

VÁLASZ
DR. MÉSZÁROS ISTVÁN

MERTINGER VALÉRIA „TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS
AUSZTENITES

ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA” CÍMŰ ÉRTEKEZÉSÉRŐL ÍRT

OPPONENSI BÍRÁLATÁRA

Tisztelettel köszönöm Bíráló gondos munkáját, észrevételeit. A bírálatban megfogalmazott a Bíráló által vastagon kiemelt kérdésekre (K), azok sorrendjében válaszolok (V), illetve a megjegyzésekre (M) azok sorrendjében reflektálok (R):

Két bírálóm (Dr. Zsoldos Ibolya és Dr. Mészáros István) irodalmi hivatkozásokra vonatkozó észrevételére reagálva: a termoelasztikus és nem termoelasztikus martenzites átalakulásokkal foglalkozó nemzetközi irodalmat folyamatosan nyomon követtem és az eredményeket az értekezésben feldolgoztam. Az így megszerzett ismereteket a tézisekhez kapcsolódó, a fejezetek végén közölt saját publikációk mindegyikében bemutattam.

Egyébként a szakirodalom nem kezeli egyben a termoelasztikus és a nem termoelasztikus martenzites átalakulásokat. A tématerület két legjelentősebb szakmai fórumán az ICOMAT (International Conference on Martensitic Transformations) és ESOMAT (European Symposium on Martensitic Transformations) konferenciákon az alakmemóriás (termoelasztikus) és az acélos (nem termoelasztikus) kutatási eredmények mindig külön szekciókban kerülnek bemutatásra, ahol én és kollégáim rendszeresen részt veszünk és előadásokat tartunk mindkét tématerületről. Az értekezéshez választott témának, a termomechanikus kezelések hatásának a termoelasztikus és nemtermoelasztikus átalakulásokra történő összehasonlító elemzése nemzetközi szinten is újdonságnak számít és ilyen tekintetben nincs szakirodalmi előzménye.

*K1: „Jelölt a 3. Fejezetben három eltérő összetételű Ni-Ti alakmemória ötvözetben végzett vizsgálatokat. Ezek megadott Ni tartalma rendre: 54,5%; 55,2% és 55,6%. Nem szerepel az értekezésben, hogy milyen módszerrel történt az összetétel meghatározása. **Felmerül a bírálóban a kérdés, hogy e csekély összetélbeli eltéréseket milyen módszerrel sikerült megbízható módon mérni?**”*

V1: A Ni-Ti mai napig a legfontosabb és a legintenzívebben kutatott alakmemória ötvözet, az összetétel változására az átalakulási tulajdonságok (A_s , M_s , A_f , M_f) nagyon érzékenyek. A vizsgálati ötvözetet a Bochumi Egyetemen készen kaptam, egy nagyobb projektbe kapcsolódtam be (DFG (German Science Foundation) Ho 32533-2) az én feladatom a szuperelasztikus viselkedés vizsgálata volt. Az ötvözeteket a projekt számára készítették még 1999 előtt. Nincs információm, hogy gyártó milyen módon határozta meg az összetételt, de a fentiek ismeretében nincs kétségem az összetétel adatok megbízhatóságával kapcsolatban. Az ötvözetek 0,5 t%-os különbségének az átalakulási hőmérsékletekben megjelenő hatását azért emeltem ki, mert az öregítő hőkezelések során lejátszódó komplex folyamatokat

megmagyarázni csak az összetétel változásával nem elegendő, és ez volt ezen kutatási eredmények újdonság tartalma. Az összefoglaló publikációra kapott 50 db hivatkozás is erre irányult. Sajnos jelennek meg manapság is olyan közlemények, ahol jellemzően pusztán a kémiai okokkal magyarázzák az összetétel hatását. [1]

K2: „A 4. Fejezet Cu-Al-Ni alakmemória ötvözetén végzett számos vizsgálat eredményét tartalmazza. Jelölt megállapítja, hogy: „...az első hevítési-hűtési ciklusban az átalakulási hőmérsékletek eltérnek a következő ciklusokban mért értékektől.”, illetve „az ausztenites állapotú alakítás, illetve gyors hűtés (16. Ábra,17. Ábra). Az alakítás hatására az ausztenitből, csak kitüntetett martenzit variánsok jelennek meg, vagy edzés esetén megnő a vakancia koncentráció.”. Kérem Jelöltet, hogy indokolja meg ezt az állítást. Minek alapján állítható, hogy csak egyes kitüntetett martenzit variánsok jönnek létre?”

