Válasz opponensi bírálatra

Opponens: Dr. Beke Dezső, egyetemi tanár, az MTA doktora

Köszönöm Beke Professzor Úr alapos opponensi véleményét, megjegyzéseit és kérdéseit. A bírálatban feltett kérdésekre, illetve megjegyzésekre válaszaimat az alábbiakban adom meg. Válaszaim sorrendje a kérdések illetve megjegyzések bírálatbeli előfordulási sorrendjét követi.

Válaszok

Megjegyzés 1.

a 3.5 ábra szövegében az ábrák számozása hibás

Az ábrafelirat helyesen:

3.5 ábra A digitalizált DC magnetométer vezérlőpaneljének két képernyőképe. Lemágnesezési (**3.5/a ábra**), illetve mérési üzemmódban (**3.5/b ábra**). (saját mérés)

Megjegyzés 2.

Ugyanakkor a szerző által Multiphase Hyperbolic Model-nek (MH-modell) nevezett (több mágnesesen eltérő elemeket tartalmazó anyagokra vonatkozó) általánosított modell eredetiségével kapcsolatban kérdések merülnek fel.

Kérdés 1.

Egyáltalán, mennyivel több a szerző sajátjának tartott modell a szuperpozíció elvét alkalmazó és [S17]-ben "jól leírt hiperbolikus modellként" hivatkozott modellnél? Kérem a jelöltet válaszában pontosan adja meg, hogy a fenti modell kidolgozása mennyiben köthető az Ő tevékenységéhez.

A Takács Jenő Professzor Úr által publikált, a mágneses hiszterézis leírására kidolgozott, T(x) elnevezésű modellt 2005. év során ismertem meg az [1] publikáció alapján. Első lépésként e modell eredeti változatának alkalmazhatóságát vizsgáltam meg különböző lágymágneses ötvözetekre. Azt tapasztaltam, hogy a T(x) modell csak meglehetősen pontatlanul illeszthető a normál mágnesezési görbe – origótól a telítésig terjedő – teljes tartományára. Ennek alapvető oka az, hogy a T(x) modell a reverzibilis mágnesezési folyamat leírására lineáris függvényt használ, ami a telítési jelenség leírását lehetetlenné teszi. Ezért a T(x) modellben szereplő, a reverzibilis mágnesezési folyamat leírására szolgáló lineáris tagot a fizikailag indokolhatóbb tanh függvényre módosítottam, és kizárólag a megkülönböztethetőség céljából a modell e változatát hiperbolikus modellnek neveztem el.

Ez követően a hiperbolikus modell alkalmazhatóságát tanulmányoztam jelentősen eltérő mágneses jellemzőkkel rendelkező, lágymágneses ötvözeteken. Megállapítottam, hogy a modell e verziója csak a mágneses szempontból homogén – egy ferromágneses fázist

tartalmazó – ötvözetek mágnesezési görbéinek leírására alkalmas. A mágneses szempontból inhomogén, azaz több eltérő mágneses tulajdonságú fázist tartalmazó ötvözetek esetén a hiperbolikus modell e változata már nem adott kielégítő eredményt.

A kutatás e pontján vettem fel a kapcsolatot Takács Professzor Úrral az Oxfordi Egyetemen és három éven át (2006-2008) dolgoztunk a hiperbolikus függvényekből felépíthető modell továbbfejlesztésén. Közös munkánk során javasoltam a modell kiterjesztését a több ferromágneses fázist és/vagy szövetelemet tartalmazó ötvözetekre. Feltételeztük, hogy e fémtani rendszerekre is érvényes a szuperpozíció elve, azaz az eltérő mágneses viselkedésű fázisok vagy szövetelemek mágneses hozzájárulása egymástól függetlennek tekinthető. Közös munkánk során a hiperbolikus modellt alkalmassá tettük arra, hogy több mágneses elemet tartalmazó, azaz például több ferro-, illetve ferrimágneses tulajdonságú fémtani fázist tartalmazó ötvözetek mágnesezési görbéinek leírására is alkalmazható legyen. Elvégeztük a modell validálását az általam javasolt rétegezett modell mintákon, aminek eredménye a [2] számú publikációnkban jelent meg. A továbbiakban a hiperbolikus modell kiterjesztett változatát többfázisú hiperbolikus modellnek (Multiphase Hyperbolic Modell illetve, MH-modell) neveztem.

