

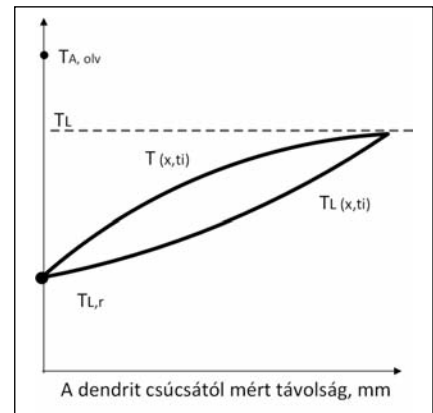
■ **13. ábra.** Az ötvözet tényleges és az olvadék lokális összetétele által meghatározott likvidusz hőmérsékletének változása a szilárd/olvadék határfelülettől mért távolság függvényében a kokillával való érintkezés kezdetén: a) Az extrém gyors lehűlés esete → nincs összetételi túlhűlés; b) Gyors lehűlés esete → az összetételi túlhűlés kialakulásának kezdete

lyi fázisdiagramjának a szilárd oldat dermedésére vonatkozó részletének segítségével felrajzolható az ötvözőfém koncentrációjának a dendritcsúcs előtti olvadékban való változását jellemző görbe, vagyis a $c = c(x, t_i)$ kapcsolat. A dendrit csúcsánál az olvadék összetétele a dendritcsúcs görbületi sugara által meghatározott túlhűlési mérték alapján az egyensúlyi diagramból olvasható ki, míg a dendritcsúcsból távolabb az olvadék ötvözőfém-tartalma c_0 -val egyenlő.

– A $c = c(x, t_i)$ görbe jellege által, vagyis az olvadék összetétele által meghatározott T_L likvidusz-hőmérséklet

és a $T = T(x, t_i)$ görbék által meghatározott, az ötvözet tényleges hőmérsékletének x szerinti változását leíró görbék által definiált hőmérsékletkülönbség adja meg az összetételi túlhűlés mértékét, és ezzel együtt az összetételi túlhűlés által irányított dermedés ΔG hajtóerejét.

A bemutatott összefüggérendszer a szilárd oldatos ötvözetek öntvényeinek dermedési folyamataival kapcsolatban számos, a korábbi megközelítési módokból nehezen értelmezhető kérdésre is választ ad. A tiszta fémek és a szilárd oldatos ötvözetek öntvényeiben lejátszódó dermedési folyamat tárgyalásakor alkalmazott megkö-



■ **14. ábra.** Az ötvözet tényleges hőmérsékletének és az olvadék lokális összetétele által meghatározott likvidusz hőmérsékletének változása az oszlopos dendriték csúcsa előtti térben az öntvény dermedésének befejező szakaszában

zelítés kiterjeszhető az eutektikus és a peritektikus ötvözetekre is.

Irodalom

- [1] Verő B. és társai: Tiszta fémek öntvényeinek dermedése. BKL Kohászat, 2016. 149. évf. 5–6. sz.
- [2] Verő József – Káldor Mihály: Fémtan, Tankönyvkiadó Budapest, 1977, ISBN 963 17 1798 4, 223–244. old.
- [3] Eckstein, H. J.: Wärmebehandlung von Stahl, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie – Leipzig, 1969. VLN 152-915/24/69. Abschnitt 4. 118–144. old.

CSEPELI ZSOLT

Autóipari felhasználásra gyártott, melegen hengerelt acélok szilárdságának növelése nanoméretű kiválásokkal

Bevezetés

Az autóiparban használt acéloknak gyakran egyszerre kell nagy szilárdságúnak és kiváló szívósságúnak lenniük. Az alkatrészek gyártásakor az acéllemezeknek komplex alakváltozást is el kell viselniük, ezért a nyújtvahúzás és a mélyhúzás által támasztott követelményeknek is meg kell felelniük. A DP és TRIP acélokat

nagymértékű szakadási nyúlás jellemzi, azonban kevésbé alkalmasak a gépjárműiparban gyakran alkalmazott lyuktágítással járó megmunkálásra. Ennek oka, hogy lyuktágításkor könnyen keletkezik repedés a DP és TRIP acéloknak egymás mellett levő, nagymértékben különböző keménységű fázisok határfelületén. Az inhomogén szövetszerkezet okozta problémát bénites szövetszerkezetű acé-

lok fejlesztésével próbálták csökkenteni, azonban a nagy szilárdságú minőségeknél a lyuktágító vizsgálatok eredménye a bénites acéloknál sem volt megfelelő [1]. Újabb kutatási eredmények azt mutatják, hogy az ausztenit és ferrit határfelületén nanoméretű kiválások létrehozásával ipari körülmények között is gyárthatók olyan acélok, melyek a jelenleg használt minőségeknél jobban meg-

