségegyensúlyi számításokon alapult, és amellyel meghatározott becsült fülesedés nagyon jól korrelált a mért fülesedéssel. Ezt fejlesztette tovább *Rodrigues* és *Bate* [7], azonban módszerük csak abban az esetben volt alkalmazható, amikor négy fűl alakult ki a csészén. További hátrány, hogy feltételezésük szerint a mélyhúzás során a tangenciális irányú feszültségkomponens nyomó, a normálfeszültség nulla, a radiális komponens is nulla, ami azonban csak a csésze külső peremére igaz. *Van Houtte* ezt az eljárást fejlesztette tovább [8]. A felsorolt módszerek közül mindegyik alkalmas arra, hogy – bizonyos feltételek mellett – előre jelezze a fülesedés jellegét és mértékét. Ezen eljárások közül sok igényel mechanikai vizsgálatokat, valamint az ODF-elemzésén alapul. Napjainkban a fülesedés becslésére a végeeselemes (VE) módszer az egyik legelterjedtebb. Az ilyen számításokban az alkalmazott anyagtörvényeket felhasználói szubrutinokkal implementálják. Mivel ezek a törvények a kulcsfontosságúak, ezek vannak a végeeselemes alapú módszerek fejlesztésének középpontjában [9–11].

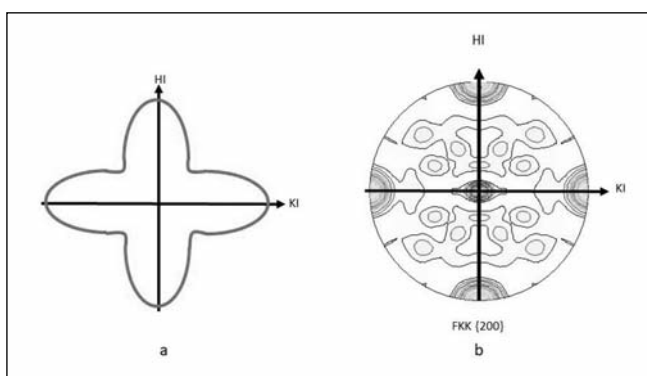
Jelen kutatásunk célja egy olyan egyszerű módszer bemutatása, amely alkalmas arra, hogy a relatív fűlmagasságot megbecsülje a csupán  $\{h00\}$  Miller-indexű pólusábrák ismeretében. A módszer alapja azon empirikus megfigyelés, mely szerint a  $\{h00\}$  pólusábrák intenzitáscsúcsai és a tapasztalt fülesedési irányok egybeesnek. Az *1a ábra* a lemezszerű félkésztermékeken a nagyszögű szemcsehatározással járó, klasszikus újrakristályosodási folyamat lejátszódása után tapasztalt jellemző fülesedési irányokat

mutatja, az *1b ábra* pedig az újrászámított  $\{200\}$  pólusábrát a hengerlési irány (HI)–keresztirány (KI) koordináta-rendszerben. Látható, hogy a  $\{200\}$  reflexió intenzitáscsúcsai – a pólusábra közepén lévő kivételével – pontosan egybeesnek a tapasztalt fülesedési irányokkal. Az ábrán bemutatott  $\{200\}$  pólusábra hengerelt, majd újrakristályosított rézlemezzel készült.

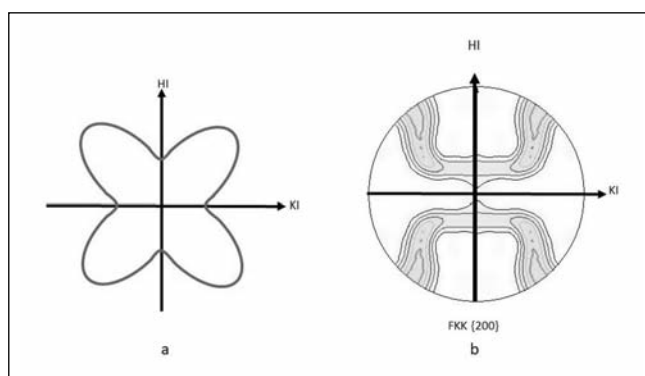
A *2a ábra* a hideghengerlés után tapasztalt jellemző fülesedési irányokat mutatja, a *2b ábra* pedig az újrászámított  $\{200\}$  pólusábrát a HI–KI koordináta-rendszerben. Látható, hogy a  $\{200\}$  reflexió intenzitáscsúcsai közel esnek a mért fülesedési irányokkal, a HI-hoz képest  $45^\circ + (n \cdot 90^\circ)$  irányokkal. A pólusábra hidegen hengerelt alumíniumlemezzel készült. Ezt az egybeesést több szerző is felismerte [8, 14–20].

