

Integrált áramköri alkalmazásra szánt Cu-Mn vékonyrétegek mikroszerkezete és mechanikai tulajdonságai

Az integrált áramköri kontaktus és összekötővezeték-alkalmazásokban is perspektivikus Cu-20 at% Mn-ötvözet vékonyréteg-szerkezete és mechanikai tulajdonságai közötti összefüggéseket vizsgáltuk transzmissziós elektronmikroszkópia és nanoindentációs mérések segítségével. A DC magnetron porlasztással előállított réteg oszlopszerű, ~15 nm átmérőjű, a hordozóra merőleges Cu(Mn) szilárdoldat szemcsékből áll, melyek szemcsehatárán amorf Cu-Mn található. A nanoindentációs benyomat helyén az oszlopok töredezetté váltak, bennük számos síkhiba látható. Meghatároztuk a réteg mechanikai tulajdonságait: a réteg keménysége 12,6 GPa, Young-modulusza 99 GPa, rugalmas regenerációjának mértéke 51%. A két fő szilárdságnövelő mechanizmusnak a Frank-Read-források nehezített működését és a Hall-Petch-effektust találtuk.

1. Bevezetés

Az egyre nagyobb teljesítményű mikroelektronikai eszközök fejlesztése a gyártási technológia területén is jelentős újításokat követel. Az integrált áramkörök esetében a fejlesztés egyik fő problémája az egyre kisebbé váló (a modern áramkörökben 20 nm körüli) áramköri elemek vezetékvezésének megoldása. A vezetékeket a félvezető- és szigetelő elemektől egy ún. barrier réteg választja el, ami megakadályozza a vezetékek anyagának diffúzióját a környező egységekbe. A hagyományos eljárás során Ta/TaN barrier alkalmaznak, azonban ennek vastagságát nem lehet a kisebb vonalszélességek eléréséhez szükséges 5 nm alá csökkenteni. Újfajta barrier kialakítására az ún. önszerveződő rétegek alkalmazása

adhatna lehetőséget. Az önszerveződő barrier alapötlete, hogy a vezeték anyagát egy erős oxidképző elemmel ötvözik, amely az előállítás során (pl. hőkezelés hatására) a vezeték/dielektrikum határfelületre kiválva diffúzióigátló határfelületi réteget képezne [1]. A korábbi kutatások alapján a Mn ígéretes ötvözőnek bizonyult és számos kutatás vizsgálta a barrier képződést SiO₂ felületén [1, 2].

Az alkalmazások szempontjából fontosak a Cu-Mn vékonyréteg-rendszer mechanikai tulajdonságai is. A mikroelektronikában alkalmazott rétegeknek komoly mechanikai követelményeknek kell megfelelniük. Mind a réteg, mind a réteg-hordozó kapcsolata a gyártás során dinamikus és koptató igénybevételnek van kitéve. Az eszközök működése során pedig a feszültség okozta üregek képződés az

egyik fő tönkremeneteli forma [3]. Az irodalomban a Cu-Mn vékonyréteg-rendszerrel kevés mechanikai vizsgálat található. Megvizsgálták azonban a Cu-Mn réteg hordozóhoz történő tapadását [1, 4]. A tiszta Cu könnyen leválik a SiO₂-ről, ugyanezt tapasztalták az egyszerűen felvitt Cu-Mn rétegek esetén is. A barrier kialakulása után azonban a tapadás nagymértékben megjavult. A kiváló tapadás magyarázata, hogy a létrejövő alrétegek nem rendelkeznek éles határfelülettel, valamint a barrier kialakulása során kémiai (kovalens) kötések jönnek létre a határfelületeken keresztül.

A Cu-Mn ötvözet kontaktus anyagként való alkalmazhatóságának megismeréséhez, valamint a megfelelő előállítási paraméterek meghatározásához fontos lehet az egész anyagrendszert alaposabban feltérképezni. Ennek terén még hiányosságok vannak az irodalomban: a Cu-Mn ötvözet vékonyrétegek mechanikai tulajdonságai, illetve a mikroszerkezet hatása a mechanikai tulajdonságokra a teljes összetételskálán még felderítetlen terület. Jelen cikkben, egy kísérletsorozat első részeként 20 at% Mn-tartalmú Cu-Mn vékonyréteg mechanikai tulajdonságait vizsgáljuk, külön figyelmet fordítva a szilárdságnövelésben szerepet játszó mechanizmusok megismerésére.

