

A léces martenzit viselkedése hőkezelés hatására

Heat Treatment Effect on Lath Martensite

Fábián Enikő Réka,¹ Kótai Áron²

¹ Óbudai Egyetem, Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar, Anyag- és Gyártástudományi Intézet, Anyagtechnológiai Intézeti Tanszék, Budapest, Magyarország, fabian.reka@bgk.uni-obuda.hu

² Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Anyagtudomány és Technológia Tanszék, Budapest, Magyarország, aron.kotai@gmail.com

Összefoglalás

Kis karbon tartalmú acélmintákban lécesmartenzites szövetszerkezetet hoztunk létre, amelyeket különböző hőmérsékleteken megeresztve vizsgáltuk az anyag szövetszerkezetét és mechanikai tulajdonságait. Vizsgálatainkat kiegészítve tanulmányoztuk a különböző hőmérsékleteken való hőkezelés hatását az alakított LM-anyagon is. Az alakított mintákban az újrakristályosodási folyamatot 600-700 °C-on való hűtést követően tartás során értük el.

Kulcsszavak: kis karbon tartalmú acél, lécesmartenzit, hőkezelés, hőállóság.

Abstract

During our investigation lath martensite was produced in low carbon steels by austenitization at 1200 °C/20 min, and the cooling of samples in ice water. The samples were tempered at a range of temperatures. The tempering effects on microstructure and on mechanical properties were investigated. Some samples with lath martensite microstructure were cold rolled and heat treated at different temperatures. Recrystallization was observed after heat treatment at 600-700 °C.

Keywords: low carbon steel, lath martensite, heat treatment.

