

VÁLASZ

Mertinger Valéria PhD egyetemi tanárnak az

„OXIGÉN ÉS SZÉN REAKCIÓK, VALAMINT FÉMES NYOMELEMEK HATÁSAI DISZPERZIÓSAN KEMÉNYÍTETT VOLFRÁMÖTVÖZETEK MECHANIKAI TULJADONSÁGAIRA”

című MTA doktori értekezésemről adott bírálatára

Mertinger Valéria PhD egyetemi tanárnak köszönöm szakmai munkásságom elismerését és doktori értekezésem gondos bírálatát. Kérdései hasznos segítséget adtak vitatott kérdések egyértelmű megfogalmazásához. Kérdéseit hálásan köszönöm.

Mielőtt a bírálat kérdéseire válaszolnék, egy tévedést kell korigálnom. Tévedtem, amikor a „véletlenszerű esemény” megnevezést az angol „stochastic event” meghonosodott magyar fordításának hittem. Sajnos csak a bírálat kapcsán néztem meg az akadémia angol-magyar műszaki szótárát, ahol a **random** jelző fordítása: **véletlen, véletlenszerű**, míg a „**stochastic**” jelző fordítása **véletlenszerű, véletlen**. Köszönöm, hogy a Bíráló rámutatott erre a körülményre.

Természetes, hogy a terminológiai zavar tisztázására a „stochastic” jelző értelmét rögzíteni kell a fraktográfiai vizsgálatok nézőpontjából. Ez a definíció hiányzik az értekezésből. Válaszom 3. és 4. oldalán ezt a hiányt pótolom.

A bírálat a terminológiai zavar tisztázására két kérdést tesz fel.

(i) **„Kérem, hogy oldja fel azt az ellentmondást, hogy a mikrorepedések kialakulása véletlenszerű, holott azok kialakulásában a hely szerint változó terhelő és belső feszültségek lényeges szerepet játszanak.”**

(ii) **„Kérem fejtse ki véleményét azzal kapcsolatosan, hogy a szemcsék kristálytani orientációjának lehet-e szerepe ezen szemcsehatárok mentén létrejövő repedéscsírák keletkezésében. Cáfolva ezzel a repedéscsírák kialakulására tett véletlen nukleáció elméletét.”**

(i) A 4.2.3 pontban felsoroltam azokat a legfontosabb kísérleti eredményeket, amelyek a szemcsehatárok repedéscsírának keletkezésére vonatkoztak a rekristallizált, durvaszemcsés volfrám ($D \approx 45 \mu\text{m}$), ill. molibdén ($D \approx 600 \mu\text{m}$) szobahőmérsékleti egytengelyű nyomásvizsgálatában. A molibdénen végzett mikrokeménység mérés azt mutatta, hogy 10%-os deformáció után a szemcsehatárok $10 \mu\text{m}$ -es sávjában a mikrokeménység lényegesen magasabb a szemcse közepén mért mikrokeménységnél, továbbá három szemcse hármasonalának $10 \mu\text{m}$ -es környezetében ez a különbség még jelentősebb (Kobayashi, Tsurekawa, Watanabe, 2005). Ráadásul ez a különbség függ még az érintett szemcsehatárok normálisának állásától, valamint a szemcsehatár másik 5 dezorientációs paraméterétől is (Tsurekawa, Tanaka, Yochigana, 1994). Továbbá a szakítóvizsgálatban a hasáb alakú a $\langle 110 \rangle$ orientációjú molibdén-bikristályok $\langle 110 \rangle$ normálisú szemcsehatárainak felszakadásához szükséges tépőfeszültség is erősen függ a szemcsehatár dőlési szögétől, és 15 fokos dőlésszögnél a tépőfeszültségnek 200 MPa -os minimuma van. Ezt az alacsony határt a karbon-szegregáció enyhítheti. A 200 MPa -os szemcsehatár-felhasadási érték rámutat a kapilláris hatások várható szerepére. A szabad felületre kibukó, elnyúlt szemcsék félgömb alakú lezárásából

eredő kapilláris tépőfeszültség a W-on 40 MPa kapilláris eredetű tépőfeszültséget jelent. (Félfhenger alakú lezárás esetén ez az érték természetesen 20 MPa.)

