



MTA Doktori értekezés tézisei



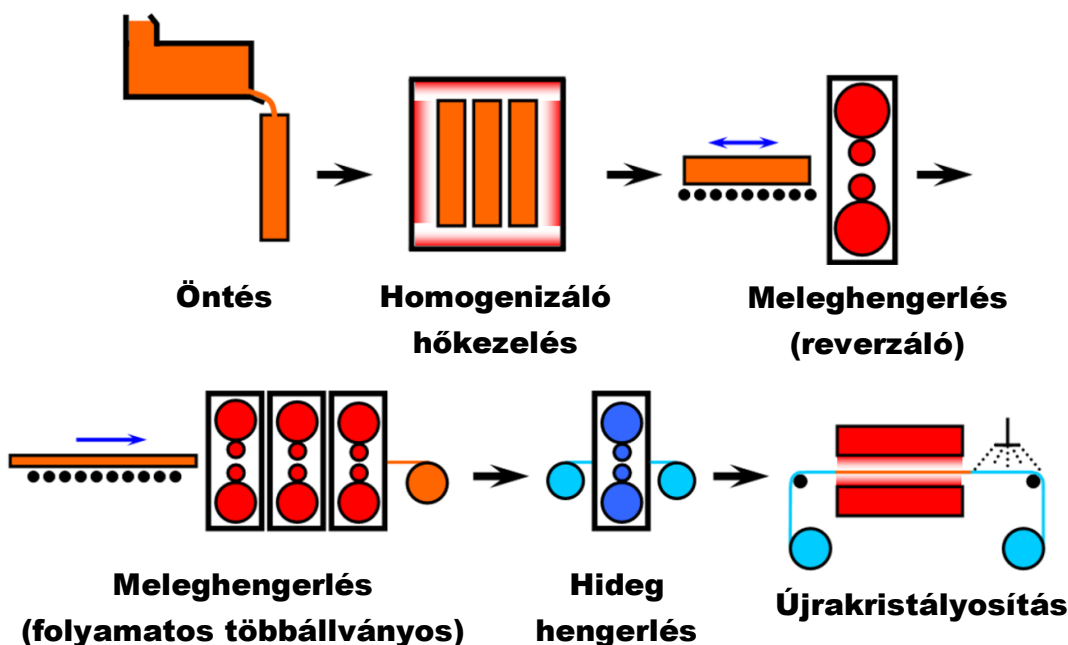
**Szövetszerkezet kialakulásának kristálytani aspektusai
polikristályos *Al* rendszerekben**

Prof. Dr. SIDOR Jurij

Szombathely, 2020

1 Bevezetés

Fémből készült termékek végső alakjukat bonyolult termomechanikus kezelések sorozata végén nyerik el. Hengerelt lapostermékek esetében a termomechanikus kezelés az 1.1 ábra szerinti hengerlésekből és hőkezelésekből áll. Alumínium ötvözetek esetében a konvencionális technológiai sor öntéssel kezdődik, majd a nagyméretű bugát homogenizáló hőkezelésnek vetik alá 480-580°C-on [1, 2s]*, aminek eredményeként a dendritközi kiválások oldatba mennek. Ezt követően az előmelegített buga reverzáló vagy folyamatos nyújtó hengerállványra kerül. A következő lépés a nagysebességű folyamatos többállványos meleghengerlés. A meleg szalagot ezt követően felcsévélik és a szalag tekercsben hűl le szobahőmérsékletre mielőtt a hideghengerlése történne, jellemzően 0.6-1.2 mm végvastagságig. Néhány kivételtől eltekintve a szalag közbenső lágyításon is átesik. Hideghengerlést követően az alakított lemez általában folyamatos gyártási soron újrakristályosító izzításon is átesik. Először a szalagot újrakristályosítási hőmérsékletre hevítik, amikor is a keményítő fázisok feloldódnak, majd gyorsan hűtik, ezáltal az oldott ötvözők oldatban maradnak. A felhevítés során az újrakristályosodás is végbemegy. A lágyítás után a kiválósan keményíthető ötvözeteket előöregítik a szerkezet stabilizálása, illetve a szilárdság növelése céljából mielőtt a lemez további megmunkálásra vagy kivágásra kerülne.



1.1 ábra Hengerelt Al lapostermékek termomechanikus kezelése [2s].

* [xs] – Sidor Jurij saját publikációi

A disszertáció összefoglalja a [2s-35s] publikációkban részletesen bemutatott, az alumínium ötvözetek szövetszerkezet és textúra kontroljával kapcsolatos kutatási eredményeket, a technológia sor utolsó két lépésével a hideghengerléssel és az újrakristályosodással kapcsolatosan. A kutatási eredmények mind konvencionális mind innovatív technológiai folyamatokhoz kötődnek. Az utóbbiak ipari alkalmazása még távoli, de hozzájárulnak az anyag határállapotának feltérképezéséhez. Hagyományosan előállított lemez esetében egy adott tulajdonság javítható a többi rovására, míg a nem konvencionális technológiákkal speciális tulajdonságok fokozhatók. A kutatási program főleg polikristályos rendszerek termomechanikus kezeléséhez kapcsolódik, amelyekben számos szövetszerkezeti átalakulás történik (a nanométerestől a milliméteres skáláig), ami kitüntetett kristályorientációt, másnéven kristálytani textúrát eredményez. Az eredmények alapján bizonyos “genetikai” kristálytani összefüggések állapíthatók meg makro-, mikro- és nano-skálán a fémek anyagokban.

Ezenkívül a termomechanikus kezelés során a tulajdonságok nagymértékben változhatnak, anélkül, hogy megváltozna az anyag kémiai összetétele. A hagyományos feldolgozással ellentétben az innovatív technológiák teljesen új nano-, mikro- és kristálytani jellemzőket tudnak biztosítani a polikristályos szerkezeteknek, és így a mechanikai tulajdonságok javíthatók.

A termomechanikus kezelt anyag különböző szilárdállapotú átalakulásokon megy keresztül, amelyek kitüntetett kristálytani orientációk megjelenéséhez vezethetnek, és ezáltal olyan specifikus textúrát hoznak létre, amely a termomechanikus technológiai sorban az adott eljárásra jellemző. A hengerelt anyagokban létrejött kitüntetett kristálytani orientációkat az alakítási anizotrópia jellemzi, mely felelős az anyagok gyakorlati felhasználása során történő viselkedésért, különösen a mélyhúzási folyamatok során. A különféle kristályszerkezetű anyagok eltérő alakítási anizotrópiát mutatnak. Az anizotrópia szokásos jellemzője a Lankford-szám (r -érték vagy normál anizotrópia), amelyet a hengerelt lemezből, a hengerlési irányhoz (RD) képesti különböző szögben kivett szakítópróbák eredményéből, a trapéz szabály szerint átlagolva lehet meghatározni.