V2: A martenzit variánsoknak rendkívül fontos szerepük van az alakemlékező hatás kialakulásában. A terheletlen ausztenitből ikerhatárokkal elválasztott, az átalakulást kísérő deformáció csökkentése érdekében különböző orientációjú ún. szabadon illesztett (self accomodated) martenzitek alakulnak ki. A variánsok kialakulását a deformáció csökkentése irányítja, ennek megfelelően változik méretük, eloszlásuk, orientációjuk. Visszahevítve az ötvözetet, az alacsonyabb szimmetriájú martenzitből kevesebb orientációban jöhet létre az ausztenit, pontosan abban az orientációban fog létrejönni, amilyen eredendően volt. Az eredeti orientáció visszaállása hordozza magával az ötvözet makroszkópikus alakjának megtartását (emlékeztetését). Ha hűtéskor az ötvözet alakját adott geometriára deformáljuk, akkor nem tudnak a szabadon illesztett martenzitek kialakulni, hanem csak bizonyos variánsok jönnek létre, amelyek az adott geometriához kötődnek (illetve az adott geometriához tartozó külső terhelés tekintetében kedvező orientációjúak). Visszaalakuláskor az ausztenit geometriájához kötődő orientációjú ausztenit jön létre, ezáltal kétféle makroszkópikus geometria is rögzíthető. Ez az ún. kétutas effektus. A termomechanikus kezelés, amivel ezt el lehet érni az ötvözet betanítása. Ha a szabadon illesztett martenziteket tartalmazó mintát deformáljuk, akkor a deformáció szempontjából kedvező martenzit variánsok mennyisége ikerhatár vándorlással megnő. Hevítéskor viszont megint az ausztenitnek az eredeti orientációja alakul vissza. Ez az ún. egyutas effektus. Az ausztenitnek vagy kétutas esetben a martenzitnek is az eredeti orientáció megtartását a két fázis közti szoros kristálytani kapcsolat biztosítja. Ha az ötvözetet olyan hatás éri, ami már nem teszi lehetővé a kapcsolat megtartását, akkor szélsőséges esetben az alakemlékező hatás megszűnik. Kevésbé szélsőséges esetben az átalakulási hőmérsékletek eltolódnak, megnő a hiszterízis értéke, az adott irányú átalakulás nagyobb hőmérséklet közre húzódik szét. Ha ez a hatás termikus aktivációval megszűnik (pl. edzéssel bevitt vakancia koncentráció növekedés), akkor a következő ciklusokban már nem érezteti hatását. Ilyen effektusok a tézisekben megfogalmazott első ciklus hatások.

Könnyen belátható, hogy kismértékű, megújulás és újrakristályosodás nélküli ausztenites állapotú alakítással az ausztenit orientálódik, kialakul egy alakítási textúra, melyből a szabadon

illesztettől eltérő, orientált martenzit variánsok jönnek létre, a kétutas alakmemória ötvözet tréningezéséhez hasonló módon. Az orientált martenzitek egyrészt energetikailag is metastabilabbak, másrészt az orientáció biztosítja a könnyebb visszaalakulást, csökkentve az átalakulási hőmérsékletet.

K3: „A fejezet további részében az ausztenites állapotú alakítás (750°C-on) hatását mutatja be Jelölt. A 18. Ábrára hivatkozással, az átalakulási hőmérsékletekre vonatkozóan megállapítja, hogy: „Az alakítás mértékének növelése 50%-ig mindkét hőmérséklet csökkenését eredményezi... 80%-os alakításnál a tendencia megfordul.” A 18. Ábrán az átalakulási hőmérséklet görbéknek valóban közel 50%-os alakítási mértéknél minimuma van. **Kérdésem, hogyan érti Jelölt azt, hogy „80%-os alakításnál a tendencia megfordul.”? A görbe alapján számomra a tendencia megfordulása a minimumnál, azaz 50%-os alakítottságnál van.”**