(ii) A kristálytani textúra hatására érdemes egy **technológiai példát hozni**. A Tokyo Tungsten Co.-ban (Hidai és mtsai, 1985) **A, B, C** jelű, eltérő termomechanikus alakítással 240 μm -es AKSW huzalokat gyártottak a 15x15 mm^2 -es szinterelt rudakból. Az „as received” huzalokon szoros korrelációt találtak a huzalok síkcsiszolatán mért textúra és a szobahőmérsékleti szakítás befűződéses törésének **A, B és C** típusú morfológiája között.

Az **A** típusú morfológiát a 4.1 ábra mutatja hazai huzalon. A **B** típust az jellemzi, hogy az **A** szerkezetet $\sim 5 \mu\text{m}$ nyílású, főleg radiális irányú szemcsehatár-hasadások tagolják. A **C** típusban a durván 0.5 μm nyílású szemcsehatár-hasadások hálózatot alkotnak. Az **A, B, C** pólus-ábrák 6 textúra-komponens irányeloszlását adják meg: (112)<110>, (112)<110>, (112)<110>, (112)<110>, (112)<110>, (112)<110>. Az ábrákat az előadásban mutatom be.

A 4.2.3 alpontban felsorolt kísérleti tények megalapozottá teszik azt a következtetést, hogy a repedéscsírák megjelenése kauzális összefüggésben van mind a belső feszültségek helyfüggésével, mind a szemcsehatár-szakaszok orientációs paramétereivel. Ez összecseng a Bíráló elvárásaival. Ezek után az a kérdés, hogy egy alkalmasan választott szabad felületen megjelenő töret-mintázat szokásos SEM felvételeinek milyen elemei értékelhetőek ki megnyugtatóan a szokásos mennyiségi képelemzés statisztikus módszereivel.

Bár erre a kérdésre a szigorú anyagtudományi választ csak a „stochastic” jelző szigorú fraktográfiai értelmezése adhatja meg, mégis érdemes a szokásos képelemzés szemléletes tartalmát először egy konkrét példán bemutatni.

A 4.5 ábra SEM felvételén 19 hármasonhoz kötődő repedéscsíra van, míg 17 hármason környezetében nincs felrepedés. Nem repedtek fel azok a hosszú szemcsehatár-szakaszok sem, amelyek a húzási barázdákkal közel párhuzamosak. (4.5 ábra SEM felvételén ezek a szemcsehatár-vonalak közel párhuzamosak a T iránnyal.)

Abból, hogy a 4.5 ábrán feltárt repedéscsírák mérete, morfológiája, és felnyíltsága markánsan eltérő, arra kell következtetnünk, hogy a palástról készült SEM felvételen a szemcsehatárok egyes, „rövid” szakaszain markánsan eltérnek egymástól a szemcsehatár-dekohézió feltételei (terhelő feszültség, belső feszültség, szemcsehatárok sajátságai). Úgy vélem, hogy ez a következtetés is teljes mértékben megfelel a Bíráló elvárásainak.

Miután a minta húzási barázdái azt mutatták, hogy huzalunkon a torziós deformáció Γ mértéke állandó volt az átmérő tízszeresét kitevő huzal-hosszon, kézenfekvő volt a huzalnak ezt a szakaszát **alkalmazás-technikailag homogénnek** tekinteni. Ez esetünkben egyet jelent azzal, hogy a makroszkópos átlagértékek a paláston radiális és hosszirányban a hengeres szimmetria miatt nem változhatnak. (Ez természetesen azt is megköveteli, hogy a kristálytani textúra henger-szimmetrikus legyen, és ne változzék a huzal hossza mentén.)