Az MH-modell fejlesztése és egyes alkalmazási területeinek keresése tehát Takács Professzor Úrral végzett közös munkánk során történt a 2006, 2007, 2008 években. A kutatómunka során – megítélésem szerint – jelentősen hozzájárultam a T(x) illetve, hiperbolikus modellnek a több ferromágneses fázist tartalmazó ötvözetek leírására való kiterjesztéséhez (azaz az MH-modell kidolgozásához). Ennek alapján fogalmaztam meg az 1. tézispontomat.

Egyetértek Tisztelt Bírálómmal, Takács Professzor Úr társszerzőivel a hiperbolikus függvényekből felépített modellt alkalmazta a domenfal mozgási, illetve forgási folyamatok megkülönböztetésére. Az ezzel kapcsolatos eredményeiket [3] közel 10 hónappal a mi közös cikkünk publikálása előtt megjelentették [2]. Takács Professzor Úr más társszerzőkkel végzett munkáiról, illetve a nevezett publikációjukról nem rendelkeztem információval. Hangsúlyozni szeretném azonban, hogy a hiperbolikus modell több ferromágneses fázist tartalmazó ötvözetekre való alkalmazása először a [2] publikációban jelent meg.

A további években Takács Professzor Úrtól függetlenül végeztem kutatásaimat.

Elkészítettem az MH-modell kezeléséhez, a mágnesezési görbék grafikus megjelenítéséhez és a mágneses elemekre bontáshoz szükséges LabView alapú szoftvert, amivel a modell alapú kiértékelést minden későbbi munkám során végeztem.

Az MH-modell alapú kiértékelést valódi (több ferromágneses szövetelemet tartalmazó) ötvözetekre alkalmaztam. Ezzel a modell további validálását végeztem el Lean duplex korrózióálló [4] és TRIP acélokra [5], [6]. Továbbá a modell alapú kiértékelés anyagvizsgálati alkalmazási lehetőségeit vizsgáltam illetve, dolgoztam ki [7].

Kérdés 2.

A 4.11 ábrán látható, hogy a – lényegében a vizsgált minta koercitív terével arányos – H_{cm} paraméter a légréstől független a 0-0,88 mm légrés tartományban. Ennél nagyobb értékekre azonban értéke növekszik. Mi lehet ennek a magyarázata és milyen mérési utasítás következik ebből? A minta koercitív terének 0,88 mm feletti légrés esetén tapasztalt növekedése a mérési, illetve a kiértékelési eljárásból adódik. A minta és a mérőfej közötti légrés (lift-off) növekedésének hatására a mágnesező járom terének egyre nagyobb része szóródik, azaz nem a mérendő mintán keresztül záródik. Ez azt eredményezi, hogy a mágneskörben a minta mágneses járuléka csökken, s az egy kritikus méretű légrés felett már alig mérhetővé válik. Ez az MH-modell alapú kiértékeléskor azt eredményezi, hogy a mintához rendelt mágneses tag súlytényezője (az értekezés (7)-(10) egyenleteiben a π tényező) csökken, illetve közel zérussá válik. Ekkor az illesztett görbe alakja már függetlenné válik a minta koercitív terétől (az értekezés (8)-(9) egyenleteiben a α_2 tényező) és így annak számított értéke hibássá válhat.

Ennek megfelelően mérőfej és légrés független mérések végzése esetén szükséges megadnunk a megengedhető legnagyobb légrés nagyságát. Ez függ a mérőfej által gerjesztett mágneses tér nagyságától így értéke mérőkészüléktől függő.