A melegen hengerelt acéloknál az egyik fő kutatási irány a nagy szilárdságú, de egyúttal jól alakítható acélok fejlesztése. Az ötvözetlen, vagy gyengén ötvözött acéloknál a nagy szilárdság elérésének egyik lehetséges módja az ultrafinom szemcsés szövetszerkezet létrehozása. Ilyen acélok előállítására számos módszer ismert, azonban ezek többsége csak kisméretű próbatestek gyártására alkalmas, laboratóriumi körülmények között. A szilárdságnövelés egy másik – ipari méretekben könnyebben megvalósítható – módja nanoméretű kiválások, például karbidok, karbonitridek létrehozása az acélban. Ezzel az eljárással a gépjárműipar számára olyan acélokat lehet előállítani, melyeknek a nagy szilárdságukhoz képest nagy a nyúlása, emellett az ilyen alapanyagból készült alkatrészek kiválóan alkalmasak lyuktágítással és nyújtó-peremezéssel járó megmunkálásra. A gyártók és felhasználók szempontjából további fontos tulajdonsága ezeknek az acéloknak, hogy szilárdságuk egy adott minőség esetén szűk tartományon belül változik, ezért nagy biztonsággal gyárthatók. A ferrit mátrixban létrejövő nanoméretű kiválások azonban meleghengerléskor könnyen eldurvulhatnak, ezért ezeknek a minőségeknek a fejlesztésénél kiemelt figyelmet szentelnek e durvulás hatékony megakadályozásának.

felelnek az autóipar által támasztott összetett követelményeknek, ezért ez a cikk az ezen a területen elért legújabb eredmények összefoglalását tartalmazza a szakirodalom feldolgozása alapján.

Fázishatármenti kiválások képződése

Meleghengerléskor a hőmérséklet csökkenésének következtében az addig oldott mikroötvöző elemekből az ausztenit/ferrit átalakulás három különböző szakaszában jöhetnek létre mikroötvöző-karbid, vagy -karbonitrid kiválások:

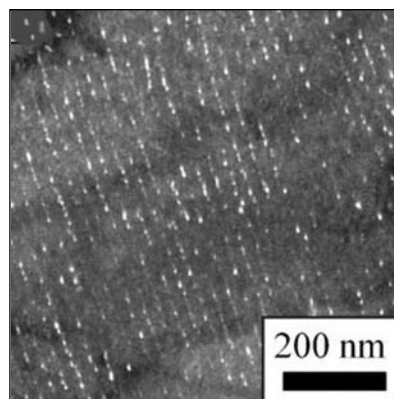
– A kiválások megjelenhetnek az ausztenitben, akadályozva az ausztenit újrakristályosodását (pl. Ti(CN)). Ekkor alakítás után újrakristályosodás hiányában lapos ausztenit-szemcsék alakulnak ki, melyekből átalakulás után finomszemcsés ferrit-szemcsék jönnek létre. Ha a kiválások nagyra nőnek, akkor felhasználják a mikroötvözők jelentős részét, ezért kisebb hőmérsékleten kevesebb apró kiválás tud kialakulni, ami kisebb szilárdságnövekedést eredményez.

Dr. Csepeli Zsolt 1994-ben kohómérnökként végzett a Miskolci Egyetemen, ahol 1998-ban PhD-fokozatot szerzett. Jelenleg a Dunaferri Labor Nonprofit Kft. Metallográfiai és Roncsolásmentes Anyagvizsgáló Főosztályának a főosztályvezetője és a Dunaújvárosi Egyetem főiskolai tanára.

