

# Orientált fémes szerkezetek vizsgálata Rietveld-illesztés alkalmazásával

*A kristályosodás közben kialakuló vagy a lehűlés közben átalakuló fázisok gyakran komplex szerkezetet hoznak létre, amely egyértelműen anizotrópikus jelleget mutat. Az öntött szerkezetben a hőelvonás hatására alakul ki irányított szemcseszerkezet; míg egy vagy több tengelyű alakváltozás esetén (hengerlés vagy húzás) a deformáció irányának megfelelő kitértetett orientáció jön létre az anyagban. Orientált tömbi minta esetében a röntgendiffrakciós fázisanalízis során az irányított szerkezet az adott fázisokról érkezett jel intenzitását befolyásolja, akár reflexiók ki is maradhatnak a diffraktogramról az irányítottság miatt. Ha adott fázisról kapott reflexiók diffraktált intenzitásértéke változik, a fázismennyiség értéke is módosul, ezáltal a valós értéktől eltérő mennyiség mérhető. A valós szerkezet pontosabb leírását teszi lehetővé a Rietveld illesztési módszer. A módszerrel végzett fáziselemzés esetében figyelembe lehet venni és korrigálni lehet mind a kitértetett orientációt, mind a rácsban felhalmozott feszültséget. Az eljárás során minden egyes fázist egyedileg illesztünk, és a fázist jellemző egyedi kitértetett orientációt és rácsfeszültséget korrigáljuk. Vizsgálataink során CuZn ötvözetben kialakuló komplex szövetszerkezeteken keresztül követtük a kialakult szerkezet orientációjának és a meghatározott fázis mennyiségének a kapcsolatát Rietveld illesztési módszer alkalmazásával.*

## Bevezetés

Jól ismert tény, hogy a fémötvözetekben az előállítás és az alakadás műveletei során végbemenő folyamatok nyomot hagynak a mikroszerkezetben. A kristályosodás közben kialakuló, a lehűlés közben átalakuló fázisok gyakran komplex szerkezetet hoznak létre, amelyek egyértelműen anizotrópikus jelleget mutatnak. Az öntött szerkezetben a hőelvonás hatására alakul ki irányított szemcseszerkezet; míg egy- vagy több tengelyű alakváltozás esetén a deformáció irányának megfelelő kitértetett orientáció jön létre az anyagban. A fémekben különböző hőkezelési eljárások eredményeként is megjelenhet az anizotrópia, pl. martenzites átalakulás okozta irányított, tűs jellegű fázisképződés [1–4].

A mikroszerkezet leírásakor a szerkezetben megjelenő orientáció a nyújtott szemcsealakban, egyirányba mutató elnyújtott szemcseszerkezetben egyértelműen megfigyelhető. Orientált szerkezetekben jelen levő fázisok mennyiségének pontos megállapítására alkalmas módszerek többsége azonban nem veszi figyelembe a szerkezet orientáltságát és a rácsszerkezetet terhelő feszültségeket [2]. A röntgendiffrakciós módszeren alapuló fázisanalízis elterjedt módszer a mintában jelenlévő fázisok meghatározására [5, 6]. Az egy vagy néhány komponensből álló, leggyakrabban

por állagú mintáknál – amelyek izotrópnak tekinthetők – nem okoz problémát a fázisok meghatározása. Azonban orientált tömbi minta esetében az irányított szerkezet az adott fázisokról érkezett jel intenzitását befolyásolja, akár a kristályos fázis egyes síksorozatairól érkező reflexiók el is tűnhetnek a diffraktogramról az irányítottság miatt. Ha adott fázisról kapott reflexiók diffraktált intenzitásértéke változik (a kimaradó reflexió miatt nem a fázisra vonatkozó összes reflexióval számolhatunk), a fázismennyiség értéke is módosul, ezáltal a valós értéktől eltérő arány mérhető. Az anizotrópia jelenléte egyértelmű nyomot hagy a diffraktogramon, ezen nyomoknak a felismerése, korrekciója szükséges [7–10].

