

VÁLASZ
DR. ZSOLDOS IBOLYA

MERTINGER VALÉRIA „TERMOMECHANIKUS KEZELÉS HATÁSA ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETBEN ÉS
AUSZTENITES

ACÉLBAN VÉGBEMENŐ MARTENZITES ÁTALAKULÁSRA” CÍMŰ ÉRTEKEZÉSÉRŐL ÍRT

OPPONENSI BÍRÁLATÁRA

Tisztelettel köszönöm Bíráló gondos munkáját, észrevételeit. A bírálóban megfogalmazott az egyes fejezetekhez kötött megjegyzésekre, kérdésekre (M-K), azok sorrendjében reflektálok (R).

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

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

3. fejezet: Ni-Ti ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZET

3-M-K1: „Mondjon példát Ni-Ti ötvözetek szuperelasztikus viselkedésének alkalmazására, alkalmazási lehetőségekre.”

3-R1: A Ni-Ti ötvözetek még ma is a leggyakrabban használt alakmemória ötvözetek, különösen az orvosi alkalmazások területén elterjedtek. A szuperelasztikus viselkedést implantátumoknál, ortopéd korrekcióknál, például tipikusan fogszabályzóknál használják ki, mindkét fiam fogszabályzója is ilyen ötvözetből készült. Gyakran alkalmazzák endoszkóp, laparoszkóp vagy katéter vezetékeknek, kihasználva a nagy szilárdságot és az extrém flexibilitást. Sztenteknek is alkalmazzák lézerkönnyített cső formájában, különösen a nagy szilárdságot igénylő helyeken. A rezgéscsillapítás szintén egy kiemelt alkalmazási terület.

3-M-K2: „A 2. táblázatban a teljesség kedvéért célszerű lett volna feltüntetni a referenciaként használt 54,5% Ni-tartalmú ötvözet kémiai összetételét is. Később derül ki, hogy ez a referencia, az olvasó keresi a 3. összetétel megadását..”

3-R2: A referencia ötvözetnek szerepe az 1. tézis megfogalmazásában van a kiválások szerepének értelmezésében. Az ötvözet Ni, Ti-tól eltérő alkotóira-szennyezőire vonatkozott összmenyiség nem haladja meg a 0.2 %-ot.

3-M-K3: „Milyen átalakulási hőmérsékletek vannak feltüntetve a 7-8 ábrákon? AF vagy AS, illetve MF vagy MS?”

3-R3: A 8. ábrán az aláírásának megfelelően csúcshőmérsékletek vannak feltüntetve. Annak ellenére, hogy a görbe csúcshőmérsékletéhez nem köthető konkrét fémtani folyamat, viszont a szakterületen bevett gyakorlat, hogy a könnyebb meghatározás érdekében ezt az adatot határozzuk meg és adjuk meg bizonyos esetekben.

3M-K4: „Jó lett volna röviden jellemezni az átmeneti martenzit (R) fázist: szerkezet, tulajdonság, szerepe az alakemlékező és a szuperelasztikus viselkedésben. Ezek nem közismert dolgok a szakirodalomban.”

3-R4: A Ni-Ti ötvözetekben széles koncentráció tartományban az ausztenit fázis két lépcsőben képes átalakulni hűtés vagy termomechanikus kezelés hatása alatt. A B2 rácsú ausztenit trigonális (egyes esetekben hexagonális módon jellemzett) R fázissá alakul martenzitesen, majd ez a martenzit szintén martenzites átalakulás során monoklin B19' martenzitté alakul. Az R fázis tehát martenzit. Megjelenése egyrészt növelheti az átalakuláshoz tartozó nyúlást másrészt kevésbé jól kezelhetővé teszi az ötvözetet alkalmazás során, hisz így két hőmérsékleten is vált rács szerkezetet. A Ni-Ti ötvözetben a szilárdság növelésére alkalmazott Ni₄Ti₃ kiválások megjelenése kedvezően hat az átmeneti R martenzit kialakulására, ami viszont az átalakulási tulajdonságokat rontja. Megfelelően megválasztott termomechanikus kezeléssel az R fázis megjelenése elkerülhető. [1][2][3]

3-M-K5: „A 12. ábrán 6 db mérési pont van. Az 5. ábrán és a szövegben pedig csak 5 különböző hőmérséklet et említ és mutat. Volt-e feszültség-nyúlás mérés 14-150C között is?”

3-R5: A 11. ábrán a szuperelasztikus tartomány megállapítására szolgáló fel és leterheléses tesztek eredményei vannak összefoglalva. A 12. ábra egyenese pedig a nem lineáris alakváltozásnak megfelelő feszültségértékeket mutatja a hőmérséklet függvényében, a 11. ábra adatain túl a 10. ábra adtát is tartalmazza, ami nem fel- és leterhelésről szól, hanem törésig végzett szakítás, a martenzit szilárdságának, illetve a plató megjelenésének a meghatározására szolgált. Ez a 14.7°C-on meghatározott adat a plusz pont a 12. ábra pontjai között. Természetesen helye van a diagramban akkor is ha nem fel és leterheléses tesztből lett meghatározva.

3M-K6: „A 14. ábrán a diagram különböző szakaszainak, a koherens, szemikoherens tartományok szétválasztásának magyarázatát szövegesen meg kellett volna adni..”

3-R6: A kiválások klasszikus értelemben vett koherenciáját rácsfeloldást biztosító pl. nagyfelbontású elektronmikroszkópiával lehetne megmutatni. Ilyen vizsgálat nem készült. A mátrix és a kiválások közti koherencia illetve annak különböző fokozatai a martenzites átalakulást mutató anyagcsaládoknál összetettebb kapcsolat, hisz például a rácsilleszkedésen

túl a kiválás közvetlen környezetében lévő diszlokáció sűrűség, vagy ikerhatár sűrűség értéke döntő hatással lehet az átalakulás jellegére például a fent említett R fázis megjelenésére is [4]. Ilyen hatásokat a saját mikroszkópi felvételeken is lehet látni pl. 9.d ábra, így ezen hatásokból következtettem a kritikus szemcseméretre.

3M-K7: „Két esetben sikerült számottevően kiszélesíteni a szuperelasztikus viselkedés tartományát nagyobb Ni-tartalom esetén: alacsony hőmérsékletű öregítő hőkezelés (3. sz. minta), valamint magas hőmérsékletű öregítő hőkezelés + drasztikus termomechanikus kezelés (7-8. sz. minták) módszereivel. Ajánlható-e az utóbbi, nagy energiaigényű módszer az előbbi, jóval kisebb energiaigényű módszerrel szemben?”

