

DISZLOKÁCIÓRENDSZEREK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA MIKRONOS SKÁLÁN

Kalácska Szilvia

Mines Saint-Etienne, Univ Lyon, Saint-Étienne, Franciaország

Diszlokációk hatása mikrométeres skálán

Az anyagtudományok területén a diszlokációk vizsgálata központi szerepet tölt be 1934 óta, amikor *Orowan*, *Polányi* és *Taylor* egymástól függetlenül javasolta ezen vonalszerű kristályhibák bevezetését. A fémek képlékeny alakváltozása során először a felszínen kialakuló csúszási sávokat figyelték meg. Később a fémek kristályos szerkezete alapján arra következtettek, hogy ezek a sávok az egyes kristályos részek egymáshoz képesti nyírása egy adott sík mentén, ame-

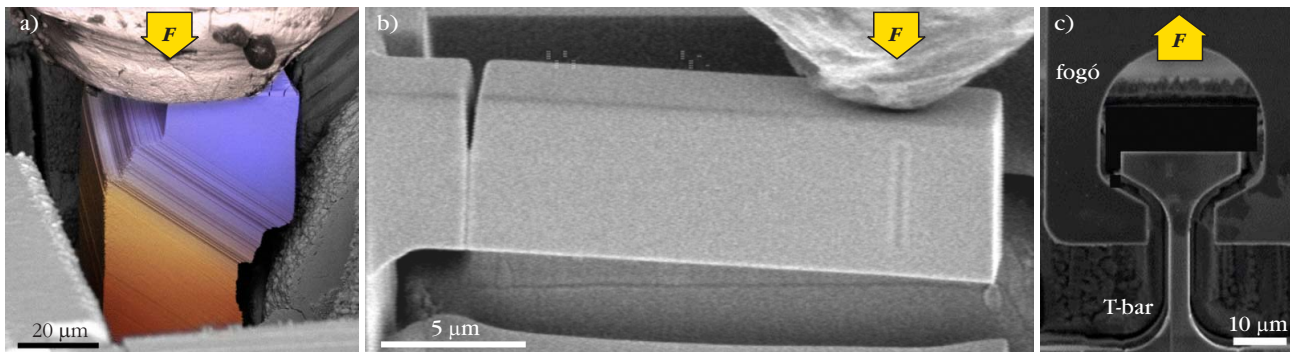
lyet a diszlokációk elmozdulása okoz. Az atomok elmozdulásától és a diszlokációvonal irányától függően két típust (él- és csavardiszlokációk) különböztetünk meg. Vizsgálatuk azért olyan jelentős az anyagfizikában, mert ugyan maguk a kristályhibák rettentő aprók (az atomok ideális helytől eltérő pozíciója a rácson belül kisebb, mint a rácsállandó), viszont az anyagban nagy mennyiségben felhalmozódó hibák kollektív hatása már makroszkopikus skálán is jelentős, hiszen ők felelnek a maradandó alakváltozásért.

A vonalhibák fizikába történő bevezetése óta számos módszer került kifejlesztésre, amelyekkel a diszlokációk viselkedése tanulmányozható (mozgásuk, kölcsönhatásuk, illetve megsemmisülésük), ezek közül elsőként a transzmissziós elektron mikroszkópiát (TEM) érdemes megemlíteni. Ez a technika ugyan képes megjeleníteni a diszlokációkat, viszont a minta mérete jelentős mértékben korlátozza a TEM alkalmazhatóságát a vonalhibák kollektív viselkedésének kutatásában. A TEM-fólia vékonysága (< 100 nm) miatt a vizsgálható terület nagysága (tipikusan $20 \times 20 \mu\text{m}^2$ alatti) és a vizsgálható diszlokációk száma erősen limitált, ezért fontos, hogy szélesebb (100 nm – $100 \mu\text{m}$) méretskálán más módszerek kifejlesztésével is betekintést kaphassunk a diszlokációk világába.

A szerző köszönetét fejezi ki *Ispánovity Péter Dusan* egyetemi docensnek (ELTE TTK) a kézirat lektorálásáért, továbbá *Groma István* egyetemi tanárnak (ELTE TTK) a gyümölcsöző beszélgetésekért.



Kalácska Szilvia fizikus 2018-ban doktorált az Eötvös Loránd Tudományegyetem Anyagfizikai Tanszékén, majd munkásságát posztdoktori kutatóként az Empa svájci kutatóhely Anyagok és Nanostruktúrák Mechanikája laboratóriumában folytatta. 2021-ben a szekciójában első helyen nyerte el a rangos francia állami CNRS kutatói állást. Munkája során a mikrométerű minták viselkedésének vizsgálatára fókuszál extrém körülmények és ultragyors deformációk esetén.



