

A

**XIV. Kohászati Anyagvizsgáló
Napok**

konferenciakötete

Orális előadások

Balatonaliga, 1991. május 7-9.

A GYORSHŐKEZELÉS HATÁSA A BÓRRAL MIKROÖTVÖZÖTT ZF-ACÉL TULAJDONSÁGAIRA

Dr. Prohászka János - Dobránszky János
Magyar Tudományos Akadémia, Fémtechnológiai Kutatócsoport

BEVEZETÉS

Napjainkban már egyre szélesebb körben kezd konkrét formát öltetni a szerkezeti acélok minőségének javítását kifejező régi óhaj. Az alábbiakban az e téren elért gyakorlati eredményeink egyikéről számolunk be.

A hetvenes évek végén - nyolcvanas évek elején eredményes kutatásokat végeztünk a gyors hőkezelési technológia kidolgozása és alkalmazása terén. Ennek révén új lehetőség nyílt a fémek szilárdságának növelésére, ill. a mechanikai tulajdonságaik jól szabályozható beállítására.

Ebben a kutatásban az volt a célkitűzésünk, hogy egyrészt vizsgálat alá vegyük ennek a rendkívül sajátos acéltípusnak a viselkedését a gyors hőkezelés során, másrészt, hogy ismeretekhez jussunk a gyors hőkezelési technológiának a bórral mikroötvözött acélokra való alkalmazhatóságát illetően.

A GYORSHŐKEZELÉSI KÍSÉRLETEK

A gyors hőkezelésről kiindulásképpen annyit említünk csak, hogy az egy nagy sebességű hevítést követő gyors, vízben vagy levegőn történő hűtés hatásaként teszi lehetővé a szilárdsági jellemzők növelését, a szemcsefinomítás és az igen különleges, a termodinamikai egyensúlytól a szokásosnál is jobban eltérő fázisátalakulási mechanizmusok együttes kiaknázásával. A kísérletek megtervezése során a gyors hőkezelési technológia alapvető sajátosságaiából indultunk ki. Nevezetesen abból, hogy a gyors hőkezelést jellemző három fő paramétert miképpen kombináljuk:

a./ a gyorsizzítási szakasz végén beállítandó csúcshőmérséklet tekintetében a korábbi kutatásoknál választott egy konstans érték helyett kettőt választottunk;

b./ az ugyancsak a gyorsizzítási szakaszt jellemző *hevítési sebesség* vonatkozásában a korábbi egy helyett három értéket vizsgáltunk (jelölése: V_r)

c./ végül a hűtési szakaszt jellemző *gyorshőkezelési alapparaméter* (a későbbiekben L_i vagy t_i , $L_i = V_v \times t_i$, ahol V_v a huzal haladási sebessége) esetében nagyszámú értéket vettünk sorra.

d./ A fentiek alapján annak mérlegelését tűztük magunk elé fő feladatként, hogy milyen szerkezeti változások azok, melyek a gyors hőkezelésnél eltérő módon változtatják meg a tulajdonságokat a hagyományos hőkezelési folyamatokhoz képest, azaz: milyen mechanizmusok teszik elérhetővé a tulajdonságok, a minőség javulását.

A kísérleteket a Fémtechnológiai Kutatócsoport laboratóriumában, a BME-n megépített berendezésen végeztük. Ennek vázlatát látható az 1.sz. ábrán. Az egymástól $L_k = 500$ mm távolságra elhelyezkedő K_1 és K_2 villamos forgókontaktusok között V_v sebességgel halad a huzal. A hevítési szakasz kezdetén, a K_1 kontaktusnál szobahőmérsékletű huzal a csúcshőmérsékletet (T_m) a K_2 kontaktusnál éri el, melynek értéke $950 (\pm 15)^\circ\text{C}$ és $1050 (\pm 15)^\circ\text{C}$ volt. A huzalsebesség értékei a következők voltak: $V_{v_1} = 2$ m/perc $V_{v_2} = 3$ m/perc és $V_{v_3} = 4$ m/perc.

Ezekből a paraméterekből következik a gyorsizzítási szakasz fontos jellemzője, a hevítési sebesség, melynek értékeit az alábbi táblázatban foglaltuk össze (1.tábl.).