A vizsgálataim során tanulmányozott három eltérő anyagú (lemezelt FeSi, MnZn ferrit, lágyvas) mérőfejet használtam. A mérőfejek geometriája, a gerjesztő és detektor tekercsek menetszámai továbbá a készülék egyéb részei, mint a meghajtó és mérő erősítő minden esetben azonosak voltak. Megítélésem szerint a mérések során tapasztalt 0,88 mm nagyságú legnagyobb légrés mindenben megfelel a gyakorlati mérések által támasztott igényeknek. A légrés ugyanis a felületre elhelyezett mérőfej rossz illeszkedéséből, "billegéséből" származik, amit a mért felület íveltsége és/vagy egyenetlensége okozhat. Ezek a hatások azonban jóval kisebb légrést eredményeznek, mint méréseim során adódott 0,88 mm-es legnagyobb méret.

Kérdés 3.

Sajnos a fejezet szövegében előfordulnak jelölésbeli hiányosságok, hibák. Például a központi ((3)-(10)) egyenletekben mi az A_i valamint N_i jelentése? Inkább csak sejthető, hogy A_i az i-edik elem mágneses térfogata, mert R_i a relatív térfogat arány. Ennek alapján azt gondolnám, hogy A_i-k, R_i-kre cserélendők, hiszen akkor adódik a (8)-nak megfelelő alak (és a (10) kifejezésben szereplő V-k is R-ket jelölnek), Így van ez? A ϕ és ϕ betűk gondolom ugyanazt jelölik.

Elnézést kérek a jelölésbeli zavarokért. A (3)-(6) és a (7)-(10) egyenletcsoportokban alkalmazott jelölések valóban nem konzekvensek. Ennek oka, hogy a modell általános egyenleteinek (3)-(6) felírásakor részben más jelöléseket használtam, mint a két irreverzibilis és egy reverzibilis mágneses járulékot tartalmazó (7)-(10) egyenlet csoportban. Az utóbbi jelölésrendszert tartalmazza a modell grafikus megjelenítését szolgáló – általam készített LabView alapú – szoftver is.

A (3)-(6) egyenletekben A_i -vel jelölt mennyiség azonos tartalmú a (7)-(10) egyenletcsoportban a π és Φ mennyiségekkel. E mennyiségek a mágneses elemek súlytényezői, amikből azok relatív térfogat aránya számítható.

A relatív térfogat arány jelölésére a (6) egyenletben az R_i amíg a (10) egyenletben a V_{irrev1} , V_{irrev2} és V_{rev} jelölések szolgálnak.

A (3)-(6) egyenlet csoportban N_i - vel jelölt mennyiség, a (7)-(10) egyenletekben az Ni_1 , Ni_2 és N_r mennyiségek megfelelője. E paraméterek a tanh függvények argumentumán belül lévő

szorzótényezők s így az illesztett tanh függvények meredekségének "beállítására" szolgálnak. Közvetlen fizikai jelentésük nincsen.

A két egyenlet csoportban sajnálatosan eltérő módon alkalmazott jelöléseket az alábbi táblázatnak megfelelően rendelhetjük össze.

Az általános alakot reprezentáló (3)-(6) egyenletekben	A két irreverzibilis és egy reverzibilis mágneses elemet tartalmazó (7)-(10) egyenletekben
A ₁	1
A ₂	π
A ₃	Φ
R ₁	V _{irrev1}
R_2	V _{irrev2}
R ₃	V _{rev}
N ₁	N _{i1}
N ₂	N _{i2}
N ₃	N _r

Természetesen a szövegben szereplő ϕ a (7)-(10) képletekben szereplő Φ -vel azonos mennyiséget jelöl.

Ismételten elnézést kérek a nem konzekvens jelölések alkalmazásáért.

Kérdés 4.

Az 5.1 fejezet a melegszilárd acélok leromlási folyamatainak vizsgálatáról számol be....

i) Kérdésem: nem lehet, hogy továbbra is a Barkhausen-zaj RMS értékének vizsgálata, és ebből a koercitív tér származtatása egyszerűbb?