2. Alkalmazott anyagok és kísérleti módszerek

A Cu-Mn vékonyrétegeket egyenáramú (DC) magnetronos porlasztással növesztettük ultranagy vákuumú berendezésben. A háttérvákuum $1 \cdot 10^{-5}$ Pa volt, porlasztógázként Ar-gázt használtunk $2 \cdot 10^{-1}$ Pa nyomáson. A kétkomponensű rétegekhez a két targetet (99,999% tisztaságú Cu és 99,95% tisztaságú Mn) külön magnetron forrásba helyeztük.

Hajagos-Nagy Klára 2013-ban szerezte meg MSc-diplomáját a BME Gépészmérnöki Karán. Jelenleg az Anyagtudomány és Technológia Tanszék doktorandusz hallgatója, kutatását az MTA Energiatudományi Kutatóközpont Vékonyréteg-fizika osztályán végzi. Kutatásaiban ötvözet vékonyrétegek mikroszerkezetét, mechanikai és elektromos tulajdonságait vizsgálja.

Misják Fanni fizikusként szerzett MSc-diplomát az Eötvös Loránd Tudományegyetemen, majd 2010-ben az ELTE Fizika Doktori Iskolájában PhD-fokozatot kapott. Jelenleg az MTA Energiatudományi Kutatóközpont tudományos munkatársa. Fő kutatási területe az ötvözet vékonyrétegek kialakulási mechanizmusainak vizsgálata az előállítási paraméterek függvényében és a szerkezet-fizikai tulajdonságok közötti kapcsolatok feltárása. Intenzíven alkalmazza az elektronmikroszkópia nyújtotta lehetőségeket mind a vékonyréteges, mind más anyagtudományi problémák megoldását célzó kutatásokban.

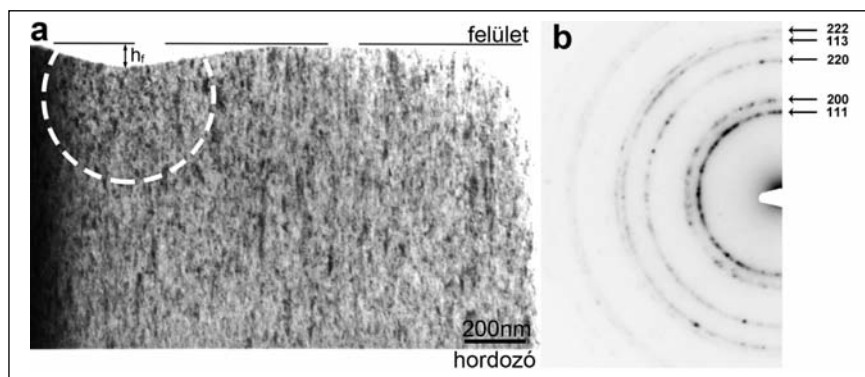
A hordozó Si egykristályon lévő termikus SiO₂ volt. A rétegek kívánt összetételét a két komponens növekedési sebességének szabályozásával értük el, ami a gyakorlatban a magnetronok teljesítményének megfelelő beállítását jelentette [5]. A vizsgálendő 20 at% Mn-tartalmú rétegen kívül két referenciaréteget készítettünk: 100 at% Cu- és 100 at% Mn-tartalommal. Minden réteget szobahőmérsékleten növesztettünk, és vastagságuk egységesen ~1 μm volt. A rétegek növekedési sebességét ~0,3-0,4 nm/s-nak választottuk.

