

VÁLASZ

Beke Dezsőnek a fizikai tudományok doktorának az

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

című MTA doktori értekezéséről adott bírálatára

Köszönöm Beke Dezsőnek, a fizikai tudományok doktorának, tudományos munkám méltatását és az értekezés témáinak informatív bemutatását. A bírálat gondolatébresztő kérdései arra késztettek, hogy az eredmények értelmezését több szempontból világítsam meg. A kérdéseket hálásan köszönöm.

A bírálat első kérdése a szakítóvizsgálatok repedés-mintázatának háttérismereteire vonatkozik (4.2.2 alpont 4.1 ábra). A 4.2.3 alpont a durvakristályosan ($D \approx 50 \mu\text{m}$) rekrisztallizált volfrám egytengelyű nyomóvizsgálatában keletkező repedések jellemző vonásait mutatta be, majd az alpont **utolsó bekezdése** azt taglalta, hogy hogyan lehetne modellezni az erősen alakított AKSW huzal szoba-hőmérsékleti szakítóvizsgálatának befűződésében kifejlődő töret homlokfelületének mintázatát.

A bírálat ebben a vonatkozásban a következő mondatot kifogásolja. „**Könnyű észrevenni, hogy a hármassvonalak generálta belső feszültségek tépőfeszültséget keltenek azokon a szemcsehatárokon is, amelyeken a terhelő feszültség nem keltett feszültséget.**”

Kétségtelen, hogy a vastag betűs állítás megfogalmazása pontatlan, mert a belső feszültséget nem a hármassvonalak generálják, hanem a hármassvonalban találkozó szemcsék koherens alakváltozásához szükséges diszlokációk mozgása és többszöröződése. Mivel a szakítóvizsgálat repedés-mintázatai az értekezés téziseit nem érintik, a feltett kérdés többoldali megvilágítását egy kisebb betűméretű betoldásban adtam meg.

Először állítsuk szembe egymással a nyomóvizsgálat és a szakítóvizsgálat repedés-képződésének modelljeit.

(i) A rekrisztallizált, durvaszemcsés volfrám egytengelyű nyomóvizsgálatában megjelenő repedéscsírákról készült metallográfiás felvételeken szembe tűnő (Dümmer és mtsai, 1998), hogy a repedések **egy-egy hármassvonal környezetében** keletkeztek, és egy szomszédos hármassvonalig olyan pályák mentén haladtak, amelyen a külső terhelésből normális irányú nyomófeszültség ébredt, tehát a belső feszültség hatása volt alapvető. A repedések topológiáját a 4.2.3 pont arra vezette vissza, hogy a hármassvonalt környező tartományban azért lesz kimagaslóan magas a diszlokáció sűrűség, mert ott a legösszetettebb az a lokális alakváltozás, ami megteremti a három **szomszédos szemcse koherens alakváltozását**. A durvaszemcsés ($D \approx 600 \mu\text{m}$) molibdén esetében a szóban forgó nagyobb diszlokáció sűrűséget a lokális keménység helyfüggése is feltárja (v.ö. 4.2.3). Mi biztosít bennünket ezek után arról, hogy **egyes esetekben** a magas diszlokáció sűrűség ezeknek a helyeknek a környezetében a hármassvonalból induló szemcsehatárokra elegendően nagy normális irányú tépőfeszültséggel hatott? Erre alapvető kísérleti bizonyíték maga a metallográfiás kép, ahol **a hármassvonalakból induló repedések megjelennek** (Dümmer és mtsai, 1998).

