

A diszlokációeloszlás becslése a minta középpontjában 1050-es alumíniumötvözet esetén

Estimation of Dislocation Distribution at Mid Thickness for 1050 Al

Purnima Chakravarty,^{1,2} Pál Gyula,^{1,2} Bátorfi János Gy.,^{1,2} Jurij J. Sidor¹

¹ Savaria Műszaki Intézet, Informatikai Kar, Eötvös Loránd Tudományegyetem, Szombathely, Magyarország; pc@inf.elte.hu (P.C.), pg@inf.elte.hu (P. Gy.), bj@inf.elte.hu (B. J. Gy.), js@inf.elte.hu (J.S)

² Fizika Doktori Iskola, Természettudományi Kar, Eötvös Loránd Tudományegyetem (ELTE), Budapest, Magyarország

Abstract

The current study reports three different techniques to estimate the distribution of dislocation density at the mid thickness of 1050 Al alloy. It is well known that the strain distribution is inhomogeneous through the thickness of rolled materials, which affects the evolution of dislocation density during the process of deformation. In this study, the number of dislocations is calculated experimentally using indentation technique in 46.8% cold rolled 1050 Al sheet and the result verified by two numerical methods.

Keywords: *dislocation density, microhardness, numerical models.*

Összefoglalás

Ezen tanulmány három különböző módszert mutat be 1050-es alumíniumötvözet esetében a minta középvonalában lévő diszlokációk sűrűségének a becsléséhez. Jól ismert az a tény, miszerint hengerelt anyagoknál a deformáció inhomogén módon alakul a keresztmetszet mentén, ami hatással van a diszlokációsűrűség változására a deformáció folyamán. Jelen munkában a diszlokációk mennyiségét kísérleti úton számoltuk ki keménységmérés segítségével 46,8%-os deformációjú hidegen hengerelt 1050-es alumíniumötvözetben, majd az eredményt kétféle numerikus módszerrel igazoltuk.

Kulcsszavak: *diszlokációsűrűség, mikrokeménység, numerikus modellek.*

1. Bevezetés

Az alumíniumötvözetek nagy szilárdság-súly aránnyal rendelkeznek, emiatt elterjedten használják azokat szerkezeti anyagként a repüléstechnikában, gyártásban, szállítmányozásban és a mobilkommunikációban, így téve lehetővé olyan termékek létrehozását, amik kis üzemanyag-fogyasztással és környezeti behatással rendelkeznek. Azonban a legnagyobb mennyiségű alumíniumot lemeztermékek formájában hasznosítják, amelyek számos hengerlési lépésen mennek keresztül [1]. Jól ismert, hogy a képlékeny alakváltozás növeli a lineáris rácshibák mennyiségét

az anyagban, így növelve a végtermék alakítási keménységét [1, 2]. A különféle alakváltozási technológiák hatására bekövetkező alakítási keményedés hatékony tanulmányozása érdekében fontos megbecsülni az anyagban belüli diszlokációsűrűséget (ρ) [2]. Másfelől viszont mikroszinten a deformációs mechanizmus inhomogén, ami heterogén diszlokációsűrűség-eloszlást okoz az anyagban belül [3]. Az inhomogén feszültségeloszlás a keresztmetszet mentén a vizsgált terület alakítási keményedését okozhatja [1–3], ami fontossá teszi a diszlokációeloszlás kiterjesztését a teljes keresztmetszetre.

A jelen tanulmányban a minta középvastagságában lévő diszlokációsűrűség számításához egy kísérleti módszert, az indentációs technikát, valamint két numerikus modellt, a Kubin–Estrin-(K–E) és a módosított K–E-modellt alkalmaztuk. Az indentációs technika alkalmazásakor a diszlokációsűrűség az anyag keménységéből számítható [4–5], az alábbi összefüggés felhasználásával:

$$\rho = \frac{1}{\alpha^3} \left(\frac{H_V}{3,06 M G b} \right)^2 \quad (1)$$

Az egyenletben (1), H_V jelöli a Vickers-keménységet, M a Taylor-faktort, G a nyírási modulust, b a Burgers-vektort és α a geometriai állandót.

