

EME *FIA TAL MŰSZAKIAK* *TUDOMÁNYOS ÜLÉSSZAKA*

Kolozsvár, 2004. március 26-27.

LÉZERES FELÜLETÁTOLVASZTÁS FOLYAMATÁNAK ELEMZÉSE

Bitay Enikő, Roósz András

Abstract

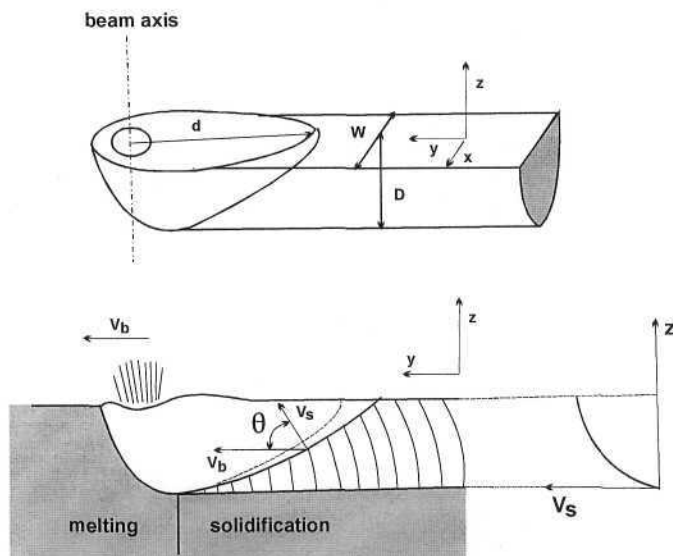
We analyzed transformation processes occurring during laser surfaces melting in the surface layers of C15 unalloyed steel specimens. Experiments have been performed with the following processing parameters: 1, 2, 3, 5 kW laser beam power, and 300, 500 and 700 mm/min scanning speed. For experiraental purposes, we used a CO₂ laser (TRIUMF TLC105) of BAYATI Laboratory in Budapest. Measured data have been evaluated at the Institute of materials science in the University of Miskolc.

Kivonat

Jelen tanulmány a lézeres felületátolvasztás folyamatait elemezi (átalakulások, hőhatások, szövetszerkezeti változások) egy CO₂ lézerrel átolvasztott C15 minőségű acélpróba felületi rétegében. A lézeres kísérleteket, melyek egyedi (átlapolatlan) sáv előállítására és vizsgálatára irányultak, a következő technológiai paraméterekkel végeztük: alkalmazott sugárteljesítmény: 1, 2, 3, illetve 5 kW; és a pásztázó sebesség: 300, 500, 700 mm/perc. A lézeres kezelésre egy TRUMF gyártmányú TLC105 típusú CO₂ lézer alkalmazásával a budapesti Bay Zoltán Anyagtudományi Intézet (BAYATI) laboratóriumában került sor. A kísérletek kiértékelését a Miskolci Egyetem Anyagtudományi Intézet laboratóriumában végeztük.

1. Lézeres felület átolvasztás

A lézeres felület átolvasztás során a felületre bocsátott nagy energia hatására a felület egy vékony rétege megolvad. A megolvadt réteg alatt a hővezetés következtében hőhatásövezet alakul ki. A lézeresen megolvasztott tócsa alakjának két jellemző adata a szélesség és mélység (1. ábra).



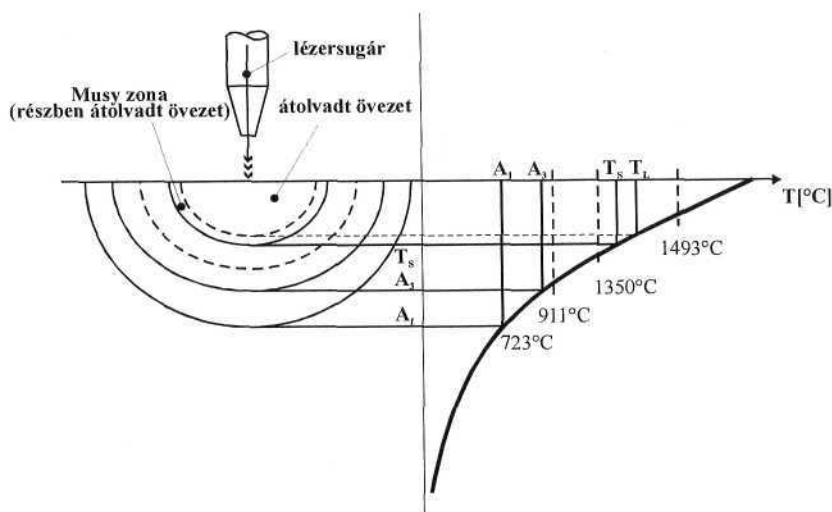
1. ábra. Az átolvasztott tócsa geometriája, [1]