A fémes anyagokon leggyakrabban alkalmazott teljes profilanalízis módszerével végzett fázisanalízis esetében az anyagról érkező összes reflexiót figyelembe vesszük. Ideális esetben az anyagban található minden fázis esetében az összes lehetséges reflexió integrált intenzitásával számolunk, azonban orientációval terhelt szerkezet esetében csak a diffraktogramon megjelenő reflexiókat tudjuk figyelembe venni. Az eljárásban anizotrópia jelenlétének figyelembevételére és korrekciójára a March–Dollase vagy a szférikus harmonikusok módszere ad lehetőséget [11].

A valós szerkezet pontosabb leírását teszi lehetővé a Rietveld illesztési módszer [10, 11], amely a mért minta

**Dr. Nagy Erzsébet** 2000-ben anyagmérnök diplomát, 2007-ben PhD-oklevelet szerzett a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán. Jelenleg az MTA-ME Anyagtudományi Kutatócsoportban dolgozik tudományos főmunkatársként. Főbb kutatási területei: alakváltozás indukálta martenzites átalakulások TRIP/TWIP acélokban, röntgendiffrakciós fázisazonosítás.

**Dr. Kristály Ferenc** 2005-ben végzett a Babes–Bolyai Tudományegyetem Biológia-Geológia Karán okleveles geológusként ásványtan szakképzéssel. 2013-ban a Miskolci Egyetem Műszaki Földtudományi Karán szerzett PhD-fokozatot. 2009-től a Miskolci Egyetem Ásványtani és Földtani Tanszék tudományos főmunkatársa. Szakterülete a kerámiához, nyersanyagkutatáshoz és egyéb ipari ágazatokhoz szükséges anyagvizsgálat, valamint termoanalitikai és mikroszkópiai vizsgálatokkal számos tématerület kutatásait segíti.

**Dr. Barkóczy Péter** 2000-ben szerzett anyagmérnöki diplomát, majd 2004-ben doktorált a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán. Jelenleg a Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet docense és a FUX Zrt. fejlesztési igazgatója.

**Dr. Mertinger Valéria** 1990-ben a Miskolci Egyetem Kohómérnöki Karán fémalakító szakon, fémtani ágazaton, 1994-ben pedig a Kosuth Lajos Tudományegyetemen mérnök-fizikus szakon szerzett oklevelet. PhD-fokozatát 1998-ban szerezte a Miskolci Egyetemen. 2018-ban DSc-fokozatot szerzett anyagtudományok és technológiák tudományágban. A Műszaki Anyagtudományi Kar egyetemi tanára, a Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet igazgatója, a Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola tisztagja. Főbb kutatási területei: kristályosodás, martenzites átalakulások alakemlékező ötvözetekben és TWIP/TRIP acélokban, maradó feszültség meghatározása röntgendiffrakciós módszerrel, textúravizsgálatok.

különbségeinek minimalizálására támaszkodik a számított mintához képest. A módszer konvolúcióalapú, az azonosított fázisok egyedi diffrakciós görbéjének kiszámításához berendezésprofil határozzuk meg, míg a háttérrel és az alapvonalat polinom függvény alapján modellezzük. A csúcsciszéledést a kristálymérettel és a feszültséggel modellezzük. A Rietveld illesztési módszerrel végzett fázis-elemzés esetében figyelembe lehet venni és korrigálni lehet mind a kitüntetett orientációt, mind a rácsban felhalmozott feszültséget, miközben a kristályméreteket kiszámítjuk [12]. Az eljárás során minden egyes fázist egyedileg illesztünk, és a fázist jellemző egyedi kitüntetett orientációt és rácsfeszültséget korrigáljuk.