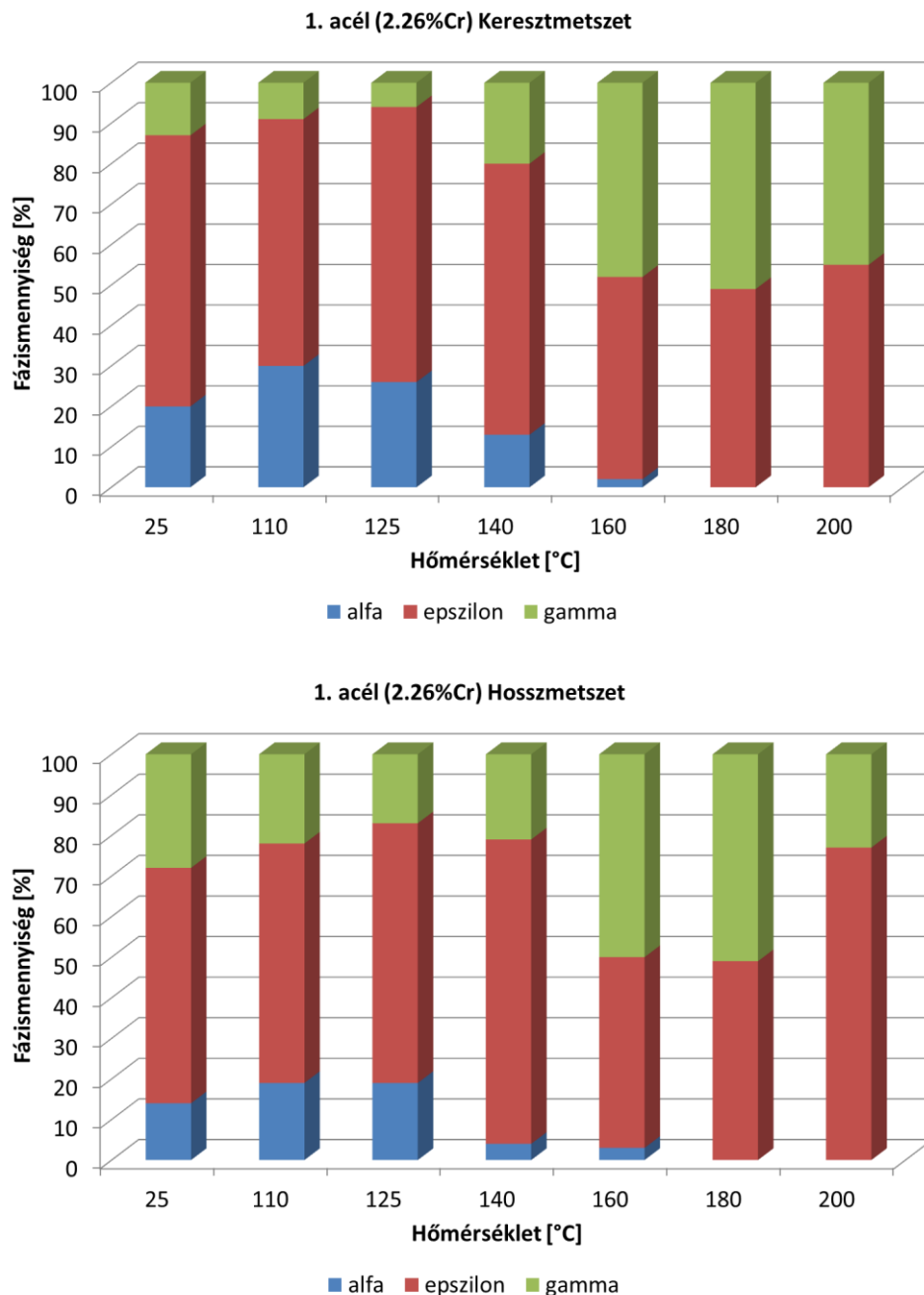
V3: Mivel $\varphi=0,50$ és $0,80$ mértékű alakítás között sajnos nincs adat, így természetesen egyetértek a Bírálóval, hogy a tendencia megfordulása $\varphi=0,50$ -nél következik be a rendelkezésre álló adatok alapján. Én a $\varphi=0,80$ adatra helyeztem a hangsúlyt, mert ott egyértelmű, hogy már magasabb az átalakulási hőmérséklet, de való igaz, hogy nem volt szerencsés a megfordul kifejezést használni.

K4: „Az 5. Fejezet az ausztenites AISI 304 típusú korrózióálló acélra vonatkozó eredmények ismertetésével kezdődik. A kísérleti rész leírása szerint a „A vizsgálat során -196°C...+160°C-os hőmérséklet tartományban, 14 izotermán végeztünk húzóvizsgálatot, mindegyik izotermán a maximális egyenletes nyúlás határáig illetve két kisebb mértékkel húzva a hengeres mintatesteket.” Az eredményeket bemutató 31, 32 és 33 Ábrákon csak nyolc különböző hőmérsékletre tartozó mérési pontot láthatunk, szobahőmérséklet és -120 °C között. **Kérdésem, hogy miért nem szerepelnek a szobahőmérséklet feletti hőmérséklet értékekhez tartozó mérési eredmények az értekezésben?”**

V4: A szobahőmérséklet feletti szakítóvizsgálatok a Freibergi Egyetemen készültek, a minták teljes kiértékelését volt doktorandusz hallgatom Dr. Nagy Erzsébet PhD értekezése [6] tartalmazza. Mivel a saját értekezésem a TRIP és TWIP acélokban különböző fázisok között kialakuló fázisátalakulások és az orientációs viszonyok együttes értelmezéséről szól és azokban a szobahőmérséklet felett szakított mintákban már kevés a martenzit fázis, ezért a textúra vizsgálatokat nem volt értelme elvégezni és bemutatni.

