

Válasz opponensi bírálatra

Opponens: Dr. Verő Balázs, egyetemi tanár, az MTA doktora

Mindenekelőtt köszönöm Verő Professzor Úr szakértő és alapos opponensi véleményét, segítő értékelését, megjegyzéseit és kérdéseit. Gondolatébresztő megjegyzései és kérdései lehetőséget adtak az értekezésben bemutatott eredmények alapos elemzésére, értékelésére és továbbgondolására.

Köszönöm bírálómnak a dolgozatomban előforduló elírásokkal és pontatlan szóhasználatokkal kapcsolatos észrevételeit. Ezek mindegyikével egyetértek.

A bírálóban feltett kérdésekre, illetve megjegyzésekre válaszaimat az alábbiakban adom meg. Válaszaim sorrendje a kérdések illetve megjegyzések bírálóbeli előfordulási sorrendjét követi.

Válaszok

Kérdés 1.

Kérem Jelöltet, hogy a Vértesy Gábor és szerzőtársa által publikáltakhoz képest egyértelműen adja meg a MAT továbbfejlesztésében elért eredményeit. Arra is választ kérek, hogy miért szükséges a nagyszámú mérési adat közül egy saját fejlesztésű szoftverrel kiválasztani a jelenséget legjobban leíró mágneses jellemzőt, ha eleve kijelentjük, hogy az alhurkok mérésekor a mágneses permeabilitást mérjük.

A Mágneses adaptív teszt (MAT) elnevezésű vizsgálat kifejlesztése Vértesy Gábor és Iván Tomas kutatók nevéhez fűződik.

Vértesy Gáborral végzett közös kutatásaink során a MAT eljárást alkalmaztuk ausztenites korrózióálló acélban képlékeny hidegalakítás hatására létrejövő alakítási martenzit fázis kimutatására [1], [2], [3]. TRIP acélban képlékeny alakítás hatására végbemenő martenzites fázisátalakulás vizsgálatára [4], továbbá öntöttvas minták vizsgálatára [5].

Munkám során vizsgáltam és optimalizáltam a MAT eljárás mérési beállításait, továbbá az alkalmazott mérőfej anyagának és kialakításának hatását a kapott mérési eredményekre [6], [7].

A MAT vizsgálat alapgondolata, hogy az anyagokban bekövetkező szerkezeti változásokat a legnagyobb érzékenységgel általában nem a mágneses telítéshez tartozó hiszterézis görbéből származtatott mennyiségek egyikével tudjuk jellemezni. A vizsgálat során szimmetrikus háromszöggel történik a gerjesztés, aminek amplitúdóját és meredekségét lépésről-lépésre szisztematikusan változtatja a mérést vezérlő szoftver. Az így rögzített adattömb permeabilitás görbék sokaságát tartalmazza. Ennek kiértékelése során választjuk ki azt a beállítást, azaz amplitúdó és meredekség kombinációt ahol a vizsgált mágneses jellemző a legnagyobb érzékenységgel reagál a kimutatandó szerkezeti változásra.

Kérdés 2.

A mágnességről mint fizikai jelenségről szóló részt szívesebben olvastam volna az értekezés elején, és azt is helyénvalónak tartottam volna, ha ez bővebb terjedelmű. A szövetszerkezeti és hibaszerkezeti főleg azonban ez utóbbi változások és a mágneses jellemzők közötti kapcsolat feltárása ugyanis feltételezi a mágnesség atomi szintű értelmezését, különösen ferromágneses anyagokban. Értelmezni kellett volna a kicserélődési kölcsönhatás fogalmát, és a doménfal jellegéről is szólni kellett volna.

E kérdéshez tartozó válaszomat a 16. és 29. kérdésekre adott válaszaiban fejtettem ki.

Kérdés 3.

Ezzel kapcsolatban kérem Jelöltet annak bemutatására, hogy fizikailag miért tartja indokoltnak a tangens hiperbolikus függvény bevezetését, bár Jelölt a 25. oldalon erre vonatkozóan kvantummechanikai alapon nyugvó értelmezést. ad.

A hiperbolikus függvények alkalmazásával felépített $T(x)$ modellben a reverzibilis mágnesezési tag egy lineáris függvény (dolgozatomban szereplő (2) számú összefüggés). Ezt a közelítést csak a mágnesezési görbék kezdeti szakaszán alkalmazhatjuk sikeresen. A mágneses telítés jelenségének leírásához olyan matematikai függvényre van szükségünk, ami aszimptotikusan tart egy értékhez. A tangens hiperbolikus függvény ennek a feltételnek eleget tesz ugyanis: $\lim_{x \rightarrow \infty} \tanh(x) \rightarrow 1$, illetve $\lim_{x \rightarrow -\infty} \tanh(x) \rightarrow -1$.

Másrészről a $\tanh$ függvény alkalmazását fizikailag indokolja, hogy a kvantummechanikai Brillouin függvény $J=1/2$ helyettesítéssel $\tanh$ függvényre vezet.

$$B(J, x) = \frac{2J+1}{2J} \coth\left(\frac{2J+1}{2J}\right)x - \frac{1}{2J} \coth\frac{1}{2J}x \quad (1)$$

$J=1/2$ helyettesítéssel:

$$B(x) = 2 \coth(2x) - \coth x \equiv \tanh x$$

Ahol: J a teljes momentum azaz, az egyes pályákon keringő elektronok pálya- és spinmomentumának eredője.

Kérdés 4.

Kérdésem továbbá, hogy a mágnesezési görbe MH modellezésének kezdetekor milyen alapon választja meg a mágneses elemek számát?

A mágneses elemek számának ismeretében kell az MH-modell vonatkozó alakját felírunk, tehát a mágneses elemek számát a modell alkalmazásakor ismernünk kell. A mágnesezett térfogat minden eltérő mágneses tulajdonságú térfogatrészéhez a modellben rendelünk egy irreverzibilis mágnesezési tagot.

Ötvözetek esetén a mágneses elemek száma meg kell, egyezzen az ötvözetben lévő rendezett mágneses tulajdonságú (azaz ferro- vagy ferrimágneses) fázisok, illetve szövetelemek számával. Tehát a modell vonatkozó alakjának felírása szükségessé teszi az

ötvozet szövetelemeinek ismeretét. Ez azonban a modell gyakorlatban való alkalmazását nem nehezíti.

Kérdés 5.

A meggyőző eredményekkel kapcsolatban kérem Jelöltet, hogy pontosítsa a 4.3. táblázatban szereplő relatív térfogatarány „mért” és „számított” jelzőjének jelentését!

Kérdésem továbbá, hogy a réteges minták egyes elemei között milyen volt a kapcsolat, nem kellett volna-e az egyes rétegek közötti légréssel, mint mágneses elemmel számolni?

Az MH-modell validálásához laboratóriumi körülmények között könnyen előállítható mintákat készítettem. Ezek jelentősen eltérő mágneses tulajdonságokkal rendelkező lemezminták rétegezésével épültek fel. E minták előnyösek voltak, mert az azokat felépítő lemezek mágnesezési görbéit külön-külön is meg tudtam mérni és a lemezcsomagban a relatív térfogat arányukat a keresztmetszetük hányadosaként pontosan tudtam számolni.

A két eltérő mágneses tulajdonságú lemez felhasználásával létrehozott mintákra az MH-modellnek a két irreverzibilis és egy reverzibilis mágneses járulékot tartalmazó alakját alkalmaztam (amit a dolgozatomban szereplő (7)-(10) egyenletcsoport ír le).

Az egyenletekben szereplő π és Φ jelű mennyiségek a mágneses elemek súlytényezői, amikből azok relatív térfogat aránya (V_{irrev1} , V_{irrev2}) számítható (a (10) egyenletek alapján).

A π és Φ jelű mennyiségek a modell illesztésekor végrehajtott többváltozós regresszió eredményeként adódnak.

Azaz a 4.3 táblázatban szereplő „A mágneses elemek mért relatív térfogataránya” a lemezcsomagban lévő eltérő mágneses tulajdonságú lemezek keresztmetszetéből számított érték.

$$A_1(\%) = \frac{A_1}{A_1 + A_2} * 100 \quad (2)$$

$$A_2(\%) = \frac{A_2}{A_1 + A_2} * 100$$

Ahol: A_1 és A_2 az eltérő mágneses tulajdonságú lemezek keresztmetszete.

„A mágneses elemek számított relatív térfogataránya” pedig a dolgozatomban szereplő (10) összefüggések alapján V_{irrev1} , V_{irrev2} számított érték.

A lemezek közötti légrés, illetve ezen felül még az AC magnetométer mérőtekercsében lévő üreg mintával ki nem töltött keresztmetszetének hatását az MH-modell reverzibilis tagja veszi figyelembe. Tehát a légrést, mint további mágneses elemet nem kell figyelembe vennünk.

Kérdés 6.

Nem egészen világos számomra, hogy az eddig bemutatott mérési és értékelési eljárás miért kap itt új nevet. Mit jelent az irreverzibilis/reverzibilis „fázis” fogalma? Mit ért Jelölt az adott mondatban fázison?

A MBDE számos helyen alkalmazható mérési és méréskiértékelési eljárás, ami MH-modellen alapszik, annak alkalmazása. Úgy ítélt meg, hogy érdemes és szükséges a metodikát lépésről-lépésre, mint mérési és kiértékelési módszert rögzíteni és önálló megnevezéssel is ellátni. Ezért vezettem be az MBDE megnevezést.

Az MBDE eljárás leírásában (dolgozatom 33. oldalán) szereplő irreverzibilis-, illetve reverzibilis fázis megnevezés az MH-modellben szereplő irreverzibilis-, illetve reverzibilis mágnesezési tagokat jelenti (dolgozatom 3-10 egyenletei). Elnézést kérek a nem konzekvens megnevezés használata miatt.

Kérdés 7.

A járom anyagától és a légrés nagyságától független módszer ismertetése a Bíráló figyelmét ismételten a réteges mintákon mért eredmények értékelésére irányítja. Jelölt csak a H_{CM} értékének függetlenségét mutatja be a 4.11. ábrán. Kérdésem, hogy a többi mágneses jellemző értéke is függetlennek bizonyult a járom anyagától és a légrés vastagságától?

A mérőfejtől és a légrés nagyságától független mérési eljárás kidolgozásakor, illetve az ehhez kapcsolódó vizsgálatok során 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.

A méréseket különböző hőkezeltségi állapotú (így eltérő koercitív terű) ötvözetlen acél próbatesteken hajtottam végre. A lemez alakú próbatestek mágnesezési görbéit AC-magnetométerben mértem.

A mérőfejekkel különböző próbatesteken végzett mérések eredményeként adódó normál mágnesezési görbéknek az MH-modell alkalmazásával végrehajtott kiértékelését végeztem el. A próbatestek e kiértékelésből származó normál mágnesezési és hiszterézis görbéi minden esetben jó egyezést mutattak az AC-magnetométerrel mért görbéikkel. Azaz a mágnesezési görbékből származtatható egyéb jellemzők például a remanens indukció, a kezdeti- és a maximális permeabilitás is jó egyezést mutattak a koercitív térrel azonos tartalmú H_{CM} mennyiséghez hasonlóan.

Dolgozatomban azért a H_{CM} mennyiséget emeltem ki, mert az esetek nagy részében a koercitív tér a szerkezeti változásokat jellemző egyik legfontosabb mágneses jellemző.

Kérdés 8.

A modell rövid ismertetése után jut el Jelölt ahhoz a megállapításhoz, hogy a hibaszerkezetben bekövetkező változások a mágneses jellemzőkben, azok változásában is megmutatkoznak. Hiányolom itt ennek magyarázatát, és ezzel kapcsolatban fogom megfogalmazni azt az átfogó kérdésemet, amelyre részletesebb választ várok.