1.1. A megolvadt zóna jellemzése

A megolvadt tócsa térfogata néhány mm^3 . A tócsa mélysége függ a lézersugár teljesítményétől, a pásztázási sebességtől, a sugárátmérőtől, valamint az anyag reflektáló képességétől és a hőelvonásától, röviden szólva az egységnyi idő alatt az egységnyi térfogatban felhalmozódó energiától. A gyors dermedés ($10^4 \sim 10^6$ K/s) következtében a felületi réteg tulajdonságai megváltoznak. A hűlési sebességet adott sugárparaméterek esetén az olvadéktócsa alatti alapanyag hődiffúziós tényezője és a hőmérséklet gradiens határozza meg [1,2].

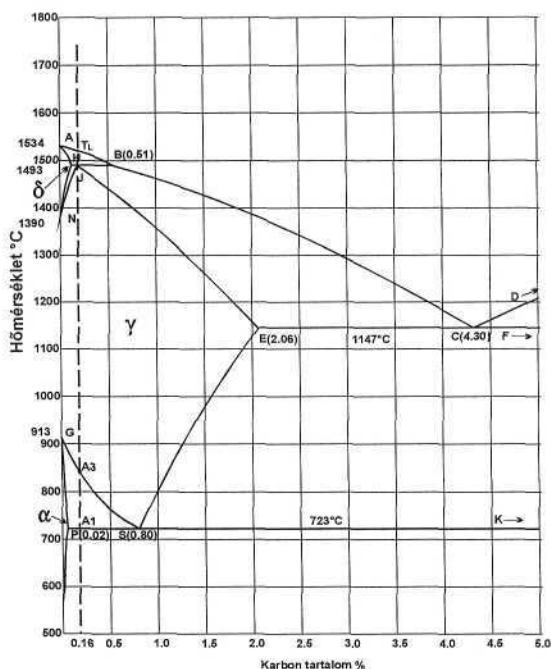
2. Átalakulások, hőmérsékletövezetek a lézeresen átolvasztott C15 minőségű acélban

A megolvadt tócsa alatt a hőhatásövezetben mind a felmelegedés, mind pedig az azt követő lehűlés során átalakulások mennek végbe. A 2. ábrán a lézersugár környezetében kialakult jellegzetes hőmérsékleti tartományokat mutatjuk be. A tócsa középvezetében a hőmérséklet eloszlás az ábra jobb oldalán látható.



2. ábra. Lézeresen átolvasztott sáv hőmérséklet-eloszlása, [3]

A végbemenő átalakulások jellege, valamint azok egyensúlyi hőmérsékletei a vizsgált ötvöztelen acél esetében a Fe-C diagramról olvashatók le (3. ábra). Az egyensúlyi diagram azonban csak végtelen lassú hőmérsékletváltozásokra érvényes. Nagyon gyors hevítéskor vagy hűtéskor az átalakulási folyamatoknak a kezdő-, illetve véghőmérséklete megváltozik (hevítéskor az egyensúlyinál nagyobb, hűtéskor, pedig annál kisebb hőmérsékleten kezdődnek meg és mennek végbe).