A Rietveld illesztési eljárásban – a fázisok azonosítását követően – először a fázisok számított görbéit illesztjük a mért diffraktogramra orientációkorrekció, elméleti rácsparaméterek és csúcsciszéledés-modell nélkül. Mivel a cellaparaméterek az ötvözőelemek jelenlétét tükrözik a fázisokban, az első illesztési paraméter a rácsparaméter. A következő lépés a kitüntetett orientációt mutató reflexiók korrekciója. A March–Dollase-függvénnyel minden fázis két (hkl) sorozatának – amelyeket a felhasználó határoz meg – a korrekcióját végezhetjük el. Egy vagy két (hkl) sorozat korrigálása a különbséggörbén lévő csúcsok alapján dönthető el, amely akár több próbálkozást is igényelhet. Ezt követően a különbséggörbét tovább csökkentjük a csúcsciszéledéshez hozzájáruló rácsfeszültség-eloszlás modellezésével. Ha egy reflexiónak „váll” van – kiszéledik a különbség görbén és a mért görbén –, az második frakció jelenlétét jelzi. Ez a jelenség könnyen láthatóvá tehető a számított minta kristallitásméret modellezésével, mivel a modell log-normális eloszlást alkalmaz, így minden bimodális méreteloszlás a méret kiszéledésben csúcsokat hagy a különbséggörbén. Ezért a modellbe további fázis bevezetése válik szükségessé azonos kristályszerkezettel, de kisebb mérettel és kisebb rácsparaméterekkel. A kitüntetett orientációkorrekciót a modellbe bevezetett második fázisok esetében is el kell végezni. Ez az alacsonyabb kristallitásméretű frakció minden esetben egyértelműen eltérő orientációt mutat a komplex szerkezetben. Az eljárást végül a Debye–Waller termikus paraméter illesztésével fejezzük be.

Vizsgálataink során CuZnMnSi ötvözetben kialakuló komplex szövetszerkezeteken [13] keresztül követtük a kialakult szerkezet orientációjának és a meghatározott fázismennyiségének a kapcsolatát Rietveld illesztési módszer alkalmazásával. A CuZn alapú ötvözetből különböző előállítási módszerekkel különböző fázisarányú szerkezeteket hoztunk létre feltételezve, hogy az így létrejött szerkezetek eltérő orientációval rendelkeznek. A mintadarabokon mikroszerkezet-vizsgálatot, röntgendiffrakciós vizsgálatokat végeztünk Rietveld-illesztés alkalmazásával.

## Vizsgálatok

A vizsgálatokat Cu–Zn ötvözetű kompresszortárcsa anyagon végeztük el (1. táblázat).

1. táblázat. A vizsgált anyag összetétele (t%)

Cu	Zn	Pb	Mn	Si
58,6	36,7	1,0	2,2	1,5

A különböző állapotú és orientáltságú komplex szövetszerkezetű CuZn mintákat hőkezeléssel és képlékenyalakítással hoztuk létre. Melegen kovácsolt próbatest állt rendelkezésünkre, ez tekinthető kiinduló állapotnak. A hőkezelt mintákat 880 °C-on 0,5 h-ig homogenizáltuk, majd kemencében hűtöttük („lassú hűtés”), vízben edzettük („edzett”), majd a vízben edzett mintát 550 °C-on 4 h időtartamig megeresztettük („edzett-megeresztett”).

A mintadarabok szövetszerkezetét Zeiss Imager m1M fénymikroszkóppal és Zeiss EVO MA 10-es pásztázó elektronmikroszkóppal vizsgáltuk, és energiadisziperzív mikroszondás elemzésnek vetettük alá. A metallográfiai vizsgálatok eredményei alapján a mikroszerkezetben kialakult fázisokat röntgendiffrakciós módszerrel azonosítottuk. A röntgendiffrakciós vizsgálatok Bruker D8 Discover XRD berendezéssel Göbel tükörrel előállított párhuzamos nyaláb geometriával Cu K $\alpha$  sugárzással (40 kV and 40 mA generátor beállítással) 20–120° tartományban 0,01° lépésközzel és 36 s gyűjtési idővel, LynxEye X-ET energiadisziperzív detektorral történtek. A fázis azonosításhoz Bruker EVA 5.0 szoftvert és PDF2 adatbázist, a Rietveld-illesztéshez Bruker TOPAS 6.0 szoftvert használtunk. A vizsgálatokhoz csiszolt, polírozott állapotú mintákat használtunk, amelyet 5%-os sósavas ferri-klorid oldattal marattunk.

A mérések a Miskolci Egyetem Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetének 3D Laboratóriumában készültek.