A szövet-, illetve a hibaszerkezetben bekövetkező változások hatást gyakorolnak a mágneses tulajdonságokra. Ezt a kristályhibák főként a diszlokációk, szemcse-, ill.

fázishatárok és az átmágnesezési folyamat során elmozduló doménfalak kölcsönhatása magyarázza.

A kristályhibák és a doménfalak kölcsönhatását a 29. kérdésre adott válaszomban ismertettem részletesebben.

Kérdés 9.

A bemutatott mérési eredményekkel kapcsolatban szeretném Jelölt véleményét kérni arra nézve, hogy a módszert alkalmasnak tartja-e arra, hogy valamely ipari berendezés egyes alkatrészeiben végbement hőfáradás előrehaladásának mértékét és ezzel együtt a maradék élettartamot jelezze.

A hőfárasztott 15Mo3 típusú acél minták mágneses vizsgálatait relatíve kis gerjesztő mágneses térrel végeztem. Az alkalmazott mintegy 2000 A/m gerjesztő tér nem teszi lehetővé a mért minta telítésig való mágnesezését. Azonban a normál mágnesezési görbék méréssel felvett kezdeti szakasza alapján az MH-modellel meghatározott (a koercitív térrel azonos fizikai tartalmú) H_{cm} mennyiség lehetőséget adott a hőfárasztás által okozott szerkezeti változások detektálására.

A bemutatott mérés ipari körülmények között is végrehajtható a vizsgált minta felületére helyezett mágnesező jármot tartalmazó mérőfej segítségével. Az adott acél minőségre vonatkozó – a dolgozatomban szereplő 5.5 ábrájához hasonló – „kalibrációs görbe” laboratóriumi körülmények között történő felvételét követően módunk van következtetni a hőfáradás előrehaladásának mértékére, illetve a szerkezeti acél maradék élettartalmára.

Kérdés 10.

Azt tapasztalta, hogy keresztirányú mérés esetén a kezdeti permeabilitás jelentősen csökkent a ciklusszám növekedésével, míg hosszirányú mintákban ez a változás nem volt tapasztalható. Így a ciklusszám növekedésével a mágneses anizotrópia megjelent, illetve növekedett. Az indukált mágneses anizotrópia kialakulásának okára Jelölt nem tér ki.

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 (maximálisan 550 °C) 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 eltérő kristálytani irány a minta tengelyére (azaz a terhelő feszültségre) merőleges, aminek hatására mágneses anizotrópia jön létre.

E feltételezés igazolása további vizsgálatokat igényel. A kapcsolódó 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.

Kérdés 11.

A negyedik, a hőfárasztással kapcsolatos kísérletsorozatban Jelölt három, különböző szabványos minőségű acéllal végzett kísérleteket. Nem világos itt, hogy mit ért Jelölt azon, hogy ezeket a vizsgálatokat korábbi kísérleti munkája folytatásának tekinti.

A negyedik hőfárasztott kísérletsorozatban 12H1MF, 13CrMo44, 10CrMo910 típusú acélokon végeztem vizsgálataimat. Az alkalmazott hőfárasztó igénybevétellel a mintákban szándékosan a korábbi (első, második és harmadik) kísérletsorozatokhoz előkészített mintasorozathoz képest csak kismértékű szerkezeti változásokat hoztam létre. Az első három kísérletsorozatban vizsgált minták ugyanis a teljes tönkremenetelig, a hordósodás, illetve a felületi repedések megjelenéséig lettek hőfárasztva.

Így e negyedik mintasorozat jól jellemzi az ipari körülmények között károsodott szerkezeti acélok állapotát. E kísérletsorozattal az volt a célom, hogy a hőfáradási vizsgálatokat

folytassam és kiterjesszem a folyamat kezdetén lévő, kismértékben károsodott erőművi melegszilárd acél minták vizsgálatára is.

Kérdés 12.

A TRIP 700 minőségű, 1,8 mm vastagságú lemezeken hidegalakítás hatására lejátszódó folyamatokat mutatja be Jelölt. A kiindulási szövetszerkezet jellemzésében nem világos, hogy miért éppen a ferrit és a maradék ausztenit térfogathányadára nézve ad meg konkrét adatokat.

A TRIP acélok három szövetelemet tartalmaznak, ezek a ferrit, bénit és az ausztenit. Ez utóbbi metastabilis, aminek következtében képlékeny hidegalakítás hatására részben martenzitté alakulhat.

A kiindulási állapotú mintán végzett metallográfiai vizsgálataim során ferrit, bénit és ausztenit jelenlétét tudtam kimutatni. Martenzit nem volt kimutatható.

A szövetelemek mennyiségi meghatározásának eredményeként 48,6% ferrit, 15,2% ausztenit fázis adódott. A bénit 36,2%-os mennyisége számítás eredménye.

Kérdés 13.

A lemezanyagot szakítógépben alakította, az alakítás maximális mértéke 28,3%-os volt. Ez utóbbi érték feltehetően az egyenletes nyúlás értékének felel meg.

A szakítógépben történő megnyújtás során a 28,3%-os alakíttósáig egyenletes nyúlás történt. A nagyobb alakíttóságú ($\epsilon=33,2\%$) mintán már kontrakció volt megfigyelhető. Ezért ezt a mintát további méréseim során már nem vettem figyelembe.

Kérdés 14.

A kísérletekben figyelembe vette a kiinduló állapotra vonatkozó szövetelem-arányokat. A tárgyalásnak ezen a pontján már a bénitre vonatkozó adat is szerepel. Ez az adat csak egyszerű számítás vagy mérés eredménye?

A 12. számú kérdésre adott válasznak megfelelően a bénit 36,2%-os mennyisége számítási eredmény.

Kérdés 15.

A dekompozíció illetve EBSD méréssel meghatározott tetragonális fázis (szerkezet) térfogat-hányada még a legnagyobb (28,3%) alakítás után is csak 6tf% körül volt. Mivel magyarázza Jelölt a kiinduló állapotban jelenlévő maradék ausztenit és a létrejött martenzit térfogathányada közötti jelentős különbséget?

A TRIP-acél kezdeti szövetszerkezete ferritből és ausztenitből áll, amit az úgynevezett interkritikus hőkezeléssel lehet megvalósítani. Ezt követően olyan hűtési sebességgel kell az acélt a bénites mező tartományára lehűteni, hogy a perlites átalakulás tartományát el lehessen kerülni. A TRIP acélok gyártásakor alkalmazott bénites hőntartáskor az ausztenit

egy kisebb hányada nem alakul át bénitté, hanem megmarad maradék ausztenitként. Az ausztemperálás hőmérsékletének és idejének növekedésével csökken a maradék ausztenit mennyisége.

A vizsgált TRIP acélban lévő 15,2% kiindulási mennyiségű metastabilis ausztenit fázisból a legnagyobb alkalmazott képlékeny alakítás hatására is csak 6tf% körüli martenzit keletkezett. Ezt az EBSD és a mágneses mérések eredményei is alátámasztják.

Tehát a kísérletek során a maradék ausztenitnek csak kevesebb, mint a fele alakult át martenzitté. Ennek oka lehet, hogy az alkalmazott képlékeny alakítás mértéke nem volt elégséges a további fázisátalakulás létrehozásához. Megjegyzem, hogy a vizsgálatok lemez szakító próbatesteken történtek és a legnagyobb alakítás esetén (28,3%) is egyenletes nyúlás történt.

További ok lehet az ausztenit → martenzit fázisátalakulás során történő fajtérfogat növekedés, ami jelentős nyomófeszültség kialakulásához s így a további fázisátalakulás lassulásához vezethet.

Kérdés 16.

A f.k.k. → t.k.k. jellegű fázisátalakulás -amelynek során α' -martenzit keletkezik - a korrózióálló acél mágneses jellemzőit is módosítja, melynek fémfizikai okát a kicserélődési energia megváltozásában jelöli meg Jelölt. Kérdésem ezzel a megállapítással kapcsolatban az, hogy mi okozza a kicserélődési energia megváltozását és milyen irányú ez a változás? Mi az oka annak, hogy csak az α' -martenzit ferromágneses, míg a h.c.p. -martenzit (ϵ - martenzit) nem? Ez az eltérés értelmezhető-e a kicserélődési energia megváltozásának mértékével?

A kicserélődési energia (E_{exc}) – ami a mágneses momentumok párhuzamosra fordításáért felelős energiatag – az alábbi formában írható fel:

$$E_{exc} = -2 \cdot J_{exc} \cdot S_i \cdot S_j \quad (3)$$

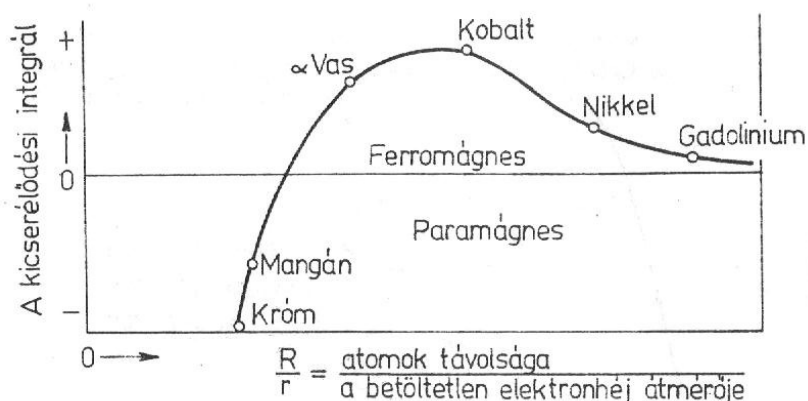
Ahol: J_{exc} a kicserélődési integrál, S_i , S_j az elektron spinek.

Egyensúlyi állapotban a kicserélődési energia minimalizálására törekszik a rendszer, aminek megfelelően két eset lehetséges:

A,) Ha: $J_{exc} > 0 \Rightarrow$ a momentumok párhuzamosak és azonos irányba mutatnak (páralel beállítás) azaz ferromágneses rend alakul ki.

B,) Ha: $J_{exc} < 0 \Rightarrow$ a momentumok párhuzamosak és a szomszédosak ellentétes irányba mutatnak (antiparalel beállítás) azaz antiferromágneses rend alakul ki.

A szomszédos momentumok párhuzamos beállása eredményezi tehát a ferromágneses rend kialakulását, azaz a ferromágneses viselkedés pozitív kicserélődési integrál esetén valósul meg. A 1. ábra az ún. Bethe-Slater görbét mutatja, aminek függőleges tengelyén a kicserélődési integrál értéke, a vízszintes tengelyén pedig az atomok közötti távolság és a 3d héj sugarának hányadosa szerepel. Látható, hogy a ferromágneses elemek (Fe, Co, Ni, Gd) a pozitív, míg az antiferromágneses Mn és Cr és a negatív kicserélődési integrál tartományában találhatók.



1. ábra A Bethe-Slater görbe [8].

A Bethe–Slater-görbe, ami megadja a kicserélődési integrál értékét az atomok közötti távolság és a d héj sugarának függvényében.

Az ausztenit alakítás hatására α' -martenzitté, illetve ε -martenzitté alakulhat.

Az ausztenit $\rightarrow \alpha'$ -martenzit átalakulás során f.k.k. $\rightarrow$ t.k.k. átalakulás történik, ami fajtérfogat növekedéssel, azaz az atomok rácsbeli távolságának növekedésével jár. Ez a paramágneses ausztenithez rendelhető pontot a Bethe-Slater görbe mentén jobbra tolja, ami így átkerül a pozitív kicserélődési integrál tartományába, ezért ferromágneses viselkedésűvé válik. Amikor az ausztenit szoros illeszkedésű hexagonális rácsú ε -martenzitté alakul át fajtérfogat változás nincsen – ugyanis a f.k.k. és a h.c.p. rácsok térkitöltési tényezője azonos – s így az ε -martenzit megmarad paramágneses viselkedésűnek.