(ii) A 4.1 ábrán bemutatott töret-mintázat értelmezésénél a következőkből lehet kiindulni. A minta **olyan erősen alakított AKSW huzal, amelyet elég magas hőmérsékleten alakítottak ahhoz, hogy már a csavarkomponensű diszlokációk mozgékonyasága is jelentős legyen.** A dróthúzás során számos diszlokáció nem képes a szemcsehatárokon áthaladni, ezért látunk az „as drawn”

huzalokon a szemcsehatárokat eltakaró diszlokáció felhőt (2.2 ábra bal TEM felvétele). A felhőben a diszlokációsűrűség magas: 10^{12} cm/cm³ (Barna és mtsai B1978). A magas mozgékonyág miatt azonban a „pozitív” és „negatív” diszlokációk elhelyezkedése olyan kedvező lesz, hogy a diszlokáció-hálózat eredő feszültségtére csak „alacsony” normális irányú feszültséget kelt a szemcsehatáron (Gaal és mtsai, A2005a).

Mivel az egyes szemcsék térfogatában a diszlokáció sűrűség alacsony (2.2 ábra bal TEM felvétel), **a szobahőmérsékleti, térfogati képlékeny alakításhoz szükséges mozgékony éldiszlokációkat** a huzal a szemcsehatárokat borító diszlokáció-hálózatból meríti. (Ez azért lehetséges, mivel a terhelő feszültség az alacsonyabb hőmérséklet miatt 800 MPa-lal magasabb, mint az emelt hőmérsékletű dróthúzáshoz szükséges húzófeszültség.)

Amikor a csekély szobahőmérsékleti keményedési ráta miatt megindul a huzal befűződése, akkor a lokális képlékeny alakváltozás sebessége megnő. Ez azt követeli, hogy sok diszlokáció szakadjon ki a szemcsehatárt borító diszlokáció-hálózatból. Szükséges tehát, hogy a határ egyik oldalán a pozitív, míg a határ másik oldalán a negatív diszlokációk szakadjanak ki a szemcsehatárt borító diszlokáció hálózatból. Ezáltal felborul a pozitív és negatív diszlokációk hatékony kölcsönös leárnyékolása, ami megnöveli a huzal tengelyével párhuzamos szemcsehatárookra ható normális irányú feszültségeket. Ha ez a feszültség tépő-jellegű és elég magas, akkor a befűződésben a huzal tengelyével párhuzamos szemcsehatárok felszakadnak, és a koherencia kényszertől megszabadult krisztallitok a befűződési instabilitás hatására egykristály módjára késéllé vékonyodnak. **A hosszú magyarázatra a kísérleti háttér most is maga a SEM felvétel (4.1 ábra) biztosítja.**

Megjegyzés

Ha a vékonyodó szemcsében a huzaltengelyre közel merőleges szemcsehatár van, akkor ennek hasadása miatt a további vékonyodás megszakad, és a minta tengelyére közel merőleges hasadások jelennek meg a törés-mintázatban. Ilyen SEM felvételt a szóbeli beszámolómban fogok mutatni.

A fenti tapasztalatok anyagtudományi háttere

Ismert, hogy a minta egészének adott sebességű képlékeny alakváltozásához szükséges terhelő feszültség a szemcseméret csökkenésével nő. Ennek egyik oka abban kereshető, hogy a **diszlokációk áthaladása a szemcsehatáron jelentős hajtóerőt igényel.**

1992 óta egyre többen mutatnak rá arra, hogy a diszlokációk és a szemcsehatárok kölcsönhatása a 100 rácsállandó alatti léptéken csak akkor írható le, ha elegendően sok atom csatolt mozgását szimuláljuk a Newton-egyenletek keretében. (A mozgás potenciál terét kvantum-mechanikai modellből vesszük!) Ezeket a problémákat csak a számítógépes diszlokáció-dinamikában kidolgozott módszerekkel lehet vizsgálni. Az ilyen szimulációk használata 1990 körül indult és 2005 körül erősödött fel.