Érdemes volt tehát a paláston a huzal hossza mentén 30 egymást követő, 150 μm^2 -es területű SEM felvételt készíteni, és a repedéscsírák számát ezeken meghatározni. Ezek után a mért repedéscsira-számok átlagértékét képeztük, ami

megfelel a SEM felvételek szokásos, „statisztikus” mennyiségi kiértékelésében alkalmazott eljárásnak. Így kaptuk meg az adott területre eső repedéscsírák átlagos, N_s felületi sűrűségét, ami homogenitási kikötéseink teljesülése miatt makroszkópos jellemző. (N_s értéke $\Gamma=0.45$ esetén $17/150\mu\text{m}^2$ volt.)

Összefoglalva megállapíthatjuk, hogy a repedéscsírák N_s felületi sűrűségének meghatározásánál SEM felvételeinket a kvantitatív képelemzés szokásos statisztikus módszerével értékeltük ki, miközben azt is megvizsgáltuk, hogy annak alkalmazási feltételei teljesülnek-e.

I. TÉZIS 4. PONTJA

A Biraló kérdései alapján az I. tézis 4. pontjának következő átfoglalozását javasolom.

Először arról győződtem meg, hogy a vizsgált huzaltételből készített minta palástján a Γ von Mises deformáció homogén egy olyan hosszú szakaszon, amelyik a huzal átmérőjének legalább a tízszerese. Majd a szakasz 10 helyén határoztam meg a repedéscsírák számát SEM felvételek $150\mu\text{m}^2$ -es területén. Ezekből az adatokból a statisztikus képelemzés standard módszereivel számítottam ki a repedéscsírák felületi sűrűségének $N_s(\Gamma)$ átlagértékét (Gaal és Bartha, A2008).

Megjegyzés

A Γ_c torziós alakítási határ Γ_k alsó határát a következő módon határoztam meg. $N_s(\Gamma)$ értékét ugyanazon a mintán mértem meg a ($\Gamma_1 < \Gamma_2$) választással először Γ_1 majd Γ_2 torziós deformáció után. Γ_c becsült értékét Γ_1 és Γ_2 értékéből számítottam ki, az $N_s(\Gamma) = \chi \cdot (\Gamma - \Gamma_c)$ feltételezéssel (v.ö. 4.2 ábra). Majd Γ_c becsült értékét **lefelé** egy értékes jegyre kerekítve kaptam meg Γ_k -t, a határalakítás várt alsó határát. Ezek után a vizsgált huzaltételből új mintát készítettem és azt a Γ_k mértékben csavartam meg. Az új minta negyven helyén 1000-szeres nagyításban, $150\mu\text{m}^2$ -es palást-felületen kerestem repedéscsírát. Ha egy helyen sem találtam repedéscsírát, vagy mély repedést, akkor a Γ_k -t tekintettem Γ_c alsó határának. (A 4.2 táblázatban Γ_k értéke szerepel.)

Megjegyzés a statisztikus kiértékelés és a stochasztikus eloszlás viszonyáról

Az egyértelműség kedvéért érdemes megemlíteni azt is, hogyha a repedéscsírák felületi sűrűségének eloszlása mögött valóban „random” eloszlás állna, akkor a repedéscsírák felületi sűrűségének nagyság szerinti eloszlása Gauss eloszlás lenne. (N_s eloszlásának mérése meghaladta SEM kapacitásunkat.) Megnyugtató azonban, hogy az egységnyi térfogatban lévő szemcsehatárfelületet mindig a szokásos kvantitatív képelemzési módszerek egyikével mérjük, de maga az eloszlás a gondos mérések szerint sok esetben erősen aszimmetrikus, azaz nem Gauss eloszlás (v.ö. Saltykov, 1973).

Ezek után térjünk vissza arra, hogy az alkalmazások szempontjai szerint értelmezzük a „stochastic” jelzőt a fraktográfiai vizsgálatok területén.