3-R7: A kezelés ajánlható, ha a felhasználás ezt indokoltá teszi. Bochumi ösztöndíjam ideje alatt volt olyan ötvözetfejlesztés, mely alkatrésznek űrtechnikai alkalmazása során csak egyetlen egyszer kellett kapcsoló funkcióval működni. Ilyen esetekben az előállításra fordított költség gyakorlatilag nem szempont a megfelelő működés biztosításával szemben. Ha tömeggyártásról van szó, akkor természetesen az energia igény döntő tényező lehet.

3M-K8: „A 10-12. ábrákon a 9. sz. minta mérési eredményeit és kiértékelését látjuk. Lehetséges-e, hogy a termoelasztikus viselkedés hőmérséklettartománya a kimutatott 54-640C-nál szélesebb? 540C alatt talán még bőven folytatódhat a 11.d. ábrán látható tendencia (1%-nál kisebb maradó alakváltozás). 540C alatt a következő hőmérséklet 260C. A két érték között még célszerű lett volna felvenni újabb pontot?”

3-R8: Természetesen az 54–26 °C tartományban elvégzett több vizsgálattal pontosítható a határérték. A 64°C-os vizsgálat már nagyobb maradó alakváltozást mutat, mint az 54°C-os minta így valószínűsíthető, hogy a hőmérséklet további növelése növeli a maradó alakváltozás értékét leterhelés után. A pontos szuperelasztikus tartomány meghatározását és definícióját (mekkora maximális maradó alakváltozást tekintünk még szuperelasztikus viselkedésnek), mint nagyon sok esetben, a felhasználás határozza meg. Ha ez egy fogszabályzó, nem probléma akár több százalékos maradó alakváltozás sem, ha ez egy mikrokapcsoló, ott biztosan nem megengedett.

3-M-K9: „Mi lett a kiválásokkal a 7-9 sz. öregített és termomechanikusan kezelt mintákban? Megszűntek, vagy csak nem határozták meg a szemcseméretet (nincs adat a 3. táblázatban)? Röviden jellemezze az erre vonatkozó, a 9.e ábrán látható szövetszerkezetet!”

3-R9: A 7-9 sz. mintákra teljes kiértékelés nem történt, a kiválások természetesen nem szűntek meg, jól láthatók a Bíráló által említett 9.e ábrán (8sz. minta SHT-MF-550°C 60 perc) is. Ami ezen minta szövetszerkezetével kapcsolatosan megfigyelhető, hogy a kiválások legnagyobb mérete kb. 180 nm. Ha összevetjük az azonosan hőkezelt, de martenzites állapotú alakítást nem kapott minta adataival (9.c ábra, SHT-550°C, 60 perc), ahol a kiválások mérete közel 300 nm, azt állapíthatjuk meg, hogy a martenzites alakítással bevitt hibaszerkezet a kiválások csiraképző helyeinek kedvez, ezáltal biztosítva a kiválások finomabb méretét.

3-M-K10: „A 3. táblázatban a mérési eredmények szerint az alapötvözet szemcsemérete (utolsó előtti sor) több nagyságrenddel csökken az öregített és termomechanikusan kezelt (7-9. sz.) mintáknál. Ennek kialakulására és hatására milyen magyarázat adható?”

3-R10: Ennek magyarázata a klasszikus termomechanikus kezelések által is kihasznált szemcsefinomító hatással lehetséges, vagyis a hidegalakításnak az újrakristályosodási szemcseméretre kifejtett hatásával magyarázható. A hidegalakítás az újrakristályosodási folyamatokban megnöveli a csíráképző helyek számát, nem csak a kiválások létrejöttékor (lásd előző kérdés) de az alapszövet újrakristályosodása során is.

3-M-K11: „Az első tézist a legelső mondat kivételével a jelölt új tudományos eredményének tartom. A legelső mondat a Ni-tartalomnak az átalakulási hőmérsékletre vonatkozó hatását mondja ki, amely a Ni-Ti alakemlékező ötvözeteknél már ismert volt.”

3-R11: A 3. fejezet végén lévő összefoglalóban kísérleti eredményeimet összegzem. Az ehhez kapcsolódó tézisem az értekezés 7 fejezet, 81. oldalán:

„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 nikkelen 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.”

4. fejezet: Cu-Al-Ni ALAPÚ ALAKMEMÓRIA ÖTVÖZETEK

4-M-K1: „Az 5. táblázatban 700 °C-os hengerlést ad meg, amíg a szövegben folyamatosan 750 °C-os alakítást említ. Melyik helyes?”

4-R1: Az 5. táblázatban hibásan adtam meg a különböző mértékű alakítások hőmérsékletét, mert az nem 700, hanem 750°C volt. 700°C-on is történt hengerlés, de csak $\varphi=0,40$ mértékben.

4-M-K2: „Az alakítás mértékét a vastagságcsökkenés logaritmus naturáliszával adja meg a diagramokon. A szövegben és az 5. táblázatban pedig 20-tól 80%-os alakítási kísérleteket említ. A logaritmus naturálisszal történő megadás hibásnak tűnik, mivel ha pl. $\ln(d_0/d_1)=0,8$ akkor $d_0/d_1=2,225$ és ez több mint 200%-os alakításnak (vastagságcsökkenésnek) felelne meg.”

4-R2: Természetesen egyetértek Bíráló megjegyzésével. A CuAlNiMnTi ötvözet alakításainak mértéke logaritmikus alakváltozásként van megadva ($\varphi = \ln(d_0/d_1)$).

4-M-K3: „Az átalakulási hőmérsékletek hőstabilitását 5 cikluson keresztül vizsgálja, azt találja, hogy termomechanikus kezelt mintákon az átalakulási hőmérsékletek a ciklusonkénti előrehaladással kismértékben emelkednek. Az alakemlékező Cu-ötvözetek esetén a szakirodalom 5-10000 stabil ciklust garancia. Véleménye szerint ilyen nagy számú ciklushoz milyen mértékű hőstabilitást jósolhatunk a termomechanikus kezeléssel csökkentett átalakulási hőmérséklettel rendelkező ötvözetek esetében?”

4-R3: Általánosan igaz fémekre, hogy a termomechanikusan kezelt minták mindig egyensúlytól távoli állapotban vannak, így hőstabilitásuk gyenge. Az adott fém jóságát mindig

a felhasználási elvárások határozzák meg. Az alakmemória ötvözetek esetében nem mindig elvárás a nagyfokú ciklusállóság. Az ötvözetek fejlesztésénél a szilárdsági jellemzők és leginkább az átalakulási hőmérsékletek a kulcskérdés. Ez utóbbi jól szabályozható termomechanikus kezeléssel, de meg kell említeni, hogy ez a pozitívum a ciklusállóság rovására történik.