A rétegek mechanikai tulajdonságait nanoindentációs méréssel vizsgáltuk. A fel-leterhelési görbékét Berkovich-indentorral vettük fel Micro Materials Nanotest 600 típusú berendezésen az ELTE TTK Anyagfizika Tanszéken. A kapott benyomódás (h) – terhelőerő (P) görbékből a keménység és a rugalmassági modulus meghatározását az Oliver–Pharr módszer [6] alapján végeztük. A hordozóhatás kiküszöbölésére a maximális benyomódást a rétegvastagság tizedére korlátoztuk [7]. A terhelőerő 10–2500 μN tartományban mozgott, a terhelési sebesség ~5–10 nm/s volt. Minden mintán 50, egymástól 1 μm távolságra elhelyezkedő pontban történt mérés. Eredményként a mérési pontokra egyesével kiszámolt értékek számtani középértékét fogadtuk el.

A Cu-Mn rétegek mikroszerkezetének vizsgálatát transzmissziós elektronmikroszkópia (TEM) segítségével végeztük. Az itt bemutatott mikroszkópos és diffrakciós vizsgálatok egy 200 keV-on működő Philips CM-20 és egy 300 keV-on működő JEOL-3010 elektronmikroszkóppal történtek. Az indentációs benyomat környezetének szerkezetét bemutató metszetek fókuszált ionnyaláb (FIB) technika alkalmazásával készültek [8]. A határolt területű diffrakciós felvételeket a Process Diffraction [9] programmal értékeltük ki.

3. Eredmények és kiértékelésük

Az 1a ábrán a 20 at% Mn-tartalmú réteg keresztmetszeti



■ 1. ábra. A 20 at% Mn-tartalmú minta és az indentációs benyomat keresztmetszete. a) világos látóterű átnézeti kép, b) a réteg diffrakciója

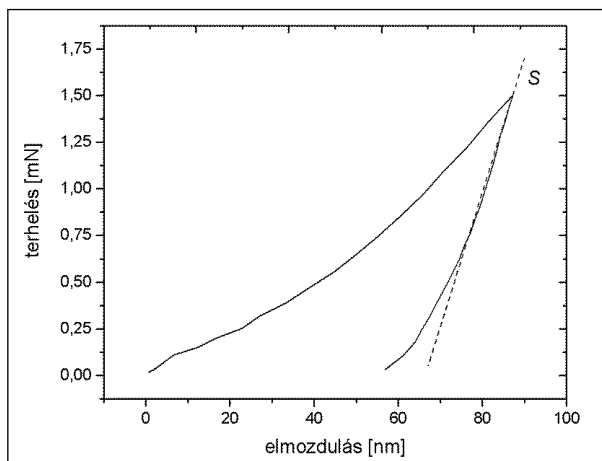
TEM-képe látható. A felvétel egy FIB-technikával kivágott lamelláról készült, a vágás egy indentációs benyomat középső síkjában történt a hordozóra merőlegesen. Megfigyelhető a benyomat geometriája: a benyomat két oldalégyenes a terhelés irányával ~65°- és ~77°-os szöget zár be, ami megfelel a Berkovich-indentor alakjának. A képen a hordozóra merőlegesen növekedő oszlopszerű szemcséket figyelhetünk meg. A szemcsék mérete: 100-150 nm hosszú oszlopok, átmérőjük ~15 nm. A rétegvastagságnál jelentősen rövidebb szemcsék jelenléte arra utal, hogy a szemcsék növekedését egy a felületükön képződő záróréteg akadályozta és ennek felületén új oszlopos szemcsék kezdtek növekedni. Ez a jelenség az ismételt magképződés, amely egy kisebbségi második fázis kialakulásának tulajdonítható [10]. A második fázis a szemcsék felületén helyezkedik el, korábbi munkánk során amorf Cu-Mn-ként azonosítottuk [5]. Az 1a ábrán az osz-

lophatárok világos kontrasztja sejteti a szemcsehatárokon lévő amorf fázis jelenlétét. Az 1b ábrán a réteg diffrakciója látható, a diffrakciós maximumok az fkk kristályszerkezetre jellemzőek.

A benyomat alatti területet vizsgálva a deformáció nyoma az oszlopszerkezetben mintegy 0,4 μm mélységig figyelhető meg (az 1a ábrán szaggatott vonallal körbevett terület). Ebben a térfogatban az oszlopok összetöredeztek. A deformált térfogat a rétegvastagság felső 2/5 részét öleli fel, így hordozóhatással a keménységmérések kiértékelésekor nem kell számolnunk.

