

Irodalom

- [1] Gonda V. – Bodnár V. – Molnár L. – Verő B. – Valenta L.: A könyök-sajtolás elmélete és gyakorlata. BKL Kohászat, 145/1. 20–36. (2012)
- [2] Bereczki P. – Verő B. – Janó V.: Többtengelyű hidegalakítási kísérletek színrézzel. BKL Kohászat, 145/6. (2012)
- [3] Verő B.: A fizikai és matematikai szimuláció helye és szerepe a műszaki anyagtudományban. BKL Kohászat, 145/1. 1–6 (2012)
- [4] Csanádi, T. – Chinh, N. Q. – Gubicza, J. – Langdon, T. G.: Plastic behavior of fcc metals over a wide range of strain: Macroscopic and microscopic descriptions and their relationship. Acta Materialia 59 (2011) pp. 2385–2391
- [5] Ungár T.: Duálfázisú ferrit-ausztenit acél minták valamint Cu-ECAP minta röntgen mérési adatainak és azok kiértékelésének részletes dokumentációja. ELTE Fizikai Intézet, Anyagfizikai tanszék, Vizsgálati jegyzőkönyv, 2012 április
- [6] Bereczki P. – Verő B. – Fehér N. – Virág J.: 1050A jelű alumíniumötvözet szövetszerkezetének optimalizálása a meleghengerlési technológia fizikai szimulációjával. XIV. Képlékenyalakító Konferencia, Miskolc, 2012, p. 165–173., ISBN 978-963-661-985-5
- [7] Személyes közlés: Réger Mihálytól és Bereczki Pétertől
- [8] Szabó P. J.: Intenzív alakítási és hőkezelési folyamatok mikroszerkezetre gyakorolt hatásának értelmezése visszaszórt elektron-diffrakcióval. MTA Doktori értekezés, 2013. június 20.
- [9] Kurdjumov, G. – Sachs, Z.: Über den Mechanismus der Strahlhartung. Zeitschrift für Physik, vol. 64 pp. 325-343, 1930.
- [10] Verő B. – Csepeli Zs. – Keve Z. – Szabados O. – Csizsár G.: A léces martenzitben alakítás és lágyítás hatására lejátszódó szövetszerkezeti változások. Előadasként elhangzott a VIII. Országos Anyagtudományi Konferencián és Kiállításon, Balatonkenese, 2011. október
- [11] Ungár T. – Csizsár G.: Melegen, hidegen hengerelt, edzett és hőkezelt állapotú mintalemezek vizsgálata. Vizsgálati jegyzőkönyv 2011. június, ELTE Anyagfizikai Tanszék

SZABÓ PÉTER JÁNOS – BERECKZI PÉTER

Intenzív alakítási és hőkezelési folyamatok mikroszerkezetre gyakorolt hatásának értelmezése visszaszórt elektron-diffrakcióval

Ultrafinom szemcseszerkezetű fémek egyik lehetséges előállítási módja az, hogy az anyagban nagy diszlokációsűrűséget hozunk létre, majd hőkezeliük. A diszlokációsűrűség értéke nagymértékben növelhető erőteljes képlékenyalakítással, vagy egyes esetekben nagy sebességű fázisátalakulással (ez utóbbi lehet például egy martenzites átalakulás). A kísérletek során erőteljes képlékenyalakítást értünk el kaliberhengerléssel és többtengelyű kovácsolással, mindkét esetben többszörös alakítási ciklust alkalmazva, a nagy sebességű fázisátalakulást pedig C-Mn acélok edzésével valósítottuk meg. Az így előkészített minták megfelelő hőkezelése után ultrafinom szemcseszerkezetű anyaghoz jutottunk.

A szemcseméretet, a szemcsehatárok típusait, valamint a szemcsék belső deformáltságát visszaszórt elektron-diffrakciós vizsgálatokkal határoztuk meg.

Bevezetés

Az utóbbi években egyre több kutató foglalkozik annak vizsgálatával, hogy

hogyan lehetne ultrafinom szemcsés fémek anyagokat előállítani tömbi méretekben, olcsó kiindulási alapanyagokból. Az ilyen szerkezetű

fémek szilárdsági mutatói jelentősen jobbakként, mint a hagyományos anyagoké. A szemcseméret szerepét a Hall–Petch-egyenlet írja le [1,2]:

Szabó Péter János okleveles villamosmérnök, a BME Anyagtudomány és Technológia Tanszékének egyetemi docense. 1995-ben PhD-fokozatot szerzett a nagyfelbontású röntgen vonalprofil-analízis témaköréből, 2013-ban elnyerte az MTA doktora címet. Fő kutatási területe az anyagok elektronmikroszkópos vizsgálata, ezen belül a visszaszórt elektron-diffrakció alkalmazása egyes fémteni folyamatok jellemzésére.

