dc_1251_16

DOKTORI ÉRTEKEZÉS

A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA

Dr. Mertinger Valéria



Miskolci Egyetem

Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet

Miskolc

2016

TARTALOM

Bev	ezetés		2			
1.	Marte	enzites átalakulás jellemzői és fogalmi dilemmái	4			
2.	Term	omechanikus kezelés hatása a martenzites átalakulásra	. 10			
3.	Ni-Ti	alakmemória ötvözet	. 12			
Т	émakö	örben (Ni-Ti) elért eredmények összefoglalása	. 19			
4.	Cu-Al	-Ni alapú alakmemória ötvözetek	. 21			
K	étféle	"első ciklus" hatás	. 21			
A	uszten	ites állapotban történő alakítás hatása	. 23			
A	uszten	ites állapotú alakítási hőmérséklet hatása	. 27			
Н	őkezel	és hőmérsékletének hatása	. 27			
T	árolt ri	ugalmas energia hatása	. 32			
Т	émakö	orben (Cu-Al-Ni+) elért eredmények összefoglalása	. 34			
5.	Auszt	enites acélok	. 36			
Fa	ázisáta	lakulások TRIP hatást mutató ausztenites saválló acélban	. 36			
Fa	ázisáta	lakulások TWIP hatást mutató ausztenites acélban	. 40			
Т	émakö	orben (TRIP, TWIP acélok) elért eredmények összefoglalása	. 73			
6.	Fázisa	átalakulás okozta károsodás	. 75			
Т	émakö	örben (pirolízis falazat) elért eredmények összefoglalása	. 80			
7.	Tudo	mányos eredmények tézisei	. 81			
	1.	Ni-Ti szuperelasztikus viselkedése	. 81			
	2.	Cu-Al-Ni+ alakmemória ötvözet magashőmérsékletű alkalmazása	. 81			
	3.	Termomechanikus kezelések és a termoelasztikus és nem termoelaszti	kus			
	marte	enzites átalakulások	. 82			
	4.	Textúra kölcsönhatások	. 83			
	5.	Cr hatása a TWIP folyamatokra	. 83			
	6.	Termomechanikus igénybevétel és tönkremenetel kapcsolata	. 83			
A tu	Idomái	nyos eredmények hasznosulása	. 83			
Kösz	zönet .		. 84			
Irod	alomje	egyzék	. 85			
A do	A dolgozatban hivatkozott saját publikációk és független hivatkozások jegyzéke					

BEVEZETÉS

A martenzites átalakulás egy olyan fémtani jelenség, amelynek felismerése és alkalmazása nélkül az emberiség nem tudott volna a bronzkorból kilépni, ugyanis a vaskor megjelenése óta ezt a jelenséget az ember tudatosan használja: többek között ez a jelenség az oka az acélok évszázadokon átívelő diadalútjának. A XX. században ismerték fel azt a tényt, hogy a martenzites átalakulás nemcsak nemesíthető acélokban, hanem számos más ötvözetben, sőt nemcsak fémekben, hanem polimerekben és kerámiákban is végbemehet. Nagy gyakorlati jelentősége alakmemória ötvözetben és ausztenites acélokban van. Ezen alapanyagok felhasználásával ma már számos szerkezeti, funkcionális alkatrész készül. A termékek előállításuk vagy alkalmazásuk közben rendszerint termomechanikus kezelésen esnek át. A termomechanikus kezelés kezdetben az újrakristályosodás és képlékenyalakítás kombinációjával elért szemcsefinomítás (szilárdságnövelés) olcsó, de szigorú technológiai fegyelmet követelő eszköze volt például a HSLA¹ acélok esetében. Később az egyéb átalakulási folyamatokat kombinálták az alakítással, például a DUAL² és a "bake hardenable"³ acéloknál rendkívül jó szilárdságot és ami az igazi kihívás, hogy jó szívósságot is biztosítva így az acélnak.

A termomechanikus folyamatokat a martenzites átalakulással kombinálva a TRIP⁴, TWIP⁵ acélok és az alakmemória ötvözetek fémtani problémáihoz jutunk. A kezelés ezen ötvözeteknél igen sokféle eredménnyel és célzattal történhet. A disszertáció keretében az általam elvégzett kutatások a következő kérdésekre keresték a választ:

- 1. Melyek azok a fémtani módszerek, amelyek alkalmazásával a Ni-Ti ötvözet szuperelasztikus viselkedésének hőmérséklet tartománya a legeredményesebben kiterjeszthető, és ez hogyan befolyásolja az ötvözet mechanikai tulajdonságait és átalakulási karakterisztikáját?
- 2. Az ausztenites és a martenzites állapotú termomechanikus kezelés hogyan befolyásolja a Ni-Ti ötvözet kiváltására aspiráló CuAlNi+ Mn, Fe, Ti ötvözetek átalakulási karakterisztikáját? Melyek az ötvözetcsalád lehetőségei a magas hőmérsékletű alkalmazásoknál?
- 3. Az ausztenites és martenzites állapotban végzett termomechanikus kezelés általában milyen hatással van a termoelasztikus és nem termoelasztikus martenzites átalakulásokra?

¹ HSLA- Nagyszilárdságú, alacsony ötvözésű acélok.

² DUAL- Ferrit, martenzit fázisú acélok, interkritikus lágyítást követő edzéssel létrehozott szövettel.

³ bake-hardenable- Olyan acélok, melyekből jellemzően festett alkatrészek készülnek, és a festékszárítással járó hőeffektus a diszlokációk és az intersztíciósan oldott ötvözők vagy apró kiválások kölcsönhatásán alapuló szilárdságnövelő fémtani folyamatokat indít el.

⁴ TRIP- Fázisátalakulás miatt nagy képlékeny alakváltozásra képes acélok.

⁵ TWIP- Nagyszámú ikerképződéssel alakváltozó, nagy szilárdságú és nagy nyúlású acélok.

- 4. A TRIP és TWIP acéloknál a termomechanikus kezelés hatására kialakuló textúra és a kristálytanilag orientált fázisátalakulás kölcsönhatásának mi az eredménye és ez hogyan hat az alakíthatósági jellemzőkre?
- 5. A TWIP hatást mutató ausztenites mangánacélokban végbemenő martenzites átalakulásokra mi a Cr-nak mint ötvözőnek a szerepe.
- 6. Ausztenites saválló acél petrolkémiai alkalmazása során fellépő termomechanikus igénybevételnek mi a szerepe a szerkezet tönkremenetelében?

A témában végzett kutatások egy részét a PhD fokozat megszerzését követően a bochumi egyetemen (Institut für Werkstoffe- Werkstoffwissenschaft, Ruhr Universität, Bochum, Németország) Prof.em. Dr.-Ing. Erhard Hornbogen kutatócsoportjában a Volkswagen Alapítvány 7 hónapos ösztöndíjának elnyerésével végeztem két alkalommal. Más részét több hazai (OTKA, FKFP, MAKKK) projekt illetve a Bolyai János ösztöndíj támogatásával a Miskolci Egyetemen folytattam.

1. MARTENZITES ÁTALAKULÁS JELLEMZŐI ÉS FOGALMI DILEMMÁI

1898-ban Floris Osmond karbonacélok szövetszerkezetével foglalkozó cikkében használta először a martenzit elnevezést Adolf Martens munkássága előtt tisztelegve, annak ellenére, hogy Martens érdemeit nem ezen a területen végzett kutatásaival szerezte.

A martenzites átalakulás kifejezést acélokban zajló folyamatokra használták először, azonban az átalakulás nemcsak a vasötvözetek sajátja. Az *1. Táblázat* néhány ötvözetet mutat a jellemző átalakulási hőmérséklettel és a martenzit fázis keménységével (Laughlin, 2014).

Összetétel, m/m%	Martenzit start hőmérséklet, °C	Keménység, HV
ZrO ₂	926	1000
Fe-31Ni-0,23C	-190	300
Fe-34Ni-0,22C	-269	250
Fe-3Mn-2Si-0,4C	220	600
Cu-15Al	-20	200

1. Táblázat (Laughlin, 2014)

Általánosan a martenzites átalakulás egy olyan deformációval járó folyamatot jelent, mely során megváltozik az anyag rácstípusa. Az átalakulásnak három jellemzője van:

- 1. Az átalakulást nem kíséri hosszú távú diffúziós folyamat. Az atomok együttes elmozdulásával jön létre az új szerkezet. "Falling one after another in succession" (Nishiyama, 1978).
- 2. A folyamatot mindig kíséri felületi domborzati (relief) változás.
- 3. Az átalakulás során a térfogatban számos rácshiba keletkezik.

A három jellemző számos – ötvözettől függően vagy függetlenül – következménnyel jár, amelyek megtévesztők a folyamat általános leírására.

A dolgozatnak nem célja az átalakulás igen széles irodalmának összefoglalása, csak röviden szeretném tisztázni a leggyakoribb hibás definíciókat és a dilemmákat. Mivel kutatási területem a termomechanikus kezelések hatásának vizsgálata volt ezért az eredmények könnyebb interpretálása érdekében térek ki részletesebben ezen elméleti alapok összefoglalására.

1. DILEMMA: "A MARTENZIT FÁZIS KEMÉNY"- "LÁGY NIKKELMARTENZITEK"

Mivel az átalakulás diffúziótól mentes, ebből az következik, hogy a szülő, általános elnevezéssel az ausztenit, és a keletkező, más néven martenzit fázis között nincs koncentráció különbség. Ha az ausztenit fázis intersztíciós szilárdoldat, akkor a martenzit fázisban a szilárdoldatos keményedés igen erőteljes is lehet. Ez az edzett acélok sajátja és az edzett acél évszázadokon átívelő diadalútjának magyarázata. (Hosford, 2012) Az edzett acél martenzitje tehát nagy keménységű, de ez nem feltétlen jellemző, az acélokban

előforduló bármely martenzitre, hiszen acélokban előforduló martenzitek lehetnek lágyak is, mint például a maraging acélok lágy, nikkel martenzitje. Ezekben az ötvözetekben nincs karbon, így az edzést követően a martenzit intersztíciós keményítése elmarad. A maraging acélok felhasználásakor jellemző nagy szilárdságot, keménységet, az edzést követő megeresztés során létrejött finom és diszperz eloszlású intermetallikus fázisok adják, de ez a folyamat a martenzit kialakulásától már független. A harmadik kitétel, a rácshibák, jellemzően diszlokációk számának a növekedése okozhat keménység növekedést, de az ötvözetek többségénél egyéb hatások fognak inkább érvényesülni. A nem vasalapú ötvözetekben előforduló martenzitek keménysége a szintén változatos egyéb fémtani folyamatoknak köszönhetően szélsőséges értékek között változhat, mint ahogy azt az *1. Táblázatban* is láttuk.

2. DILEMMA: "A MARTENZITES ÁTALAKULÁS NEM CSÍRAKÉPZŐDÉSSEL JÁRÓ ÁTALAKULÁS"- "A MARTENZIT CSÍRA RÁCSHIBÁK KÖRNYEZETÉBEN ALAKUL KI"

Ha felírjuk a martenzit fázis létrejöttéhez szükséges teljes energiaváltozást ($\Delta G^{A \rightarrow M}$) akkor az (1) egyenlethez jutunk (Otsuka & Wayman, 1998):

$$\Delta G^{A \to M} = E_c + E_s + E_e + E_p + E_d , \qquad (1)$$

ahol E_c a kémiai tag, a nem kémiai tagok: E_s az új felület létrehozásához szükséges energia, E_e a rugalmas torzulás okozta energia, E_p a martenzit fázisban létrejött képlékeny alakváltozás energiája és E_d a határfelület mozgásából járó súrlódási –disszipatív energia.

Az egyenletből csíraképződéses növekedéses folyamatok analógiájára meghatározható a kritikus méretű martenzit képződésének feltétele. Az ehhez tartozó $\Delta G^{A \rightarrow M}$ érték olyan magas, hogy a homogén csíraképződés biztosan nem tud végbemenni, vagyis a martenzit csírák heterogén csíraképződéssel, már meglévő embriók segítségével keletkeznek. A gyakorlati megfigyelések azt igazolják, hogy ezek az embriók a rácshibák, melyek feszültség, alakváltozás vagy termikus rezgés hatására metastabil atomi elrendezésekből stabil martenzites csírává alakulnak, csíraképző szerepüket megtartva akár több hűtési-fűtési ciklusban is (lásd majd alakmemória ötvözetek és TRIP acélok).

3. DILEMMA: "A MARTENZITES ÁTALAKULÁS GYORS, MEGKÖZELÍTI A HANGSEBESSÉGET"- "A MARTENZIT NÖVEKEDÉSE FÉNYMIKROSZKÓP ALATT MEGFIGYELHETŐ"

Az új fázis kialakulása az ausztenit és martenzit fázisok szabadenergia egyenlőségéhez tartozó T_0 hőmérséklethez képesti túlhűlés után indul meg M_s hőmérsékleten. Az adott hőmérséklethez tartozó martenzit fázis mennyisége ($V_{\alpha'}$) a (2) egyenlet szerint csak a hőmérséklettől függ, az időtől nem (természetesen a megfigyelő időskáláján belül).

$$1 + V_{\alpha'} = \exp\{b(M_s - T)\}$$
 (2)

ahol $V_{\alpha'}$ a martenzit térfogathányada, *b* konstans, M_s a martenzit képződés kezdő hőmérséklete, *T* a hőmérséklet.

Ebből az következik, hogy ha a rendszert az M_S hőmérséklet alá nagy hőmérséklet különbséggel hűtjük, az átalakulás valóban nagyon gyors lesz. Ha a hűtési sebesség lassú, az átalakulás előrehaladása is lassú lesz. A kinetikai megfigyelések eredménye ötvözetektől függően eltérő is lehet. Az ötvözetek többségében, ha a martenzit kialakulását (hűtést) megszakítjuk, a martenzit kristályok növekedése megáll, a további hűtés során nem a meglévő martenzit kristályok növekednek, hanem ismét új martenzit csírák keletkeznek, ezek a nem termoelasztikus martenzitek. Izoterm körülmények között a martenzit hányad nem változik, ezek az atermikus martenzitek. Az elnevezés könnyen megtéveszti az olvasót, mert a kialakult martenzit mennyisége valójában függ az edzés hőmérsékletétől, ami ténylegesen hőmérséklet független, az az ausztenit/martenzit határfelület mozgási sebessége. Egyes ötvözeteknél a martenzit mennyiségének nagy része kialakul közvetlenül M_s hőmérséklet alatt (robbanásszerű kinetika) (Olson & Owen, 1992).

A kép teljessé tételéhez meg kell említeni, hogy néhány ötvözetnél termikus martenzites növekedés figyelhető meg, vagyis a térfogathányad növekszik izoterm körülmények között az idő múlásával. A növekedésre az Avrami-típusú átalakulásokhoz hasonló *C* görbe kinetika jellemző.

Ezen túl a kinetikát az is befolyásolja, hogy az átalakulás termoelasztikusan zajlik-e? (Lásd a reverzibilitásról szóló részt.) A termoelasztikus martenzitekre különösen jellemző, hogy az átalakulást gyakorlatilag a hőmérséklet változása szabályozza, vagyis lassú hűtési sebességnél elérhető lassú átalakulási sebesség is. Az adott egyensúlyi helyzethez tartozó martenzit hányad persze itt is közel hangsebességgel alakul ki.

4. DILEMMA: "A MARTENZITES ÁTALAKULÁS NEM REVERZIBILIS"- "AZ ALAKMEMÓRIA EFFEKTUS ALAPJA A REVERZIBILIS MARTENZITES ÁTALAKULÁS"

A martenzites átalakulás reverzibilis. Ha hűtés vagy mechanikai deformáció vagy mágneses tér változásának hatására létrejött martenzitet T_0 hőmérséklet fölé fűtjük, akkor egy adott A_s hőmérsékleten megkezdődik a martenzit vissza- vagyis az ausztenit kialakulása. Az átalakulási hiszterézis (A_s - M_s) nagysága ötvözet függő, lehet több száz és csak néhány fok is. A kis hiszterézissel átalakuló ötvözetek esetén a martenzit kialakulása kicsi mechanikai feszültséggel jár, a képlékeny alakváltozás elhanyagolhatóan kicsi a határfelületen (E_p), sőt a koherens martenzit/ausztenit határfelületnek köszönhetően az E_s is kicsi így az (1) egyenlet egyszerűsödik:

$$\Delta G^{A \to M} = E_c + E_e + E_d \tag{3}$$

Vagyis a martenzit növekedését, vagy hevítéskor a visszaalakulását a hőmérsékletre érzékeny szabadenergia, a rugalmas torzulási energia és a disszipatív energia egyensúlya szabályozza. Megszakított hűtés esetén a már kialakult martenzit kristályok a további hűtés során növekedésüket folytatják. Mivel a disszipatív energia az átalakulás mindkét irányában pozitív, az átalakulást végső soron az entalpia és a rugalmas torzulási energia egyensúlya irányítja. Innen származik a "termoelasztikus" kifejezés. A termoelasztikus martenzites átalakulás az alakmemória effektus alapja.

A nem termoelasztikus martenzites átalakulások hiszterézise akár több száz fokot is elérheti. A martenzit létrejöttét kísérő mechanikus feszültség akár a folyáshatár értékét is meghaladhatja, így az átalakulás energiaszükségletének nagy hányada fordítódik a martenzit/ausztenit határon végbemenő képlékeny alakváltozásra (E_p). Ennek hatására a határfelület koherenciája drasztikusan lecsökken, ezáltal szintén emelve az átalakulásnak az új felület létrehozására fordítandó energia igényét (E_s). A kevésbé koherens határfelület mozgása a disszipatív járulékot is jelentősen megemeli, ezáltal a visszaalakulás (A_s) csak a T_0 -hoz képesti jelentős túlhevítés után történik meg.

Karbonacélok martenzites átalakulásának irreverzibilitását viszont, ahogy a nagy keménységet is, a karbon jelenléte okozza, melynek hatására a martenzit visszaalakulását megelőzi egy termikusan aktivált csíraképződéses- növekedéses folyamat, a karbidkiválás.

A martenzites átalakulás reverzibilitását ötvözettől függő fémtani folyamatok leronthatják, ezek a jelenségek az öregedési folyamatokhoz tartoznak. Ennek megfelelően a reverzibilitás ciklusszáma szintén ötvözetfüggő, 1-től akár a millióig is terjedhet.

5. DILEMMA: "A MARTENZIT FÁZIS TŰ ALAKÚ"- "LEMEZES ÉS LÉCES MARTENZITEK"



1. Ábra A martenzit alakja mindig vékony lemez, vagy léc

A martenzit létrejöttét egy erős rugalmas és képlékeny deformáció kíséri. Az *1. Ábra* mutatja a kiinduló ausztenit fázist majd a deformáció következtében létrejött martenzit fázist. A martenzit létrejöttét egy *a/b* értékű nyírási alakváltozás kíséri, mely a térfogatban állandó,

ehhez egy b irányú húzás is társulhat. A valós elmozdulás nagysága viszont a nyilak szerinti mértékben változik. Az alakváltozási energia akkor a legkisebb, ha a tényleges elmozdulás a legkisebb, ez pedig egy vékony, hegyes végű lemez esetén alakul ki. A tű morfológiáját cáfolja az is, hogy a mikroszkópi metszeteken soha nem látunk kör, vagy ellipszis alakú martenzit metszeteket. Ennek ellenére a magyar nyelvben a tű fogalom terjedt el, és valószínűleg nem is fog megváltozni, én magam is használom ezt a kifejezést.

6. DILEMMA: "KARBONACÉLOKBAN AZ AUSZTENIT/MARTENZITES ÁTALAKULÁST KRISTÁLYTANILAG A BAIN MODELL ÍRJA LE"- "A BAIN MODELL NEM ELÉGSÉGES A MARTENZITES ÁTALAKULÁS LEÍRÁSÁHOZ"



2. Ábra A Bain féle alakváltozás (Cahn & Haasen,



3. Ábra A Bhadeshia Bain féle modelljének kiegészítése (Bhadeshia, 2001)



4. Ábra A martenzit tűk szubszerkezete. Ikerkristályok a) és csúszási síkok b) a martenzit tűn belül (Verhoeven, 1975) (lásd még 26. Ábra bénit martenzitje TEM kép)

Az átalakulás eddig leírt jellemzői csak bizonyos feltételek esetén tudnak teljesülni. Ezen feltételek közül a legsúlyosabb, hogy a határfelületnek koherens könnyen mozgó felületnek kell lennie.

Bizonyított, hogy akkor ez lehetséges, ha van legalább egyetlen olyan vonal (ami igazából egy sík) a határfelületen, amely az átalakulás szenved során nem változást, (invariant plain) nyomást, húzást és forgatást. A Bain modell leírja azt a legkisebb alakváltozást, amelyik a felületen középpontos ausztenitből térben középpontos martenzit fázist hoz létre. A 2. Ábra szerint könnyen belátható, hogy а felületen középpontos rács (az ábrán nincs az elemi cellára jellemző minden atom feltűntetve) hiány nélkül leírható középpontos tetragonális térben elemi cellával is. Ha ezt az elemi cellát hossztengelye irányából kb. 20% alakváltozást okozó nyomásnak, míg másik két tengelye irányából azonos értékű húzásnak tesszük ki, akkor megkapjuk martenzitre а térben jellemző középpontos kockarácsú elemi cellát. Ebből adódóan szoros kristálytani felírni kapcsolatokat lehet az ausztenit és martenzit fázis között, illetve a határfelületet reprezentáló sík definiálható ún. habitus is (Kurdjumov–Sachs, Nishiyama-

Wasserman, Greninger–Troiano) (Cahn & Haasen, 1996).