1. ábra. Különböző mikromechanikai kísérletek: a) cinkoszlop összenyomása (hamis színes ábra) [10], lásd még a címlapon, b) volfrámrúd hajlítása [9], c) magnézium „T-bar” nyújtása [8]. A deformációs asztal által kifejtett erők irányát a nyilak jelölik.

E cikkben a pásztázó elektronmikroszkópos (*scanning electron microscope*, SEM), illetve a nagy felbontású visszaszórtelektron-diffrakciós (*high resolution electron backscatter diffraction*, HR-EBSD) mérések alkalmazása kerül bemutatásra mikrométeres nagyságú minták mechanikai deformációja során.

Deformáció mikrométeres skálán

Mikrométerű minták deformációjának tanulmányozása manapság egyre nagyobb jelentőséggel bír, hiszen az ipari miniaturizálással párhuzamosan az alkatrészek és eszközök is gyakran már erre a méretskálára csökkennek. Ebben a tartományban ($<40 \mu\text{m}$) a fémek tulajdonságai módosulnak, mint például a deformáció hatására a keménység, illetve a folyásfeszültség értékei megnövekednek (méréthatás: „smaller is harder”) [1]. A jelenség magyarázata a felszíntérfogat arányra vezethető vissza, valamint a deformált térfogatra jutó diszlokációforrások hiányával is indokolható, amelyek pedig módosítják a vonalhibák együttes viselkedését. Tömbi anyagokban a diszlokációk kölcsönhatása jelentős, sűrűségük növekedésével hierarchikus szerkezetek (diszlokációcellák) alakulhatnak ki növekvő [2, 3], illetve ciklikus deformációk eredményeként [4]. Kisebb minták esetén azonban – a felület közelsége miatt – a vonalhibák könnyebben távoznak a kristályrácsból, így a megmunkálási keményedés is módosul, illetve az anyag további mechanikus jellemzői megközelíthetők az elméleti értékekhez [5]. Van azonban egy átmeneti skála (1–10 μm) [6], ahol ez az átalakulás megfigyelhető, és a tulajdonságok módosulása mögötti okok részleteikben vizsgálhatók SEM-es mérések és mikromechanikai deformációk segítségével.

A mikrodeformációs kutatások másik hajtóerejének az összetett rendszerek vizsgálata

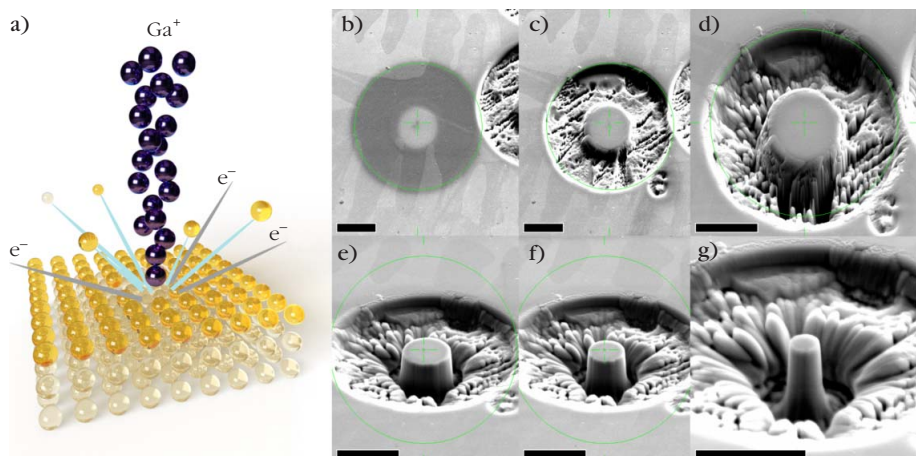
ta tekinthető. Az iparban alkalmazott ötvözetek gyakran tartalmaznak kisméretű kiválásokat, vagy eltérő tulajdonságú fázisokat, amelyek mechanikai jellemzéséhez elengedhetetlen az alkotórészek egyéni, elkülönített vizsgálata. Ilyen összetett rendszerre kiváló példa a nagyentrópiás ötvözetek családja [7], ahol az alkotó fázisok jelentősen eltérő tulajdonságokkal rendelkeznek. Ilyenkor lehetőség van nanoindentációs keménységmérésre, illetve megfelelően kisméretű egyfázisú mikrooszlopok összenyomásának kiértékelésére. Emellett nyújtási [8] és hajlítási kísérleteket is végezhetünk (1. ábra) és a címlapon [9].