Abból indulunk ki, hogy vizsgált huzalunk **alkalmazás-technikai szempontból homogén**. Az alkalmazás-technikai homogenitáshoz természetesen szükséges a minta alak szerinti és igénybevétel szerinti deformációs homogenitása mellet az is, hogy a huzal keresztmetszete legalább 10 szemcsét tartalmazzon, továbbá a kristálytani textúra henger szimmetrikus legyen. (Ez torziós alakváltozás esetén azt jelenti, hogy Γ csak a sugártól függ.) Ezek a feltételek biztosítják ugyanis az egyenes huzal-mintára a kontinuum-mechanikai leírás alkalmazhatóságát a makroszkóposan homogén huzal-mintára.

A következő lényeges szempont, hogy a **fraktográfia csak részleges információkat nyújt a repedések keletkezésének körülményeiről.**

Vegyük észre, hogy a **numerikus kiértékelésre váró fraktográfias SEM felvételek és metallográfiai képek készítése során a minta leterhelt állapotban van, és a felvétel egy olyan „szabad” felületen készül, amelyre nem hat normális irányú feszültség.** Egy ilyen mintán elvi okokból sem lehet megbecsülni azt az eredő tépőfeszültség-eloszlást, aminek hatására a minta valamely **kiszemelt szemcsehatár-szakasza a minta folyamatos terhelés-emelkedése során felreped.** Ennek két elvi oka van.

(i) A felrepedés során a kiszemelt szemcsehatár-szakasz környezetében a belső feszültségek erősen relaxálnak, hiszen a szemcsehatár-szakasz dekohéziója éppen ennek a relaxációnak a kinetikus megvalósulása.

(ii) Nem ismerjük a repedéscsira keletkezésének idő-intervallumában sem a terhelés, sem a belső feszültség helyfűggését.

Az elvi okok mellett vannak praktikus okok is. (a) Egyetlen SEM felvételen csak a szemcsehatár és a vizsgálati felület metszetét látjuk. Nem tudjuk tehát megállapítani a minta három-dimenziós terében a határ normálisának elhelyezkedését. (b) Orientáció mikroszkópiát kellene alkalmaznunk ahhoz, hogy a szomszédos szemcsék dezorientációjának 5 paraméterét megmérjük, bár tudjuk, hogy ezek a paraméterek is lényeges hatással vannak a szemcsehatár felrepedésére (vö. 4.2.3).

Ezzel elértünk a stochasztikus repedéscsira eloszlás fogalmához. A repedéscsirának a SEM felvételen megfigyelt gyakoriságát az irányítja, hogy a repedéscsira keltésének paraméterei közül sokat nem jelenít meg a fraktográfia. A huzal makroszkópikus homogenitása és szimmetria viszonyai viszont azt biztosítják, hogy a rejtett paraméterek miatt a használt statisztikus átlagképzés szabályai helyesek, ugyanis a rejtett paraméterek csak az átlagérték körüli szórást befolyásolják.

A huzalok esetében még nyitva maradt a térbeli homogenitás két kérdése.

(i) Nyilván nem tekinthető henger-szimmetrikusan homogénnek az a huzal, amelyben Lüders-sáv keletkezett, mert a Lüders-sáv megsérti a henger tengely irányú eltolással szembeni invarianciáját. Ekkor ugyanis a huzal egy, a huzalátmérőt meghaladó szakaszon olyan jelentős alakváltozást szenved (4.3. ábra), amelyhez a paláston hosszú és mély repedés társul (v.ö. 4.4 ábra). Ezzel a lokális viselkedéssel szemben a Lüders-sávtól távol a huzal homogénen csavarodik átmérőjénél 10-szer vagy 20-szor nagyobb hosszon is, ha a huzal palástján $\Gamma < 0.1$. Ezen a homogén szakaszon természetesen már alkalmazható a szokásos kvantitatív képelemzés.

(ii) Nem tekinthetőek globálisan homogénnek azok a huzalok sem, amelyek a dróthúzás alatt a huzaltengellyel párhuzamosan repedtek fel („split wires”). A „split” makrorepedés. Hosszirányú nyomvonal a paláston hosszú a huzal átmérőjéhez képest, és a split mélyen behatol a huzalba: a split radiális irányú kiterjedése ugyanis összemérhető a huzal sugarával. (A „split”-ek kimutatására standard eljárás van.) A split is a huzal tengely irányú eltolási szimmetriáját sérti meg.