Az 1.sz. ábrán H-val jelölt hűtőpatronban áramló vízben hűtöttük le a felhevített huzalt. Azt a távolságot, amely a K_2 kontaktus és a hűtőpatron között van, L_i -vel jelöltük. Ezzel az eljárással tulajdonképpen a felhevített acél átalakulásra rendelkezésre álló idejét szabályoztuk. Az ílymódon gyors hőkezelt huzalsorozatokból kivett próbatesteken mikroszerkezeti (optikai és elektronmikroszkópos) és szakítóvizsgálatot végeztünk, a szövetszerkezet és a mechanikai tulajdonságok változásának nyomonkövetésére.

| huzalsebes- ség → Vv | csúcshőmér- séklet → Tm | hevítési se- besség → Vr | "hőntartás" tr |
|-------------------------|----------------------------|-----------------------------|-------------------|
| 2 ^m /perc | 950°C | 64 C/s | 3,58 s |
| | 1050°C | 70 C/s | 4,67 s |
| 3 ^m /perc | 950°C | 96 C/s | 2,39 s |
| | 1050°C | 105 C/s | 3,11 s |
| 4 ^m /perc | 950°C | 128 C/s | 1,79 s |
| | 1050°C | 140 C/s | 2,34 s |

1. táblázat

A KÍSÉRLETEK SORÁN FELHASZNÁLT ANYAG

Kísérleteink során az LKM-ben legyártott 414.658 adag-
számú, ZF 7 B jelű acélból hidegalakítással elkészített
és tekercselt, átmérő $D = 4_{-0,04}^{+0}$ mm méretű huzalt hőke-
zeltük. A szóbanforgó anyag kémiai összetételét az alábbi
táblázatban adjuk meg (2. tábl.):

| | | |
|-------------|------------|-------------|
| C = 0,16 % | Cr = 1,1 % | V = 0,01 % |
| Mn = 1,22 % | Ni = 0,11% | Al = 0,04 % |
| Si = 0,29 % | Cu = 0,2 % | B = 0.0028% |
| S = 0,025% | Mo = 0,03% | |
| P = 0,021% | | |

2. táblázat

A VIZSGÁLATOK EREDMÉNYEI

a. / Az alapanyag mechanikai tulajdonságai

A hidegen húzott alapanyag mechanikai tulajdonságait a
huzal szakítóvizsgálatával határoztuk meg, s az eredmé-
nyeket az alábbi táblázatban foglaltuk össze (3. tábl.):

| a ZF 7B alapanyag tulajdonságai | | |
|---------------------------------|------------------|-----------|
| R_m [MPa] | $R_{p0,2}$ [MPa] | A_5 [%] |
| 690 | 775 | 13 |

3. táblázat

b. / A gyors hőkezelés eredményeként kialakult mechanikai tulajdonságok

A gyorsizzításnál alkalmazott két csúcshőmérséklet és három hevítési sebességérték kombinációjából adódó gyors hőkezelési görbék közül bemutatunk néhányat a mechanikai tulajdonságok változásának illusztrálására. A gyors hőkezelés paraméterének a hűtési paramétert tekintjük tehát, amely a diagramok vízszintes tengelyén L_i [cm] és t_i [s] dimenziókban van feltüntetve.

A gyors hőkezelési diagramok értékelése

A 2. ábrát tekintve látható, hogy a hűtési paraméter $L_i=110-75$ értékei között jól érzékelhető kilágyulás ment végbe, amit a szilárdsági és szívóssági jellemzők közel azonos értékei jelleméznek. $L_i=75-50$ szakaszon erőteljesen megnő a szilárdság és leesik a képlékenység, amit természetesen a szövetszerkezetben is regisztráltunk a ferrit-perlites szövetszerkezet átalakulásával. A szilárdság egy újabb stagnáló szakaszt követően hirtelen, jelentősen megemelkedik. A hevítési sebesség növelésének hatására két szembeötlő változás figyelhető meg a 3. ábrán: egyrészt megnövekszik a második szilárdsági plató (ezen az ábrán csak ez látható, az első csak a 2. ábrán jelent meg) hosszúsága az L_i ill. a t_i paraméterekben mérve. Másrészt ezen a szakaszon nagyobb valamelyest az anyag $\frac{R_p}{R_m}$ viszonya a kisebb hevítési sebességgel hőkezelt-höz képest. Ez az érték most sem éri el az alapanyag R_{p_0}/R_{m_0} értékét, de ez természetes is, hiszen a gyors-