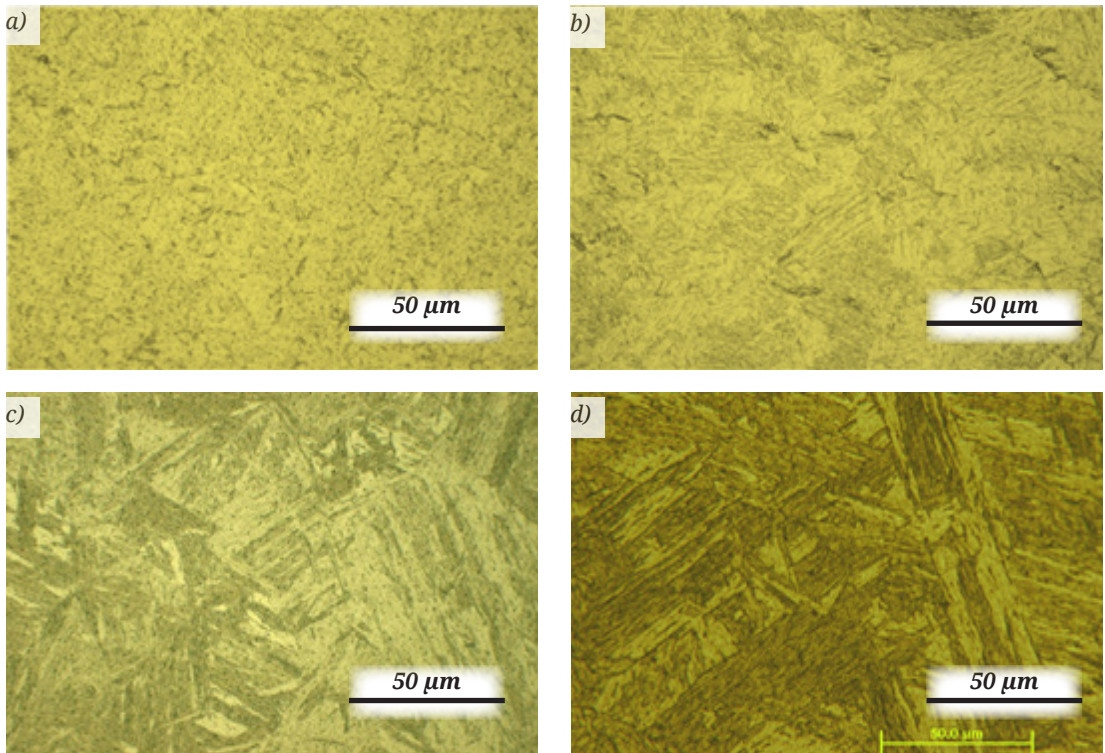
1. Bevezetés

A lécesmartenzit jellegzetes többszintű mikrostrukturával rendelkezik. A primer ausztenit néhány köteget (packets) tartalmaz. Az egyes kötegek nagyszögű szemcsehatárokkal határolt blokkokból állnak, a blokkokat pedig gyakorlatilag azonos orientációjú lécek alkotják. A lécesmartenzit (LM) kis széntartalmú acélokban is kialakul jól kivitelezett edzéskor. Irodalmi adatok [1] azt mutatják, hogy 0,3% C alatt jelenik meg tisztán ez a szerkezet [2]. A kis karbon tartalmú ötvöztelen vagy gyengén ötvözött acélokban kialakuló LM-szövetszerkezetek kristálytani vizsgálatával kapcsolatban számos cikk jelent meg az utóbbi években [3–5].

2. Kísérleti anyagok és eszközök

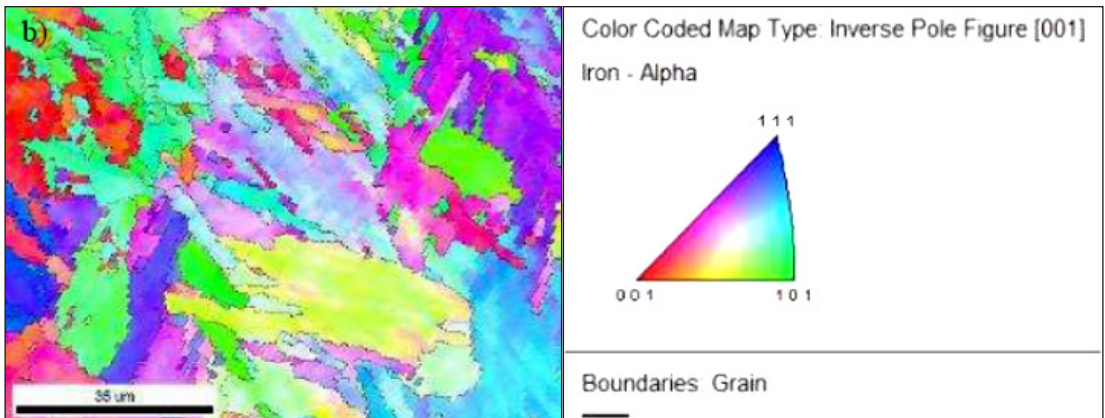
Kísérletünk első lépéseként ötvöztelen acélban (C=0,15%, Mn=1,43%, Si=0,29%) hoztuk létre a LM-szövetszerkezetet. A szakirodalomban azt találtuk, hogy kis karbon tartalmú acélokban lécesmartenzit nagy hőmérsékletről gyors hűtéssel hozható létre. Kísérleteink azt mutatták, hogy minél nagyobb az ausztenitesítési hőmérséklet, annál biztonságosabban hozható létre a LM-szövetszerkezet (1–2. ábra).

Kísérleteinkhez a mintákat 1200 °C-os kemencébe helyeztük 20 percig, majd jeges vízben hűtöttük. Az ötvöztelen acélban gyártott lécesmartenzites anyag megeresztés-állóságát különböző hőmérsékleteken való hőkezelések után vizsgál-



1. ábra. Az ausztenítés hőmérséklet hatása a kialakuló szövetszerkezetre.

a) $T_{\text{auszt}} = 900 \text{ °C}$; b) $T_{\text{auszt}} = 1000 \text{ °C}$; c) $T_{\text{auszt}} = 1100 \text{ °C}$ d) $T_{\text{auszt}} = 1200 \text{ °C}$



2. ábra. EBSD-technikával felvett orientációs térkép és annak jelmagyarázata

tuk. Az MSZ EN ISO 148-3:2009 szerinti ütővizsgálatokat Charpy-féle ütőművön, a szakítóvizsgálatokat MSZ EN ISO 6892-1:2016 szerint Heckert Tiratest 2300 szakítógéppel végeztük, 1,5 mm/perces keresztfej-elmozdulási sebességgel. Kísérleteinket kiterjesztettük az alakíthatóság és az ezt követő hőkezelések hatásának vizsgálatára. Ezért $10 \times 10 \times 55$ mm-es mintákat hengereltünk duó hen-