A normál anizotrópia a lemez keresztirányú és a normál irányú (ND) logaritmikus alakváltozásának a hányadosa. A sík anizotrópia a hengerelt lemez síkjában meghatározott r -érték alapján határozható meg. A mélyhúzhatóság minimális szintjének biztosítása érdekében a normál anizotrópia értékének 1-et kell meghaladjon, míg a síkbeli anizotrópiát ideális esetben 0-ra kell csökkenteni. Al ötvözetek esetében sok erőfeszítés történt a

kedvező mélyhúzási textúra elérése érdekében hagyományos termomechanikus kezeléssel, de eddig nem sikerült kielégítő eredményt elérni. Ezért a gyártási eljárást úgy kell módosítani, hogy a nyírási típusú textúra a végtermékben megerősödjön a módosított hagyományos és nem konvencionális technikák révén. A nem konvencionális módszerek kibővítik a hengerelt lemezek szövetszerkezetének és tulajdonságának kontroll lehetőségét, ezért a kutatóközösség külön figyelmét érdemlik.

2 Célkitűzés

1. A deformációs textúrák fejlődésének értelmezése a lapközepes (lapcentrált) köbös (LKK) kristályrácsú fémekben a hagyományos és innovatív feldolgozási technológiák során kísérleti mérések és numerikus megközelítések segítségével.

2. Hatékony modellezési stratégia kidolgozása, mely lehetővé teszi a deformációs textúrák szimulációját kristályképlékenységtani elmélet alapján.

3. Számítástechnikai szempontból hatékony és precíz numerikus megközelítés kidolgozása és alkalmazása, amely képes szimulálni a fémek képlékeny anyagfolyását és kvantitatív szempontból megfelelő textúra szimulációt biztosít a jól megalapozott kristályképlékenységtani modellekkel kombinálva.

4. Az Al ötvözetek változatos lágyítási textúrájának értelmezése kísérleti megfigyelések és modellezések által.

5. A hagyományos és új technológiák révén előállított Al ötvözetek kristálytani jellemzőinek összehasonlítása és értelmezése.

6. Képlékenyalakítás és újrakristályosodás során kialakuló szövetszerkezeti heterogenitások jellemzése és értelmezése.

7. Az Al ötvözetekben fellépő anizotrópia legfontosabb forrásainak elemzése és hatékony számítási módszerek alkalmazása a normál és síkbeli anizotrópia szimulációhoz.

8. Lankford szám értékelése a szövetszerkezeti jellemzők alapján és a reprezentatív térfogati elem meghatározása az anizotrópia-profil sikeres szimulációjához.

3 Lapközepes kockarácsú fémek textúrájának összefoglalása

A kristálytani orientációk fejlődése a termomechanikus kezelések során nem véletlenszerű és erősen befolyásolja a polikristályos rendszerek végső tulajdonságait. Pontosabban, a kristálytani textúra a fő forrása sok mechanikai és fizikai tulajdonság anizotróp jellegének. Általánosságban elmondható,

hogy az anyagtulajdonságok, amelyek az egykristályokban anizotróp módon jelentkeznek, textúra függők a polikristályos anyagban.

Az anyagok kristálytani textúrájának leírására számos módszer létezik. Polikristályos fémekben a kristálytani jelleg feltárása a leggyakrabban használt módszerek a pólusábrák (PF) és az orientációs eloszlási függvény (ODF) [36-38]. Hangsúlyozni kell azonban, hogy a textúra pólusábrás ábrázolása nem teljes, mivel a pólusábra egyetlen kristálytani sík normálisának eloszlását mutatja, és ezért nem lehet teljes információt szerezni az egyes szemcsék orientációjáról. Ennek fényében észszerűbb a textúrát az ODF szerint elemezni. Egy adott térfogatelem kristálytani orientációját (hkl)[uvw] (a hkl és uvw Miller indexek a síkra és az irányra vonatkoznak) három Euler-szög (φ_1 , Φ és φ_2) segítségével lehet megadni.

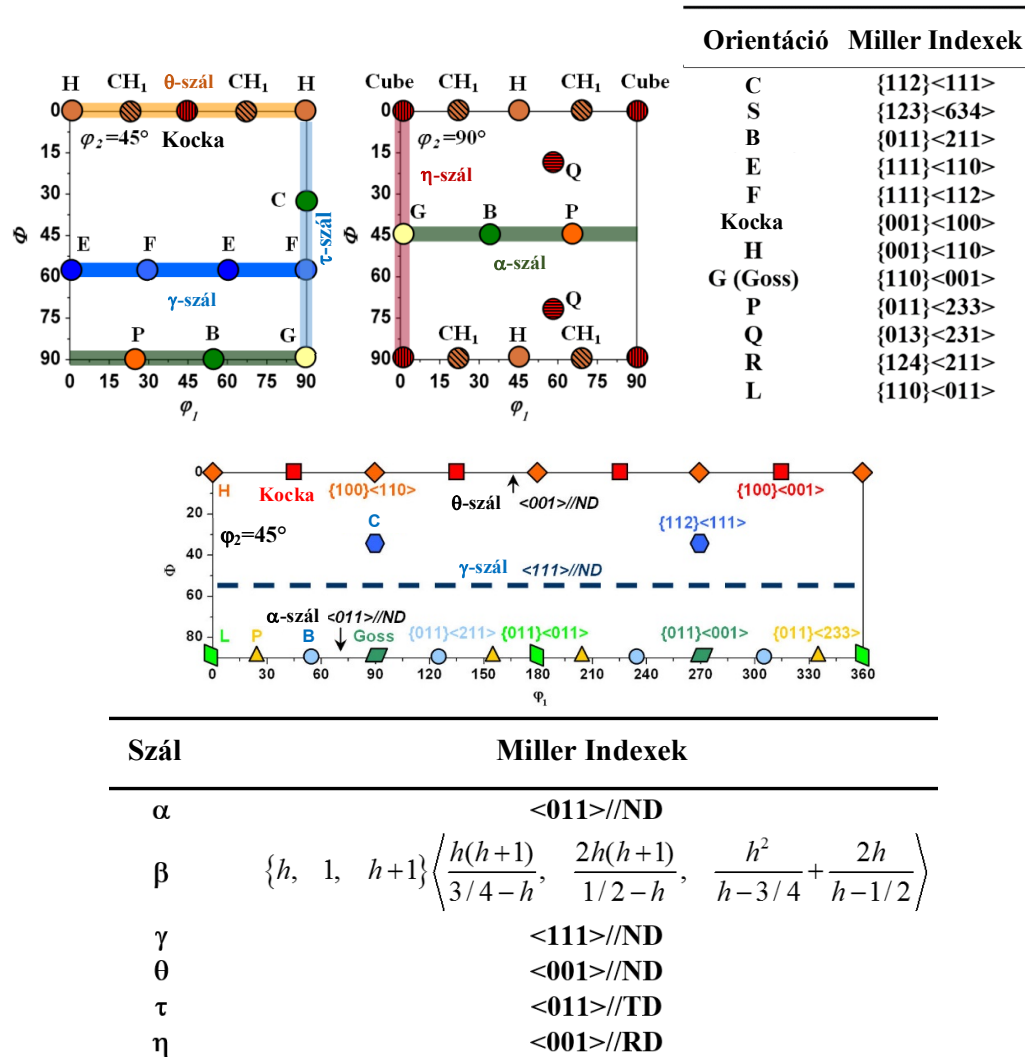
Az orientációs eloszlási függvényt az adott orientációk valószínűségi sűrűségfüggvényeként definiáljuk. Általánosabb esetben az Euler-szögek tartománya köbös kristályszerkezetű hengerelt anyagok esetében: $0 \leq \varphi_1 \leq 90$ (vagy 360°), $0 \leq \varphi_2 \leq 90^\circ$ és $0 \leq \Phi \leq 90^\circ$. A mérések eredményei, mint például az elektron vissza szórt diffrakció (EBSD), diszkrét formában tartalmaznak adatokat, ezért ezt az adatkészletet folyamatos függvénné kell alakítani. Általában ez szférikus harmonikus függvények alkalmazásával történik. Az ODF felépítéséhez szükséges részletes matematikai algoritmust Bunge írta le [38].