K5: „Kérem Jelöltet, hogy ismertesse a maradófeszültségek és a textúra hatását a röntgendiffrakciós fázisanalízissel meghatározott relatív fázis mennyiségekre. Kérem térjen ki arra, hogy az 5. Fejezetben ismertetett ausztenites korrózióálló acél, illetve a TWIP hatást mutató kísérleti acélok esetén meghatározott fázis mennyiségek megítélése szerint mennyire pontosak, illetve hogyan tette a mérési eredményeket a függetlenné az alakítási textúra és az alakítás által létrehozott maradó feszültségek hatásától.”

V5: Az első-, másod- vagy harmadrendű maradó feszültségek a kristályrácsban rugalmas torzulást eredményeznek, a röntgendiffrakciós interferencia függvény eltolódását és/vagy a profil szélesedését okozzák. A kristálytani anizotrópia (textúra) megjelenése a diffrakciós helyzetben lévő síksorozatok számát változtatja, ezáltal az adott síksorozathoz tartozó interferencia függvény intenzitását a teljes diffrakciós profilra vonatkoztatva, az egyes csúcsok közötti intenzitás arányokat változtatja meg. Valamely síksorozat intenzitásának növekedése törvényszerűen másik síksorozat intenzitásának csökkenésével jár együtt. Röntgendiffrakciós fázismennyiségi analízis alapja, hogy a diffrakciós jel intenzitása arányos a jelenlévő fázis mennyiségével. Az intenzitásra hatással vannak ezen túl a mérés körülményei és a kristályrács jellemzői is. Ezek alapján megállapítható, hogy a maradó feszültség elhanyagolható, míg a kristálytani anizotrópia jelentős hatással bír a fázismennyiségi vizsgálatok eredményére. A pordiffrakciós fázismennyiségi analízisre Hugo Rietveld módszerét [2][3] alkalmazó, a teljes profilillesztésen alapuló módszerek a legelterjedtebbek. A profilillesztés a legkisebb négyzetek elvén történik és fázismennyiségi vizsgálatokra a sikere abban rejlik, hogy mennyire pontosan ismeri a vizsgáló a jelenlévő fázisok szerkezetét. A változtatható paraméterek között az anizotrópiai is szerepel, amit egy arányosítási tényezővel lehet megadni. Pordiffrakciós vizsgálatoknál (orientált agyagásványok esetén például) ez egy jól kezelhető probléma. A mi esetünkben egyrészt nagyon erős anizotrópia is kialakulhatott a tömbi mintákban, illetve mintáról mintára ennek jellege változott is. Így két nagyon fontos ismeretlenünk is volt a paraméterek között. Tettünk kísérletet Rietveld analízisre Dr. Kristály Ferenc segítségével, de a fent említett okok miatt a módszert végül elvetettük. Tömbi minták esetén kompromisszumokat kell tenni, mint ahogyan a gyakorlatban ez meg is történik pl. maradék ausztenit vizsgálatánál két-két martenzit és ausztenit reflexiópár intenzitásarányából számolnak. Ipari gyakorlatban van példa egyetlen reflexió intenzitásarányának változásából a mennyiségi számítások elvégzésére is, pl. β fázis meghatározása sárgarézzel bevont acél huzalok felületén. A mi esetünkben egy egyszerűsített, a teljes profil intenzitás eloszlását figyelembe vevő, a freibergi kollégák korábbi tapasztalatain alapuló módszert fogadtunk el megfelelőnek [4][5]. A módszer azon a fenti egyszerű elven alapszik, hogy anizotrópia esetén az intenzitás arányok megváltoznak: egyes reflexiók gyengülnek, míg egyesek erősödnek, de az összintenzitás arányos a fázis mennyiségével. Úgy gondolom, a módszer alkalmazható. Arra a kérdésre, hogy az eredmények mennyire pontosak, azért nehéz válaszolni, mert a mennyiség változásával változik annak meghatározhatósága is. Mint általában itt is igaz, amennyiben a fázismennyiség kicsi, az amúgy is kisebb intenzitású reflexiók akár teljesen hiányozhatnak is, akkor a hiba nagyobb. Összehasonlítául bemutatom (**1. Ábra**) az értekezés 42. ábráján szereplő 3.sz. acél fázismennyiségi adatait a hossz és a keresztmetszeten végzett röntgendiffrakciós felvétel kiértékelése alapján. A hossz és keresztmetszeten teljesen eltérő textúra jelleg van. Látható, hogy ennek mekkora a fázismennyiségi vizsgálatokra kifejtett hatása. A vizsgálatok során az azonos metszeten meghatározott adatokat vetettük mindig össze. Akkori és jelen ismereteim szerint is, a három fázis együttes mennyiségének meghatározására, jelen ötvözet típusra és mintajellegre nem tudok jobb módszert.