Orientációs méréstechnikákat alkalmazva a gyakorlati mérések nem igazolják ezeket a feltételeket, a kapott Miller indexekre rendre irracionális számok adódnak (Verhoeven, 1975). A Bain modell további problémákat is felvet, melyet a *3. Ábra* segítségével könnyen meg lehet érteni. Az ausztenit fázist reprezentálja egy wx=yz átmérőjű gömb, melyet a Bain féle alakváltozás egy ellipszoiddá torzít. Azt tapasztaljuk, hogy egyedül a wx=yz vonalak torzítás mentesek, viszont egy forgatással új pozícióba kerültek w'x',y'z'. Vagyis nem teljesül a minimumfeltétel az átalakulás során. A Bain modell akkor írja le a valóságot, ha a Bain féle alakváltozáson túl van egy merev test elforgatás is, ezáltal a *zy* vonal változatlan az átalakulás során. Ahhoz, hogy változatlan sík is legyen, kell legalább kettő nem párhuzamos változatlan vonal, ami mint az ábrából is kitűnik nincsen. Vagyis a felületen középpontos kocka \leftrightarrow térben középpontos kocka átalakulás homogén deformációval nem tud végbemenni. A gyakorlati megfigyelések is ezt támasztják alá, hogy a martenzit képződése inhomogén alakváltozással, diszlokációs csúszással vagy ikerképződéssel megy végbe. Ezt a morfológiát mutatja a *4. Ábra*.

7. DILEMMA: "A MARTENZIT HŰTÉS HATÁSÁRA JÖN LÉTRE"- "MECHANIKUSAN INDUKÁLT MARTENZITEK"

A martenzit kialakulhat (mint láttuk) hűtés, vagy mechanikai igénybevétel hatására. Az igénybevétel segítheti, de akadályozhatja is a képlékeny alakváltozáshoz hasonló módon végbemenő folyamatot. Ha a külső igénybevétel segíti a rács átbillenést, akkor az átalakulás az M_s hőmérséklet fölött (de természetesen T₀ alatt) az ún. M_d hőmérsékleten is megindulhat (lásd következő fejezet részletesen). Ezek a feszültség és/vagy alakváltozás indukálta martenzites átalakulások, melyek kulcsszerepet játszanak az alakmemória ötvözetek, a TRIP és TWIP acélok felhasználása során. Az alakmemória ötvözetek egy része szuperelasztikus (vagy más néven pszeudoelasztikus) viselkedésre is képes. Ekkor a mechanikai igénybevétel hatására nemlineáris, nagymértékű, reverzibilis alakváltozás kíséri a martenzit át- és visszaalakulását. A külső feszültségtér alkalmazása nem csak az átalakulási, de a csíraképződési folyamatokra is hatással van.

A teljesség kedvéért jegyzem meg, hogy mágneses ötvözetekben a mágneses domének mozgása, vagy polimereknél akár fény irritáció is kiválthatja az átalakulást.

2. TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA A MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA



5. Ábra Az átalakulás kémiai szabadenergiájának hőmérséklet függése a mechanikai hajtóerő értelmezése

A martenzit létrejöttének jellege, illetve az azt kísérő mikroszkópikus/makroszkópikus deformáció miatt külső mechanikai feszültség alkalmazása az átalakulás létrejöttét segítheti. Ilyenkor a kémiai hajtóerőhöz (mely Ms alatt lineárisan növekszik a hőmérséklet csökkenésével- 5. Ábra) egy mechanikai hajtóerő is adódik, átalakulás ezáltal az már egy Ms hőmérséklet felett, de M_d hőmérséklet alatt is végbemehet. А mechanikai hajtóerő nagysága csúszósíkon а meghatározható kritikus feszültség analógiájára meghatározható, függ a külső

feszültségtől és martenzit kristálytani orientációjától (Cahn & Haasen, 1996).

Kísérletek során megfigyelték, hogy a martenzit kialakuláshoz szükséges kritikus feszültség hőmérséklet függése az M_s és M_s^{σ} hőmérsékletek között lineáris ahogyan a **6**. *Ábra* mutatja. *M*_s^σhőmérsékleten az ausztenit fázis képlékeny alakváltozása megkezdődik (kék görbeszakasz). E feletti hőmérsékleteken egészen M_d hőmérsékletig a martenzit képződés (piros görbeszakasz) együtt jár az ausztenit képlékeny alakváltozásával. Ennek megfelelően az M_s^{σ} hőmérséklet alatti folyamatokat feszültség indukálta (fekete görbeszakasz), a felettieket pedig alakváltozás indukálta átalakulásoknak hívjuk, melynek felső határa az M_d hőmérséklet, ami felett a martenzit már mechanikai hajtóerő alkalmazása mellett sem jön létre. Az alakváltozás indukálta átalakulások feszültségének idő függése már nem lineáris (piros görbeszakasz). Értéke kezdetben az ausztenit folyáshatárához közeli, majd a hőmérséklet növekedésével egyre inkább meghaladja azt. A mechanizmus fémtani magyarázata még sok nyitott kérdést tartalmaz. A görbe növekvő jellegét nyilván az adja, hogy a hőmérséklet növekedésével a kémiai hajtóerő egyre kisebb, így a mechanikai hajtóerőnek egyre nagyobbnak kell lenni. A mechanizmus legvalószínűbb magyarázata az, hogy az ausztenit képlékeny alakváltozása során létrejövő hibaszerkezet kedvező feltételeket teremt a martenzit csíra kialakulásához, illetve a rácshibák (tipikusan a diszlokációk) feszültség tere kedvez a feszültség indukálta mechanizmusnak (lásd TWIP hatást mutató acélok, és termoelasztikus alakmemória ötvözet eredményei). A termikusan létrejött martenzit folyásának feszültség függését a 6. Ábra vonalain a zöld görbe reprezentálja, mely szintén lineárisan változik. A feszültség indukálta átalakulási szakaszra, egytengelyű igénybevétel esetén érvényes az un. Clausius-Clapeyron összefüggés (Otsuka & Wayman, 1998):

$$\frac{d\sigma}{\Delta T} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon T} \tag{4}$$

Ahol σ - az egytengelyű feszültség, ε - az átalakulási alakváltozás, Δ S térfogategységenkénti entrópia változás, Δ H a térfogategységenkénti entalpiaváltozás az átalakulás során.

Az ábrának még egy nagyon fontos tartománya van, hevítés közben az ausztenit kialakulásának kezdő (A_s), illetve befejező hőmérséklete (A_F) felett, de az ausztenit képlékeny alakváltozásának megindulása előtt, bizonyos ötvözetek un. szuperelasztikus viselkedésre is bírhatók. A viselkedés hőmérséklet-feszültség technológiai ablak mérete különösen fontos bizonyos alkalmazások során.

Az itt bemutatott jelenségek mindegyikéhez kötődik az értekezésben leírt kutatási eredmény. Az alakváltozás indukálta átalakulás a TRIP/TWIP acélok fémtani problémáinál, a feszültség indukálta effektus a CuAlNi alapú alakmemória ötvözetnél, míg a szuperelasztikus viselkedés a Ni-Ti ötvözetcsaláddal kapcsolatos kutatási eredményeknél játszik fontos szerepet. A martenzites átalakulás általában már egy jól leírt, ismert folyamat ezeknél az ötvözeteknél. A kutatások általában nem az átalakulásra, hanem az ötvözetspecifikus, az átalakulást befolyásoló tényezők vizsgálatára irányulnak. Ezek jellemzően az öregedési folyamatok, a termomechanikus kezelések, a ciklusszám, vagy például a sugárkárosodás hatása. Ezek a tényezők felléphetnek magának az ötvözetnek vagy a szerkezeti-funkcionális elemnek az előállítása, de a működési folyamata során is. Kutatási eredményeimet ennek megfelelően ötvözetcsaládonként mutatom be.



6. Ábra Termomechanikus kezelések hatására végbemenő folyamatok ((Otsuka & Wayman, 1998) után)

3. NI-TI ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZET

A szerkezeti-funkcionális alakmemória ötvözetek közül az egyik legelterjedtebb a *Ni-Ti* ötvözetcsalád. Népszerűsége egyrészt az alakmemória effektusnak, a szuperelasztikus viselkedésnek és a biokompatibilitásának köszönhető. Az ötvözet martenzites átalakulási hőmérséklete a *Ni* tartalom változtatásával jól szabályozható, jellemzően az 50-50 atomszázalékos összetételű ötvözet az elterjedt. A *Ni-Ti* ötvözetből készült funkcionális termék termomechanikus kezelés során nyeri el végső formáját. A termomechanikus kezelés képlékenyalakításból és hőkezelésből áll, melyeknek hatása egy általános szerkezeti ötvözetre (acélok, színesfém ötvözetek) általában jól ismertek. Az alakmemória ötvözetek esetén egyéb fémtani folyamatokra, (mint pl. kiválás, alakítási keményedés) szuperponálódik a martenzites átalakulás és a fémtani folyamatok hatása egészen szélsőséges is lehet.

A *Ni-Ti* ötvözeten végzett saját kísérletek során a szuperelasztikus viselkedést befolyásoló tényezőket elemeztük, kerestük azt a technológiai ablakot, amivel a szuperelasztikus viselkedés tartománya kiszélesíthető. Ha a *6. Ábra* szerint megvizsgáljuk a szuperelasztikus tartomány határát, akkor azt látjuk, hogy a szuperelasztikus terület akkor növelhető, ha:

- Sökken a Clausius-Clapeyron egyenes meredeksége,
- د الله الله الله الله الله المعامنة معامنة المعامنة معامنة معامنة معامنة معامنة معامنة معامنة معامنة معامنة م معامنة معامن
- Isökken az AF hőmérséklet.

Ezért azon technológiai paramétereket változtattuk, amelyek ezekre a tényezőkre hatással lehetnek. Konkrétan a következő kérdésekre kerestük a választ:

- A Ni tartalom hatása. Ehhez 54,5, 55,2 és 55,6 m/m% nikkel tartalmú ötvözeteket választottunk.
- A martenzites állapotban megnövelt rácshibák számának a hatása. Ehhez a minták egy részét cseppfolyós nitrogén hőmérsékletére hűtöttük és hengereltük (marform- *MF*) 41% és 63% mértékben.
- ③ Öregítő hőkezelés hatása. 350 és 550°C-os, rövidebb és hosszabb idejű hőkezeléseket alkalmaztunk mind a hengerelt, mind az attól mentes darabokon.

A vizsgált Ni-Ti ötvözetek összetételét a 2. Táblázat mutatja, jellemzően a Ni tartalomban van eltérés. A tesztkezeléseket pedig a 3. Táblázat foglalja össze.

Az adott kérdésekre a választ a következő minták összevetésével kaphatjuk meg:

- & kémiai összetétel hatása: 0-1-2 minták,
- le a megújulási folyamatok hatása: 9 minta,
- la kiválások hatása: 3-4-5-6 minták,
- I kiválási és megújulási folyamatok kereszthatása: 7-8 minták.

Az ötvözeteket a tesztkezelések előtt ún. homogenizáló hőkezelésnek vetettük alá (SHT), mely az egyenletes homogén ausztenit (β) kialakulását eredményezi, majd az ezt követő gyors hűtés (a diffúziós folyamatokat eliminálva) az ausztenites állapotú koncentráció eloszlást rögzíti szobahőmérsékleten is.

2. Táblázat m/m%							
Ni	Cu	Fe	С	0	Ti		
55,2	<0,03	<0,05	0,076	0,05	maradék		
55,6	<0,03	<0,05	0,055	0,08	maradék		

A kezelt minták átalakulási hőmérsékleteit és karakterisztikáját DSC vizsgálattal (A_s ausztenit kezdő, A_f -ausztenit befejező, M_s -martenzit kezdő, M_f -martenzit befejező hőmérsékletek, csúcshőmérsékletek, entrópia), a szövetszerkezetét fény- és átvilágításos elektronmikroszkópiával (hibaszerkezet, szemcseszerkezet, második fázis megjelenése), a szuperelasztikus viselkedést és a konvencionális folyáshatárt széles hőmérséklet tartományban végzett szakítóvizsgálattal jellemeztük. Az ausztenit folyáshatárát minden esetben a közel 200°C-on törésig végzett vizsgálatból határoztuk meg, a martenzitét pedig az adott állapotra jellemző hőmérsékleten vettük fel. A feszültség hiszterézis vizsgálatokat 4-6 db izotermán végeztük el, a 200°C-on felvett görbe adatai alapján kiválasztott hőmérsékleteken, úgy, hogy a teszt hőmérséklet az M_s és az A_f hőmérséklet közé essen.

Mintajel	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Ni, m/m%	54,5	55,2	55,6	55,6	55,6	55,6	55,6	55,6	55,6	55,2
Marform, %								41	41	63
Öregítés hőmérséklet, °C				350	550	550	550	550	550	550
Öregítés idő, perc				60	6	60	6000	6	60	6
Szemcseméret, μm	-	45	45	45	45	45	45	0,07	0,01	0,06
Ni₄Ti₃ mérete,nm	-	-	-	19,6	79	298	2092			

3.	Táblázat	
	Tubluzut	

Tipikus átalakulási karakterisztikákat mutat a **7.** *Ábra*. Az alakítást és hőkezelést nem kapott (2 jelű) minta határozott oda- és visszaalakulást mutat. Az erősen alakított és rövid ideig öregített (9 jelű) minta esetén, két egyértelműen elkülöníthető martenzites átalakulás van, megjelenik az átmeneti martenzit, az ún. R fázis. A csak öregített (4 jelű) minta esetén a két martenzites átalakulás átlapolódik. Az átalakulási csúcs hőmérsékleteket a különböző állapotú mintákra a **8.** *Ábra* foglalja össze. Látható, hogy a Ni tartalom növelésével (0-1-2 minták) az átalakulási hőmérsékletek drasztikusan csökkennek. A kiválások megjelenése és térfogathányadának növekedése (hosszabb öregítési idő vagy magasabb hőmérséklet) az átalakulási hőmérsékleteket növeli, amiből az következik, hogy a kiválások nikkel dús fázisok (4-5-6 minták). Eltérő a viselkedése az

alacsony hőmérsékletű öregítésen átesett mintának (3 jelű), a martenzit csúcshőmérséklet csökken, míg az ausztenit visszaalakulásának hőmérséklete nő, ami az összetételi hatásra utal. A martenzites állapotú alakított és öregített minták hasonló módon viselkednek, mint az azonos módon csak öregített minták, vagyis a martenzites állapotban megnövelt rácshibák az átalakulási hőmérsékletekre kevésbé gyakorolnak hatást.



8. Ábra Az átalakulási csúcshőmérsékletek a DSC vizsgálatok alapján

A szövetszerkezeti jellemzőket a *9. Ábra* mutatja és megerősíti a DSC görbék eredményeit. Az öregítő hőkezelések hatására a magasabb *Ni* tartalmú ötvözetben *Ni*₄*Ti*₃ kiválások jelennek meg, melyek mérete a hőkezelés idejével (*b-c-d* ábrák) és hőmérsékletével (*a-c* ábrák) nő, míg a mátrix szemcsemérete jellemzően nem változik. Egy szerkezeti megújulás és nagyon finom kiválások keletkezése jellemzi az alakított+öregített minták mikroszerkezetét (*c-e* ábrák). A számszerű jellemzőket a *3. Táblázat* tartalmazza. Látjuk, hogy az alacsony hőmérsékleten öregített, ellentmondásosan viselkedő minta tartalmazza a legfinomabb kiválásokat.



a) SHT+350°C, 60 perc (3jelű)



b) SHT+550°C, 6 perc (4jelű)



c) SHT+550°C, 60 perc (5jelű)



d) SHT+550°C, 6000 perc (6jelű)



9. Ábra TEM felvételek a magasabb Ni tartalmú ötvözetről

Példaként a *3. Táblázat* 9 jelű mintájára mutatom be a mechanikai tesztek eredményét. Az ausztenites (185°C) és martenzites (14,7°C) állapotban törésig terhelt szakítógörbéket mutatja a *10. Ábra.*

A martenzit folyáshatára (σ_{MY}) 1100 MPa, míg az ausztenité (σ_{AY}) 900 MPa. A 185°C-on konvencionális viselkedést látunk, míg az alacsonyabb 14,7°C-os hőmérsékleten a nem lineáris alakváltozásnak megfelelő szuperelasztikus plató megjelenik 200 MPa feszültségnél. Ennek megfelelően a feszültség hiszterézis tesztek hőmérsékletének ettől alacsonyabb és magasabb értékeket is választottunk, szám szerint: -0,6°C; 2,9°C; 26,2°C; 54,7°C; 64,3°C. Ezeken a hőmérsékleteken rögzített feszültség-nyúlás hiszterézis görbéket a **11. Ábra** mutatja.



10. Ábra A 9 jelű minta törésig felvett szakítódiagramjai

A tökéletes termoelasztikus viselkedést (1% alatti maradó alakváltozás a ciklus végén) az 54°C-os mintánál tapasztaltunk. Az ausztenites állapotban történő terhelés során azt láthatjuk, hogy a szuperelasztikus hatást kiváltó feszültség a hőmérséklet növekedésével nő. A szuperelasztikus ablak (PE-az a hőmérséklet tartomány ahol a martenzites átalakulást követő leterhelés után a maradó alakváltozás közel 0) 54-64°Cig terjed. Az így kapott értékekből megrajzolt Clausius-Clapeyron egyenes erre a mintára a *12. Ábra* diagramján látható.

A többi a 1-9 állapotú minták tesztjeit ugyanilyen elvek mentén elvégezve és kiértékelve, az ausztenit folyáshatárára, a Clausius-Clapeyron egyenes meredekségére és a szuperelasztikus viselkedés hőmérséklet tartományára kapott adatokat a *13. Ábra* foglalja össze.

Látható, hogy a 3, 7, 8 jelű minták szuperelasztikus ablaka kiemelkedően nagy. Ehhez a széles hőmérséklet tartományhoz a feltételezéseinknek megfelelően a legnagyobb ausztenit folyáshatárértékek és a legkisebb Clausius Clapeyron egyenes meredekségek társulnak. Sőt a *8. Ábra* szerint ezeknél a mintáknál jellemzően alacsony az ausztenit átalakulási hőmérséklet is.



A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA

11. Ábra A 9 jelű minta különböző hőmérsékleteken felvett hiszterézis görbéi



12. Ábra Clausius-Clapeyron egyenes a 9 jelű mintára, (PE-szuperelasztikus tartomány)

Mint nagyon sok esetben, a fémtani jelenségek magyarázata a szöveti jellemzőkben keresendő. A kiválások szemcsemérete, az ausztenit folyáshatára és a Clausius-Clapeyron egyenesek meredeksége közt fennálló korrelációt a **14. Ábra** mutatja. A kiválások megjelenésével egyrészt változik az ausztenit összetétele, de a kiválások méretétől függően annak szilárdsága is. A martenzites állapotban bevitt hibák száma a martenzit kialakulási hőmérsékletét csökkenti, az ausztenit folyáshatárában pedig drasztikus emelkedést okoz. Kedvező hatása van R fázis kialakulására és a szuperelasztikus tartomány kiterjesztésére.



13. Ábra 1-9 jelű minták szakító és hiszterézis vizsgálatából nyert eredmények (PEszuperelasztikus tartomány)





14. Ábra A termomechanikus kezelések okozta kiválások mérete és a mechanikai tulajdonságok összefüggése (zárójeles számok a mintajelek, SHT-homogenizált, kiválás nélküli minta)

TÉMAKÖRBEN (NI-TI) ELÉRT EREDMÉNYEK ÖSSZEFOGLALÁSA

- Igazoltam, hogy egyfázisú ötvözetek esetén a Ni tartalom 0,5 t%-os növekedése mintegy 50°C csökkenést okoz az átalakulási hőmérsékletekben. Megmutattam, hogy heterogén ötvözetek esetében a Ni-ben gazdag kiválások megjelenése okozta mátrix összetétel változásra ez az összefüggés már nem érvényes. Ebben az esetben a kiválások mérete fogja a változást meghatározni. Durva, kevésbé koherens kiválások esetén a hatás hasonló, a mátrix Ni tartalma és folyáshatára csökken, az átalakulási hőmérsékletek emelkednek. Ha finom, koherens kiválások jelennek meg, akkor a nikkeltartalom csökkenését az ausztenit folyáshatárának növekedése, a Clausius-Clapeyron egyenesek meredekségének csökkenése kompenzálja, vagyis az átalakulási front mozgásának. Ebben az esetben a kétféle martenzit átalakulása átlapolódik.
- Megmutattam, hogy a martenzites alakítási keményedés hatására jelentősen megnő az ausztenit konvencionális folyáshatára, csökken a martenzit kialakulásának hőmérséklete, elkülönül a kétféle martenzit megjelenése.
- 3. Kísérletekkel igazoltam, hogy megfelelően megválasztott termomechanikus kezeléssel a szuperelasztikus tartomány kiterjeszthető. Legeredményesebb

kezelést a martenzites állapotú alakítással és koherens kiválásokat létrehozó hőkezeléssel lehet elérni.