## Elvégzett vizsgálatok

Vizsgálatainkat 0,3 mm vastagságú, hidegen hengerelt, majd  $300^\circ\text{C}$ -on különböző időtartamig (15 perc, illetve 2 óra) lágyított 3003 típusú alumíniumlemezeket végeztük. A relatív fűlmagasságot becsülő módszer lépéseit a *3. ábra* foglalja össze. Az eljárás valamely  $\{h00\}$  pólusábra mérésével kezdődik. Jelen cikkünkben a vizsgált alumíniumlemezek  $\{200\}$  pólusábráit határoztuk meg (*3a ábra*) Euler-bölcsővel felszerelt Bruker D8 Advance típusú röntgendiffraktométerrel ( $\text{CoK}\alpha$  sugárforrás, 40 kV csőfeszültség, 40 mA fűtőáram). Mivel a mért pólusábra geometriai okokból csak a  $\chi=75^\circ$  döntési tartományig mérhető, a pólusábrát újraszámítás során kiegészítettük a teljes  $\chi=90^\circ$  tartományra. A mért pólusábrák újraszámítását a diffraktométer saját, TexEval nevű szoftverével vé-



1. ábra. a) Újrakristályosodás utáni fülesedés; b)  $\{200\}$  pólusábra

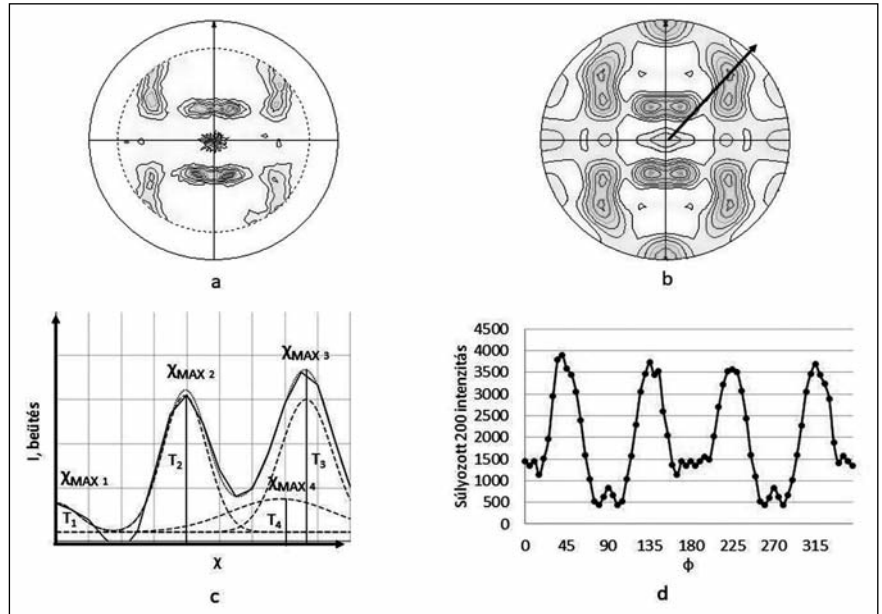