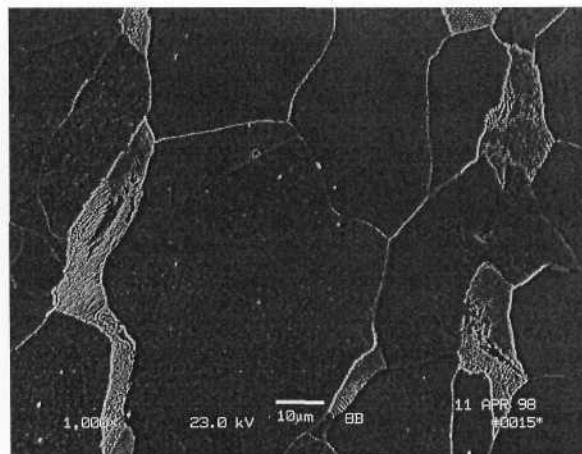
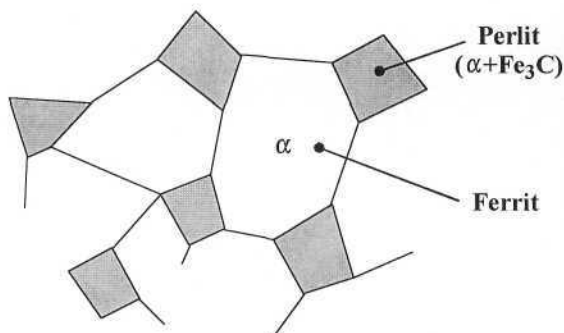
3. ábra. Fe-Fe₃C diagram a vizsgált acél (0.16%C) összetételével

Az acél felületi hőmérséklete jelentősen meghaladja a likvidusz hőmérsékletet. A likvidusz hőmérséklet felett csak olvadék, míg a likvidusz és szolidusz közötti tartományban, vagyis az olvadék és szilárd fázis együttesen van jelen (mushy zóna).

Mindezek alatt a hőhatásövezet helyezkedik el, mely az A_1 - A_3 , A_3 - T_s átalakulásoknak megfelelő izotermákkal jellemezhetők. A fénymikroszkópon ezek az övezetek ugyan nem különíthetők el, az átalakulások szempontjából viszont fontos ezeket külön tárgyalni.

2.1. Átalakulások hevítéskor

A C15 minőségű acél szövete szobahőmérsékleten ferrit-perlites, megközelítőleg 80% a ferrit, a többi perlit (4. ábra).



1000:1

4. ábra. Az C15 acél kiindulási szerkezete (ferrit-perlit)

Az A_1 hőmérséklet (723 °C) alatt a szerkezet lényegesen nem változik.

Az A_1 - A_3 hőmérsékletek közötti (723°C- 850°C) zónában a perlit ausztenitté való átalakulása elkezdődik, ez az eutektoidos cementit lépcsőzetes oldódásával és az ausztenit karbonnal való dúsulásával történik.

A A_3 és $T=911^\circ\text{C}$ hőmérsékletek közötti zónában a ferrit csak úgy tud ausztenitessé válni, ha C-t vesz fel (az át nem alakult ferrit karbon tartalma igen kicsi, ezért lehet a színvasra jellemző átalakulási hőmérséklettel, 911°C-al számolni). A perlitben megtörténik az α -Fe ausztenitté (γ -Fe) való átalakulása, a cementit egy része feloldódik. A karbon a ferrit irányába diffundál

(Fe_3C oldódik), ebből következik, hogy nő a γ (ausztenit) mérete (ebben található a maradék karbon). Ebben a hőmérséklettartományban - ha elég hosszú idő áll rendelkezésünkre - az ausztenitesedés teljesen végbemehet.

A $T=911^\circ\text{C}$ és T_s hőmérsékletek közötti zónában a ferrit ausztenitesedik, anélkül, hogy karbont kellene oldania, azaz az ausztenitesedésben nincs szükség diffúzióra.

Végbemenő átalakulások a $T_{911} - T_s$ között:

- proeutektoidos a $\delta \rightarrow \gamma$ -diffúzió nélkül, valószínűleg kooperatív atommozgással végbemenő átalakulás;
- perlit a fázisa $\delta \rightarrow \gamma$ -diffúzió nélkül;
- perlit Fe_3C fázisa $\delta \rightarrow \gamma$ részben feloldódik.

A perlitnek a Fe_3C tartalma részben feloldódik, a karbon elkezd kifelé diffundálni, a volt proeutektoidos ferritbe.

Az 1493°C hőmérséklettől az ausztenit felbomlik δ -ferritre és olvadékra, a kristályos fázis folyamatosan oldódik, ahogy közeledünk a $T_L \sim 1530^\circ\text{C}$ hőmérséklethez.

Megjegyezzük, hogy az A_1 és A_3 kritikus pontok abszolút értékei magasabb hőmérsékleti zónába tolódnak el a felmelegítés sebességének növelése arányában.

2.2. Átalakulások lehűléskor

2.2.1. Kristályosodás

A megolvadt rész kristályosodása dendritesen történik, a dermedés sebességét az olvadékban mért hőmérsékleti gradiens mértéke és a konstitucionális túlhűlés viszonya határozzák meg.