A 3D Euler térben bemutatott ODF értelmezése bonyolult, ezért a textúrát általában φ_2 szerinti metszetek 0 és 90° közötti sorozataként ábrázolják, kontúrtérképek formájában. Közepes és magas rétegződési hiba energiájú (SFE) fémekben ($SFE > 0.25 \text{ mJ/m}^2$) [37], diszlokációs csúszás a domináns és a hengerlés során az α ($\langle 110 \rangle \parallel \text{ND}$) és a β - szál erősödik (lásd a 3.1. ábrát). Az α -szálat általában a Goss ($\{110\}\langle 001 \rangle$) és a Sárgaréz ($\{110\}\langle 112 \rangle$ -B) orientáció dominálja. Az α és a β -száلتextúrát úgy is jellemzik, mint a tiszta fém textúrát.

Alacsony rétegződési hibájú [37] ($SFE < 0.25 \text{ mJ/m}^2$) ötvözetekben, mint a Cu-Zn ötvözetek (sárgarezek), a hengerlési textúrát általában erős $\{110\}\langle 112 \rangle$ orientáció és γ -szál ($\langle 111 \rangle \parallel \text{ND}$) textúra komponens jellemzi. Ezt a típusú textúrát ötvözet típusú textúrának is hívják, mivel az ötvözők jellemzően csökkentik a rétegződési hiba energiát fémekben.

Nagy rétegződési hibájú hengerelt anyagokat θ -szál ($\langle 001 \rangle \parallel \text{ND}$), valamint kocka ($\{100\}\langle 001 \rangle$) és a 45° elfordulású kocka komponens ($\{100\}\langle 011 \rangle$) jellemzi, az előbbi a hengerlés során stabil $\{100\}\langle 001 \rangle$ orientációnak (a kocka

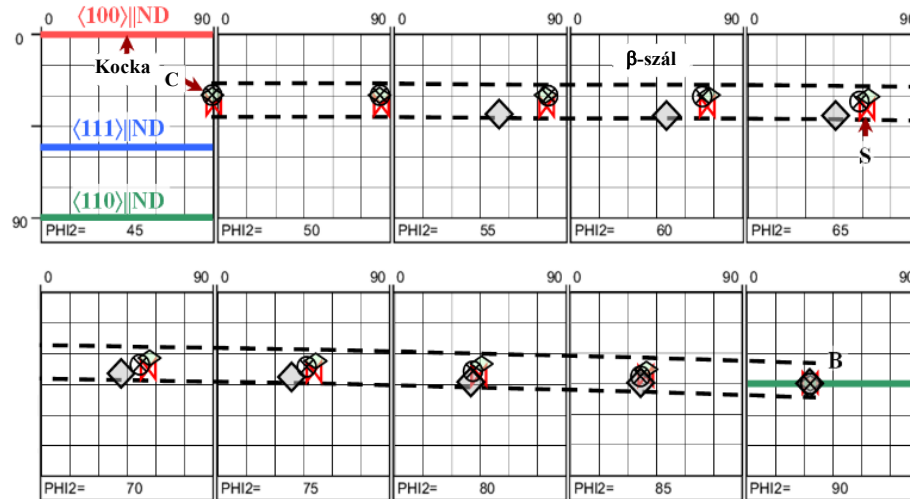
orientáció magas szimmetriája miatt), az utóbbi a felületi nyírási deformációnak köszönhető [37].



3.1. ábra Főbb orientációk és szálak lapközepes kockarácsú anyagokban [2s, 13s, 18s].

Általában a β -szálat úgy definiáljuk, hogy ez egy folyamatos vonal az Euler-térben, amely összeköti a maximális intenzitással rendelkező orientációkat. A β -szál mentén (3.2 ábra) csak korlátozott számú komponens van, amelynek alacsony számú a Miller indexe [37-50]. Különböző kutatócsoportok különféle stabil orientációkat határoztak meg a lapcentrált köbös anyagok deformációs textúráival kapcsolatban [37, 46, 47]. Hirsch és Lücke egyesítette a deformációs textúra komponenseket olyan szállá, amely összeköti az Euler tér maximumait egy meghatározott orientációs eloszláson belül [39]. A 3.2. ábra bemutatja ezeknek a maximumoknak a β -szál menti helyzetét (a C-től B-

irányba az első térrészben), különféle anyagokra [39-42]. Nyilvánvaló, hogy a vonalak helyzete az egyes anyagok rétegződési hibájától és deformációs mechanizmusától függően változik. Jelentős különbségeket figyelhetünk meg a maximális pontok helyzetében a 70:30 sárgarézt (SFE ~ 20 mJ/m² [37]) és a magasabb rétegződési hibájú, Cu-típusú textúrával rendelkező anyagok között. A sárgaréztben következetes intenzitáscsökkenés figyelhető meg a $\{110\}\langle 112 \rangle$ -től az $\{123\}\langle 634 \rangle$ -ig (S), míg a β -szál gyengül vagy akár el is tűnik $\{112\}\langle 111 \rangle$ orientáció közelében [39].



