

TWIP-acélok alakváltozási mechanizmusának vizsgálata

A TWIP-acélok jellemzője, hogy alakváltozás hatására nagyszámú deformációs ikerhatár képződik bennük. A jellemző deformációs folyamat az anyag rétegződési hiba energiájától függ, amelyet nagymértékben befolyásol az acél összetétele és az alakítás hőmérséklete.

Egy adott TWIP összetételű acél ikerképződési mechanizmusát vizsgáltuk szakítóvizsgálattal három eltérő hőmérsékleten és szakítási sebesség mellett a valódi feszültség–valódi alakváltozás görbe alapján. Az ikerképződés aktivizálódásához tartozó kritikus alakváltozás a hőmérséklet növelésével csökkent, míg a szakítósebesség növelésével emelkedett. Ennek következményeként nagyobb hőmérsékleten az ikerképződés mértéke, így a pillanatnyi keményedési kitevő és az $R_m/R_{p0,2}$ hányados értéke is növekedett.

Bevezetés

A TWIP- (TWinning Induced Plasticity – ikerképződés indukálta képlékenység) acélok különleges jelentőséggel bírnak az autóipar számára, köszönhetően nagy szilárdságuknak, szívósságuknak és alakíthatóságuknak. Ezek az acélok szobahőmérsékleten tisztán ausztenites szövetűek, elsősorban a jelentős mangántartalom miatt. A TWIP-acélok nagy keményedőképességét és keményedési kitevőjét az ausztenitben alakítás hatására lejátszódó ikerképződés biztosítja. A keményedési kitevő a 0,5-ös értéket is elérheti. A kiváló alakíthatósággal párhuzamosan akár 60-70%-os szakadási nyúlás, helyesen beállított ötvöztartalom esetén 900 MPa feletti szakítószilárdság is jellemezheti ezt az acéltípust [1].

Az ausztenit szobahőmérsékleten való stabilitását a már említett nagy mangántartalom (15–35%) biztosítja, amely nagymértékben befolyásolja az anyag rétegződési hiba energia (Stacking Fault Energy, SFE) értékét. Jelentős szerepe van az alumíniumnak, amely befolyásolja az ausztenit stabilitását, szilárdságnövelő hatása mellett a korrózióállóságot is segíti. A szilícium, ellentétben az alumíniummal, csökkenti az SFE értékét, hatásonként gátolja a cementit kiválását, segítve az ausztenit stabilitását. Legtöbb esetben az előző két ötvözőelem maximális értéke nem halad-

ja meg a 3%-ot. Az ausztenit stabilitása szempontjából a széntartalom is nagy jelentőséggel bír, a növekvő széntartalom csökkenti az SFE-értéket, amely elősegíti az ikerhatár-képződést. Azonban 0,6% széntartalom felett a vaskarbid kiválás fokozott mértékben ronthatja a mechanikai tulajdonságokat.

Az alakítás hatására az anyagban lejátszódó különböző deformációs mechanizmusok szoros kapcsolatban állnak az anyag rétegződési hiba energiájával. Meghatározásával becsülhető illetve beállítható az anyag ötvöztartalma annak érdekében, hogy az alakváltozás során az ikerhatár-képződés domináljon. Az SFE értéke erősen függ az anyag összetételétől és a hőmérséklettől. Amennyiben az SFE értéke kb. 20 mJ/m² alatti érték, akkor az alakváltozás indukálta ε típusú martenzites átalakulás helyeződik előtérbe [2]. Az összetételtől függően keletkezhet α típusú martenzit is. Ezek a mechanizmusok jellemzik a TRIP- (Transformation Induced Plasticity – átalakulás indukálta képlékenység) acélokat. Ellenkező esetben, ha a rétegződési hiba energia értéke meghaladja a 60 mJ/m² értéket, a diszlokáció csúszás a fő alakváltozási mechanizmus. Az ikerhatár-képződés tartománya 20-60 mJ/m² tartományba esik, azonban ezek a határok szakirodalmanként eltérőek lehetnek [3, 4]. Alakítás közben kialakuló deformációs ikerhatá-