I. TÉZIS 5. PONTJA

Az I. tézis 5. pontjának újdonság-értéke szerintem a következő.

Ismert, hogy számos képlékeny hengeres test szobahőmérsékleti torziós deformációja után a mintát leterhelve a maradó alakváltozás mellett elsőrendű belső feszültség és anelasztikus alakváltozás marad vissza. Az AKSW huzalokon ez a jelenség a következők miatt érdemel figyelmet. Ha 173 μm -es, 1800 K-en lágýtott huzalt szobahőmérsékleten csavarunk, akkor a szemcseszerkezet méretének alig kimutatható változása mellett a csavart huzalt 1300 vagy 1800 K-en izzítva a belső feszültség markáns csökkenését várhatjuk, mert ebben a hőmérséklet intervallumban a diszlokációk mozgását szobahőmérsékleten akadályozó 600 MPa-os Peierls feszültség már nem hat.

A folyáshatárnak ez a markáns csökkenése a belsőfeszültség jelentős csökkenését teszi lehetővé. Mivel ezt a hatást AKSW huzalok ismereteim szerint eddig nem vizsgálták, az I. tézis 5. pontját újdonság-értékűnek tartom.

Az I. tézis 5. pontjának következő átfogalmazását javaslom.

AKSW huzalok szabadvégű csavarására olyan berendezést konstruáltam, amelyben a szobahőmérsékleti csavarás és az azt követő leterhelés után a huzalt magában az ingában lehetett nagyvákuumban átmenő árammal izzítani, és ez alatt a huzal visszacsavaródását indikátorkar mérte (v.ö. 2.4 pont 15. oldal.)

180 μm -es AKSW huzalokat 1800 K 30 percig 10^{-7} mbar maradéknomású vákuumban izzítottam, majd $\Gamma=0.5$ mértékű szobahőmérsékleti deformáció után megvártam a rugalmas alakváltozás és az anelasztikus hatások szobahőmérsékleti lecsengését. Ez után a huzalt 1300 K-re fűtve, a relaxációs hatások miatt, a huzal csavartsága 300 s alatt $\Gamma=5.6 \cdot 10^{-3}$ von Mises deformációval csökkent, majd a huzalt 1800 K-en izzítva, 500 s alatt a huzal végállapotát $\Gamma=2.7 \cdot 10^{-3}$ von Mises deformáció után érte el folyamatosan csökkenő sebességgel (Gaal és Cs. L. Tóth, A1998).

II. TÉZIS

A II. tézis újdonság-értéke szerintem a következő.

A II. tézist a ciklikus torziós alakítás vizsgálatának következő újdonság-értékére szeretném építeni. *A torziós ciklikus alakításról volfrám-alapú ötvözeteken előttem eddig csak egy cikk jelent meg (Szőkefalvi-Nagy 1977). Szőkefalvi-Nagy Scripta Metallurgica cikkének újdonság-értékét az adta, hogy az 1974-ben ajándékba kapott, W218 jelű, AKSW huzalokban ciklikus torzió hatására jelentős diszlokáció mozgást tudott kimutatni.*

A II. tézis újdonság-értéke az, hogy alátámasztja a következő következtetést. A javított technológiával gyártott AKSW huzalokban az ellenkező előjelű diszlokációk rácstorzulást csökkentő átrendeződése már olyan hatékony, hogy a szemcsehatárookra ható tépőfeszültség olyan mértékben csökken le, hogy a huzalok jelentősebb kumulatív ciklikus deformáció hatására sem repednek fel (Gaal és Bartha A2008). Lehet, hogy ennek hátterében a csökkent oxigénszint áll.

A II tézis következő megfogalmazását javaslom

A HV márkájú 205 μm -es huzalon nincs repedés csira $\Gamma=0.01$ plasztikus és anelasztikus amplitúdójú 500 csavarás után a 4.7 ábra szerint (Gaal és Bartha, A2008).

A HGK minőségű 340 μm -es huzalon a fenti paraméterek mellett a minta palástját mély repedések hálózata borítja a 4.8a ábra szerint (Gaal és Bartha, A2008).