A témában végzett kutatásokat a bochumi egyetemen (Institut für Werkstoffe-Werkstoffwissenschaft, Ruhr Universität Bochum, Universitätstrasse 150,D-44780 Bochum, Németország) végeztem Prof.em. Dr.-Ing. Erhard Hornbogen kutatócsoportjában 1999 októberében, mikor is második alkalommal nyertem el a Volkswagen Alapítvány ösztöndíját.

Az eredményekről a következő sorszámú saját publikációk számolnak be: [5,6].

4. CU-AL-NI ALAPÚ ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETEK

A *Cu* alapú alakmemória ötvözetek sok tekintetben nem vehetik fel a versenyt a *Ni-Ti* ötvözetekkel, kivétel az ár, hiszen a rézalapú ötvözetek lényegesen olcsóbbak. Bizonyos alkalmazásoknál szintén előnyt élvez a magas átalakulási hőmérséklet is, de szilárdsági paramétereik alul maradnak a *Ni-Ti* ötvözeteknek, ezért az ötvözetfejlesztések is ebbe az irányba mutatnak. Kutatásaim során két ötvözettípussal foglalkoztam a *Cu-Al-Ni* családból. Az egyik ötvözet (*CuAlNiMnTi*) esetében az *Al* tartalom határozza meg az átalakulási hőmérsékletet, a mátrixban oldódó *Mn* és *Ni* a hőmérsékletre szintén hatással van és a szilárdságot növeli, míg a *Ti* finom (*AL-Ni-Ti*) kiválásokkal a szemcsefinomítást biztosítja. A másik ötvözet (*CuAlNiMn* illetve a *CuAlNiMnFe*) esetében a *Mn* és *Fe* az ötvözet szívósságát növelendő került alkalmazásra.

Vizsgálatainkkal a martenzites és ausztenites állapotú termomechanikus kezelések hatását kutattuk. A vizsgált ötvözetek összetételét a *4. Táblázat* mutatja. Az elvégzett legjellemzőbb kísérleteket pedig az *5. Táblázat* foglalja össze.

KÉTFÉLE "ELSŐ CIKLUS" HATÁS

A termomechanikusan kezelt minták kétféle első ciklus hatást mutattak. Az első ciklus hatás azt jelenti, hogy az első hevítési-hűtési ciklusban az átalakulási hőmérsékletek eltérnek a következő ciklusokban mért értékektől. A martenzites állapotban végzett közel 1%-os alakítás hatására a martenzit stabilizálódik. Az ausztenites átalakulási hőmérséklet magasabb, a hiszterézis nagyobb, mint az azt követő ciklusokban (I. típusú első ciklus hatás) (*15. Ábra*). Ennél az ötvözetnél a 4%-os alakítást meghaladva a martenzit visszaalakulásra képtelen lesz. Ettől ellentétes hatást vált ki 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. Mindkét esetben a magasabb energiájú martenzit fázis kevésbé stabil, így az ausztenitté alakulási hőmérséklet az első hevítési ciklusban lecsökken, a hiszterézis kisebb, mint az ezt követő ciklusokban (II. típusú első ciklus hatás).

AI	Ni	Mn	Ti	Fe	Cu
11,87	5,07	2,01	1,01	-	maradék
10,2	4,92	4,12	-	-	maradék
9,9	4,85	4,16	-	1,92	maradék

4. Táblázat m/m%

5. Táblázat

Ötvözet	Termomechanikus kezelés					
	Martenzit sajtolás: 1,3,7,18 kN-os sajtón					
	Ausztenit hengerlés: T=190,400,450,500,550,600,650,700,850,950°C-on, mindegyik					
	hőmérsékleten 40%-os alakítás (vastagságcsökkenés: ln(d₀/d₁)=0,4)					
CuAlNiMnTi	Ausztenit hengerlés: T=700°C-on 20,30,40,50,80 %-os alakítás					
	Ausztenit alakítás + hőkezelés (öregítés): 60°C 1 nap, 300°C, 30 sec					
	Izoterm hőkezelés (öregítés):					
	3 100-950 °C, 50°C-onként, 5 perc					
	300, 200°C- 2 óra					
	400°C-on 15,30,60,120 perc					
C. AIN!						
CUAINI	Izoterm nokezeles: 300°C-on 1,2,4,8,16,32,64 perc					
CuAlNiMn	A DSC ciklizálás					
CuAlNiMnFe	In situ hevítőmikroszkópos ciklizálás					



15. Ábra Martenzites alakítást követő DSC görbe (CuAlNiMnTi)





16. Ábra Ausztenites alakítást követő DSC görbe (CuAlNiMnTi)



17. Ábra DSC görbe, edzés majd 300°C-os 1 perces öregítés után (CuAlNi)⁶

AUSZTENITES ÁLLAPOTBAN TÖRTÉNŐ ALAKÍTÁS HATÁSA

Az ausztenites állapotú alakítás (750°C-on) hatását mutatja a *18. Ábra*. A közölt hőmérsékletek a DSC görbék 2. ciklusából lettek meghatározva. Az alakítás mértékének növelése 50%-ig mindkét hőmérséklet csökkenését eredményezi kb. azonos mértékben (vagyis a hiszterézis értéke nem változik). Ez teljesen összhangban van az ún. első ciklus hatással.

⁶ Dr. Benke Márton felvétele

80%-os alakításnál a tendencia megfordul. Ebben az esetben a szerkezeti megújulás és újrakristályosodás is végbe tud már menni. Az ausztenites alakítás a martenzit keménységét 20 HV értékkel növeli. A **19. Ábra** szerint a 20 és a 80 %-os alakítást szenvedett ausztenitből létrejött martenzit szövete között annak ellenére, hogy az átalakulási hőmérsékletek hasonlóak, jelentős különbséget láthatunk (*a-b ábrák*), amit a nagyfelbontású szerkezet is igazol (*c-d ábrák*). Az erősebb ausztenites alakítás a martenzit tűt hullámossá teszi és a nagyfelbontású kép egy rácshibákkal teli szerkezetet mutat.



Alakítás hőmérséklete 750°C

18. Ábra Ausztenites állapotban történő alakítás (750°C) mértékének hatása (CuAlNiMnTi)

Az eddigieket erősíti a 80%-os mértékben alakított minta hőkezelési eredménye is, amit a **20. Ábra** mutat. A martenzites átalakulási hőmérsékletre nem volt hatással sem a martenzites állapotú (60°C, 6 nap) sem a rövid idejű ausztenites állapotú (200°C 30 sec) hőkezelés. Viszont a rövid idejű 200 °C-os hőmérsékletű, ausztenites állapotú hőkezelés hatására az ún. II. típusú első ciklus hatás megszűnik.

Ezzel természetesen felvetődik az alakított ötvözet hőstabilitásának kérdése is. Ezért egy 700°C-on 40%-ban alakított minta termikus ciklizálását végeztük el DSC berendezésben. A vizsgálat eredményét a **21. Ábra** mutatja. A ciklusok számának növekedése egy-egy hőkezelésnek felel meg, minek eredményeként az alakítás nélküli darab stabilan tartja az átalakulási értékeket, ezzel szemben az alakított minta esetén folyamatos növekedés figyelhető meg az átalakulási hőmérsékletben. Ez a tendencia és a kétféle minta közti különbség azt mutatja, hogy az alakítás még 5 ciklus után is érezteti hatását. A folyamat, ami ebben az esetben zajlik az az ausztenit fázis rendeződése.

A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA



a) In(d₀/d₁)=0,2

b) In(d₀/d₁)=0,8



c) TEM, In(d₀/d₁)=0

d) TEM, In(d₀/d₁)=0,8

19. Ábra Ausztenites alakítás (750°C) mértékének hatása (CuAlNiMnTi)



20. Ábra Ausztenites alakítás (750°C) mértékének hatása (CuAlNiMnTi)

Egy alakított minta ilyen fajta viselkedését mindenképp szem előtt kell tartani egy hőciklusokkal járó alkalmazás során. Ha összehasonlítjuk az 5 alkotós alakítás nélküli minta hőstabilitását a 3 alkotós mintáéval, melynek ausztenites állapotú 300°C-os öregítés hatására bekövetkező változását mutatja a *22. Ábra*, akkor azt láthatjuk, hogy a *Mn*, *Ti* ötvözés az ötvözet hőstabilitását, öregedésállóságát növeli. Ugyanezen eredményt adta a *Fe* ötvözés is (Benke, 2010).



21. Ábra Alakított és alakítás nélküli minta hőstabilitása (CuAlNiMnTi)



22. Ábra A CuAlNi ötvözet minta hőstabilitása 300°C-os öregítést követően⁷

⁷ Dr. Benke Márton DSC felvételei alapján

AUSZTENITES ÁLLAPOTÚ ALAKÍTÁSI HŐMÉRSÉKLET HATÁSA

Az alakítás hőmérsékletének hatását (folytonos vonal) a **23. Ábra** mutatja együtt az alakítás nélküli, csak hőkezelt (szaggatott vonal) minták adataival. A 40%-os 500°C alatti alakítás lehetetlenné teszi a reverzibilis átalakulást. Az a fölötti hőmérsékleten végzett alakítás az ausztenitet stabilizálja, az átalakulási hőmérsékletek minden esetben alacsonyabbak a hőkezelt minták értékeinél. Az átalakulási hőmérsékletek, mely a gyakorlati alkalmazás szempontjából az egyik legfontosabb paraméterek akár 50-80 fokkal is alacsonyabbra tolódnak a csak hőkezelt mintákéhoz képest. Az ausztenit alakítása minden esetben nagyobb szobahőmérsékletű (martenzites állapotú) keménységet eredményez a hőkezelt mintákénál. A 700-950°C-os hőmérséklet tartományban a keménység különbség már csak minimális, nyilván a megújuláshoz kellően magas hőmérsékletnek köszönhetően, de az átalakulási hőmérsékletekre még itt is kifejti hatását az alakítás. A keménység értékek mindkét kezelés esetén 400°C környezetében maximumot mutatnak és a hőkezelt minták átalakulási hőmérséklete is hasonló lefutású. A következő fejezetben ezt a hatást fogom megvizsgálni.



23. Ábra Ausztenites állapotú alakítás és hőkezelés hőmérsékletének hatása (CuAlNiMnTi)

HŐKEZELÉS HŐMÉRSÉKLETÉNEK HATÁSA

Az 5 alkotós minták ausztenites állapotú hőkezelési hőmérséklet függését szintén jól mutatja a *23. Ábra*. A 250-500°C hőmérséklet tartományban zajlik egy folyamat, ami az átalakulási hőmérsékletekben és a keménység értékekben is egy maximumos

görbelefutást eredményez. A termoelasztikus átalakulást nem mutató alakított minták keménység lefutása ebben a hőmérséklet tartományban összhangban van a hőkezelt adatokkal, így egyértelmű, hogy a keménység változást eredményező folyamat azokban a mintákban is végbement. Ez a folyamat egy termoelasztikus átalakulásra nem képes bénites szerkezetet eredményez. Edzett és különböző módon öregített minták TEM felvételeit mutatja a *24. Ábra*.



a) 850°C-ról edzett



b) öregítve: 300°C 5 perc



c) öregítve: 400°C 5 perc



d) öregítve: 400°C 5 perc

Benke Márton PhD disszertációjában megmutatta, hogy a folyamat végbemegy a *CuAlNiMn, CuAlNiMnFe* ötvözetekben is (Benke, 2010). Az utóbbi két ötvözettípusra kinetikai vizsgálatot végeztünk és a 10 modellt összehasonlítva megmutattuk, hogy az Avrami típusú kinetika írja le a folyamatot legpontosabban. A bénit mennyisége (a reverzibilis átalakulásra nem képes térfogatrész mennyisége) az Avrami kinetikának megfelelően függ a hőmérséklettől és az időtől (nem izoterm esetben a hűtési-fűtési sebességtől) és függ az összetételtől. Bénites fénymikroszkópos szövetképeket mutat a *25. Ábra.* Az a,b képeken jól látható, hogy a CuALNiMnTi ötvözetben a finom kiválások mennyisége az alakított szerkezetben több, ez nyilván a nagyobb csíraképződési sebességnek köszönhető. A kiválások mennyiségét a hőkezelési idő növelése is növeli

^{24.} Ábra Bénites szerkezetek, TEM (CuAlNiMnTi)

természetesen (a,c,d képek). Az f kép a CuAlNiMnFe bénitjének reliefjét mutatja szemben a CuAlNiMn ötvözet martenzitjének reliefjével (e kép).



a) CuALNiMnTi, 400°C, 5 perc, ln(d₀/d₁)=0



c) CuALNiMnTi, 400°C, 15 perc, ln(d₀/d₁)=0



e) CuAlNiMn mmartenzit⁸



b) CuALNiMnTi, 400°C, 5 perc, ln(d₀/d₁)=0,4



d) CuALNiMnTi, 400°C, 120 perc, ln(d₀/d₁)=0



f) CuAlNiMnFe hevítéskor keletkezett bénit⁹

25. Ábra Bénites (a,b,c,d,f) szerkezetek, fénymikroszkóp (a-d),hevítőmikroszkóp (e,f) (CuAlNiMnTi, CuAlNiMnFe, CuAlNiMn)

⁸ Dr. Benke Márton felvétele in situ hevítőmikroszkópban

⁹ Dr. Benke Márton felvétele in situ hevítőmikroszkópban

Megmutattuk, hogy a bénit kialakulhat hevítés, hűtés és izoterm hőkezelés hatására is. A bénites szerkezet részletesebb elemzését az CuAlNiMnFe mintára végeztük el. A 26. Ábra SEM felvételén (a) jól látható a bénit szerkezete: tűk és közöttük finom kiválások. Az átvilágításos elektonmikroszkópos felvétel réteges szerkezetet mutat (b), helyenként rétegződési hibákkal teli martenzit tűt (c) (vesd össze 4. Ábra) és finom kiválást (d), vagy egyensúlyi α fázist és finom kiválást (e). Nagyon jól tanulmányozható a martenzit hibaszerkezete, amely kialakulása csökkenti a létrejöttével járó rugalmas feszültségteret. nagyfelbontású elektronmikroszkópos, energiadiszperzív mikroszondás А és elektrondiffrakciós vizsgálatok alapján megállapítottuk, hogy az ötvözetben Al1Ni1 (58037), Al1Mn0,5Ni0,5 (57978), vagy Al1Fe0,5Ni0,5 (57809) kiválások jelenhetnek meg (a Ni-t a Mn vagy a Fe vagy mindkettő helyettesítheti), melynek hatására a rendezett β_1 mátrix összetétele megváltozik. Az alumínium tartalom csökkenése az Mshőmérsékletet megemeli, melynek következtében kialakul a β martenzit akár hevítés közben is, amennyiben az aktuális hőmérséklet fölé emelkedik az M_s, majd azt követően pedig a β martenzitből kialakul az egyensúlyi α fázis.

Azt, hogy a folyamat különböző technológiai lépések alatt végbemehet, nem csak az in situ hevítőmikroszkópos kísérletek eredményei, hanem a DSC görbék is mutatják.

A **27.** *Ábra* görbéiből a 3 ötvözetben végbemenő piros körrel jelzett (*a-b* kép) exoterm folyamattal járó bénit kialakulásának a technológiai szempontok szerinti fontos különbsége is látszik. A folyamat a leggyorsabban a *CuAlNiMn* ötvözetben, ezt követi a *CuAlNiMnFe*, majd leglassabban a *CuAlNiMnTi* ötvözetben megy végbe. Az első két ötvözet esetén a 300°C-os 5 perces öregítést követően az első DSC ciklusban befejeződik a folyamat és termoelasztikus átalakulásra képes térfogatrész nem marad. A *CuAlNiMnTi* ötvözet esetén 300°C 2 órás hőkezelést követően is van még martenzites átalakulásra képes térfogatrész, bár ez jóval kevesebb, mint az 5 percig öregített darab esetében (*c-d* kép). Ennél az ötvözetnél 400°C, egy órás hőkezelés esetén szűnt meg az effektus. A *Ti-os* ötvözet esetén a ciklusszán növelésével vagyis a bénit mennyiségének növekedésével az átalakulási hőmérsékletek emelkednek de a görbék karakterisztikája miatt a pontos kezdő és befejező hőmérsékletek meghatározása nagyon bizonytalan.

Ennek ismeretében érthető a 3 ötvözet eltérő viselkedése, a *Ti* jellemzően *Ni-Ti* kiválásokat képez, ez által, illetve az ötvözet eredendően alacsonyabb *Mn* tartalma miatt kinetikailag hátrányba kerül a bénites szerkezet intermetallikus fázisának kialakulása a másik két ötvözethez képest. Megfordítva, alakmemória alkalmazás szempontjából a *Ti*-os ötvözet hőstabilitása megelőzi a másik két ötvözetét, a *Mn*, *Mn-Fe* ötvözésű anyag többciklusú alakmemória alkalmazása rendkívül korlátolt.

A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA



a) bénit, SEM



b) bénit, TEM



c) bénit martenzitje, TEM



d) kiválás bénitben, TEM



e) bénit, TEM

26. Ábra Bénites szerkezet a CuAlNiMnFe ötvözetben, SEM, TEM és diffrakciós kép¹⁰

¹⁰ a SEM felvételt Hegman Norbert a TEM és diffrakciós képeket Pekker Péter készítette a Bay Nano Intézetben.



A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA

c) CuAlNiMnFeTi, 300°C 5 perc

d) CuAlNiMnFeTi, 300°C 2 óra

27. Ábra Bénites szerkezet kialakulásának hatása az átalakulási karakterisztikára (csúcsoknál lévő 1,2,3 a hevítés ciklusszáma)

TÁROLT RUGALMAS ENERGIA HATÁSA

Az (1), (3) egyenletek alapján láttuk, hogy magának a martenzitnek a megjelenése a szülőfázisban egyféle termomechanikus kezelést eredményez, ami annak további átalakulására szintén hatással lehet. Hogy ez a hatás milyen, az attól függ, hogy döntően elasztikus vagy rugalmas energia tárolódik, illetve a folyamat milyen hőmérsékleten megy végbe. Ez a jelenség okozza, hogy karbonacélok edzésekor nem alakul át a teljes térfogat, mindig van maradék ausztenit, melyet az átalakuló martenzitek által keltett feszültségtér stabilizál, más szóval a maradék ausztenit bomlásából származó energia nem elég újabb martenzit tű kialakulására. Arra, hogy a tárolt energia a martenzites átalakulást segítheti a következő fejezetekben mutatok példát.

Hevítőmikroszkópos vizsgálatok során polikristályos CuAlNi(Mn) ötvözetek termikus ciklizálását végeztük el. A pontos összetételt a *6. Táblázat* mutatja. Mivel az alakemlékező ötvözetben a martenzit kialakulása során jellemzően csak rugalmas energia tárolódik ((3)-egyenlet), hevítéskor a visszaalakulás maradó deformáció nélkül megtörténik. A

következő ciklusokban a martenzit variánsok kialakulása véletlenszerűen történik. Erre mutat példát a *28. Ábra*. Ugyanazon látómezőben, egymást követő három hűtési ciklusban kialakuló különböző martenzit variánsok figyelhetők meg annak ellenére, hogy a kísérlet körülményei teljesen azonosak voltak.¹¹

Al	Ni	Mn	Cu
12,7	4,5	0	maradék
10,2	4,92	4,12	maradék

6. Táblázat m/m%



28. Ábra CuAlNi ötvözetben ugyanabban a látómezőben kialakuló martenzit variánsok az egymást követő hűtési ciklusokban (hevítőmikroszkópos felvétel)¹²

Az viszont jól látható, hogy a variánsok növekedése mindig ugyanazon ausztenit szemcsehatárig tart, aminek a helyzete viszont változatlan a vizsgált ciklusok alatt. A szemcsehatár mintegy gátja a martenzit növekedésének és az idő előrehaladtával, a feltorlódott tű vastagszik. Ezzel együtt a feltorlódott elasztikus energia is nő, amit jól szemléltet a tű végén lévő sötét folt (egyre jobban deformálódott felület) növekedése (*29. Ábra*).



29. Ábra CuAlNi ötvözetben martenzit és növekedését megakadályozó szemcsehatár találkozása (hevítőmikroszkópos felvétel)¹³

Ennek következtében a szemcsehatár túloldalán egy új tű nukleálódik és növekszik. Az így növekedő tű jellemzően szöget zár be az őt nukleáló tűvel, vagyis biztosan egy másik

¹¹ A teljes videó felvételek megtekinthetők: http://www.matsci.uni-miskolc.hu/new/)

¹² Dr. Benke Márton felvétele in situ hevítőmikroszkópban

¹³ Dr. Benke Márton felvétele in situ hevítőmikroszkópban

variáns növekedését látjuk. Polírozási hiba, például karc megléte esetén a variánsok változatlan módon növekednek tovább. Erre mutat példát a **30. Ábra**.