Több modellezési módszer is létezik a diszlokációsűrűség számításához. Például a K–E-modellben a ρ teljes diszlokációsűrűséget a ρ_f álló és a ρ_m mozgó diszlokációsűrűségek összegeként vizsgálják. Mindkét tényező (ρ_f és ρ_m) az alkalmazott fajlagos nyúlás (ε) változó-függvényei [6]:

$$\frac{d\rho_m}{d\varepsilon} = C_1 - C_2\rho_m - C_3\rho_f^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

$$\frac{d\rho_f}{d\varepsilon} = C_2\rho_m + C_3\rho_f^{\frac{1}{2}} - C_4\rho_f \quad (3)$$

A (2) és (3) egyenletekben a C_1 és C_2 együtthatók jelentik a mobil diszlokációk sokszorozódását és elakadását, mivel az álló diszlokációkkal történő kölcsönhatás miatti lerögzítést a C_3 -paraméter jelképezi. A C_4 -paraméter a dinamikus megújulási tényező.

A K–E-modellt Csanádi és társai tovább egyszerűsítették azzal, hogy az álló- és mozgódiszlokációsűrűségeket összevonták, így csökkentve a modellparamétereket. A módosított K–E-modell az alábbi módon adható meg [7]:

$$\rho(\varepsilon) = \frac{2C_1}{C_4} - \left(\frac{2C_1}{C_4} - \rho_0 \right) \left(1 + \frac{C_4\varepsilon}{2} \right) \exp(-C_4\varepsilon) \quad (4)$$

Alumíniumötvözetek esetén az alábbi paraméterek érvényesek: $C_1 = 2,33 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ és $C_4 = 1,15$ [8].

A jelen kutatás célja a 46,8%-osan deformált 1050-es alumíniumlemez magjában összegyűlt diszlokációk mennyiségi karakterisztikájának a tanulmányozása, az előzőekben említett módszerek felhasználásával. Geometriailag a lemez magjának a közepes vastagság számít. A kapott eredményeket összehasonlítottuk, hogy így tanulmányozzuk az adott módszerek hatékonyságát 1050-es alumíniumötvözet esetén.

2. Anyag és módszer

A mostani vizsgálathoz az 1050-es alumíniumot választottuk kis ötvözőtartalma miatt (99,7% Al), ami így egy épp megfelelő alaprendszert szolgáltat az alumíniumötvözetek diszlokációsűrűségének a vizsgálatához. A vastagságcsökkentést laboratóriumi hengerművel végeztük, 150 mm hengertérővel. 46,8%-os vastagságcsökkentést alkalmaztunk egy lépcsőben, kenés nélküli szimmetrikus hengerléssel. A hideghengerlés előtt a mintát 550 °C-on hőkezeltük, hogy csökkentsük a gyártáskori termomechanikus folyamatok (TMP) hatását.

A hengerelt mintákat mechanikusan csiszoltuk, majd 1 és 3 μm gyémántrészecskéket tartalmazó Struers® DiaDuo szuszpenziókkal políroztuk. A keménységvizsgálatot Zwick/Roell® ZHV μ típusú Vickers mikrokeménység-mérővel végeztük. A mintát a transzverzális irányú síkjában (TD) vizsgáltuk, gyémánt formájú benyomódást okozva a vizsgált felületen, így mérve a keménységet.

A hengerlés után a minta végső vastagsága 1044,50 μm lett, ebből következően a fél vastagság 522,25 μm . A jelen vizsgálatban a vizsgált rész 348 μm -tól 522,25 μm -ig terjedt, ami a hengerelt lemez középvastagságának (magjának) tekinthető. A benyomatok készítésekor odafigyeltünk, hogy a vizsgált pontoknál a benyomódásokkor létrejövő deformációs övezetek ne érjenek egymásba.

3. Eredmények

3.1. Keménységmérési technikák

A vizsgált területen, a polírozott felületen keménységmérést végeztünk, 10 gf és 500 gf közötti terhelést alkalmazva. Továbbá a teljes diszlokációsűrűség számításához a nagy szórást mutató keménységértékeket elhanyagoltuk, hogy a keménység függését a terheléstől (ISE) kiküszöböljük, aminek hatására nagyobb keménység mérhető kis terhelés esetén [9]. A jelenlegi vizsgálathoz a 200 gf és 500 gf közötti terhelésekhez tartozó értékeket vettük figyelembe, amelyek az ISE-görbe telítési szakaszára esnek [4].

Az 1. összefüggésben szereplő α geometriai tényező értékét általában nagy alakváltozási tartományban állandó értékűnek feltételezik, azonban a diszlokációsűrűség pontosabb meghatározásához a következő, pontosabb összefüggést alkalmaztuk [4]:

$$\alpha \cong \frac{(1 - 0,5\nu)}{4\pi(1 - \nu)} \ln \left(\frac{\rho^{-0,5}}{b} \right) \quad (5)$$

ahol $\nu = 0,35$ az Al-ra jellemző Poisson-tényező.