rok a diszlokációk mozgását gátolják, hasonlóan a szemcsehatárokhoz. Az ikerhatár-sűrűség folyamatos növekedése az ausztenit szemcsét rész-tartományokra osztja, így fokozatosan csökken a diszlokációk által megtehető szabad úthossz. Ezt a jelenséget a szakirodalom dinamikus Hall–Petch-hatásnak is nevezi, amelynek eredménye az anyag nagymértékű keményedése [5].

A rétegződési hiba energia számítására több módszer ismeretes, az egyik legelterjedtebb az Olson és Cohen által bevezetett termodinamikai modell [6, 7].

$$SFE = 2\mu\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + 2\sigma^{\gamma/\varepsilon} \quad (1)$$

ahol μ az atomsűrűség a felületen középpontos köbös térrácsú ausztenit legsűrűbb illeszkedési síkján, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ az ε -martenzit és az ausztenit fázisok közötti kémiai szabadenergia különbség és $\sigma^{\gamma/\varepsilon}$ a martenzit és az ausztenit közötti felületi energia.

Egy TWIP-acél valódi feszültség–valódi alakváltozás görbéje ($\sigma' - \varphi$) három jól elkülöníthető szakaszra osztható [8]. Az I. szakaszban a görbe meredeksége ($d\sigma/d\varphi$) erőteljesen csökken, míg a keményedési kitevő (n) folyamatosan növekszik az alakváltozás növekedésével. Az ikerképződés a II. szakaszban aktiválódik, a $d\sigma/d\varphi$ görbe lokális minimumánál. Ebből következik, hogy egy minimális képlékeny alakváltozás (kritikus alakváltozás) szükséges a folyamat beindításához. A kialakult ikerhatárok között nagy diszlokációsűrűség alakul ki, és az ikerhatár-diszlokáció kölcsönhatás fokozatosan növeli az anyag szilárdságát. A III. szakasz a $d\sigma/d\varphi$ görbe lokális maximumánál kezdődik, ahol már nem az ikerhatár-diszlokáció, hanem az ikerhatár-ikerhatár kölcsönhatás okoz további szilárdságnövekedést. Az egyes szakaszok megkülönböztetésére mutat példát az 1. ábra.

Vizsgálataink célja a hőmérséklet és a szakítási sebesség (alakváltozá-

si sebesség) hatásának tanulmányozása a mechanikai tulajdonságokra és az ikerképződés mechanizmusára a valódi feszültség–valódi alakváltozás görbe elemzése alapján.

Kísérleti anyag és vizsgálati háttér

A szakító próbatestek előgyártmányai precíziós öntéssel készültek, amelyek utólagos hőkezelése 1000 °C-on 20 percig történt. A vizsgált TWIP-anyag egy nagy széntartalmú, alumíniummal és szilíciummal ötvözött acél, amelynek összetétele az 1. táblázatban látható.

Az (1) egyenlet és a kémiai összetétel alapján a rétegződési hiba energia számítható. A számított SFE értéke szobahőmérsékleten a termodinamikai modell alapján 51,7 mJ/m². Az ikerhatár-képződés tartomány felső határának a 60 mJ/m²-es értéket alapul véve, méréseink során a vizsgálati hőmérsékleteket úgy választottuk meg, hogy SFE értéke a felső határ alatti, azzal megegyező illetve a határ feletti értéket vegyen fel. Ennek megfelelően a vizsgálati hőmérsékletek szobahőmérséklet, 100 °C és 150 °C. A vizsgált acél rétegződési hiba energiájának értékeit a vizsgálati hőmérsékleteken a 2. táblázat tartalmazza.