Bereczki Péter a BME Közlekedésmérnöki Karán végzett 2010-ben gépészmérnök szakon, járműgyártás és -javítás szakirányon okleveles gépészmérnök. Jelenleg a BME Pattantyús Ábrahám Géza Gépészeti Tudományok Doktori Iskola ösztöndíjas doktorandusz hallgatójaként ultrafinom- és nanoszemcsés, tömbi ötvözetek fejlesztésével foglalkozik. Emellett a Dunaújvárosi Főiskola Műszaki Intézeténél tudományos segédmunkatársként a Gleeble 3800-as termomechanikus szimulátorral végez különböző technológiai szimulációkat és anyagvizsgálatokat.

$$\sigma_0 = \sigma_i + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

ahol σ_0 a folyáshatár, σ_i a rács diszlokációmozgással szembeni ellenállása (azaz az a küszöb feszültség, ahol a diszlokációk mozgása megindul), k a Hall–Petch-együttható (anyagjellemző), d a szemcseátmérő. A szemcseméret csökkenésével a legtöbb mechanikai jellegű paraméter (pl. folyáshatár, szilárdság, fáradással szembeni ellenállás, kopásállóság) kedvezően változik. A jelenség háttérében az áll, hogy az alakítás során keletkező és a szemcsehatár felé haladó diszlokációk mozgását a nagyszögű szemcsehatárok blokkolják. Így a határnál a diszlokációk feltorlódnak, és feszültségterük hozzáadódik a szomszédos szemcsére a külső erőhatásból származó csúsztatófeszültséghez. Minél nagyobb egy szemcse, annál több diszlokáció tud a határnál feltorlódni, és így ez az additív belső feszültség is nagyobb lesz. Ennek eredményeként kisebb külső erő hatására is megindul a szomszédos szemcse képlékeny alakváltozása, amit makroszkopikusan a folyáshatár csökkenéseként érzékelünk. A szemcseméret csökkenésével a szilárdság addig nő, amíg a csúszási mechanizmust a diszlokációk mozgása határozza meg, ezután viszont a Hall–Petch-összefüggés az (1) egyenlet formájában nem érvényes. A szemcseméret csökkenésével a szemcsehatár-diszlokációk koncentrációja egyre nagyobb, és egy bizonyos szemcse-

méret-csökkenés után az alakítás hatására a szemcsék csúsznak el egymáson, ez az ún. szemcsehatármenti csúszás [3]. Az a szemcseméret, ami alatt a Hall–Petch-egyenlet már nem érvényes, anyagként változó, réznél pl. kb. 25 nm.

Kis szemcseméretet úgy tudunk elérni, hogy nagy mennyiségű diszlokációt hozunk létre az anyagban, amelyek egy megfelelő hőkezelés alkalmazásával kisszögű határokkal elválasztott szubszemcséket hoznak létre. Ezek növekedésnek indulnak, és nagyszögű határral elválasztott szemcsék alakulnak ki belőlük. Természetesen minél több diszlokációt hozunk létre az anyagban, a keletkezett szubszemcsék annál kisebbek lesznek, és így a végleges szemcseméret is kicsi lesz.

A következőkben bemutatunk három kísérletsorozatot, amelyek a fenti elvek alapján ultrafinom szemcsés szerkezetet eredményeztek. Az elsőnél a vizsgálati anyag auszteni-tes acél, a diszlokációkat létrehozó alakítás pedig kaliberhengerlés volt. A másodiknál ferrites acél alakítása több tengelyű kovácsolással történt, a harmadiknál a nagy diszlokáció-sűrűséget C-Mn acél edzésével, majd hidegalakításával értük el.

Auszteni-tes acél kaliberhengerlése

Hidegalakításként kaliberhengerlést alkalmaztunk. Az 1. ábrán látható az alkalmazott négy üreg keresztmetszeti rajza.

Mintaanyagként Ø20 mm-es AISI

304-es auszteni-tes acélrudakat használtunk. Az acél ötvözőinek mennyisége az 1. táblázatban található.