Például Liu és mtsai (Max-Planck-Institut für Eisenforschung, 2011) az egyes atomok kölcsönösen csatolt mozgásegyenleteit szimulációs módszerekkel elemezve megmutatták, hogy a rács-diszlokációk (extrinszik) szemcsehatár-diszlokációk formájában épülhetnek be számos-fajta 5°-os dőlés-szögű szemcsehatárba. A beépülés során a rendszer belső energiája erősebben csökken, mint amennyivel a numerikusan vizsgált szemcsehatár-szakasz energiája nő. Ennek megfelelően munkát kell végezni ahhoz, hogy a szemcsehatár-diszlokáció a szemcsehatárból kiszakadva ismét rács-diszlokációvá váljon.

Mivel a szemcsehatárral ütköző diszlokációk, energetikailag kedvező módon alakulnak át szemcsehatár-diszlokációkká, már arra is van a magyarázatunk, hogy a szemcsehatárokon miért gyűlnek fel diszlokációk olyan nagy sűrűségben, hogy eltakarják a szemcsehatár kontrasztját, amikor az alakítás hőmérséklete nem túl magas (2.2 ábra).

Az **5. fejezet** a volfrám-mátrix M_nO_m -zárványainak bomlásával foglalkozik. A Bíráló azt kérdezi, hogy miért van szükség az M_nO_m -zárvány és a W-mátrix fázishatárának mélyebb ismeretére, amikor az M_nO_m -zárvány oldódási kinetikáját elemezzük a W-mátrixban.

A probléma történetileg abból ered, hogy a tömegspektrométeres vizsgálatok szerint 1600 és 2600 K között **ultra-nagyvákuumban**, a SiO_2 kristály a sztöchiometriát megtartva SiO és O_2 gázmolekulákra bomlik, míg az Al_2O_3 kristály Al és O gáz-atomokra, valamint AlO és Al_2O gázmolekulákra bomlik. Mivel az oxid-molekulák nem oldódnak a W-mátrixban, várható lehetne, hogy ezek a molekulák nem lesznek képesek átlépni az M_nO_m -zárvány és a W-mátrix fázishatárán, és ezzel meggátolják az M_nO_m oxid oldódását a W-mátrixban.

A legrégibbi példa, ami ennek a vélekedésnek ellentmondott, a ThO_2 -zárvány bomlása volt W-egykristályban (azaz az u.n. Pintsch-huzalban). Burgers és van Liempt (1930) azt találta, hogyha vákuum-lámpában egyenes, 180 μm -es Pintsch-huzalt izzítanak 2800 K felett 200 óráig, akkor a huzalba 3 térfogatszázalékban beépült, 1 μm -es ThO_2 zárványok tórium-fémme redukálódnak. (Ez azt jelenti, hogy kezdetben, *a szobahőmérsékleti* mérésben a Röntgen-vonalak ThO_2 szilárdfázist, majd a lámpa hosszú égetése után Th szilárdfázist jeleznek.)

A szilárd és a folyékony tórium a W-mátrixban nem oldódik: a kémiai elemzések szerint a Pintsch huzal Th tartalmát az izzítás nem változtatja meg. Az is világos, hogy a ThO_2 oxigén tartalma a búra hideg falán WO_x réteggé válik ki, és ezáltal biztosítja a gáztér, illetve a huzal szabad felületének alacsony oxigén-affinitását (v.ö. F1). A redukció kinetikájának kérdéses pontja maradt viszont az, hogy a $ThO_{(2-x)}$ fázisból az oxigén milyen módom lép át a $ThO_{(2-x)}/W$ fázishatáron úgy, hogy közben átalakul a volfrám-rács intersticiális oxigén atomjává. (A mai mérések szerint a volfrám az oxigént kielégítő mértékben oldja!)

A bíráló 5. fejezettel kapcsolatos kérdésére adott rövid válaszom a következő. Crocombette és mtsai (2011) az UO_{2-x} ($0 < x < 10^{-3}$) kristályrács O_{UV} oxigén vakanciája és az O gázatom közti energia-különbséget a síkhullám-pszeudopotenciálok alkalmazásával határozták meg. Nem határozták meg azonban azt az „utat”, amelyen keresztül az O_{UV} vakancia oxigénje az UO_{2-x} vákuumtér határán áthatol, és ennek során milyen lépésekben alakul át a fázishatáron kötött oxigén gázatommá. Természetesen az oxigénnek az UO_{2-x}/W fázishatáron történő áthaladásának lépéseit sem ismerjük az idézett cikk alapján.