A szakítóvizsgálatokat a Gleeble 3800 termomechanikus szimulátoron végeztük el, nem arányos próbatesteken, 0,7, 7,5 és 50 mm/perc sebességgel. A szakítóvizsgálat alatt az átmérő és a mérőhossz változását folyamatosan mértük. A mérési összeállítást és a próbatest geometriai adatait a 2. ábra mutatja.

Mérési eredmények értékelése

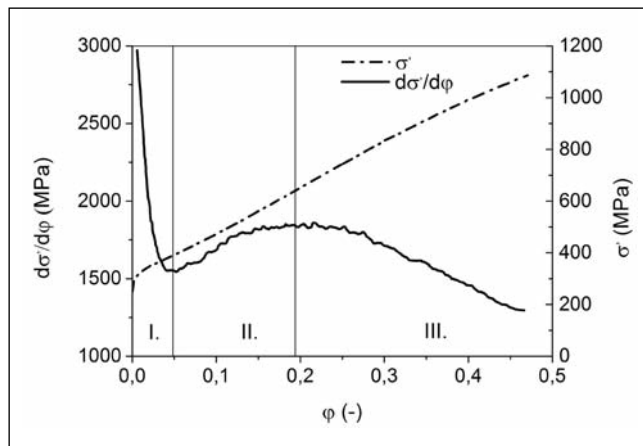
A növelt hőmérsékletű szakítóvizsgálatok során a próbatesteket 1°C/másodperc hevítési sebességgel melegítettük a vizsgálati hőmérsékletre, amit 3 perces hűtő tartás követett. A 0,7 mm/perc szakítósebességgel vizsgált minták valódi feszültség–valódi alakváltozás diagramja és a mechanikai tulajdonságok változása a 3. ábrán látható. A kilenc mérési kombinációra vonatkozó mechanikai tulajdonságokat a 3. táblázat tartalmazza.

Adott szakítási sebességek mellett a hőmérséklet növelésével folyama-

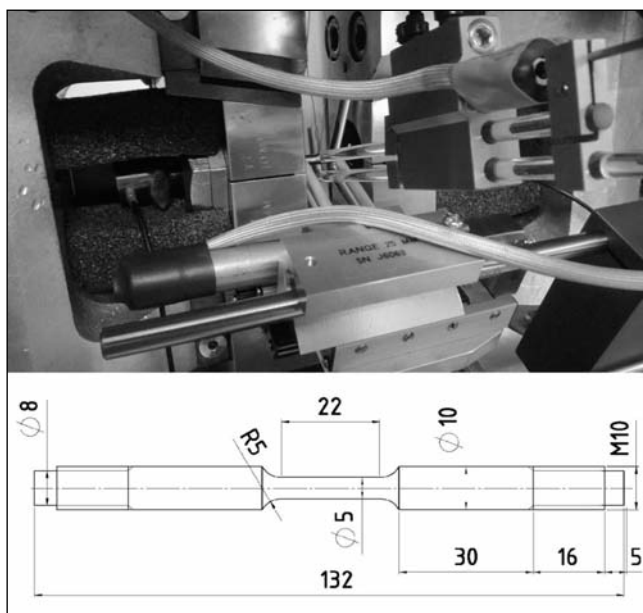
1. táblázat. A vizsgált acél összetétele

Fe (t%)	C (t%)	Mn (t%)	Al (t%)	Si (t%)	Cu (t%)	P (t%)	S (t%)
70,1	0,53	23,9	3,34	2,61	0,105	0,0056	0,0002