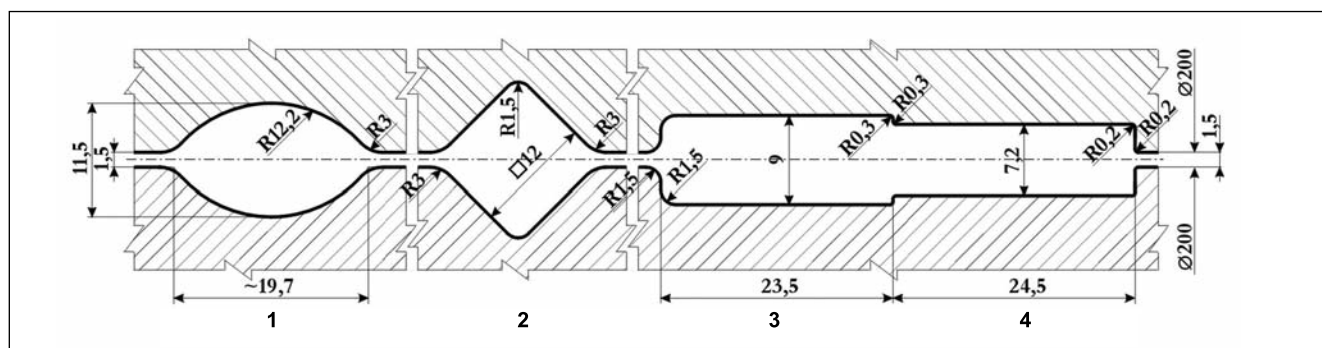
A kereskedelembe beszerzett rudakat először 30 percig hőkezeltük 1050 °C-on, majd vízben hűtöttük. Ezt követően forgácsolással került kialakításra a próbatestek végleges mérete, mely Ø16x180 mm volt.

Minden szűrés után a próbatestet 850 °C-on 10 percig hőkezeltük. A hőkezelés időtartamát előkísérletekkel állítottuk be. A cél az volt ugyanis, hogy a próbatest ne kristályosodjon újra teljes térfogatában. Egy szűrés és hőkezelés ciklus után levágtunk a rúdból egy akkora darabot, amely már elégséges a vizsgálatok elvégzéséhez, és elvégeztük a következő szűrést, majd hőkezelést. Így összesen négy különböző állapotú mintából álló mintasorozathoz jutottunk.

A 2. ábrán látható az első, a második, a harmadik és a negyedik szűrés és hőkezelés utáni szövet.

Megfigyelhető a 2a ábrán, hogy a minta nagyszemcsés, és az egyes szemcséken belül jól látható alakítási vonalak vannak. A második szűrés-hőkezelés ciklus után (2b ábra) megjelenik néhány apró újrakristályosodott szemcse. A harmadik ciklus után (2c ábra) a szemcsék nagyobbik hányada újrakristályosodott, de azért még lehet látni alakított tartományokat, míg végül a negyedik ciklus után (2d ábra) egy újrakristályosodott apró szemcsés szövet látható.

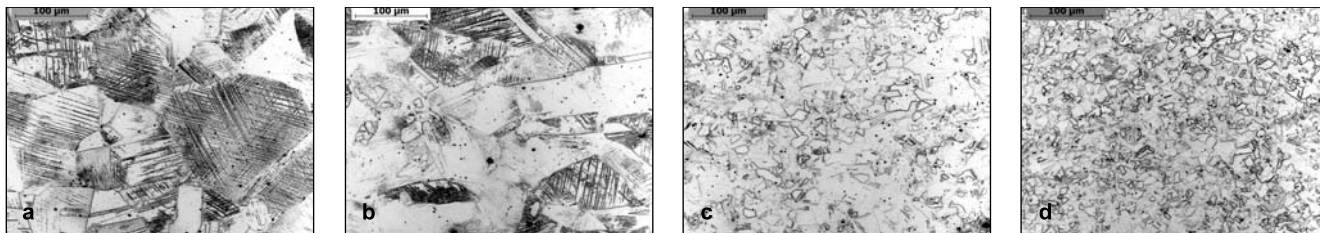
Ezután következtek a visszazórtelektron-diffrakciós (EBSD) vizs-



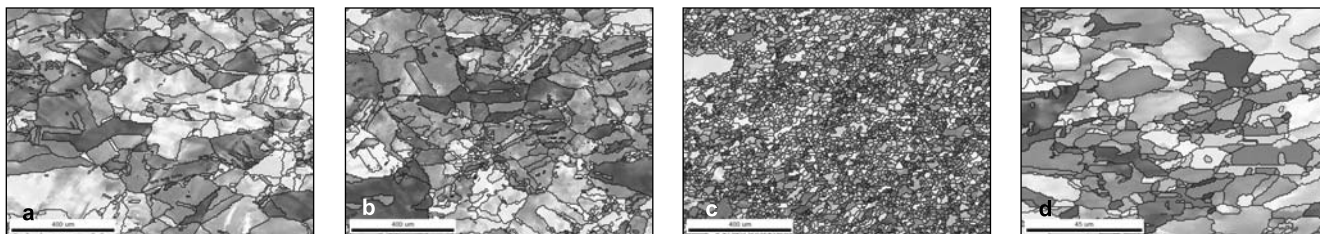
1. ábra. A kaliberhenger négy üregének keresztmetszeti rajza

1. táblázat. Az AISI 304-es auszteni-tes acél ötvözőinek mennyisége

Elem	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Ni	N
tömeg%	0,038	0,62	1,48	0,025	0,025	18,27	0,40	0,60	8,68	0,087



■ 2. ábra. Az első (a), a második (b), a harmadik (c) és a negyedik (d) szűrés és hőkezelés utáni szövet