Kérdés 17.

Az LDSS ausztenitjében az extrém gyors hűtés vagy hidegalakítás hatására Jelölt meghatározása szerint kialakul az ún. alakítási vagy lath-martenzit fázis. Az LDSS acélokban kialakuló lath-martenzit mutatja-e azt a háromszintű hierarchikus struktúrát, ami a kis karbontartalmú szerkezeti acélok lath-martenzitjére jellemző?

A kis karbontartalmú, ötvöztelen acélokban kialakuló léces (lath) martenzitnek morfológiai szempontból háromszintű felépítése van: lécek (lath), blokkok (block) és csomagok (paket).

A fenti acélokban – a gyors hűtés hatására – létrejövő léces martenzitnek jellegzetes kristálytani és morfológiai megjelenése van. A léceket tekinthetjük erősen torzult t.k.k. kristallitoknak, amik az eredeti ausztenit szemcsével közel a Kurdjumov-Sachs (KS) orientációs kapcsolatnak megfelelő relatív helyzetben vannak. A KS síkokra és irányokra vonatkozó orientációs feltételei az alábbiak:

$$\begin{aligned} (111)_\gamma // (011)_{\text{martenzit}} \\ [\bar{1}01]_\gamma // [1\bar{1}1]_{\text{martenzit}} \end{aligned} \quad (4)$$

A KS feltételeknek síkokra vonatkozó feltétéből következően képezhetünk négy csomagot, ezeken belül 3-3 blokkot és további 2-2 szub-blokkot különböztethetünk meg. Így összesen $4 \cdot 6 = 24$ martenzit variáns jöhet létre [15], [16], [17].

A blokkok tipikus mérete néhány mikrométertől 10 μm -ig terjed, a lemezek vastagsága 100-200 nm. Azonban a lemezek és blokkok mérete erősen függ a kiinduló ausztenit szemcse méretétől [18].

A lean-duplex korrózióálló acélok ausztenit szemcséiben alakítás hatására alakítási martenzit (ϵ -martenzit és α' -martenzit) jöhet létre [25]. Az α' -martenzitet egyes irodalmi források lath martenzitként is említik. A martenzites fázisátalakulás a lean-duplex ötvözetekben is a $\gamma \rightarrow \epsilon$, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ vagy $\gamma \rightarrow \alpha'$ kinetika szerint történhet.

Viszonylag kevés irodalmi forrás foglalkozik a lean-duplex korrózióálló acélokban történő alakítás indukált martenzites átalakulások részletes kinetikájával és sajnos erre vonatkozóan saját mikroszerkezeti vizsgálati eredményeim nincsen. Feltételezem azonban, hogy a lean-duplex ötvözetek α' -martenzit fázisának morfológiája és kristálytani háttere hasonló, illetve azonosnak tekinthető a sokak által tanulmányozott ausztenites korrózióálló acélok alakítási martenzit (α' -martenzit) fázisához.

Korábbi kutatási eredmények szerint az ausztenites korrózióálló acélokban a martenzites átalakulás az egytengelyű húzóigénybevétel irányára merőlegesen a KS összefüggéseknek megfelelően zajlik [24]. Az alakítás indukált martenzit az ausztenit szoros illeszkedésű (111) síkjain, az egymást metsző ikersíkok és rétegződési hibák metszésvonalában történik [19].

Az előbbiek alapján megállapítható, hogy az ausztenites korrózióálló acélokban alakítás hatására létrejövő α' -martenzit kristálytani szempontból hasonló az alacsony karbontartalmú ötvözetlen acélokban edzés hatására kialakuló lath-martenzit fázishoz. Így tehát feltételezhető, hogy a lean-duplex korrózióálló acélok α' -martenzit fázisa is hasonló szerkezetű, azaz e fémtani rendszerben is léteznie kell a lécek, blokkok és csomagok által alkotott háromszintű hierarchikus struktúrának.

Kérdés 18.

A korrózióálló acélok általános jellemzése kapcsán hiányolom a δ -ferritre vonatkozó információkat, továbbá - pl. az ausztenites saválló acélokra vonatkozóan - ezek alapvető hőkezelési technológiájának ismertetését.

Az ausztenites korrózióálló acélokban előfordulhat csekély mennyiségben ún. δ -ferrit fázis. A hagyományos szemlélet szerint ez nem kívánatos mert a homogén – csak ausztenitet tartalmazó szövet – előnyösebb a korrózióállóság szempontjából. Lehet azonban előnye is, ha az ausztenites korrózióálló acél tartalmaz néhány százaléknyi δ -ferritet. E fázis ugyanis csökkenti a hegesztés során jelentkező melegrepedési hajlamot.

Az ausztenites korrózióálló acélok alapvető hőkezelése során 1000 °C feletti hőmérsékletű homogenizáló hőkezelést alkalmazunk, aminek során a karbidfázisok bomlanak és beoldódnak. Ezt gyors hűtés követi, ami megakadályozza a kiválások létrejöttét s így homogén ausztenites szövetet kapunk.

Kérdés 19.

A kétféle módon alakított mintákkal kapcsolatban a Bírálóban joggal merülhet fel a kérdés, hogy az eltérő viselkedésnek végül is mi az oka? Feltehető, hogy az eltérő igénybevétel hatására lejátszódó alakváltozási mechanizmusban keresendő ez az ok. Kérem Jelöltet, tegyen kísérletet a mérési eredményeinek ilyen értelmű magyarázatára! Érdekes lenne az egytengelyű húzásra és a hengerlésre vonatkozó alakítási mértékeket valamely egyenértékű alakváltozásra is átszámítani.

Irodalmi adatok szerint az alakítási martenzit (α' -martenzit) kialakulását több belső és külső tényező is befolyásolja.

Belső tényezők a kémiai összetétel, a szemcseméret és a szemcsék orientációs viszonyai. Az ötvöző tartalom erősen befolyásolja az ausztenit termodinamikai stabilitását s így az alakított ausztenites korrózióálló acélban létrejövő α' -martenzit mennyiségét. A kiinduló ausztenit szemcseméretének növekedése növeli az azonos mértékű alakváltozás hatására létrejövő α' -martenzit mennyiségét [19], [20], [21].

A legfontosabb külső tényezők az alakítási sebesség, a hőmérséklet és az alakítás módja [22]. Az alakítási sebesség, illetve az alakítási hőmérséklet növekedésének hatására csökken a kialakuló α' -martenzit mennyisége.

Az egytengelyű húzás és a hengerlés során lejátszódó alakváltozás mechanizmusa jelentősen eltérő. Hengerlés során összetettebb, több csúszósík egyidejű mozgásával járó alakváltozás történik, ami intenzívebb képlékeny alakváltozást és eltérő szemcse- és diszlokációs szerkezetet eredményez. Ennek alapvető oka, hogy az alakítás során kialakuló feszültségi állapot az egytengelyű nyújtás, illetve hengerlés esetén eltérő. Egytengelyű nyújtás esetén az alakváltozást szenvedő térfogat elemeket – jó közelítéssel – kizárólag húzófeszültség terheli, hengerlés esetén viszont nyírófeszültség is ébred, ami megváltoztatja, illetve intenzívebbé teszi az alakváltozási folyamatot.

Kísérleteim során az egytengelyű nyújtásnak, illetve hengerlésnek alávetett minták alakíttóságának mértékét a relatív hossz, illetve vastagság változásából számított mérnöki alakváltozás (ϵ) értékeivel jellemeztem, ezeknek értékeit tüntettem fel a 6.9, 6.10 és 6.12 ábrákon.

Egyetértek Tisztelt Bírálómmal, a nyújtással és hengerléssel végzett kísérletek eredményeinek összevetésére lehetőséget ad az egyenértékű vagy összehasonlító alakváltozás értékek használata.

Ismert, hogy ha egy test méretei változnak, a három főtengely menti logaritmikus alakváltozások eredőjeként számítható az összehasonlító alakváltozás (5).

$$\varphi_{\ddot{o}} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varphi_1 - \varphi_2)^2 + (\varphi_2 - \varphi_3)^2 + (\varphi_1 - \varphi_3)^2} \quad (5)$$

$$\varphi_1 = \ln \frac{a}{a_0} \quad \varphi_2 = \ln \frac{b}{b_0} \quad \varphi_3 = \ln \frac{c}{c_0}$$

Ahol: a_0, b_0, c_0 a test három kiindulási mérete, a, b, c a test három aktuális mérete

Ha a vastagságukhoz képest széles próbatesteket egytengelyű húzásnak vagy hengerlésnek vetünk alá jó közelítéssel sík alakváltozás történik. Ebben az esetben az egyenértékű alakváltozások mértékét az alábbi alakban írhatjuk:

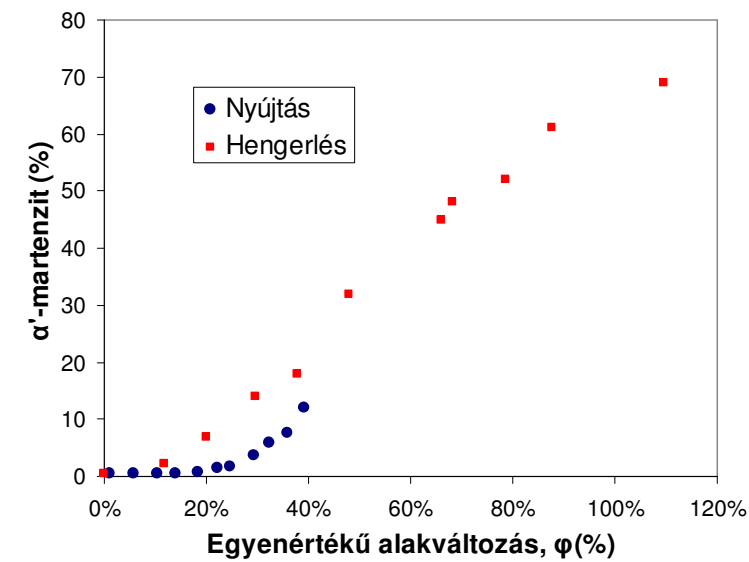
$$\varphi_{nyújtás} = \ln \frac{L_1}{L_0} = \ln(\varepsilon + 1) \quad (6)$$

$$\varphi_{hengerlés} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{1}{1 - \varepsilon_h} \quad (7)$$

$$\varphi_{eredő} = \sum_{i=1}^N \varphi_i$$

Ahol: L_0 , L_1 a nyújtott minta kiinduló és a nyújtás utáni hosszúsága, h_0 , h_1 a hengerelt minta kiinduló és a hengerlést követő vastagsága, ε ill. ε_h a mérnöki alakváltozás nyújtás, illetve hengerlés esetén. Több lépésben történő hengerlés esetén a szúrásokénti alakváltozási mértékek additívan viselkednek [23].

A 2. ábrán feltüntettem az α' -martenzit mennyiségének változását egytengelyű nyújtás és hengerlés esetén a (6), (7) összefüggésekkel számolt egyenértékű alakváltozás függvényében. Megállapítható, hogy hengerlés során azonos egyenértékű alakváltozás nagyobb mennyiségű α' -martenzit létrejöttét eredményezi.



2. ábra Az α' -martenzit mennyiségének változása egytengelyű nyújtás és hengerlés esetén az egyenértékű alakváltozás függvényében.

Kérdés 20.