A kristályosodási folyamat, az ötvözetlen C15 minőségű acél esetében még gyors hűtés esetén is közel egyensúlyi feltételek között zajlik. Ennek oka, hogy a karbon diffúziója a szakirodalom alapján is olyan gyors, hogy a lézeres felületkezelés viszonyai között is ki tud alakulni a közel egyensúlyi helyzet. Ennek értelmében a következő mechanizmusok valósulnak meg:

- 1530°C és 1493°C hőmérséklet között δ -ferrit dendritek kristályosodnak és növekednek az olvadékban, mely folyamatosan karbonban dúsul. A peritektikus hőmérséklet elérésekor a $\delta_{0,1}$ ferrit és $L_{0,51}$ olvadék között termodinamikai egyensúly alakul ki;

- **1493 °C hőmérsékletnél** peritektikus reakció jön létre, mely felhasználja a teljes olvadékot és az összes szilárd fázist (85% olvadék, 15% δ -ferrit), és ausztenit kristályok jönnek létre 0,16% átlagos karbon tartalommal.

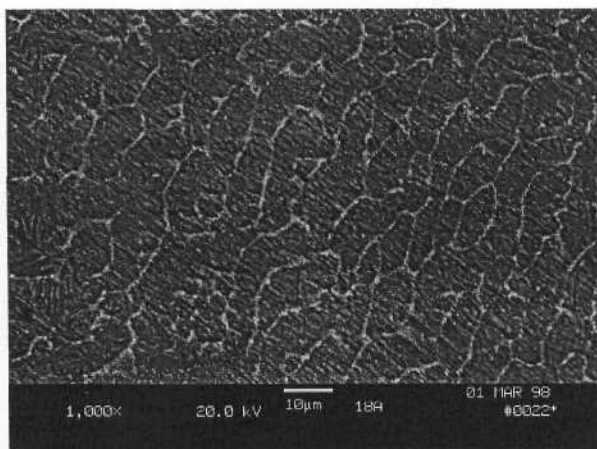
Ez utóbbi peritektikus reakció az egyes szakirodalmak szerint [4, 5, 6, 7, 8, 9] a fémalapú vékony rétegekben a nagy hűlési sebességek miatt elmaradhat, mivel diffúziós tömegmozgással jár.

Függetlenül attól, hogy a kristályosodás milyen módon valósul meg, valószínű, hogy a létrejövő szerkezet 1493 °C hőmérséklet körül tisztán ausztenites.

A dendrites kristályok mérete az átolvasztott réteg felső felében és a belsejében (5. ábra és 8. ábra) a dermedés sebességétől és a konstitucionális túlhűlés mértékétől függ.

Azoknál az ötvözeteknél, ahol kicsi az ötvöződés, illetve alacsony a széntartalom (mint ebben az esetben is), a dendrit határ csak specifikus kémiai maratással észlelhető (például pikrál alapú marószersz használataival).

A kialakult dendritben a karbon tartalom megfelel az átlagos összetételnek, lévén, hogy a karbon gyorsan diffundál, így a karbon koncentráció eloszlás lényegében nem befolyásolja az átalakulást.

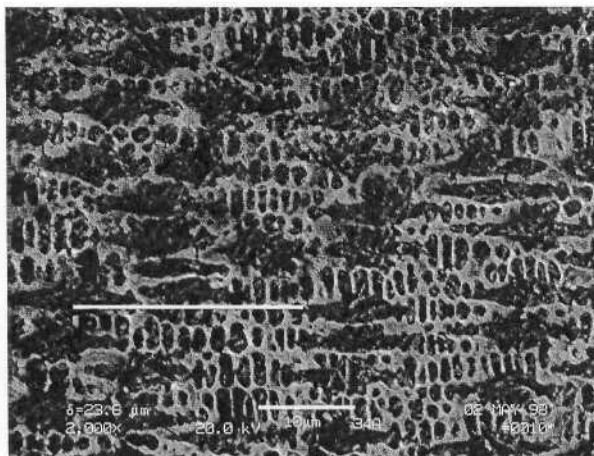


5. ábra. Lézeresen átolvasztott C15 acél (P=3kW)
(az alsó réteg szerkezete, a felülettől 0,8 mm mélységben)

A hűlési sebesség meghatározásához a szekunder dendritág távolságát mértük, ez a gyakorlatban is jól bevált módszer.