– Ha a kiválások az ausztenit/ferrit átalakulásakor, a két fázis határán jönnek létre, akkor a kiválások párhuzamos felületeken helyezkednek el. Ezek a határfelületen kialakuló kiválások kisebbek, ezért nagyobb mértékben növelik a szilárdságot, mint a termomechanikus kezelés-kor az alakított ausztenit szemcsékben létrejövő kiválások [3].

– A fázis átalakulása után a túltelített ferritben is kialakulhatnak apró, véletlenszerűen elhelyezkedő kiválások, melyek szintén növelik az acél szilárdságát.

E cikkben a továbbiakban csak azt az esetet vizsgáljuk, amikor a kiválások az ausztenit/ferrit határán jönnek létre, mert az ilyen – általában nanoméretű – kiválásokkal erősített ferrites szövetszerkezetet kiemelkedő mechanikai tulajdonságok jellemzik.

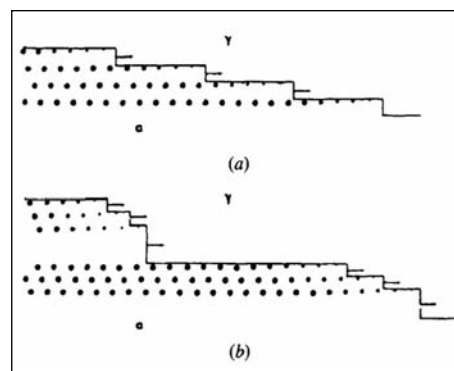


■ **1. ábra.** Ti-Nb-Mo ötvözésű acél transzmissziós elektronmikroszkópos felvétele [4]

A kiváló fázis lehet cementit, ötvöző-elem-karbid, -karbonitrid vagy más olyan fázis, melynek oldhatósága az átalakulás hőmérsékletén korlátozott az átalakuló fázisokban. A mozgó határfelületen e kiválások csíráinak képződése periodikusan megy végbe. A ferrit kisebb oldóképessége miatt a karbon és a mikroötvöző elemek feloldódnak a határfelület ausztenit felőli oldalán. A mozgó határfelületen bizonyos távolságonként a túltelítettség miatt kiválások jönnek létre. Ezek a periodikusan keletkező kiválások az 1. ábrán látható módon a szövetszerkezetben párhuzamos sorokként jelennek meg [4, 5].

Először Gray és Yeo figyelt meg periodikusan ismétlődő nióbium-karbonitrid sorokat, melyek az ausztenit ferrit alakulásakor váltak ki az ausztenit és ferrit fázisok határán [6]. Hasonló kiválások sem a koherens ikerkristály határokon, sem a hengerléskor kialakuló csúszási síkokon nem keletkeztek. Későbbi vizsgálatok során szinte mindenfajta karbidnál és karbonitridnél megfigyelték ezt a jelenséget [7].

A kiválásoknak a 2. ábrán látható lépcsős kialakulását Lagneborg és Zajac modellje szerint az oldott elemek diffúziója szabályozza [8]. A modell szerint a ferrit növekedésének mértékét a karbon ausztenitbe történő diffúziója határozza meg. Az ausztenit/ferrit határfelületén egyszerre több folyamat megy végbe: a mikroötvöző elemek karbonitridjeinek csírképződése, a kiválások közelében a mikroötvözőkben szegényebbé vált térfogatrészek növekedése és a határfelület elvándorlása a létrejött kivá-



■ **2. ábra.** Határfelületi kiválások csírképződése és növekedése (a) szabályos lépcsőmagasság és (b) szabálytalan lépcsőmagasság esetén [2]

lásoktól. A mikroötvöző elemekben szegény rész közvetlenül a csíráképződés után növekszik a leggyorsabban, ennek az egyre nagyobb térfogatrésznek a sugara az eltelt idő négyzetgyökével arányos. A kiválások méretére jellemző kis távolságoknál a ferrit növekedésének sebessége állandónak tekinthető. A mikroötvözőkben szegény rész és a ferrit növekedésének relatív sebessége a kiválás növekedése közben úgy változik, hogy az ausztenit/ferrit határfelület a csíráképződéskor lemarad az ötvözőben szegény részhez képest, majd a határfelület eléri az átlagos ötvözőtartalmú részt, ahol a kiválások egy újabb felületen jelennek meg [2].