## Eredmények

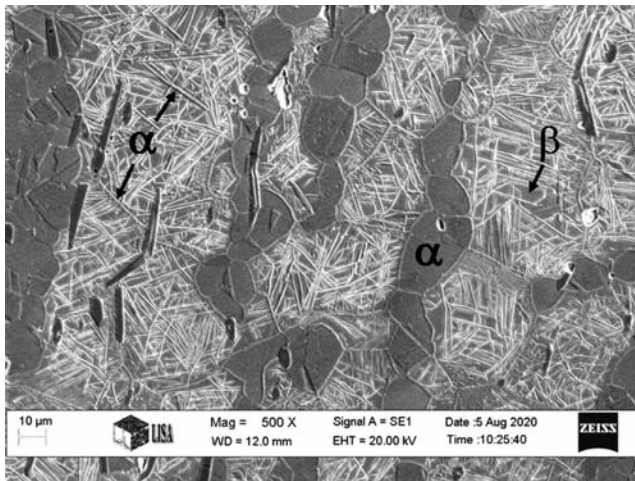
### Kovácsolt minta mikroszerkezete

A kovácsolt mintában a melegalakítás martenzites jellegű szövetszerkezetet eredményezett. A szövetszerkezetben a tús  $\alpha$ -CuZn fázis a  $\beta$ -CuZn mátrixban alakul ki, míg a poliginális megjelenésű  $\alpha$ -CuZn fázis jól körülhatárolt szemcséket képez (1. ábra). Az ötvözetben a könnyű megmunkálás érdekében beötvözött ólomcseppek egyenletesen oszlanak el. A szövetszerkezetben felismerhető hosszúkás fázis a Mn<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> vegyületfázis.

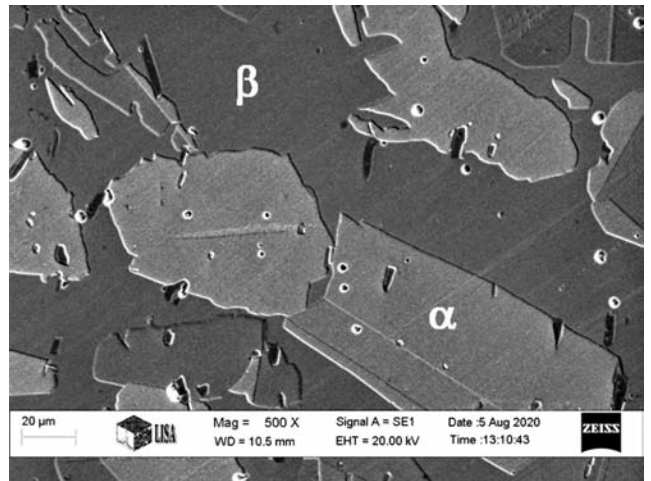
Az energiadisziperzív mikroszondás mérések, valamint a röntgendiffrakciós fázisanalízis alapján az ötvözetben  $\alpha$ -CuZn szilárd oldat (FKK rács, Fm-3m (225) tércsoport, a: 3.697Å) és  $\beta$ -CuZn fázis (TKK rács, Pm-3m (221) tércsoport, a: 2.949Å) azonosítható, valamint Mn<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> intermetallikus fázis (mavlyanovit, hexagonális rács, P63/mcm (193) tércsoport, a: 6.910Å, c: 4.817Å) és Pb (FKK rács, Fm-3m (225) tércsoport, a: 3.704Å).

### Lassan hűtött minta mikroszerkezete

A hőkezelt, egyensúlyi hűlés közben kialakult szövetszerkezetben változatos morfológiájú néhol kissé elnyújtott, máshol poligonális formájú  $\alpha$ -CuZn szemcsék alakulnak ki a  $\beta$ -CuZn mátrixban (1. ábra). A poligonális jelleget a masszív átalakulás okozta gyenge orientációs kapcsolat adja. A mátrixban a Pb és a Mn<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> fázisok változatlanul megfigyelhetők.