A kristályosodásnál a legnagyobb hűlési sebességet a lézernyaláb legnagyobb pásztázó sebességénél észleltünk (700 mm/perc, 7. ábra). Mint ismeretes, a szekunder dendritág távolság fordítottan arányos a kristályosodás hűlési sebességével.

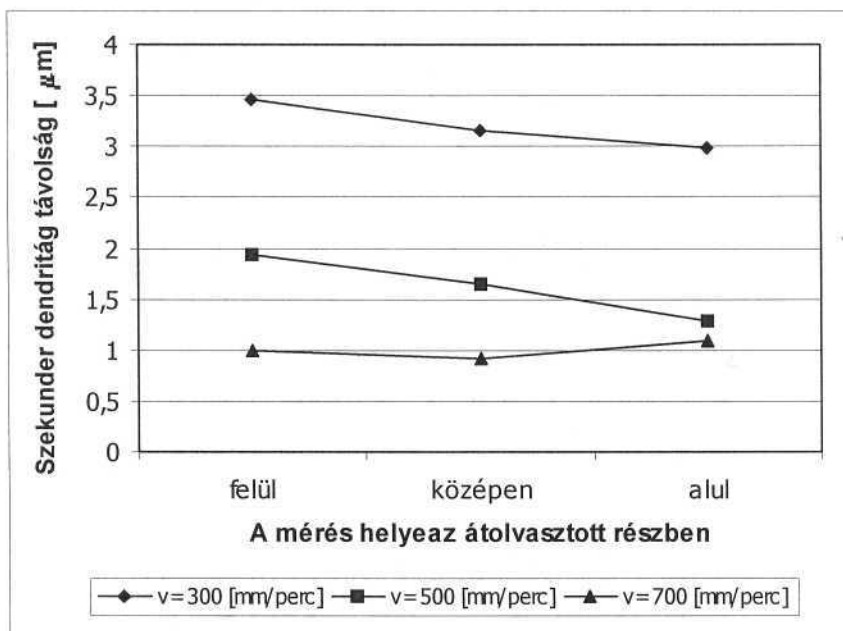
Tekintve, hogy az átolvasztott réteg vastagsága nagyon kicsi (~ 1 mm), a kristályosodási sebesség eltérése az átolvasztott réteg felső, illetve alsó részében nem jelentős.



2000:1

6. ábra. Lézeresen átolvasztott C15 acél (P=3kW)

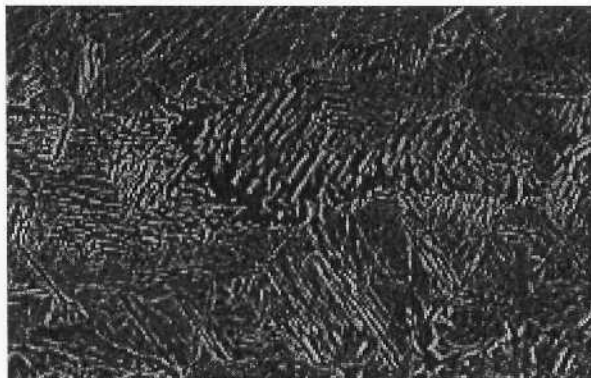
(a felső réteg szerkezete)



7. ábra. A lézernyaláb pásztázó sebességének hatása a szekunder dendritág távolságra, a megolvadt zóna különböző rétegmélységében (föül/középén/alul)

A hűlési sebesség általában nő a megolvadt töcsán belül a felülettől mért távolság függvényében (7. ábra), kivéve azt az esetet mikor a lézernyaláb pásztázó sebessége nagy ($v=700$ mm/perc). Ez

utóbbi speciális esetben a létrejött átolvadts réteg jóval kisebb, ennek következtében az olvadék és a szilárd alapanyag határán a hűlési sebesség nagyobb lesz, mint a tócsa közepén. Ebben az esetben a kristályosodás nagy valószínűséggel a megolvasztott zóna közepében fejeződik be, ami porozítások és mikrolunkerek képződéséhez vezethet (8. ábra).