Egyetértek a Bírálónak azzal a megjegyzésével, hogy a **7. fejezet** bevezetésében túl korán és **megfelelő magyarázat nélkül** azonosítom az aktivált szemcsenövekedést a „diffusion-induced grain-boundary motion” angol rövidítésével, a DIGM-mel.

Ennek során kétségtelenül megfeledkeztem arról, hogy az 1980-as években sokan DIGM alatt csak a jó minőségű bikristályok sík szemcsehatárának diffúzió indukált mozgását értették, sőt a DIGM-re példaként olyan vázlatot hoztak, ahol a sík szemcsehatár jobb és bal irányú elmozdulásának eredő térfogata zérus volt.

A DIGM rövidítés beszúrásának oka sajnos kimaradt a 7. fejezet bevezetéséből. A DIGM beszúrás abból eredt, hogy Cahn és mtsa (1997) a DIGM-et a következő módon definiálták.

(i) Diffusion induced grain boundary motion (DIGM) can be observed by placing a **thin polycrystalline film** of a metal in a **vapour** consisting of an other metal. Atoms from the vapour diffuse into the film **along the grain boundaries** separating the crystals, and **these boundaries are observed to move, one of the abutting grains growing and the other shrinking**.

(ii) *The precise nature of the mechanism causing DIGM has remained something a mystery (Sutton & Baluffi, 1995).*

Ez után rátérek a bíráltnak arra a kérdésére, hogy a diffúzió aktivált szemcsenövekedés hajtóerejében milyen szerepet játszanak a belső feszültségek. **Erre a kérdésre nehéz rövid feleletet adni, a válasz ugyanis attól függ, hogy milyen modellben vizsgáljuk a belső feszültségek hatását, és milyen eredetű belső feszültségeket veszünk figyelembe.**

Nézzük először Sutton és Baluffi (1995) álláspontját a DIGM hajtóerejének öt összetevőjéről. Ezek a következők: **(a) ideális keverési entrópia, (b) keverési belső-energia változás, (c) szegregációs és adszorpciós hatások, (d) Kirkendall hatás (azaz vakancia szél) és diszlokáció kúszás, valamint (e) a diffúzióhoz szükséges nagy koncentráció gradiensek rácstorzító hatása** (Hillert 1983).

Sutton és Baluffi felsorolása Cahn egyszerűsített DIGM modelljére vonatkozik, ahol a kondenzált bevonat helyett, gáz-fázisú idegen atomok a DIGM forrásai, és a minta vékony, feszültség-mentes és oszlopos szemcseszerkezetű film. Ez az egyszerűsítés a háromdimenziós szemcseszerkezetű erősen alakított ötvözeteket eleve kihagyja a számításból. Ezért **az aktivált rekrisztallizációban mind a diszlokáció szerkezetből eredő hajtóerőt, mind a három-dimenziós szemcseszerkezet hatását figyelembe kell venni.**

A bíráló 7. fejezettel kapcsolatos kérdésére rövid válaszom a következő: A kémiai aktivált rekrisztallizáció **egyik hajtóereje** a kristályrács-torzulása, ami részben a rács összetételének változásából ered, **másik hatóereje** a szemcsehatár atomi szerkezetének torzulása, amiben alapvető szerepe a határ kémiai összetétel-változásának van. A fenti hatások szokásos kontinuum tárgyalása azonban a mérethatások miatt várhatóan nem kielégítő. Kérdéses, hogy érdemes-e ebben az esetben a kontinuum mechanika belső feszültség elnevezését továbbra is megtartani. **Nem lenne-e jobb, egyszerűen rácstorzulásról és a szemcsehatár szerkezetének torzulásáról beszélni. Szerintem a megoldás kulcsa egy atomi mozgás-modellek alapján történő tárgyalás lenne.**