4-M-K4: „Jó lett volna a kísérletek leírásánál az 5. táblázatra visszautalni, hogy az egyes vizsgálatok az 5. táblázat mely sorához tartoznak. Így az olvasó könnyebben megérti a rendszert.”

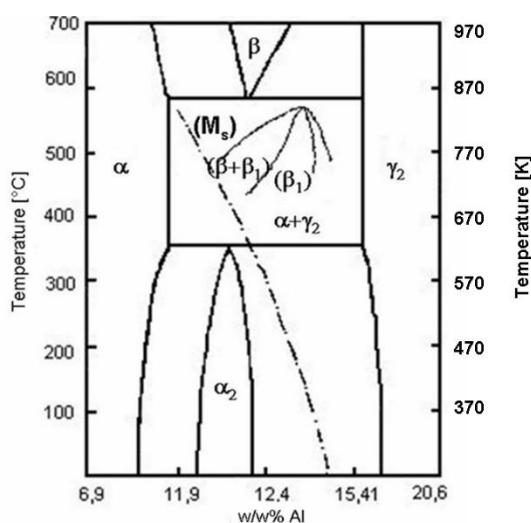
4-R4: Külső szemlélőnek valóban nehéz lehet a nagyszámú mérés áttekintése.

4-M-K5: „A 23. ábrán most „ausform=0,4” és „deform=0,4” jelölések vannak, bizonyára az alakítás mértékére, amit az olvasó ki tud találni, de ez gondot is okozhat a szöveg és az ábrák adatainak a beazonosítása..”

4-R5: Mind az ausform, mind a deform megjelölések az ausztenites állapotú alakításra utalnak.

4-M-K6: „Jó lett volna röviden megmagyarázni az α , β , β_1 szövetelem jelöléseket, mivel az alakemlékező Cu-ötvözetek különösen magyar nyelvű irodalma igen szűkös.”

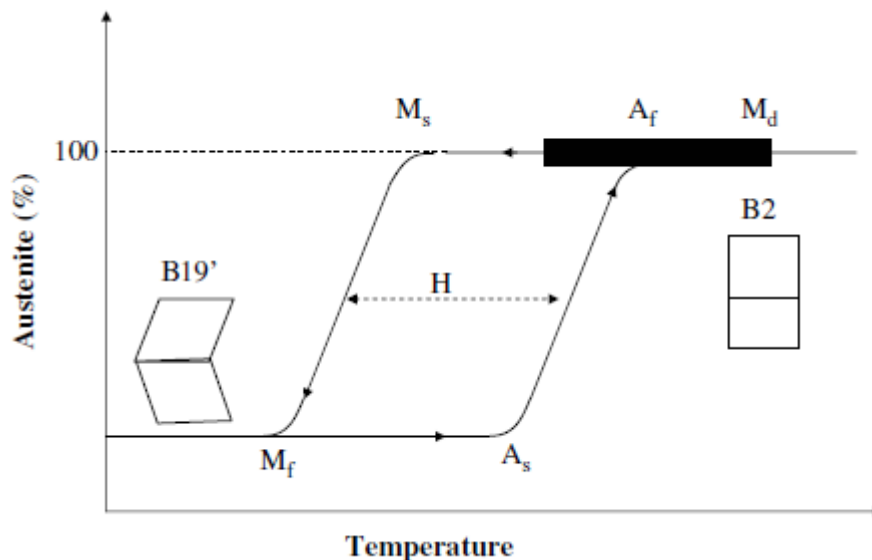
4-R6: Az Al-Cu kétalkotós fázisdiagram részletét mutatja a **1. Ábra**. Pontvonallal az M_s hőmérséklet koncentráció függése is látható. Az egyensúlyi hűlési folyamatok szerint a rendezetlen térközepes kockarácsú β fázis kétlépcsős rendeződésen megy át, először a β_2 ($B2$) majd ebből β_1 (DO_3) rendezett rácsú fázis alakul ki. További hűtés hatására ez a szilárdoldat α (felületen középpontos kocka rácsú) és γ_2 (térben középpontos kocka rácsú) fázisokból álló eutektoiddá alakul. Az ezt követő peritektoidos reakció ritkán megy végbe. Ha a β fázist gyorsan hűtjük le akkor az egyensúlyi folyamatok nem vagy csak részben mennek végbe. Az eutektoidos átalakulás elmaradhat a β_1 stabil maradhat az M_s hőmérsékletig, ahol β_1' (18R) ortorombos illetve összetételtől és mechanikai igénybevételtől függően hexagonális γ_1' (2H) martenzitté alakul.



1. Ábra A Cu-Al fázisdiagram részlete

4-M-K7: „Az első tézishez a „hiszterézis értéke” helyett konkrétan meg kellene nevezni, milyen paraméterek változásáról van szó, átalakulási hőmérsékletekről, vagy hiszterézis hurok területéről. A „hiszterézis értéke” kifejezést definiáljuk pontosan!”

4-R7: Alakmemória ötvözeteknél a hiszterézis értéke az átalakulási hőmérsékletek, (vagy feszültségek) különbsége fűtés és hűtés közben. Definíció szerint az 50%-os térfogathányadhoz kötik [5] (2. **Ábra**), de gyakorlatban sokszor csak az átalakulási hőmérsékletek (A_s , A_f , M_s , M_f) különbségeként adják meg. Az értekezésben én is hőmérséklet különbséget értek alatta.



2. **Ábra** A hiszterézis (H) definíciója alakmemória ötvözeteknél [5]

4-M-K8: „A 2. tézisben 3 ötvözetfajtát rangsorol hőstabilitás szerint, de a 21-22 ábrákon és a szövegben is 2 ötvözetfajtára ismertet eredményeket!”

4-R8: Az értekezésben mérési eredményeket mutatok hőstabilitásról CuAlNi, CuAlNiMnTi, és alakított CuAlNiMnTi ötvözetekről. Valóban csak utalás történik volt PhD hallgatóm Dr. Benke Márton disszertációjában [6] lévő, az Fe ötvöző szerepéről szóló eredményekre, amelyekkel összevetem a disszertációban bemutatott eredményeket. (Itt jegyzem meg, hogy a Fe ötvöző a bénites átalakulás hőmérséklete felett már megakadályozza a martenzites átalakulás végbemenetelét, vagyis ilyen hőmérséklet tartományban a hőstabilitás nem javul, hanem meg is szűnik.)