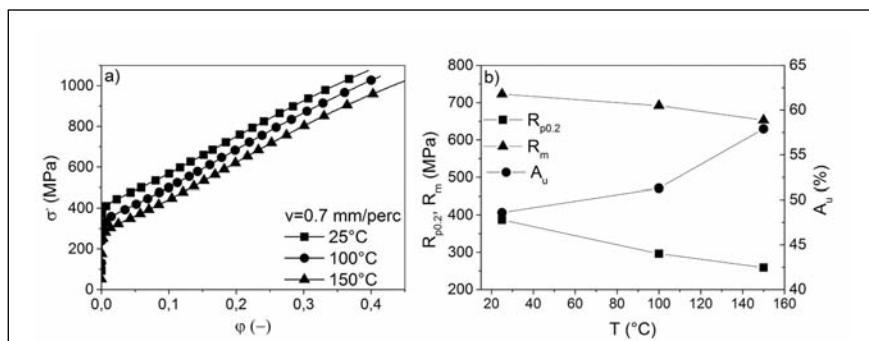
tosan csökkenő értékeket kapunk, míg az egyenletes nyúlás értékek növekednek. A szakítási sebesség oldaláról vizsgálva a mechanikai tulajdonságokat, adott hőmérsékleten az alakváltozási sebességet növelve a szilárdsági tulajdonságok javulnak, azonban a legjobb alakváltozó képesség a közepes szakítási sebesség mellett (7,5 mm/perc) mutatkozik. A legnagyobb szakítószilárdságot ($R_m = 745,9$ MPa) és egyezményes folyáshatárt ($R_{p0,2} = 461$ MPa) a legnagyobb szakítási sebesség mellett szobahőmérsékleten, míg a legnagyobb egyenletes nyúlást 150 °C-on 7,5 mm/perces szakítósebesség mellett mértük.



1. ábra. TWIP-acél valódi feszültség–valódi alakváltozás görbéjének három jellegzetes szakasza



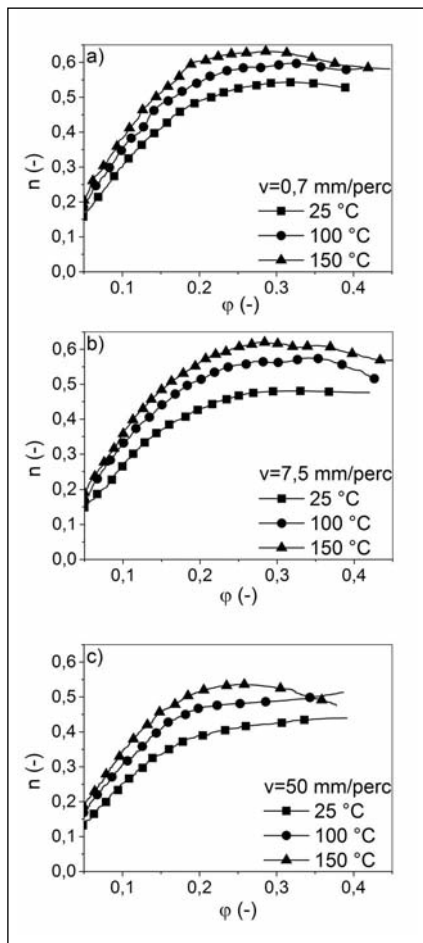
2. ábra. A mérési összeállítás és a próbatest geometriai adatai



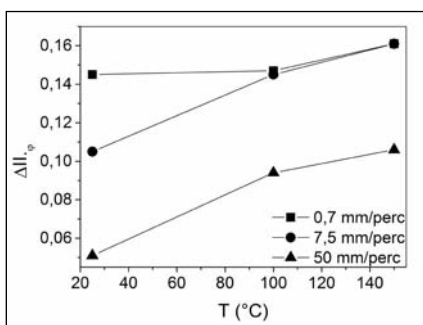
3. ábra. TWIP-acél valódi feszültség–valódi alakváltozás diagramja $v = 0,7$ mm/perc szakítási sebességgel (a) és a meghatározott mechanikai tulajdonságok változása (b)

2. táblázat. A rétegződési hiba energia értékei a vizsgálati hőmérsékleteken

T (°C)	SFE (mJ/m ²)
25	51,7
100	62,6
150	70,8



4. ábra. A pillanatnyi keményedési kitevő változása szakítóvizsgálat során



5. ábra. A II. szakasz alakváltozási tartományának változása a hőmérséklet függvényében

A pillanatnyi keményedési kitevő (n) értéke igen széles alakváltozási tartományban 0,3–0,6 közötti tartományban mozog. Az n értékét adott sebességek mellett a 4. ábra mutatja.