A Bíráló **fenntartásainak** figyelembe vételével a kémiai diffúzió által aktivált mikroszerkezeti folyamatok **neutrális** megnevezése következő lehetne.

i. **Kémiai diffúzió által gerjesztett rekrisztallizáció**

CDIR : chemical diffusion induced recrystallization

ii. **Kémiai diffúzió által gerjesztett szemcsedurvulás**

CDIGC: chemical diffusion induced grain coarsening

iii. **Kémiai diffúzió által gerjesztett szerkezeti károsodások**

CDID *chemical diffusion induced damage features*

A kémiai diffúzió hangsúlyozása azért alapvető, mert a hatás csak olyan jelentős **anyagtranszport** esetén jön létre, ahol **a diffúziós áramok modellezése kivezet a nem-lineáris irreverzibilis termodinamika köréből** (Larche és Cahn, 1985).

A bíráló a kémiai diffúzió által gerjesztett mikroszerkezeti folyamatok részletesebb leírását kérte. A következő összefoglalás ezt a célt szolgálja. Elöljáróban megjegyzem, hogyha más

atmoszféra paraméteret 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 nikkelt bevonatos, 173 μm -es, „as drawn” AKSW huzal 1500 K-es 2 órás izzításában kialakult mikroszerkezetének töretén (Gaal és Uray, 1993). (15 μm vastag galvanikus nikkelt bevonatot Lipták László a megtisztított felületű „as drawn” huzalra készíttette.)

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 nikkelt-hatástól még nem érintett huzalcentrumban 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 μm^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 nikkelt 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 **nikkelt bevonat** hatását mutatja 1500 K-en, száraz hidrogénben végzett, átmenő áramú izzítás után. A SEM felvétel a nagyszemcsés szerkezet szemcsehatár-töretén mutatja be a poliéderes „óriás-üregeket”. Ilyen morfológiát a bevonatmentes huzalok szemcsehatárain nem találtunk (Gaal, 1989; Gaal és Uray, 1993).

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 ráncstorzulásokra visszavezetni. (Ebben az összefüggésben a ráncstorzulást 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.

Javaslatok tézisek átfogalmazására

I. TÉZIS 4. PONTJA

Mertinger professzor kérdései alapján az I. tézis 4. pontjának következő átfogalmazását 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.)

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 $173 \mu\text{m}$ -es, 1800 K-en lágyított 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 huzalokon ismereteim szerint eddig nem vizsgálták, az I. tézis 5. pontját újdonság-értékűnek tartom.

Az I. tézis 5. pontjának következő átfoglalmazását 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 rácsstorzulást 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 javasolom.

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 $\text{P}(\text{O}_2)$ nyomású vákuumkamrában).

Budapest, 2014. március 17

Gaal István
a fizikai tudományok kandidátusa

Az értekezésben nem szereplő hivatkozások

- Cahn J.W., Fife P., Penrose O.: (1997) Acta mater. 45 (10) 4397-4413
Crocombette J.P., Jollet L. Thien Nga L., Petit, T.: (2011) Phys. Rev. B 64, 104107
Delfaut L., Moya R., Kobylanski A.: (1993) Proc. 13th Int. Plansee Seminar Vol.4 116-131
Kozma L., Gaal I., Bartha L.: (1983) DIMETA-82 Diffusion in Metals and Alloys. Diffusion and Defect Monograph Series No 7. Trans Tech. Publications, Switzerland p. 597-600
Liu B., Raabe D., Eisenlohr P., Roters F, Arsenlis A., Hommes G.: (2011) Acta Materialia 59 (1) 7125-71240
Hillert M.: (1983) Scripta metall. matter. 17, 237
Sutton, A.P., Baluffi R.W: (1995). Interfaces in Crystalline Materials, Calderon Oxford, p.514ff