5. fejezet: AUSZTENITES ACÉLOK

TRIP HATÁST MUTATÓ AUSZTENITES ACÉLOK

5-M-K1: „A bevezetőben a TRIP hatás vizsgálatát 1.4301 (AlSi104) minőségű acélra ígéri, de a tárgyalást mégis AlSi304 mintára mutatja.”

5-R1: Sajnos ez egy elgépelés. AISI104-es jelű acél tudtommal nincs. (Mint ahogy „AISI104” vagy „AISI304” sincs). Az általam vizsgált acél AISI304 vagy a DIN szerinti szabványjele 1.4301, melynek összetételét a 7. táblázat mutatja.

5-M-K2: „-196-160 °C tartományban említ húzóvizsgálatokat, de eredményeket (húzóvizsgálatra) csak -120-20 °C tartományban látunk. Mi van 20 °C felett?”

5-R2: A szobahőmérséklet feletti szakítóvizsgálatok a Freibergi Egyetemen készültek, a minták teljes kiértékelését volt doktorandusz hallgatom Dr. Nagy Erzsébet PhD értekezése [7] tartalmazza. Mivel a saját értekezésem a TRIP és TWIP acélokban különböző fázisok között kialakuló fázisátalakulások és az orientációs viszonyok együttes értelmezéséről szól és azokban a szobahőmérséklet felett szakított mintákban már kevés a martenzit fázis, ezért a textúra vizsgálatokat nem volt értelme elvégezni és bemutatni.

5-M-K3: „Bár az ismertetésből nem lehet konkrétan kivenni a származtatás módját, de azt valószínűsítem, hogy a 32. ábrán a keményedés mértéke a 31. ábra valódi feszültségének a deriváltjából adódik. Ha ez így van, akkor mit jelentenek a 32. ábra görbéin a hullámosságok? A 31. ábra görbéi nagyon simák, nem látok okot a derivált görbéken megjelenő hullámosságra.”

5-R3: A 32. Ábra, mint ahogy az aláírása is mondja, a valódi feszültség görbék differenciája. Sajnos a szakítógörbék (31. ábra) egyáltalán nem simák, nagyon erős PLC hatás van, ami rendkívül problémássá teszi a kiértékelést. A TWIP acélok esetében ez még erőteljesebb probléma volt [8].

5-M-K4: „Miért nem klasszikus TRIP acélon (C, Si ötvözéssel létrehozott részlegesen ausztenites szerkezetű acél, nagy Ni-Cr tartalmú ausztenites acél helyett) vizsgálta a TRIP hatást? A kimutatott eredmények érvényesek lehetnek-e klasszikus TRIP acéloknál is?”

5-R4: Az anyagválasztás Dr. Tranta Ferencnek a Freibergi Egyetemen való együttműködéséhez kötődött. Egyrészt az akkori anyagfejlesztési célok eltértek a mai gyakorlati alkalmazásoktól, másrészt a martenzites átalakulás folyamatainak leírására a szakirodalom is jellemzően nagy Mn tartalmú ausztenites acélokat használ. A TRIP acélok első generációja jellemzően az általunk is használt ausztenites acélok voltak. A Bíráló által említett C-nal, Si-mal gyengén ötvözött ún. „TRIP segítette” acélok ferritet, bénites ferritet, martenzitet, maradék ausztenitet tartalmazó komplex szövetszerkezetűek [9]. Ennek megfelelően ausztenitet csak kis mennyiségben tartalmaznak, alapkutatási vizsgálatokra kevésbé alkalmasak. A kapott eredmények a TRIP segítette acélokra a komplex szövetszerkezet és a kevés ausztenit fázis miatt nehezen értelmezhetők, a Mn acélokra természetesen igen. Az eredmények értelmezésénél mindenképp figyelemmel kell lenni az egyéb ötvözők hatására, nagyon fontos a rétegződési hiba energiára kifejtett hatás például.

5-M-K5: „Önmagából a 33. ábrából nem látom bizonyítottnak, hogy az „ε martenzit maximumos görbéje és az α' martenzit monoton tendenciája bizonyítja az ε→α' átalakulás tényét. Hiszen az α' martenzit monoton csökkenő tendenciát mutat.”

5-R5: Az értekezésben az erre vonatkozó megállapítás a következő módon van:

„Mind a hőmérséklet csökkenésével, mind az 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.”

Vagyis azt állítom, hogy a hőmérséklet csökkenésével az α' monoton nő (33. ábra), ami természetesen azt is jelenti, hogy a hőmérséklet növelésével α' monoton csökken, ahogyan a Bíráló is megállapította. Azt, hogy az ε martenzit mennyisége egy pont után csökken a csökkenő hőmérséklet, vagy növekvő terhelés mellett, csak az $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ átalakulással lehet megmagyarázni.

TWIP HATÁST MUTATÓ AUSZTENITES ACÉLOK (40-65 oldal)

5-M-K6: „A 37. ábrán látható átalakulási hőmérsékleteknél jó lett volna rögzíteni, hogy az ε vagy az α' martenzit kialakulására vonatkoznak. Még ha az olvasó ki is tudja találni (bizonyára ε martenzit), könnyítene a megértésben.”

5-R6: Az értekezésben erre vonatkozóan ezt írom:

„.....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 Cr tartalmú ötvözetek hűtés-fűtés közben meghatározott átalakulási hőmérsékleteit a 9. Táblázat és a 37. Ábra mutatja.”

Mivel az átalakulások 50°C és 150°C közé esnek, és két sorral korábban írom, hogy az α' csak szobahőmérséklet alatt jelenik meg, ezért gondoltam triviálisnak, hogy a táblázat az ε martenzit átalakulási adatait tartalmazza. Másrészt, egy dilatόμεteres, vagy DSC vizsgálat csak az átalakulás tényét, annak fajtáját nem mondja meg, azt csak a röntgendiffrakciósvizsgálatokkal lehet biztosan állítani.

5-M-K7: „Mit lehet mondani a dilatόμεteres és a DSC méréssel megállapított átalakulási hőmérsékletekben adódó számottevő különbségekről? (Az Mf hőmérsékletben van ugrásszerű különbség.) Melyik realisabb?”

5-R7: Mindig nagy dilemma ugyanazon paraméter több módszerrel történő meghatározásakor az eltérések kapcsán történő állásfoglalás. A különbség eredhet az észlelt fizikai jel jellegéből, a detektor és a villamos jelátvitel érzékenységből, a kiértékelés módjából, stb. Az insitu fénymikroszkópos vizsgálatokból láttuk, hogy az M_s hőmérséklet valóban nem ugrásszerű, a folyamat végén már csak igen kis térfogatban történik változás. Ezért én úgy gondolom, a DSC vizsgálatok adnak realisabb eredményt.