Módszerek

Mintaelőkészítés fókuszált ionnyalábbal

A mikrométeres skálájú fémminták előállítására manapság több lehetőség is adódik, mint például 3D nyomtatás [11], elektrokémiai depozíció, esetleg litográfia, azonban a maig legelterjedtebb módszer a fókuszált ionsugaras (*focused ion beam*, FIB) megmunkálás. A technika lényege, hogy a kétsugaras elektronmikroszkóp vákuumkamrájában a minta felszínét gallium (vagy esetenként Xe^+ , Ar^+) ionokkal bombázzuk (2.a ábra), és ezáltal atomokat lökünk ki a kristályrácsból. A nyaláb jól fókuszálható (tehát ap-

2. ábra. a) FIB-megmunkálás vázlatja. A kölcsönhatás melléktermékeit (elektronok, röntgenfotonok stb.) párhuzamos képalkotásra, illetve kiegészítő analízisre lehet használni. b–g) 3 μm átmérőjű mikrooszlop előállításának folyamata. A skála 10 μm távolságot jelöl.



ró minták előállítására alkalmas, lásd 2.b–g ábra), továbbá a megmunkálás során keletkező egyéb mellékterméket képkotásra, illetve kémiai elemzésre is használhatjuk [12].

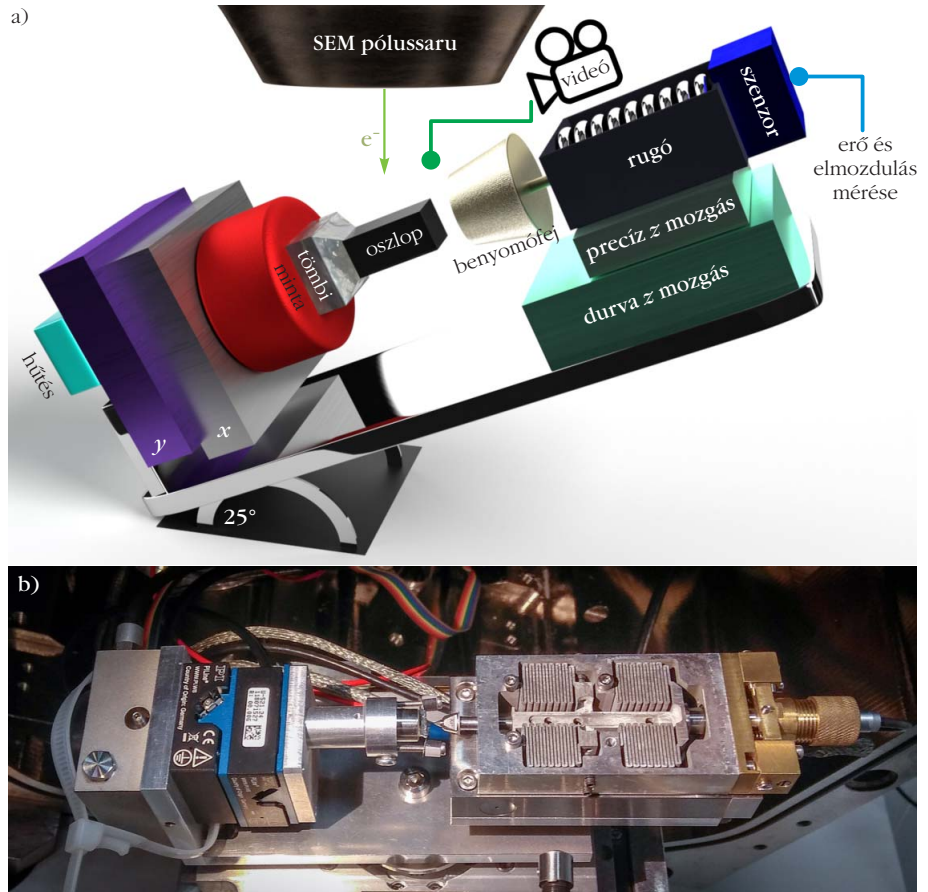
Analitikai eszközök: EBSD és HR-EBSD, 3D tomográfia

A visszaszórtelektron-diffrakciót – azaz EBSD-t – manapság a szemcseszerkezet feltérképezésére, anyagok megmunkálás utáni textúrájának analizisére, illetve eltérő fázisok azonosításra rutinszerűen használják [13]. A mérés során a minta felületét pásztázó elektronnyaláb visszaszórt elektronokat gerjeszt, amelyek a detektor felületén úgynevezett *Kikuchi* (diffrakciós) mintázatot formálnak. A mintázat a kristályrács direkt leképezéseként értelmezhető.