2. ábra. a) Hideghengerlés utáni fülesedés; b)  $\{200\}$  pólusábra

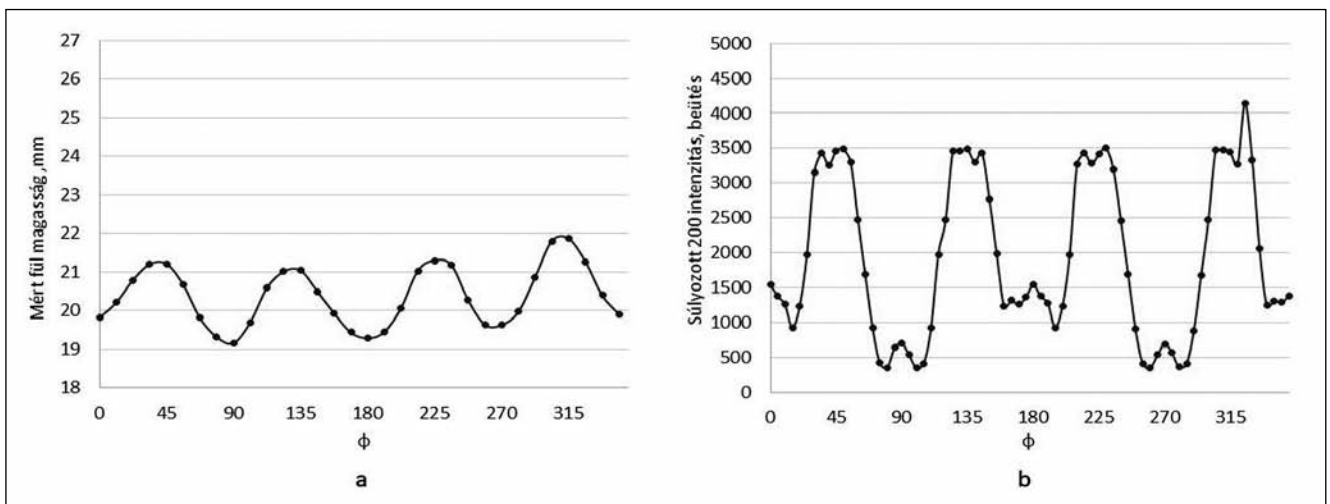
geztük, harmonikus módszerrel. A 3b ábra egy újrászámított pólusábrát mutat, melyen megjelöltünk egy, a HI-hoz képesti tetszőleges  $\varphi$  elfordulást. A 3c ábra a tetszőleges  $\varphi$  elforduláshoz tartozó  $\chi$ -metszetet mutatja, melyen az újrászámított intenzitás látható a  $\chi$  (döntési szög) függvényében. Az eljárás feltételezi, hogy az újrászámított intenzitásfüggvény közelíthető Gauss-függvények súlyozott összegével [20]. A közelítő görbe (l) az (1) egyenlet szerinti alakban írható fel, ahol  $g_i$  a normálosztás sűrűségfüggvénye,  $T_i$  pedig a súlytényező:

$$I(\chi) = \sum_{i=1}^4 T_i \cdot g_i(\chi) \quad (1)$$

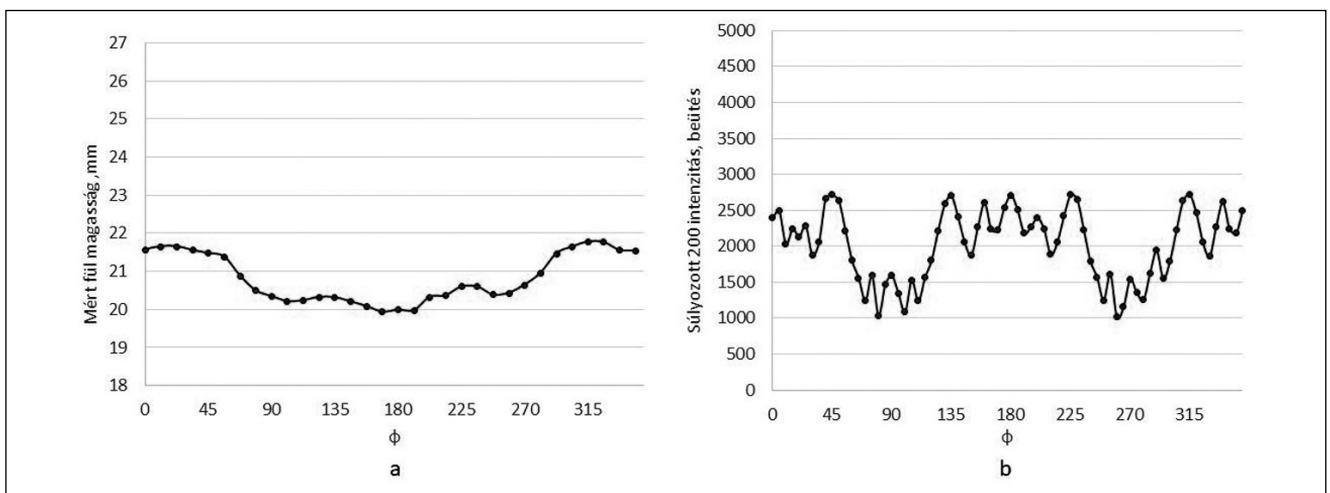
A következő lépésben a  $\chi$ -metszeten négy Gauss-függvénnyel közelítettük az újrászámított intenzitásfüggvényt oly módon, hogy a négy Gauss-függvény összege és az újrászámított intenzitásfüggvény különbsége mini-