gerállványon, majd minden egyes alakíthatóság után tanulmányoztuk az utóhőkezelési hőmérsékletek hatását. Mind az alakítatlan, mind az alakított mintákat 200 °C , 300 °C , 400 °C , 500 °C , 600 °C , illetve 700 °C -on 20-20 percig hűn tartottuk, majd ezt az állapotot vízhűtéssel befagyasztottuk. A minták keménységét KB Prűftechnik 250 BVRZ típusú univerzális keménységmérőgépen, Vickers

keménységmérési eljárással mértük. A kialakult anyag szövetszerkezetét Olympus PMG3 típusú fénymikroszkóppal vizsgáltuk. A ferritszemcsék orientációjának, a kis- és nagyszögű szemcsehatároknak a vizsgálata visszaszórt elektron-diffrakcióval (EBSD) történt Philips XL 30 típusú elektronmikroszkópon.

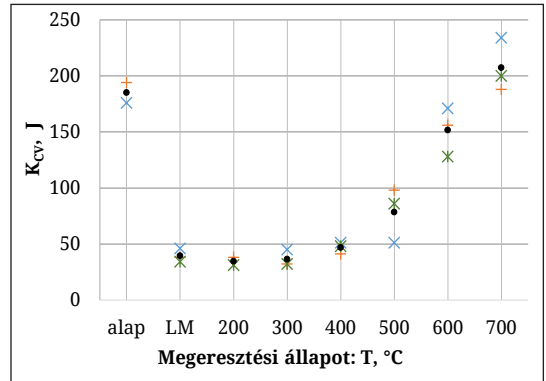
3. Vizsgálati eredmények

Ahogy azt a Charpy-féle ütővizsgálatokból láthatjuk, hogy az LM-es anyag 200-400 °C közötti megeresztés után ridegen viselkedik. A megeresztési hőmérsékletet növelve a szívósság is nő. 700 °C-on való megeresztés után az anyag szívóssága jobb lett, mint a normalizált állapotú alapanyagé (3. ábra).

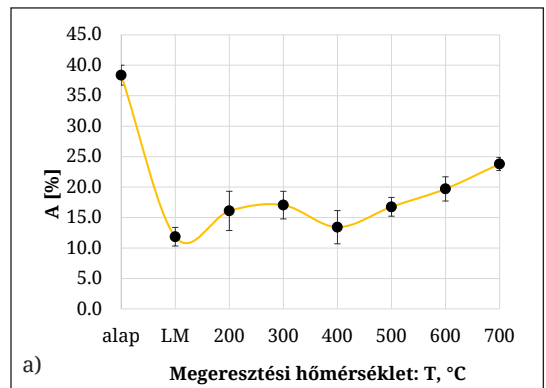
A szakítóvizsgálatok (4. ábra) azt mutatták, hogy a LM-re történő edzés után a minták szakadáshoz tartozó nyúlása alig haladta meg a 10%-ot. Ámbár a megeresztés hőmérsékletének emelésével a szakadási nyúlás jellemzően nőtt, 400 °C-on való megeresztésnél lokális minimumot mutatott, de 700 °C-on való megeresztés után is jelentősen elmarad a normalizált állapotétól. A megeresztési hőmérséklet szakítószilárdságra gyakorolt hatása a többi vizsgálattal egybevág. Az edzéssel elért 800 MPa-os szakítószilárdság csak 500 °C fölötti megeresztés után kezdett csökkenni.

A lécesmarteniztesre edzett anyag 700 °C-on 20 percig tartó hőkezelése után is felfedezhetőek a marteniztes struktúra nyomai. Egyenlőtengelyű ferrit csak a primer ausztenit szemcsehatárokon alakult ki (5. ábra). A LM-anyag hideghengerlésekor azt tapasztaltuk, hogy az anyag keményedik az alakítás során (6. ábra), de még 86%-os fogyás (535HV10) után sem szakadt fel. A további alakításoknak a hengerfejek 55HRC keménysége és a közöttük beállítható távolság szabott határt.