A 3. ábrán a folyamatos lehűlésre érvényes átalakulási diagramon látható, hogy az ausztenit átalakulása után a túltelített ferritból a kiválások nagyobb hőmérsékleteken az ausztenit/ferrit határfelületeken jönnek létre, míg kisebb hőmérsékleteken a ferriten belül alakulnak ki rendszerint véletlenszerűen elhelyezkedve [2].

A molibdén szerepe a nanoméretű kiválások kialakulásában

A molibdént gyakran alkalmazzák az acélok ötvözőelemeként a perlit képződésének megakadályozása érdekében, mert jelenléte megnöveli a perlitképződés kezdetéig eltelt időt. Emellett azt is megfigyelték, hogy a molibdén jelentősen csökkenti a karbidkiválások méretét, és hatékonyan akadályozza azok durvulását a további hőkezeléskor. Bár a molibdén csak kismértékben oldódik az ötvözőelem-karbidokban, csökkenti a ferrit

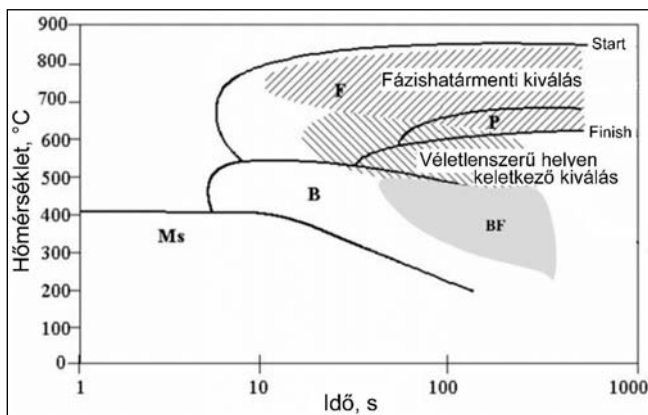
és a karbidok rácsszerkezete közötti különbséget, és így a határfelületi energiát, ezáltal elősegíti a karbidok – például (Ti,Nb,Mo)C-csírák – képződését. A kiválások növekedésekor azonban a molibdén jelentős része a ferritmátrixba diffundál, és ezzel lassítja a kiválások növekedését, eldurvulását. Ti, Nb és Mo ötvözőt tartalmazó acélban (Ti,Nb,Mo)C-kiválások keletkeznek, azonban ezek a kiválások később mint (Ti,Nb)C növekednek. A molibdén tehát hozzájárul ahhoz, hogy az ausztenit/ferrit átalakulásakor olyan karbidcsírák keletkezzenek, melyek nem hajlamosak az eldurvulásra [4, 9].

Nanoméretű kiválásokkal erősített acélok mechanikai tulajdonságai

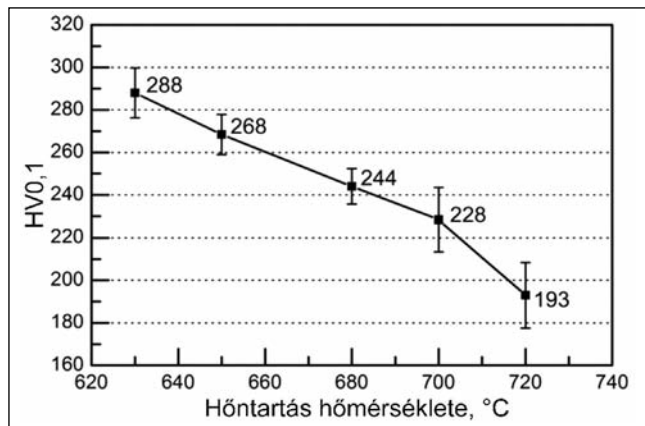
Kamikawa és munkatársai kis karbontartalmú, titánnal, illetve titánnal és molibdénnel ötvözött acélok mechanikai tulajdonságait összehasonlítva azt találták, hogy a molibdénnel is ötvözött acél szilárdsága a kisebb méretű kiválások miatt nagyobb volt, mint a csak titánnal ötvözött próbatesteké [10]. A két ötvözetből készített próbatestek szívóssága nagyon hasonló volt, a szakítóvizsgálatnál minden esetben 20% körüli szakadási nyúlást mértek. A felvett szakítódigramokon megfigyelhető, hogy a kisebb méretű kiválásokat tartalmazó, molibdénnel is ötvözött acélnál a képlékenyalakítás kezdetén nagyobb mértékű az alakítási keményedés. Ennek oka a nanoméretű (4-5 nm átmérőjű) kiválások körüli nagy diszlokációsűrűség, ami az alakítás későbbi szakaszában az ellentétes előjelű

diszlokációk találkozásakor lecsökken.