30. Ábra CuAlNiMn ötvözetben a felületi karc hatástalan a martenzit variánsok növekedésére. (hevítőmikroszkópos felvétel)¹⁴

TÉMAKÖRBEN (CU-AL-NI+) ELÉRT EREDMÉNYEK ÖSSZEFOGLALÁSA

- Kísérletekkel bizonyítottam, hogy termomechanikus kezeléssel drasztikusan változtatható az alakmemória ötvözetek felhasználása szempontjából rendkívül fontos paraméternek, a hiszterézisnek értéke. Megmutattam, hogy kétféle ún. első ciklus hatás lehetséges: martenzites állapotú alakítás a martenzitet stabilizálja így a visszaalakulás hőmérsékletét és ezzel együtt a hiszterézis értékét is növeli az első ciklusban. Ezzel ellentétes az ausztenites állapotban történő alakítás, vagy edző hatású hűtés, mely a martenzit irányítottságát illetve vakancia koncentrációját növeli, és annak visszaalakulását elősegíti szintén az első ciklusban.
- 2. Igazoltam, hogy ausztenites állapotú mechanikus kezeléssel az átalakulási hőmérsékletek széles tartományban változtathatók. Rosszul választott hőmérséklet, alakítási mérték esetén a hatás elmarad, megújulási folyamatok mennek végbe, vagy az átalakulási hajlam teljes elvesztése következik be. Figyelembe kell venni továbbá, hogy az alakított minta ciklusállósága elmarad a hőkezelt mintáéhoz képest. Igazoltam, hogy a legjobb hőstabilitással a CuAlNiMnTi és a CuAlNiMnFe ötvözetek, leggyengébbel a CuAlNi, míg köztes értékkel az ausztenites állapotban 40%-kal alakított CuAlNiMnTi ötvözet rendelkezik.
- 3. Igazoltam, hogy az általam vizsgált *CuAlNiMnTi, CuAlNiMn, CuAlNiMnFe* ötvözetekben Avrami kinetikával jellemző bénites átalakulás mehet végbe

¹⁴ Dr. Benke Márton felvétele in situ hevítőmikroszkópban

jellemzően a 250-500°C-os tartományban mind hevítés, mind hűtés, mind izoterm körülmények között. A bénites átalakulás vezető fázisa az intermetallikus kiválás. Ez az átalakulás az alakmemória effektust tönkreteszi. A három ötvözet közül a *Ti* ötvözésű a legellenállóbb a folyamat kialakulása szempontjából, vagyis alakmemória alkalmazás tekintetében kevésbé korlátozott a felhasználása, mint a másik két ötvözetnek.

4. In situ hevítőmikroszkópos ciklizálási kísérletek eredményeivel igazoltam, hogy az ausztenitben termoelasztikus fázisátalakuláskor tárolódó rugalmas energia a martenzit nukleációját segíti.

A CuAlNiMnTi ötvözeten végzett kutatások egy részét a bochumi egyetemen (Institut für Werkstoffe- Werkstoffwissenschaft, Ruhr Universität Bochum, Universitätsstrasse 150,D-44780 Bochum, Németország) végeztem Prof.em. Dr.-Ing. Erhard Hornbogen kutatócsoportjában 1998 május-november időszakban, mikor is első ízben nyertem el a Volkswagen alapítvány ösztöndíját. Az izoterm hőkezelési vizsgálatokat az Anyagtudományi Intézetben az ösztöndíj lejártával végeztem el. Mészőly Zsófia mérnökfizikus hallgató 1999-ben készített a témavezetésemmel diploma dolgozatot a témában.

A CuAlNi, CuAlNiMn és CuAlNiMnFe ötvözetekre vonatkozó vizsgálatokat, az in situ hevítőmikroszkópos vizsgálatokat Dr. Benke Mártonnal végeztük, aki a témavezetésemmel a témában PhD fokozatot szerzett 2010-ben.

A hazai kutatásokat a következő projektek támogatták:

Rugalmas és veszteségi szabadenergia járulékok valamint a termodinamikai egyensúlyi hőmérséklet meghatározása martenzites átalakulásokban- OTKA 49513,

Fémes anyagok fázisátalakulásainak modellezése és kísérleti vizsgálata OTKA 68129,

Ermomechanikus kezelések hatására végbemenő termoelasztikus és nem termoelasztikus martenzites átalakulások OTKA 84065.

Az eredményekről a következő sorszámú saját publikációk számolnak be: [1,2,10,11,13,14,16,18,19,21,22,23,25,26,27,30,33,36].
5. AUSZTENITES ACÉLOK

Ausztenites acélokban is létrejöhet a martenzites átalakulás hőmérsékletváltozás (T_0 -hoz képesti túlhűtés), feszültség és alakváltozás hatására, viszont az alakmemória ötvözetekkel szemben nemcsak az átalakulás közbeni effektust használjuk ki, hanem az átalakulási termék megjelenése okozta változást is, leginkább a mechanikai tulajdonságokban. A felületen középpontos kockarácsú ausztenites acélokban az átalakulási termék a térben középpontos kocka rácsú α' martenzit vagy a nem ferromágneses hexagonális ε martenzit. Az alakváltozás hőmérsékletétől, mértékétől, és az acél összetételétől függően az ε martenzit továbbalakulhat α' martenzitté is. A három fázis eltérő rácstípusának, a rétegződési hiba energiájának köszönhetően a térfogatarányok (amit szintén a technológiai paraméterek határoznak meg) függvényében, igen változatos mechanikai tulajdonságok érhetők el. Ezen alapul az ún. TRIP és TWIP hatást. A TRIP hatást 1.4301 (AISI104) minőségű míg a TWIP hatást saját fejlesztésű acélon vizsgáltuk.

FÁZISÁTALAKULÁSOK TRIP HATÁST MUTATÓ AUSZTENITES SAVÁLLÓ ACÉLBAN

A vizsgált acél összetételét a **7.** *Táblázat* mutatja, mely szobahőmérsékleten tisztán ausztenites, nem a klasszikus TRIP acél. Az új, főleg a járműipar számára fejlesztett TRIP acélok általában ferrit, bénit és karbondús maradék ausztenitet tartalmaznak, magasabb Si és C tartalmuk van, interkritikus izzítást követő szabályozott véghőmérsékletű hengerléssel állítják őket elő. Mivel a kutatómunka célja nem acélfejlesztés volt, hanem az adott fémtani folyamatok jobb megértése, ezért választottuk ezt az egyszerűbb ötvözetet modellanyagnak. 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. A termikus martenzit ezekben az ötvözetekben nem jelenik meg. A keményedési hajlamot a valódi feszültség-természetes nyúlás görbékből határoztuk meg. Az ilyen módon terhelt mintákat szobahőmérsékletre hűtöttük, szövetszerkezet vizsgálatot, röntgendiffrakciós fázismennyiség és anizotrópia (textúra) vizsgálatot végeztünk.

7. Táblázat AISI304, m/m%



A vizsgálataink újszerűségét az adta, hogy nemcsak a képlékenyalakítás hatására bekövetkező fázisátalakulások tényét és milyenségét vizsgáltuk, hanem figyelembe vettük azt a tényt is, hogy a kristálytanilag orientált fázisátalakulás mellett egyéb folyamatok, jelen esetünkben az alakítási textúra kialakulása is zajlik. Feltételeztük, hogy a kétfajta

folyamat egymásra hatással van, ezért nemcsak a térfogatarányok változását, hanem az ausztenitnek és az α' martenzitnek az alakítás és a közben zajló átalakulásnak a textúrában kifejtett változását is vizsgáltuk.



31. Ábra AISI304 jelű acél, egyenletes nyúlás maximumáig alakítva¹⁵

Nagy Erzsébet PhD disszertációjában megmutatta (Nagy, 2007) az acél valódi feszültségtermészetes nyúlás diagramjának hőmérsékletfüggését (**31.** *Ábra*), és a keményedés változását (**32.** *Ábra*).



32. Ábra AISI304 jelű acél valódi feszültség differenciája¹⁶

Az ezen paraméterekhez tartozó fázisok mennyiségét a **33.** *Ábra* az α' és ϵ martenzitek mennyiségi változását az egyes izotermákon az alakváltozás mértékének függvényében pedig a **34.** *Ábra* és a **35.** *Ábra* mutatja. Mind a hőmérséklet csökkenésével, mind az

¹⁵ A szakítóvizsgálatok a Miskolci Egyetem Mechanika Technológia Tanszékén készültek

¹⁶ A kiértékelést Dr. Nagy Erzsébet végezte el

alakváltozási mérték növekedésével az ausztenit monoton csökken, az α' martenzit monoton nő, míg az ε martenzit maximumos görbe szerint változik. Az ε martenzit mennyiségének változását leíró maximumos görbe, illetve az α' monoton tendenciája bizonyítja az $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ átalakulás tényét. A **32.** *Abra* görbéin jól kitűnik a nyúlás értékének maximumos jellege a hőmérséklet függvényében. A keményedés kezdetét az α' -nek az ausztenitből történő megjelenése okozza, míg a keményedés maximuma α' és az ε martenzitek egymáshoz viszonyított mennyiségétől függ. Egyértelmű korreláció volt megállapítható a kezelési hőmérséklet- alakváltozási mérték- fázisok térfogathányadakeményedési mérték között.



33. Ábra AISI304 jelű acél keresztmetszeten röntgendiffrakcióval mért fázisarány maximális alakítás után



34. Ábra AISI304 jelű acél α' martenzit mennyisége, hosszmetszet



35. Ábra AISI304 jelű acél ε martenzit mennyisége, hosszmetszet

A kísérlet újszerűségét adó textúra vizsgálatok eredményét az ausztenit fázisra, a minták hossz- és keresztmetszetéről készült, az inverz pólusábrákkal egyenértékű információt tartalmazó, *36. Ábra* szerinti adatok mutatják. A Textúra mérőszám 1 értéke esetén az adott síksorozat etalonra normált %-os intenzitása megegyezik a por minta esetén mért %-os intenzitással. A hosszmetszeti képen lévő textúra mérőszámok változását a fázisátalakulás irányított volta, a martenzit kialakulási helyének inhomogén jellege okozza.



36. Ábra AISI304 jelű acél ausztenit textúra, maximális alakítás

Az acél összetételéből adódón kevés volt a megjelenő ε martenzit fázis ezért a további hasonló filozófiájú vizsgálatokhoz egy általunk összeállított acélt választottunk.

FÁZISÁTALAKULÁSOK TWIP HATÁST MUTATÓ AUSZTENITES ACÉLBAN

A következő vizsgált ötvözetnek összetételük alapján jellemzően alacsonyabb a rétegződési hiba energiája, ezért ezekben az acélokban a parciális diszlokáció, az ikerképződés, a hexagonális martenzit (ε martenzit) könnyen kialakulhat akár hűtés, akár mechanikai igénybevétel hatására is. A térben középpontos rácsú (α ') martenzit viszont hűtéssel csak szobahőmérséklet alatt, a fölött csak mechanikus igénybevétel hatására jöhet létre.

A vizsgált acélok összetételét a *8. Táblázat* tartalmazza. A jellemzően különböző króm tartalmú ötvözetek hűtés-fűtés közben meghatározott átalakulási hőmérsékleteit a *9. Táblázat* és a *37. Ábra* mutatja.

	C	Mn	Cr	Si	Ρ	S
acél 1	0,026	17,7	2,26	0,1	0,0051	0,029
acél 2	0,028	18	0,07	0,03	0,0081	0,025
acél 3	0,08	17,7	6,12	0,06	<0,003	0,025
acél 1R	0,016	18,25	0,13	0,05	0,04	0,03
acél 3R	0,079	21,03	6,53	0,07	0,03	0,025

8. Táblázat m/m%¹⁷

Az acélokból szabványos hengeres próbatestek készültek melyeket 1000°C-on argon atmoszférában homogenizáltuk, vízben edzettük. A termomechanikus kezelést különböző hőmérsékletű klímakamrában történő törésig végzett egytengelyű húzó igénybevétellel valósítottuk meg. A választott izotermák 200,180,160,140,125,110 és 40°C voltak. Az adott izotermát minden esetben egy 300°C-os hőntartás előzött meg, majd a kamrát az adott hőmérsékletre hűtöttük vissza. Ezáltal mindig A_f hőmérséklet fölött indult a kísérlet. Miután a rendszer felvette az izoterma hőmérsékletét, elszakítottuk a mintát és törés után szabadlevegőn hűlt. A választott izotermának megfelelően változatos, kellően komplex szövetszerkezet alakulhat ki a folyamat végén. Egy lehetséges végkimenetet mutat a **38. Ábra**: ha az izoterma az M_s alatt van, akkor a hűtés közben még a szakítás megkezdése előtt kialakulhat valamennyi ε martenzit. A szakítás során pedig mechanikusan indukált ε martenzit, illetve α 'martenzit is létrejöhet, miközben a meglévő szövetelemek alakváltoznak, ezért alakítási textúra szintén felépülhet.

A valódi feszültség-természetes nyúlás görbéket a három különböző összetételű acélra a *39. Ábra* mutatja.¹⁸ Jól megfigyelhető az ilyen acélokra oly jellemző nagy nyúlás, nagy szakadási feszültség, és a nem egyenletes alakváltozás (fogazott görbe) különösen a 110-

¹⁷ Az acélokat a Freibergi Egyetemen állították elő

¹⁸ A szakítóvizsgálatokat Mikó Tamás készítette

140°C-os tartományban. A jelenség a dinamikus alakítási öregedés, más néven Portevin-Le Chatelier (PLC) hatás, mely a diszlokációk és interstíciós atomok kölcsönhatásából ered. A különböző összetételű acélok esetében eltérő a fogazottság jellege, megállapítható, hogy a Cr tartalom növelésével nő a fogazás periódusa és szűkül az a hőmérséklet tartomány ahol a jelenség megfigyelhető. A folyásgörbe fogazottsága változik adott hőmérsékleten történő szakítás során is, a periódus a nyúlás növekedésével nő. Erre mutatnak példát a 2 jelű acél 125°C-on törésig és két kisebb mértékig terhelve rögzített folyásgörbéi a **40. Ábra** szerint. Ami egyértelműen megállapítható, hogy a PLC hatás az α' martenzit megjelenéséhez köthető.

	As	A _f	Ms	Mf	As	A _f	Ms	Mf
	DSC				Dilatométer			
acél 1	188	218	142	112	180	221	131	46
acél 2	194	224	149	121	182	226	138	46
acél 3	175	204	118	95	171	208	105	37

9. Táblázat [°C]¹⁹



37. Ábra A TWIP acélok átalakulási hőmérséklete DSC és dilatométeres vizsgálattal



38. Ábra TWIP acélok termomechanikus kezelése

¹⁹ A DSC méréseket Dr. Tranta Ferenc végezte, a dilatométeres vizsgálatok a Freibergi Egyetemen történtek.









40. Ábra TWIP acél valódi feszültség természetes nyúlás diagramja 125°C-on törésig és két kisebb mértékig terhelve



41. Ábra TWIP acélok mérnöki mérőszámai

A PLC hatásnak köszönhetően az acélok keményedési görbéit nagyon körülményes meghatározni ezért ettől eltekintettünk. A mérnöki mérőszámokat a szakadásig terhelt mintákra a **41. Ábra** mutatja. A Cr jelenlétének a hatását célszerű kiemelni, a szakító szilárdságot csökkenti és a nyúlást is inkább rontja. Ezekkel a megállapításokkal azért kell óvatosan bánni, mert egy heterogén többfázisú rendszer viselkedésének eredményeit mutatják ezek a mérőszámok. Hogy mennyire komplex a rendszer, azt a jelenlévő fázisok mennyiségét mutató röntgendiffrakciós vizsgálatok eredményei is igazolják. A keresztmetszeti csiszolaton mért értékeket a **42. Ábra** mutatja. 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. Vagyis a közel 90% ε martenzit tisztán termikusan aktivált módon jött létre.















42. Ábra TWIP acélok szobahőmérsékletű fázismennyiség értékei²⁰

²⁰ A röntgendiffrakciós vizsgálatokat Dr. Nagy Erzsébet végezte

A három legmagasabb hőmérsékletű mintában, mindhárom ötvözet esetében viszont csak 50% ϵ martenzitet mértünk az ausztenit mellett. Mivel ez a három hőmérséklet mindhárom ötvözet esetén biztosan az M_s fölött van, ezért ez a martenzit lehet deformáció indukált, vagy a már alakított ausztenitből a szakítást követő hűtés során termikusan indukált, vagy természetesen mindkettő. Mivel ez a mennyiség elmarad a "kiinduló" minta mennyiségétől ezért azt biztosan megállapíthatjuk, hogy az ausztenites állapotú alakítás ennél az ötvözetnél az ausztenitet stabilizálta.

Az alacsonyabb hőmérsékleten szakított mintákban megjelenik az α' martenzit is. Mivel ennél az ötvözetnél az α' martenzitre vonatkozó M_s hőmérséklet szobahőmérséklet alatt van, ezért ez biztosan mechanikusan indukált átalakulás eredménye, ami pedig azt jelenti, hogy ebben a mintában akkor biztosan létrejött mechanikusan indukált ε martenzit is. S mivel a mért ε mennyisége több, mint a magas hőmérsékletű mintáké, ezért biztosan maradt is a szakítóvizsgálat befejeztével. Az ezt követő hűtés során természetesen termikus ε is kialakulhat. Az egyértelműen megállapítható, hogy a Cr jelenléte az α' megjelenését az alacsonyabb hőmérsékletek irányába tolja el.

Ezeket a feltevéseket 125°C-on és 180°C-on töréstől kisebb mértékig terhelt minták keresztmetszeti mérési eredményei megerősítik (43. Ábra). A 180°C-os minták egyikében sincs α' martenzit, az ϵ értékei nem mutatnak semmiféle korrelációt az alakítás mértékének növelésével, ez megerősíti a tisztán termikus eredetet. Az adott ötvözeten belüli ε értékeinek szórása abból adódik, hogy a martenzit egy erősen alakított ausztenitből jött létre, s az ausztenit egytengelyű alakítása és maga az átalakulás is egy kristálytanilag erősen orientált folyamat, ezért a martenzit keletkezési valószínűségének nagy a szórása. Az alacsonyabb hőmérsékletű (125°C) kezelés hatására mindhárom ötvözetben megjelenik az α' martenzit, és mennyisége az alakváltozás mértékével növekszik. Ez jól mutatja az alakváltozás indukálta átalakulási jelleget. A nagy Cr tartalmú ötvözetben csak a törésig terhelt mintában volt kimutatható a mennyisége, ami a Cr hatására tett korábbi megállapítást erősíti, vagyis az α' -re vonatkozó M_s, M_d hőmérsékleteket csökkenti. Mivel a 125°C-os teszt hőmérséklet az ɛ-ra vonatkoztatott Ms hőmérséklet felett van a nagy Cr tartalmú ötvözetben, míg a másik két esetben alatta, ezért érthető, hogy nagy Cr tartalmú ötvözet martenzit tartalma a legkevesebb. Egyértelmű, hogy a legkisebb Cr tartalmú ötvözet esetében ahogy nő az alakítás mértéke, az α' megjelenése az ϵ rovására történik. A közepes Cr tartamú acél esetében az ϵ mennyisége mindhárom alakításnál nagyon hasonló, az α' az ausztenit rovására növekszik. Ez a Cr-nak a rétegződési hibaenergiára kifejtett hatásának és az átalakulás mechanikus aktivációjának a versenyét mutatja.



epszilon martenzit



43. Ábra 125 és 180°C-on különböző mértékig terhelt TWIP acélok szobahőmérsékletű fázismennyiség értékei²¹

A leírtak alapján látható, hogy az így kezelt mintákban morfológiailag és orientációs szempontból is komplex szerkezetek jöttek létre. Egy edzett minta fénymikroszkópos szövetét a 44. Ábra mutatja. Az azonos hőmérsékleten szakított különböző Cr tartalmú minták nagyon hasonlóak, példaként a legmagasabb Cr tartalmú ötvözet fénymikroszkópos vizsgálatának eredményét mutatja a 45. Ábra.

A három magas hőmérsékletű minta szövetében az erős alakítási morfológia, hullámos anyagfolyási vonalak teljesen felismerhetők, míg az alacsonyabb hőmérsékleten szakított mintákban a szövet sokkal heterogénebb, három különböző részből áll, melynek mennyiségi aránya változik a hőmérséklet csökkenésével. Az alakítás hatása csak az egyik szöveti összetevőn látszik, melynek mennyisége a hőmérséklettel csökken. Az alakított

²¹ Dr. Nagy Erzsébet felvétele

szövettől éles egyenes ikersíkokkal elhatárolódó területek szintén kétfázisúak. A két fázis határa szintén sokszor ikres jellegű, de erősen tagolt, mikron körüli lemeztávolsággal. A nagyfelbontású fázisazonosítást TEM-mel végeztük el. Erre mutat példát a *49. Ábra- 54. Ábra*. A TEM-es fázistérképek egyrészt megerősítik a röntgendiffrakciós adatokat másrészt szubmikronos részleteket is feltárnak.