■ 3. ábra. Az első (a), a második (b), a harmadik (c) és a negyedik (d) ciklus utáni állapotú minták inverz pólusábra térképe. A (d) ábra nagyítása tízszerese az első háromnak

2. táblázat. Az átlagos szemcseméret és a kisszögű határok arányának változása a ciklusszám függvényében

Ciklusok száma	1	2	3	4
Átlagos szemcseméret, μm	44	45	17	2,5
Kisszögű határok aránya, %	49,2	49,7	10,4	4,3

gálatok. Az EBSD-hez speciális mintaelőkészítésre van szükség, hogy a felületi *Beilby*-réteget (a hagyományos metallográfiai előkészítés során létrejövő deformált, „elkent” réteget) eltávolítsuk, ezt elektropolírozással valósítottuk meg. A méréseket egy Philips XL-30 típusú pásztázó elektronmikroszkópra szerelt EDAX-TSL EBSD-rendszerrel végeztük, a kiértékelést pedig a TSL OIM Analysis szoftverrel.

A 3. ábrán az első, a második, a harmadik és a negyedik ciklus utáni állapotú minták inverz pólusábra térképe látható. Megfigyelhető, hogy a szemcseméret a harmadik ciklustól már jelentősen lecsökken, a negyedik után pedig az eredeti 65x-ös nagyításban gyakorlatilag nem is láthatóak a szemcsék (ezért a 3d ábra

10-szer akkora nagyítású, 650x-es). A konkrét szemcseméreteket a 2. táblázat tartalmazza. Azt is érdemes megfigyelni, hogy az első két inverz pólusábratérképen kissé eltérő színű kristalliton belül. Ez arra utal, hogy az orientáció a szemcsén belül kis mértékben ingadozik, ami a szemcsén belüli lokális deformáció jele. Ezt támasztja alá a kisszögű szemcsehatárok aránya, amelyet ugyancsak a 2. táblázat mutat. Látható, hogy százalékos arányuk jelentősen lecsökkent a harmadik termomechanikus ciklus után.

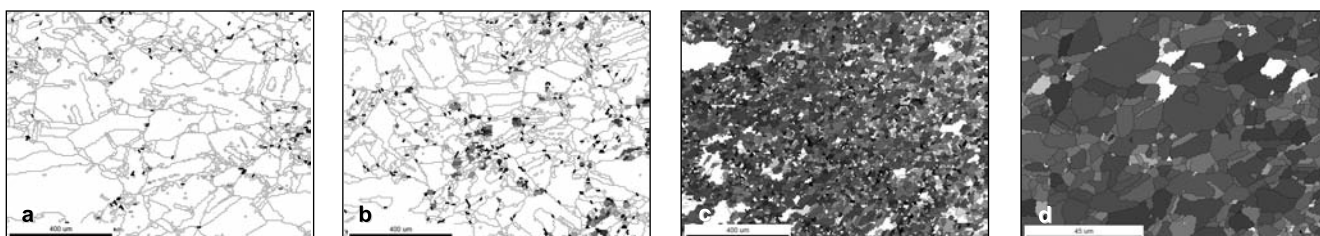
Az újrakristályosodott hányad meghatározására az átlagos szemcsén belüli orientációkülönbség (grain average misorientation, GAM) térkép használható, amelyen az egy szem-

csén belüli szomszédos pontok orientációkülönbségének átlagát tüntetjük fel szinkódolással. A 4. ábrán az első, a második, a harmadik és a negyedik ciklus utáni állapotban felvett GAM-térképek láthatók, ahol csak azok a szemcsék kaptak szinkódot (szürkeségi kódot), amelyeknek átlagos szemcsén belüli orientációkülönbsége kisebb, mint 1° , azaz újrakristályosodottnak tekinthető.

A 3. táblázatban látható az 1° -nál kisebb átlagos orientációkülönbségű szemcsék aránya az egyes mintákban. Ez az érték tekinthető az újrakristályosodott hányadnak is.

Megfigyelhető, hogy az első termomechanikus kezelés után, köszönhetően a rövid hőkezelési időnek, az anyagnak csak mintegy 5%-a kristályosodott újra, majd a további ciklusok során ez az arány egyre növekedett. A negyedik ciklus után gyakorlatilag a teljes minta újrakristályosodott.

Megfigyelhető az is, hogy az első és második termomechanikus ciklus után nagymértékű szemcsén belüli deformáció keletkezett a mintákban.