3.2. ábra Hengerelt lapcentrált köbös anyagok főbb száljai [13s]. A jelölők különböző anyagok maximális orientációit mutatják a β -szál mentén: (◇) 70:30 sárgarézt 75%-os hengerlés után [39]; (⊗) ipari tisztaságú alumínium Al (AA1145) 95%-os hengerlés után [40]; (◊) - Ni-5%W ötvözet 95%-os hideghengerlés után [41]; (⊗) - Ni-3%Al ötvözet 80% vastagságcsökkenés után [42].

Noha a bemutatott β -száltextúrák, mind a lapcentrált mind a tércentrált köbös szerkezetekben orientációs csőként vagy vázvonalként vannak leírva, amelyek az $\{112\}\langle 111 \rangle$ és az $\{110\}\langle 112 \rangle$ komponenseket a $\{123\}\langle 634 \rangle$ komponensen keresztül összekötik [37-43, 46-50], ez a leírás messze nem teljes, mivel a szálak pontos helyzetét számos kísérleti megfigyelés szórása szerint adják meg. Az alakítási textúrák elemzésének lehetővé tétele érdekében a szálak pontos kristálytani leírását kell elvégezni. Az alakítási szálak síkjai és tengelyei (α , γ , and θ) amelyeket a 3.1. ábra mutat, jól definiáltak, miközben ugyanez nem mondható el a β -szálról. A β -szál Sidor és Kestens által javasolt analitikus leírása [13s] szerint, a réz és a sárgarézt orientáció pontosan meghatározott komponensein keresztül kapcsolódik az Euler térben:

$$\{h, 1, h+1\} \left\langle \frac{h(h+1)}{3/4-h}, \frac{2h(h+1)}{1/2-h}, \frac{h^2}{h-3/4} + \frac{2h}{h-1/2} \right\rangle \quad (3.1)$$

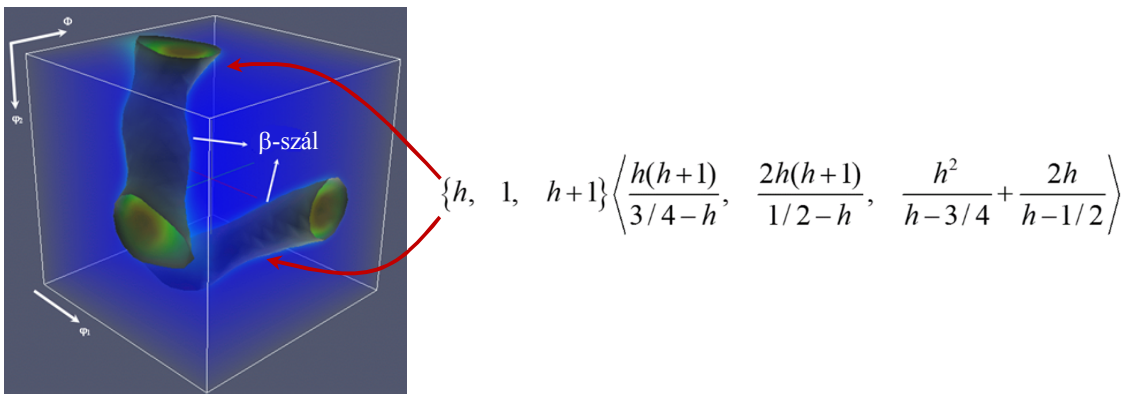
A 3.1 összefüggés a következő orientációkat határozza meg a β -szál mentén: $h=1$ - $\{112\}\langle 111\rangle$, $h=1.5$ - $\{325\}\langle 10\ 15\ 12\rangle$, $h=2$ - $\{213\}\langle 9\ 15\ 11\rangle$, $h=3$ - $\{314\}\langle 5\ 9\ 6\rangle$, $h=7$ - $\{718\}\langle 26\ 50\ 29\rangle$ stb. és amikor $h \rightarrow \infty$ a képlet reprodukálja a sárgaréz komponens $\{101\}\langle 121\rangle$.

A β -szálak ezen analitikus közelítése lehetővé teszi egy adott textúrájú alkotóelem eltérésének elemzését a szál mentén annak pontos helyzete szempontjából.

4 Új tudományos eredmények, tézisek

Az adott fejezetben ismertetem az értekezés fontos megállapításait, valamint az összesítő következtetéseket és ezeket összefoglalom öt tézispontban.

1. Lapcentrált köbös fémek alakítási textúrájának analitikus leírása

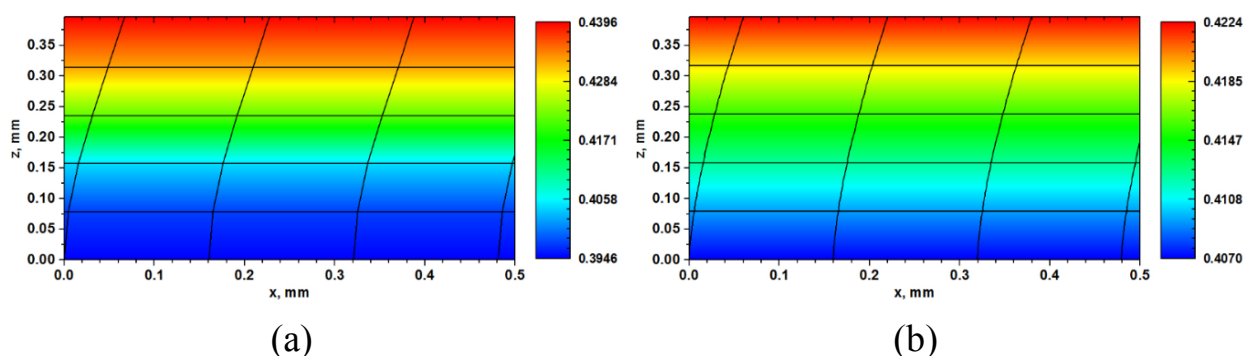


4.1. ábra Folyamatos orientációs út (β -szál) az $\{112\}\langle 111\rangle$ és az $\{101\}\langle 121\rangle$ orientációk között az Euler térben.