Megjegyzés 1:

Az 1974-ben gyártott, W218 márkájú, 173 μm -es huzal a $\Gamma=0.0022$ amplitúdójú 100 csavarás után a 4.8b ábrán látható módon szakadt el. (Szőkefalvi-Nagy, 1977).

Megjegyzés 2:

A minták hőkezelése. (i) A HV minőségű 205 μm átmérőjű AKSW huzalok kettős hőkezelést kaptak. (1473 K, 10 perc, 10^{-4} mbar $\text{P}(\text{O}_2)$ nyomású vákuumkamrában, majd 2073 K, 30 perc, 10^{-10} mbar nyomású Auger kamrában). (ii) A HGK minőségű, 340 μm átmérőjű AKSW huzalok egy hőkezelést kaptak (1800 K, 30 perc, 10^{-6} mbar $\text{P}(\text{O}_2)$ maradéknomású vákuumkamrában.) Ebből a két mintafajtából 5 párhuzamos

mérést végeztünk. (iii) 1974-es gyártású W218 márkájú huzal egy hőkezelést kapott (1800 K, 30 perc, 10^{-6} mbar $P(O_2)$ nyomású vákuumkamrában).

VI. Tézis

A bírálata a kémiai diffúzió által gerjesztett mikroszerkezeti folyamatok részletesebb leírását kérte. A következő összefoglalás ezt a célt szolgálja. Előjáróban megjegyzem, hogyha más atmoszféra paramétert nem adok meg, akkor 10^{-7} mbar háttér-nyomású vákuumban végeztük az izzításokat.

A 7.1 ábra egy jellegzetes, korai selejtet mutat be. Értelmezésével nem foglalkoztam.

A 7.2 ábra alsó SEM felvétele a kémiai diffúzió által indukált rekrisztallizáció (CDIR) hatását mutatja be nikkel bevonatos, 173 μm -es, „as drawn” AKSW huzal 1500 K-es 2 órás izzításában kialakult mikroszerkezetének töretén (Gaal és Uray, A1993). (15 μm vastag galvanikus nikkel bevonatot Lipták László a megtisztított felületű „as drawn” huzalra készítette.)

Mintánk „as drawn” állapotában a szubszemcsék szokásos módon mért radiális átmérője **0.3 μm** volt, míg a nagyszögű szemcsehatárok közötti átlagos radiális távolság **1 μm** -re rúgott. A szemcsék longitudinális átmérője átlagosan **4 μm** volt (2.2 és 4.6 ábra, 4.1 táblázat). Az „as drawn” mintában a szemcsék átlagtérfogata **tehát kisebb volt 4 μm^3 -nél.**

Természetesen figyelembe kell venni azt is, hogy a nikkel-hatástól még nem érintett huzal-centrumban is felépül az 1400 és 2000 K között stabil finom-rostos szerkezet, például az 1500 K-es 2 órás hőkezelés alatt.

Az AKSW huzalok CDIR mintáit szakítóvizsgálatban szokás törni. A 7.2 ábra alsó SEM felvétele ilyen töreten mutatja be, hogy a CDIR reakciófront módjára halad a huzal palástjától a huzal középvonala felé. A front vastagsága a hőkezelési idő négyzetgyökével skálázik (v.ö. Kozma, Henig, Warren, 1985).

A palást és az éles reakciófront között poliéderes, $400 \mu\text{m}^3$ feletti térfogatú szemcsék vannak. A CDIR hatására tehát a szubmikronos szerkezetet egy sokkal durvább szerkezet váltotta fel a huzal palástja és a reakciófront között. Ezt a szerkezetet rekrisztallizált szemcseszerkezetnek tekinthetjük. Azt látjuk tehát, hogy a CDIR legyőzte a diszperz kálium-fázis szemcsedurvulást gátló hatását.