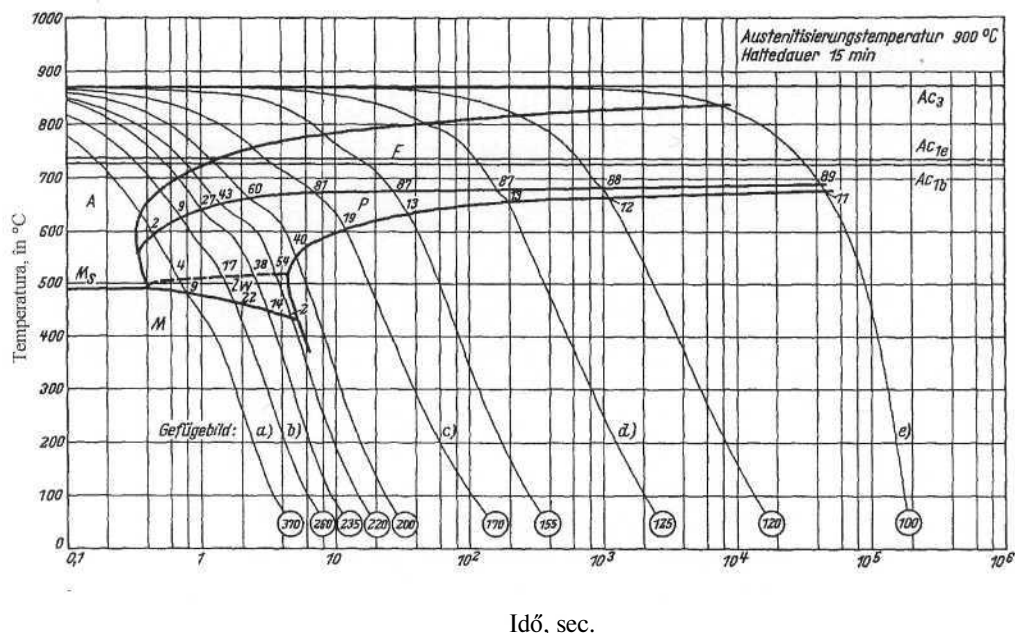


1500:1

8. ábra. Mikrolunker a lézeresen átolvasztott zóna közepén (P=3kW)
(martenzit és bénit mátrix)

2.2.2. Fázis átalakulások szilárd állapotban

Az ausztenit átalakulása C15 acélban megegyezik a hipoeutektoidos acélokra jellemző átalakulási folyamatokkal.



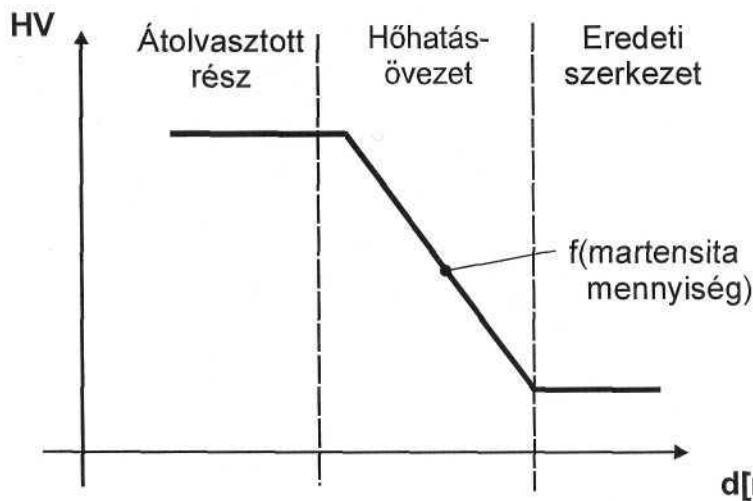
9. ábra. C15 acél folyamatos hűtésére érvényes átalakulási diagramja, [10]

A lézeres felületkezelés során a hűlés olyan gyors, hogy nagy valószínűséggel martenzit és bénit keletkezik. Erre a megállapításra jutunk, ha megvizsgáljuk a C15 acél folyamatos hűtésére érvényes átalakulási diagramját.

A 9. ábrán feltüntetett folyamatos átalakulási diagramból megállapítható, hogy az átlagos hűtési sebességtől függően a C15 acél szövetszerkezete többnyire heterogén jellegű: metastabil fázisokból (martenzit és bénit), valamint egyensúlyi szövetelemekből (ferrit és perlit) áll. Ezek az átalakulások végbemennek a lézeresen átolvasztott acél réteg kristályosodásakor keletkezett ausztenitben, úgy a megolvasztott zónában, mint a hőhatásövezetben.