Az AC magnetométerrel végzett mérések eredményeinek értékeléséből Jelölt arra a következtetésre jutott, hogy a ferrit bomlási folyamata során annak mágneses tulajdonságai nem változnak. Ez a megállapítás azt jelenti, hogy a még át nem alakult ferritben nem játszódnak le olyan folyamatok, amelyek a mágneses jellemzőket módosítanák. Kérdésem az, hogy a ferrit hibaszerkezetének és összetételének változatlan voltára van-e mérési adata Jelöltnek?

Sajnos a tanulmányozott SDSS minták ferrit fázisának hibaszerkezetéről és összetételéről nincs mérési adata.

A ferrit és ausztenit szemcsék összetételének mérése céljából diplomatervező hallgatómmal 2507 típusú SDSS korrózióálló acélon végeztünk vizsgálatokat [26]. A minták egy részét hengerléssel képlékenyen alakítottuk majd hőkezeltük. A ferrit és ausztenit szemcsék kémiai összetételét pásztázó elektronmikroszkóppal egybeépített energia diszperzív röntgen analízátorral vizsgáltuk. Az EDS méréseket elvégeztük az alapanyagon, az 50%-os és a 85%-os alakíttottságú mintákon egyaránt. E mérések eredményeit mutatja az 1. táblázat. A várakozásnak megfelelően a vizsgált ausztenit és ferrit szemcsék kémiai összetételében – a hengerlés hatására – változás nem történt. Az azonos fázishoz tartozó szemcsék kémiai összetétele mérési hibahatáron belüli, tehát azonosnak tekinthető.

Sample	Base Mat.		50% thick. Red.		85% thick. Red.	
	γ	δ	γ	δ	γ	δ
Element	Wt%	Wt%	Wt%	Wt%	Wt%	Wt%
MoL,	3,01	5,09	2,84	4,37	2,68	4,17
CrK,	23,61	26,6	23,63	26,44	23,45	26,21
MnK,	1,09	0,91	1,72	1,79	1,54	1,86
FeK,	63,7	61,85	63,25	61,8	63,66	62,48
NiK,	8,42	5,56	8,57	5,6	8,67	5,29

Table 1 chemical analysis of ferrite and austenite in three samples.

1. Táblázat A kiindulási állapotú, az 50% és 85% alakíttottságú 2507 típusú SDSS minták ausztenit és ferrit szemcséinek EDS méréssel meghatározott kémiai összetétele [26].

A 85% alakíttottságú hőkezeletlen és 400 °C hőmérsékleten 40 percig hőntartott SDSS minták ausztenit és ferrit szemcséinek EDS méréssel meghatározott kémiai összetételét mutatja a 2. táblázat. Megállapíthatjuk, hogy sem az ausztenit sem a ferrit összetételében nem következett be változás az alkalmazott hőkezelés hatására.

Element	No treated		Treated for 40 min @ 400°C	
	γ	δ	γ	δ
	Wt%	Wt%	Wt%	Wt%
MoL,	2,91	5,23	2,68	4,17
CrK	22,96	25,87	23,45	26,21
MnK	0,76	0,82	1,54	1,86
FeK	64,23	62,13	63,66	62,48
NiK	8,54	5,36	8,67	5,29

Table 1 sample deformed at 85%. Composition.

2. Táblázat A 85% alakíthatóságú hőkezeletlen és 400 °C hőmérsékleten 40 percig hőntartott SDSS minták ausztenit és ferrit szemcséinek EDS méréssel meghatározott kémiai összetétele [26].

Az EDS vizsgálatot megkíséreltük a 85% alakíthatóságú és 900 °C hőmérsékleten 40 percig hőntartott SDSS minták esetén is. E minták esetén a ferrit mennyisége már csekély és szemcséi kisméretűek. Ezért a pontszerű EDS mérés során nemcsak a vizsgálni kívánt szemcséket mérjük hanem „belemérjük” azok környezetét is. Így a mért összetétel bizonytalanná, pontatlanná válik. Ezért vizsgálataink során nem sikerült a nagy alakíthatóságú és nagy hőmérsékleten hőkezelt SDSS minták ferrit fázisának kémiai összetételét meghatározni.

Kérdés 21.

A 2. kísérletsorozat mintáinak mágnesezési görbéit DC magnetométerrel vette fel Jelölt. A ferrittartalom a hőmérséklet növekedésével monoton csökkent. A ferrit bomlási folyamatainak aktiválási energiáját is meghatározta Jelölt. Kérdésem ezzel kapcsolatban az, hogy a megadott aktiválási energiaértéket végül is mi szabja meg?

A ferrit szekunder ausztenitre és σ -fázisra való eutektoidos bomlása diffúziós fázisátalakulás, aminek sebességét befolyásolja a csíráképződési sebesség és a szemcsék növekedési sebessége egyaránt. Kísérleteim során azt tapasztaltam, hogy e fázisátalakulás sebességét növeli a minták előzetes képlékeny alakíthatósága.

A dolgozatomban 86. oldalán megadott 177 kJ/mol értékű aktiválási energia az alakítatlan ferrit szekunder ausztenitre és σ -fázisra való eutektoidos bomlásának aktiválási energiája.

A 4. SDSS mintasorozattal kapcsolatos kísérleti eredményeim (89-94 oldalak) azt mutatják, hogy a ferrit eutektoidos bomlásának sebességét az előzetes képlékeny alakítás jelentősen növeli. Véleményem szerint ezt az alakított ausztenit szemcsék belsejében létrejövő ikerhatárok és rétegződési hibák sűrűségének növekedése magyarázza. Ezek mentén ugyanis nagyobb a szigma-fázis csíráképződésének valószínűsége másrészt a szigma-fázis kialakulásához szükséges diffúziós anyagáramlás (króm és molibdén diffúziója) is gyorsabb, ami e szemcsék növekedését gyorsítja.

Értelmezésem szerint tehát a vizsgált SDSS ötvözet esetén az előzetes képlékeny alakítás csökkenti a ferrit eutektoidos bomlásának aktiválási energiáját.

Kérdés 22.

Az egységesen 900 °C-on különböző ideig hőkezelt minták fázisanalízisét röntgendiffrakciós módszerrel hajtotta végre Jelölt. Az XRD -mérések alátámasztották a mágneses megfigyeléseket. Ezzel a kísérletsorozattal kapcsolatban szeretném megkérdezni, hogy Jelölt mi alapján választotta meg az izoterma 900 °C-os hőmérsékletét?

Az eredmények kiértékelése során az izotermikus hőkezelés választott hőmérséklete (900 °C) a vizsgálatok szempontjából sajnos túl magasnak bizonyult. Ezen a hőmérsékleten ugyanis a fázisátalakulás gyors, s nem ideális az eltérő fázisarányú hőkezelt mintasorozat készítéséhez.

Részben ebből az okból a kutatási munkáját irányításom alatt végző PhD hallgató kolléga, Bögre Bálint jelenleg is dolgozik egy 60 darab mintából álló új, alakított és hőkezelt 2507 típusú SDSS mintasorozat előkészítésén. Vizsgálataink során 700 és 850 °C közötti hőmérsékletű izotermikus hőkezeléseket tervezünk végezni.

Kérdés 23.

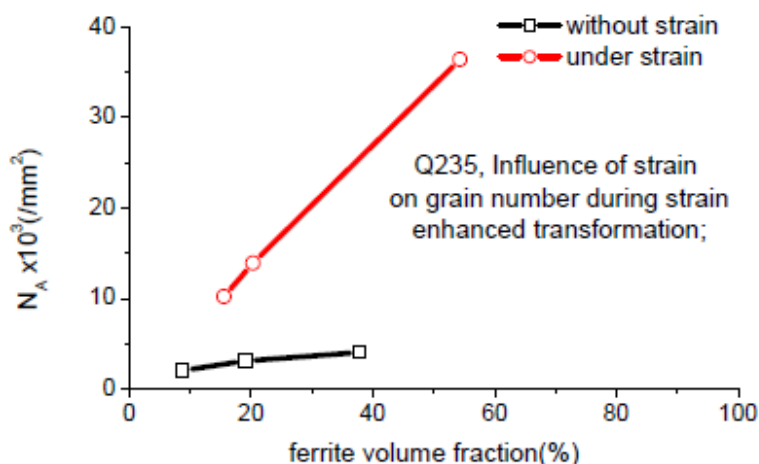
a.) Az is kitűnt, hogy már kismértékű képlékeny alakítás is jelentősen növeli a ferrit termikus bomlási folyamatainak sebességét. Nem világos számomra Jelölt értelmezése a ferrit bomlási sebességével kapcsolatban. A ferrit megnövekedett bomlási sebességét a hidegalakítás hatására az ausztenitben létrejövő ikerhatárok és illeszkedési hibák (= rétegződési hiba?) sűrűségének növekedésével hozza összefüggésbe. Szerintem ennek a jelenségnek nincs köze a DIFT-hez, ami a γ - α átalakulás kezdőhőmérsékletének az átalakuló fázisban alakítás hatására felhalmozódó többletenergiájával kapcsolatos.

b.) A hidegalakítás hatásának a ferrit szekunder ausztenitre és σ -fázisra való eutektoidos bomlására gyakorolt hatásával kapcsolatban ismét felmerül a kérdés, hogy a korábbi kísérletsorozatban megadott aktiválási energia milyen folyamatra jellemző?

a.) A DIFT (Deformation Induced Ferrite Transformation) átalakulást alacsony karbon tartalmú ötvözetlen acélok esetén írták le, és mint technológiai lehetőséget hasznosítják ultrafinom szemcsés acélok előállítására. Ha az ausztenit alakítása során nem történik dinamikus újrakristályosodás az alakított ausztenitben a rugalmas mechanikai energia egy része tárolódik.

Termodinamikai szempontból a DIFT és az alakítás nélküli statikus átalakulás közötti legfontosabb különbséget az jelenti, hogy a DIFT-nél az alakítással bevitt tárolt energia is megjelenik a $\gamma \rightarrow \alpha$ allotróp átalakulás hajtóerejeként. Azaz, az alakított ausztenit ferritté alakulásának hajtóereje a kémiai hajtóerő és az alakítás tárolt energiájából eredő hajtóerő összegeként írható fel. Az ausztenit alakítással bevitt tárolt energiája két fő részből áll a szemcsehatár energiájának és a diszlokációk energiájának a változásából. Azonban a

szemcsehatár energia közel egy nagyságrenddel kisebb, mint a diszlokációk energiája így sok esetben figyelmen kívül hagyható. Az alakítás tárolt energiája a diszlokációsűrűség változásának függvénye, ami az alakítás sebességének növekedésével növekszik [27].



3. ábra A felületegységre eső ferrit szemcsék száma a ferrit fázis mennyiségének függvényében, alakítatlan és előzetesen alakított minták esetén [28].

A DIFT átalakulás sebességét a csíráképződési folyamat, az alakítás nélküli statikus $\gamma \rightarrow \alpha$ átalakulás sebességét a szemcsenövekedés sebessége határozza meg [28], [30]. Az alacsony karbon tartalmú ötvözetlen acélok esetén a ferrit szemcsék száma folyamatosan és jelentősen növekszik DIFT átalakulás során, szemben a hagyományos izotermikus átalakulással (3. ábra) [29], ami lehetőséget ad ultrafinom szemcsés acélok előállítására [30].

A DIFT átalakulás hagyományos értelemben tehát az $\gamma \rightarrow \alpha$ allotróp átalakuláshoz és az alakított ausztenit fázisban felhalmozódott többletenergiához kötött. Az alakított SDSS acélokban a ferrit szekunder ausztenitre és σ -fázisra való eutektoidos bomlása ($\alpha \rightarrow \gamma' + \sigma$) ettől eltérő folyamat. Azonban, megítélésem szerint bizonyos analógiát láthatunk a két fázisátalakulási folyamat között. Egyrészt ugyanis mindkét folyamat esetén az átalakulás sebességét növeli az előzetes képlékeny alakítás. Másrészt mindkét átalakulási folyamat kinetikájában szerepe van – az alakítás hatására – megnövekedő csíráképződési valószínűségnek.