A Barkhausen-zaj mérése alapján a koercitív tér meghatározására több lehetőségünk van. A két leggyakoribb eljárásra utalok az alábbiakban.

1. Felhasználhatjuk, hogy a Barkhausen-zaj RMS értéke és a minta koercitív tere tipikusan ellentétes módon változik. Ugyanis, a nehezedő domenfal mozgás a Barkhause-zaj RMS értékének csökkenését másrészt a koercitív tér növekedését eredményezi. Így az adott mérőkészülékre és a vizsgált anyagra vonatkozó (Barkhausen RMS – H_c) kalibrációs görbe segítségével a koercitív tér származtatható.

2. Egy további lehetőség, hogy a Barkhausen-ugrások amplitúdóját a gerjesztő mágneses tér függvényében ábrázoljuk, így egy két csúcsot tartalmazó görbéhez jutunk. Megfelelő burkológörbe illesztése után a két csúcs "távolsága" meghatározható, ami a szerkezeti acélok esetén jó közelítéssel megfeleltethető a korecitív tér kétszeresének (1. ábra).



1. ábra A koercitív tér meghatározásának egy lehetősge a Barkhausen-zaj mérése alapján.

E mérési módszereket korábbi munkáim során alkalmaztam. Az 1. pontban leírt eljárás – megítélésem szerint – nem eléggé megbízható. Ennek több oka van; egyrészt ha a mérőfej nem tökéletesen illeszkedik a minta felületén az a Barkhausen-zaj mérése során nagy mérési hibát okozhat. Másrészt a Barkhausen-zaj RMS értékét a minta (kémiai összetételéből, szövetszerkezetéből és hibaszerkezetéből adódó) koercitív terén kívül rendkívül erősen befolyásolja annak feszültségi állapota is. E két hatás elkülönítésére megbízható eljárást nem ismerek.

A 2. pontban ismertetett mérési módszer csupán azt használja ki, hogy a hiszterézis görbe mentén a legnagyobb Barkhausen-ugrásokat a vízszintes tengelymetszeteknek megfelelő pontokon való áthaladás során kapjuk. Ez a megállapítás szerkezeti acél minták esetén többnyire jó közelítéssel teljesül. A mérés segítségével az adott gerjesztési szinthez tartozó hiszterézis görbére vonatkozó tengelymetszeteket kaphatjuk meg. Mivel a Barkhausen-zaj mérésére szolgáló mérőfejek közel sem képesek telítésig gerjeszteni a szerkezeti acél mintákat így a valós (telítési hiszterézis hurokból származtatható) koercitív tér meghatározása gyakorlatilag nem lehetséges.

Az ismertetett modell alapú kiértékelési eljárással a mágneses telítés állapotára tudunk extrapolálni s így a koercitív tér meghatározása sem teszi szükségessé a minta telítésig való mágnesezését. A értekezésem 44. oldalán ismertetett vizsgálatok során a hőfárasztott próbatestek normál mágnesezési görbéinek méréssel meghatározott szakaszára történt az MH-modell illesztése s ennek alapján a koercitív tér számítása. Megítélésem szerint ez az eljárás – bár összetettebb – a koercitív tér pontosabb meghatározására ad módot, mint a Barkhausen-zaj mérése.

Kérdés 5.

Az 5.1 fejezet a melegszilárd acélok leromlási folyamatainak vizsgálatáról számol be....

Kérdésem az ii) és iii) megállapításokhoz: az értekezés címével összhangban mi lehet a mágneses paraméterek változásának anyagszerkezeti magyarázata?

ii)

A 15Mo3 acél anyagú mintasorozaton megállapítottam, hogy a hőfárasztó vizsgálat mágneses anizotrópiát indukál. A hőfárasztó vizsgálat során a hengeres minta két vége mereven rögzített. A felfűtési ciklusban nyomó a gyors hűtési ciklusban húzófeszültség ébred a vizsgált mintában, aminek értéke meghaladja a folyáshatárt, azaz a minta minden hőfárasztó ciklusban képlékeny alakváltozást szenved.