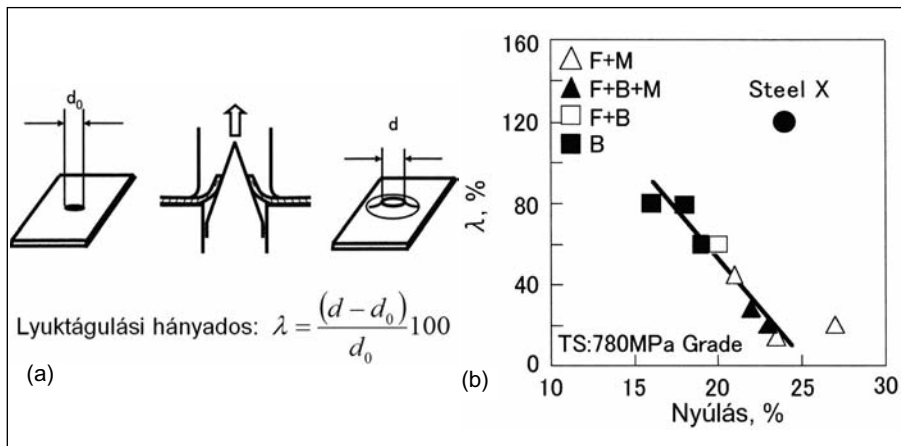
Yen és munkatársai kis karbontartalmú, titánnal és molibdénnel ötvözött (0,06% C, 1,5% Mn, 0,1% Si, 0,1% Ti, 0,2% Mo) acélon végeztek dilatációs kísérleteket a nanoméretű határmenti kiválások vizsgálatára [9]. A mangán egyik fontos szerepe az ilyen típusú acéloknál, hogy csökkenti az ausztenit/ferrit átalakulás hőmérsékletét, aminek eredményeként finomabb kiválások jönnek létre, melyek jelentős szilárdságnövekedést okoznak [11]. Kísérleteikben a próbatesteket 1200 °C-on végzett ausztenitesítés után 15 °C/s sebességgel 630, 650, 680, 700 és 720 °C-ra hűtötték, 30 percig hőtartották, majd 100 °C/s sebességgel vízben, szobahőmérsékletre hűtötték. A befagyasztott szövetszerkezetben a ferrit keménységét 100 g terhelőerővel mérték. A mikrokeménységmérés kis terhelőereje lehetővé tette, hogy a ferritszemcsékben végzett mérések eredményét ne befolyásolja az ausztenitből és ferritből álló szövetszerkezet gyors hűtése során az ausztenitből kialakuló martenzit. Az eltérő hőmérsékletek hatására különböző méretű és elhelyezkedésű kiválások jöttek létre, ennek megfelelően különböztek a próbatestek mechanikai tulajdonságai is. A ferritszemcsék átlagos mikrokeménysége a hőtartás hőmérsékletének csökkenésével a 4. ábrán látható módon 193 HV_{0,1}-től 288 HV_{0,1}-ig növekedett. A keménységértékek növekedését az okozta, hogy kisebb hőmérsékleteken kisebb méretű, de sűrűbben elhelyezkedő kiválások jöttek létre, mint nagyobb hőmérsékleteken. A



■ 3. ábra. Mikroötvözött acél CCT diagramja azoknak a területeknek a bejelölésével, ahol fázishatár menti, illetve a ferrit mátrixban véletlenszerűen elhelyezkedő kiválások jönnek létre [2]



■ 4. ábra. A ferritszemcsék Vickers-keménysége a hőtartás hőmérsékletének függvényében [9]



■ 5. ábra. A lyuktágító vizsgálat elve (a) és a vizsgálat eredménye (b) [11]

szerzők a kiválások méretének és elhelyezkedésének figyelembevételével megbecsülték a határfelületi kiválások szilárdságnövelő hatását. Számításaik azt mutatták, hogy míg a 630 °C-on hőkezelt darabnál a kiválások a szilárdságot 400 MPa-lal is megnövelték, addig a 720 °C-on hőkezelt mintánál a nagyobb és ritkábban, rendszertelenül elhelyezkedő kiválások csak körülbelül 200 MPa szilárdságnövekedést eredményeztek.