1. Ábra Röntgendiffrakcióval meghatározott fázismennyiségi adatok különböző hőmérsékleteken szakított minták hossz- és keresztmetszetén

K6: „E ponton jegyzem meg, hogy az ausztenites AISI304 ötvözetben létrejövő hexagonális rácsú epszilon-martenzit paramágneses, amíg a TKK rácsú alfa-martenzit ferromágneses viselkedésű fázis. Tehát a vizsgált ötvözet egyetlen ferromágneses fázisa az alfa-martenzit, ami lehetőséget ad arra, hogy a mágneses telítési polarizáció mérésével pontosan, a textúrától és feszültségektől függetlenül meghatározzuk annak mennyiségét.”

V6: Valóban így van. Nagy Erzsébet PhD disszertációjához [6] készített vizsgálatok során kétféle, mágneses mérleges (freibergeri saját építésű) és ferritszkópos (Fischer GmbH) vizsgálatokat is alkalmaztunk az α' martenzit mennyiségének a kimutatására a Freibergi Egyetemen. A kétféle módszer, illetve a röntgendiffrakciós mérések tendenciában azonos, de

abszolút értékben eltérő eredményeket adtak. Az ε fázis kimutatására metallográfiai módszereket is alkalmaztunk. Azonban, mivel az orientációs kapcsolatok, illetve a $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$, $\gamma \rightarrow \alpha'$, $\gamma \rightarrow \varepsilon$ szekvencia szerinti fázisátalakulások tisztázására szükségünk volt mindhárom fázismennyiségét meghatározni képes módszerre, ezért a későbbiekben elvetettük a párhuzamos módszerek alkalmazását, a röntgendiffrakciós módszer mellett döntöttünk. A TWIP acélok vizsgálatánál már leginkább az ε martenzit átalakulási jellemzőire koncentráltunk (ezért is történt az acélváltás), így ezen okból sem merült fel a mágneses elven történő vizsgálat alkalmazása. Itt jegyzem meg, hogy a jelenleg futó kutatási projektben a különböző fázisátalakulások követésére és szétválasztására a Debreceni Egyetemen Dr. Beke Dezső professzor kutatócsoportjával Barkhausen és akusztikus zajelemzési módszer lehetőségét vizsgáljuk.

K7: „A kiinduló jelű minta a 25°C-on szakított próbapálca fejéből lett kimunkálva, vagyis ez az adat reprezentálja a hőciklust megjárt, de nem alakváltozott mintaállapotot.”. **Felmerül a kérdés, hogy a szakítógépek befogói nem okozhattak képlékeny alakváltozást a mintának ezen a részén?”**

V7: Véleményem szerint, ha okozott is alakváltozást, az elhanyagolható mértékű a próbapálca vékonyított keresztmetszetéhez képest. Az acél folyáshatára nagyon alacsony (200 MPa, vagy még kisebb), ezért nyilvánvaló, hogy a képlékeny alakváltozás a vékonyított szakaszon nagyon gyorsan megindul. Ellenőrzésképp elvégeztük az 1.sz. acél ötvözetben az edzett állapotú mintán is a fázismennyiségi vizsgálatot. A 42. ábrán a „kiinduló” mintában 14% ausztenitet és 86% ε martenzitet határoztunk meg. Most, a kontrollmérések során az edzett mintában 11 % ausztenitet és 89 % ε martenzitet mértünk. Úgy gondolom ez azt mutatja, hogy nem követtünk el hibát azzal, hogy a kiinduló minták a hőciklust megjárt szakítópróbák fejéből lettek kimunkálva.

K8: „Megítélésem szerint az tény, hogy a Cr ötvöztetés növeli a rétegződési hiba energiát és így az ausztenit stabilitását nem új megállapítás. Ismert, hogy a rétegződési hiba energia (SFE) nagysága jellemzi az ausztenit fázis stabilitását. Ha a rétegződési hiba energiája alacsony az ausztenit fázis kevésbé stabilis. Az irodalomból ismert továbbá, hogy a SFE nagyságát az alábbi összefüggéssel számolhatjuk:

$$SFE \text{ (mJ/m}^2\text{)} = -53 + 6.2\%Ni + 0.7\%Cr + 3.2\%Mn + 9.3\%Mo$$

R.E. Schramm, R.P. Reed: Stacking fault energies of austenitic stainless steels. Metall Trans 1975; 6A:1345–51.

módon mutatja, hogy a króm, molibdén és mangán ötvözők növelik a rétegződési hiba energiát.

Kérem Jelöltet, hogy válaszában térjen ki arra, hogy a króm –előbb részletezett hatását– miért tekinti új eredménynek.”