A dolgozatomban használt megfogalmazás, ami szerint „Eredményeim összhangban vannak az irodalomban „deformation induced ferrite transformation” (DIFT) néven említett jelenséggel.” csupán az említett analógiára kívántam utalni.

b.) Tisztelt Bírálónak a ferrit eutektoidos bomlásának aktiválási energiájára vonatkozó kérdésére a 21. kérdéshez kapcsolódóan adtam meg választ.

Kérdés 24.

A különböző mértékben alakított LDSS acélból származó mintákon EBSD eljárással alakítási martenzitet nem lehetett kimutatni. Jelölt azt is megfigyelte, hogy az alakítás mértékének növekedésével az ausztenit térfogathányada csökkent. Az alakítási α' -martenzit képződésére a ferritnek minősített fázis szemcséinek rosszabb „képminőségéből” következtetett Jelölt. Meglepő, hogy ennek a fázisnak a megjelenése nem az ausztenithez kötött. Mi ennek a magyarázata?

Az LDSS ötvözetek rétegződési hiba energiája – kisebb molibdén tartalmuk miatt – viszonylag alacsony ezért ausztenit fázisuk nem stabilis. Így képlékeny hidegalakítás hatására martenzites fázisátalakulás történhet, aminek során az ausztenitből létrejön az ún. alakítási- vagy lath-martenzit fázis. A martenzites fázisátalakulás az LDSS acélokban három lehetséges kinetika szerint mehet végbe, azaz: $\gamma \rightarrow \epsilon$, $\gamma \rightarrow \alpha'$, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ [40]. Kis mértékű képlékeny alakítás esetén a hcp rácsú ϵ -fázis, míg nagy alakítás esetén a tck rácsú α' -martenzit dominál. Azaz az α' -martenzit fázis az ausztenitből keletkezik, az ausztenit szemcsék belsejében. Erre alapul dolgozatom 103. oldalán leírt kiértékelési módszer és a 6.47 ábrán szereplő diagram, ami a mért telítési polarizáció értékek alapján lehetővé tette α' -martenzit mennyiségének meghatározását.

Dolgozatom 97. oldalán sajnos tévesen fogalmaztam meg az EBSD felvételek magyarázatát. Az alábbiakban idézem a dolgozatom vonatkozó részletét. A javított megfogalmazású részletet aláhúzással jelöltem.

„Az 50% és 80% alakítottságú minták képminőség térképét (Image Quality vagy IQ map) és fázis térképét mutatják a 6.36, illetve 6.37 ábrák. ... Az 50%-os alakítottsághoz tartozó képminőség térképen látható, hogy a ferritként azonosított tartományok képminősége gyengébb, mint az ausztenit szemcséké.” Feltételeztem, hogy e ferritként azonosított tartományok rácsfeszültséggel terhelt, torzult rácsú inhomogén mezők. A sötét tartományok ausztenit szemcsék, amelyekben ferrit és alakítási martenzit fázis szemcsék egyaránt találhatóak. „E két fázist ugyanis közeli rácsállandójuk miatt az alkalmazott EBSD berendezés nem képes megkülönböztetni.”

Kérdés 25.

A normál mágnesezési görbék telítési polarizációja nőtt, amit Jelölt az ausztenit martenzites átalakulásával hoz kapcsolatba. Ez a megállapítása ellentmondani látszik a képminőség-térképek értékelése kapcsán tett megállapításával.

Az alakítás hatására a paramágneses ausztenit alakult át ferromágneses α' -martenzitté, a ferrit mennyisége változatlan maradt. Ezért az ötvözetben lévő ferromágneses fázisok térfogataránya növekedett, s ez a telítési polarizáció értékek növekedését eredményezte.

Kérdés 26.

Zavaró az értékeléskor, hogy a ferrit térfogathányadát változatlannak tekintette, holott kezdetben azt feltételezte, hogy az α' -martenzit a ferritkristallitokban keletkezik. Kérem ennek az összefüggés-rendszernek a kifejtését, tisztázását!

Válaszom megegyezik a 25. kérdésnél szereplő válaszzal.

Kérdés 27.

Érdekes az a megállapítása, hogy az α' -martenzit csak 30%-os hidegalakítás után mutatható ki. Van-e saját mérési eredménye arra nézve, hogy 30%-nál kisebb alakítás esetén nem α' -, hanem ε -martenzit keletkezik?

A két fázis koercitív terének az alakítás mértékének növekedése közbeni eltérő jellegű viselkedése ismét felveti azt a kérdést, hogy az α' -martenzit végül is melyik fázisban keletkezik?

Az alakított LDSS mintáim mindegyikén fázisanálisis céljából röntgen diffrakciós méréseket végeztem Siemens D500 XRD diffraktométer berendezéssel. Dolgozatom 6.44 ábrája a vizsgálati eredmények közül a kiindulási és a 80%-os alakítottságú állapot diffrakciós spektrumát mutatja.

Az irodalmi adatok alapján az ausztenites korrózióálló acélokban a rácsállandók az alábbiak: ausztenit 0,36 nm, ferrit és α' -martenzit 0,287 nm, h.c.p. ε -martenzit 0,254 nm illetve 0,416 nm [31]. Ennek alapján az ε -martenzithez tartozó spektrumvonalaknak az ausztenit és ferrit csúcsaitól jól megkülönböztethetőek.

Röntgendiffrakciós méréseim során a h.c.p. rácsú ε -martenzithez tartozó csúcs egyik minta spektrumában sem jelent meg. Tehát a létrejövő ε -martenzit mennyisége a mérés kimutathatósági határa alatti volt, azaz számottevő mennyiségű ε -martenzit az alakítás hatására nem jött létre.

Más szerzők (S.S.M. Tavares et al.) hengerléssel alakított 2205 típusú DSS minták röntgendiffrakciós vizsgálatával szintén csak az α' -martenzit jelenlétét tudták kimutatni, ε -martenzithez tartozó spektrumvonal az általuk végzett kísérletek során sem volt kimutatható [40].

Dolgozatom 6.41 ábrája bemutatja a ferrit és az α' -martenzit fázisok koercitív terének változását a képlékeny alakítás hatására. Megfigyelhető a ferrit koercitív terének növekedése a 30% alatti alakváltozási tartományban. Ezt a ferrit szemcséknek a képlékeny alakváltozás hatására történő diszlokáció sűrűség növekedésével magyarázom.

Megítélésem szerint a ferrit koercitív terének növekedésében az α' -martenzit nem játszik szerepet. Az α' -martenzit fázis az ausztenit szemcsék belsejében alakul ki az alakítás hatására létrejövő ikersíkok, illetve a rétegződési hibák metszése környezetében [37], [38], [39], [40].

Eredményeim szerint – a vizsgált ötvözetben – az α' -martenzit 30%-nál nagyobb mértékű képlékeny alakítás hatására jön létre.

Kérdés 28.

A DC magnetométeres mérések eredményének a keménységmérési eredményekkel való összevetése illetve az AC magnetométeres eredményekkel való szembesítése

felveti azt a kérdést, hogy a 30%-os alakítási mértékig a keménység növekedése mögött a ferrit alakítási keményedése vagy a nem ferromágneses ϵ -martenzit megjelenése-e az ok.

A 27. kérdésre adott válaszütemben leírtak szerint a paramágneses tulajdonságú ϵ -martenzit jelenlétét a 30% alatti alakítottaságú minták esetén (kiindulási állapot, 10%, 20%) sem sikerült kimutatni röntgendiffrakciós vizsgálattal.

Feltételezem, hogy a vizsgált LDSS ötvözetben a 30% alatti alakítási tartományban létrejöhetett ϵ -martenzit fázis, ami a további alakítás során fokozatosan átalakult α' -martenzitté. A kialakuló ϵ -martenzit mennyisége azonban csekély, a röntgendiffrakciós vizsgálat kimutathatósági határa alatti.

Másrészt a korábbi tanulmányokból származó eredmények arra utalnak, hogy alakítás során az ausztenites korrózióálló acél keményedését főként az α' -martenzit megjelenése okozza. Az ϵ -martenzit megjelenése csak csekély mértékű keménység növekedést okoz [24].

Ezért úgy ítélem meg, hogy a létrejövő csekély mennyiségű ϵ -martenzit megjelenése a keménység növekedéséhez számottevő mértékben nem járult hozzá. S így jelentősége az alakítás során növekedő diszlokáció sűrűség hatása mellett elhanyagolható.

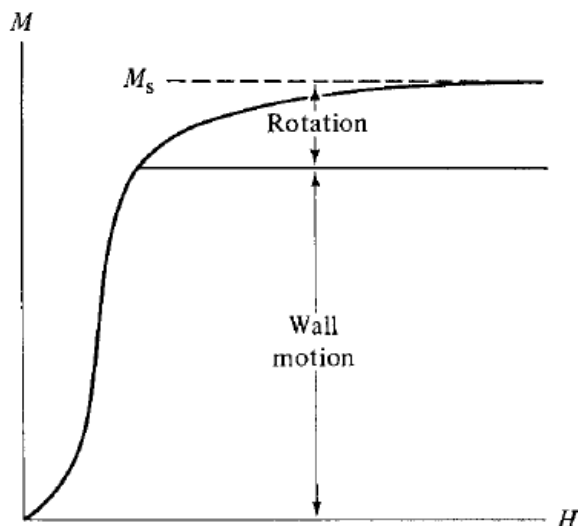
Kérdés 29.

Végezetül megfogalmazom a bírálat 7. oldalán már jelzett kérdésemet, amelyre részletesebb választ várok Jelölttől: Kérem, értelmezze a doménfalak és a kristályhibák közötti kölcsönhatás természetére vonatkozó ismereteket!

Az alábbiakban igyekeztem részletes, átfogó, de a válasz terjedelméhez igazodó értelmezést adni a doménfalak és a kristályhibák kölcsönhatására.

A doménfalak mozgását befolyásoló tényezők

Az átmágnesezési folyamat két alapvetően eltérő kinetikájú folyamatra bontható. A viszonylag kis külső tér tartományban az átmágneseződés a doménfalak mozgásával, amíg a telítéshez közeli, nagy tér tartományban a mágneses momentumok átfordulásával, azaz a momentumforgással valósul meg (4. ábra).



4. ábra Az átmágneseződési folyamat két eltérő kinetikájú tartománya egy hipotetikus első mágnesezési görbe mentén.

A doménfalmozgási tartományban a falak olyan módon mozdulnak el, hogy azon domének térfogata, amelyeknek az orientációja megegyezik vagy közel esik a külső mágnesező tér irányához növekszik a szomszédos domének rovására. A mágneses telítés állapotában az anyagban lévő összes mágneses momentum a külső tér irányába áll be s így a teljes térfogat egy doménné válik, a doménfalak megszűnnek.

A hibamentes egykristályos anyagokban a doménfalak elmozdulása lényegében akadálymentes, mozgásuk a külső térnek folyamatos függvénye, a mágnesezési folyamat reverzibilis.