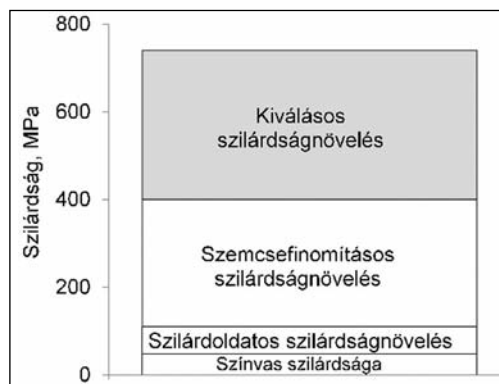
Nanoméretű kiválások létrehozásának lehetőségei meleghengreléskor

Meleghengreléskor az ausztenit/ferrit határfelületen képződő kiválások okozta szilárdságnövekedést kétféleképpen lehet kihasználni. Az egyik lehetőséget az jelenti, hogy megfelelő összetételű acélokban a meleghengrelés végén néhány másodperc alatt létrejönnek a kiválások, és a szalag ezt követő hűtése megakadályozza a kiválások durvulását. Az ilyen típusú acélokban a rendelkezésre álló idő rövidsége miatt a nióbium mint erős karbidképző a meghatározó mikroötvözőelem. A kis karbon-tartalom növeli az ausztenit/ferrit átalakulás sebességét, elősegítve a határfelületi kiválások gyors kialakulását. Okamoto és munkatársai azt tapasztalták, hogy 0,052% C-tartalmú, 0,05% Nb-ot tartalmazó acélnál a 650 °C és 750 °C közötti hőmérséklet-tartományban elegendő 10 s a fázishatármenti kiválások létrejöttéhez [12].

Meleghengreléskor a határfelületi kiválások létrehozásának másik lehetséges módja az, hogy az

acélszalagot az utolsó szűrés után a kiválások képződésének megfelelő hőmérsékletre hűtik, és a fázisátalakulás végéig ezen a hőmérsékleten tartják. Ez a hőmérséklet a kiválások Ostwald-féle durvulásának eredményeként bekövetkező szilárdságcsökkenés miatt nem lehet túl magas. A kiválások létrejötte szempontjából molibdénrel mikroötvözött acélnál a 630 °C és 650 °C közötti hőmérséklet-tartományt találták a legmegfelelőbbnek. A jól megválasztott hőmérsékleten felcsévelt szalagban a lassú hűlés közben létrejönnek a fázishatármenti kiválások. Ebben az esetben is a Mo biztosítja, hogy a nagy hőmérséklet ellenére a kiválások ne durvuljanak el, és így ne csökkenjen az acél szilárdsága. A folyamatosan hűlő tekercsben 550 °C alatt a diffúzió sebessége már olyan kicsi, hogy nem megy végbe jelentős mértékű szemcsedurvulás [13].