A huzal centruma és a reakciófront között a SEM felvétel váltakozó intra- és intergranuláris hasadások jellegzetes mikroszerkezetét tárja fel. Ez a törésmód a finomrostos szerkezetre jellemző. Ez a fraktogáfiai megállapítás összhangban van az Ni^{63} radioaktív nyomjelzővel adalékolt nikkel bevonattal lefolytatott CDIR vizsgálattal, amelyben a nyomjelző intenzitása ugrásszerűen esik le a reakciófront mentén (Kozma és mtsai, 1983).

Az értekezés újdonsága, hogy a kémiai diffúzió által gerjesztett jelenségek vizsgálatát az AKSW huzalok nagyszemcsésen rekrisztallizált szerkezetére is kiterjeszti.

A 7.3 ábra a szabályszerűen előállított, nagykristályos, 173 μm -es, AKSW huzalra szobahőmérsékleten felvitt **nikkel bevonat** hatását mutatja 1500 K-en, száraz hidrogénben végzett, átmenő áramú izzítás után. A SEM felvétel a nagyszemcsés szerkezet szemcsehatár-töretén mutatja be a poliéderez „óriás-üregeket”. Ilyen morfológiát a bevonatmentes huzalok szemcsehatárain nem találtunk (Gaal, A1989; Gaal és Uray, A1993).

A 7.4 ábra a **szilícium bevonat** hatását mutatja be. (Az ábra a 79. oldal alsó ábrája, leírása a 80. oldalon van.) Lipták László először a nominálisan tiszta felületű „as drawn” huzalra készített Si bevonatot, majd 2 órás CDIR izzítást alkalmazott 1800 K-en. Ezután a maradék **Si bevonatot** lemarta, majd a huzalt 3100 K-en hőkezelt 10 percig. A SEM felvétel egy, a huzalt kitöltő szemcse felrepedt határfelületén mutatja be a 3100 K-en keletkezett gömbös jelegű üregeket. Az üreg-morfológia itt is eltér a bevonatmentes AKSW huzalok üregeinek szokásos morfológiájától (Gaal, A1989; Gaal és Uray, A1993).

A 7.3 és a 7.4 ábra SEM felvételein bemutatott két morfológia eltérése markáns. Ez a markáns eltérés a hőkezelési paraméterek és a bevonat kémiai természetének markáns, szinergikus hatását mutatja. A hatások modellezése kívül esik az értekezés volumenén (v. ö VI. tézis)

Természetesen a Si és Ni szegregáció az üregek felületi feszültségére és a felület menti öndiffúzióra is markáns hatással van, de az üregek mozgása, ütközése és térfogat változása belső feszültségek hatására történik. (A belső feszültség a diszlokációk mellett eredhet a hőmérséklet és az oldott anyag koncentráció gradiensétől, valamint a kapilláris hatásoktól.) Mivel ezek a feszültség források erős kölcsönhatásban állnak egymással, hasznos a hajtóerőt a rácstorzulásokra visszavezetni. (Ebben az összefüggésben a rácstorzulást és a belső feszültséget célszerű szinonimának tekinteni.) A mikronos és szubmikronos zárványok mozgását Geguzin és Krivogláz (1973) angolra is lefordított könyve számos felvétellel illusztrálja. Kúszási kavitáció üregszerkezetét bevonatmentes AKSW huzalokon a szóbeli előadásban mutatom majd be.

Budapest 2014 március 17

Gaal István
a fizikai tudományok kandidátusa

Az értekezésben nem szereplő hivatkozások.

Geguzin Ya., Krivoglaz M.A. (1973) Migration of Macroscopic Inclusions in Solids
Consultants Bureau, New York, London

Hidai A., Minegishi K., Terashima K., Saikawa H, (1985) Proc. Int. 11th Plansee Seminar
Reutte/Tirol pp 91-117

Kozma L, Gaal I, Bartha L. (1983) DIMETA Diffusion in Metals and Alloys. Diffusion and Defect
Monograph Series No. 7. Trans Tech Publications USA pp 597-600

Slatykov S.A.:(1973) Stereometrische Metallorographie, VEB Deutscher Verlag für
Grundstoffindustrie, Leipzig p 311-329