Vizsgálataim során azt tapasztaltam, hogy a mintában (keresztirányú) mágneses anizotrópia indukálódik, aminek értéke a hőfárasztó ciklusok számával növekszik.

A mágneses anizotrópia létrejötte alapvetően három okra vezethető vissza. Ismerünk kristály-, alak- és feszültség anizotrópiát. A kristály (vagy kristálytani) anizotrópia megmutatja, hogy eltérő kristálytani irányokban történő mágnesezés esetén, hogyan változnak a mágnesezési görbék. Alak anizotrópia létrejöhet a minta alakjából adódóan (különböző irányokban eltérő lemágnesezési tényezők következtében) és szerkezeti okokra visszavezethetően. Ezek lehetnek szövet-, illetve mikroszerkezeti okok. Anizotrópiát létrehozó szövetszerkezet ok lehet a fémtani szemcsék elnyújtott alakja, ami létrejöhet például képlékeny alakítás hatására. A miroszerkezet egyes átalakulásai is indukálhatnak mágneses anizotrópiát. Ilyenek az ötvözetekben bekövetkező rendeződési folyamatok, aminek során egyes ötvözők rácsbeli elhelyezkedése szisztematikusan megváltozik. Ilyen például a hőkezelés során a FeNi szilárdoldatban (Permalloy ötvözet) történő rendezett rácsú szilárd oldat kialakulása. Anizotrópia létrejöttét okozhatja mechanikai feszültség is. Ez lehet a darabot terhelő külső feszültség vagy a mintán belüli maradó feszültség is, ami korábbi képlékeny alakítás, hőkezelés vagy ezek kombinációjaként jöhet létre.

Ismert, hogy mágneses anizotrópiát indukálhat számos folyamat. Ilyenek – egyebek mellett – a képlékeny alakítás, mágneses térben történő hőkezelés, képlékeny alakítás és hőkezelés kombinációjaként létrejövő ún. termomechanikus alakítás, mechanikai feszültség alatt történő hőkezelés, részecske besugárzás, fém olvadék megszilárdulása irányított hőelvonás mellett. Ezek többségét iparban meghonosodott technológiákban alkalmazzák. Ismert, hogy a műszaki gyakorlatban elterjedt Goss- illetve kocka textúrás FeSi transzformátor lemezek gyártása képlékeny alakítás és hőkezelés kombinálásával történik.

A hőfárasztásnak alávetett minták esetén a metallográfiai vizsgálat nem mutatott ki számottevő szövetszerkezeti változást. A szemcsék alakjának megváltozása nem volt kimutatható. Így az indukált anizotrópia létrejöttét – megítélésem szerint – két jelenség okozhatja. Egyrészt, a mintákon belüli maradó feszültségek létrejötte. Másrészt, a szemcsék orientációjának változása a több ezer cikluson keresztül, emelt hőmérsékleten ismétlődő képlékeny alakváltozás hatására.

Feltételezem ugyanis, hogy az ismétlődő képlékeny alakváltozás hatására statisztikusan megváltozik a szemcsék orientációja. Azaz, a hőfárasztó igénybevétel hatására növekszik a gyakorisága azon szemcséknek, amelyek esetén valamely a könnyűmágnesezési iránytól

különböző kristálytani irány a minta tengelyére (azaz a terhelő feszültségre) merőleges, aminek hatására mágneses anizotrópia jön létre.

E feltételezés igazolása további vizsgálatokat igényel. A vizsgálatokat megkezdtem, egy eredeti állapotú és három hőfárasztásnak alávetett minta EBSD vizsgálatát kívánom elvégezni az orientációs viszonyok vizsgálata céljából. E vizsgálatok eredménye néhány hónapon belül várható.

iii)

A Gleeble termomechanikai szimulátorban végrehajtott hőfárasztó vizsgálat – a kísérlet céljának megfelelően – csekély mértékű károsodást illetve szerkezeti változást okozott a mintákban. Tapasztalatom szerint e változások kimutatására a hagyományos hiszterézis görbéből származtatott mágneses jellemzők nem alkalmasak illetve nem elég érzékenyek.