hőkezelés során az újrakristályosodás megszüntette a hidegalakítás ama hatását is. A következő két ábrán a hevítési csúcshőmérséklet megnövelt értékénél nyert gyors hőkezelési diagramokat mutatjuk be (megjegyezzük, hogy ez a „csúcshőmérséklet” nem értelmezhető a klaszikus „edzési hőmérsékletként”, hiszen nincs hőntartás, erről a kérdéstről korábbi munkákban már részletesen szóltunk).

A 4. ábrán szembeötlő, hogy mennyire lerövidült az a bizonyos második plató ($L_1=105-80$ közt), egyértelműen megnövekedett szilárdsági értékek és R_p/R_m viszony mellett. További új tapasztalat, hogy a maximális értékek elérése után a szilárdság enyhén csökkenő jellegűt mutat a hűtési paraméter csökkentésével. Ez a jelenség még világosabban figyelhető meg az 5. ábrán. Az edzési hőmérséklet növelésével csökkenő szilárdságot mások is megfigyelték, s minthogy más acélokon nem tapasztaltuk ezt, mi is a bór jelenlétére vezetjük vissza eme jelenséget.

A ZF 7 B acél gyors hőkezelése során elérhető maximális szilárdság jóval meghaladta az 1700 MPa-t, az egyezményes folyáshatár pedig az 1300 MPa-t. Természetesen a képlékenység erősen lecsökkent, de a 2-4% nyúlásértékek az ennél kisebb szilárdságú huzalkatagóriákban is normálisak.

A gyors hőkezelési folyamat legjellemzőbb mikroszerkezeti változásai

A nagymértékű hidegalakítás hatására jelentősen megnövekedett folyáshatárú alapanyag hossz- és keresztmetszeti képét, illetve szívós töretét mutatja be a 6-7. és 8. számú ábra.

A gyors hőkezelés szilárdságnövekedést okozó kettős hatásmechanizmusa ezt a kiinduló szerkezetet bontja meg. Egyrészt egy finomszemcsés szerkezet jön létre az újrakristályosodás eredményeképpen. Másrészt pedig a nagy hevíté-

si sebességből adódó rövid idő a karbondiffúziót erősen korlátozza. Az így kialakult ausztenitből - mely tehát a karboneloszlást tekintve rendkívül inhomogén - a szilárdságot jelentősen növelő átalakulási termékek jönnek létre az edzés során.

A 9.sz. ábra olyan állapotot rögzít a 4.sz. ábra "platójának" elejéről, amely az újrakristályosodásból eredő jelentős mértékű szemcsefinomodást jelez, ám még a kiindulási állapot ferrit-perlites szövetszerkezetét őrzi. A 10. ábra a "plató" közepéről, a 11. ábra pedig a végéről készült, s jól mutatják a bainit megjelenését, ill. mennyiségének gyarapodását, aminek betudható a folyáshatár mérsékelt emelkedése.

A 12. ábra a legnagyobb szilárdságú állapot martenzites szerkezetét ábrázolja. Nem mutatható ki optikai mikroszkópon lényeges különbség ezen állapot és azon állapot között, mely a 6. ábra $L_1=35$ paraméterű szövetszerkezetéről készült és a 13. ábrán látható (itt jegyezzük meg, hogy a leghosszabb hevítési idő is 15s volt mindössze. Ez alatt kellett a C-nek olyan eloszlást elérnie, mely a martenzit kialakulását lehetővé tette).

Más acéltípusokon végzett gyors hőkezelési kísérleteink is arra vallanak, hogy a gyors hőkezelés során a végbemenő *anyag szerkezeti változások* jellegét jelentősen megváltoztatja a nagy sebességű hevítés. Elsődleges különbség a hagyományos fogalmak szerinti hőkezelésekhez képest, hogy a helyváltoztatások, diffúziós mozgások gyakorlatilag csak az interoszticiósan oldódó alkotókra terjednek ki. Oka ennek az, hogy a szóbanforgó alkotók diffúziós sebessége több nagyságrenddel meghaladja a szubsztitúciós alkotókét. A nagy hevítési sebesség mellett a tercier cementitből nem képes annyi karbon oldatba menni, amennyit az *Fe-C állapotábra* P-Q vonala meghatároz hanem csak a cementit kristallitok közvetlen szomszédságában lévő