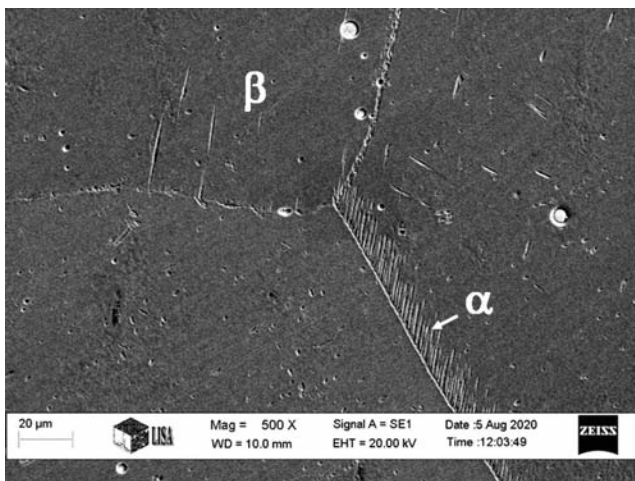


kovácsolt minta

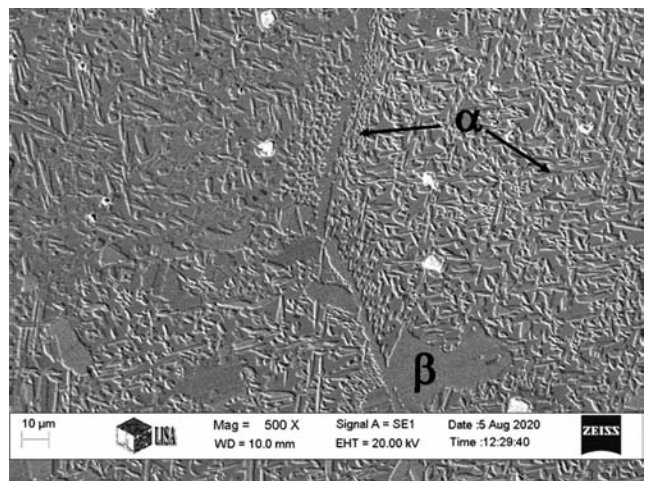


lassan hűtött minta

1. ábra. A vizsgált minták mikroszerkezete



edzett minta



edzett-megeresztett minta

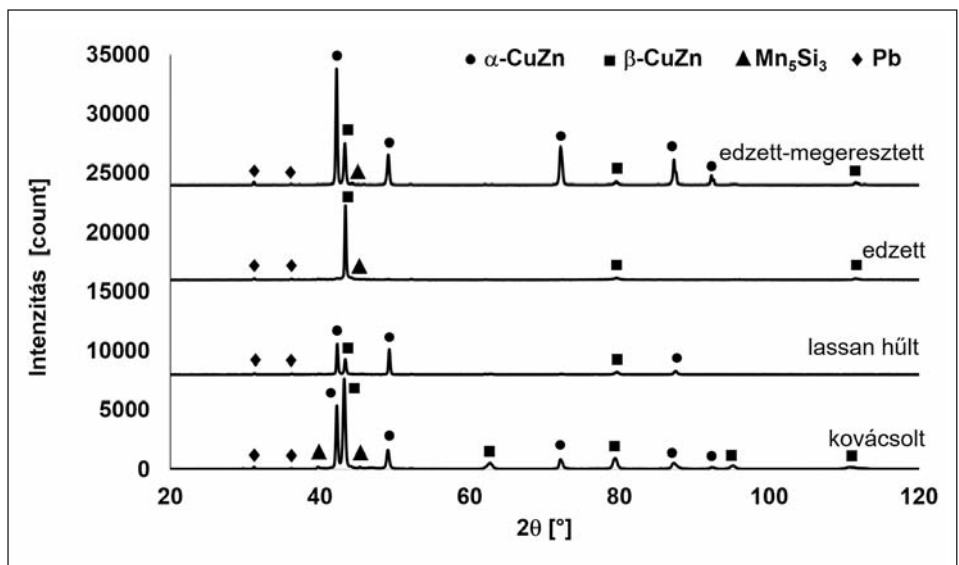
2. ábra. A vizsgált minták mikroszerkezete

### Edzett minta mikroszerkezete

A gyors hűlés közben kialakult szövetszerkezetben a szemcsehatáron allotiomorf  $\alpha$ -CuZn szilárd oldat jelenik meg a túltelített  $\beta$ -CuZn szemcsék körül (2. ábra). A mátrixban a Pb és a  $Mn_5Si_2$  fázisok változatlanul megfigyelhetők.