A rétegen végzett nanoindentációs mérések egy tipikus erő-elmozdulás ($P(h)$) görbéje látható a 2. ábrán. A felterhelési szakaszban rugalmas és képlékeny alakváltozás megy végbe, a két tartomány határa nem jelölhető ki. A leterhelési szakaszban az anyag rugalmasan relaxál, szaggatott vonal jelöli a kezdeti meredekséget, melynek segítségével a rugalmassági modulus számítható.

Az 1. táblázatban összehasonlíthatjuk a 20 at% Mn-réteg és a két referencia réteg (Cu és Mn) mechanikai tulajdonságait: a rétegek erő-elmozdulás $P(h)$ görbéiből számított keménység (H), rugalmassági modulus (E), H/E hányados és rugalmas regeneráció ($\epsilon_{\text{rug}} / \epsilon_{\text{képl}}$) értékeit. A Cu-réteg keménysége (4,1 GPa) jó egyezést mutat az irodalomban található hasonló vastagságú Cu-rétegen mért 3,8 GPa-os értékkel [11]. 20 at% Mn-tartalomnál a ke-



■ 2. ábra. A 20 at% Mn-tartalmú minta erő-elmozdulás diagramja

ménység a Cu értékéhez képest háromszorosára nő (12,6 GPa), ami feltételezhetően több szilárdságnövelő mechanizmus együttes eredménye. A Cu-réteg modulusa (101,7 GPa) több irodalmi adattal is megfelelő egyezést mutat [12, 13], a 20 at% Mn-tartalmú minta modulusa (99 GPa) pedig a Cu-réteg modulusának nagyságrendjébe esik. A nanoindentációs mérésekből meghatározható két gyártástechnológiai szempontból is fontos arányszám: a H/E hányados és a rugalmas regeneráció mértéke ($\varepsilon_{rug}/\varepsilon_{képl}$). A H/E hányados a réteg kopásállóságáról ad információt [14], jellemzően a 0,1 fölötti értékeket tartják megfelelőnek, ennek a 20 at% Mn-tartalmú réteg megfelel (1. táblázat). A rugalmas regeneráció mértéke közvetetten információt ad a maradó alakváltozásról, ami a gyártás során előforduló folyáshatárt meghaladó igénybevételek miatt fontos. A számított értékek alapján a 20 at% Mn-tartalmú réteg háromszoros rugalmas regenerálódásra képes a Cu-réteghöz viszonyítva (1. táblázat).

A TEM-felvételeken megfigyelt morfológiák segítségével meghatározhatjuk, mely szilárdságnövelő mechanizmusoknak tulajdonítható a 20 at% Mn ötvözéssel elért 8,5 GPa-os keménységnövekedés. Mivel ezek a mechanizmusok egymással párhuzamosan működnek, így hatásuk összegezzhető:

$$H = H_{Cu} + \sum \Delta H_i = H_{Cu} + \Delta H_{sz} + \Delta H_d + \Delta H_{F-R} + \Delta H_{2,f} \quad (1)$$

ahol H a mért keménység, H_{Cu} a Cu referenciaréteg keménysége, ΔH_{sz} a szilárd oldatos keményítés, ΔH_d a szemcseméret csökkentése, ΔH_{F-R} a Frank–Read-források nehezített működése és $\Delta H_{2,f}$ a második fázis által létrehozott keménységnövekedés.

Szilárdoldatos keményítésnél homogén ötvözetkoncentráció esetén az ötvözet szilárdsága a következő módon növekszik [15]:

$$\Delta\sigma = G_{Cu} \cdot \varepsilon^2 \cdot X_{Mn} \quad (2)$$

$$\varepsilon = \frac{r_{Cu} - r_{Mn}}{r_{Cu}} \quad (3)$$

ahol G_{Cu} a Cu nyírási modulusa, X_{Mn} a Mn atomhányada, ε a rácsban keltett rugalmas deformáció és r az adott elem atomsugara. A szilárdság változására a (2) és (3) képletek alapján, $G_{Cu} = 48$ GPa, $X_{Mn} = 0,25$, $r_{Cu} = 0,128$ nm [16] és $r_{Mn} = 0,127$ nm [17] értékek mellett $\Delta\sigma = 0,73$ MPa-t kapunk. A folyáshatár és keménység között háromszoros szorzót feltételezve a szilárd oldatos keményedés $\Delta H_{sz} = 2,2$ MPa növekményt okoz a keménységben, ami három nagyságrenddel kisebb a Cu és a 20 at% Mn-tartalmú réteg közötti 8,5 GPa keménységnövekedésnél. Így a szilárdoldatos keményítés szerepe elhanyagolható.