V8: Gallagher 1970-ben [7] megállapítja, hogy az ötvözők hatása erősebb a rétegződési hiba energiára (RHE), mint a hőmérsékleté. Valóban Schramm 1975-ben közölte a Bíráló által is

említett összefüggést, viszont Bampton 1977-ben [8] már azt írja, hogy a Cr hatását a RHE-ra nem lehet egyértelműen az M_s hőmérsékletre kifejtett hatásával magyarázni. Ekkor azt feltételezik, hogy a hőmérsékletnek és az ötvözőknek a hatása független. Mivel egyértelmű volt, hogy az RHE értéke nem csak a képlékenyalakítási jellemzőket, de a korróziót és a hidrogén kompatibilitást is befolyásolja, ezért a 70-es, 80-as években intenzíven kutatták a különböző paramétereknek, ötvözőknek (Ni, Cr, Ti, Mo, Nb, P, C, N) az RHE-ra kifejtett hatását. A Cr-ra Stoltz [9] 1980-ban azt írja, hogy 20% felett növeli, míg 10-20 % között csökkenti a RHE értékét. Ferreira 1998-ban [10] modellszámításokkal a Cr-Ni hatására szintén hiperbolikus összefüggést ír le, kisebb Cr értékhez téve annak szélsőértékét (**2. Ábra**).

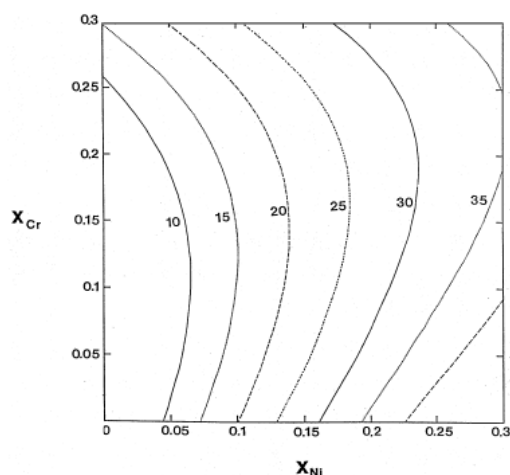


Fig. 3. Dependence of the ideal SFE on the mole fraction of Cr (X_{Cr}) and Ni (X_{Ni}). The SFE values for the plotted curves are in mJ/m^2 .

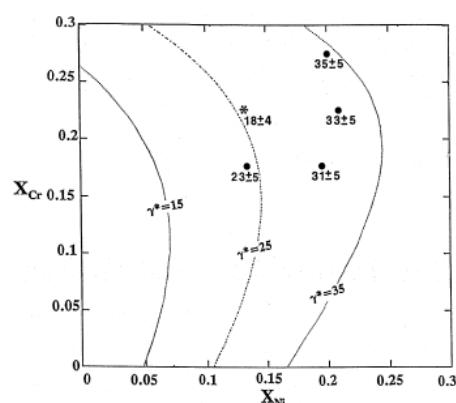


Fig. 5. Dependence of the effective SFE on the mole fraction of Cr (X_{Cr}) and Ni (X_{Ni}). The SFE values for the plotted curves are in mJ/m^2 . Experimentally measured values [19] (●) are based on the separation between parallel dislocations and thus, can only be compared with the effective SFE. The measurement marked with a * [19] exhibits some discrepancy with respect to the calculated curves.

2. Ábra Cr, Ni hatása az RHE-ra [6]

Li 1999-ben [11] modellezte (extended dislocation node method) a különböző ötvözők hatását és Cr-ra, annak csökkentő hatását írta le:

%Cr: %Ni: %Mn: %Si = -1,1: 1,64: 0,21: - 4,45 [11]

Bouaziz [12] a C, Cr, Mn hatását hasonlítja össze és a Cr szintén csökkentő szerepét állapítja meg. Vitos Levente szerzőtársaival 2006-os kéziratában [13] első elven alapuló kvantummechanika modellezés módszer alkalmazásával megállapítja, hogy azonos ötvöző elem ellentétes hatással is lehet az RHE-ra az elektromos-térfogati- és mágneses keresztthatások miatt, ezért nem lehet univerzális egyenletet felállítani az ötvözőtartalom függésére. Az energia értékének változását széles koncentráció közre végzett számításokkal igazolják [14]. Dumay és társai [15] Fe-Mn-C rendszerben a Cu, Cr, Al és Si hatását vizsgálták. Megállapították, hogy a Cr egyedüli, mely egyértelműen csökkentő hatású.