5-M-K8: „A választott izotermák az átalakulási hőmérsékletek tartományát fedik le. Az első 6 izoterma az M_f és A_f tartományt nagyjából egyenletesen fedi le, ha a DSC adatokat fogadjuk el. A 7. izoterma leszakadva az előző tartománytól, már biztosan a martenzites állapotba esik, mindkét átalakulási hőmérséklet adathalmaz szerint. Látná-e értelmét, hogy pl. ausztenit állapotban magasabb izotermákon is megnézzük a termomechanikus alakítás hatását?”

5-R8: Amennyiben az M_d hőmérséklet fölé megyünk, akkor martenzites átalakulás nem, csak az ausztenit folyása történik meg, kellően magas hőmérsékleten az újrakristályosodása is. Így e fölé a hőmérséklet fölé ilyen vizsgálatok tekintetében nem érdemes menni.

5-M-K9: „A folyásgörbéken megjelenő fogazottság, a fogazottság periódusának növekedése egyértelműen kijön az eredményekből, de az okok magyarázatául adott PLC hatás említésével még nem érthető meg a jelenség. Bővebb magyarázat célszerű lett volna.”

5-R9: A PLC hatásnak rendkívül kiterjedt irodalma van, ezzel én nem kívántam foglalkozni. Saját kutatásaimnál sajnos, mint zavaró tényező volt jelen, pusztán a folyásgörbék nem monoton jellegének a magyarázatát, illetve annak hőmérséklet függését kívántam megadni.

Az instabil alakváltozás vagy lokalizált alakváltozás már több mint 100 éve ismert tény fémek alakítása közben, az irodalom többféle elnevezést is használ a jelenség leírására, mint pl, Lüders sávok keletkezése, Portevin-Le Chatelier (PLC) hatás vagy dinamikus alakítási öregedés (DSA) [10]. A fémek alakváltozásának diszlokációs elméleti leírása után Cottrell már a múlt század közepén leírta, hogy az instabil alakváltozást az oldott atomok és diszlokációk kölcsönhatása okozza. Mivel a hőmérséklet és az alakítási sebesség hatással van a két kölcsönható részvevő tulajdonságaira (a hőmérséklet hatással van az oldott atomok mozgására, míg az alakítási sebesség a diszlokációk nukleációjára) így ez a két legfontosabb paraméter mely az instabil alakváltozásra is hatással lesz. Egyéb paraméterek mint pl. berendezés szabályozás [11], ötvözet összetétel, rács típus, szemcseméret, második fázis méret alak koherencia [12] stb. szintén hatással bírnak. Az instabil alakváltozás leggyakrabban szakító vizsgálat során figyelhető meg, mind szubsztitúciós mind interszticiós ötvözetek mint pl. Ni, Al, Cu, acél esetében, a görbe fogazottá válásával. Sokszor az alakított fém felületén is megjelenik sávmozottság formájában ezért gyakorlati jelentősége nem csak a mechanikai anyagjellemzőkre gyakorolt hatásában van [13]. A jelenséget a sávok geometriai jellemzői vagy a görbe fogazottságának jellege szerint A, B, és C típusú PLC sávokra osztják és a létrehozó paraméterrel korreláltatják. Általánosan elfogadott, hogy a sávmozottság a diszlokációknak az oldott ötvözők általi blokkolása miatt van (DSA)[14]. Viszont az a megfigyelés amit negatív sebességérzékenységnak hívnak (negative strain rate sensitivity- NSRS) a DSA-val nem mindig magyarázható [15]. Az NSRS azt jelenti, hogy kisebb alakítási sebességnél a folyásgörbe nagyobb feszültség értékeket mutat. TWIP acélok komplex alakváltozásának a DSA és PLC hatások leírásával kapcsolatosan Chen és társai még 2007-ben is azt írták, hogy nagyon sok nyitott kérdés van [16]. A PLC sávok típusának (amplitúdó, frekvencia, lépcsőzöttség) megjelenését a szakítás hőmérsékletével és az összetétellel hozzák összefüggésbe különösen a Mn tartalomnak van jelentős hatása, több forrás az alakítási sebességgel is korreláltatni tudta [17][18][19]. A típusú nagy alakítási sebességnél és alacsony