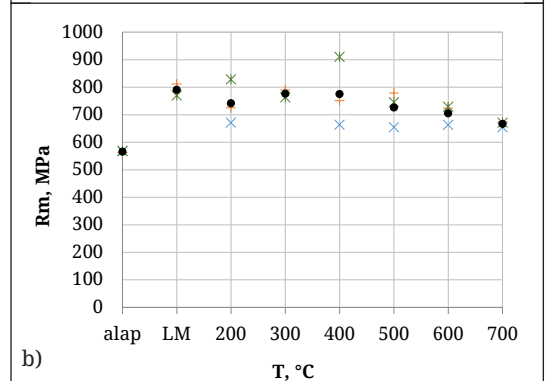
Az egyes alakváltozások után elvégzett, különböző hőfokokon 20-20 percig tartó hőkezelések utáni vizsgálatok azt mutatják, hogy az újrakristályosodás lejátszódásához még nagymértékű alakváltozás után is jelentős mennyiségű hőre van szükség ötvözetlen, kis karbontartalmú LM-szövetszerkezetű acélnál. Miközben a 62%-os alakítás és 500 °C-os hőkezelés után a mikroszkópon nem tűnnek fel az újrakristályosodás jelei (7. ábra), EBSD eljárással nagy felbontás mellett vizsgálva a mintában megkülönböztethetőek a diszlokációmentes szubszemcsebelsők és a diszlokációkkal sűrűn behálózott és ezáltal nagy képmínőségromlást okozó szemcsehatárok (8. ábra).



3. ábra. A megeresztési hőmérséklet hatása a fajlagos ütőmunkára (alap = normalizált állapot, LM = lécesmarteniztesre edzett állapot)



a)

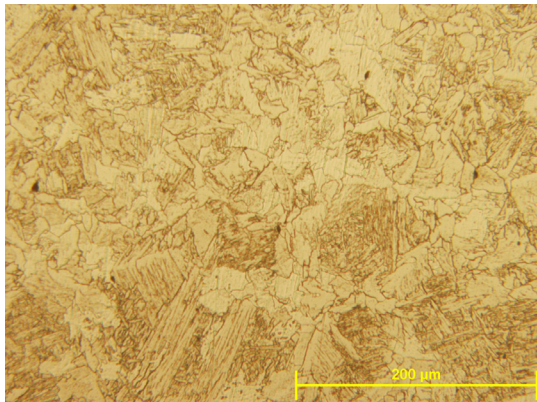


b)

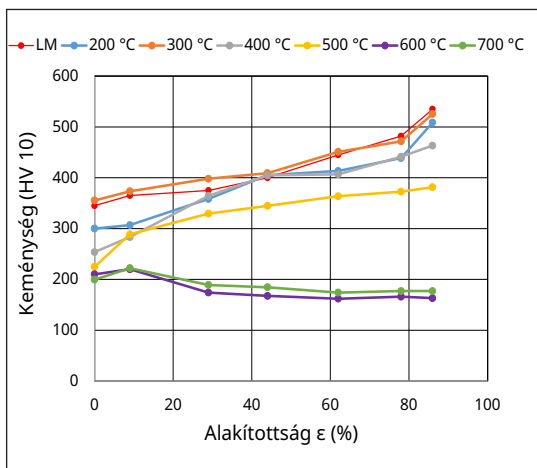
4. ábra. A megeresztési hőmérsékletek hatása a szakadási nyúlására (a), illetve a szakítószilárdságára (b)

A 30%-nál jobban alakított minták keménysége 600–700 °C-on való utóhőkezelések után 200HV10 alá esett.

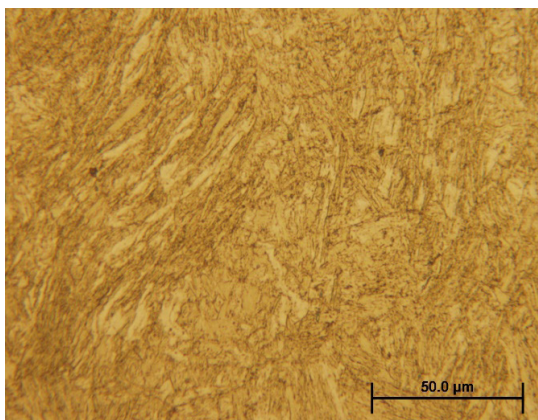
A legintenzívebben alakított minták vizsgálatakor az EBSD képmínőség-térképen nagyon szépen látszik, hogy a diszlokációk mennyisége a szemcsehatárookra korlátozódik (9. ábra).