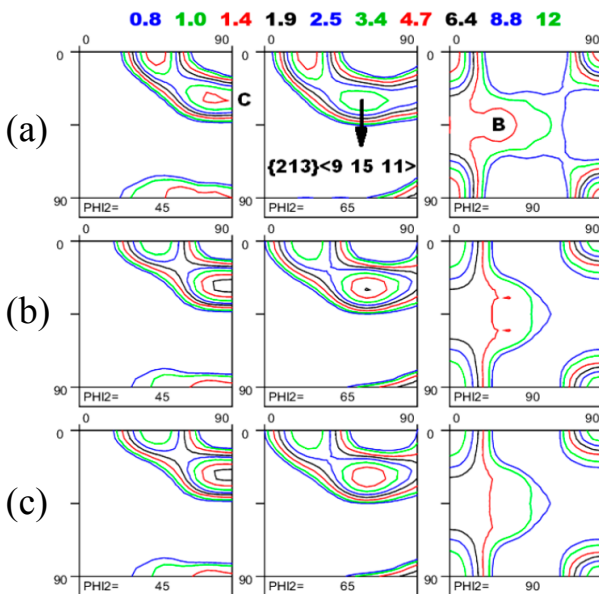
Az összes textúra szál, amely alumínium ötvözetek termomechanikus kezelése során alakul ki, pontosan leírható Miller indexek alapján, kivéve egy összetett alakú β -szálat (4.1. ábra), mely lapcentrált köbös fémek hengerlése során hajlamos kialakulni. Ezt a szálat évtizedek óta úgy definiálják mintegy vázvonalat, ami az Euler térben összeköti a réz, S és a sárgaréz komponenseket anélkül, hogy az adott orientációs lánchoz tartozó alkotóelemeket egységesen leírnák. Bemutatom a β -szál pontos kristálytani leírását, és a származtatott kifejezés [13s] lehetővé teszi a kialakult deformációs textúra eltérésének elemzését az analitikailag leírt ellenértékhez viszonyítva, felfedve a deformációs folyamat valódi természetét.

2. Számítástechnikailag hatékony modellezési stratégia az alakítási textúrák szimulálására

Számos olyan számítási módszer létezik, amely lehetővé teszi a textúra alakulásának szimulálását a képlékenyalakítási folyamatok során. A kristályképlékenységtani végeselemes modell (CPFEM) a legátfogóbb megközelítés, amely részletes információkat nyújt a szövetszerkezet és a textúra alakulásáról, azonban ez a megközelítés hatalmas számítási teljesítményt igényel. A különféle homogenizációs sémákat alkalmazó kristályképlékenységtani modellek sokkal hatékonyabbak a textúrák modellezése szempontjából, mint a CPFEM. Jelen munkában a különféle kristályképlékenységtani modellek (Taylor, Alamel, VPSC és klaszter V) [11s, 51, 52] teljesítményét teszteltem Al-ötvözeteken [2s-4s, 7s, 10s, 11s, 18s, 20s-22s], különféle alakváltozási módok esetén, és kimutattam, hogy a pontosabb textúra szimuláció megvalósítása érdekében figyelembe kell venni a (i) deformációs folyamatban fellépő alakváltozási inhomogenitást (ii) és a szemcsék közötti kölcsönhatási jelenségeket. Az elvégzett szimulációk eredményei arra utalnak, hogy mind az egyszerű geometriai megközelítés, mind a tetszőleges kristályképlékenységtani megközelítéssel együtt kifejlesztett analitikus áramlási modell, képesek pontos textúra előrejelzéseket szolgáltatni, amelyek összehasonlíthatók a végeselemes szimuláció eredményeivel (4.2 és 4.3. ábra).

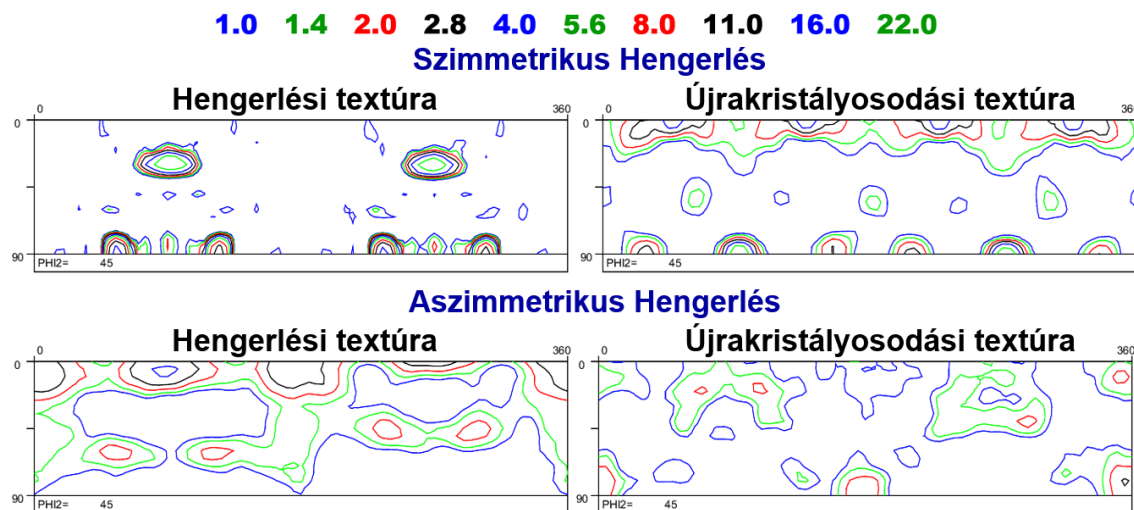


4.2. ábra Végeselem (Deform 2D®) (a) és kidolgozott anyag áramlási modell (b) által szimulált deformációs mezők eloszlása hideg hengerlés során (vastagság csökkenés $\varepsilon=29.6\%$, hengerek sugara $R=64.5\text{mm}$ és súrlódási tényező $\mu=0.15$) [3s].



4.3. ábra (a) Mért hengerlési textúra 6016 Al ötvözetben 29.6% deformáció után; (b) szimulált hengerlési textúra Alamel és végeselem modellek segítségével; (c) szimulált hengerlési textúra Alamel és kidolgozott anyag áramlási modellek által [3s].

3. A hagyományos és a nem konvencionális technológiák kristálytani aspektusai

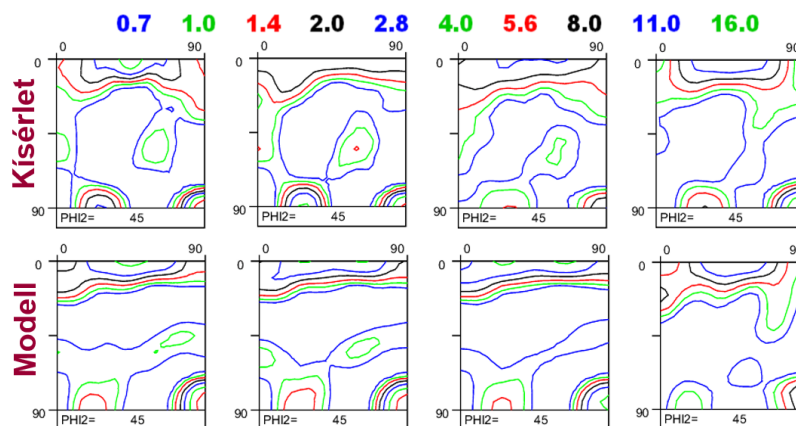


4.4. ábra 6016 Al ötvözetben mért hengerlési és újrakristályosodási textúrák 86% szimmetrikus és 20% aszimmetrikus hengerlés, illetve hőkezelés után [2s, 18s].