3. táblázat. Szakítóvizsgálattal meghatározott mechanikai tulajdonságok

T (°C)	v = 0,7 (mm/perc)			v = 7,5 (mm/perc)			v = 50 (mm/perc)		
	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A _u (%)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A _u (%)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A _u (%)
25	387,1	723,1	48,6	407,1	731,1	53,4	461,3	745,9	48,1
100	296,3	692,2	51,3	310,2	673,9	54,1	328,2	682,4	51,3
150	259,2	653,1	57,9	291,8	678,2	60,1	304,5	663,2	47,8

Megállapítható, hogy a hőmérséklet növekedésével a kitevő maximális értéke emelkedik, legnagyobb értéket 150 °C-on 0,7 mm/perc szakítósebesség mellett veszi fel. A szakítósebesség növekedésével a kitevő értéke fokozatosan csökken.

A valódi feszültség–valódi alakváltozás görbe és annak első deriváltja alapján ($d\sigma/d\phi$) az ikerképződés megindulásához szükséges kritikus alakváltozás és a folyamat szempontjából legfontosabb II. szakasz alakváltozási tartománya meghatározható. A szakítósebesség növekedésével a kritikus alakváltozás (az I. és II. szakasz határa) folyamatosan növekszik emelt hőmérsékleten, szobahőmérsékleten 0,7–7,5 mm/perc között szintén növekszik, azonban utána nem változik. A II. és III. szakasz határa, ezzel ellentétben, a sebesség növekedésével az egyre kisebb alakváltozások felé tolódik. Ennek következményeként a II. szakasz alakváltozási tartománya folyamatosan csökken. A hőmérséklet növekedésével azonban ez a tartomány jelentősen növekszik. A TWIP-acélok jelentős keményedését a II. tartományban történő jelentős ikerhatár-sűrűség növekedés eredményezi. Minél nagyobb alakváltozási tartományban történik az ikerképződés, feltételezhetően, a keményedési kitevő értéke és az ebben a tartományban mérhető szilárdságnövekedés is nagyobb lesz. Ezzel összhangban a pillanatnyi keményedési kitevő és annak maximális értéke 0,7 mm/perc szakítási sebességnél 150 °C-on figyelhető meg, ahol az ikerhatár-képződés tartománya (ΔII_{ϕ}) a legnagyobb (5. ábra).

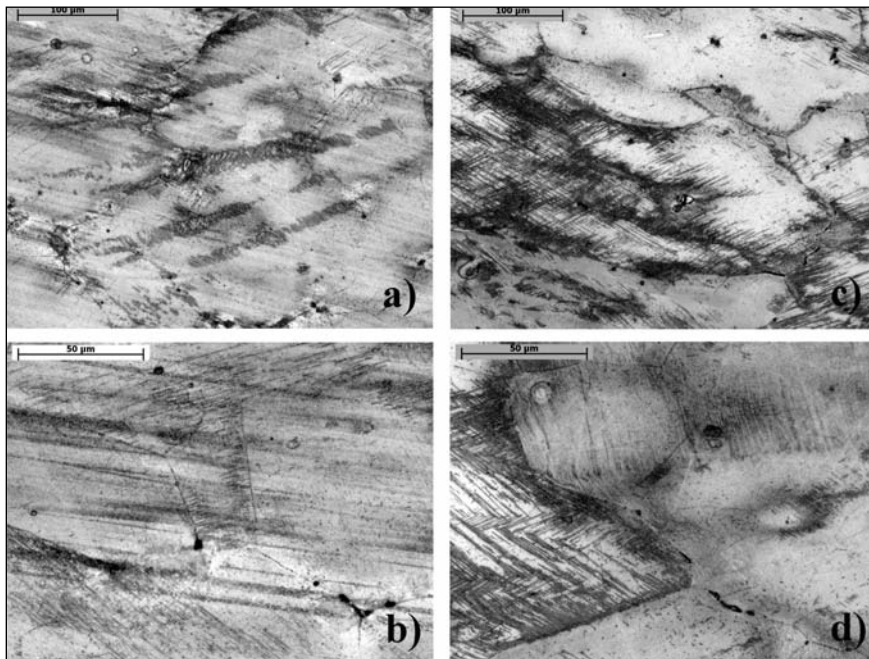
A kritikus alakváltozás jellemzően 0,03–0,05 alakváltozási tartományban található, ezért az egyezményes folyáshatár a hagyományos acéloknál ismert módon a hőmérséklet növekedésével csökken, illetve az szakítósebesség növekedésével növekszik. Az ikerhatár-képződés mértékét illetve annak szilárdságnövelő hatá-