### Edzett-megeresztett minta mikroszerkezete

A gyors hűlés közben kialakult, majd megeresztett szövetszerkezetben a túltelített  $\beta$ -CuZn fázisból apró, hosszú-



3. ábra. A vizsgált minták diffraktogramjai

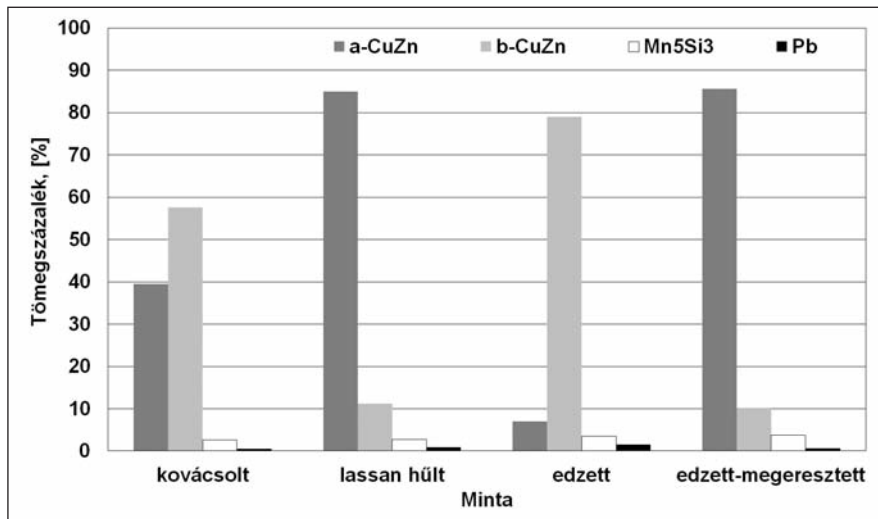
kás formájú  $\alpha$ -CuZn szilárd oldat szemcsék váltak ki, az allotiomorf  $\alpha$ -CuZn szilárd oldat a szemcsehatáron továbbra is jelen van (2. ábra). A mátrixban a Pb és a  $Mn_5Si_3$  fázisok változatlanul megfigyelhetők.

### A röntgendiffrakciós vizsgálatok eredményei

A minták röntgendiffrakciós vizsgálata során kapott felvételeket a 3. ábra mutatja. A diffraktogramok eltérő jellegűek a különböző komplex szerkezetek jelenléte miatt, az adott fázisokhoz tartozó reflexiók megjelenése, alakja és intenzitása eltér az egyes minták esetében. A vizsgálati

ötvetben a hőkezelési és képlékenyalakítási eljárásoknak az  $\alpha$ -CuZn és a  $\beta$ -CuZn fázisok képződésére, valamint átalakulására van hatása. A vizsgálati ötvözetben megtalálható  $Mn_5Si_3$ , valamint az ólomfázis a különböző technológiai lépésekben minimális változásokat mutatnak, a jellemzően kristályosodáskor kialakult fázisok mennyisége nem változik jelentősen.

A kovácsolt mintában a termomechanikus kezelés következtében kialakult szerkezetben az  $\alpha$ -CuZn reflexiók mellett az összes  $\beta$ -CuZn reflexió azonosítható. Az összes  $\beta$ -CuZn reflexió kiszélesedett, ami az alakítás következtében megnövekedett rácsfeszültségre utal, amely ismertén a diszlokációsűrűség növekedéséből adódik. A melegen kovácsolás hatására az  $\beta$ -CuZn fázis  $\alpha$ -CuZn tús jellegű fázissá alakul. Az  $\alpha$ -CuZn esetében a minta 30%-át kitevő nagyobb



4. ábra. A vizsgálati mintákban meghatározott fázismennyiség-értékek

kristallit méretű frakció az alakítás következtében beáll a felületen középpontos rács csúszási (111) síkjának megfelelően, míg a csekély mennyiségű, kisebb kristallit méretű  $\alpha$ -CuZn fázis tús jelleggel figyelhető meg a  $\beta$ -CuZn szemcsékben. A  $\beta$ -CuZn fázis nagyobb kristallitjai, amelyek a minta közel 60%-át képezik, a térben középpontos kockarács csúszási (110) síkjára jellemző orientációval rendelkeznek (2. táblázat). Mindkét fázis esetében a rácsban akkumulálódott feszültség modellezésére mind a Gauss-, mind a Lorentz-függvény alapú konvolúciót alkalmazni kell, ami minden olyan esetben szükséges, ha a feszültség nemcsak alakváltozásból, hanem fázisátalakulásból (például feszültség alatti továbbnövekedés) is származik. A vizsgálati minták közül a kovácsolt minta tekinthető a legkisebb mértékben orientáltnak, amely ugyanakkor a legnagyobb rácsfe-