3. ábra. A fülesedést becsülő módszer lépései. a) mért {200} pólusábra; b) újrászámított {200} pólusábra és egy tetszőleges  $\chi$ -metszet; c) egy tetszőleges  $\chi$ -metszet mért intenzitásértékei és illesztése négy parabolafüggvénnyel, a parabolák területei és maximumokhoz tartozó  $\chi$  értékek; d) az összegzett intenzitások a  $\phi$  függvényében



4. ábra. a) mért fülesedés értékek hideghengerlés, majd 300 °C-on történő 15 perc lágyítás után; b) összegzett {200} intenzitás-eloszlás hideghengerlés, majd 300 °C-on történő 15 perc lágyítás után



5. ábra. a) mért fülesedés értékek hideghengerlés, majd 300 °C-on történő 2 óra lágyítás után; b) összegzett {200} intenzitás-eloszlás hideghengerlés, majd 300 °C-on történő 2 óra lágyítás után

mális legyen. A függvényillesztés részleteit jelen cikkünkben nem ismertetjük. Ezután mind a négy Gauss-függvény esetében meghatároztuk a görbe alatti területet, ami megegyezik a súlytényezővel, ( $T_i$ ,  $i=1..4$ ) – mivel a sűrűségfüggvény alatti terület értéke 1 a teljes intervallumra nézve – és megszoroztuk a függvény maximumához tartozó  $\chi_{MAX i}$  értékkel. A négy,  $\chi_{MAX i}$  értékkel súlyozott területet összegeztük az adott  $\varphi$  elfordulásnál (2). A leírt számítást elvégeztük minden  $\varphi$  elfordulásértékre, végül az eredményeket ábráztuk a  $\varphi$  függvényében (3d ábra). A fülmagasságok mérését mikrométerrel végeztük.

Súlyozott 200 intenzitás<sup>φ</sup> =

$$= \sum_{i=1}^4 T_i \cdot \chi_{MAX i} \quad (2)$$

### Eredmények

A 4a ábra hidegen hengerelt, majd 300 °C-on 15 percig lágyított alumíniumlemez mért fülmagasság értékeit mutatja a  $\varphi$  függvényében. Látható, hogy a maximális fülmagasságok (fülek) a 45°+(n\*90°) irányokban jelentkeznek. A 4b ábra ugyanezen lemez összegzett {200} intenzitáseloszlását mutatja a  $\varphi$  függvényében. Az intenzitásmaximumok helyei szintén a 45°+(n\*90°) irányokra esnek.

Az 5a ábra hidegen hengerelt, majd 300 °C-on 2 óráig lágyított alumíniumlemez mért fülmagasság értékeit mutatja a  $\varphi$  függvényében. Látható, hogy a kétórás lágyítás hatására a maximális fülmagasságok (fülek) helyei, illetve azok magasságai egyaránt megváltoztak. A maximális fülmagasságok a 0°, 135°, 225°, 315° értékeknél vannak, a mért fülmagasságok azonban jóval alacsonyabbak, mint az előző esetben. A lemezen nem látható a hengerlésre jellemző domináns fülcsedési jelleg, ehelyett a hengerlési és újrakristályosodási jelleg keveréke figyelhető meg. Az 5b ábra ugyanezen lemez összegzett {200} intenzitáseloszlását mutatja a  $\varphi$  függvényében. Az intenzitásmaximumok helyei szintén kevert jelleget mutatnak: a maximumok egyaránt jelentkeznek a hengerlésre jellemző helyeken (45°, 135°, 225°, 315°), valamint az újrakristályosodási helyeken (0°, 180°).