sát az $R_m/R_{p0,2}$ hányados szemléletesebben fejezi ki. A hányadosra vonatkozó értékek a 4. táblázatban találhatóak. Látható, hogy az $R_m/R_{p0,2}$ hányados értéke a hőmérséklet növekedésével emelkedik, míg a szakítósebesség növekedésével csökken, összhangban a ΔII_{ϕ} alakváltozási tartomány és a keményedési kitevő változásával.

A vizsgált acél rétegződési hiba energiája az (1) egyenlet alapján 150 °C-on 70,8 mJ/m². A szakirodalmi adatok alapján 60 mJ/m² feletti értéknél már csak diszlokációcsúszás, mint alakváltozási mechanizmus van jelen. Ennek ellenére, a mérési adatok alapján, ezen a hőmérsékleten végzett szakítóvizsgálat mutatja a legnagyobb keményedést, amely nagyobb mértékű ikresedésre utal. Ennek kiderítésére a III. szakasz közepéig végzett megállított szakítóvizsgálatokat végeztünk 150 °C-on és szobahőmérsékleten 0,7 és 50 mm/perc-es szakítósebességgel. A mintákon optikai mikroszkópos vizsgálatokat végeztünk. Az alakítási ikerhatárok a szemcséken belül keletkeznek és a szemcsehatáron blokkolódnak. Az alakítási ikerhatárok finomabb eloszlásúak, mint a hőkezelés hatására létrejövő ikerhatárok. A mikroszkópi felvételek a 6. ábrán láthatóak különböző nagyítások mellett. Annál a mérési kombinációnál, ahol a keményedési kitevő értéke kisebb volt (6. ábra (a), (b)) láthatóan kevesebb ikerhatár mutatkozik, mint ahol a keményedés mértéke erőteljesebb volt (6. ábra (c), (d)).

4. táblázat. A szakítószilárdság és az egyezményes folyáshatár hányadosának változása

T (°C)	v = 0,7 (mm/perc)	v = 7,5 (mm/perc)	v = 50 (mm/perc)
25	1,87	1,80	1,62
100	2,34	2,17	2,08
150	2,52	2,32	2,18



■ **6. ábra.** Optikai mikroszkópos képek a III. szakasz alakváltozási tartományában megállított próbatestekről: (a) 50 mm/perc szakítósebesség, szobahőmérséklet, 200 × nagyítás és (b) 500 × nagyítás; (c) 0,7 mm/perc szakítósebesség, 150 °C, 200 × és (d) 500 × nagyítás

Összefoglalás

A vizsgálataink során egy nagy széntartalmú, alumíniummal és szilíciummal ötvözött TWIP összetételű acélminőség mechanikai tulajdonságait illetve a hőmérséklet és a szakítási sebesség hatását elemeztük az ikerhatár-képződés folyamatára. A szakítóvizsgálatokat három eltérő hőmérsékleten és szakítási sebesség mellett végeztük.