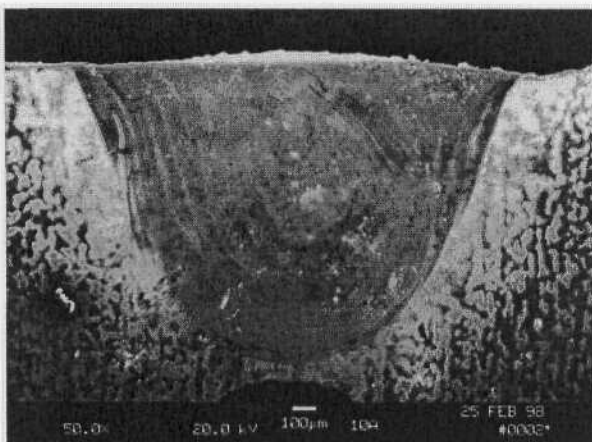
A hőhatás övezet a felmelegítés után vagy tisztán ausztenitből, vagy ausztenit és ferrit keverékéből áll, ez a fém rétegben elért csúcshőmérséklettől függ. A lézeresen kezelt acél felületén a nagy hűlési sebesség következtében az ausztenitből döntően martenzit (esetleg kisebb mennyiségben bénit) keletkezik.

A martenzit és bénit keverékének keménysége egyrészt azok arányától, másrészt az ausztenitből képződött martenzit karbontartalmától függ. Minél nagyobb az ausztenit karbontartalma, annál nagyobb a martenzites rács torzulása, és ennek eredményeképpen a keménysége is [11].

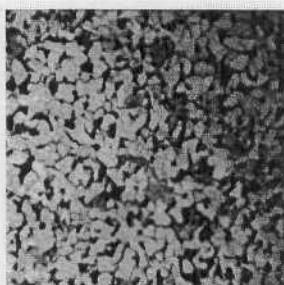


10. ábra. A keménység eloszlása a lézeresen átolvasztott felülettől mért távolság függvényében

A lézeresen átolvasztott felületi réteg szövetszerkezete nem homogén. A lézeresen átolvasztott acél makro- és mikroszerkezete a felülettől mért távolság függvényében folyamatosan változik, ezt a megállapítást illusztrálják a 11-14 ábrán látható mikroszkópos szövetképek.



11. ábra. Lézeresen átolvasztott C15 acél makroszerkezete (egyedi sáv)

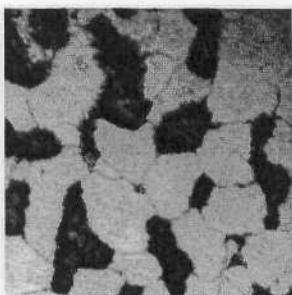


50:1

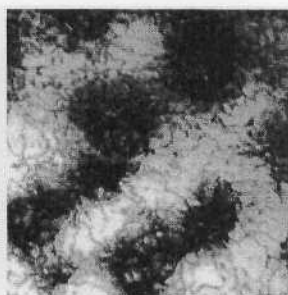


1000:1

12. ábra. A C15 acél normalizált (eredeti) szerkezete



800:1

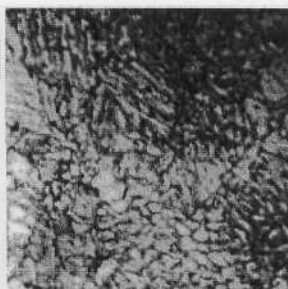


800:1

13. ábra. A hőhatás övezet szerkezete, A1-A3 hőmérséklet között



50:1



100:1

14. ábra. Az átolvasztott zóna szerkezete

3. Összefoglalás, következtetések

A lézeres felületkezelésen alapuló vizsgálatok legfontosabb eredményei az alábbiakban összegezhetők:

- A lézeres felületkezelés eredményeként a C15 acél felületi átolvasztását követően egy viszonylag vékony felületi rétegben metastabil fázisok, döntően martenzit és csekély mennyiségű bénit keletkezik. E meglehetősen kemény réteg vastagsága 3kW sugárteljesítmény és 700 mm/perc pásztázási sebesség alkalmazásakor eléri az 1 mm-t, 3kW sugárteljesítmény és 300 mm/perc pásztázási sebesség alkalmazásakor pedig az 1,6 mm-t.
- A metallográfiai vizsgálatok igazolták, hogy a kezelési paraméterek döntő módon befolyásolják az átolvasztott, illetve hőkezelt réteg mélységét és paramétereit. A lézersugár teljesítményének növelésével növekszik a réteg vastagság, a pásztázási sebesség növelésével csökken. A mérési sorozat eredménye alapul szolgál az optimális paraméterek kiválasztásához.
- A kísérletek tapasztalata, hogy azonos sugárteljesítménynél az előtolási sebesség 300-ról 700 mm/perc-re történő változtatása egyenletesebb rétegvastagságot biztosít.
- További tapasztalatunk, hogy a hőhatás övezet a megolvadt rész metastabil fázisai és az alapanyag között stabil kötést biztosít.
- A lézeres felület átolvasztás esetében a kialakult hűlési sebesség hatása jól becsülhető a szekunder dendrit ág távolság függvényében.
- A metallográfiai vizsgálatok igazolják a nem egyensúlyi hevítési és hűtési körülmények hatására végbemenő átalakulási folyamatok jellegére vonatkozó elméleti megfontolásainkat.
- A védőgáz alkalmazása a lézernyaláb körül - metallográfiai vizsgálatok alapján - megakadályozza a nemfémes zárványok (oxidok) kialakulását.

Irodalom

1. Roósz A., Rozsnoki I., Teleszky I., Uray Gy., Sólyom J., Gácsi Z., Kovács Á., Baán M. : *Modification of hot working steel surface by laser treatment*, The 7th International Conf. on Surface Modification Technology, Niigata, Japán, 1993 okt. 31.- nov.3.

2. **Bitay E., Roósz A.:** Acélfelület keménységének növelése lézeres felületátolvasztással, FMTÜ-EME, Kolozsvár, 1998, 253-256 old.
3. **Bitay Enikő:** Teza de doctorat, Universitatea Tehnica, Kolozsvár, 2002.
4. **Grum, J., Šturm, J.:** *Characteristics of laser surface melt-hardening and possibilities of optimizing process*, Proceeding of the Second International Conference on Quenching and the Control of Distortion, Cleveland, Ohio, 4-7 noiembrie 1996, pag. 193-200.
5. **García-Alonso, M.C., Escudero, M.L., López, V., Macías, A.:** *Characterization and Corrosion Behaviour of Laser Surface Alloyed Ni-Cr-W-Mo-Cu-C-B Coatings*, ISIJ International Vol.37, 1997, pag. 161-168.
6. **Ariely, S., Shen, J., Bamberger, M., Dausiger, F., Hugel, H.:** *Laser surface alloying of steel with TiC*, Surface and Coatings Technology, Nr.45, 1991, pag. 403-408.
7. **Germaud, M. și altii:** *The microstructure of rapidly solidified Al-Fe alloys subjected to laser surface treatment*, Acta Metall, Vol.38., Nr.12, 1990, pag. 2587.
8. **Gasser, E., Kreutz, E.W., Krönert, W., Lohmann, K., Wissenbach, K., Zografou, C.:** *Dispersion of hard particules in light alloys with CO2 laser radiation (Surface of Alumínium)*, ECLAT, Göttingen, DGM Verlag, Germania, 1992, pag. 651-653.
9. **Bloyce, A.:** *Energy beam surface melting and alloying of tool steel*, PECO-HITEST Network III.Seminar, Proceedings ed. and publ. by AGH, Krakow, 1994, pag.110-126.
10. **Orlich, J. és társai:** ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG VON STÄHLE, Verlag Stahleisen M.B.H., 1972, Düsseldorf.
11. **Ion, J.C. és társai:** Laser transformation hardening of low alloy hypoeutectoid steel, Matériái Science and Tehnic, Vol.8., 1992, pag. 799.

Dr. Bitay Enikő, tudományos kutató

Erdélyi Múzeum-Egyesület; Ro- 400009, Kolozsvár, Jókai / Napoca u. 2-4.

Telefon/fax: +40-264-595176; Mobil: +40-740-589718

E-mail: bitay@eme.ro

Dr. Roósz András, DsC, Tanszékvezető

H-3515 Miskolc-Egyetemváros, Miskolci Egyetem, Anyagtudományi Intézet, Fémteni Tanszék

Tel: +3646-565111 -1543; Fax:+3646-565201

E-mail: femroosz@gold.uni-miskolc.hu