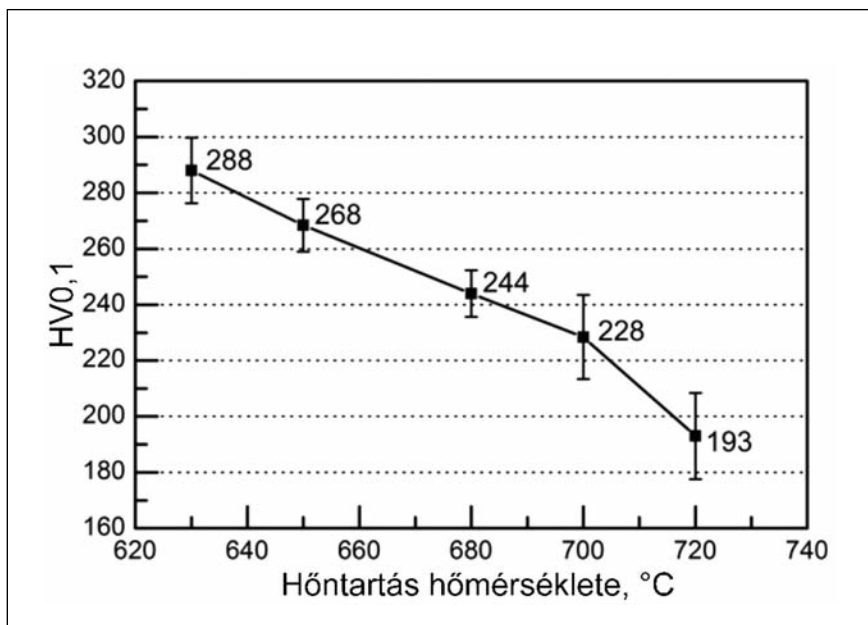
Funakawa és munkatársai a laboratóriumi kísérletek eredményeit felhasználva ipari méretekben is előállít



■ 6. ábra. Az egyes szilárdságnövelő mechanizmusok aránya [11]

tottak nanoméretű karbidokat tartalmazó, poligonális ferrit mátrixú acélt. A 3,2 mm vastag és 700 mm széles acélszalag kémiai összetétele 0,047% C - 1,59% Mn - 0,22% Si - 0,082% Ti - 0,20% Mo volt. A meleghengrelés utolsó szűrését 900 °C-on végezték, majd az ezt követő hűtés után 650 °C-on csévelték fel a szalagot. A gyártott acél folyáshatára 734 MPa, szakítószilárdsága 807 MPa, százalékos szakadási nyúlása pedig 24% volt. Az 5. ábrán látható, hogy az általuk gyártott Steel X jelű acélnál a lyuktágító vizsgálat eredménye lényegesen jobb volt, mint amit a hasonló szilárdsági kategóriába tartozó többi acélnál mértek [11]. A sorokban elhelyezkedő, átlag 3 nm átmérőjű karbidkiválások a 6. ábrának megfelelően körülbelül 300 MPa szilárdságnövekedést eredményeztek, ami kétháromszorosa a nagy szilárdságú acélokban a szokásos kiválások szilárdságnöveléssel elérhető értéknek.

A japán JFE acélműben évek óta sikeresen gyártanak nanoméretű karbidokkal erősített, ferritmátrixú acélokat autóiipari felhasználásra [1, 2]. A Nanohiten nevű acélokat 780 MPa vagy 980 MPa szakítószilárdsággal, horganyozható minőségben is gyártják. A Nanohiten acélok meleghengrelése a többi acélhoz hasonló módon történik, és a kiválásokkal növelt nagy szilárdságú ferrites szövetszerkezet a csévelés hőmérsékletén alakul ki. A hagyományos kiválásokon keményített acélokban ilyen csévelési hőmérsékleten gyakran képződik perlit, azonban a Nanohiten acélokban a kis karbon-tartalom (0,04%) és a perlitképződést késleltető Mo ötvözés hatására perlitet nem tartalmazó ferrites szövet jön létre. Az acélgyártók- és felhasználók szempontjából a már említett mechanikai tulajdonságokon túl további előnye az ilyen típusú acélokban, hogy a hagyományos nagy szilárdságú acélokhoz ellentétben a szilárdságukat csak kismértékben befolyásolja a csévelési hőmérséklet változása, ezért nagy biztonsággal gyárthatók. Ennek egyik nagy előnye, hogy a karosszériaelemek sajtoláskor közel azonos nagyságú a visszarugó-



■ 6. ábra. Az egyes szilárdságnövelő mechanizmusok aránya [11]

zás mértéke. A Nanohiten acél másik előnye, hogy a nagy szilárdsága csévéléskor jön létre, ezért például a 780 MPa szakítószilárdságú acél meleg-hengerléskor az 540-590 MPa szilárdságú acélokhoz hasonlóan viselkedik.