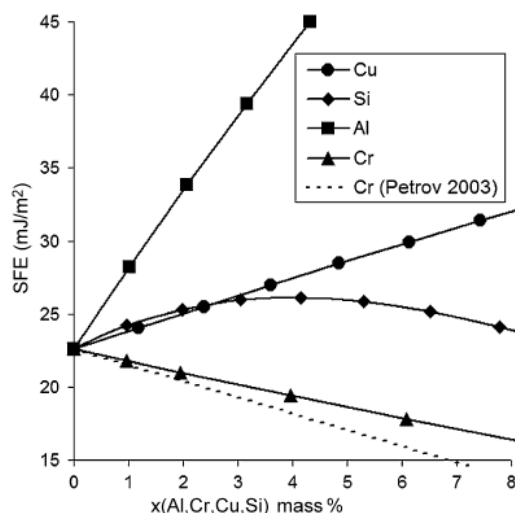


Fig. 1. Predicted influence of alloying elements on the SFE of the $\text{Fe}_{22}\text{Mn}_{0.6}\text{C}$ reference.

3. Ábra A különböző ötvözők hatása a RHE-ra [11]

Lo összefoglaló dolgozatában [16] 4 összefüggést is említ és Vitos és társainak elméletét erősíti, vagyis az ötvözők RHE-ra kifejtett hatása nem monoton, hanem kölcsönhatásokra kell számítani:

Schramn: $\text{SFE (mJ/m}^2\text{)} = -53 + 6.2\%\text{Ni} + 0.7\%\text{Cr} + 3.2\%\text{Mn} + 9.3\%\text{Mo}$

Rhodes: $\text{SFE (mJ/m}^2\text{)} = 1.2 + 1.4\%\text{Ni} + 0.6\%\text{Cr} + 7.7\%\text{Mn} - 44.7\%\text{Si}$

Pickering: $\text{SFE (mJ/m}^2\text{)} = -25.7 + 2\%\text{Ni} + 410\%\text{C} - 0.9\%\text{Cr} - 77\%\text{N} - 13\%\text{Si} - 1.2\%\text{Mn}$

Dai: $\text{SFE (mJ/m}^2\text{)} = \gamma^0 + 1.59\%\text{Ni} - 1.34\%\text{Mn} + 0.06\text{Mn}^2 - 1.75\%\text{Cr} + 0.01\%\text{Cr}^2 + 15.12\%\text{Mo} - 5.59\%\text{Si} - 60.69(\%\text{C} + 1.2\%\text{N})^{0.5} + 26.27(\%\text{C} + 1.2\%\text{N})(\%\text{Cr} + \%\text{Mn} + \%\text{Mo})^{0.5} + 0.61(\%\text{Ni}(\%\text{Cr} + \%\text{Mn}))^{0.5}$

ahol γ^0 , a tiszta ausztenit rétegződési hiba energiája szobahőmérsékleten.

Wu a 6% Cr jelenlétének a 17% Mn tartalmazó ötvözetben termodinamikai számítások alapján növekvő hatásáról számol be [17]. Míg Limmer és társai a Cr függésének parabolikus jellegét írják le [18].

A rövid összefoglalásból is kitűnik, hogy a Cr szerepéről erősen ellentmondásos eredmények találhatók a szakirodalomban, ezért gondoltam, hogy az általam bemutatott, közvetett elemzésből származó eredmények új információval bővítik a téma területét.

M1: „Megjegyzem továbbá, hogy az 5. Tézis szövegében szereplő „ α' -martenzitek” kifejezés nem szerencsés, hiszen csak egyféle α' -martenzit létezik.”

R1: Természetesen egyetértek Bíráló megjegyzésével.

M2: „Az 5. Fejezetben olvashatjuk, hogy: „Mivel azok a minták, amelyek ferromágnesesek voltak a DSC vizsgálat előtt a vizsgálatot követően is azok maradtak, ezért arra következtethetünk, hogy az α' visszaalakulása nem történik meg a 450°C-ig történő hevítés során.” Ez a megállapítás, illetve megfogalmazás kifogásolható. Ha jól értelmezem itt nem egy számszerűsített mágneses vizsgálat történt, hanem csak annak megállapítása, hogy az adott mintát vonzza-e valamilyen mértékben egy permanens mágnes. Egy ilyen gyors teszt alapján legfeljebb arra lehet következtetni, hogy a ferromágneses α' -martenzit nem alakult vissza teljes mértékben a hőkezelés hatására.”

R2: Valóban egy gyorsesztről volt szó csupán, viszont a DSC görbéket megvizsgálva nagy biztonsággal megállapítható, hogy a vizsgált hőmérsékleti intervallumban, nincs olyan folyamat, amely elkezdődött, de nem fejeződött volna be.

M3: „Az e fejezetben ismertetett vizsgálatok értelmezéséhez a következő megjegyzést teszem. A röntgendiffrakciós spektrumok értelmezése során ferrit fázis került azonosításra, amit az alábbi megfogalmazás is alátámaszt: „A diffrakciós eredmény a belső fal közeléből (piros görbe) kevés ausztenitet, sokkal inkább ferritet mutat.”. Ismereteim szerint a ferrithez, illetve a TKK α' -martenzithez tartozó csúcsok lényegében nem különböztethetők meg a röntgendiffrakciós spektrumban. Megítélésem szerint jelen esetben nem ferrit hanem ferromágneses tulajdonságú α' -martenzit fázis megjelenése történik, amit a Schaeffler-diagram is alátámaszt.”