■ 4. ábra. GAM-térképek az első, a második, a harmadik és a negyedik ciklus után. A maximális orientációkülönbség 1° , a skála fekete-fehér. A (d) ábra nagyítása tízszerese az első háromnak

3. táblázat. Az 1°-nál kisebb átlagos orientációkülönbségű szemcsék aránya, azaz az újrakristályosodott hányad az egyes termomechanikus ciklusok után

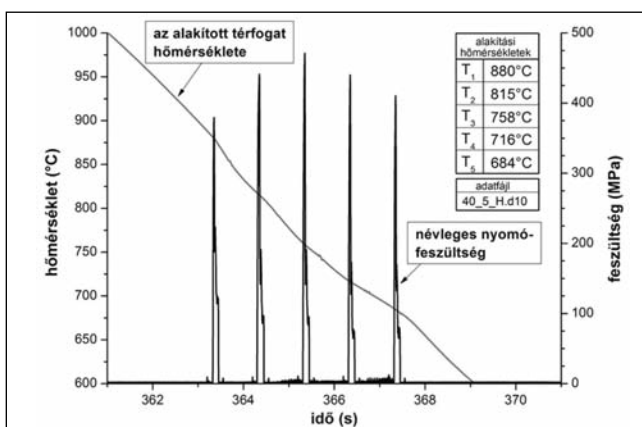
Ciklusok száma	1	2	3	4
Újrakristályosodott hányad, %	4,4	7,3	86,8	98,6

Ezt támasztja alá a kisszögű határok mennyisége, illetve az átlagos szemcsén belüli orientációkülönbség adatai. Ennek oka a mintákban bekövetkező részleges újrakristályosodás. Ennek következtében a szemcséken belül nagymértékű rugalmasan tárolt energia keletkezett. Ez a tárolt rugalmas energia a harmadik termomechanikus ciklus során nagymértékben elősegítette a kisszögű határok mozgását. E mozgás következtében nagyszögű határok keletkeztek, egymáshoz relatíve kis távolságokra, ami azt eredményezte, hogy egy aprószemcsés szerkezet jött létre, ahol a szemcséken belül a kisszögű határok mennyisége már jóval kisebb.

Ferrites acél többtengelyű kovácsolása

Az utóbbi években jelentős érdeklődés nyilvánult meg a kb. 1 μm-es ferriszemcséjű acéltermékek iránt, hiszen ezek az anyagok nagy szakítószilárdság mellett jól alakíthatók. Ezt a szövetszerkezetet dinamikus alakváltozás által kiváltott átalakulással lehet a legegyszerűbben létrehozni. Ez azt jelenti, hogy az átalakulás jelentős része dinamikus, az alakváltozás közben történik.

A minta-előkészítési munkák a Dunaújvárosi Főiskola Anyagtudományi és Gépészeti Intézetének Gleeble-laborjában történtek [7]. Az



5. ábra. Az alakítás-hőkezelés változása az idő függvényében

alapanyagként használt ötvözetlen acél ötvözőinek névleges mennyisége a 4. táblázatban látható.

Az alakítási-hőkezelési ciklusokat a Gleeble 3800 típusú termomechanikus szimulátor MaxStrain többtengelyű deformációs egységével hoztuk létre. Ezzel az egységgel kétirányú deformáció valósítható meg, míg a harmadik irányban a deformáció teljesen gátolt. A módszer nagy előnye, hogy akár $\varphi=10$ mértékű alakváltozás is elérhető a minta tönkremenetele nélkül. Ekkora alakváltozás mellett pl. az eredeti keresztmetszet több mint 80%-a megmarad.

A mintákat 1250 °C-ra hevítettük, 120 másodpercig hőn tartottuk, majd elkezdtük hűteni őket. Az első alakításig a hűtési sebesség kb. 40 °C/s, ezt követően kb. 50 °C/s volt. Az egyes alakítások sebessége közel 10 1/s volt. Az 5. ábrán láthatjuk az alakítás-hőkezelés lefolyását egy szemléletes ábrán.

Az ábra bal oldali függőleges tengelyén a minta hőmérséklete, a jobb oldali függőleges tengelyen az alakítási feszültség látható, a vízszintes tengelyen az időt tüntettük fel. Az ábrában szereplő táblázatból leolvasható, hogy az egyes alakítási lépések milyen hőmérsékleten történtek. Két alakítás között a mintát a hossztengetye körül 90°-kal elforgattuk.

A 6. ábrán a minta inverz pólusábrára térképe látható.

A többtengelyű, nagy hőmérsékletű kovácsolás első két alakítása az ausztenites állapotban történt. Ennek következtében az ausztenitben rácshibák keletkeztek. Tekintettel arra, hogy az acél nagy hőmérsékletű többtengelyű kovácsolása során az ausztenites állapotból rendkívül nagy

4. táblázat. A vizsgálatokhoz használt acél ötvözőinek névleges mennyisége tömegszázalékban

C	Mn	Si	S	P
0,071	1,50	0,28	0,007	0,013

sebességű a hűtés, az ausztenitnek nincs ideje újrakristályosodni, emiatt az ausztenit diszlokációsűrűsége eléri a telített állapotot.