A szemcseméret csökkenésével a határok fajlagos felülete megnövekszik, így az anyagot felépítő atomoknak nagyobb hányada vesz részt a diszlokációk megállításában. A szemcsefinomítás szilárdságnövelő hatását Hall [18] és Petch [19] mérte meg. A keménységre felírt összefüggés:

$$H_{H-P} = H_0 + \frac{h}{\sqrt{d}} = H_0 + \Delta H_d \quad (4)$$

ahol H_{H-P} a polikristály keménysége, H_0 az egykristály keménysége, d a jelentős diszlokáció mozgás irányába vett karakterisztikus szemcseméret és h a szemcsehatár ellenállását jellemző akadályozási paraméter. Nanokristályos Cu-re meghatározott $h = 316$ MPa $\sqrt{\mu\text{m}}$ [20] értékkel számolva $d = 15$ nm esetén a szemcseméret-csökkenés $\Delta H_d = 2,6$ GPa keménységnövekedést eredményez a tiszta Cu egykristályhoz képest. Tehát a 8,5 GPa-os keménységnövekedés kb. 1/3-a a szemcseméret csökkenésének tulajdonítható.

Nanoszemcsés anyagoknál a Frank–Read-források nehezített működése is szerepet játszhat a szilárd-

ságnövelésben. Ahogy a szemcseméret egy nagyságrendbe kerül a diszlokációforrások méretével, a források megindítása egyre nehezebbé válik, ami növeli a szilárdságot és csökkenti az alakíthatóságot. A Frank–Read-források méretének szemcseméret miatti csökkenésével a hurkok kibocsátásához szükséges feszültség az (5) képlet alapján növekszik [21]:

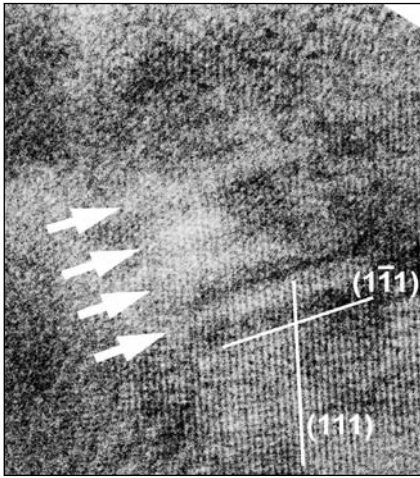
$$\tau = \frac{2 \cdot G_{Cu} \cdot b}{x} \quad (5)$$

ahol τ a forrás megindításához szükséges nyírófeszültség, G_{Cu} a Cu nyírási modulusa, b a Burgers-vektor mérete és x a diszlokációt megköltő két akadály távolsága. A Burgers-vektor mérete a rácsállandóból ($a = 0,3677$ nm az 1b diffrakcióból kiértékelve) számítható: $b = a/\sqrt{2} = 0,26$ nm (fkk rács esetén). Esetünkben a két akadály a két szemcsehatár, így $x = d = 15$ nm. $G_{Cu} = 48$ GPa [16], $b = 0,26$ nm és $x = 15$ nm értékekkel számolva a források megindításához szükséges nyírófeszültség $\tau = 1665$ MPa. Ez alapján a Frank–Read-források nehezített működése $\Delta\sigma_{F-R} \approx 1,67$ GPa szilárdságnövekedést eredményez, ami háromszoros szorzót feltételezve $\Delta H_{F-R} \approx 5$ GPa keménységnövekedésnek felel meg.