44. Ábra Edzett TWIP acél fénymikroszkópos felvétele²²

²² Dr. Nagy Erzsébet felvétele





²³ A fénymikroszkópos felvételeket Dr. Nagy Erzsébet készítette



46. Ábra Edzett TWIP acél (Cr:0,07 m/m%) TEM fázistérképe²⁴

²⁴ A felvételeket és a térképezést Pekker Péter készítette



47. Ábra 125°C-on szakított TWIP acél (Cr:0,07 m/m%) TEM fázistérképe²⁵

²⁵ A felvételeket és a térképezést Pekker Péter készítette



48. Ábra 180°C-on szakított TWIP acél (Cr:0,07 m/m%) TEM fázistérképe²⁶

²⁶ A felvételeket és a térképezést Pekker Péter készítette



49. Ábra Edzett TWIP acél (Cr:2,26 m/m%) TEM fázistérképe ²⁷

²⁷ A felvételeket és a térképezést Pekker Péter készítette

dc_1251_16

A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA



50. Ábra 125°C-on szakított TWIP acél (Cr:2,26 m/m%) TEM fázistérképe²⁸

²⁸ A felvételeket és a térképezést Pekker Péter készítette

dc_1251_16

A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA





51. Ábra 180°C-on szakított TWIP acél (Cr:2,26 m/m%) TEM fázistérképe²⁹

²⁹ A felvételeket és a térképezést Pekker Péter készítette



52. Ábra Edzett TWIP acél (Cr:6,12 m/m%) TEM fázistérképe ³⁰

³⁰ A felvételeket és a térképezést Pekker Péter készítette



53. Ábra 125°C-on szakított TWIP acél (Cr:6,12 m/m%) TEM fázistérképe ³¹

³¹ A felvételeket és a térképezést Pekker Péter készítette



54. Ábra 180°C-on szakított TWIP acél (Cr:6,12 m/m%) TEM fázistérképe ³²

³² A felvételeket és a térképezést Pekker Péter készítette

Az edzett minták zömében ε martenzitből és ausztenitből állnak, de a legmagasabb Cr tartalmú acélban néhány látómezőben találunk α' martenzitet is (*52. Ábra*). Nyilván ezek mennyisége nagyon kevés, de azt mutatja, hogy lokálisan kialakulhatnak az egész minta egészére átlagosan jellemző feszültségállapottól eltérő viszonyok is, illetve megerősíti azt a megfigyelést, hogy a Cr jelenléte az α' megjelenését az alacsonyabb hőmérsékletek felé tolja. A 125°C-on szakított mintákban a röntgendiffrakciós megfigyelésnek megfelelően sok az α' és dominál az ε . A magasabb hőmérsékletű 180°C-on szakított mintákban viszont az ε a domináns kevés ausztenittel. Feltűnő, hogy a Cr tartalmú ötvözetnél egészen eltérő a határmorfológia a többi mintánál tapasztaltakétól. Az ikerhatár jelleg alig megfigyelhető, sokkal inkább a csíraképződéses folyamatokra jellemző határalak a domináló. Ez a jelenség azt sugallja, hogy a Cr mennyisége növeli a rétegződési hiba energiát és a magasabb hőmérsékleten nincs alakváltozás indukálta átalakulás, csak a törést követő hűtés során jön létre a martenzit.

Látható, hogy a különböző kezelésnek köszönhetően a szobahőmérsékletű mintákban többféle genezisű fázisok jöttek létre. Mivel ebben az acélban az átalakulás reverzibilis, ezért különböző módon termomechanikusan kezelt mintákat DSC berendezésben а visszahevítettük, hogy a termomechanikus kezelés által létrejött fázisok bomlását, visszaalakulását megvizsgáljuk. 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. Az 55. Ábra a két Cr tartalmú acél bomlási görbéit mutatja. A magas hőmérsékleten (200°C, 180°C, 160°C) szakított minták visszaalakulási görbéje éles keskeny csúcs, szemben az alacsonyabb hőmérsékletű mintákkal, ahol mindegyik széles diffúz görbe. Az As hőmérséklet a különböző módon szakított görbék esetén nagyon hasonló, míg az Af a diffúz görbék esetén sokkal magasabb. Az is megfigyelhető, mindkét ötvözetre, hogy az As hőmérsékletek magasabbak a termomechanikusan kezelt minták esetében, mint az edzett mintákon meghatározott értékek (37. Ábra). Vagyis a növelt diszlokáció sűrűség a visszaalakulást gátolja. A kétféle bomlási görbe jelleg is azt erősíti, hogy a magasabb hőmérsékletű martenzitek genezise eltérő, ami csak úgy lehetséges, hogy ezekben a mintákban zömében termikusan aktivált átalakulás zajlik. A martenzit az erősen alakított ausztenitből jön létre. Az alacsonyabb hőmérsékleteken viszont a termikusan aktivált átalakulás még az ausztenit deformációja előtt megtörténik, majd ezt követően alakváltozik, illetve a deformáció indukálta átalakulás zajlik.



55. Ábra Különböző hőmérsékleteken szakított minták hevítés közbeni DSC görbéi³³

Hogy ezt a feltételezést igazoljuk, a szakított mintákon röntgendiffrakciós textúra vizsgálatot végeztünk a hossz- és a keresztmetszeti csiszolatokon egyaránt. Az eredményeket inverz pólusábrákkal azonos információ tartalmú diagramokon mutatom be (*56. Ábra-58. Ábra*).

³³ A felvételeket Dr. Benke Márton készítette

Az ausztenit mindhárom acél esetében függetlenül a jelenlévő térfogat mennyiségétől egyértelmű letisztult alakítási textúrát mutat (*56. Ábra*): a keresztmetszeti felületen az {111} és a {200} síksorozatok fordulnak elő azonos valószínűséggel. A hosszcsiszolaton annak ellenére, hogy a csiszolatkészítés során véletlenszerűen történt a minta vágása, egyenletes a textúra jelleg a különböző hőmérsékleteken szakított minták esetében. Dominánsan erős a {220} síksorozat. Ami abból a tényből következik, hogy mind az {111}, mind a {200} síkokkal van 90°-ot bezáró szöge, amit a hossz- és a keresztmetszeti csiszolatok felülete is bezár egymással. A kisebb mérőszámmal megjelenő {200} jelenléte is indokolt, hisz ezen síksorozatok egymással is zárnak be 90°-ot. Érdekes eredmény, hogy csak közepes Cr tartalmú ötvözet esetében nem jelenik meg a {311}. Meg kell azonban jegyezni, hogy ennek az ötvözetnek egy nagyságrenddel nagyobb a Si tartalma, mely ötvözőnek a vas textúrára kifejtett jelentős hatása ismert az elektrotechnikai célú felhasználás során. A {311} érzékeny az alakítás hőmérsékletére is.

Mivel a kockarácsban az {110} síksorozattal a {200} és a {211} is zár be 90°-ot, ezért az α' martenzit esetében (*57. Ábra*) ha erős a keresztmetszeten az {110}, indokolt, hogy a hosszmetszeten megerősödjön a másik kettő. Ez így is van. Azokban a mintákban, ahol kevés a martenzit mennyisége, a textúra értékek már csak nagy hibával határozhatók meg, de ennek ellenére az α' martenzit szintén egyenletes textúrát mutat.

Az ε martenzit textúra értékei mutatják a legváltozatosabb képet (*58. Ábra*). A változatosságot egyrészt a különböző összetétel, másrészt az összetételen belül az alakítás hőmérséklete is adja. Koncentráció szempontjából az anomáliát megint a közepes Cr tartalmú ötvözet jelenti, ahol a hosszmetszeten erős az {112} minden alakításnál, míg a másik két ötvözetnél ez a komponens nem is mérhető. Ugyanez igaz a keresztmetszeti {200} síksorozatra is. Ennek az oka valószínűsíthetően az eltérő Si tartalomban keresendő. Az igazán jelentős eredményt viszont a különböző hőmérsékleten alakítási hőmérsékleten az {112} dominánsan erősebb, mint az alacsonyabb hőmérsékleten ahol egyenletes képet mutat. Ez az eredmény az eltérő genezist igazolja. Az ausztenit és ε martenzit közötti irodalomban leírt orientációs kapcsolat nem domináns, ez azt mutatja, hogy az ausztenit jellemzően nem az átalakulási, hanem az alakváltozási textúra képét őrzi. De a különböző genezisű martenzitek a textúra kép alapján jól elkülöníthetők.

Textúra mérőszám

A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA





Cr: 2,26 m/m%, ausztenit, keresztmetszet









56. Ábra Különböző hőmérsékleteken szakított minták ausztenit inverz pólusábrája hossz- és keresztmetszeti csiszolaton ³⁴

³⁴ A felvételeket Dr. Nagy Erzsébet készítette





Cr: 0,07 m/m%, alfa martenzit, hosszmetszet

Cr: 2,26 m/m%, alfa martenzit, keresztmetszet







Cr: 6,12 m/m%, alfa martenzit, hosszmetszet



57. Ábra Különböző hőmérsékleteken szakított minták α' martenzit inverz pólusábrája hossz- és keresztmetszeti csiszolaton ³⁵

³⁵ A felvételeket Dr. Nagy Erzsébet készítette



58. Ábra Különböző hőmérsékleteken szakított minták ε martenzit inverz pólusábrája hossz- és keresztmetszeti csiszolaton ³⁶

A Dr. Benke Márton által készített in situ hevítőmikroszkópos összeállítás lehetővé tette, hogy a TWIP acélok átalakulásait is vizuálisan követni tudjuk a pusztán termikus aktiváció hatására, mivel az acélban lezajló martenzites átalakulás reverzibilis, még ha nem is termoelasztikus. A legmagasabb Cr tartalmú minta több hűtési és hevítési ciklus során bekövetkező felületi relief változásáról készült videóból kiragadott, a minta ugyanazon részéről készült képeket mutatja az *59. Ábra.* A hevítés és hűtés vége felvételek az 1. és a 13

³⁶ A felvételeket Dr. Nagy Erzsébet készítette

ciklusban, nagy méretben a 60. Ábra és a 61. Ábra képein láthatók, míg jellemző, kinagyított képrészleteket a 62. Ábra mutat. A felvételek azonos beállítással készültek és nem történt rajtuk szoftveres változtatás.³⁷ A kiinduló minta polírozott felületű, melyen markáns relief képződés történik az első hevítéskor ($\epsilon \rightarrow \gamma$). Hűtéskor nem keletkezik újabb domborzat, csak a már meglévő tompul. Ez arra utal, hogy a martenzit képződés ($\gamma \rightarrow \epsilon$) pontosan ott zajlik ahol a korábbi folyamat ($\varepsilon \rightarrow \gamma$) zajlott. Ugyanezt a folyamatot tapasztaltuk mind a 13 ciklusban, ami azt mutatja, hogy az ausztenitben lévő csíraképző helyek megmaradnak és aktivizálódnak minden ciklusban. (Pontosan az ellenkezőjét tapasztaltuk termoelasztikus martenzit ciklizálásánál (28. Ábra)). Egyértelműen látszik az is, hogy egy hevítés-hűtési ciklus végeztével a domborzat nem tűnik el, ami azt jelenti, hogy az átalakulást lokális képlékeny alakváltozás is kíséri. Természetesen a relief megmaradásának lehetne az is az oka, hogy a ciklizálással eltolódnak az átalakulási hőmérsékletek és a hűtés végén még nem fejeződött be a visszaalakulás. Ezt a feltételezést egy, a 13. ciklust követő visszapolírozott minta további ciklizálásával cáfoltuk, ahol a 14. ciklusban a hűtés után nagyon kevés maradó relief volt megfigyelhető (63. Ábra). Ez magyarázza azt is, hogy az egymást követő ciklusokban a relief változás egyre kevésbé markáns, viszont a változás jellege minden ciklusban ugyanolyan, ezért lesz a relief egyre élesebb, kidolgozottabb. Ha összehasonlítjuk az 1. és a 13.ciklus végének domborzatát (60. Ábra, 61. Ábra, 62. Ábra) azt is látjuk, hogy a relief nem csak élesebb, de sokkal részletgazdagabb is. Ez csak, úgy lehet, hogy az egymást követő ciklusokban egyre nagyobb térfogatrészben megy végbe az átalakulás. Ezt igazolja ugyanazon minta első ciklus előtti és 13. ciklus utáni állapotában felvett teljes röntgen diffraktogramja (64. Ábra) is. A 13. ciklus után jelentősen lecsökken minden ausztenit reflexió intenzitása. Ez ellentmondani látszik a nem termoelesztikus martenzitekről alkotott világképpel. Mi az, ami egyre több martenzit tű kialakulását eredményezheti? Nyilván a képlékeny alakváltozással bevitt hibaszerkezet által létrejött feszültségtér tud hozzájárulni a nagyméretű tűk között a finom tűs martenzitek képződéséhez. Így a martenzit létrejöttével kialakuló termomechanikus hatás generálja újabb martenzitek létrejöttét az egymást követő ciklusokban. (Pontosan erre láttunk példát a termoelasztikus martenzit ciklizálása során (29. Ábra) és vesd össze 6. Ábra piros görbe). Vagyis a termikus ciklizálás végeredményképp egy termomechanikus kezelés is egyben.

Hogy ezen feltevéseinket igazoljuk, a minták termikus ciklizálását DSC berendezésben is elvégeztük. Egy kisebb, és egy nagyobb Cr tartalmú ötvözet 10 hűtési és fűtési szakaszból álló ciklizálásának eredményét mutatja a *65. Ábra*. A minták hűtési szakasza a 2. sorszámmal kezdődik, mivel az első lehűlés még a DSC ciklus előtt a homogenizálást követő edzés során történt meg. A ciklusszám növelésével az As hőmérséklet nő, míg az Ms csökken, ennek megfelelően a hiszterézis értéke (As-Ms) egyre nagyobb (*66. Ábra*). A hőmérsékletek eltolódása és a hiszterézis növekedése monoton az első néhány ciklusban, majd beáll egy telítési értékre. A Cr ötvöző jelenléte az As hőmérsékletre van nagyobb hatással, jelentősen kisebb ez az átalakulási hőmérséklet a nagyobb Cr-ot tartalmazó ötvözetben, minden ciklusban. A magasabb Cr tartalmú ötvözet hiszterézis értéke is kisebb adott ciklusszám

³⁷ A teljes videó felvételek megtekinthetők: http://www.matsci.uni-miskolc.hu/new/)

esetén. A 67. Ábra az átalakulási görbék alatti terület értékei mutatja mindkét ötvözet esetén mindkét átalakulási irányban. A hőmérsékletváltozáshoz hasonlóan itt is az tapasztalható, hogy a görbe alatti terület az első néhány ciklusban monoton növekszik, majd beáll egy telítési értékre. A Cr némiképp csökkenti a görbeterületet adott ciklusszám mellett. Ilyen mennyiségű Cr tehát növeli a rétegződési hiba energiát, vagyis az ε martenzit stabilitását csökkenti.

Ezek az eredmények megerősítik az in situ megfigyelés alapján feltételezett hatásokat, miszerint az átalakulást kísérő képlékeny alakváltozás jelentős diszlokáció sűrűség növekedéssel jár. A diszlokációk megjelenése egyrészt nehezíti az adott helyen történő visszaalakulást (As nő, Ms csökken), viszont a diszlokációk környezetének feszültségtere a nagy tűk közötti térfogatrészekben segíti a vékony martenzit variánsok kialakulását, így az első néhány ciklusban valóban nő az átalakult térfogathányad, vagyis a termikus ciklizálás növeli, míg a Cr ötvöző jelenléte csökkenti az ε martenzit stabilitását.



59. Ábra TWIP acél (Cr:6,28m/m%) in situ hevítőmikroszkópos termikus ciklizálása. Az 1. 5. és 13. ciklusban a hevítés kezdete (36°C), hevítés (192°C), hevítés vége (277°C), hűtés (92°C), és hűtés vége (46°C) állapotokban rögzített relief képek ³⁸

³⁸ A felvételeket Dr. Benke Márton készítette

1. ciklus

13. ciklus



A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA

60. Ábra TWIP acél (Cr:6,28m/m%) in situ hevítőmikroszkópos termikus ciklizálása, 1. és 13. ciklusban a 227°C-os (hevítés vége) felvétel ³⁹

³⁹ A felvételeket Dr. Benke Márton készítette

2. ciklus

13. ciklus



A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA

61. Ábra TWIP acél (Cr:6,28m/m%) in situ hevítőmikroszkópos termikus ciklizálása, 1. és 13. ciklusban a 46°C-os (hűtés vége) felvétel ⁴⁰

⁴⁰ A felvételeket Dr. Benke Márton készítette



62. Ábra TWIP acél (Cr:6,28m/m%) in situ hevítőmikroszkópos termikus ciklizálása, 1. és 13. ciklusban kinagyított részlet ⁴¹

⁴¹ A felvételeket Dr. Benke Márton készítette



63. Ábra TWIP acél (Cr:6,28m/m%) in situ hevítőmikroszkópos termikus ciklizálása, újrapolírozást követő 14.ciklus ⁴²



64. Ábra TWIP acél (Cr:6,53 m/m%) XRD felvétele a DSC ciklizálás előtt és a 13. ciklus után⁴³

⁴² A felvételeket Dr. Benke Márton készítette

⁴³ Az XRD felvételt Dr. Benke Márton készítette



65. Ábra TWIP acélok DSC ciklizálása


66. Ábra TWIP acélok DSC ciklizálása, átalakulási hőmérsékletek



67. Ábra TWIP acélok DSC ciklizálása, görbe alatti területek

TÉMAKÖRBEN (TRIP, TWIP ACÉLOK) ELÉRT EREDMÉNYEK ÖSSZEFOGLALÁSA

- A textúravizsgálat módszerét alkalmaztam az ausztenites acélokban termomechanikus kezelés hatására végbemenő martenzites átalakulások követésére. A textúrakép változásából igazoltam az átalakulás anizotróp voltát valamint, hogy a textúra vizsgálat és a fázismennyiségi eredmények együttes értékelése alkalmas a fázisátalakulások alakváltozás és hőmérséklet függésének leírására.
- Kísérletileg megmutattam, hogy az α' martenzit megjelenése irreguláris, nem monoton keményedési viselkedést eredményez az AISI 304 jelű ötvözetben -40 fok alatt, amit az átalakulások jellege magyaráz, illetve a PLC hatás megjelenését eredményezi TWIP acélban.
- 3. Kísérletileg igazoltam, hogy a vizsgált TWIP acélok legalább 180°C-on történő alakítása tisztán ausztenites állapotban történik ezen ötvözetekben és a martenzit a kezelés végét követő hűtés során alakul csak ki. Így ezekben az ötvözetekben a martenzit egy erősen alakított ausztenitből jön létre és az ausztenites alakítás az ausztenitet stabilizálja, az alakított ausztenitből hűtés közben létrejövő ε martenzit mennyiségét csökkenti. Viszont ezen martenzitek orientáltak és visszaalakulásuk könnyebben történik. Ez teljesen azonos eredményt ad a Cu-Al-Ni ötvözet II. típusú "első ciklus" hatásával.
- 4. Amennyiben a martenzitképződés képlékenyalakítás közben történik (160°C alatti hőmérsékleteken) az alakítás a martenzitet stabilizálja így annak visszaalakulása nehezebb. Ez pedig a Cu-Al-Ni ötvözetnél tapasztalt I. típusú "első ciklus" hatással egyezik meg.
- 5. A Cr ötvözés az α' martenzitek megjelenését az alacsonyabb hőmérsékletek felé tolja el, a martenzites átalakulást nehezíti, vagyis a rétegződési hibaenergiát növeli.
- 6. Igazoltam, hogy makrotextúra vizsgálat, fázismennyiség mérés, bomlásvizsgálat eredményei alapján a termomechanikus kezelés hatására létrejövő különböző genezisű martenzitek szétválaszthatók.
- 7. In situ hevítőmikroszkópos és DSC ciklizálással igazoltam, hogy a nem termoelasztikus martenzites átalakulás során a fázisátalakulás csíraképző helyei változatlanok és a fázisátalakulást kísérő képlékeny alakváltozás ellenére növekszik az átalakult térfogathányad az első néhány ciklusban. Az egyre növekvő martenzit hányad kialakulását a képlékenyalakítással bevitt hibaszerkezet feszültségtere indukálja, a termoelasztikus martenzites átalakulás egyre nehezebben megy végbe, így ezen ciklusokban nő a hiszterézis értéke. Vagyis a fázisátalakulással járó jelentős képlékenyalakításnak köszönhetően megnőtt diszlokációsűrűség a martenzitet stabilizálja, újabb martenzit tűk kialakulását segíti. A termikus ciklizálás mintegy termomechanikus kezelésként működik.
- 8. A Cr ötvöző a martenzit stabilitása ellen hat, vagyis a rétegződési hibaenergia növelését bizonyítja.

A kísérleti munka előzményei Dr. Tranta Ferenc nevéhez fűződnek a Freibergi Egyetemmel folytatott kutatási együttműködés keretében.

A hazai kutatásokat a következő projektek támogatták:

- Mikro-, makroszerkezet és a feszültség állapot hatásának vizsgálata martenzites átalakulásnál alakmemória ötvözetben és TRIP acéloknál, FKFP 0096/2001.,
- 🕭 Bolyai János kutatói ösztöndíj,
- ③ Rugalmas és veszteségi szabadenergia járulékok valamint a termodinamikai egyensúlyi hőmérséklet meghatározása martenzites átalakulásokban- OTKA 49513.
- ③ Termomechanikus kezelések hatására végbemenő termoelasztikus és nem termoelasztikus martenzites átalakulások- OTKA 84065

Az eredményekről a következő saját publikációk számolnak be: [3,4,7,8,9,12,15,17,20,28,29,32,34,35,37,38,39].

6. FÁZISÁTALAKULÁS OKOZTA KÁROSODÁS

Az ausztenites saválló acélok fő ötvözője az ausztenitképző nikkel és a savállóságot biztosító ferritképző króm. E mellett mangánt, szilíciumot, molibdént, titánt, karbont és az acélok szokásos szennyezőit tartalmazhatják. A króm és nikkel ekvivalens ötvözőtartalom függvényében ezek az acélok ausztenit, martenzit, ferrit (külön-külön vagy együttesen) szövetűek lehetnek. A karbon és karbidképző tartalom függvényében a karbidkiválás szintén végbe mehet ezekben az ötvözetekben, mely közül a króm karbid kiválása kerülendő. Ezért a krómtól erősebb karbidképzők adagolása gyakori, tipikus a titán. A legelterjedtebb saválló acélok ausztenitesek. A savállóságot kétféle mechanizmus, az alapmátrixban oldódó króm és a felületi króm-oxid biztosítja. Termomechanikus kezelések, igénybevételek során ezekben az ötvözetekben a martenzit fázis megjelenése illetve a fent említett kiválási folyamatok fordulhatnak elő. Kutatásaink során pirolízis kemence ausztenites saválló acél csőrendszerének üzem közbeni tönkremenetelének (lyukadásának) körülményeit vizsgáltuk.