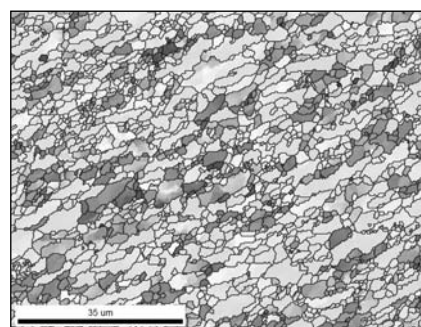
Az ausztenit-ferrit átalakulás során ezek a rácshibák a ferriszemcsék nukleációs helyeiként működtek. Ezáltal jóval több ferritcsíra keletkezett, ami természetesen az átalakult ferrit szemcsefinomodásához vezetett. A harmadik alakítás pontosan az ausztenit-ferrit átalakulás hőmérsékletén történt, vagyis az átalakulás az alakítás során történt, ami további ferrit szemcsefinomodáshoz vezetett.

Ez azt jelenti, hogy a túlhűtés okozta hajtóerőt a képlékenyalakítás során tárolódó energiával helyettesítjük. Ez olyan hatást vált ki, mintha megnöveltük volna a túlhűtés mértékét. A túlhűtés és a keletkezett csírák kritikus mérete között az alábbi jól ismert összefüggés áll fenn:

$$r = \frac{2\gamma T_E}{\Delta T} \quad (2)$$

ahol r a kritikus csíraméret, γ a határfelületi energia, T_E az átalakulás névleges hőmérséklete, L a látens hő, és ΔT a túlhűtés mértéke. Látható, hogyha a túlhűtést a mechanikai energia bevitelével megnöveljük, akkor kisebb kritikus csíraméretet kapunk, azaz nagyobb mennyiségű és kisebb méretű csíra jön létre, vagyis a ferrit finomodik.

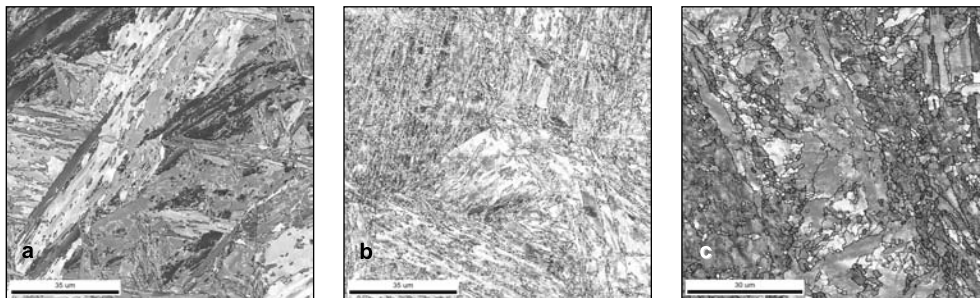
A negyedik alakítás a heterogén ausztenit-ferrit mezőben történt. Ebben a tartományban a még át nem alakult ausztenitre nézve ugyanazok



6. ábra. Inverz pólusábrára térkép a nagy hőmérsékleten többtengelyű kovácsolással alakított acélminta közepéről

5. táblázat. A vizsgált acélok ötvözőelemeinek mennyisége tömegszázalékban

C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni	Al	Mo
0,16	1,48	0,29	0,007	0,018	0,07	0,06	0,04	0,006	0,004



7. ábra. Az edzett (a), hengerelt (b) és megeresztett (c) acél inverz pólusábra térképei

a hatások érvényesülnek, mint az A_{r3} közeli hőmérsékleten. Természetesen a nem alakított mintához képest kisebb ausztenihányaddal kell számolnunk. A heterogén szövetben az α -fázis az alakítás hatására ebben a tartományban dinamikusan újra tud kristályosodni. Ez a körülmény önmagában is a ferrit további finomodásához vezethet, de azt is figyelembe kell venni, hogy – mindaddig, míg az ausztenit még jelen van a szövetben – nem kell a ferrit kristallitok számottevő durvulására számítani.

Az ötödik, utolsó alakítás gyakorlatilag egybeesik az acél A_{r1k} hőmérsékletével, vagyis a szövet végső állapotát a ferrit dinamikus újrakristályosodása állítja be.

Léces martenzit létrehozása, alakítása és hőkezelése

Ennél a kísérletnél léces martenzitet hoztunk létre edzéssel [9]. A minták ötvözőelemeinek mennyiségét az 5. táblázat tartalmazza.

A továbbiak során az edzett acélelemez, (amely ekkor már léces martenzites állapotban volt), 50%-os mértékben hidegen hengereltük, majd 550 °C-on egy órát lágyítottuk.

A minták 6 mm vastag melegen hengerelt szalagok formájában kerültek hozzánk. Az előkísérletek során több hőmérsékletről is leedzettük őket, és azt tapasztaltuk, hogy detektálható mennyiségű martenzit csak a legalább 1100 °C-ról történő edzés során keletkezett, így a továbbiakban csak ezekkel a mintákkal foglalkoztunk.