Ugyanis, a válaszjel spektrumának legnagyobb amplitúdójú, f₀ frekvenciájú komponense relatíve nagy amplitúdójú és mintegy "elnyomja" a nagyobb frekvenciájú komponensek változásának hatását.

Az NLHA eljárás során módunk van a szerkezeti változásra legérzékenyebben reagáló felharmonikus amplitúdóját vagy fázisszögét szerkezet érzékeny jellemzőként használni.

Megítélésem szerint az 5. illetve 7. felharmonikus fázisszögének kimutatott változásának anyagszerkezeti magyarázatát az ii) pontban részletezett szemcse orientáció változás okozza.

Kérdés 6.

A 6.2.2 fejezetben szuperduplex (2507 típusú) korrózióálló acélban vizsgálata a ferrit fázis hőkezelés hatására történő bomlását. ...

Jó lett volna, ha a ferrit bomlási energiájának meghatározására szolgáló Arrheniusfüggvényt is bemutatja.

Dolgozatomban terjedelmi okból nem szerepeltettem az aktiválási energia meghatározásához felvett Arrhenius-függvényt.

A 2. ábrán a ferrit fázis mennyiségével arányos telítési polarizáció változásának logaritmusa szerepel a függőleges tengelyen, a vízszintes tengely pedig a hőkezelés hőmérsékletének reciprokát tartalmazza.

Ahol: $M\tilde{u}_0$: a vákuum permeabilitása, M_{S0} : a kiinduló (nem hőkezelt) minta telítési mágnesezettsége, M_S : telítési mágnesezettség a hőkezelést követő állapotban.

Az illesztett egyenes meredekségéből számított aktiválási energia: 21294 (K) * 8,31 (J/K mol) = 176953 J/mol = 177 kJ/mol



2. ábra A ferrit bomlási energiájának meghatározásához felvett Arrhenius-függvény.

Megjegyzés 3.

A 6.23 ábra aláírása szerint a telítési mágnesezettség, ferrit relatív térfogataránya látható a hőkezelési idő függvényében, bár a 6.23. b) ábra az a) ábra 0 és 16 perc közötti kinagyítását mutatja.

Elnézést kérek, a téves ábrafelirat miatt. Az ábrafelirat helyesen:

6.23 ábra Az egységesen 900 °C hőmérsékleten hőntartott minták mérési eredményei.

A fajlagos telítési mágnesezettség a hőkezelési idő függvényében.

Kérdés 7.

A 6.2.3. fejezetben a lean-duplex (V2101Mn típusú) korrózióálló acélokon hidegalakítás hatását követte ...

Kérdésem ezzel kapcsolatban: a koercitív tér értéke a minta feszültségi állapotától is függ. Hogyan lehet a diszlokáció-sűrűség és a feszültség-tér hatását szeparálni, megnyugtatóan elválasztani?

Az anyagban ébredő mechanikai feszültségeket két alapvető csoportra oszthatjuk. Beszélhetünk külső feszültségekről (elsőrendű feszültségek), amiket külső terhelő erők hoznak létre és maradó feszültségekről, amik az anyagban visszamaradnak a külső terhelés megszűnését követően. A maradó feszültségek esetén hatótávolságuk szerint megkülönböztetünk makro- és mikro-feszültségeket. A makro-feszültségek (másodrendű feszültségek) közel állandóak a szemcseméretet meghaladó méretű tartományokban, amíg a mikro-feszültségek (harmadrendű feszültségek) értéke jelentősen változik, sokszor előjele is megfordul a szemcseméretnek megfelelő tartományokban. A maradó mikro-feszültségek a kristályhibák, elsősorban a diszlokációk feszültségteréből adódódnak. Ezek a kristályhibák velejárói, azoktól nem válaszhatók el így a reális anyagok esetén mindig megjelennek.