hőmérsékletnél megfigyelhető, irreguláris fogazottsággal, B típusú közepes és magas alakítási sebességnél, korreláló sávokkal, nagy amplitúdóval, C típusú alacsony alakítási sebességnél és magas hőmérsékleten reguláris fogazottsággal jelenik meg [20]. A PLC sávok terjedése szempontjából Kim és társai A,B,C,D típusú sávokat különböztet meg [21]. Lee és társai [22] megmutatták, hogy az alakítási sebesség növelésével változik az alakváltozás -fázisátalkulás jellege, TRIP-TWIP átalakulás történik ami szintén eltérő PLC sávozottsággal jár együtt. Müller TRIP acél vizsgálatával megmutatta, hogy a fogazottságot az interstíciósok és a létrejött α' martenzit fázisban mozgó diszlokációk kölcsönhatása eredményezi, bizonyos hőmérséklet és alakítási sebesség mellett. Ferrites/martenzites acél vizsgálatánál Sarkar és társai [24] kritikus alakítási sebesség -hőmérséklet technológiai ablakot határoztak meg és szubsztitúciós ötvözők és a diszlokációk kölcsönhatására vezették vissza a PLC hatás megjelenését. A fogazottság frekvenciájának a növekedését a diszlokáció akadályon való várakozási idejének növekedésével magyarázták, amely szintén arányos a nagyobb feszültség okozta diszlokáció sűrűség növekedéssel. Az alakítási sebességnek az ikresedés mértékére való hatását vizsgálták Bintu és társai [23], TWIP acélon. Megállapították, hogy az alacsonyabb alakítási sebesség kedvez az ikresedés kialakulásának, és pozitív alakítási sebesség érzékenységet eredményez. Növelve az alakítási sebességet a tendencia megfordul. Az ikresedéssel járó képlékeny alakváltozás nem mutatott instabilitási effektusokat, amit ők az erős alakítási keményedéssel magyaráztak. Az első, a PLC hatás megjelenésére vonatkozó végeselemes szimulációk eredményét 2015-ben publikálták először [25]. Kísérleti eredményekkel is alátámasztották, hogy TWIP acélban az Al ötvöztetés, mivel megemeli a rétegződési hibaenergiát, ezáltal akadályozza a részleges ikerképződést, amivel a DSA is elkerülhető. Aydemir és társainak közleményében [26] először említi, hogy kétféle martenzit is jelen van, de nem hozza összefüggésbe a PLC jelenséggel. Azt ő is megerősíti, hogy a fogazottság nagysága nő kisebb alakítási sebesség mellett, a diszlokációs várakozási idő növekedése miatt. Cai [27] és társai az Al tartalom függvényében mutatnak ki eltérő fogazottságot és a PLC hatás valamint a nem folytonos TRIP hatás kölcsönhatásával magyarázzák. 2017-ben Sun [28] a PLC okaként még mindig azt írja le közepes mangánötvöztetésű acéloknál, hogy problémás a diszlokációs csúszás, ikresedés, és martenzit képződést dekonvolúcióját megvalósítani. Új elemként említik a kezdeti martenzit csírák diszlokáció mozgást akadályozó hatását. Ha a martenzit könnyebben kialakul (kevésbé stabil az ausztenit) ez az akadályozó tényező hamar megszűnik. Nagyobb térfogatban kialakuló martenzit viszont már a DSA ellen hat. Ezen ellentétes hatásokkal indokolják, hogy a PLC hatás csak bizonyos kísérleti körülményeknél jelentkezik. Összességében a szakirodalmi adatokról azt lehet megállapítani, hogy a PLC és egyéb instabil alakváltozási jelenségeket szinte kizárólag ötvözetspecifikusan vizsgálták vagy TRIP vagy TWIP hatást mutató acélokra. A kutatási terület jellemzően azon technológiai /kísérleti körülmények feltárására irányult ahol a hatás megjelenik vagy épp elkerülhető. A kutatások igen magas hányadánál az alakváltozási sebességérzékenység kimutatása a fókuszterület. Nagyon ritka az a szakirodalom, ahol komplex fázisok kialakulása mellett vizsgálták a jelenséget. Ezzel a rövid összefoglalóval és a töredéknyi irodalom felsorakoztatásával azt szerettem volna érzékeltetni, hogy a PLC hatás megjelenésének magyarázatára még nagyon sok a tisztázandó kérdés. A saját

eredményeim kapcsán megfigyeléseket, tényeket állapítottam meg. A jelenségek magyarázatára annak tükrében, hogy erre vonatkozóan nem végeztem kutatásokat a mai ismereteim alapján a következőt tudom mondani: elfogadom, hogy a feszültség esések diszlokációk elakadásából/elszabadulásából adódnak. A saját ötvözetemnél a diszlokációs elakadást okozhatja oldott atom, ikerhatár (ε megjelenése) vagy az α' csírái. A folyamatban a termikus aktiváció is biztosan fontos szerepet játszik, mert ahogyan Bíráló is említette, a szobahőmérséklethez közeli mintában is három fázis van, a fogazottság mégsem jelentkezik egyik ötvözetnél sem. A fogazás periódusának a növekedése azt jelenti, hogy a diszlokációs „várakozási idő” nő. A Cr periódus növelő hatása a rétegződési hibaenergiára kifejtett módon érvényesül, vagyis a martenzit képződést hátráltatja ezáltal könnyíti meg a diszlokációs mozgást. Az alakváltozás mértékének növelése szintén növeli a fogazás periódusát, ami a diszlokáció sűrűség növekedésével magyarázható. Mélyebb elemzés nélkül a saját ötvözetekben B típusú PLC hatást definiálok.

5-M-K10: „A 39. ábra görbéi és a szöveg között kis bizonytalanság van: 23 és 40 0C-os izoterm húzásgörbéket látunk, a szövegben pedig 40 0C-os, majd a 42. ábrán 25 és 40 0C-os izoterm húzások utáni fázismennyiségeket látunk. A 42. ábrán az 1. és 3. acél esetében mi a különbség a „kiinduló” és a 25 0C-os oszlopok között? A „kiinduló” a próbatest fejrészből, a „25 0C-os” pedig az alakított részből származik?”

5-R10: A szobahőmérséklet adatban valóban van némi ellentmondás, 23, vagy 25 °C volt. Az ellentmondás abból adódik, hogy a vizsgálat során ez T_{szoba} adatként volt elmentve, ami, lássuk be, nem megfelelő precizitású egy ilyen vizsgálatnál. Kérésre került hozzárendelésre a szokásos laborhőmérséklet, ami a fenti két érték között változott a vizsgálati periódusban. Jelen esetben érdemi különbséget nem ad, hisz ilyen hőmérséklet különbség akár mintán belül is kialakulhatott, hisz itt is 300°C-ról lett visszahűtve a minta szakítás előtt. A „kiinduló adat” a próbatest fejrészből származik, ami azt jelenti, hogy a hőciklust megjárta.

5-M-K11: „A 42. ábrán 25-1400C közötti izotermáknál keletkezik α' martenzit, ami csak a termomechanikus alakítás következménye lehet, hiszen a „kiinduló” mintánál nincs α' martenzit. De azt már nem látom egyértelműnek, hogy az ε martenzitnek is a termomechanikus alakítás következményeként kellett létrejönnie, hiszen az ε martenzit a „kiinduló” (termomechanikusan nem kezelt) mintánál is nagy mennyiségben jelen volt.”

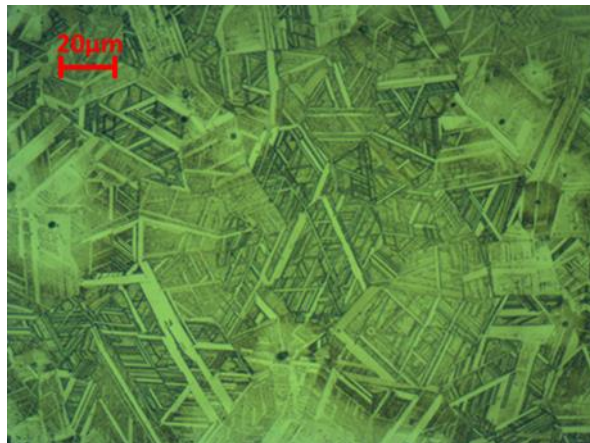
5-R11: Ezzel kapcsolatosan az értekezésben a következőt írtam:

„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.”