A nagyfelbontású EBSD (HR-EBSD) viszonylag újkeletű technika, amely lehetővé teszi a deformációs állapot részletesebb vizsgálatát a diszlokációsűrűség, továbbá a feszültség/deformáció/rácstorzulás tenzor elemein keresztül [14, 15]. A módszer az eredeti diffrakciós mintázatok keresztkorrelációs képanalizisén alapul [16]. A kiértékelés során az EBSD-térkép egyik pixelje (ami egy mérési pontnak felel meg a mintadarabon) referenciaként kerül regisztrálásra, amely ideális esetben az adott anyag megfelelő orientációjú, deformálatlan pontja. Ezen referenciához viszonyítva történik a megfelelő tenzorok kiszámítása, így a meghatározott mennyiségek skálája általában relatív. Bizonyos esetekben az abszolút skála sem kizárt – például szimulált mintázat esetében –, azonban ha a vizsgált minta egykristályos, a referencia a deformáció helyétől megfelelően távol, vagy még a deformációt megelőzően rögzíthető. Mikromechanikai kísérletek során a „nulla” állapotú referencia felvétele általában nem okoz problémát, hiszen a kísérletek során csak egy kis térfogatú részre koncentrálódik a deformáció hatása. A módszer segítségével a geometriailag szükséges diszlokációk (*geometrically necessary dislocation*, GND¹) sűrűségének területi eloszlását is vizsgálhatjuk.

Bár az EBSD tipikusan felszíni technikának számít – hiszen a visszaszórt elektronok csupán a felszín közeli ~100 nm-es mélységből jutnak vissza a detek-

¹GND: azonos előjelű diszlokációk csoportja, amely a kristályrács maradandóan elhajlott részeit egyezteteti össze.



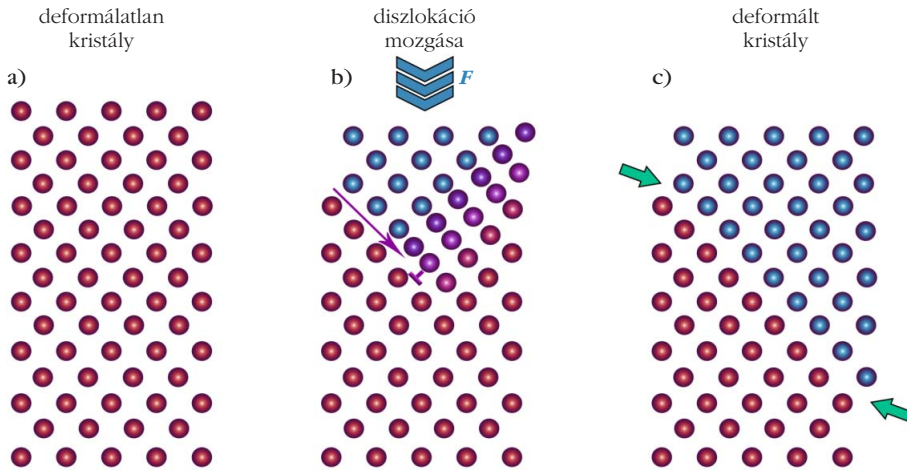
3. ábra. a) Deformációs asztal vázlatja, b) az ELTE TTK-n kifejlesztett eszköz [10].

torba –, a térképezést FIB-es szeleteléssel kombinálva az eljárás háromdimenziós tomográfikaként is alkalmazható [6]. Ebben az esetben az ionnyalábbal egy vékony réteg kerül eltávolításra, majd az újonnan preparált felszínen EBSD-mérés készül. Ezt az eljárást ismételve, néhány mikrométer nagyságú minták esetén például a szemcseszerkezet [17], de akár a GND-sűrűség is [9] nagyobb léptékben, három dimenzióban tanulmányozható.

Deformációs asztal

A precíz mozgásokat igénylő feladatok elvégzésére, valamint a mintára ható erő detektálására deformációs asztalt használunk (3. ábra). A minta megfelelő helyre történő pozicionálását követően a benyomófej mozgatásával erőt fejtünk ki az anyagra, a begyűjtött adatokból pedig a feszültség-deformáció görbét határozzuk meg.

Ilyen apró minták esetében manapság már a deformáció hatására meginduló diszlokációlavínákat is képesek vagyunk detektálni [10]. További érdekesség, hogy a deformáció sebességét igen széles ($\dot{\epsilon} \in [10^{-4}, 10^4] \text{ s}^{-1}$) tartományban tudjuk változtatni, így a deformáció sebességétől függő jelenségekre is fókuszálhatunk. Ilyen például a folyásfeszültség anomális módon történő megnövekedése extrém gyors deformáció során nanoszemcsés rézoszlopokon mérve



4. ábra. Diszlokáció mozgása a kristályban. a) A kezdetben deformálatlan kristályban külső F erő hatására megindul egy vonalhiba mozgása. b) Az extra félsík (jelen esetben egy édiszlokáció) helyét „ \perp ”, illetve mozgását lila nyíl jelöli. c) A végső állapot, amint a diszlokáció elhagyta a kristályt a felszínen keresztül. A zöld nyilak az oszlop felületén kialakuló csúszási sáv helyét jelölik.

[11]. A deformációs sebességet az alábbi módon számoljuk:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{v(t)}{L_0}, \quad (1)$$

ahol $v(t)$ a benyomófej mozgási sebessége, L_0 pedig a minta eredeti hossza.