### Következtetések

A hideghengerlésre jellemző fülcsedést mutató lemezen a bemutatott módszerrel meghatározott 200 intenzitáseloszlás-diagram maximum értékei és a mért fülmagasságok maximum értékei (fülek) azonos helyekre estek. A kevert (hidegen hengerelt+újrakristályosodott) fülcsedést mutató lemez esetében a 200 intenzitáseloszlás-diagram is kevert jelleget mutatott. A kevert jelleg az általunk kidolgozott módszerrel meghatározott intenzitás-diagramon még szembetűnőbb, mint a mért fülcsedési diagramon. Ezeket túl, a meghatározott intenzitásértékek tükrözik a mért fülmagasságok értékeit. Ezek alapján megállapítható, hogy jó korreláció áll fenn a bemutatott módszerrel meghatározott 200 intenzitáseloszlás és a mért fülmagasság diagramok között. Következésképpen elmondható, hogy az ismertetett módszer alkalmas a relatív fülmagasságok becslésére egyszerű módon, mechanikai vizsgálatok végzése nélkül.

### Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka a Bolyai János Kutatási Ösztöndíj támogatásával készült. A vizsgált lemezek termomechanikus kezelése és textúravizsgálatainak elvégzése az NKFI 119566K projekt keretében valósult meg.

### Irodalom

[1] 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.  
 [2] J. Grewen: Quantitative Analysis of Textures, Proc. Int. Seminar, Cracow, (1971) 195.  
 [3] G. E. G. Tucker: Texture and earing in deep drawing of aluminium, Acta Metall. 9., (1961) 275.  
 [4] N. Kanetake, Y. Tozawa, T. Otani: Calculations from texture of earing in deep drawing for fcc metal sheets, Int. J. Mech. Sci. 25., (1983) 337–345.  
 [5] C. S. Da Costa Viana, G. J. Davies, J. S. Kallend: The prediction of earing behaviour and formability limits from texture data, Proc. 5th ICOTOM Vol. 2, Springer, Berlin, 1978, p. 447.

[6] A. Pochinnetto, M. Pernot, R. Penelle: Deformation of Polycrystals, Riso National Laboratory, Denmark, 1981, 205.  
 [7] P. M. B. Rodrigues, P. S. Bate: Texture in Non-Ferrous Metals and Alloys, AIME, Warrendale, PA, 1985, 173.  
 [8] P. Van Houtte: Analysis of the earing behaviour of aluminium 3004 alloys by means of a simple model based on yield loci calculated from orientation distribution functions, Mat. Sci. Eng. 95., (1987) 115–124.  
 [9] H. Aretz, J. Aegerter, O. Engler: Analysis of Earing in Deep Drawn Cups, Proc. NUMIFORM 2010 AIP 1252/1., (2010) 417–424.  
 [10] O. Engler, S. Kalz: Simulation of earing profiles from texture data by means of a visco-plastic self-consistent polycrystal plasticity approach, Mat. Sci. Eng. A 373., (2004) 350–362.  
 [11] O. Engler, J. Hirsch: Polycrystal-plasticity simulation of six and eight ears in deep-drawn aluminium cups, Mat. Sci. Eng. A 452–453., (2007) 640–651.  
 [12] U. F. Kocks, C. N. Tomé, H.-R. Wenk: Texture and Anisotropy, Cambridge University Press, Cambridge, 1998  
 [13] O. Engler, V. Randle: Introduction to Texture Analysis, Second Edition, CRC, Boca raton, 2010  
 [14] W. M. Baldwin, T. S. Howald, A. W. Ross: Relative triaxial deformation rates, Met. Tech. Tech. Pub. 1808, (1945). 86.  
 [15] W. T. Roberts: Texture Control in Sheet Metal Ind. 43, (1966). 237.  
 [16] H. Hug: Aluminium und Aluminiumlegierungen, Springer, Berlin, 1965, 412.  
 [17] J. C. Blade, P. L. Morris: Texture and the Properties of Materials, Proc. ICOTOM 4, Metals Society, Cambridge, (1975) 171.  
 [18] T. Sheppard, M. A. Zaidi: Influence of hot-working parameters on earing behaviour of Al–2Mg sheet, Met. Tech., 9, (1982) 368.  
 [19] Po-We Kao: Texture and earing behaviour of cold-rolled aluminium alloy 3004, Mater. Sci. Eng., 74 (1985) 147.  
 [20] Q. Ma, W. Mao, H. Feng, Y. Yu: Rapid texture measurement of cold-rolled aluminum sheet by X-ray diffraction, Script. Mat. 54., (2006) 1901–1905.