Mérnöki szempontból a maradó makro-feszültségek fontosabbak ugyanis ezek az inhomogén képlékeny alakváltozás hatására, illetve fáradási, törési folyamatok során alakulnak ki. A makro-feszültségek tehát az anyag előéletétől függőek, azonban megfelelő hőkezeléssel nagymértékben csökkenthetőek. A makro-feszültségek a röntgendiffrakciós spektrum vonalainak eltolódását, amíg a mikro-feszültségek a vonalak kiszélesedését okozzák [8], [9], [10].

A külső és a maradó feszültségek mindkét fajtája kölcsönhatásba lép a doménekkel és doménfalakkal. Egymásra gyakorolt hatásukat feszültségterek külcsönhatásaként is értelmezhetjük.

A magnetistrikció jelensége miatt a doménfalak által elfoglalt térfogatrészekben az anyag mechanikai feszültségi állapota eltérő a szomszédos domének feszültségi állapotától [11]. A mágnesezési folyamat során az elmozduló doménfalak, illetve ezek feszültségtere kölcsönhatásban van az anyagon belüli hosszú- és rövidtávú feszültségterekkel [12]. Ismert továbbá, hogy a mechanikai feszültségek befolyásolják a kialakuló doménszerkezetet. E hatások eredményeképpen a doménfalak mozgására, a mágnesezési görbék alakjára s így számos mágneses jellemzőre a mechanikai feszültség hatást gyakorol [13].

A szerkezetérzékeny mágneses jellemzők mindegyikét befolyásolják az anyagban ébredő mechanikai feszültségek és a rácshibák egyaránt. Így a Barkhausen-zaj jellemzőit, a koercitív térre és egyéb a hiszterézis hurokból származtatható jellemzőkre is hatást gyakorol mindkét előbb említett hatás.

Vizsgálataim során méréseimet leterhelt próbatesteken végeztem, azaz azokban külső feszültségek nem ébredt ek. A maradó mikro-feszültségek a kristályhibáktól nem válaszhatók azok velejárói. A mágneses mérések során kiértékelési problémát a maradó makro-feszültségek és a kristályhibák (elsősorban a diszlokációk) hatásának szétválasztása okozza. Megítélésem szerint kizárólag mágneses mérésekkel e hatások szétválasztása nem lehetséges. Természetesen kiegészítő mérési eredmények (röntgendiffrakciós mérések, egyes fémtani szemcséken végzett mikrokeménység mérések) segítségünkre lehetnek a két említett hatás megkülönböztetésében.

Dolgozatom 6.2.3 fejezetében hengerléssel hidegen alakított Lean-duplex korrózióálló acél mintákat vizsgáltam. Az AC és DC mágneses mérések (telítési polarizáció mérés) eredményeként azt kaptam, hogy az α'-martenzit 30%-os mértékű hideghengerlés hatására jelenik meg az ötvözetben. Másrészt azt tapasztaltam, hogy a mechanikai keménység intenzíven növekszik a 0-30% alakítottsági tartományban (6.38 és 6.49 ábrák). Ugyanebben a tartományban a teljes ötvözet minta (6.43 ábra) és a ferrit fázis koercitív terének (6.41 ábra) növekedését mutattam ki. Ezek alapján következtettem arra, hogy a keménység növekedésének hátterében elsősorban a ferrit alakítási keményedése (diszlokációsűrűségének növekedése) áll. Természetesen a ferrit koercitív terének tapasztalt növekedéséhez az е szemcsékben létrejövő maradó makro-feszültségek is hozzájárulhatnak. Meggyőződésem azonban, hogy ilyen intenzív képlékeny alakítási folyamat hatására a ferrit szemcséken belüli maradó makro-feszültségek a csúszósíkok elmozdulása miatt nagyrészt relaxálódnak s így hatásuk nem változtatja meg számottevően a mágneses koercitív tér értékét. Ez alátámasztja, hogy az alakított LDSS mintákon végzett röntgendiffrakciós mérések során a ferrithez tartozó vonalak eltolódása nem volt kimutatható (6.44 ábra).