A 7. ábra inverz pólusábra térképeibe fehér vonallal berajzoltuk a kisszögű határokat is. Megfigyelhető, hogy az edzés utáni állapothoz képest a hengerlés után lényegesen nagyobb mennyiségű kisszögű határ található az anyagban, és ez a mennyiség a hőkezelés hatására lecsökken. A hengerlés hatására a nagyszögű szemcsék mérete 0,9–1 μm -re csökkent, majd a lágyítás után kb. 1,5 μm -re nőtt. A kisszögű szemcsehatárral határolt tartományok átlagos mérete 0,4 μm lett a hengerlés után, ami 0,7 μm -re nőtt a hőkezelés hatására. Fontos megemlíteni, hogy ezek az értékek átlagértékek, hiszen például a hengerlés utáni szövetszerkezetben a szemcseméretértékek jelentős mértékben szórnak.

A martenzites átalakulás során a felületen középpontos köbös rács átalakul térben középpontos tetragonállissá. Ez az átalakulás kristálytanilag két részből áll: egy invariáns nyírási alakváltozásból és egy tágulásból. Ez utóbbi akkor nagyobb mértékű, ha nagyobb mértékű a rácsparaméter-változás. A rácsparaméter-különbséget a rács geometriailag szükséges éldiszlokációkkal tudja csökkenteni, így a keletkezett martenzitnek nagy a diszlokációsűrűsége. Emellett az ausztenitben fejlődő martenzit a térfogatnövekedése miatt magában az ausztenitben is deformációt okoz, azaz az átalakuló ausztenit diszlokációsűrűsége is megnő. A diszlokációk az átalakulás során öröklődnek, ami tovább

növeli a kialakult martenzit diszlokációsűrűségét.

Bizonyított tény, hogy egyes folyamatok esetén (ilyen például az intenzív képlékenyalakítás, vagy az elektrolitikus leválasztás, a fémekben létrejövő diszlokációsűrűség meghaladhatja a telítési vagy egyensúlyi értéket [4,5]. Ilyenkor újabb energiabevitel hatá-

sára a többletdiszlokációk annihilálódnak, és beáll az egyensúlyi állapot. Ezt mechanikailag alakítási lágyulásnak (work softening) érzékeljük [6].

Ezzel magyarázható a diszlokációsűrűség csökkenése a hidegalakítás után, ugyanis az edzés során keletkezett nagy mennyiségű éldiszlokáció egy része annihilálódott.

A hőkezelés során további diszlokációmozgások történtek, melyek következtében a kisszögű határok egy része feloldódott, és így nagyobb méretű, de nagyszögű határokkal határolt térfogatrészek jöttek létre, amelyek belseje viszonylag kevesebb hibát tartalmaz. A 7c ábra inverz pólusábra térképét tanulmányozva megfigyelhetők rajta az előbb említett ultrafinom szemcsés tartományok, ugyanakkor a szemcse szerkezet bimodális, mert vannak nagyobb szemcsék, amelyek belsejében még elég sok kisszögű határ található. Ennek a szerkezetnek köszönhetően az anyag nagy szilárdságú lesz (a kisszögű határokat tartalmazó szemcsék miatt), ezzel egyidejűleg jól alakítható is (köszönhetően az ultrafinom szemcsés tartományoknak). E kiváló mechanikai tulajdonságokat a 6. táblázatban tüntettük fel.

6. táblázat. A szakítóvizsgálat és a keménységmérés eredményei

	R_p , MPa	R_m , MPa	HV10	A_5 , %
edzett	980	1289	449	11
hengerelt	1435	1574	470	2
lágyított	599	710	267	18,9

Összefoglalás

Ultrafinom szemcsés anyagokat állítottunk elő három különböző módon. Mindhárom módszerben közös volt, hogy valamilyen módon nagy diszlokációsűrűséget hoztunk létre az anyagban, majd megfelelő hőkezeléssel a diszlokációs falakból nagy-szögű szemcsehatárok jöttek létre. Az eredményként kialakult szövet-szerkezet nagy szilárdságot, mégis jó alakíthatóságot eredményez.

Köszönetnyilvánítás

A munka szakmai tartalma kapcsolódik a „Minőségorientált, összehangolt oktatási és K+F+I stratégia, valamint működési modell kidolgozása a Műegyetemen” c. projekt szakmai célkitűzéseinek megvalósításához. A projekt megvalósítását az ÚMFT TÁMOP-4.2.1/B-09/1/KMR-2010-0002 programja támogatta. A publikáció elkészí-

tését a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 számú projekt támogatta. A projekt az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg. A kutatási eredmények és a cikk a Bolyai János Kutatási Ösztöndíj támogatásával készült. Köszönjük dr. Kardos Ibolya és Keve Zita segítségét a metallográfiai képek elkészítésében, és Magyar Zsuzsanna segítségét az ábrarajzolásban (mindhárman az ISD DUNAFERR Zrt. munkatársai).