A halmazott kötőhengerlés [22s] és a nagy redukciók után kialakuló alakítási textúrák evolúciós mintázatot mutatnak, amely a hagyományos (szimmetrikus) hengerlés sok jellemzőjére emlékeztet (4.4. ábra), mivel a textúra intenzitása és az alkotóelemek eloszlása a jellegzetes szálak mentén az alakváltozás mértékével, a kémiai összetétellel, a hengerlés előtti

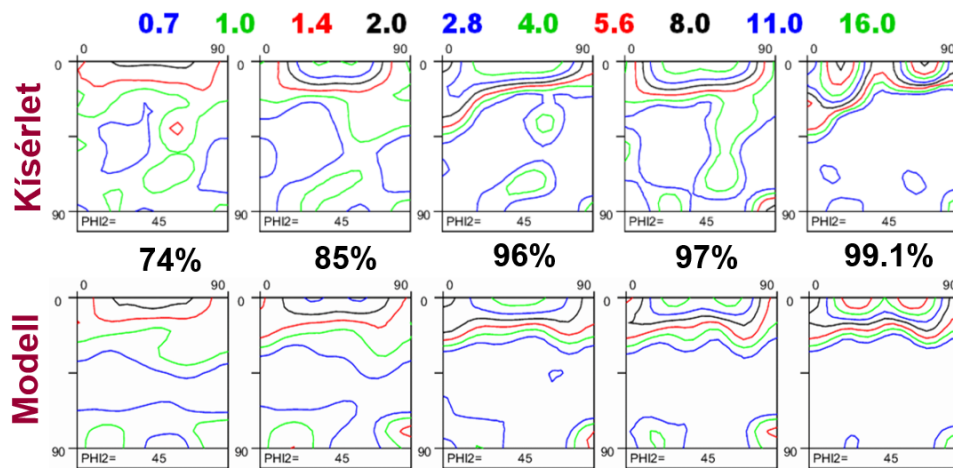
textúrával és az egyes szúrásokban alkalmazott hengerrés geometriájával függ össze. Aszimmetrikusan hengerelt anyagokban, ahol a nyírókomponens mennyisége lényegesen nagyobb a hagyományos hengerléshez képest, a hagyományos hengerlési textúra hajlamos a nyírási textúra komponensek felé fordulni (4.4. ábra), miközben a kialakult orientációk intenzitása és élessége függ a folyamat során bevitt nyírási mennyiségtől [2s, 18s, 20s, 21s]. A redukció mértékétől függetlenül a hagyományos hidegen hengerelt és újrakristályosodott ötvözetek a kocka-elforgatott kocka-Goss-P típusú uralkodó textúrákat fedik fel, míg ezeket az összetevőket jelentősen gyengébbek váltják fel, amelyek az α , θ and γ -szálak között szórnak [9s, 10s, 15s]. Erősen deformált, kiválásokat tartalmazó Al-ötvözetekben az újrakristályosodást nagyrészt a heterogén deformációk irányítják melyek a nem alakváltozó zárványok környezetében alakul ki [9s, 17s].

4. Újrakristályosodási textúra modellezése



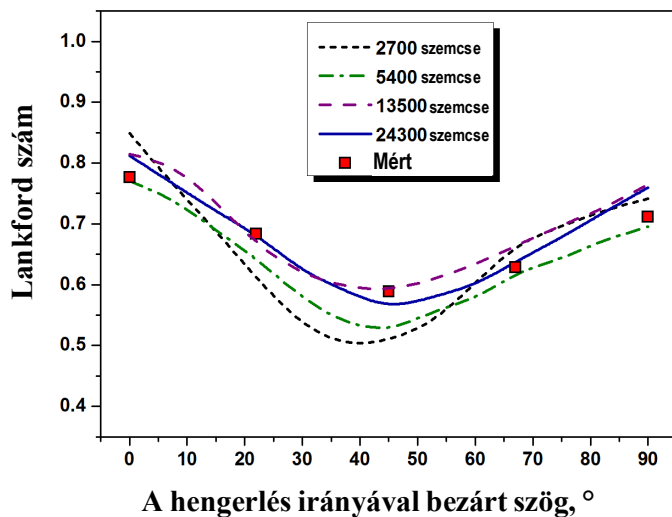
4.5. ábra Kísérleti és szimulált újrakristályosodási textúrák 6016 Al ötvözetben. A modellezés részleteinek ismertetése megtalálható a [9s, 10s, 15s] irodalmakban.

Kidolgoztam egy új újrakristályosodási modellt [9s, 10s, 15s], amely magában foglalja a kristálytani orientációs szelekciót az alacsony tárolt képződési energia mechanizmus által. Az Al ötvözetek újrakristályosodási textúrái sikeresen szimulálhatók (4.5. és 4.6. ábra), az alábbiak figyelembevételével: (i) a deformálódási mód heterogenitása, amelyet kemény, alakváltozásra nem képes részecskék jelenléte okoz, (ii) kitüntetett csírképződés az alacsony tárolt képződési energia mechanizmus által, (iii) kitüntetett csíranövekedés a mozgóképes és kedvezően orientált határok által.



4.6. ábra Különböző hengerlési vastagságsökkenést követően hőkezelt Al-2.8%Mg ötvözetben mért ODF eredmények és szimulált (kidolgozott újrakristályosodási modell által [15s]) újrakristályosodási textúrák [9s].