5. tézisemben a 15MO3 és a 1Cr-0,5Mo-0,25V típusú acélokon végzett kúszatási kísérletek eredményeiből vontam le következtetést a minták koercitív terének csökkenésére vonatkozóan, amit a diszlokációk szemcsehatárra történő vándorlásával, azaz a szemcséken belüli diszlokáció sűrűség csökkenésével magyaráztam. A diszlokációs szerkezet ilyen irányú változását mindkét mintasorozaton igazolták a TEM vizsgálatok (5.19 és 5.25 ábrák). Itt is felmerülhet a kérdés, hogy a koercitív tér kimutatott változása kizárólag a diszlokáció-sűrűség csökkenése miatt jelentkezik vagy ebben esetlegesen szerepe van a szemcséken belül kialakuló maradó makro-feszültségeknek is. A kúszató vizsgálatok 550 °C, illetve 650 °C hőmérsékleten történtek. Feltételezem, hogy a kúszás során a szemcsék esetleges inhomogén alakváltozásból eredő, krisztallitokon belüli makro-feszültségek a magas hőmérsékleten végzett vizsgálatok során relaxálódtak s így nem gyakorolnak hatást a minták koercitív terére.

Ismételten köszönöm Professzor Úr szakértő, gondos bírálói munkáját.

Budapest, 2015. március 10.

Mészáros István

Hivatkozott közlemények

- [1] J. Takacs: Mathematics of Hysteresis Phenomena (Wiley-VCH Verlag, Weinheim) 2003.
- J. Takacs and I. Mészáros: Separation of magnetic phases in alloys. PHYSICA B 403 (2008) pp. 3137-3140
- [3] L.K. Varga, Gy. Kovacs, J. Takacs: Modeling the overlapping, simultaneous magnetization processes in ultrasoft nanocrystalline alloys, Journal of Magnetism and Magnetic Materials 320 (2008) L26–L29
- [4] I Mészáros: Magnetic Measurement and Model Based Characterisation of Phase Transformation in Lean Duplex Stainless Steel, MATER SCI FORUM 721: 96-101 (2012)
- [5] I Mészáros: Magnetic characterization of phase transformations in TRIP steels, J ELECTR ENG 59: 86-89 (2008)
- [6] I Mészáros: Study of Phase Transformation in TRIP Steels, In: Stépán G, T. Szalay, Á. Antal, I. Gyurika (szerk.) Gépészet 2010: Proceedings of the Seventh Conference on Mechanical Engineering. Budapest: Budapest University of Technology and Economics, 2010. p. 006. (ISBN:978-963-313-007-0)
- [7] I Mészáros: Novel data evaluation technique for magnetic NDT measurements, In: M Bieth, J Whittle (szerk.) JRC Scientific and Technical Reports: NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear and Pressurised Components. Luxembourg: European Comission Joint Research Centre, Institute for Energy, 2008. pp. 390-396
- [8] Ungár Tamás: A nagyfelbontású röntgen profilanalízis új módszere, Akadémiai doktori értekezés, 1988.
- [9] I.C. Noyan, J.B. Cohen: Residual Stress, Springer-Varlag, New York, Berlin, 1987.
- [10] D. Amos, B. Eigenmann, E. Macherauch: Z. Metallkunde <u>85</u>, 317 (1994)
- [11] B.D. Cullity, C.D. Graham: Introduction to magnetic materials, 2nd ed. IEEE Press, Whiley, 2009, p. 310
- [12] Handbook of magnetism and advanced magnetic materials, Ed.: H. Kronmüller, S. Parkin, Whiley 2007.
- [13] Concise encyclopedia of magnetic and superconducting materials, Ed.: K.H.J. Buschow, 2nd ed. Elsevier, 2005.