Vagyis, hogy megjelenik a mechanikusan indukált ε martenzit a 25-140°C-on alakított mintákban, azt egyrészt abból következtettem, hogy az M_s fölött alakított mintákban is megjelenik, másrészt megjelenik az α' is, ami nagyobb kritikus feszültségnél jelenik meg, mint az ε , és szinte biztosan annak rovására. A kevert eredetű ε martenzit jelenlétét a visszaalakulást mutató DSC görbék és az ε martenzit eltérő textúra komponenseivel is igazolom. A termomechanikus kezelést követő hűtés közben létrejövő ε fázis kialakulásában már egyre kevésbé hiszek, hiszen jól látható a magasabb hőmérsékleten alakított mintáknál, amelyekben több a maradék ausztenit mennyisége, mint a kiinduló mintában, hogy az alakítás az ausztenitet stabilizálja. Így a termomechanikus kezelést követő hűtésekor véleményem szerint az ε martenzit kialakulásának már kicsi a valószínűsége, termikus ε a szakítást megelőző, az izotermára való hűtésekor alakul ki. (Itt jegyzem meg, hogy egy jelenleg futó kutatási projekt eredménye erre választ fog adni.)

5-M-K12: „A 44. ábrán látható fénymikroszkópos képről hiányzik a nagyítás feltüntetése..”

5-R12: A fotót a méretskálával kiegészítve a **3. Ábra** mutatja.



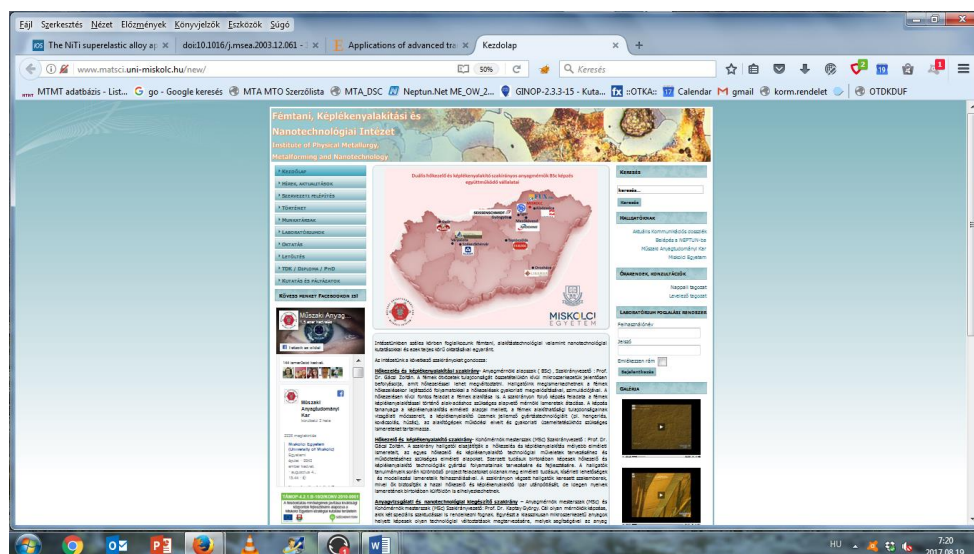
3. Ábra

5-M-K13: „Az 55. ábra DSC görbéin egyértelműen elkülöníthetők az éles csúccsal és laposabb változásokkal rendelkező görbék. Amikor egyetlen éles csúcs van, akkor hogyan értelmezhetők az A_s és A_f hőmérsékletek?”

5-R13: Egyetlen éles csúcs soha nem valósul meg, mert az azt jelentené, hogy az átalakulást csak rugalmas energia tárolás-felszabadulás kíséri, és akkor felfedeztük az örökmozgót. Az átalakulást még a termoelasztikus martenzitek esetében is mindig kíséri disszipatív energia tag, ami azt jelenti, hogy van hőmérséklet különbség A_s és A_f értékek között.

5-M-K14: „A fázisátalakulási ciklusokról hevítő mikroszkóppal készített képsorozatok nagyon szépek, meggyőzőek. A teljes videó felvételeket az értekezésben megadott <http://www.matsci.uni-miskolc.hu/new/> intézeti honlapon nem találtam. Kiterjedt menüvel indul az intézeti honlap, sem a "Letöltés", sem a "Kutatás" menükben nem találtam ilyen videót. Pontos útvonalat kellett volna feltüntetni. Ez azért fontos, mert a videó használható lenne oktatási anyagként általában a műszaki egyetemek fémtani tananyagaiban”

5-R14: A felvételek az intézet honlapjának nyitóoldalán vannak (voltak) a jobboldali menüsáv Galéria címszó alatt.



5-R15: Mivel Bíráló így sem nem találta meg, ez azt jelenti, nem voltak elég feltűnő helyen, másrészt a szerverünk működése sokszor problémába ütközik. Ezért megadom a YouTube fájlmegosztó elérhetőségeit is. Igazán örömteli lenne, ha a felvételeket mások is tudnák használni. [29][30]

5-M-K15:., A 4, 7, 8. tézisekben pontos megfogalmazást kérek, hogy a martenzit stabilizálás melyik fajta martenzitre, hogyan értendő.”

5-R16: Az 5. fejezet 4. összefoglaló pontjában termomechanikus kezelésnek az ε martenzit stabilizáló hatásáról teszek megállapítást. A 7. összefoglaló pont szintén az ε martenzitnek a stabilitásáról szól DSC ciklizálás közben. A 8. pont a Cr ötvözőnek szintén az ε martenzit stabilitására kifejtett hatására utal, de ahogyan az 5. tézispontban is leírom mindkét martenzit megjelenését gátolja (7. fejezet, értekezés 83. oldal:

„ 5. CR HATÁSA A TWIP FOLYAMATOKRA

Termomechanikus kezelésekkel igazoltam, hogy TWIP acélban a néhány százalék Cr ötvöztetés 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.”)