Összefoglalás

Az acélok szilárdságnövelésének egyik lehetséges módja nanoméretű kiválások létrehozása a ferrit mátrixban. Ezek a kiválások meleghengerléskor létrejöhetnek a csévéelés előtt is, azonban kialakulásukhoz legtöbbször a csévéelés utáni lassú lehűléskor van elegendő idő. A nanoméretű kiválások létrejöttében a kis karbontartalom mellett alapvető szerepe van annak, hogy molibdén jelenlétekor az ausztenit/ferrit átalakulásakor olyan karbidcsírák keletkeznek, melyek nem hajlamosak az eldurvulásra.

A kiválásokon erősített ferrites szövetszerkezet előnye az autóiparban széleskörűen használt többesfázisú acélokhoz képest, hogy mivel nincsenek benne egymás mellett nagyon eltérő keménységű és szívósságú szövetelemek, kiválóan alkalmasak lyuktágítással és nyújtó-peremezés-sel járó megmunkálásokra. További előnye a nanoméretű kiválásokkal erő-

sített ferrites szövetszerkezetű acélokhoz, hogy mechanikai tulajdonságaik egy adott minőségénél szűk tartományban változnak, ezért reprodukálhatóan gyárthatók.

A cikkben bemutatott technológiával elvileg hazai körülmények között, a meglévő berendezésekkel is megvalósítható meleghengerléskor az ausztenit és ferrit határfelületén létrejövő nanoméretű kiválások okozta szilárdságnövekedés.

Irodalom

- [1] Seto Kazuhiro, Funakawa Yoshimasa, Kaneko Shinjiro: Hot Rolled High Strength Steels for Suspension and Chassis Parts "NANOHITEN" and "BHT® Steel", JFE TECHNICAL RE-PORT No. 10 (Dec. 2007), pp. 19–25.
- [2] Jun Sun: Nanoscale precipitation in hot rolled sheet steel, MSc-tézis, Colorado School of Mines, 2013 (Sun_mines_0052N_10153.pdf)
- [3] S. S. Campos, E. V. Morales1, H.-J. Kestenbach: Detection of interphase precipitation in microalloyed steels by microhardness measurements, Materials Characterization 52 (2004) 379–384.
- [4] J. H. Jang, Y.-U. Heo, C.-H. Lee,

H. K. D. H. Bhadeshia. Dong-Woo Suh: Interphase precipitation in Ti–Nb and Ti–Nb–Mo bearing steel, Materials Science and Technology 2013 VOL 29 NO 3, pp. 309–313.

- [5] International Seminar on Applications of Mo in Steels, June 27–28, Beijing, 2010
- [6] Gray J. M., Yeo R. B. S.: Trans ASM 1968;61:255.
- [7] Utsunomiya T, Hoshino K, Sakuma T, Sudo H.: CAMP-ISIJ (Current Advances in Materials and Processes-ISIJ) 1986:70.
- [8] R. Lagneborg. S. Zajac: A Model for Interphase Precipitation in V-Microalloyed Structural Steels, Metallurgical Transactions A, vol. 32A, 2001, pp. 39–50.
- [9] Hung-Wei Yen, Po-Yu Chen, Ching-Yuan Huang, Jer-Ren Yang: Interphase precipitation of nanometer-sized carbides in a titanium–molybdenum-bearing low-carbon steel, Acta Materialia 59 (2011) pp. 6264–6274.
- [10] Naoya Kamikawa, Yoshihisa ABE, Goro Miyamoto, Yoshi-masa Funakawa, Tadashi Furu-hara: Tensile Behavior of Ti, Mo-added Low Carbon Steels with Interphase Precipitation, ISIJ International, Vol. 54 (2014), No. 1, pp. 212–221.
- [11] Yoshimasa Funakawa, Tsuyoshi Shiozaki, Kunikazu Tomita, Tet-suo Yamamoto, Eiji Maeda: Development of High Strength Hot-rolled Sheet Steel Consisting of Ferrite and Nanometer-sized Carbides, ISIJ International, Vol. 44 (2004), No. 11, pp. 1945–1951.
- [12] R. Okamoto, A. Borgenstam, J. Agren: Interphase precipitation in niobium-microalloyed steels, Acta Materialia 58 (2010) pp. 4783–4790.
- [13] Hardy Mohrbacher: Principal effects of Mo in HSLA steels and cross effects with microalloying elements, Proceedings of International Seminar on Applications of Mo in Steels th th June 27-28, 2010, pp. 75–96.