A kristályhibákat, maradó feszültségeket tartalmazó polikristályos anyagokban az elmozdulni kívánó doménfalak útjába akadályok kerülnek, amik mozgásukat nehezítik vagy lehetetlenné teszik nehezítve ezzel az átmágneseződési folyamatot. A doménfalak mozgását „akadályok” (pinning sites) és a maradó mikrofeszültségek egyaránt akadályozzák [9]. Ahol „akadály” alatt értjük az ötvözetekben létrejövő kiválásokat például karbid, foszfid, szulfid vagy egyéb krisztallitokat, az üregeket és repedéseket. Mágneses szempontból az akadályok a környező anyagtól eltérő spontán mágnesezettségű térfogat részek. Esetenként az akadályok mágnesezettsége zérus, ilyenek például a folytonossági hiányok (üregek, repedések) és a nem mágneses (para-, dia- vagy antiferromágneses) szemcsék.

Az akadályok és a doménfalak kölcsönhatása

A doménekből álló mágnesezett térfogat egyensúlyi állapotát meghatározó két legfontosabb energetikai tag; a doménfal energia és a magnetosztatikus energia [9] (293. oldal). Az egyensúlyi doménméret e két tagból álló kifejezés minimalizálásával határozható meg.

$$E = E_{ms} + E_{dw} \quad (8)$$

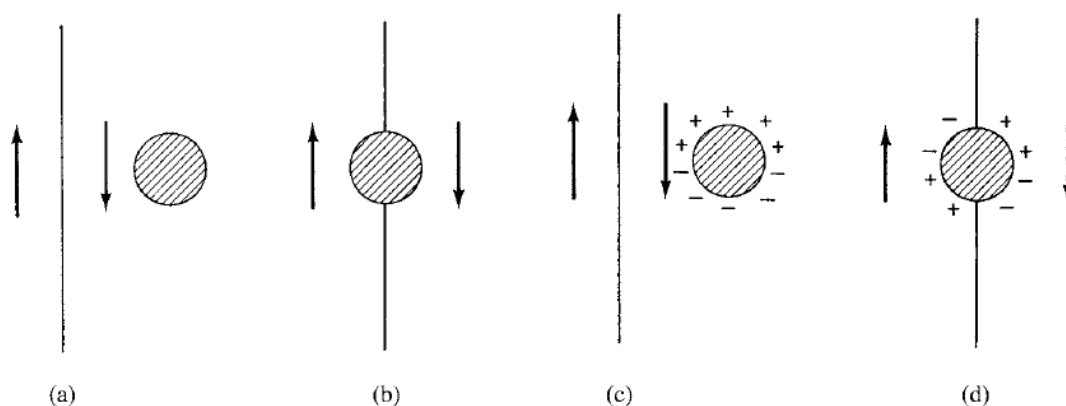
Amikor az elmozduló doménfal ráfut egy akadályra, azon megakad. Ennek egyik oka a doménfal felületének és így a doménfal energiájának csökkenése (5/a és 5/b. ábrák). Ha r sugarú gömbnek tételezzük fel az akadályt, akkor a doménfal energia csökkenése $\pi r^2 \sigma$, ahol σ az egységnyi felületű fal energiája. Néel (1944) rámutatott arra, hogy az akadályok (kiválások) felületén kialakuló mágneses póluseloszlás (ún. szabad mágneses pólusok), illetve ennek változása nagymértékben hozzájárul az akadályok falmozgást nehezítő hatásához.

A 5/c. ábra szerinti gömb alakú kiválás felületén kialakuló mágneses póluseloszlás magnetosztatikus energiája a (9) kifejezés szerinti.

$$E_{ms} = \frac{1}{2} \mu_0 N_d M_s^2 V = \frac{2}{9} \pi \mu_0 M_s^2 r^3 \left(\frac{J}{m^3} \right) \quad (9)$$

Ahol: N_d a lemágnesezési tényező, M_s a telítési mágnesezettség, V a szemcse térfogata, r a gömb sugara.

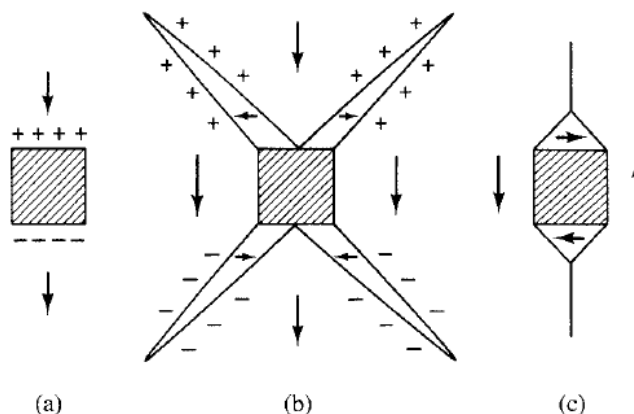
Ha a doménfal ráfut az akadályra a póluseloszlás megváltozik (5/d. ábra), a (9) szerinti magnetosztatikus energia közel a felére csökken, amivel a doménfal további mozgását, illetve leszakadását az akadályról nehezíti.



5. ábra Az „akadályok” és a doménfalak kölcsönhatása [9].

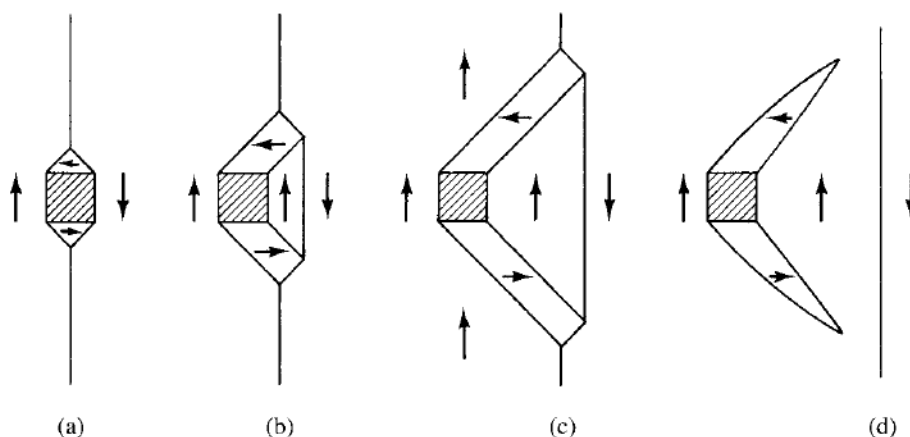
Néel elméleti megfontolások alapján javasolta a tűske (spike) és lezáró (closure) domének feltételezését is. A spike domének létezését 1947-ben Williams igazolta FeSi ötvözetben.

A teljes mértékben a domén belsejében lévő, kocka alakúnak feltételezett kiválás felületén relatíve nagy mágneses pólussűrűség alakul ki (6/a. ábra), amit a kialakuló nagy felületű tűske domének csökkentetnek, illetve a lezáró domének létrejötte megszüntet. Azaz, a kiválás magnetosztatikus energiáját a tűske domének csökkentik, a lezáró domének kialakulása pedig zérusra redukálja [1], [9]. Tehát ha egy doménfal átmetsz egy akadályt annak magnetosztatikus energiája zérusra csökken(het) a lezáró domének létrejöttével. Ennek „ára”, hogy a teljes rendszer energiáját növeli a hozzáadódó domének doménfal energiája, ami azonban elhanyagolható a magnetosztatikus energia csökkenése mellett.



6. ábra A tűske és lezáró domének egy kocka alakú kiválás körül.

Megállapítható, hogy az akadályok körül kialakuló tűske és lezáró domének erősebb kölcsönhatást mutatnak a mozgó doménfalakkal mint az akadály maga. A doménfal akadályon való áthaladásának lépéseit szemlélteti a 7. ábra. Az elmozdulás során először a lezáró domének hosszúkás, csőyszerű doménekké alakulnak, illetve új domének jönnek létre (7/b. ábra) amit a csődomének megnyúlása követ (7/c. ábra). Az átmágneseződés e folyamatai reverzibilisek, azaz a mágnesező tér megszűnésével az eredeti doménkép visszaáll, a folyamat energia veszteséggel nem jár. A fal további, kritikus mértékű elmozdulása során a csődomének lepattannak a mozgó doménfalról és a fal akadálytalanul továbbhalad (7/d ábra). Ez a mágnesezettség ugrásszerű megváltozását okozó ún. Barkhausen-ugrás, ami már irreverzibilis doménfalmozgást jelent.



7. ábra Doménfal akadályon való áthaladásának lépései [9].

Megállapíthatjuk tehát, hogy kis és nagyméretű akadályok egyaránt nehezítik a doménfalak mozgását. A kisméretűek főként annak révén, hogy csökkentik az őket tartalmazó doménfal energiáját, a nagyméretűek pedig a körülöttük kialakuló tűske és lezáró domének révén. Egységnyi térfogatú akadály akkor akadályozza a legnagyobb mértékben a doménfal mozgást, ha mérete közel megegyező az elmozduló doménfal vastagságával.

A mechanikai feszültségek és a doménfalak kölcsönhatása

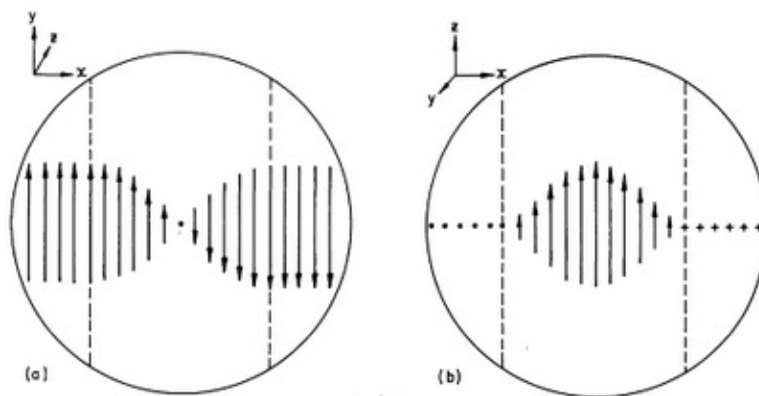
A mechanikai feszültségeket két alapvető csoportra oszthatjuk. Beszélhetünk külső feszültségekről, amiket külső terhelő erők hoznak létre és maradó feszültségekről, amik az anyagban visszamaradnak a külső terhelés megszűnését követően. A maradó feszültségeket hatótávolságuk alapján feloszthatjuk makro- és mikrofeszültségekre. A makrofeszültségek közel állandóak a szemcseméretet meghaladó méretű tartományokban, amíg a mikrofeszültségek értéke jelentősen változik, sokszor előjele is megfordul a szemcseméretnek megfelelő mérettartományokban. A maradó mikrofeszültségek a kristályhibák, elsősorban a diszlokációk feszültségteréből adódódnak. Ezek a kristályhibák velejárói, azoktól nem választhatók el így a reális anyagok esetén mindig megjelennek. Mérnöki szempontból a maradó makrofeszültségek fontosabbak ugyanis ezek az inhomogén képlékeny alakváltozás hatására, illetve fáradási, törési folyamatok során alakulnak ki. A makrofeszültségek tehát az anyag előéletétől függőek, azonban megfelelő hőkezeléssel nagymértékben csökkenthetők. A makrofeszültségek a röntgen diffrakciós spektrum vonalainak eltolódását, amíg a mikrofeszültségek e vonalak kiszélesedését okozzák.

A külső és a maradó feszültségek mindkét fajtája kölcsönhatásba lép a doménekkel és doménfalakkal. Amint az a következőkből kitűnik egymásra gyakorolt hatásukat feszültségterek kölcsönhatásaként is értelmezhetjük.