68. Ábra Pirolízis kemence konvekciós könyök, csőfal középső rész

A 68. Ábra az üzem közbeni könyök csőelem falelvékonyodását, lyukadását mutatja. (A csőelemet a kemence belsejében anyagdarab ráhegesztéssel javították, pótolták, ez szintén látszik a felvételen.) A károsodástól távolabb vett csőfal minta elemzett összetételét a 10. Táblázat mutatja. Az összetétel alapján titánnal stabilizált 18% Cr, 10% Ni fő ötvözőt tartalmazó ausztenites acélnak felel meg.

C	Mn	Si	S	Ρ	Cr	Ni	Cu	Мо	Ti	V
0,054	1,83	0,32	0,017	0,030	17,5	10,66	0,14	0,45	0,41	0,086

Ennek ellenére a lyukadási hely környezete erős ferromágneses jelet adott. Az elvékonyodott csőfalmetszet pásztázó elektronmikroszkópos és EDAX szondás eredményét mutatja a *69. Ábra*. Az 1 jelű terület a csőfal metszetnek a belső, gázáram felöli széle, egy korróziós termék lerakódást mutat. A termék alatt (2 jelű terület) egy új, kompakt króm-oxid réteg látható. Az ez alatti részek egy krómban elszegényedett területet mutatnak (3 jelű rész). A króm oxid réteg morfológiája egyértelművé teszi, hogy már használat közben jött létre. A csőfal metszetének középső részén az ausztenit fázis helyett, két-, helyenként többfázisú tartomány alakult ki (*70. Ábra*).

⁴⁴ Az elemzést Dr. Bánhidi Olivér készítette



HV: 25.0 kV DET: BSE Detector LLL Satellite ©Tescan DATE: 11/30/07 50 um

csőfal metszet a lyukadási helynél



1 jelű terület EDAX



2 jelű terület EDAX

3 jelű terület EDAX



69. Ábra Pirolízis kemence konvekciós könyök, csőfal keresztmetszet a belső szélnél⁴⁵

70. Ábra Pirolízis kemence konvekciós könyök, csőfal keresztmetszet ⁴⁶

A fázisok azonosítása végett szelektív területű röntgendiffrakciós vizsgálatot végeztünk a csőfal keresztmetszete mentén. Az eredményt a **71.** *Ábra* mutatja. Az ausztenit fázis mellett ε martenzit és ferrit fázisokat azonosítottunk. A csiszolati fénymikroszkópos képen jól látszik, hogy a belső szél kontúrja hullámos és ezzel párhuzamos makroszkopikus sávos szerkezet

⁴⁵ Kovács Árpád felvételei

⁴⁶ A SEM kép Kovács Árpád felvétele

figyelhető meg a mintában. A diffrakciós eredmény a belső fal közeléből (piros görbe) kevés ausztenitet, sokkal inkább ferritet mutat. A keresztmetszet közepéről (fekete görbe) pedig ausztenit-ferrit-martenzit fázisokat lehetett azonosítani. Az ausztenit tartalom változását a ferrit mennyiségéhez képest a **72.** *Ábra* mutatja. Nagy szórással, de a makroszkopikus tendencia egyértelmű, belső széltől kifele haladva csökken a ferrit mennyisége.



71. Ábra Pirolízis kemence konvekciós könyök, elvékonyodott csőfal keresztmetszetén szelektív területi röntgendiffrakció ⁴⁷

A heterogén többfázisú szerkezet mechanikai, korróziós tulajdonságai is heterogénné válnak. A teljes keresztmetszet mikrokeménység eloszlását néhány mérési helyhez rendelt szövetképpel mutatja a **73.** *Abra*. Az erősen heterogén szerkezet indokolja a keménység értékek nagy szórását, és ez összhangban van az ausztenit mennyiségének ingadozásával.

Ezen eredmények alapján a csőfal tönkremenetele a következő módon rekonstruálható: a cső belsejében áramló, a zónából kilépéskor maximálisan 700°C-ot elérő etán- gőz keverék pusztán az áramlási sebesség okán, de sokszor a falból levált részecskéket is szállítva erodálja a belső falat, lekoptatja a védő króm-oxid réteget, mely réteget az ötvözet a gőzzel történő átfúvatás alkalmával újra növeszti, ezáltal a felületi mátrix rétegekből vonva el a krómot.

⁴⁷ Sólyom Jenő felvétele



72. Ábra Pirolízis kemence konvekciós könyök, elvékonyodott csőfal ausztenit mennyiségi változása a keresztmetszet mentén

A termomechanikus igénybevételnek köszönhetően a falazat jellegzetes eróziós gödrösödéssel vékonyodik. A króm-vesztés folyamatos, a diffúziós távolságoknak megfelelő módon különböző összetételű részek alakulnak ki a falazatban és az ausztenit martenzitté és ferritté alakul (megjelenik a ferromágneses jel). A heterogén szerkezet mechanikai tulajdonsága is heterogén lesz, aminek hatására az eróziós folyamatok sebessége felgyorsul. A folyamat szulfidok és szemcsehatár menti karbidok képződésével is kiegészülhet. A tönkremenetelt valójában a falazat vastagságának kritikus méretűre való csökkenése és a szilárdsági tulajdonságok leromlása eredményezi, melyet az ötvözet króm-oxid képzési hajlama idéz elő. A saválló acélokra vonatkozó Schaeffler szövetdiagramot figyelembe (**74.** *Ábra*) véve, az emissziós spektrometriás összetétellel számolva és a szokásos módon összegezve az ötvözőket (Marshall, 1984):

Ni ekvivalens= Ni+Co+0.5Mn+0.3Cu+25N+30C=13,23 m/m% Cr ekvivalens= Cr+2Si+1.5MO+5V+5.5Al+1.75Nb+1.5Ti+0.75W= 19,86 m/m% adódik.

Az ábrán piros nyilak jelzik az aktuális értékeket. Egyértelműen látszik, hogy a króm tartalom már néhány százalékos összetételének változására a homogén ausztenites mezőből az ausztenit+ ferrites és/vagy + martenzites mezőbe jutunk. A vizsgálatok alapján állíthatjuk, hogy ez meg is történik, az ausztenit mellett a károsodás előrehaladtával egyre több ferrit (martenzit) jelenik meg, mely az acél gyorsabb tönkremenetelét eredményezi. A folyamat előrehaladását a cső erősödő ferromágneses jellege is mutatja.







73. Ábra Pirolízis kemence konvekciós könyök, elvékonyodott csőfal keménysége és az indexelt helyekhez tartozó fénymikroszkópos szövet



74. Ábra Schaeffler szövetdiagram (Marshall, 1984)

TÉMAKÖRBEN (PIROLÍZIS FALAZAT) ELÉRT EREDMÉNYEK ÖSSZEFOGLALÁSA

Káreset elemzésével bizonyítottam, hogy etilén bontókemence konvekciós zóna ausztenites saválló acél ötvözetből készült csővezetékének tönkremenetelét az ötvözet króm-oxid védőréteg képzési hajlama okozza. A termomechanikus igénybevétel hatására erodálódó védőréteg folyamatos pótlása során az ötvözet krómtartalmát elveszítve, az ausztenit martenzit, ferrit fázisokká alakul, mechanikai tulajdonságai leromlanak és az eróziós folyamat felgyorsul, a falazat elvékonyodik és a tönkremenetel elkerülhetetlenné válik. Vagyis ebben az esetben a termomechanikus igénybevétel hatására fázisátalakulás történik, de azt közvetlenül nem az igénybevétel hanem a koncentráció változás indukálja.

A kutatást a Nemzeti Kutatási és Technológiai Hivatal támogatta a Mechatronikai és Anyagtudományi Kooperációs Kutatási Központon keresztül. Konzorciumi tag volt a MOL csoport tag TVK NyRt. A projektnek témavezetője voltam, résztvevő intézmény volt még az Áramlás és Hőtechnikai Gépek Tanszéke akik a kemence hőtechnikai modelljét készítették, a Kémia Tanszék, ahol a kémiai elemzéseket Dr. Bánhidi Olivér készítette

Az eredményekről a következő saját publikációk számolnak be: [24,31,40].

7. TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK TÉZISEI

Dolgozatomban összefoglaltam azokat a kutatásaimat, amelyeknél a termomechanikus kezelések hatását vizsgáltam, az alakmemória effektust, és a TRIP/TWIP hatást biztosító martenzites átalakulásokra. Ennek megfelelően vizsgálataimat Ni-Ti és Cu-Al-Ni alapú alakmemória ötvözeteken és ausztenites Fe-Cr-Ni acélokon végeztem.

A témához kapcsolodó kutatások egy részét a Bochumi Egyetemen (Institut für Werkstoffe-Werkstoffwissenschaft, Ruhr Universität Bochum, Universitätstrasse Németország) Prof.em. Dr.-Ing. Erhard Hornbogen kutatócsoportjában a Volkswagen Alapítvány ösztöndíjának elnyerésével végeztem. Más részét több hazai (OTKA, FKFP, MAKKK) projekt, illetve a Bolyai János ösztöndíj támogatásával a Miskolci Egyetemen folytattam. Témavezetésemmel Dr. Nagy Erzsébet és Dr. Benke Márton szerzett PhD fokozatot a témában.

A bevezetőben megfogalmazott kérdésekre a válaszokat a következő tézisekben foglalom össze:

1. NI-TI SZUPERELASZTIKUS VISELKEDÉSE

Kísérletileg igazoltam, hogy Ni-Ti ötvözet (54,5; 55,2; 55,6 m/m% Ni) szuperelasztikus viselkedésének hőmérséklet-mechanikai feszültség tartománya termomechanikus kezeléssel kiterjeszthető, akkor, ha a martenzites állapotú alakítás eredményeként megnövekedett folyáshatárú ausztenitben nikkelben gazdag, finom, koherens kiválások jönnek létre. Ekkor a mátrix nikkeltartalmának csökkenését az ausztenit folyáshatárának növekedése, a Clausius-Clapeyron egyenesek meredekségének csökkenése kompenzálja, így a szuperelasztikus tartomány szélesedik.

2. CU-AL-NI+ ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZET MAGASHŐMÉRSÉKLETŰ ALKALMAZÁSA

- 2.1. Cu-Al-Ni alapú alakmemória ötvözeteken végzett nagyszámú kísérlet alapján igazoltam, hogy létezik olyan ausztenites állapotú termomechanikus kezelés melynek alkalmazásával az átalakulási hőmérsékletek széles tartományban változtathatók. Az alakítási mérték adott határig történő növelésével a hiszterízis érték megtartása mellett az átalakulási hőmérsékletek csökkennek. Túl magas alakítási mérték esetén megújulási folyamatok mennek végbe, ami az átalakulási hőmérsékleteket növeli, míg alacsony alakítási hőmérséklet esetén az átalakútási hajlam teljes elvesztése következik be.
- 2.2. Bizonyítottam, hogy a magashőmérsékletű alkalmazás szempontjából kiemelt fontosságú ciklusállóság legkisebb az alakított minta esetében az öregített mintához képest. Igazoltam, hogy a legnagyobb magas hőmérsékletű ciklusállósággal a CuAlNiMnTi és a CuAlNiMnFe ötvözetek rendelkeznek, legkisebbel a CuAlNi, míg köztes értékkel az ausztenites állapotban 40%-kal alakított CuAlNiMnTi ötvözet.

2.3. Igazoltam, hogy a nem megfelelő ciklusállóság oka: a vizsgált CuAlNiMnTi, CuAlNiMn, CuAlNiMnFe ötvözetekben Avrami kinetika szerint végbemenő bénites átalakulás, jellemzően a 250-500°C-os tartományban, mind hevítés, mind hűtés, mind izoterm körülmények között. A bénites átalakulás vezető fázisa az intermetallikus fázis, amelynek megjelenése az alakmemória effektust tönkreteszi. Ennek a folyamatnak a szempontjából a három ötvözet közül a Ti ötvözésű a legellenállóbb, vagyis alakmemória alkalmazás tekintetében kevésbé korlátozott a felhasználása, mint a másik két ötvözetnek.

3. TERMOMECHANIKUS KEZELÉSEK ÉS A TERMOELASZTIKUS ÉS NEM TERMOELASZTIKUS MARTENZITES ÁTALAKULÁSOK

- 3.1. Kísérletekkel bizonyítottam, hogy az alakmemória ötvözetek felhasználása szempontjából rendkívül fontos paraméternek, a hiszterézisnek az értéke termomechanikus kezeléssel jelentősen változtatható. Cu-Al-Ni-Mn-Ti ötvözeten megmutattam, hogy kétféle ún. "első ciklus" hatás lehetséges: a martenzites állapotú alakítás a termoelasztikus martenzitet stabilizálja, így a visszaalakulás hőmérsékletét és ezzel együtt a hiszterézis értékét is növeli (I. típusú "első ciklus" hatás); míg az ausztenites állapotban történő alakítás, vagy edző hatású hűtés, mely a martenzit irányítottságát illetve vakancia koncentrációját növeli, ezzel annak visszaalakulását elősegíti (II. típusú "első ciklus" hatás).
- 3.2. TWIP acélon végzett kísérletekkel igazoltam: ha a nem termoelasztikus martenzit egy erősen alakított ausztenitből jön létre, akkor a hűtés közben, létrejövő (orientált, könnyebben visszaalakuló) ε martenzit mennyisége csökken, vagyis az alakítás az ausztenitet stabilizálja. Ez az effektus megegyezik a Cu-Al-Ni ötvözet II. típusú "első ciklus" hatásával.
- 3.3. Kísérletekkel igazoltam, amennyiben a nem termoelasztikus martenzitképződés képlékenyalakítás közben történik, annyiban az alakítás a martenzitet stabilizálja, így annak visszaalakulása nehezebb. Ez a Cu-Al-Ni ötvözetnél tapasztalt I. típusú "első ciklus" hatással egyezik meg.
- 3.4. In situ hevítőmikroszkópos és DSC ciklizálással kísérletileg igazoltam, hogy termoelasztikus fázisátalakuláskor az ausztenitben tárolódó rugalmas energia, illetve a nem termoelasztikus martenzites átalakulást kisérő képlékeny deformációval létrejövő hibahelyek (diszlokációk) feszültségtere, további martenzitek létrejöttét segíti. A nem termoelasztikus fázisátalakulás csíraképző helyei változatlanok, és a fázisátalakulást kísérő képlékeny alakváltozás ellenére növekszik az átalakult térfogathányad az első néhány ciklusban. Viszont a tárolt rugalmas energia hiánya miatt a visszaalakulás egyre nehezebben megy végbe (As nő, Ms csökken), így ezen ciklusokban nő a hiszterézis értéke. A termikus ciklizálás mintegy termomechanikus kezelésként működik.

4. TEXTÚRA KÖLCSÖNHATÁSOK

Kísérletileg igazoltam, hogy TRIP/TWIP acélok termomechanikus kezelése során a textúra és a fázismennyiség változásának együttes monitorozása alkalmas a fázisátalakulások alakváltozás és hőmérséklet függésének leírására, továbbá a makrotextúra vizsgálat, fázismennyiség mérés, bomlásvizsgálat eredményei alapján a különböző genezisű martenzitek szétválaszthatók.

5. CR HATÁSA A TWIP FOLYAMATOKRA

Termomechanikus kezelésekkel igazoltam, hogy TWIP acélban a néhány százalék Cr ötvözés az α' martenzitek megjelenését az alacsonyabb hőmérsékletek felé tolja el, a martenzites átalakulást nehezíti, vagyis a rétegződési hibaenergiát növeli. Ezzel összhangban DSC ciklizálási vizsgálatok eredményei alapján is megállapítottam, hogy a néhány százalék króm jelenléte az ε martenzit bomlását segíti, a martenzit stabilitása ellen hat, vagyis ez a tény is a rétegződési hibaenergia növelését bizonyítja.

6. TERMOMECHANIKUS IGÉNYBEVÉTEL ÉS TÖNKREMENETEL KAPCSOLATA

Bizonyítottam, hogy etilén bontókemence konvekciós zónájában az ausztenites saválló acél falazatnak a tönkremenetelét az acél króm-oxid védőréteg képzési hajlama okozza. A termomechanikus igénybevétel hatására erodálódó króm-oxid védőréteg folyamatos pótlása során a falazat krómtartalmát elveszíti, minek következtében az ausztenit martenzit, ferrit fázisokká alakul. A heterogén szerkezetben az eróziós folyamat felgyorsul, a falazat elvékonyodik, majd bekövetkezik a tönkremenetel. Ebben az esetben a termomechanikus igénybevétel hatására fázisátalakulás történik, de azt közvetlenül nem az igénybevétel, hanem a koncentráció változás indukálja.

A TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK HASZNOSULÁSA

Jelen tudományos kutatási eredmények hasznosulása a Ni-Ti, mint a mai napig a legnépszerűbb alakmemória ötvözetből készült termék, (pl. orvosi eszköz vagy szenzor) előállítása során megtörténhet. Ugyancsak a Cu-Al-Ni alapú ötvözetek a legnépszerűbb magas hőmérsékletű alakmemória ötvözetek, jellemzően funkcionális szenzor, kapcsoló elem készül belőlük. Az előállítással kapcsolatos termomechanikus kezelés hatásának ismerete rendkívül fontos ezen elemek esetében, hisz, ahogy az eredmények is mutatják, drasztikusan befolyásolhatják a funkcionális tulajdonságokat. A funkcionális elemek élettartam becslése szempontjából is fontosak az eredmények, hisz ezen anyagok tönkremenetele, vagy funkció vesztése, nem a mérnöki gyakorlatban szokásos méretezés alapján becsülhető. Alakmemória ötvözetek alkalmazásánál esetenként jellemző az is, hogy csak egyszer kell az illető funkcionális elemnek működnie (tipikus pl. az űripar), de akkor

rendkívül magabiztosan. Az általam végzett vizsgálatok eredményei nagyban segítik a funkcionális elemek üzembiztos működtetésének tervezését. A TRIP/TWIP acélok, mint az új generációs acélok, alkalmazásában nyithatnak új távlatot azon vizsgálati eredményeim, ami a termomechanikus kezelés, mely ez acél típus esetén kötődhet az előállításhoz vagy az igénybevételhez is, hatására világítanak rá. Kísérleti eredményeimet természetesen beépítem az anyagmérnök hallgatók oktatási anyagába is.

KÖSZÖNET

Az egyetemi oktatói, kutatói pályán nincs nagyobb öröm, mint azt mondani, hogy az elért eredmények nem egy egyéné, hanem egy csapaté és ez az öröm nekem megadatott. Köszönet munkahelyi vezetőimnek, Dr. Bárczy Pálnak, aki elindított a kutatói pályán, és akinél megtanultam, hogy mindig kell egy jó csapat, Dr. Tranta Ferencnek, aki határozott állásfoglalásával elérte, hogy a PhD fokozat megszerzését követően a kristályosodás után a szilárd fázisú átalakulásokkal kezdtem el foglalkozni. Dr. Roósz Andrásnak, aki emberi és kutatói példamutatásával meghatározta az Anyagtudományi Intézet szellemiségét. Végtelen hálával Dr. Gácsi Zoltánnak tartozom akinek szakmai és főleg emberi támogatása nélkül ez a munka nem készült volna el. Köszönöm Dr.-Ing. Erhard Hornbogennek, hogy tagja lehettem egy nemzetközileg elismert kutatató csoportnak és intézetnek. Köszönet azoknak a volt doktorandusz hallgatóimnak, Dr. Nagy Erzsébetnek, Dr. Benke Mártonnak, akiknek tehetsége és a közös kutatásba fektetett szorgalma engem is inspirált. Hálás vagyok azon fiatal tehetségeknek (Cseh Dávid, Filep Ádám, Majtényi József, Parti józsef, Hlavács Adrienn doktorandusz, Sepsi Máté, Kárpáty Viktor graduális hallgatóimnak) akik nap mint nap adnak feladatot, értelmet az akadémiai pályámnak. Köszönet mindazon kollégáimnak, akik segítettek és nem akadályoztak, szerencsésnek mondhatom magam, hogy eddig ők voltak többségben.

Köszönet a családom tagjainak és barátaimnak, akik tolerálni tudták a nem velük töltött időt.