Azonban a Frank–Read-források működése parciális diszlokációk révén is megvalósulhat. Erre utal, hogy a deformált térfogatban lévő szemcsékben (oszlopokban) jelentős számú síkhiba található. Egy ilyen területet láthatunk a 3. ábrán. Az ábrán nyilakkal jelölt lamellák vastagsága 5-8 darab (111) sík vastagságának felel meg (kb. 1,1-1,7 nm), hosszukat a kristály (oszlop) mérete korlátozza. A lamellák sűrűsége egyes szemcsékben eléri a 0,1 nm⁻¹-t, vastagságuk az egy atomrétegtől (~0,206 nm) általában 1-2 nm-ig terjed. A parciális diszlokációk Burgers-vektora rövidebb, ezáltal a források megindításához szükséges feszültség is kisebb, (5) képlet. Azonban a síkhibák képződéséhez szintén nyírófeszültségre van szükség, így a Frank–Read-források nehezített működése által okozott keménységnövekedés hozzávetőle-

1. táblázat. A Cu, a 20 at% Mn és a Mn-réteg mechanikai tulajdonságai

Összetétel	H [GPa]	$H_{szórás}$ [GPa]	E [GPa]	$E_{szórás}$ [GPa]	H/E [-]	$\varepsilon_{rug}/\varepsilon_{képl}$ [-]
Cu	4,1	0,45	101,7	37,1	0,04	0,17
20 at% Mn	12,6	0,13	99,3	12,9	0,13	0,51
Mn	23,7	0,23	133,7	15,6	0,18	0,88



■ **3. ábra.** A deformált terület egy kristályának nagy felbontású képe. A képen látható lamellák (fehér nyilakkal jelölve) a benyomathoz közeli tartományban helyezkednek el. Az ábrán fehér vonal jelöli az {111} típusú síkok nyomvonalát

gesen egyenlő teljes és parciális diszlokációk esetén.

A második fázis szilárdságnövelő szerepének feltárásához annak speciális elhelyezkedését kell figyelembe venni. A második fázis jelen esetben amorf Cu-Mn, ami a Cu(Mn) szilárdoldat szemcsék határán helyezkedik el, vastagsága 1-2 monoréteg [5]. Szilárdságnövelő hatását úgy fejtí ki, hogy nehezíti a deformáció továbbvitelét a következő szemcsébe, azaz növeli a szemcsehatár ellenállását jellemző akadályozási paramétert (h), (4) képlet.

Az egyes mechanizmusok szilárdságnövelő hatását az (1) képlet szerint összegezve a 20 at% Mn-tartalmú réteg számított keménysége a szemcsehatármenti amorf fázis szilárdságnövelő hatása nélkül ($H=11,7$ GPa) elég jól közelíti a mért 12,6 GPa értéket. A számított és mért érték közötti 0,9 GPa különbség legalább részben a szemcsehatárokon lévő második fázis szilárdságnövelő hatásának tulajdonítható.

4. Összefoglalás

Szobahőmérsékleten DC magnetron porlasztással előállított 20 at% Mn-tartalmú Cu-Mn ötvözetréteg mechanikai és szerkezeti tulajdonságait vizsgáltuk. A lehetséges deformációs mechanizmusok feltárásához transzmissziós elektronmikroszkópiával vizsgáltuk egy nanoindentációs benyomat környezetét. A réteg ~15 nm

átmérőjű, oszlopszerű Cu(Mn) szilárdoldat szemcsékből állt, a kisebbségi amorf Cu-Mn fázis a szemcsehatáron helyezkedett el. A benyomat közelében a szemcsék megtörtek, felismerhető volt a deformált térfogat határa a réteg felületétől kb. 0,4 μm mélységben. A deformált térfogatban jelentős számú síkhiba található, azaz a deformáció részben parciális diszlokációk mozgásával történt. A nanoindentációs mérések alapján meghatároztuk a réteg keménységét (12,6 GPa), rugalmassági modulusát (99 GPa), H/E hányadosát (0,18) és rugalmas regenerációjának mértékét (51 %). Megállapítottuk, hogy a 20 at% Mn-nal történő ötvözés háromszorosára növeli a Cu keménységét és javít a Cu dinamikus és koptató igénybevételekkel szembeni ellenállásán. A keménység növekedése főként a ~15 nm-es szemcseméretnek köszönhető, egyrészt a Frank-Read-források nehezített működése miatt, másrészt a Hall-Petch-effektus miatt. Ezen túlmenően a szemcsehatárokon jelen lévő vékony amorf réteg és ez által a Hall-Petch-összefüggésben szereplő h tényező növekedése is járulékot ad a keménység növekedéséhez.