A kristályhibák és doménfalak kölcsönhatása

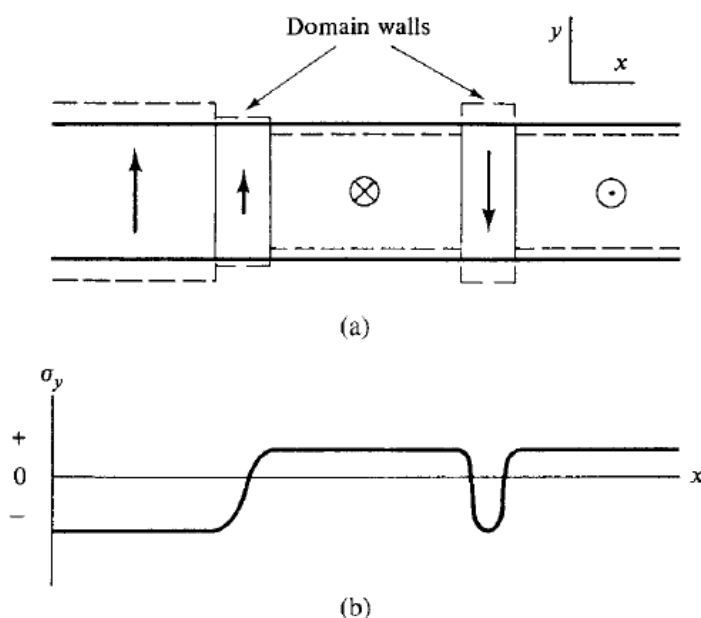
A kristályhibák mindegyike torzítja a kristályrácsot, ami a hibák környezetében mechanikai feszültségteret hoz létre. Ez a feszültségter léphet kölcsönhatásba a doménfalak környezetében kialakuló feszültségekkel s így hatást gyakorol a falak mozgására.

A doménfalaknak eredő mágneses momentumuk van. Az 8. ábra bemutatja egy 180° -os doménfal képét az elválasztott domének irányítottságával párhuzamos (8/a. ábra) és arra merőleges (8/b. ábra) irányokból. A 8/b. ábra szemlélteti a doménfalnak eredő mágneses momentumát, ami merőleges a szomszédos domének irányára. A magnetostrikció jelensége miatt a mágneses momentummal rendelkező tartományoknak rugalmasan deformálódnak és ezért bennük feszültségek jönnek létre. Tekintve, hogy a doménfalak vastagsága lényegesen kisebb, mint a domének mérete ezért a doménfalban foglalt anyagrész nem képes szabadon alakváltozni aminek, eredményeképpen a domén és a doménfal között feszültség alakul ki. A 8. ábra által bemutatott esetben ez a feszültség merőleges a domének orientációjára. Fogalmazhatunk tehát úgy, hogy a doménfalak sajátos mikrofeszültséget hoznak létre az anyagban, ami kölcsönhatásba lép a kristályhibák feszültségterével.



8. ábra Egy 180°-os doménfal képe az elválasztott domének irányítottságával párhuzamos (a) és arra merőleges (b) irányokból. A (b) ábra mutatja a doménfal eredő mágneses momentumát, ami a bemutatott esetben merőleges a szomszédos domének irányára [12].

A 9/a. ábra által bemutatott eset egy pozitív magnetostrikciójú anyag (pl. acél) spontán mágneseződés eredményeképpen létrejövő három doménjét mutatja be, az őket elválasztó 90° és 180°-os doménfalakkal. (A szaggatott vonalak érzékeltetik az egyes részek kiterjedését, ha azok szabad alakváltozásra lennének képesek.) A minta hossz tengelye mentén kialakuló, a magnetostrikcióból eredő feszültség y -komponensét mutatja a 9/b. ábra. A magnetostrikció által létrehozott mikrofeszültségek a $\lambda \cdot E$ nagyságrendjében vannak (ahol: λ a magnetostrikciós állandó, E a Young-modulusz). Ez a szerkezeti acélok esetén 7 Mpa körüli érték, ami viszonylag csekély azonban a domének, illetve doménfalak és kristályhibák közötti kölcsönhatást lehetővé teszi.



9. ábra Példa a magnetostrikció által okozott mikrofeszültségekre [9]. (A zero szint paramágneses állapotú anyagra vonatkozik.)

Ha a szokásos meghatározástól eltérő módon kristályhibának tekintünk minden olyan rácsbeli képződményt ami mikrofeszültséget hoz létre a rácsban, akkor a doméneket és a doménfalakat kristályhibaként is értelmezhetjük. Ilyen értelemben a ponthibák, diszlokációk, felületszerű hibák és a domének illetve doménfalak közötti kölcsönhatásokat tekinthetjük kristályhibák közötti kölcsönhatásoknak, amikben ezek feszültségtere hat egymásra.

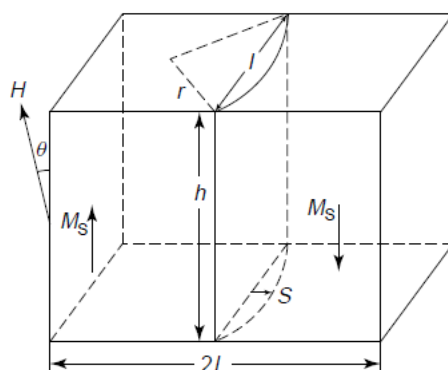
A diszlokációknak a doménfalak mozgására gyakorolt hatásának vizsgálatakor figyelembe kell venni, hogy a diszlokáció körül kialakuló feszültségtér átmérője kisebb, mint a szokásos doménfal vastagság és a diszlokáció vonala általában nem párhuzamos a mozgó doménfallal. Ezért a rendezetlen, diszperz eloszlású diszlokációk viszonylag gyenge kölcsönhatást mutatnak a doménfalakkal. Ha a diszlokációs szerkezet átalakul, a diszlokációk sorokba rendeződnek, diszlokáció láncok, szubszemcse határok jönnek létre úgy azok hatékonyabban akadályozzák a diszlokációk mozgását.

Ismert, hogy a spontán mágneseződési folyamat eredményeképpen kialakuló domének mindig valamelyik könnyű mágnesezési irányba mutatnak. Így az acélok esetén (ahol a könnyű mágnesezési irány az $\langle 100 \rangle$) 90° és 180° -os doménfalak jönnek létre. Ezek mozgási eltérő módon történik. Ha egy 90° -os fal áthalad egy tartományon akkor ott a magnetostrikció jelensége miatt méretváltozás történik, ami megváltoztatja a térfogatrész feszültségi állapotát. A 180° -os fal elmozdulásakor csak a mágnesezettség iránya változik (ellentétesre) így további magnetostrikciós feszültség nem jön létre [10].

A ponthibák, diszlokációk és felületszerű hibák és a doménfalak kölcsönhatásának leírására számos bonyolult analitikus modell készült [11], [13], [14]. Az alábbiakban két modell alap gondolatát és végeredményét mutatom be.

A Kersten-Néel modell [1]

Ez a modell egymástól l távolságban lévő két akadályon elakadt doménfal mozgását vizsgálja. Feltételezi, hogy a doménfal rugalmas membránként írható le, külső tér hatására az elmozdulni kívánó doménfal kihajlik, majd a tér zérusra való csökkenése esetén rugalmasan visszaegyeneseedik leírva ezzel a veszteség mentes, reverzibilis mágnesezési folyamatot (10. ábra).



10. ábra A doménfal deformációja a külső mágnesező tér hatására [1].

A doménfal kismértékű kihajlásából számított kezdeti szuszceptibilitás (κ_{in}):

$$\kappa_{\text{in}} = \frac{\mu_0 M_s^2 l^2 h (\cos \theta_1 - \cos \theta_2)^2}{3 \gamma_\pi L} \quad (10)$$

A kihajló doménfal amikor eléri a kritikus mértékű kihajlást „lepattan” az akadályokról és tovább halad. A falnak az akadályokról való leszakításához (unpinning) szükséges kritikus tér:

$$H_C = \frac{\gamma_\pi \cos \phi_{\text{kritikus}}}{\mu_0 M_s l (\cos \theta_1 - \cos \theta_2)} \quad (11)$$

Ahol: M_s a telítési mágnesezettség, l a távolság a két akadály (pinning site) között, L a domén hosszúsága, γ_π az egységnyi felületű doménfal energiája, h a doménfal magassága (10. ábra szerint), θ_1 és θ_2 a mágnesezettség és a külső mágneses tér relatív szöge a doménfal két oldalán, ϕ_{kritikus} a doménfal kritikus kihajlását jellemző szög (a végpontokon az egyenes doménfal normálisa és a kihajló fal érintője közötti szög).

Látható, hogy az akadályok távolságával a kritikus tér fordítottan arányos, azaz az egymáshoz közeli akadályok doménfal mozgást nehezítő hatása lényegesen nagyobb, mint az egymástól nagy távolságban lévőké.

A Globus-Guyot modell [1]

Ezt a modellt elsősorban ferritek mágneses tulajdonságainak modellezésére fejlesztették, de alkalmazhatónak bizonyult más anyagok esetén is a szemcsehatárokon elakadt, azokon kezdetben rugalmas membránként viselkedő majd a kritikus tér elérésekor azokról leszakadó doménfalak viselkedésének leírására.

A szemcsehatáron elakadt doménfal kismértékű kihajlásából számított kezdeti szuszceptibilitás (κ_{in}):

$$\kappa_{in} = \frac{\mu_0 M_S^2 D}{\gamma_\pi} \quad (12)$$

A fálnak a szemcsehatárról való leszakításához (unpinning) szükséges kritikus tér:

$$H_c = \frac{2f}{\mu_0 M_S D} \quad (13)$$

Ahol: M_S a telítési mágnesszettség, D a szemcseméret, γ_π az egységnyi felületű doménfal energiája, f a szemcsehatárnak az egységnyi hosszúságú doménfalra gyakorolt akadályozó hatását kifejező tényező („pinning force” amiről feltételezi a modell, hogy független az alkalmazott külső tértől).

A modell szerint a kritikus tér fordítottan arányos a szemcsemérettel, azaz a kis szemcsék határainak doménfal mozgást nehezítő hatása lényegesen nagyobb, mint a nagyméretűeké. Ez a megállapítás összhangban van a koercitív tér és a szemcseméret között ismert fordított arányossággal.

Kérdés 30.

a.) Az 1. tézist – amely lényegében a többfázisú hiperbolikus modell kidolgozásának és alkalmazási lehetőségeinek tényét rögzíti – elfogadom, ha Jelölt a bírálatomban megfogalmazott kérdésre egyértelmű, és az MH modell újdonságtartalmát illetően pozitív választ ad.

b.) Megjegyzem, hogy az értekezésben a ferrimágneses anyagokra vonatkozó eredményeket nem találtam, így a 1. tézis érvényességét csak a ferromágneses fázist vagy fázisokat tartalmazó anyagokra nézve látom bizonyítotttnak.

a.) Tisztelt Bírálóm az MH-modell újdonságtartalmára vonatkozó kérdésére szeretném ismertetni a modell kidolgozásában és alkalmazásában végzett munkámat. A Takács Jenő Professzor Úr által publikált, a mágneses hiszterézis leírására kidolgozott, $T(x)$ elnevezésű modellt 2005. év során ismertem meg az [32] 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 mágnesszési görbe – origótól a telítésig terjedő – teljes tartományára. Ennek alapvető oka az, hogy a $T(x)$ modell a reverzibilis mágnesszési 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) közösen 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 tartományok 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 [33] számú közös publikációnkban jelent meg. A továbbiakban a hiperbolikus modell kiterjesztett változatát többfázisú hiperbolikus modellnek (Multiphase Hyperbolic Modell illetve, MH-modell) neveztem.

Elkészítettem az MH-modell kezeléséhez, a mágnesezési görbék grafikus megjelenítéséhez és a mágneses elemekre bontáshoz szükséges LabView alapú szoftvert, amit későbbi munkáim során használtam.

Az MH-modell fejlesztése 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.