Eredmények

Mikrooszlop „in situ” összenyomása

A HR-EBSD egyik nagy előnye, hogy *in situ* módon, a minta deformációja közben is elvégezhető. Ilyenkor a deformációt az EBSD-térképezés időtartamára szüneteltetjük (körülbelül 10–20 perc a detektor sebességétől és a vizsgált terület méretétől függően), majd az analízist követően folytatjuk a benyomófej mozgását. Korábbi vizsgálatokban csupán a minta felszínén kialakuló csúszási sávokból következtettek az aktivált csúszósíkokra, illetve a diszlokációk eloszlására, ez a módszer azonban nem ad teljes képet a minta belsejében kialakult helyzetről. A csúszási sávokból ugyanis csupán a kristályból a felszínen keresztül eltávozott diszlokációkra lehet következtetni (4. ábra).

In situ HR-EBSD mérés például réz egykristály mikrooszlop felszínén készült abból a célból, hogy az összenyomás hatására kialakuló diszlokációszerkezet vizsgálhassuk [1]. Az 5.a–b ábrák mutatják a $\sim 10 \mu\text{m}$ oldalhosszúságú mikrooszlopot összenyomás előtt és után. Az 5.c ábrán jól láthatók a felszínen kialakult csúszási sávok is. A deformációs görbén azok a pontok vannak bejelölve, ahol a benyomás szüneteltetve volt az EBSD-térképezések közben (számokkal jelzett pozíciók), ilyenkor ugyanis a feszültség valamelyest relaxálódik az anyagban, amelyet a σ érték csökkenése mutat.

A GND-sűrűség progresszív növekedését és eloszlását az 5. ábra alsó sávjában láthatjuk. A kezdeti (0) állapot csupán a HR-EBSD mérés zaját mutatja, hiszen

a minta ekkor még deformálatlan. A mintát ezt követően egy gyémántból készült, $15 \mu\text{m}$ átmérőjű lapos benyomófejjel kezdjük összenyomni. A rugalmas (1) szakaszban még nem várjuk a diszlokációk számának jelentős növekedését, amelyet a GND-sűrűség térképe is megerősít. A rugalmatlan (2) alakítási szakaszba érve (átlépvén a körülbelül $\sim 1,5\%$ -os deformációs küszöböt) azonban rögtön megnövekszik a diszlokációk száma az anyagban, illetve a minta felszínén megjelennek a csúszási sávok, ahol számos vonalhiba elhagyja a kristályrácsot. A minta mérete azon-

ban lehetővé teszi, hogy ne az összes vonalhiba tudjon távozni: az egyre növekvő számú diszlokációval az anyag belsejében cellákba rendeződik (3), amelyek jelentős módon növelik az anyag folyásfeszültségét (alakítási keményedést okoznak) egészen a maximális deformáció ($\epsilon \approx 9\%$, 4) eléréséig. Ezt követően eltávolítjuk a benyomófejet, és a mintára ható erőt ezzel megszüntetjük.

A végső állapothoz tartozó GND-sűrűségterképet az 5.c ábra felszíni képével összevetve egyértelmű, hogy – várakozásainknak megfelelően – a mintában felgyülemlő diszlokációk nem feltétlenül igazodnak a csúszási sávokhoz.

Részleges Burgers-vektor-analízis

A HR-EBSD mérések eredményeként megkapható az α diszlokációsűrűség tenzor, amelyet az alábbi módon definiálhatunk:

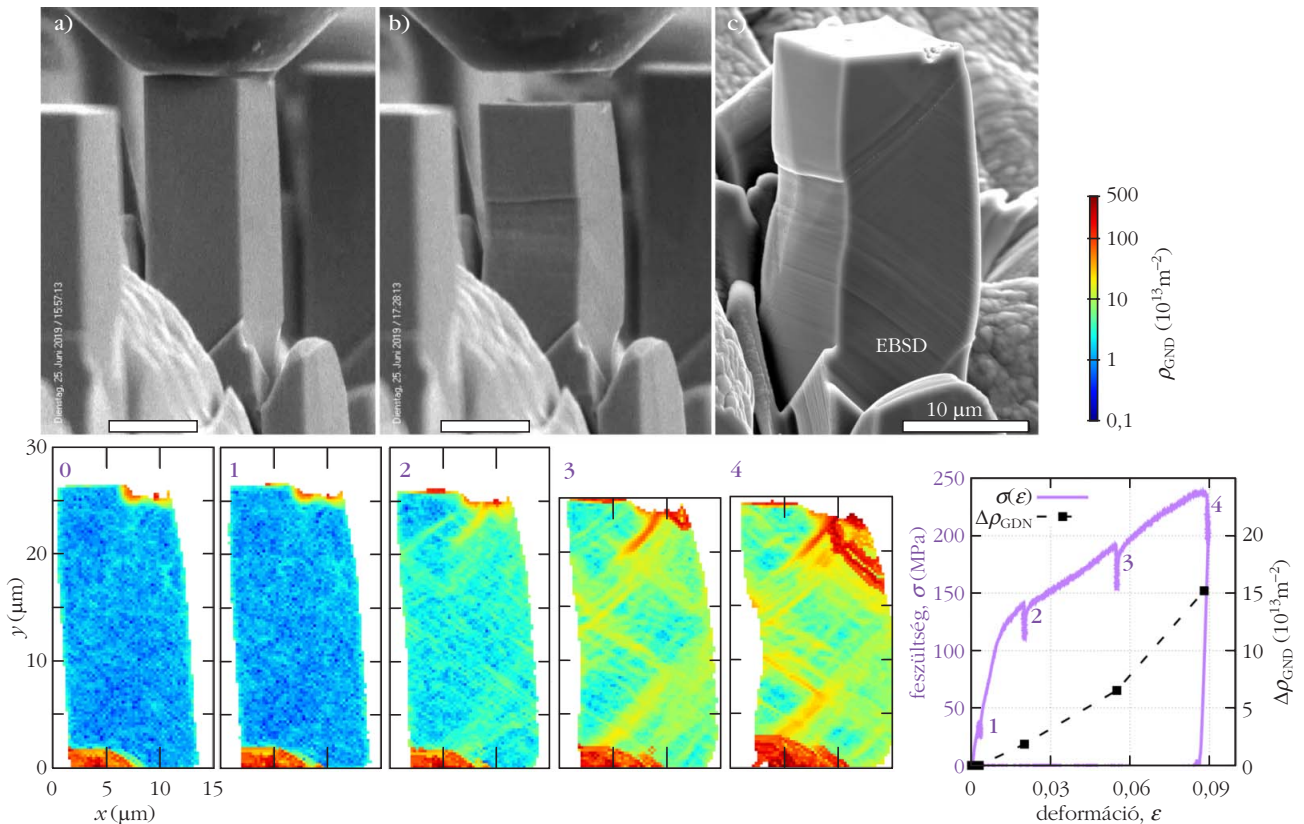
$$\alpha_{ij} = \sum_t b_i^t l_j^t \rho^t, \quad (i, j) = x, y, z, \quad (2)$$

amennyiben a t csúszási rendszerhez tartozó diszlokációkat a b^t Burgers-vektorral, illetve az l^t vonalvektorral jellemezzük. Ezen felül ρ^t a t típusú diszlokációk sűrűségét reprezentálja. Az α_{ij} tenzort a β^{rug} rugalmas disztorzió tenzor rotációjaként kapjuk:

$$\alpha_{ij} = (\nabla \times \beta^{\text{rug}})_{ij}. \quad (3)$$

A HR-EBSD mérés során a disztorziótenzort tudjuk közvetlenül meghatározni, ahonnan az α diszlokációsűrűség-tenzort a (3) képlet segítségével kaphatjuk. Mivel a mérés csupán a felszín közeli rétegről szolgáltat információt (x - y sík), a z irányú derivált nem számolható ilyen típusú mérésekből, így a diszlokációsűrűség-tenzornak csupán az utolsó oszlopát (α_{iz}) tudjuk kísérletileg meghatározni:

$$\alpha_{iz} = \delta_{y,i} \beta_{ix}^{\text{rug}} - \delta_{x,i} \beta_{iy}^{\text{rug}}, \quad i = x, y, z. \quad (4)$$



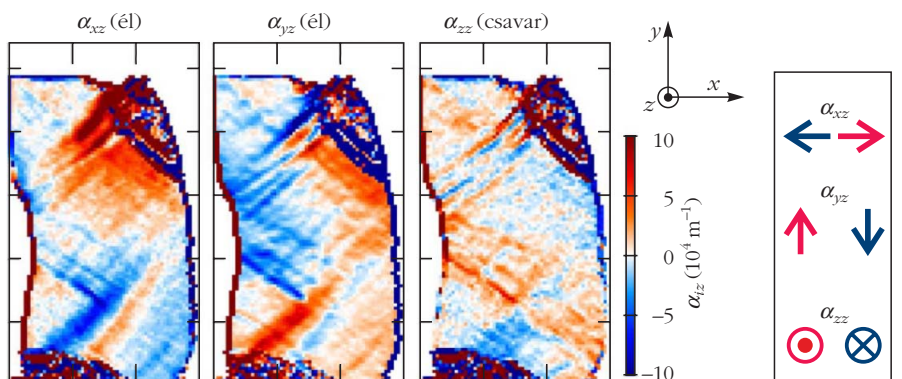
5. ábra. *In situ* HR-EBSD eredmények réz egykristály összenyomása közben. a) Mikrooszlop összenyomás előtt és b) összenyomás után. c) A mintán kialakult csúszási sávokról készült mikroszkópos felvétel. „EBSD” jelöli a térképezésre használt felületet. Az alsó sávban a színes ábrák a GND-sűrűség progresszív növekedését mutatják a feszültség-deformáció görbén számokkal jelölt pozíciókban. Minden skála 10 μm távolságot jelöl. A grafikonon a $\sigma(\epsilon)$ görbe látható lila színnel, a fekete pontok pedig az átlagos GND-sűrűség ($\Delta\rho_{\text{GND}}$) növekedését mutatják a jobb oldali y tengely alapján [1].