Köszönetnyilvánítás

A szerzők köszönetet mondanak az OTKA-K81808 és NN OTKA 112156 projektek keretében az MTA és a NKFIH által nyújtott támogatásoknak. Köszönet illeti dr. Radnóczy Györgyöt támogatásáért és hasznos tanácsaiért, Illés Leventét a FIB mintakészítésért, valamint az ELTE TTK Anyagfizika Tanszéket és Szommer Pétert a nanoindentációs mérésekben nyújtott segítségével.

Irodalom

[1] Koike, J. & Wada, M. Self-forming diffusion barrier layer in Cu-Mn alloy metallization. *Applied Physics Letters* 87 (2005).
 [2] Lozano, J. G. et al. Interdiffusion and barrier layer formation in thermally evaporated Mn/Cu heterostructures on SiO₂ substrates. *Applied Physics Letters* 98 (2011).
 [3] Okabayashi, H. Stress-induced void formation in metallization for integrated circuits. *Materials Science and Engineering: R: Reports* 11, 191–241 (1993).

[4] Gordon, R. G. Chemical Vapor Deposition (CVD) of Manganese Self-Aligned Diffusion Barriers for Cu Interconnections in Microelectronics. *Adv Metall Conf* (2008).
 [5] Misják, F., Nagy, K. H., Lobotka, P. & Radnóczy, G.: Electron scattering mechanisms in Cu-Mn films for interconnect applications. *Journal of Applied Physics* 116 (2014).
 [6] Oliver, W. C. & Pharr, G. M.: An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research* 7, 1564–1583 (1992).
 [7] Lichinchi, M., Lenardi, C., Haupt, J. & Vitali, R.: Simulation of Berkovich nanoindentation experiments on thin films using finite element method. *Thin Solid Films* 312, 240–248 (1998).
 [8] Giannuzzi, L. A. & Stevie, F. A.: A review of focused ion beam milling techniques for TEM specimen preparation. *Micron* 30, 197–204 (1999).
 [9] Lábár, J. L.: Consistent indexing of a (set of) single crystal SAED pattern(s) with the Process Diffraction program. *Ultramicroscopy* 103, 237–249 (2005).
 [10] Bama, P. B. & Adamik, M.: Fundamental structure forming phenomena of polycrystalline films and the structure zone models. *Thin Solid Films* 317, 27–33 (1998).
 [11] Zong, R. L., Wen, S. P., Zeng, F., Gao, Y. & Pan, F.: Nanoindentation studies of Cu-W alloy films prepared by magnetron sputtering. *Journal of Alloys and Compounds* 464, 544–549 (2008).
 [12] Read, D. T.: Tension-tension fatigue of copper thin films. *International Journal of Fatigue* 20, 203–209 (1998).
 [13] Spaepen, F.: Interfaces and stresses in thin films. *Acta Materialia* 48, 31–42 (2000).
 [14] Leyland, A. & Matthews, A.: Design criteria for wear-resistant nanostructured and glassy-metal coatings. *Surface and Coatings Technology* 177–178, 317–324 (2004).
 [15] Artinger, I.: Szilárdságnövelés lehetőségei (Kiadatlan egyetemi jegyzet).
 [16] Technical data for Cu, <<http://periodic-table.com/Elements/029/data.html>> (2017.04.05.).
 [17] Technical data for Mn, <<http://periodic-table.com/Elements/025/data.html>> (2017.04.05.).
 [18] Hall, E. O. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. *Proceedings of the Physical Society. Section B* 64, 747 (1951).
 [19] Petch, N. J.: Cleavage Strength of Polycrystals. *J Iron Steel Inst* 174, 25 (1953).
 [20] Chen, J., Lu, L. & Lu, K.: Hardness and strain rate sensitivity of nanocrystalline Cu. *Scripta Materialia* 54, 1913–1918 (2006).
 [21] Verő, J.: Fémten. 272 (Tankönyvkiadó, 1969).