R3: Martenzit fázisnak én a diffúzió nélküli, martenzites átalakulás során létrejött fázist nevezem. Az adott káreset elemzésénél a ferromágneses fázis kialakulásának folyamatára nincs, csak a folyamat végeredményére információnk. Mivel itt a fázisátalakulást nem hőmérséklet, nem mechanikai igénybevétel, hanem az összetétel változásának folyamatos, de legalábbis időben elnyújtott folyamata okozza, nem teljesen egyértelmű a ferromágneses fázis létrejöttének folyamata. A bíráló álláspontját erősítheti viszont az a tény is, hogy ε martenzit jelenléte is kimutatható. De abban az esetben azt kell figyelembe vennünk, hogy ε martenzit termikus hatásokra is könnyen kialakul, nem feltétlen szükséges termomechanikus legyen a külső behatás. Ilyen komplex folyamatoknál úgy gondolom, a Schaeffler diagram az egyes fázisok megjelenési valószínűségén túli információ tartalommal nem bír.

HIVATKOZOTT IRODALMAK:

- [1] B. Karbakhsh Ravari et al. / Acta Materialia 69 (2014) 17–29
- [2] H. M. Rietveld, Line profiles of neutron powder diffraction peaks for structure refinement (WO3). Acta Cryst. 22, 151-152. (1967).
- [3] H. M. Rietveld, A profile refinement method for nuclear and magnetic structures. J. Appl. Cryst. 2, 65-71. (1969)
- [4] Jaroslav Fiala, Optimization of Powder Diffraction Identification, Journal of Applied Crystallography (1976) 9. p. 429-432
- [5] Jaroslav Fiala, Algebraic conception of the powder diffraction identification system, Journal of Physics D: Applied Physics, Vol.5. (1972) p.1874-1876

- [6] Dr. Nagy Erzsébet: Alakváltozás indukálta martenzites átalakulás ausztenites Cr-Ni acélokban, PhD értekezés, Miskolc (2007)
- [7] P.C.J. Gallagher, The Influence of alloying, temperature and related effects on the stacking fault energy, Metallurgical Transactions, Vol. 1 p 2429 (1970)
- [8] C.C. Bampton, I.P. Jones, M.H.Loretto, Stacking fault energy measurements in some austenitic stainless steels, Acta Metallurgica, Vol. 26. pp39-51 (1978)
- [9] R.E.Stoltz, J.B.Vander Sande, The effect of nitrogen on stacking fault energy of Fe-Ni-Cr-Mn steels, Metallurgical Transactions A, Vol. 11A, JUNE p 1033 (1980)
- [10] P.J. Ferreira, P. Müllner, A thermodynamic model for the stacking fault energy, Acta mater.Vol.46, No.13, pp.4479-4484, (1998)
- [11] J.C.Li, W.Zheng, Q.Jiang, Stacking fault energy of iron-base shape memory alloys, Materials Letters 38 (1999) 275-277
- [12] O. Bouaziz, N. Guelton, Modelling of TWIP effect on work -hardening, Materials Science and Engineering A 319-321 (2001) pp: 246-249
- [13] L. Vitos, J.O. Nilsson, B. Johansson, Alloying effects on the stacking fault energy in austenitic stainless steels from first-principles theory, Acta Materialia 54 (2006) 3821-3826
- [14] L. Vitos, P.A. Korzhavyi, J.O.Nilson, B.Johansson, Stacking fault energy and magnetism in austenitic stainless steels, Physica Scripta, 77 (2008) 065703 (3pp)
- [15] A. Dumay, J.P. Chateau, S. Allain, S. Migot, O. Bouaziz, Influence of addition elements on stacking fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel, Materials Science and Engineering A 483-484 (2008) pp: 184-187
- [16] K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai, Recent developments in stainless steels, Material Science and Engineering R, 65 (2009) pp: 39-104
- [17] B.Wu, B.Qian, Y.Weng, Effect of Cr on stacking fault energy and damping capacity of FeMn, Materials Science and Technology, Vol. 33, (2017)
- [18] K. Limmer, J. E. Medvedeva, D.C. Van Aken, Effect of Nickel, Copper and Chromium on Stacking Fault Energy in FCC Iron, Conference proceeding, AISTech, 2014, Indianapolis

Ismételten tisztelettel megköszönöm Bíráló kérdéseit, megjegyzéseit, munkáját. Bízom benne, hogy a válaszokkal sikerült az összes nyitott kérdést lezárnom.

Miskolc, 2017. 08.28.



Mertinger Valéria