IRODALOMJEGYZÉK

- Benke, M. (2010). CuAlNi alapú alakemlékező ötvözetek fémtani folyamatainak vizsgálata. *PhD Disszertáció*. MIskolci Egyetem, Magyarország: Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola.
- Bhadeshia, H. K. (2001). *Martensitic Transformations: Crystallography and Nucleation*. Elsevier Science.
- Bhadeshia, H., & Honeycombe, R. (2006). *Steels Microstructure and Properties*. Great Britain: Elsevier Ltd.
- Brailovski, V., Prokoshkin, S., Terriault, P., & Trochu, F. (2003). *Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modelling, Application.* Canada: École de technologie supérieure.
- Cahn, R. W., & Haasen, P. (1996). *Physical Metallurgy*. Amsterdam: Elsevier.
- Hosford, W. F. (2012). Iron and Steel. USA: Cambridge University Press.
- Laughlin, D. E. (2014). *Physical Metallurgy*. Oxford: Elsevier.
- Marshall, P. (1984). *Austenitic stainless steels, Microstructure and mechaical properties.* Essex, England: Elsevier Applied Science Publishers Ltd.
- Nagy, E. (2007). Alakváltozás indukálta martenzites átalakulás ausztenites Cr-Ni acélokban. *PhD Disszertáció*. Miskolci Egyetem, Magyarország: Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola.
- Nishiyama, Z. (1978). *Martensitic transformation*. New York: Academic Press.
- Olson, G. B., & Owen, W. S. (1992). *Martensite*. USA: ASM International.
- Otsuka, K., & Wayman, C. M. (1998). *Shape Memory Materials*. Cambridge: Cambridge University Press.
- Verhoeven, D. J. (1975). *Fundamentals of Physical Metallurgy*. Nem York: John Wiley & Sons Inc. .
- Verlinden, B., Driver, J., Samajdar, I., & Doherty, R. (2007). *Thermo-Mechanical Processing of Metallik Materials.* Great Britain: Elsevier.

A DOLGOZATBAN HIVATKOZOTT SAJÁT PUBLIKÁCIÓK ÉS FÜGGETLEN HIVATKOZÁSOK JEGYZÉKE

Ssz. Publikációk és a független hivatkozások jegyzéke az MTMT adatbázisból

[1] Hornbogen E, Mertinger V, Spielfeld J Two types of the first cycle effects in copper based shape memory alloys SCRIPTA MATERIALIA 40:(12) pp. 1371-1375. (1999) IF: 0.955, D1, Q1 Független idéző: 6 Függő idéző: 1 Összesen: 7 Covarel G et al JOURNAL DE PHYSIQUE IV 11: 153-158 (2001) 1 2 Covarel G et al Influence of martensite variant orientation on their mobility in a CuAlNi alloy In: 5th European Symposium on Martensitic Transformations and Shape Memory Alloys ESOMAT'2000, 2001. 3 Andreas Uebel Untersuchung des thermischen und mechanischen Hystereseverhaltens von einkristallinen Cu82Al14Ni4-Formgedächtislegierungen, 2002. MATERIALS CHARACTERIZATION 59: 117-123 (2008) Montecinos S et al 4 5 Dubois M et al Diffusion and Defect Data Pt.B: Solid State Phenomena 172-174: 178-183 (2011) Dubois M et al ADVANCED MATERIALS RESEARCH 409: 569-574 (2012) 6 [2] Hornbogen E, Mertinger V, Spielfeld J Ausageing and ausforming of a copper based shape memory alloy with high transformation temperature ZEITSCHRIFT FUR METALLKUNDE / MATERIALS RESEARCH AND ADVANCED TECHNIQUES 90:(5) pp. 318-322. (1999) IF: 0.704, D1, Q1 Független idéző: 3 Függő idéző: 4 Összesen: 7 Stanciu S et al JOURNAL OF OPTOELECTRONICS AND ADVANCED MATERIALS 10: 1365-1369 1 (2008)2 Stanciu S et al A structural-morphological study of a Cu63Al26Mn 11 shape memory alloy In: Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering, 2009. Dasgupta Rupa JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH 29: 1681-1698 (2014) [3] Erzsébet Nagy, Valéria Mertinger, Ferenc Tranta, Jenő Sólyom Strain Induced Martensitic Transformation in Austenitic Steel In: Lehoczy László, Kalmár László (szerk.) microCAD 2000, B szekció: International Computer Science Conference. 235 p. Konferencia helye, ideje: Miskolc, Magyarország, 2000.02.24-2000.02.25. Miskolc: ME ITTC, 2000. pp. 199-205. Anyagtechnológia ; Fémes és nemfémes technológiák ; Egyéb anyagok (ISBN: 963 661 415 6) [4] Erzsébet Nagy, Valéria Mertinger, Ferenc Tranta, Jenő Sólyom Hidegen alakított saválló acélok fázisainak röntgendiffrakciós vizsgálata: & In: Tóth (szerk.) XIX. Hőkezelő és Anyagtudomány a Gépgyártásban Országos Konferencia. Konferencia helye, ideje: Székesfehérvár, Magyarország, 2000.10.10-2000.10.12. Dunaújváros: Dunaújvárosi Főiskola (DF), 2000. pp. 47-52.(ISBN:<u>963-00-5727-1</u>) [5] Hornbogen E, Mertinger V, Wurzel D Microstructure and tensile properties of two binary NiTi-alloys SCRIPTA MATERIALIA 44:(1) pp. 171-178. (2001) IF: 1.130, D1, Q1 Független idéző: 65 Függő idéző: 2 Összesen: 67

dc_1251_16

A TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS AUSZTENITES ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA

1 Khalil-Allafi J et al ACTA MATERIALIA 50: 4255-4274 (2002) 2 Allafi JK et al ACTA MATERIALIA 50: 793-803 (2002) 3 Panchenko EY et al DOKLADY PHYSICS 48: 34-37 (2003) 4 Yu I Chumlyakov et al RUSSIAN PHYSICS JOURNAL 46: 811-823 (2003) 5 Karaman I et al METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE 34: 2527-2539 (2003) IZVESTIYA VYSSHIKH UCHEBNYKH ZAVEDENII FIZIKA &: 62-73 (2003) 6 Чумляков ЮИ et al 7 MATERIALS LETTERS 58: 3141-3144 (2004) Wang ZG et al 8 Wang ZG et al MATERIALS LETTERS 58: 3141-3144 (2004) 9 Li Z et al Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment 25: 45-48 (2004) NUCLEAR INSTRUMENTS & METHODS IN PHYSICS RESEARCH SECTION B-BEAM 10 Wang ZG et al INTERACTIONS WITH MATERIALS AND ATOMS 215: 436-442 (2004) 11 Kireeva IV et al JOURNAL DE PHYSIQUE IV 115: 175-183 (2004) 12 Kulkarni AV et al ULTRAFINE GRAINED MATERIALS III &: 297-302 (2004) Kulkarni AV et al Transformation temperatures and microstructural evolution of an ausformed 13 niti shape memory alloy using equal channel angular extrusion In: Ultrafine Grained Materials III, TMS, 2004. 14 Karaman I et al PHILOSOPHICAL MAGAZINE 85: 1729-1745 (2005) METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL 15 Johnson AJW et al METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE 36: 919-928 (2005) 16 Zhang C et al FUHE CAILIAO XUEBA / ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA 22: 116-120 (2005) 复合材料学报 22:116-120 (2005) 17 张春华 et al Varela Ángel et al The application of thermal analysis in the study of metallic materials, 18 2005. 19 Cheung Shun-pan Low-cycle fatigue of nickel-titanium rotary root-canal instruments, 2006. Anales de la Mecánica de Fractura 2: 503-508 (2007) 20 Arciniegas M et al PHYSICS OF METALS AND METALLOGRAPHY 106: 577-589 (2008) 21 Panchenko EY et al 22 Nurveren K et al JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY 196: 129-134 (2008) RUSSIAN PHYSICS JOURNAL 51: 1016-1036 (2008) 23 Chumlyakov YI et al Arciniegas et al JOURNAL OF ALLOYS AND COMPOUNDS 460: 213-219 (2008) 24 25 Arciniegas M et al Thermoelastic phase transformation in tini alloys by instrumented nanoindentation In: SMST-2007 - Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, pp. 257-264, 2008. Thermoelastic phase transformation in tini alloys by instrumented 26 Arciniegas M et al nanoindentation In: International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, SMST-2007, ASM International, 2008. 27 Kockar B et al ACTA MATERIALIA 56: 3630-3646 (2008) 28 Panchenko E Yu et al FIZIKA METALLOV I METALLOVEDENIE 106: 597-609 (2008) Motemani Y et al JOURNAL OF ALLOYS AND COMPOUNDS 469: 164-168 (2009) 29 30 Cole Daniel Paul Fabrication and characterization of compositionally-graded shape memory alloy films, ProQuest, 2009. Chumlyakov YI et al PHYSICS OF METALS AND METALLOGRAPHY 107: 194-205 (2009) 31 MECHANICS OF MATERIALS 41: 139-153 (2009) 32 Kang GZ et al 33 Arciniegas M et al INTERMETALLICS 17: 784-791 (2009) 34 Prokofiev E A et al ADVANCED ENGINEERING MATERIALS 12: 747-753 (2010) 35 Panchenko E Y et al RUSSIAN PHYSICS JOURNAL 54: 721-728 (2011) Deformation Behaviour of TiNi Shape Memory Alloys under Tensile 36 Shahirnia Meisam

and Compressive Loads, 2011. Chan CW et al METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY 37 AND MATERIALS SCIENCE 42A: 2264-2270 (2011) Langbein S et al Significance of requirements for the implementation of new technologies 38 using shape memory technology In: ICED 11 - 18th International Conference on Engineering Design -Impacting Society Through Engineering Design, 2011. 39 Chan C W et al CORROSION SCIENCE 56: 158-167 (2012) Mohri M et al Estimation of thickness ratio of Bi-layer TiNi to enhance shape memory 40 behavior In: 2011 International Symposium on Materials Science and Engineering Technology, ISMSET 2011, TMS Annual meeting, 2012. Mohri M et al Evaluation of mechanical properties of Ni-Ti Bi-layer thin films In: 141st Annual 41 Meeting and Exhibition, TMS 2012, TMS, 2012. 42 Zhang Y-Q et al Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition) 22: 2685-2690 (2012) Pfetzing-Micklich J et al MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS 43 PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 538: 265-271 (2012) 44 He Z-R et al Zhongguo Youse Jinshu Xuebao 23: 1866-1872 (2013) 45 JOURNAL OF ALLOYS AND COMPOUNDS 577: S219-S221 (2013) Weighardt S C et al Amorim Fernando Andrade et al 22nd International Congress of Mechanical Engineering &: 46 7110-7117 (2013) 47 Chan CW et al MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 559: 407-415 (2013) MATERIALS SCIENCE FORUM 738-739: 297-300 (2013) 48 Stolyarov VV Chan CW et al Materials Science and Engineering C 33: 1344-1354 (2013) 49 50 Kireeva IV et al INTERMETALLICS 35: 60-66 (2013) MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS 51 Sinha A et al PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 561: 344-351 (2013) Lotfineyestanak AA et al ADVANCES IN MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING 2013: Paper 52 457186. (2013) 53 贺志荣 et al 中国有色金属学报 23: 1866-1872 (2013) 54 Kireeva IV et al ACTA MATERIALIA 68: 127-139 (2014) Waugh DG et al Laser melting of NiTi and its effects on in vitro mesenchymal stem cell 55 responses In: Laser Surface Engineering: Processes and Applications, Elsevier Ltd, 2014. 56 Казанцева ЛП ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА [123]-МОНОКРИСТАЛЛОВ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Ni-Fe-Ga-Co, 2014. Basu Ritwik et al JOURNAL OF ALLOYS AND COMPOUNDS 645: 213-222 (2015) 57 MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS Shahmir Hamed et al 58 PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 629: 16-22 (2015) 59 Ha Jung-Hong et al SCANNING 37: 172-178 (2015) 60 Chan C W et al LASERS IN ENGINEERING 30: 247-265 (2015) Chumlyakov Yu I et al RUSSIAN PHYSICS JOURNAL 58: 889-897 (2015) 61 62 Shahmir Hamed et al MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 626: 203-206 (2015) Tagiltsev AI et al Stress-Induced Thermoelastic Martensitic Transformations and Functional 63 Properties in [011]-oriented NiTiHfPd Single Crystals In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2015. 64 Kireeva I V et al TECHNICAL PHYSICS LETTERS 41: 284-287 (2015)

[6]	<u>Mertinger V</u> , Wurzel D, Hornbogen E								
	Microstructural effect on pseudoelastic behaviour of binary Ni-Ti alloys								
	JOURNAL DE PHYSIQUE IV 11: pp. 107-112. (2001)								
	IF: 0.401, Q3								
	Független idéző: 1 Összesen: 1								
	Kockar B et al ACTA MATERIALIA 56: 3630-3646 (2008)								
[7]	Nagy Erzséhet Mertinger Valéria Tranta Ferenc, Sólvom Jenő								
[,]	Az alakítási textúra hatása a saválló acélokban véghement fázisátalakulásokra								
	In: Doktoranduszok Fóruma, Konferencja helve ideje Miskolc, Magyarország, 2001 10.06 Miskolci								
	Fgyetem Innovációs és Technológia Transzfer Centrum nn. 34-39								
[0]									
[8]	Erzsebet Nagy, <u>Valéria Mertinger</u> , Ferenc Tranta, Jenő Sólyom								
	Mechanikai igénybevétel hatására bekövetkező átalakulás Ko36-os acelban In: Tóth T (szerk.) XX. Hőkezelő és anyagtudomány a gépgyártásban országos konferencia: Eloadások. Konferencia helye,								
	ideje: Kecskemet, Magyarország, 2002.10.16-2002.10.18. Dunaújváros: Dunaújvárosi Főiskola (DF), pp.								
	160-166.								
[9]	Nagy E, <u>Mertinger V</u> , Tranta F, Solyom J								
	Deforming texture effect on phase transformation in stainless steels								
	MATERIALS SCIENCE FORUM 414-4: pp. 281-287. (2003)								
	IF: 0.602, Q2								
	Független idéző: 5 Függő idéző: 3 Összesen: 8								
	1 Sauerhammer B et al Surface conditioning of high manganese content model alloys In:								
	INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCED HIGH STRENGTH SHEET STEELS FOR AUTOMOTIVE								
	APPLICATIONS - PROCEEDINGS, 2004.								
	2 Sauerhammer B et al Surface conditioning of high manganese content model alloys In:								
	International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications,								
	Association for Iron & Steel Technology, 2004.								
	3 Lichtenfeld JA et al METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL								
	METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE 37: 147-161 (2006)								
	4 Dobranszky J MATERIALS SCIENCE FORUM 589: 13-18 (2008)								
	5 Gupta Satyapriya et al STEEL RESEARCH INTERNATIONAL 85: 793-802 (2014)								
[10]	Benke Márton, Nagy Erzsébet, <u>Mertinger Valéria</u> , Humbeeck J van								
	Öregítő hőkezelés hatásának vizsgálata rézalapú alakemlékező ötvözeteknél								
	In: Tóth T (szerk.)XXI. Országos Hőkezelő és Anyagtudomány a Gépgyártásban Országos Konferencia =								
	21st Heat Treatment and Materials Science for Mechanical Engineering National Conference with foreign								
	participants: előadások. 223 p. Konferencia helye, ideje: Dunaújváros, Magyarország, 2004.10.13-								
	2004.10.15. Dunaújváros: Dunaújvárosi Főiskola (DF), 2004. pp. 175-181.(ISBN: <u>963-86533-2-9</u>)								
[11]	Benke Márton, Humbeeck J van, <u>Mertinger Valéria</u> , Nagy Erzsébet								
	Investigation of Ageing Effect on Cu-base SMA								
	In: LEHOCZKY L, KALMÁR L (szerk.)microCAD 2004, C szekció: International Scientific Conference.								
	Konferencia helye, ideje: Miskolc, Magyarország, 2004.03.18-2004.03.19. Miskolc: Miskolci Egyetem								
	Innovációs és Technológia Transzfer Centrum, 2004. pp. C1-C6.Anyagtudomány(ISBN: <u>963-661-611-6</u>)								
[12]	Nagy E. Mertinger V. Tranta F. Sólvom J								
	Deformation induced martensitic transformation in stainless steels								
	MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND								
	PROCESSING 378: pp. 308-313. (2004)								
	IF: 1.445, D1, Q1								
	Független idéző: 92 Függő idéző: 1 Összesen: 95								

1 Martin DS et al MATERIALS SCIENCE FORUM 500-501: 339-346 (2005) 2 Gey N et al METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE 36: 3291-3299 (2005) Lecce M et al Research Report Collection 844: 1-118 (2005) 3 4 Petit B et al MATERIALS SCIENCE FORUM 495-497: 405-410 (2005) 5 Lecce M et al JOURNAL OF THE STRUCTURAL ENGINEERING 132: 497-504 (2006) 6 Mitra A et al Effect of plastic deformation on the magnetic properties 304 stainless steel during tensile loading In: ECNDT 2006 - We.4.2.4, 2006. 7 R Kandrotaité-Janutiené et al MATERIALS SCIENCE 12: 101-105 (2006) 8 Sort J et al ADVANCED MATERIALS 18: 1717 (2006) 9 Sort J et al APPLIED PHYSICS LETTERS 89: 032509 (2006) 10 Luksza J et al JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY 177: 555-560 (2006) 11 Wang SH et al METALS AND MATERIALS INTERNATIONAL 14: 275-283 (2007) Liu W et al JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE & TECHNOLOGY 23: 319-322 (2007) 12 Wu CC et al SCRIPTA MATERIALIA 56: 717-720 (2007) 13 Biswas S et al INTERNATIONAL JOURNAL OF FATIGUE 29: 786-791 (2007) 14 15 Baptista Antunes Augusto Eduardo et al REM-REVISTA ESCOLA DE MINAS 60: 141-147 (2007) Bracke L et al SCRIPTA MATERIALIA 57: 385-388 (2007) 16 이광희 et al 한국동력기계공학회지 11:86-91 (2007) 17 18 Kim B et al WELDING IN THE WORLD 52: 131-136 (2008) 19 Ratuszek W et al ARCHIVES OF METALLURGY AND MATERIALS 53: 167-174 (2008) 20 Karimi MB et al JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY 203: 349-354 (2008) España Claudia et al Tecnura 12: 24-31 (2008) 21 22 Janutiene R Kandrotaite et al MECHANIKA 1: 77-80 (2008) W Orgowicz et al ARCHIVES OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING 32: 37-40 (2008) 23 24 Radiguet B et al JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 43: 7338-7343 (2008) Manjanna J et al JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 43: 2659-2665 (2008) 25 Poulon-Quintin A et al 26 Ceramic Transactions 201: 515-522 (2008) M R D Carneiro et al Using machine learning algorithms to estimate the martensite start 27 temperature In: 7th Brazilian Conference on dinamics controll and applications, 2008. 이광희 et al 한국동력기계공학회지 12: 47-52 (2008) 28 Gusev M N et al A new deformation mode observed in austenitic low-nickel stainless steels 29 irradiated to high neutron exposure at 310-432°c In: 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Water Reactors 2009, &, 2009. 30 Gusev M N et al JOURNAL OF NUCLEAR MATERIALS 386-88: 273-276 (2009) 31 Menendez E et al JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH 24: 565-573 (2009) MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS 32 da Rocha MR et al PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 517: 281-285 (2009) 33 Das A et al INTERNATIONAL JOURNAL OF PLASTICITY 25: 2222-2247 (2009) ISIJ INTERNATIONAL 49: 293-301 (2009) 34 Poulon-Quintin A et al 35 Huang WK et al ACTA METALLURGICA SINICA 45: 275-279 (2009) De Abreu HFG et al MATERIALS RESEARCH-REVISTA IBERIO-AMERICANA DE MATERIALS 12: 36 291-297 (2009) Zickler GA et al INTERNATIONAL JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH 100: 1566-1573 (2009) 38 Gusev M N et al Journal of ASTM International 6: & Paper &. (2009) 39 40 黄文克 et al 金属学报 45: 275-279 (2009) 岳增武 et al 41 热力发电 38: 33-35 (2009) 42 Kain V et al Effect of residual stress and strain generated during manufacturing process on the stress corrosion cracking susceptibility of austenitic stainless steel In: Corrosion Conference and Expo

```
2010. Proceedings of a meeting held 14-18 March 2010, San Antonio, Texas, USA, NACE - International
Corrosion Conference Series, 2010.
43
       Andrade-Campos A et al STRAIN 46: 283-297 (2010)
44
                       JOURNAL OF ENGINEERING MATERIALS AND TECHNOLOGY-TRANSACTIONS OF
       Colin J et al
THE ASME 132: Paper 021008. (2010)
                       Fatigue damage of AISI 304 LN stainless steel: Role of mean stress In: 10th
45
       Ray KK et al
International Fatigue Congress, FATIGUE 2010, 2010.
                       MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS
46
       Dutta K et al
PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 527: 7571-7579 (2010)
47
       Gusev M N et al JOURNAL OF NUCLEAR MATERIALS 403: 121-125 (2010)
                              INTERNATIONAL JOURNAL OF PLASTICITY 26: 1576-1590 (2010)
48
       Lindgren L -E et al
49
       Das A et al
                       MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY 27: 366-370 (2011)
50
       MAKSIMKIN OP et al
                              ANOMALOUSLY LARGE DEFORMATION OF 12CR18NI10TI AUSTENITIC
STEEL IRRADIATED TO 55 DPA AT 310°C IN THE BN-350 REACTOR In: IAEA Technical Meeting (TM -34779),
2011.
       Li HM et al
                       JOURNAL OF APPLIED PHYSICS 110: Paper 114907. (2011)
51
52
       Colin J et al
                       JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 46: 145-154 (2011)
                       MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS
53
       Das A et al
PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 529: 9-20 (2011)
                      JOURNAL OF ALLOYS AND COMPOUNDS 509: 8337-8344 (2011)
54
       Liu T -Y et al
55
       Lu F et al
                       Journal of Materials Science and Technology 27: 257-265 (2011)
                       MATERIALS & DESIGN 32: 3823-3831 (2011)
56
       Ghosh S et al
57
       Fernandez-Ludena M DYNA-BILBAO 86: 413-417 (2011)
                              MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY 27: 1627-1631 (2011)
58
       de Abreu HFG et al
59
       Abreu H et al SOLID STATE PHENOMENA 172-174: 55-60 (2011)
60
       杨平 et al
                      电子显微学报 30: 285-293 (2011)
       Yang P et al
                      MATERIALS SCIENCE FORUM 706-709: 2668-2673 (2012)
61
                              REVIEWS ON ADVANCED MATERIALS SCIENCE 31: 47-53 (2012)
62
       Litovchenko IY et al
       Liu KP et al
                       JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 21: 1772-1776
63
(2012)
                              Mechanical and structural behaviour of austenitic steels under heavy
64
       Rumiński Maciej et al
plastic deformation In: Steel Research International, special edition: Proc. 14th International Conference
METAL FORMING, 2012.
65
       Cheng WC et al METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY
AND MATERIALS SCIENCE 43: 1826-1833 (2012)
66
       Yang P et al
                       STEEL RESEARCH INTERNATIONAL 83: 368-373 (2012)
       Isakov Matti
                       Strain rate history effects in a metastable austenitic stainless steel, Tampere
67
Univer sity of Technology, 2012.
68
       Roskosz M et al Przegląd Spawalnictwa 85: 130-135 (2013)
69
       Ray KK et al
                      ADVANCED MATERIALS RESEARCH 794: 415-428 (2013)
70
                       ACTA METALLURGICA SINICA 49: 775-782 (2013)
       Xu Y et al
71
       Pardal JM et al Case Studies in Engineering Failure Analysis 1: 171-178 (2013)
72
       Rafaja D et al
                       THIN SOLID FILMS 530: 105-112 (2013)
73
       Zhao L Van Dijk N H Lefering A J E Siestsma J
                                                      JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 48: 1474-
1479 (2013)
74
                       MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS
       Roy H et al
PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 561: 88-99 (2013)
75
                              MATERIALS & DESIGN 50: 392-398 (2013)
       Ravi Kumar B et al
       Meng L et al TRANSACTIONS OF MATERIALS AND HEAT TREATMENT = CAILIAO RECHULI
76
```