Irodalom

- [1] Hall, E.O.: Proc. Phys. Soc. 64B (1951) 747
- [2] Petch, N.J.: J. Iron Steel Inst. 174 (1953) 25.
- [3] Masamura, R. A. et. al: „Yield Stress of Fine Grained Materials”, Acta Metallurgica 46 (13) pp. 4527–4534, 1998
- [4] Li, L. – Ungar, T. – Wang, Y. D. –

Morris, J. R. – Tichy, G. – Landvai, J. – Yang, Y. L. – Ren, Y. – Choo, O. – Liaw, P. K.: Acta Meter. 57 (2009) pp. 4988.

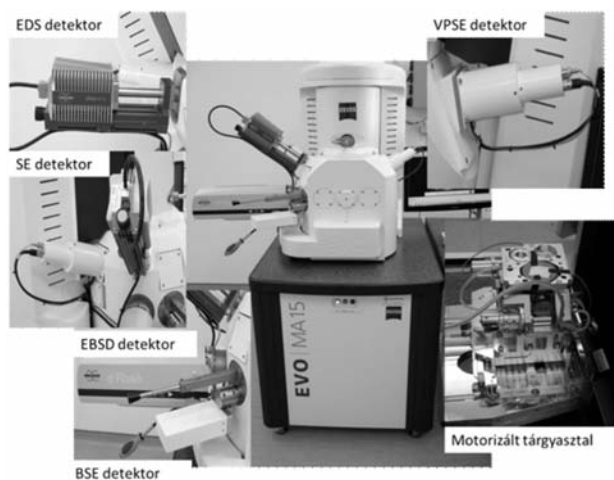
- [5] Li, L. – Ungar, T. – Wang, Y. D. – Fan, G. j. – Yang, Y. L. – Jia, N. – Ren, Y. – Tichy, G. – Lendvai, J. – Choo, H. – Liaw, P. K.: Scripta Mater 60 (2009) 317.
- [6] Ungar, T. – Li, L. – Tichy, G. – Pantleon, W. – Choo, H. – Liaw, P. K.: Scripta Mater 64 (2011) pp. 876-879.
- [7] Bereczki P. – Verő B. – Janó V.: Bányászati és Kohászati Lapok, 145. évfolyam, 2012/6. szám
- [8] Szabó P. J. – Verő B.: Bányászati és Kohászati Lapok, 144. évfolyam, 2011/2. szám
- [9] Keve Zita: Ultrafinom szemcseméretű és léces martenzites szövetű acélok vizsgálata és az UFG acélok gyártásának lehetőségei. Diplomamunka, Miskolci Egyetem (2012.)

DUNAÚJVÁROSI FŐISKOLA



COLLEGE OF DUNAÚJVÁROS

Az ország egyik legkorszerűbb elektronmikroszkópja a Dunaújvárosi Főiskolán



KONTAKT SZEMÉLY:

Dr. Pázmán Judit
Dunaújvárosi Főiskola, Műszaki Intézet
Tel.: +36 (25) 551-258
e-mail: pazman@mail.duf.hu

Az EVO MA15 pásztázó elektronmikroszkóp öt különböző detektorának köszönhetően az összes anyagtípus, vagyis a fémek, polimerek, kerámiák szövetszerkezetének meghatározására szolgál. A szekunder elektrondetektor (SE) elsődlegesen topográfiai felvételek, míg a visszaszórt-elektron-detektor (BSE) rendszám-kontrasztos kép készítését teszi lehetővé. A nemvezető anyagok, mint a kerámiák és műanyagok vizsgálatát vezető réteg felvitele nélkül lehet elvégezni a változtatható nyomású üzemmóddal (VP), illetve az ehhez tartozó második szekunder elektrondetektorral (VPSE). Az irányított szerkezetek, mint pl. hengereelt lemezek szemcseorientációját, pedig a visszaszórt-elektron-diffrakcióval (EBSD) lehet megadni. Az elektronmikroszkóp azonban nem csak önmagában ad számos anyagvizsgálati lehetőséget a kutató számára, hanem a motorizált tárgyasztalra rögzíthető univerzális mintatartóval, a Dunaújvárosi Főiskola Műszaki Intézetében lévő Zeiss Axio Observer.Z1m optikai mikroszkóppal összekapcsolva is. Az optikai mikroszkóppal vizsgált mintaterületet szoftveresen meg lehet keresni a pásztázó elektronmikroszkóppal, és további vizsgálatok (összetétel-elemzés, orientációs térkép, pólusábra, elemtérkép stb.), valamint lényeges részek kiemelésére a felvételek egymásra illesztése is megvalósítható.