Az így meghatározott α_{iz} komponensek segítségével részleges Burgers-vektor-analízist végezhetünk. Az α_{iz} komponensek ugyanis azokat a GND-ket fogják megjeleníteni, amelyeknek vonalvektora rendelkezik az EBSD-térképezés felületére merőleges – azaz z irányú – komponenssel. Ekkor α_{xz} és α_{yz} éldiszlokációkat ($\mathbf{b} \perp \mathbf{D}$), α_{zz} pedig csavardiszlokációkat mutat ($\mathbf{b} \parallel \mathbf{D}$). A mikrooszlop összenyomása után készült α_{iz} térképek 6. ábrán láthatók.

Az α_{iz} térképeken jól elkülöníthetők olyan területek, ahol a diszlokációk hasonló Burgers-vektorokkal ren-

delkeznek. Olyan is előfordul, hogy a vonalhibák falakba rendeződnek. Ilyenkor a fal két oldalán ellentétes előjelű Burgers-vektorú GND-k figyelhetők meg. Az itt bemutatott eredményeket nem befolyásolta a felszínen kialakult csúszási sávok struktúrája, hiszen a deformációt követően a minta felszíne FIB-bel újra lett polírozva, ezáltal pedig beigazolódott, hogy az α_{iz} térképek valóban a mintában maradó vonalhibákat jelenítik meg. Mivel a HR-EBSD információs térfogata sokkal nagyobb (körülbelül $50 \times 150 \times 100 \text{ nm}^3$, 20 kV-os elektronnyaláb és 70° -os mintadöntés esetén) a mintában kialakuló diszlokációk átlagos távolságánál (körülbelül 45 nm , $\rho_{\text{GND}} = 5 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$ esetében, homogén eloszlást feltételezve), ezért a HR-EBSD-térkép egyetlen pontjában egyidejűleg akár több diszlokáció együttes hatását is detektáljuk. Éppen ezért különálló diszlokációkat ugyan nem tudunk megkülönböztetni (eltekintve a HR-EBSD² egy kü-

6. ábra. Részleges Burgers-vektor-analízis a maximális (4) deformációt követően. A különböző α_{iz} komponensek különféle él- és csavardiszlokációkat mutatnak. A komponensek pozitív/negatív értéke a Burgers-vektorok irányára (piros/kék) utal. A három kiszámolt komponens esetében a vonalvektor a z tengellyel párhuzamos [1].



²A módszer neve *high resolution transmission Kikuchi diffraction*, avagy HR-TKD. Ilyen esetben a laterális felbontás elérheti az 5–10 nm körüli értéket.

lönleges módjától, amikor TEM-lamellán készítünk mérést), viszont az átlagos Burgers-vektorra következtethetünk.

Az itt felsorolt eredmények alapján tehát belátható, hogy a HR-EBSD technika egy sokoldalúan használható eljárás diszlokációrendszerek kollektív viselkedésének vizsgálatára. Az módszer nem csupán fémeken, de más szilárd kristályos anyagokon (például félvezetők, ásványok, de akár még jég esetében is) hatékonyan elvégezhető, amennyiben képesek vagyunk diffrakciós mintázatokat gyűjteni az adott anyag felszínéről. HR-EBSD mérést bármelyik EBSD-kamerával felszerelt elektronmikroszkópon végezhetünk, manapság pedig a módszert a TEM-es kutatásokban is kezdik megvalósítani (lehetővé téve ezzel a nanoskálán történő deformáció feltérképezését). Mikromechanikai mérés esetében a minta típusa nem korlátozódik kristályos anyagokra: amorf szerkezetű (például üveg) minták éppolyan jól vizsgálhatók a deformációra adott viselkedésük alapján, mint különféle kompozitok vagy polimerek.