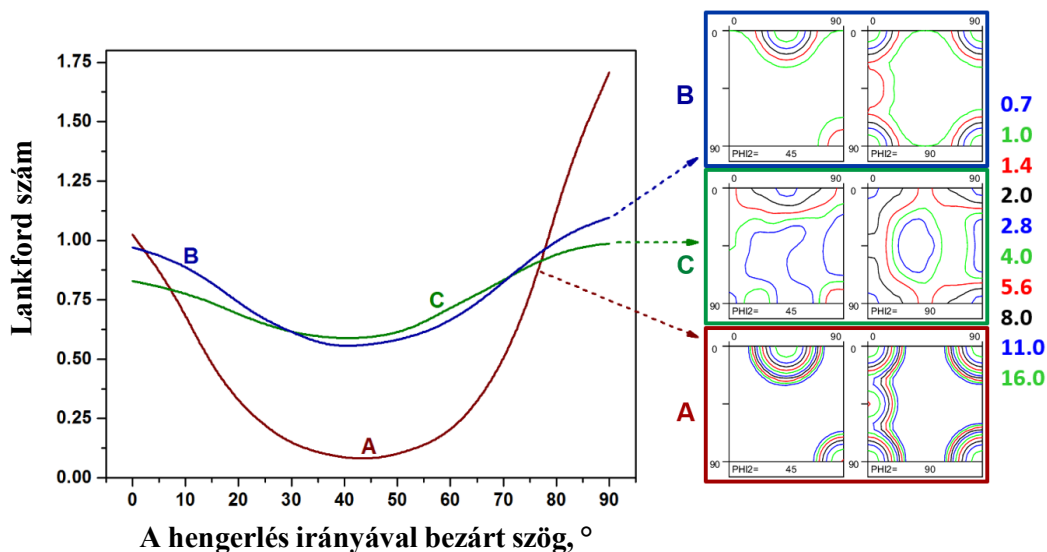
5. A Lankford szám változásának értékelése



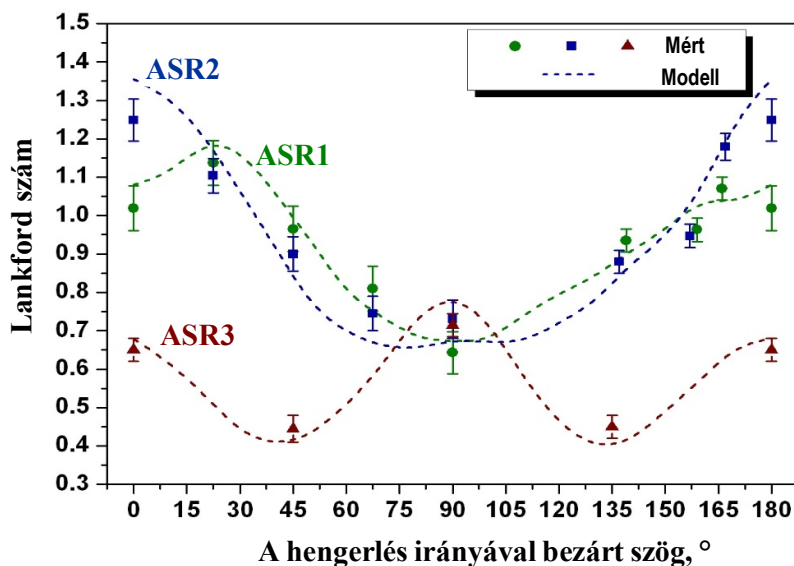
4.7. ábra Mért és számított Lankford szám 6016 Al ötvözetben. Az ábra jól mutatja a szemcse statisztika hatását az r -profil minőségére az Alamel modellben [7s].

A kísérleti és a kristályképlékenységtani számítások eredményeinek összehasonlítása egyértelműen azt mutatja, hogy az r -érték (Lankford szám) szorosan korrelál a végső lágyítási folyamat során kialakult textúrával [2s, 7s, 18s]. A hagyományosan előállított Al ötvözetek V alakú r -érték profilokat mutatnak, míg a szövetszerkezeti heterogenitások jelenléte hajlamos csökkenteni a sík anizotrópia mértékét (4.7. és 4.8. ábra). Az aszimmetrikusan hengerelt és újrakristályosított anyagok aszimmetrikus Lankford-érték

profilokat mutatnak, amelyek jobb normál anizotrópia értékkel rendelkeznek, míg a síkbeli anizotrópia nem részesül szignifikánsan ezen új eljárás előnyeiből (4.9. ábra). Az r -érték eloszlását sikeresen reprodukálhatjuk kristályképlékenységtani számítással, olyan reprezentatív térfogatelemmel, amely körülbelül 20000 szemcsét tartalmaz (4.7. ábra).



4.8. ábra Alamel modellel szimulált r -érték profil három elméleti textúrára A-C [24s].



4.9. ábra Mért és Alamel modellel számolt Lankford értékek aszimmetrikusan hengerelt majd újrakristályosított 6016 Al ötvözetben [18s]: ASR1 – aszimmetrikusan hengerelt 20% vastagságcsökkenéssel, ASR2 – aszimmetrikusan hengerelt 41% vastagságcsökkenéssel, ASR3 – aszimmetrikusan hengerelt 20% vastagságcsökkenéssel három szúrásban.

5 Hasznosítási lehetőségek

1. A kristályképlékenységtani, a végelelemes, az áramlási és az újrakristályosodási modellek alkalmazása lehetővé teszi az Al-ötvözetek meglévő technológiájának fejlesztését és új termomechanikus eljárások tervezését.
2. Az innovatív technológia új módszereket jelent a növelt értékű anyagok előállítására.
3. Az Al-ötvözetek mélyhúzási tulajdonságai javíthatók a textúra szigorú szabályozásával a technológiai paraméterek és a mikroszerkezeti heterogenitások révén, ami biztosítja a megnövekedett Lanford-értéket minimális síkbeli anizotrópiával.

Hivatkozások

[xs] – *Sidor Jurij saját publikációi (önhivatkozások).*

- [1] Engler, O., Hirsch, J. Mater. Sc. Eng. A. 336 (2002) 249–262.
- [2s] Sidor, J., Petrov, R., Kestens, L. “Texture Control in Aluminum Sheets by Conventional and Asymmetric Rolling” in Comprehensive Materials Processing. Editor in Chief: Hashmi, S. Elsevier Science & Technology. Vol. 3.17, 2014, 447-498.
- [3s] Sidor, J.J. Metals. 2019, 9(10), 1098, 21 pages.
- [4s] Sidor, J.J. Model. and Simul. in Mater. Sc. and Eng. 26, nr. 8, 2018, 085011.
- [5s] Xie, Q., Van Bael, A., An, Y.G., Lian, J., Sidor, J.J. Mater. Sc. Eng. A. 721, 2018, 154-164.
- [6s] Shore, D., Kestens, L.A.I., Sidor, J., Van Houtte, P., Van Bael, A. Int. Journal of Mater. Forming. 11(2), 2018, 297-309.
- [7s] Sidor, J.J., Petrov, R., Xie, Q., Van Houtte, P., Kestens L. Mater. Science and Techn. 33, 2017, 667-677.
- [8s] Lapeire, L., Sidor, J., Verleysen, P., Verbeken, K., De Graeve, I, Terryn, H., Kestens, L.A.I. Acta Materialia. 95, 2015, 224–235.
- [9s] Sidor, J.J., Decroos, K., Petrov, R.H., Kestens, L.A.I. Int. J. of Plast. 66, 2015, 119–137.
- [10s] Sidor, J.J., Petrov, R.H., Kestens, L.A.I. J. of Mater. Sc. 9, 2014, 3529-3540.
- [11s] Xie, Q., Van Bael, A., Sidor, J., Moerman, J., Van Houtte, P. Acta Mater. 69, 2014, 175–186.