Az ikerhatár-képződés megindításához szükséges kritikus alakváltozás értéke a 0,03–0,05 tartományban változott, ennek következtében az egyezményes folyáshatár a hagyományos acélokéhoz (a fő alakváltozási mechanizmus a diszlokációcsúszás) hasonló viselkedést mutatott. A hőmérséklet növekedésével csökkent, és a szakítósebesség növekedésével emelkedett az $R_{p0,2}$ értéke. Az ikerhatár-képződés szakaszának (II. szakasz) kezdete a hőmérséklet növelésével egyre inkább a kisebb mértékű alakváltozások felé, míg a II. szakasz vége egyre inkább a nagyobb alakváltozások felé tolódott. Ennek köszönhetően az ikerhatár-képződés nagyobb alakváltozási tartományban játszódhatott le. A keményedési kitevő maximális értékét a 150 °C-on 0,7 mm/perc szakítási se-

besség esetén, míg a legkisebb keményedés kitevőt szobahőmérsékleten 50 mm/perc szakítósebesség mellett kaptuk. A pillanatnyi keményedési kitevő változásával összhangban a legnagyobb $R_m/R_{p0,2}$ értéket annál a hőmérséklet – szakítósebesség kombinációnál határoztuk meg, ahol a keményedési kitevő a legmagasabban futott. Ezzel ellentétes viselkedést mutatott az anyag növekvő szakítósebesség esetén, ahol a II. szakasz tartomány jelentősen csökkent. Így a keményedési kitevő és az $R_m/R_{p0,2}$ értéke is a nagyobb sebéseknél adott kisebb értékeket. A III. szakaszban megállított szakító próbatesteken végzett mikroszkópi vizsgálatok is nagyobb ikerhatár-sűrűséget mutatnak a 150 °C-on 0,7 mm/perc szakítási paraméterek esetén. Feltételezhetően a mangán mellett nagyobb mennyiségben jelen lévő egyéb ötvözők (szén, alumínium, szilícium) befolyásolhatják az ikerhatár-képződés rétegződési hiba energia szerinti felső határát.

Köszönetnyilvánítás

A publikáció elkészítését a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 számú projekt támogatta. A projekt az Európai Unió támogatásával, az

Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalom

- [1] A. Grajcar, W. Borek: Thermo-mechanical processing of high-manganese austenitic steels, Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2008, Vol. VIII. No.4
- [2] N. K. Tewary, S. K. Ghosh, Supriya Bera, D. Chakrabarti, S. Chatterje: Influence of cold rolling on microstructure, texture and mechanical properties of low carbon high Mn TWIP steel, Materials Science and Engineering A 615, 2014, pp. 402–415.
- [3] S. Curtze, V.-T. Kuokkala: Dependence of tensile deformation behaviour of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate, Acta Materialia 58 (2010) pp. 5129–5141.
- [4] Shigeo Sato, Eui-Pyo Kwon, Muneyuki Imafuku, Kazuaki Wagatsuma, Shigeru Suzuki: Microstructural characterization of high manganese austenitic steels with different stacking fault energies, Materials Characterizations 62, 2011, pp. 781–788.
- [5] H. Idrissi, K. Renard, L. Ryelandt, D. Schryvers, P. J. Jacques: On the mechanism of twin formation in Fe-Mn-C TWIP steels, Acta Materialia 58, 2010, pp. 2464–2467.
- [6] A. Dumay, J.-P. Chateau, S. Allain, S. Migot, O. Bouaziz: Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel, Materials Science and Engineering A 483–484, 2008, pp. 184–187.
- [7] S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, N. Guelton: Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanism in Fe-Mn-C alloys, Materials Science and Engineering A 387–389, 2004, 158–162.
- [8] WangShu-han, LiuZhen-yu, Wang Guo-dong, Liu Jun-liang, Liang Gao-fei, Li Qiu-lin: Effects of Twin-Dislocation and Twin-Twin Interactions on the Strain Hardening Behavior of Twip Steels, Journal of Iron and Steel Research, International. 2010, 17(12), 70–74.