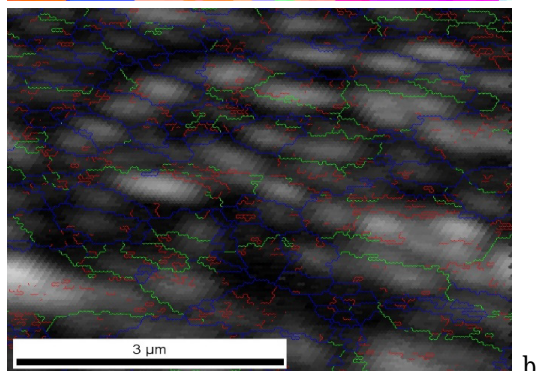
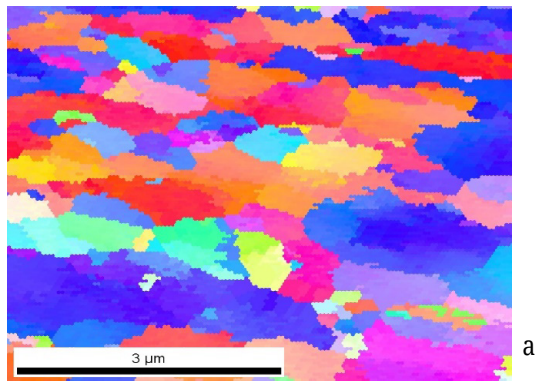
5. ábra. 700 °C-on megeresztett lécesmartenzites minta szövetszerkezete



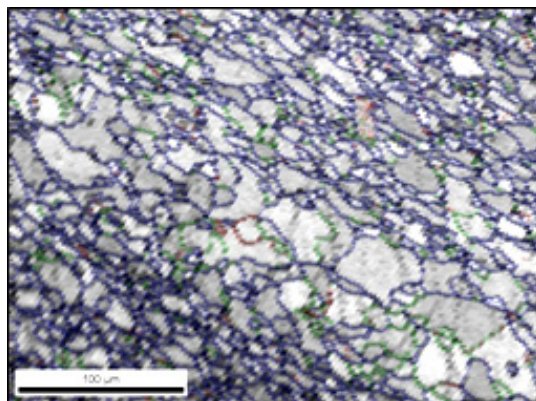
6. ábra. A hidegalakítás mértékének és az utólagos hőkezelés hőmérsékletének hatása az LM-acél keménységére



7. ábra. 62%-os fogyással hengerelt és 500 °C-on hőkezelt minta fénymikroszkópos felvétele



8. ábra. EBSD-felvételek, $\epsilon = 44\%$, $T = 500$ °C, $N = 10000\times$. a) pólusábra térkép, b) képmínőség térkép



9. ábra. A minta szövetszerkezete $\epsilon = 86\%$, $T = 700$ °C képmínőség térkép

4. Következtetések

C15-ös anyagban az 1200 °C-ról jeges vízben létrehozott LM-szövetszerkezetű acél alakváltozó képessége és megeresztés-állósága rendkívül jó.

Köszönetnyilvánítás

A szerzők ezúton kívánnak köszönetet mondani a munkánkhoz nyújtott anyagi támogatásért – az

EFOP-3.6.1-16-2016-00010. számú projekt keretében – a magyar államnak és az Európai Uniónak.

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Stormvinter A., Hedström P., Borgenstam A.: *Investigation of lath and plate martensite in a carbon steel*. Solid State Phenomena, 172–174. (2011) 61–66.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.61>
- [2] Sandvik B. P. J., Wayman C. M.: *Crystallography and substructure of lath martensite formed in carbon steels*. Metallography, 16/2. (1983) 199–227.
[https://doi.org/10.1016/0026-0800\(83\)90005-8](https://doi.org/10.1016/0026-0800(83)90005-8)
- [3] Kelly P. M.: *Crystallography of lath martensite in steels*. Materials Transactions, JIM (Japan), 33/3. (1992) 235–242.
<https://doi.org/10.2320/matertrans1989.33.235>
- [4] Morito S., Tanaka H., Konishi R., Furuhashi T., Maki T.: *The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys*. Acta Materialia, 51/6. (2003) 1789–1799.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00577-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00577-3)
- [5] Morito S., Adachi Y., Ohba T.: *Morphology and crystallography of sub-blocks*. Materials Transactions, 50/8. (2009) 1919–1923.
<https://doi.org/10.2320/matertrans.MRA2008409>