A további években, immár Takács Professzor Úrtól függetlenül végzett kutatási munkáim során az MH-modell további validálását végeztem el Lean duplex korrózióálló [34] és TRIP acélokra [35], [36] továbbá a modell anyagvizsgálati alkalmazási lehetőségeit vizsgáltam illetve, dolgoztam ki.

b.) A doménszerkezettel rendelkező anyagok (ferro-, antiferro-, és ferrimágneses anyagok) közül makroszkopikus, erős mágneses tulajdonságot a ferro- és ferrimágneses anyagok mutatnak. E két anyagcsalád mágnesezési görbéi nagymértékben hasonlóak, a mágneses mérések során lényegében azonos módon viselkednek.

Vizsgálataim során többségében olyan mintákat (rétegezett minták, LDSS, TRIP ötvözetek) vizsgáltam, amelyekben ferromágneses térfogatelemek, illetve szövetelemek találhatóak.

Állításaimat igyekeztem pontosan és általánosan megfogalmazni. Ezért megállapításaimat a makroszkopikus mágneses tulajdonságaikban szinte azonos módon viselkedő ferro- és ferrimágneses anyagokra egyaránt kiterjesztettem.

Az MH-modell alkalmazásához kapcsolódó olyan kísérleti eredményem ahol a mágneskör ferrimágneses elemet is tartalmazott csupán egy van. A 4.3.4 pontban ismertetett mérőfej és légrés független mérési eljárás igazolásához kapcsolódó méréseim során az egyik választott mágnesező járom anyaga ferrimágneses tulajdonságú, porkohászati eljárással gyártott MnZn ferrit mag volt. Az MH-modell használatával végrehajtott kiértékelés a ferrimágneses részt tartalmazó mágneskör esetén is a – csak ferromágneses elemeket tartalmazó esetekhez hasonlóan – sikeres volt.

Egyetértek, Tisztelt Bírálómmal ferrimágneses viselkedésű szövetelemet (például Fe_3O_4 összetételű magnetitet) is tartalmazó minta vizsgálata állításom érvényességének ferrimágneses anyagokra való kiterjesztését erősítette volna.

Kérdés 31.

A 2. tételben foglalt állítást a 4.3.4. fejezetben közölt eredmények alapján bizonyítottan tartom, de a közölt megfogalmazásban nem tudom elfogadni. Feltétlenül szerepelnie kellene a légrés méretére és a mágnesező járom anyagára vonatkozó információnak. Megítélésem szerint a légrés a mágneses kör „elemének” tekinthető, így a 2. tételben az új állítást a járom anyagától és alakjától való függetlenség jelenti.

Egyetértek Tisztelt Bírálómmal a 2. tétel megfogalmazása több – a légrés méretére és a járom anyagára vonatkozó – részlet ismertetésével pontosabb lenne.

Amint azt dolgozatomban és a 7. kérdésre adott válaszomban ismertettem a mérőfejtől és a légrés nagyságától független mérési eljárás kidolgozásakor, illetve az ehhez kapcsolódó vizsgálatok során 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. A légrés méretét a 0 – 1,2 mm tartományban változtattam. A mintára vonatkozó mérési eredmények a légrés méretétől függetlennek adódtak a 0 – 0,8 mm légrés tartományban.

A mérőfej és a minta felszíne közötti légrés nyilvánvalóan a mágneses kör elemének tekintendő, s mint ilyet, azt az MH-modell reverzibilis tagja figyelembe is veszi. Tehát a légrést, mint további mágneses elemet a modell feírása során nem kell figyelembe vennünk.

Tisztelt Bírálómnak a 2. tétel megfogalmazásának pontosságára vonatkozó észrevételével egyetértek. Álláspontomat azonban fenntartom abban a kérdésben, hogy a kidolgozott eljárás alkalmas a mintára vonatkozó mérési eredmények légréstől, a mérőfej anyagától és geometriájától független kiértékelésére.

Ismételten köszönöm Verő Professzor Úr szakértő és gondos bírálói munkáját.

Budapest, 2015. március 10.

Mészáros István

Hivatkozott irodalom

- [1] G Vértesy, I Tomás, I Mészáros: Non-destructive indication of plastic deformation of cold-rolled stainless steel by magnetic adaptive testing, *J MAGN MAGN MATER* **310**: 76-82 (2007)
- [2] G Vértesy, I Tomáš, I Mészáros: Nondestructive indication of plastic deformation of cold-rolled stainless steel by magnetic minor hysteresis loops measurement, *J MAGN MAGN MATER* **285**: (3) 335-342 (2005)
- [3] G Vértesy, I Tomáš, I Mészáros: Optimization of Material Characterization by Adaptive Testing, In: ICSC 2006 (Fourth International Conference on Soft Computing Applied in Computer and Economic Environments) 2006. pp. 57-63
- [4] G Vértesy, I Mészáros, I Tomas: Nondestructive magnetic characterization of TRIP steels, *NDT& E INT* **54**: 107-114 (2013)
- [5] Vértesy Gábor, Uchimoto Tetsuya, Takagi Toshiyuki, Tomás Ivan, Stupakov O, Mészáros István, Pávó József: Minor hysteresis loops measurements for characterization of cast iron, *PHYSICA B* **372**: (1-2) 156-159 (2006)
- [6] G Vértesy, I Tomas, I Mészáros: Investigation of experimental conditions in magnetic adaptive testing, *J MAGN MAGN MATER* **315**: 65-70 (2007)
- [7] G Vértesy, I Tomáš, I Mészáros: Investigation of the magnetic yoke's influence in magnetic adaptive testing, *J ELECTR ENG* **57**: 66-68 (2006)
- [8] Handbook of Magnetism and Advanced Magnetic Materials. Ed. By H. Kronmüller and S. Parkin, Wiley 2007.
- [9] B.D. Cullity, C.D. Graham: Introduction to magnetic materials, 2nd ed. IEEE Press, Wiley, 2009, p. 310
- [10] J.M.D. Coey: Magnetism and Magnetic Materials, Cambridge Univ. Press 2010.
- [11] H. Kronmüller, M. Fähnle: Micromagnetism and the Microstructure of Ferromagnetic Solids, Cambridge Univ. Press 2003.
- [12] F.D. Stacey, S.K Banerjee: The Physical Principles of Rock Magnetism, Elsevier 1974.
- [13] Kronmüller, H. (1992). Coercivity and domain wall pinning. In Concise Encyclopedia of Magnetic & Superconducting Materials, Evetts, J. (Ed.), Pergamon Press: Oxford, pp. 72–82.
- [14] Kronmüller, H. (1978). Micromagnetism in hard magnetic materials. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 7, 341–350.
- [15] S. Morito, H. Tanaka, R. Konishi, T. Furuhashi, T. Maki: The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys. *Acta Mater.* 51, 1789–1799, 2003.
- [16] Y. Mine, H. Takashima, M. Matsuda, K. Takashima: Micro-tension behaviour of lath martensite structures of carbon steel. *Mater.Sci.Eng.A* 560, 535–544. 2013.

- [17] F.Maresca, V.G.Kouznetsova, M.G.D.Geers: Subgrain lath martensite mechanics: A numerical–experiment alanalysis, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 73 (2014) 69–83
- [18] S. Morito, H. Saito, T. Ogawa,T. Furuhashi, T. Maki: Effect of austenite grain size on the morphology and crystallography of lath martensite in low carbon steels. *ISIJ Int.*45(1),91–94, 2005.
- [19] K.P. Staudhammeier, L.E. Murr, S.S. Hecker: Nucleation and Evolution of Strain Induced Martensitic (BCC) Embryos and Substructure in Stainless Steel, *ACTA METALLURGICA* Volume: 31, Issue: 2, pp. 267-274, 1983
- [20] K.P. Staudhammeier, L.E. Murr, S.S. Hecker: Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless-Steel, *METALLURGICAL TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE* Volume: 13, Issue: 4, pp: 627-635, 1982
- [21] K.P. Staudhammeier, L.E. Murr, S.S. Hecker: Nucleation and Evolution of Strain Induced Martensite (BCC) Substructures in Stainless Steel, *JOURNAL OF METALS*, Volume: 33, Issue: 9, pp: A66-A66, 1981.
- [22] K.P. Staudhammeier, L.E. Murr, S.S. Hecker: Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Microstructures in 304 Stainless-Steel, *JOURNAL OF METALS* Volume: 31, Issue: 12, pp: 90-90, 1979.
- [23] E.M. Mielnik: *Metalworking Science and Engineering*, McGraw-Hill 1991.
- [24] E. Nagy, V. Mertinger: Alakváltozás indukálta martenzites átalakulás Ni-Cr acélokban, *Anyagmérnöki Tudományok*, Miskolc 33/2 kötet, pp. 5-16, 2007.
- [25] TAVARES, S. S. M.; PARDAL, J. M.; SILVA, M. R. da and OLIVEIRA, C. A. S. de. Martensitic transformation induced by cold deformation of lean duplex stainless steel UNS S32304. *Mat. Res.* [online]. 2014, vol.17, n.2, pp. 381-385. Epub Sep 27, 2013. ISSN 1516-1439
- [26] Bianchi Marco (Diplomater): Effects of cold rolling on phase precipitation and phase transformation in a 2507 SDSS, University of Padova 2011. Konzulensek: I. Calliary (Univ. Of Padova), I. Mészáros (BME) 75-76. oldalak.
- [27] Csepeli Zsolt: Az alakítással bevitt energiának a fémek és ötvözetek egyensúlyi allotróp átalakulási hőmérsékletére gyakorolt hatásának termodinamikai elemzése, *Workshop Dunaújváros*, 2013.02.19., TÁMOP 4.2.2.A-11/1 KONV 2012-0027, „Nagy teljesítőképességű szerkezeti anyagok kutatása”
- [28] Y.Weng, X.Sun, H.Dong: Overview on the Theory of Deformation Induced Ferrite Transformation, www.metal.citic.com/iwcm/UserFiles/
- [29] Z:Q:Sun, W:Y. Yang, A.M. Hu, P. Yang: Deformation Enhanced Ferrite Transformation in Plain Low Carbon Steel, *Acta Metallurgica Sinica*, 2001, 14(2) pp. 115-121.
- [30] Y. Weng: *Ultra Fine Grained Steels*, 2009 Metallurgical Industry Press, Beijing and Springer-Verlag GmbH Berlin Heidelberg.

- [31] P. Haušild, V. Davydov, J. Drahokoupil, M. Landa, P. Pilvin, Characterization of strain-induced martensitic transformation in a metastable austenitic stainless steel, *Materials and Design*, 31 (2010) 1821–1827.
- [32] J. Takacs: *Mathematics of Hysteresis Phenomena* (Wiley-VCH Verlag, Weinheim) 2003.
- [33] J. Takacs and I. Mészáros: Separation of magnetic phases in alloys. *PHYSICA B* 403 (2008) pp. 3137-3140
- [34] I Mészáros: Magnetic Measurement and Model Based Characterisation of Phase Transformation in Lean Duplex Stainless Steel, *MATER SCI FORUM* 721: 96-101 (2012)
- [35] I Mészáros: Magnetic characterization of phase transformations in TRIP steels, *J ELECTR ENG* 59: 86-89 (2008)
- [36] 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)
- [37] Mangonon, P. L., Thomas, G. (1970) *Metall. Trans.*, 1, 1577.
- [38] Speich, G. R. (1973) *Metals Handbook*, Vol. 8, 425.
- [39] Murr, L. E., Standhammer, K. P. (1982) *Scripta Met.*, 16, 713.
- [40] S.S.M. Tavares, M.R. da Silva, J.M. Pardal, H.F.G. Abreu, A.M. Gomes; “Microstructural changes produced by plastic deformation in the UNS S31803 duplex stainless steel”; *Journal of Materials Processing Technology* 180 (2006) 318–322