- [12s] Decroos, K., Sidor, J., Seefeldt, M. *Metal. Mater. Trans. A.* 45A, 2014, 948-961.
- [13s] Sidor, J.J., Kestens, L.A.I. *Scripta Mater.* 68, 2013, 273-276.
- [14s] Nguyen-Minh T., Sidor, J.J., Petrov, R.H., Kestens, L. *Scripta Mater.* 67, 2012, 935-938.
- [15s] Sidor, J., Petrov, R., Kestens, L.A.I. *Acta Materialia.* 59, 2011, 5735–5748.
- [16s] Sidor, J., Petrov, R., Kestens, L.A.I. *Advanced Engineering Materials.* 13, 2011, 1-6.
- [17s] Sidor, J., Petrov, R., Kestens, L.A.I. *Materials Characterization.* 62, 2011, 228-236.
- [18s] Sidor, J., Petrov, R., Kestens, L.A.I. *Mater. Sc. Eng. A.* 528, 2010, 413–424.
- [19s] Bennett, T.A., Sidor, J., Petrov, R.H., Kestens, L.A.I. *Advanced Engineering Materials.* 12, 2010, 1018-1023.
- [20s] Sidor, J., Miroux, A., Petrov, R., Kestens, L. *Acta Materialia.* 56, 2008, 2495–2507.
- [21s] Sidor, J., Miroux, A., Petrov, R., Kestens, L. *Phil. Mag.* 88, 30–32, 2008, 3779–3792.
- [22s] Pirgazi, H., Akbarzadeh, A., Petrov, R., Sidor, J., Kestens, L. *Mater. Sc. Eng. A.* 492, 2008, 110–117.
- [23s] Sidor, J.J., Xie, Q. *Advanced Materials Letters.* 2019, 10(9), 643-650.
- [24s] Sidor, J.J. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering.* Vol. 375, 2018, 012028.
- [25s] Van Houtte, P., Xie, Q., Van Bael, A., Sidor, J., Moerman, J. *IOP Conf. Series: Mater. Sc. and Eng.* Vol. 82, 012015.
- [26s] Shore, D., Van Bael, A., Sidor, J., Roose, D., Van Houtte, P., Kestens, L. *IOP Conf. Series: Mater. Sc. and Eng.* Vol. 82, 012052.
- [27s] Sidor, J.J., Petrov, R.H., Decroos, K., Kestens, L.A.I. *Proc. of 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13)*, 2012, Pittsburgh, PA, USA. pp. 299-304.
- [28s] Sidor, J.J., Petrov, R.H., Kestens, L.A.I. *Mater. Sc. Forum.* 702-703, 2012, 611-614.
- [29s] Sidor, J.J., Decroos, K., Petrov, R.H., Kestens, L.A.I. *Mater. Sc. Forum* 706-709, 2012, 389-394.
- [30s] Sidor, J., Petrov, R., Kestens, L.A.I. *Solid State Phen.* 160, 2010, 165-170.
- [31s] Sidor, J., Kestens, L., Miroux, A., Petrov, R. *Light Metals.* Edited by Geoff Bearne. TMS, 2009. USA, pp. 1221-1224.

- [32s] Ghosh, M., Miroux, A., Sidor, J., Kestens, L. Aluminum Alloys: Fabrication, Characterization and Applications II. Eddited by Weimin Yin, Subodh K. Das and Zhengdong Long. TMS, 2009, USA. pp.101-106.
- [33s] Sidor, J., Miroux, A., Petrov, R., Kestens, L. Ceramic Transactions. Vol. 201A, pp.547-554.
- [34s] Sidor, J., Zhuang, L., Van Der Winden, M., Kestens, L. Proc. of TMS – 2008 Conference. 2008. New Orleans, USA. Editors: Y. Yin, S.K. Das. pp. 113-118.
- [35s] Sidor, J., Kestens, L., Petrov, R., Miroux, A., Zhuang, L., Van Der Winden, M., De Smet, P., Ratchev, P. Proc. of Int. Conference ICAA-11. Weinheim-2008. Vol.2, pp.1149-1155.
- [36] Kocks, U.F., Tomé, C.N., Wenk, H.-R. Texture and Anisotropy. Preferred Orientations in Polycrystals and their Effect on Materials Properties. (1998) Cambridge University press.
- [37] Humphreys, F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena 2nd edn. (2004) Elsevier, Oxford.
- [38] Bunge, H. Texture Analysis in Materials Science. (1982) Butterworth, London.
- [39] Hirsch, J., Lucke, K. Acta Metall. 36, 1988. 2883-2904.
- [40] Engler, O. Acta mater. 46, 1998, 1555-1568.
- [41] Bhattacharjee, P.P., Ray, R.K., Tsuji, N. Acta Mater. 57, 2009, 2166-2179.
- [42] Escher, C., Neves, S., Gottstein, G. Acta Mater. 46, 1998, 441-450.
- [43] Huang, K., Engler, O., Li, Y.J. Marthinsen, K. Mater. Sc. Eng. A. 2015, 628, 216–229.
- [44] Ridha, A.A., Hutchinson, W.B. Acta Metall. 30, 1982, 1929-1939.
- [45] Muzyk, M., Pakiela, Z., Kurzydowski, K.J. Scripta Mat. 64, 2011, 916-918.
- [46] Heye, W., Wassermann, G. Scripta Metal. 2, 1968, 205-207.
- [47] Dillamore, I.L., Roberts, W.T. Acta Metal. 12, 1964, 281-293.
- [48] Holscher, M., Raabe, D., Lucke, K. Acta Metal. Mater. 42, 1994, 879-886.
- [49] Hansen, N., Juul Jensen, D. Metall. Trans. A. 17, 1986, 253-259.
- [50] Engler, O., Randle, V. Introduction to texture analysis. Macrotexture, microtexture and orientation mapping. Second ed. (2010) Boca Raton, CRC Press, Taylor & Francis Group.
- [51] Van Houtte, P., Li, S., Seefeldt, M., Delannay, L. Int. J. Plast. 21, 2005, 589-624.
- [52] Lebensohn, R. A., Tome, C. N. Acta Metal. Mater. 41, 1993, 2611-2624.