2. táblázat. Az azonosított fázisok kristallitméretei és orientációs viszonyai az illesztett paraméterek alapján

Minta	$\alpha 1$ -CuZn				$\alpha 2$ -CuZn				$\alpha 3$ -CuZn			
	t%	nm	PO1	PO2	t%	nm	PO1	PO2	t%	nm	PO1	PO2
kovácsolt	37,1	1000	111	011	2,3	187	001	311	-	-	-	-
lassan hűlt	19,4	1000	111	001	65,6	75	311	001	-	-	-	-
edzett	6,5	10	111	-	-	-	-	-	-	-	-	-
edzett-megeresztett	7,0	227	111	011	77,2	177	011	001	1,37	1000	111	311
	$\beta 1'$ -CuZn				$\beta 2'$ -CuZn				$\beta 3'$ -CuZn			
	t%	nm	PO1	PO2	t%	nm	PO1	PO2	t%	nm	PO1	PO2
kovácsolt	57,6	1000	011	211	-	-	-	-	-	-	-	-
lassan hűlt	9,9	97	011	002	1,3	35	211	001	-	-	-	-
edzett	41,1	1000	011	211	37,2	15	011	031	0,72	27	031	-
edzett-megeresztett	10,1	134	011	211	-	-	-	-	-	-	-	-

szültséget mutatja. Az elvégzett hőkezelések hatására ez az orientált állapot többféleképpen változott meg. A hevítésnek köszönhetően az alakváltozás nyomai eltűnnek a mikroszerkezetből, a diszlokációk eliminálódnak, ami egyértelműen látszik a diffraktogramon a reflexiók alakjából.

A *lassan hűlt mintában* az egyensúlyi körülmények között végbement lehűlés következtében nagy méretű  $\alpha$ -CuZn fázisok váltak ki a  $\beta$ -CuZn mátrixban. A képződő  $\alpha$ -CuZn mentes az extra rácshibáktól, a fázisról érkező diffraktált jel éles csúcsként jelenik meg, a kovácsolt mintánál tapasztalt széles reflexiók nem mérhetők. A  $95^\circ$ ,  $111^\circ$  reflexiók nem detektálhatók, ami az orientáció jelenlétére utal. Az  $\alpha$ -CuZn fázis 65%-ot kitevő kis kristallitméretű frakciója esetében a (311) síksorozat orientációja erősödik meg, míg a fázis kisebb mennyiségben jelen lévő nagyobb kristallitméretű csoportja a korábban is megfigyelt (111) orientációt mutatja. Az  $\alpha$ -CuZn fázis esetében a különböző méretű frakciók a mikroszkópi képeken is felismerhetők. A  $\beta$ -CuZn fázis esetében szintén keskeny reflexiók figyelhetők meg. A  $\beta$ -CuZn fázis kis mennyiségben képződő nagyobb kristallitméretű frakciója a korábbiakkal megegyező (011) orientációt, míg a csekély mennyiségű, kis kristallitméretű része (211) orientációt mutat. A minta extrém módon textúrált, erős kitüntetett orientációk jellemzik mindkét fázist, amelyet a kovácsolt mintához képest a csúcsok hiánya jelez.

Az *edzett minta* esetében a gyors hűtés következtében befagyasztott, ötvözőben túltelt  $\beta$ -CuZn fázisról készült diffraktogramon kis számú erős reflexió látszik, amelyek mellett néhány a háttérből alig kiemelkedő kis intenzitású csúcs is felismerhető. A befagyasztott állapot közel 80%-át kitevő  $\beta$ -CuZn fázis (011) síksorozatának orientációja erősödik meg a visszaalakulás miatt, hasonlóan a kovácsolt mintában tapasztaltakhoz. A  $\beta$ -CuZn fázisnál két különböző kristallitméretű frakció figyelhető meg. A mintában irányítottan, a szemcsehatáron megjelenő  $\alpha$ -CuZn fázis (111) síksorozatának erős az orientációja.