Az α tényező értékét az (5) összefüggés felhasználásával határoztuk meg, úgy, hogy az összefüggésben szereplő ρ értékét a különböző ε alakváltozásokhoz a 4. összefüggésből számítottuk ki. A közelítő számítással meghatározott $\rho(\varepsilon)$ értékekhez tartozó α paramétert a vastagságredukció széles tartományához az **1. ábra** tartalmazza. Az α alakváltozástól való függéséből megállapítottuk, hogy a geometriai paraméter értéke a redukció növelésével 0,5-ös érték körül telítődést mutat. Az α értéke 0,63 valódi alakváltozással deformált minta esetén 0,5756, amint az az **1. ábrán** látható.

Az M Taylor tényező (**1. táblázat**) meghatározása visszaszórtelektron-diffrakcióval (EBSD) meghatározott textúratérkép alapján történt. A b Burgers-vektor és G csúsztató rugalmassági modulus értéke alumíniumötvözetek esetén 0,2865 nm, illetve 26 GPa. Az (1) összefüggéssel meghatározott diszlokációsűrűség értéke $1,7 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$, a számítás részleteit az **1. táblázat** tartalmazza.

3.2. Numerikus modellek

A Kubin és Estrin által kidolgozott numerikus közelítésben [6] szereplő C_1 , C_2 , C_3 és C_4 modell paraméterek értékei alumíniumötvözetekre: $C_1 = 2,33 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$, $C_2 = 1,1$, $C_3 = 4 \times 10^5 \text{ 1/m}$, $C_4 = 1,2$ [8]. Az alumíniumötvözetekre K-E- és módosított K-E-modellekkel számított diszlokációsűrűség-értékeket a (2)–(4). összefüggésekkel számolva a **2. ábrán** tartalmazza.

A **2. ábra** elemzésével nyilvánvalóvá vált, hogy a K-E- és a módosított K-E-összefüggésekkel számított $\rho(\varepsilon)$ értékek közel megegyeznek, továbbá a K-E-modell alkalmazásával az álló és a mozgó diszlokációk értéke is meghatározható. A teljes diszlokációsűrűség értékét az alakváltozások széles tartományában főként a mozgó diszlokációk száma határozza meg, mint az a **2. ábrán** látható. Hasonlóan igaz az $\varepsilon = 0,63$ vizsgált alakváltozásra is.

A három különböző technikából számolt diszlokációsűrűségek a **2. táblázat**ban láthatók.

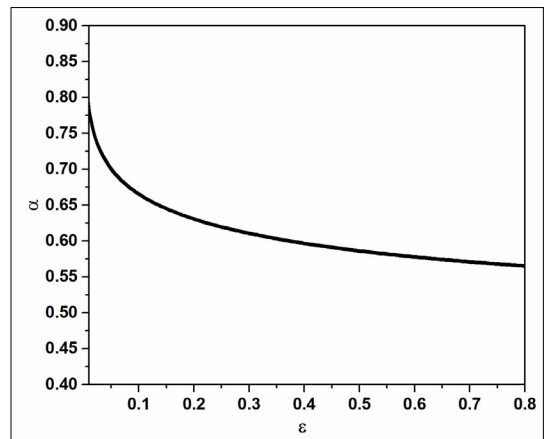
A **2. táblázat** megmutatja, hogy mind a K-E-, mind a módosított K-E-modellből számolt diszlokációsűrűség értéke teljesen megegyezik a 46,8%-ban deformált 1050 Al-lemez középvezetékénél, azonban a mért érték kissé nagyobb, mint a modellekkel előre jelzett érték. Ez az eltérés magyarázható további fázisok jelenlétével a vizsgált alumíniumanyagban, ami befolyásolja az anyag keményedését is, ezért a vizsgált ötvözet keményége valamivel nagyobb a szinalumíniumhoz viszonyítva. Másik ok lehet, amiért a numerikus kö-

1. táblázat. A keménységmérési adatokból számított diszlokációsűrűség-érték

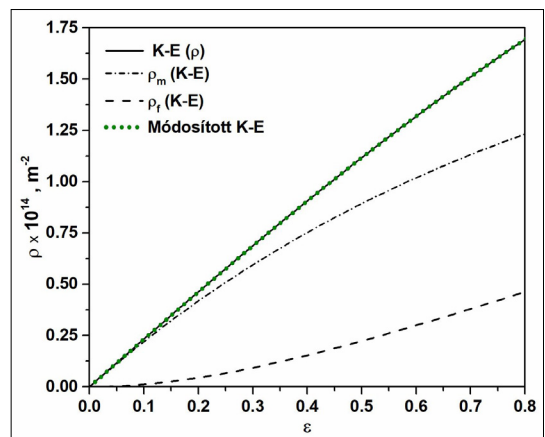
ε	α	M	Átlagos HV (Pa)	$\rho \text{ (m}^{-2}\text{)}$
0,63	0,5756	3,16	$4,11 \times 10^8$	$1,7 \times 10^{14} \pm 0,06$