	XUEBAO 35: 138-141 (2014)								
	77	Lv Jinlong et al	al MATERIALS SCIENCE & ENGINEERING C-MATERIALS FOR BIOLOGICAL						
	APPLICA	APPLICATIONS 34: 484-490 (2014)							
	78	ALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS							
	PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 597: 37-45 (2014)								
	79 KALETA Jerzy et al MAGNETYCZNA METODA BADANIA PRZEMIANY MARTENZ								
	INDUKOWANEJ CYKLICZNYM ODKSZTAŁCENIEM PLASTYCZNYM W PRÓBKACH MASYWNYCH ZE STAL 304, 2014.								
	80	Chen HT et al	1 105: 33-38 (2014)						
	81	Behjati P et al	MATERIA	ALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS					
	PROPER	TIES MICROSTRU		ID PROCESSING 618: 16-21 (2014)					
	82	NICCIINTOCK David	JOURNAL OF NUCLEAR MATERIALS 450: 130-140 (2014)						
	x3 Geijselaers Bert et al Computer Methods in Materials Science 15: 13-22 (2015) 24 Ceijselaers II I Metiol MATERIALS SCIENCE AND ENCINEERING A STRUCTURAL								
	54 Geijseigers mit ivi et al IVIATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MA								
	85	I OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 24: 4219-4223							
	(2015)	(2015)							
	86 Kowalska J et al ARCHIVES OF METALLURGY AND MATERIALS 60: 1789-1794 (2015)								
	67 Guo Yanjun et al INTERNATIONAL JOURNAL OF ELECTROCHEMICAL SCIENCE 11: 4812-4827								
	(2016)								
	88 Gauss C et al Materials Science and Engineering A 651: 507-516 (2016)								
	89 Karthik D et al JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE &: 1-9 Paper DC								
	10.1007	/s11665-016-215	8-5. (2016	5)					
	90	Dey R et al INTERNATIONAL JOURNAL OF FATIGUE 90: 148-157 (2016)							
	91	Karthik D et al	SURFACE	AND COATINGS TECHNOLOGY 271: 161-171 (2016)					
	92	De Bellefon GM	et al	JOURNAL OF NUCLEAR MATERIALS 475: 168-191 (2016)					
[13]	Benke N	lárton, <u>Mertinge</u>	<u>r Valéria</u> , I	Nagy Erzsébet, Humbeeck J van					
	Az öregedés hatása martenzites átalakulásokra rézalapú alakemlékező ötvözetben								
	In: Bitay Enikő (szerk.)Fiatal Műszakiak Tudományos Ülésszaka X.: Nemzetközi Tudományos Konferencia.								
	396 p. K	onferencia helye,	ideje: Ko	lozsvar, Romania, 2005.03.18-2005.03.19. Kolozsvar: Erdelyi Muzeum-					
[4 4]	Egyesule	et (EIVIE), 2005. p). 85-88.(I	Muszaki Tudomanyos Fuzelek - FWTO; X.)(ISBN: $\frac{973-8231-44-2}{2}$)					
[14]	Benke Marton, <u>Mertinger Valéria</u> , Nagy Erzsébet, Humbeeck J van								
	Investige	czky László. Kalm	ástit man ár László (szerk (microCAD 2005 International Scientific Conference, Konferencia					
	helve id	nii. Lehouzky Laszio, Kalinai Laszio (szerk.)microcad 2005 milemational Scientific Conference. Konferencia							
	Technol	ógia Transzfer Ce	ntrum. 20	105. pp. 1-6. (ISBN: 963-661-646-9: 963 661 653 1)					
[15]		Mertinger V Trar	nta E. Solv	om l					
[10]	Investig	ation of Thermon	nechanica	l Treated Austenitic Stainless Steel					
	MATERI	ALS SCIENCE FOR	CE FORUM 473-474: pp. 237-242. (2005)						
	IF: 0.399. Q2								
	Függetle	en idéző: 1 Függő	idéző: 1	Összesen: 2					
	1	Zickler GA et al	INTERNA	TIONAL JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH 100: 1566-1573 (2009)					
[16]	Benke N	1, Nagy E, <u>Mertin</u>	<u>ger V</u> , van	Humbeeck J					
	Investigation of Ageing Phenomena in CuAlNi Based Shape Memory Alloys								
	MATERIALS SCIENCE FORUM 537-538: pp. 129-136. (2007)								
[17]	Nagy Erzsébet, <u>Mertinger Valéria</u>								
-	Alakvált	akváltozás indukálta martenzites átalakulás ausztenites Cr-Ni acélokban							
	MISKOL	MISKOLCI EGYETEM KÖZLEMÉNYEI. 2. SOROZAT ANYAGMÉRNÖKI TUDOMÁNYOK 33:(2) pp. 5-17.							

(2007)(ISBN 1588-3981)

[18] Benke M, Tranta F, Barkóczy P, Mertinger V, Daróczi L

Effects of heat flux features on the differential scanning calorimetry curve of a thermoelastic martensitic transformation

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 481: pp. 522-525. (2008)

IF: 1.806, D1, Q1

Független idéző: 10 Függő idéző: 2 Összesen: 12

Pelegrina JL et al MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS 1 PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 527: 2437-2440 (2010)

- 2 Frenzel J George EP Dlouhy A et al ACTA MATERIALIA 58: 3444-3458 (2010)
- 3 Auguet C et al INTERNATIONAL REVIEW OF MECHANICAL ENGINEERING 5: 226-234 (2011)
- Δ Lohan NM et al INTERNATIONAL JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH 102: 1345-1351 (2011)

Olbricht J et al METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY 5 AND MATERIALS SCIENCE 42A: 2556-2574 (2011)

Bujoreanu L G et al JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 20: 468-6 475 (2011)

7 Kato H et al JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 47: 1399-1410 (2012)

8 Plavanescu S et al ADVANCED MATERIALS RESEARCH 837: 718-723 (2014)

9 Lohan Nicoleta-Monica et al INTERNATIONAL JOURNAL OF MINERALS METALLURGY AND MATERIALS 21: 1109-1114 (2014)

Lanba Asheesh et al METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL 10 METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE &: 1-9 (2014)

[19] Benke M, Mertinger V, Daróczi L

Alakemlékező ötvözet hőkezelésekor bekövetkező változások

In: Tóth T (szerk.)XXIII. Hőkezelő és Anyagtudomány a Gépgyártásban Országos Konferencia és Szakkiállítás. 273 p. Konferencia helye, ideje: Balatonfüred, Magyarország, 2008.10.01-2008.10.03. Dunaújváros, Gépipari Tudományos Egyesület, Hőkezelő Szakosztály, 2008. pp. 71-75. (ISBN: 963-86533-2-9)

[20] Mertinger V, Nagy E, Tranta F, Sólyom J

Strain induced martensitic transformation in textured austenitic stainless steels

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 481-482: pp. 718-722. (2008)

IF: 1.806, D1, Q1

1

Független idéző: 32 Összesen: 32

DO AÇO DEFORMAÇÃO NAS PROPRIEDADES REM-REVISTA ESCOLA DE MINAS 60: 1-7 (2008)

Hakim Hoepffner Influencia de la transformación martensítica en la vida a fatiga de los aceros 2 inoxidables austenitícos metaestables, 2008.

3 Zickler GA et al INTERNATIONAL JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH 100: 1566-1573 (2009)

4 Haušild P et al MATERIALS & DESIGN 31: 1821-1827 (2010)

- 5 陈波 et al Cailiao Yanjiu Xuebao/Chinese Journal of Materials Research 24: 278-282 (2010)
- 6 Das A et al MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY 27: 366-370 (2011)

7 Zapata A et al Anales de la Mecánica de Fractura 28: 329-334 (2011)

8 Das A et al MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 529: 9-20 (2011)

Rodriguez-Martinez JA et al MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL 9

MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 528: 5974-5982 (2011)

10 J Olbricht et al METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY

AND MATERIALS SCIENCE 42/A: 2556-2574 (2011) Momeni A et al JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE & TECHNOLOGY 27: 338-343 (2011) 11 12 INTERNATIONAL JOURNAL OF PLASTICITY 29: 77-101 (2012) Zaera R et al Du Toit M et al JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 21: 1491-1495 13 (2012) Hanjie Xuebao / Transactions of the China Welding Institution 33: 89-92 (2012) 14 Yang J et al 15 Martensitic transformation during fatigue testing of an AISI 301LN stainless Mateo A et al steelMartensitic transformation during fatigue testing of an AISI 301LN stainless steel In: 6th EEIGM International Conference on Advanced Materials Research, AMR 2011, IOP Publishing Ltd, 2012. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY 16 Sudha C et al AND MATERIALS SCIENCE 43A: 3596-3607 (2012) MATERIALS SCIENCE FORUM 702-703: 959-962 (2012) 17 Ohtani S et al Han Gang et al Deformations and Damage Evolution of Austenitic Steel AISI304 with 18 Martensite Phase Transformation In: ICF13, 2013. Rodríguez-Martínez J A Rusinek A Pesci R Zaera R INTERNATIONAL JOURNAL OF SOLIDS AND 19 STRUCTURES 50: 339-351 (2013) 20 Makhlouf Kamel et al MATERIALS & DESIGN 52: 1088-1098 (2013) Hilkhuijsen P et al MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS 21 PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 573: 100-105 (2013) JOURNAL OF ALLOYS AND COMPOUNDS 577: S609-S613 (2013) 22 Hilkhuijsen P et al 23 Hilkhuijsen Peter The influence of texture on phase transformation in metastable austenitic stainless steel, University of Twente, 2013. 24 Gussev M N et al MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 588: 299-307 (2013) 25 Cai Zhihui et al JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 23: 1131-1137 (2014) Miura Kodai et al JOURNAL OF THE JAPAN INSTITUTE OF METALS 78: 375-380 (2014) 26 MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS 27 Cai Z H et al PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 595: 86-91 (2014) 28 Cai ZH et al SCRIPTA MATERIALIA 71: 5-8 (2014) Wu Zeng et al PROCEDIA ENGINEERING 99: 1323-1329 (2015) 29 MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS 30 Li Z C et al PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 639: 559-566 (2015) JOURNAL OF ALLOYS AND COMPOUNDS 652: 459-469 (2015) 31 Basu R et al Al-Fadhalah Khaled J JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 24: 1697-32 1709 (2015) [21] M Benke, V Mertinger, L Daróczi High-Temperature Transformation Processes in Cu-13.4AI-5Ni Shape Memory Alloy Single Crystals JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 18:(5-6) pp. 496-499. (2009) IF: 0.592, Q2 Független idéző: 4 Függő idéző: 2 Összesen: 6 1 Balo S N et al THERMOCHIMICA ACTA 536: 1-5 (2012)

2 Cimpoesul et al JOURNAL OF OPTOELECTRONICS AND ADVANCED MATERIALS 15: 1392-1398 (2013)

3 Cimpoeşu N et al APPLIED MECHANICS AND MATERIALS 371: 368-372 (2013)

4 Suru Marius-Gabriel et al JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 25: 1562-1569 (2016)

[22] M Benke, <u>V Mertinger</u>, L Daróczi

Investigations of Solid Phase Processes in CuAlNi Base Shape Memory Alloys In: ESOMAT, The 8th European Symposium on Martensitic Transformations. Konferencia helye, ideje: Prague, Csehszlovákia, 2009.09.07-2009.09.11. EDP Sciences, pp. p.1-p.8. Független idéző: 2 Összesen: 2 Lai Yao-Jen et al INFORMATION TECHNOLOGY JOURNAL 9: 1665-1670 Paper 8. (2010) 1 Lai Yao-Ren et al JOURNAL OF INTERDISCIPLINARY MATHEMATICS 13: 637-647 (2010) 2 [23] Benke M, Mertinger V, Tranta F, Barkóczy P, Daróczi L Supplement on "Effects of heat-flux features on the differential scanning calorimetry curve of a thermoelastic martensitic transformation" MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 527:(9) pp. 2441-2443. (2010) IF: 2.090, D1, Q1 Független idéző: 1 Függő idéző: 2 Összesen: 3 JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 47: 1399-1410 (2012) Kato H et al 1 [24] V Mertinger, M Benke, Sz Szabó, O Bánhidi, B Bolló, Á Kovács Examination of a failure detected in the convection zone of a cracking furnace ENGINEERING FAILURE ANALYSIS 18: pp. 1675-1682. (2011) IF: 0.765, Q1 Független idéző: 2 Függő idéző: 1 Összesen: 3 1 Song RK et al ADVANCED MATERIALS RESEARCH 834-836: 390-400 (2013) 2 Hu G et al CHEMICAL ENGINEERING JOURNAL 286: 436-446 (2016) [25] Benke Márton, Mertinger Valéria CuAlNiMn és CuAlNiMnFe alakemlékező ötvözetek bainites átalakulásának vizsgálata ANYAGOK VILÁGA X:(1) p. &. 7 p. (2012) [26] M Benke, V Mertinger, P Pekker Investigation of the bainitic reaction in CuAlNiMnFe shape memory alloy JOURNAL OF MINING AND METALLURGY SECTION B-METALLURGY 49 (1):(B) pp. 43-47. (2013) IF: 1.14, Q2 Független idéző: 1 Függő idéző: 2 Összesen: 3 Simsic Zdenka Stanojevic et al JOURNAL OF THERMAL ANALYSIS AND CALORIMETRY 120: 1 149-155 (2015) [27] Benke Márton, Mertinger Valéria BAINITES ÁTALAKULÁS CUALNI ÖTVÖZETEKEBEN MISKOLCI EGYETEM KÖZLEMÉNYEI: ANYAGMÉRNÖKI TUDOMÁNYOK 38:(1) pp. 19-28. (2013) [28] Erzsébet Nagy, Valéria Mertinger, Márton Benke, Ferenc Tranta TWIP effect in FeMnCr alloys In: & (szerk.)microCAD 2013, D: Alkalmazott anyagtudomány és -technológiák: XXVII. MicroCAD International Scientific Conference D: Applied Materials Science and Technologies. Konferencia helye, ideje: Miskolc-Egyetemváros, Magyarország, 2013.03.21-2013.03.22. Miskolc: Miskolci Egyetem, 2013. pp. D9-1-D9-6.(ISBN:978-963-358-018-9) [29] Márton Benke, Valéria Mertinger, Ferenc Tranta In situ optical microscope examinations of the $\varepsilon \leftrightarrow \gamma$ transformations in FeMn(Cr) austenitic steels during thermal cycling MATERIALS SCIENCE FORUM 738-739: pp. 257-261. (2013) Q3 Független idéző: 2 Függő idéző: 4 Összesen: 6 Paraschiv A-L et al JOURNAL OF OPTOELECTRONICS AND ADVANCED MATERIALS 15: 781-1 784 (2013)

Huang Q et al METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY 2 AND MATERIALS SCIENCE 47: 1947-1959 (2016) [30] Marton Benke, Valéria Mertinger, Péter Barkóczy Investigation of the Kinetic of a Bainitic Reaction upon Heating in a CuAlNiMn and a CuAlNiMnFe Shape Memory Alloy MATERIALS SCIENCE FORUM 752: pp. 4-9. (2013) Q3 Függő idéző: 1 Összesen: 1 [31] Mertinger V, Benke M, Kiss G, Réti F Degradation of a corrosion and heat resistant steel pipe ENGINEERING FAILURE ANALYSIS 29: pp. 38-44. (2013) IF: 1.13, Q1 Független idéző: 2 Összesen: 2 Cr35-Ni45 炉管服役过程中的结焦机理和组织特征, 2014. 宋若康 et al 1 Song R-K et al TRANSACTIONS OF MATERIALS AND HEAT TREATMENT = CAILIAO RECHULI 2 XUEBAO 35: 85-90 (2014) [32] Nagy Erzsébet, Mertinger Valéria, Benke Márton, Tranta Ferenc Fe-Mn-Cr acélok vizsgálata BÁNYÁSZATI KOHÁSZATI LAPOK-KOHÁSZAT 146:(2) pp. 42-45. (2013) [33] Benke M, Mertinger V In Situ Optical Microscope Study of the Thermally Induced Displacive Transformations in Cualni-Based Shape-Memory Alloys JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 23: pp. 2333-2338. (2014) Csehország: 2013.05.21 -2013.05.25. IF: 0.98, Q2 Független idéző: 1 Összesen: 1 Motomura Shunichi et al MICROSCOPY 65: 159-168 (2015) 1 [34] Mertinger V, Benke M, Nagy E, Pataki T Reversible Characteristics and Cycling Effects of the $\varepsilon \leftrightarrow \gamma$ Martensitic Transformations in Fe-Mn-Cr Twip/Trip Steels JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 23: pp. 2347-2350. (2014) IF: 0.98, Q2 Prága, Csehország: 2013.05.21 - 2013.05.25. [35] Nagy Erzsébet, Mertinger Valéria, Benke Mártom, Tranta Ferenc martenzites átalakulás vizsgálata FeMnCr TWIP acélokban In: Kékesi Tamás (szerk.)microCAD 2014, B1 section, Applied Materials Science and Nanotechnologies: XXVIII.. Konferencia helye, ideje: Miskolc, Magyarország, 2014.04.10-2014.04.11. Miskolc: University of Miskolc, 2014. pp. B1-6-1-B1-6-8.(ISBN:978-963-358-051-6) [36] Marton Benke, Valeria Mertinger In situ Optical Microscopic Examination Techniques of Thermally Induced Displacive Transformations MATERIALS SCIENCE FORUM 812: pp. 279-284. (2015) Materials Science, Testing and Informatics VII. Balatonkenese, Magyarország: 2013.10.13 -2013.10.15. (ISBN 978-3-03835-389-8) [37] Mertinger V, Benke M, Nagy E Effect of Cr Content on the TWIP Behavior in Fe-Mn-Cr Steels MATERIALS TODAY: PROCEEDINGS 2:(Supplement 3) pp. S673-S676. (2015)

[38] Nagy Erzsébet, Benke Márton, Kovács Árpád, Mertinger Valéria

MARTENZITES ÁTALAKULÁSOK ORIENTÁCIÓS VISZONYAI FEMNCR ACÉLOKBAN In: Szabó Péter János (szerk.) X. Országos Anyagtudományi, Anyagvizsgálati és Anyaginformatikai Konferencia és Kiállítás. Konferencia helye, ideje: Balatonalmádi, Magyarország, 2015.10.11-2015.10.13. Balatonalmádi: Diamond Congress Kft., 2015. p. 130.(ISBN:<u>978-615-5270-20-8</u>)

- [39] <u>Valeria Mertinger</u>, Erzsebet Nagy, Marton Benke, Ferenc Tranta Characteristics of Martensitic Transformations Induced by Uni-axial Tensile Tests in a FeMnCr Steel MATERIALS SCIENCE FORUM 812: pp. 161-166. (2015)Materials Science, Testing and Informatics VII. Balatonkenese, Magyarország: 2013.10.13 -2013.10.15. (ISBN <u>978-3-03835-389-8</u>)
- [40] <u>Mertinger Valéria</u>, Sólyom Jenő, Benke Márton
 MONOCAP OPTIKA ALKALMAZÁSA RÖNTGENDIFFRAKCIÓS VIZSGÁLATOKNÁL
 ANYAGVIZSGÁLÓK LAPJA 2012:(1) pp. 60-64. (2012)

97