Az *edzett-megeresztett mintában* a megeresztés következtében apró nyújtott  $\alpha$ -CuZn szemcsék nagyszámban jelennek meg véletlenszerű eloszlásban a  $\beta$ -CuZn szemcsén belül, amelyre az (011) síksorozatok erős orientációja jellemző. A mintában a  $\beta$ -CuZn fázis (011) orientációt mutat.

A minták fázisarány-eredményeit a 4. ábra mutatja. A 2. táblázat az egyes mintákra meghatározott kristallitméreteket és orientációs viszonyokat foglalja össze.

## Összefoglalás

A vizsgálati minták esetében a diffraktogramok jellege, a reflexiók megléte vagy hiánya egyértelműen utal a textúra jelenlétére, míg a reflexiók kiszélesedése, aszimmetri-

ája, valamint megváltozó intenzitása a rácsfeszültségekre ad információt.

A kovácsolt mintában az alakítás hatására a  $\beta$ -CuZn a (110) síkja mentén jellegzetes tűs morfológiával  $\alpha$ -CuZn fázissá átalakul, amely (111) orientációt vesz fel. A lassan hűlt mintánál az  $\alpha$ -CuZn fázis (311) orientációval képződik az allotróp átalakulás során. Az edzett mintát nagyrészt a (011) orientációjú  $\beta$ -CuZn fázis teszi ki, a szemcsehatáron megjelenő  $\alpha$ -CuZn fázis (111) orientációját az átalakulás okozza. Az edzett-megeresztett minta esetében az  $\alpha$ -CuZn fázis egyenletesen képződik masszív átalakulással, a fázisra (011) orientáció jellemző.

## Köszönetnyilvánítás

A vizsgálatok az Innovációs és Technológiai Minisztérium ÚNKP-19-4 kódszámú Új Nemzeti Kiválóság Programjának szakmai támogatásával készültek.

## Irodalom

- [1] *H. Fredrikson, U. Akerlin*: Solidification and Crystallization Processing in Metals and Alloys, John Wiley & Sons Publication, Chichester, 2012. pp. 267.
- [2] *Verő József, Káldor Mihály*: Fémtan. Nemzeti Tankönyvkiadó, Budapest, 1996.
- [3] *J. D. Verhoeven*: Fundamentals of Physical Metallurgy John Wiley & Sons Publication, New York, 1975.
- [4] *C. R. Brooks*: Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, ASM UAS, 1989, pp. 20.
- [5] *B. D. Cullity*: Elements of X-ray Diffraction, Addison-Wesley, Massachusetts, 1956.
- [6] *A. Krawitz*: Introduction to Diffraction in Materials Science, John Wiley & Sons Publication, New York, 2001. pp. 255.
- [7] *N. C. Popa*: Microstructural properties: texture and macrostress effects, In R.E. Dinnebier, S.J.L. Billinge ed.: Powder Diffraction: Theory and Practice, Royal Society of Chemistry, Cambridge, 2008.
- [8] *Satyam Suwas, Ranjit Kumar Ray*: Crystallographic Texture of Materials, Springer, Manchester, UK, 2014.
- [9] *Velterop et al.*: J-Appl.Cryst. 33 2000. pp. 296–306.
- [10] *J. Bergmann et. al.*: J. Appl. Cryst. 34 2001. pp. 16–19.
- [11] *V. K. Percharsky, P. Y. Zavalij*: Fundamentals of Powder Diffraction and Structural Characterization of Materials, Kluwer, Dordrecht, 2003.
- [12] *R. A. Young ed.*: The Rietveld Method, Oxford University Press, Oxford, 1993.
- [13] *J. R. Davis ed.* ASM Speciality Handbook, Copper and Copper Alloys, ASM International, Ohio 2001. pp. 35–45.

*Minden kedves Tagtársunknak, Olvasónknak boldog, békés karácsonyi ünnepeket, sikeres új esztendőt, és elsősorban jó egészséget kíván*

*a BKL Kohászat szerkesztősége*