2. táblázat. Három különböző technikával számított diszlokációsűrűség-értékek ($\rho \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$)

ε	Keménységmérés	K-E	Módosított K-E
0,63	$1,7 \pm 0,06$	1,4	1,4



1. ábra. Alakváltozástól az 5. összefüggéssel meghatározott α értékek



2. ábra. A K-E- [6] és módosított K-E-modellel [7] számított diszlokációsűrűségek növekedése az alakváltozások egy tartományában

zelítések értéke valamivel kisebb a mértnél, hogy a diszlokáció között komplex kölcsönhatások alakulnak ki, ami az alkalmazott modellel nem vehető teljességgel figyelembe.

4. Következtetések

A jelen vizsgálat világosan megmutatja, hogy a mikrokeménységmérési módszer képes megfelelő értékeket szolgáltatni a diszlokációsűrűség-értékre, ami a plasztikus deformáció következtében kialakul. Az Al 1050 anyagra a becsült diszlokációsűrűség-érték jó egyezést mutat az elméleti úton meghatározott értékkel. A keménységmérési technika lehetővé teszi a diszlokációsűrűség eloszlásának vizsgálatát a deformált anyag vastagsága mentén.

A Kubin–Estrin-modell jó közelítést ad a mozgó és az álló diszlokációk értékére, amelyek különböző deformációkhoz tartozó keményedésekért felelősek. Másik oldalról, a módosított K–E-modell egy egyszerű és hatékony közelítés a diszlokációsűrűségre. Megmutattuk, hogy az alkalmazott modellezési technikák alulbecsülik a diszlokációk sűrűségét, valószínűleg a diszlokációk közötti kölcsönhatások komplexitása miatt, amiket ezekkel a numerikus közelítésekkel nem lehet figyelembe venni.

Köszönetnyilvánítás

A bemutatott kutatás a TKP2021-NVA-29. számú projekt részeként az Innovációs és Technológiai Minisztérium Nemzeti Kutatási Fejlesztési és Innovációs Alapból nyújtott támogatással, a TKP2021-NVA pályázati program finanszírozásában valósult meg.

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Humphreys F. J., Humphreys F. J., Rohrer G. S., Rollett A. D., Rollett A. D.: *Recrystallization and related annealing phenomena*, Third edition. Amsterdam Oxford Cambridge, MA: Elsevier, 2017.
- [2] Callister W. D., Callister W. D.: *Fundamentals of materials science and engineering: an interactive text*. New York: Wiley, 2001.
- [3] Csontos A. A., Starke E. A.: *The effect of inhomogeneous plastic deformation on the ductility and fracture behavior of age hardenable aluminium alloys*. International Journal of Plasticity, 21/6. (2005) 1097–1118.
<https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2004.03.003>
- [4] Sidor J. J., Chakravarty P., Bátorfi J. Gy., Nagy P., Xie Q., Gubicza J.: *Assessment of Dislocation Density by Various Techniques in Cold Rolled 1050 Aluminum Alloy*. Metals, 11/10. (2021) 1571.
<https://doi.org/10.3390/met11101571>
- [5] Taheri M., Weiland H., Rollett A.: *A method of measuring stored energy macroscopically using statistically stored dislocations in commercial purity aluminum*. Metallurgical and Materials Transactions A, 37/1. (2006) 19–25.
<https://doi.org/10.1007/s11661-006-0148-1>
- [6] Kubin L. P., Estrin Y.: *Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin-Le Châtelier effect*. Acta Metallurgica et Materialia, 38/5. (1990) 697–708.
[https://doi.org/10.1016/0956-7151\(90\)90021-8](https://doi.org/10.1016/0956-7151(90)90021-8)
- [7] 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, 59/6. (2011) 2385–2391.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.12.034>
- [8] Csanádi T., Chinh N. Q., Gubicza J., Vörös G., Langdon T. G.: *Characterization of stress–strain relationships in Al over a wide range of testing temperatures*. International Journal of Plasticity, 54. (2014) 178–192.
<https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2013.08.014>
- [9] Nix W. D., Gao H.: *Indentation size effects in crystalline materials: A law for strain gradient plasticity*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 46/3. (1998) 411–425.
[https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(97\)00086-0](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(97)00086-0)