Irodalom

1. K. Zoller, S. Kalácska, P. D. Ispánovity, K. Schulz: Microstructure evolution of compressed micropillars investigated by in situ HR-EBSD analysis and dislocation density simulations. *Compt. Rend. Phys. Spec. Iss. Plasticity & Solid State Physics* (2021) 1–27., doi: 10.5802/crphys.55
2. S. Kalácska, I. Groma, A. Borbély, P.D. Ispánovity: Comparison of the dislocation density obtained by HR-EBSD and X-ray profile analysis. *Appl. Phys. Lett.* 110/9 (2017) 091912., doi: 10.1063/1.4977569
3. S. Lipcei, S. Kalácska, P. D. Ispánovity, J. L. Lábár, Z. Dankházi, I. Groma: Statistical analysis of dislocation cells in uniaxially deformed copper single crystals. *ArXiv Preprint* (2022) doi: 10.48550/arXiv.2207.10516
4. H. Mughrabi: Revisiting “Steady-State” Monotonic and Cyclic Deformation: Emphasizing the Quasi-Stationary State of Deformation. *Metall. and Mat. Trans. A* 51 (2020) 1441–1456., doi: 10.1007/s11661-019-05618-x
5. M. D. Uchic, D. M. Dimiduk, J. N. Florando, W. D. Nix: Sample Dimensions Influence Strength and Crystal Plasticity. *Science* 305/5686 (2004) 986–989., doi: 10.1126/science.1098993
6. S. Kalácska, Z. Dankházi, G. Zilahi, X. Maeder, J. Michler, P. D. Ispánovity, I. Groma: Investigation of geometrically necessary dislocation structures in compressed Cu micropillars by 3-dimensional HR-EBSD. *Mat. Sci. Eng. A* 770 (2020) 138499., doi: 10.1016/j.msea.2019.138499
7. A. Vida, J. Lábár, Z. Dankházi, Z. Maksa, D. Molnár, L. K. Varga, S. Kalácska, M. Windisch, G. Huhn, N. Q. Chinh: A Sequence of Phase Transformations and Phases in NiCoFeCrGa High Entropy Alloy. *Materials* 14/5 (2021) 1076., doi: 10.3390/ma14051076
8. N. M. D. Ventura, S. Kalácska, D. Casari, T. E. J. Edwards, A. Sharma, J. Michler, R. Logé, X. Maeder: 10–12 twinning mechanism during in situ micro-tensile loading of pure Mg: Role of basal slip and twin-twin interactions. *Materials & Design* 197 (2021) 109206., doi: 10.1016/j.matdes.2020.109206
9. S. Kalácska, J. Ast, P. D. Ispánovity, J. Michler, X. Maeder: 3D HR-EBSD characterization of the plastic zone around crack tips in tungsten single crystals at the micron scale. *Acta Materialia* 200 (2020) 211–222., doi: 10.1016/j.actamat.2020.09.009
10. P. D. Ispánovity, D. Ugi, G. Péterffy, M. Knappek, S. Kalácska, D. Tüzes, Z. Dankházi, K. Máthis, F. Chmelík, I. Groma: Dislocation avalanches are like earthquakes on the micron scale. *Nature Communications* 13/1 (2022) 1957., doi: 10.1038/s41467-022-29044-7
11. R. Ramachandramoorthy, S. Kalácska, et al.: Anomalous high strain rate compressive behavior of additively manufactured copper micropillars. *Appl. Mat. Today* 27 (2021) 101415., doi: 10.1016/j.apmt.2022.101415
12. Havancsák K., Baris A., Kalácska S.: Az ELTE TTK Kétsugaras Páztázó Elektronmikroszkópja. *Archeometriai Műhely X/2* (2013) 95–102.
13. K. Havancsák, S. Kalácska, A. Baris, Z. Dankházi, G. Varga: Visszaszórtelektron-diffrakciós vizsgálatok az Eötvös Loránd Tudományegyetemen – 1. rész. *Fizikai Szemle* 64/6 (2014) 191–196.
14. A. J. Wilkinson, D. Randman: Determination of elastic strain fields and geometrically necessary dislocation distributions near nanoindents using electron back scatter diffraction. *Phil. Mag.* 90 (2010) 1159–1177., doi: 10.1080/14786430903304145
15. J. Jiang, T. B. Britton, A. J. Wilkinson: Measurement of geometrically necessary dislocation density with high resolution electron backscatter diffraction: Effects of detector binning and step size. *Ultramicroscopy* 125 (2013) 1–9., doi: 10.1016/j.ultramicro.2012.11.003
16. Kalácska, S.: Experimental investigation of plastic deformation induced dislocation systems. *PhD Disszertáció* (2017).
17. S. P. Tsai, P. J. Konijnenberg, I. Gonzalez, S. Hartke, T. A. Griffiths, M. Herbig, K. Kawano-Miyata, A. Taniyama, N. Sano, S. Zaeferrer: Development of a new, fully automated system for electron backscatter diffraction (EBSD)-based large volume three-dimensional microstructure mapping using serial sectioning by mechanical polishing, and its application to the analysis of special boundaries in 316L stainless steel. *Review of Scientific Instruments* 93 (2022) 093707., doi: 10.1063/5.0087945