HIVATKOZOTT IRODALMAK:

- [1] Li Hu, Shuyong Jiang, and Yanqiu Zhang, Role of Severe Plastic Deformation in Suppressing Formation of R Phase and Ni₄Ti₃ Precipitate of NiTi Shape Memory Alloy Metals 2017, 7, 145;
- [2] Enrique López Cuellara, Esaú Nuñez Mendoza, Carlos José De Araújo, Beatriz Cristina López Wallea, Jorge Otuboc, Cezar Gonzalez, Effect of Spun Velocities and Composition on the R–

- phase and Thermomechanical Behavior in Ti–Ni Ribbons Electrically Heated, *Materials Research*. 2016; 19(3): 580-587
- [3] Takashi Fukuda, Gakudai Yamasaki, Hiroaki Yoshinobu and Tomoyuki Kakeshita, Mechanical Properties of the R-Phase and the Commensurate Phase under [111] Tensile Stress in Iron-Doped Titanium-Nickel Alloys, *Materials Transactions*, Vol. 57, No. 3 (2016) pp. 278 to 282
- [4] E. Yu. Panchenko, Yu. I. Chumlyakov, and H. Maier, Features of multistage thermoelastic B2–R–B19 martensitic transformations in heterophase single crystals of Ti–Ni alloys, *Russian Physics Journal*, Vol. 57, No. 8, December, 2014 (Russian Original No. 8, August, 2014)
- [5] S. Nemat-Nasser, W.G. Gou, Superelastic and cyclic response of NiTi SMA at various strain rates and temperatures, *Mechanics of materials* 38 (2006) 463-474
- [6] Benke Márton, CuAlNi alapú alaklélező ötvözetek fémtani folyamatainak vizsgálata, PhD értekezés, Miskolc, (2010)
- [7] Dr. Nagy Erzsébet, Alakváltozás indukálta martenzites átalakulás ausztenites Cr-Ni acélokban, PhD értekezés, Miskolc (2007)
- [8] Arjun Talgotra, Solid Phase Reaction in Austenitic FeMnCr high strength TWIP steels, MSc Thesis, Miskolc, (2017)
- [9] H.K.D.H. Bhadeshia, R.W.K. Honeycombe, *Steels microstructure and properties*, Elsevier, Oxford, 2006
- [10] F. Chmelik, A. Ziegenbein, H. Neuhauser, Pavel Lukac, Investigating the Portevin–Le Chatelier effect by the acoustic emission and laser extensometry techniques, *Materials Science and Engineering A324* (2002) 200–207
- [11] L. J. Cudddy, W. C. LESLIE, Some aspects of serrated yielding in substitutional solid Solutions of iron, *Acta Metallurgica*, Vol. 20, October (1972) 1157
- [12] S. Kumar, Inverse behaviour of the onset strain of serrated flow, *Scripta Metallurgica et Materialia* Vol. 33, No. 1, pp. 81-86 (1995)
- [13] F. Louchet, Y. Brechet, A physical approach to the toughness problem: from thermodynamics to kinetics--ii. The heterogeneous case, *Acta metall, mater.* Vol. 41, No. 3, pp. 793-800, (1993)
- [14] E. PINK, A. GRINBERG, Serrated Flow in a Ferritic Stainless Steel, *Materials Science and Engineering*, 51 (1981) 1 - 8 1
- [15] L. P. Kubin, Y. Estrin, The Portevin-Le Chatelier effect in deformation with constant stress rate, *Acta Metall.* Vol. 33, no. 3. Pp. 397-407. (1985)
- [16] L. Chen, H. S. Kim, S.K. Kim, B. C. de Cooman, Localized Deformation due to Portevin–LeChatelier Effect in 18Mn–0.6C TWIP Austenitic Steel, *ISIJ International*, Vol. 47 (2007), No. 12, pp. 1804–1812
- [17] G. Scavino, F. D’aiuto, P. Matteis, P. Russo Spena, D. Firrao, Plastic Localization Phenomena in a Mn-Alloyed Austenitic Steel, *Metallurgical and Materials transactions A Volume 41a*, June (2010) 1493
- [18] Weidner, A. Müller, H. Biermann, Portevin Le Chatelier effect in a metastable austenitic CrMnNi steel, *Materials Today: Proceedings 2S* (2015) S623 – S626
- [19] A. Müller, C. Segel, M. Linderov, A. Vinogradov, A. Weidner, H. Biermann, The Portevin–Le Chatelier Effect in a Metastable Austenitic Stainless Steel, *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A VOLUME 47A*, JANUARY 2016—59
- [20] P. Maj, J. Zdunek, M. Gizynski, J. Mizera, J. Kurzydowski, Statistical analysis of the Portevin–Le Chatelier effect in Inconel 718 at high temperature, *Materials Science & Engineering A* 619 (2014) 158–164

- [21]J.G. Kim, S.Hong, N.Anjabin, B.H.Park S.K.Kim , K.-G.Chin, S.Lee, H.S.Kim, Dynamic strain aging of twinning-induced plasticity (TWIP) steel in tensile testing and deep drawing, Materials Science&EngineeringA 633 (2015) 136–143
- [22]S. Lee, Y. Estrin, B. C. De Cooman, Effect of the strain rate on the trip–twip transition In austenitic Fe-12 pct Mn-0.6 pct C twip steel, Metallurgical and materials transactions A Volume 45a, February (2014) 717
- [23]A.Bintu, G.Vincze, C.R.Picu, A.B.Lopes, J.Grácio, F.Barlat, Strain hardening rate sensitivity and strain rate sensitivity in TWIP steels, Materials Science & Engineering A 629 (2015) 54–59
- [24]A. Sarkar, S. A. Maloy, K. L. Murty, Investigation of Portevin_Le Chatelier effect in HT-9 steel, Materials Science&EngineeringA631(2015)120–125
- [25]J.G. Kim, S.Hong, N.Anjabin, B.H.Park, S.K.Kim, K.-G.Chin, S.Lee, H.S.Kim , Dynamic strain aging of twinning-induced plasticity (TWIP) steel in tensile testing and deep drawing, Materials science&Engineering A 633 (2015) 136–143
- [26]B. Aydemir, H. K. Zeytin, G. Guven, Investigation Of Portevin-Le Chatelier Effect Of Hot-Rolled Fe-13Mn-0.2C-1Al-1Si TWIP Steel, MTAEC9, 50(4)511(2016)
- [27]Z.H. Cai, H.Ding, R.D.K.Misra, S.Q.Qiguan, Mechanistic contribution of the interplay between microstructure and plastic deformation in hot-rolled Fe–11Mn–2/4Al–0.2C steel Materials Science&EngineeringA652(2016)205–211
- [28]B. Sun, N. Vanderesse, F. Fazeli, C. Scott, J. Chen, P. Bocher, M. Jahazi, S. Yue, Discontinuous strain-induced martensite transformation related to the Portevin-Le Chatelier effect in a medium manganese steel, Scripta Materialia 133 (2017) 9–13
- [29]<https://www.youtube.com/watch?v=jlXc82n1ThU>
- [30]<https://www.youtube.com/watch?v=8gOpxYCIDaM>

Még egyszer tisztelettel köszönöm Bíráló részletekre kiterjedő munkáját, észrevételeit, kérdéseit. Bízom benne, hogy a válaszokkal sikerült minden nyitott kérdést lezárnom.

Miskolc, 2017.08.28.



Mertinger Valéria