ferritzónákban emelkedik meg a C-tartalom, míg a ferritszemcse belsejében nincs változás. Az A_1 hőmérséklet fölött az átalakulási feltételek annyiban változnak meg, hogy, a ferrit és a cementit - egyensúlyi feltételek között - nem maradhat meg egymás mellett. Ezen közös fázishatároknak el kell tűnniük a nagy szabadentalpiájuk miatt, mégpedig úgy, hogy azokat ausztenit-ferrit, ill. cementit-ausztenit fázishatárok váltsák fel. Ehhez azonban magképződés és növekedés szükségeltetik. Ezeken a helyeken az adott képződési hőmérséklet megszabta koncentrációjú mag képződik a GOS és az SE vonal közötti koncentrációintervallumnak megfelelően, a ferrit $\approx 0\%$ és a cementit 6,67% széntartalma ellenére is. Az idő rövidsége miatt azonban az ausztenitképződés gyakorlatilag csak a GOS-vonal átlépése után megy végbe, immár az összetételnek megfelelő karbontartalom mellett is.

A gyors hőkezelés maximális hőmérsékletét elérve a rendszerben a perlit megmaradt cementitje és erősen inhomogén ausztenit van jelen. Ez utóbbinak a karbontartalma minimumában a ferrit-, maximumában pedig az ausztenit-cementit fázishatár karbontartalmának felel meg.

A magas hőmérsékleten gyorsan zajlik a koncentráció kiegyenlítődése és fokozatosan oldódik fel a cementit. Amikor ennek mérete a kritikus alá csökken, a helyén 6,67% C-tartalmú zónák képződnek, amelyek természetesen nem maradhatnak meg.

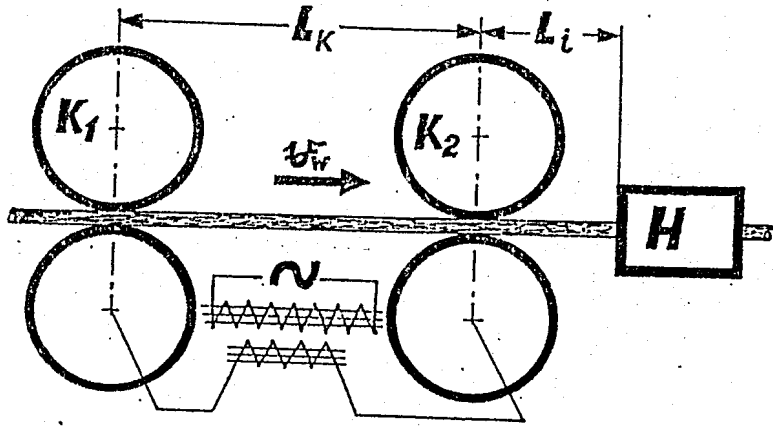
A hűtési szakaszon tehát a fentiekben vázolt módon kialakuló inhomogén struktúra "startol". Azon rövid idő alatt, amíg az ausztenitstabilitás hőmérséklete fölötti hőmérséklet jellemzi a rendszert, némileg csökkenni képes az ausztenit inhomogenitása, e hőmérséklet alá jutva pedig a hűtés okozta fázisátalakulások indulnak be. A hűtési szakaszon lezajló ezen folyamatok előrehaladását a korábbiakban bemutatott L_1 paraméter beállításával, azaz az

edzés körülményeinek meghatározásával szabályozhatjuk. Tapasztalataink azt mutatják, hogy a gyors hőkezelt acél érzékenyebbé vált a felületi hibákra. A 14. ábra egy olyan próbatestről készült, amelyen nagyon jól megfigyelhető a huzal gyártása során keletkezett felületi hiba és környezete. Ebben a keresztmetszetben, de különösen a hiba közvetlen környezetében abnormális áramátadási-, hevítési és lehülési viszonyok állottak elő, amelyek a próbatest egészének törési viselkedését is befolyásolták. Amennyiben minőségbiztosítási szempontok vetődnek fel, erre okvetlenül figyelmet kell fordítani.

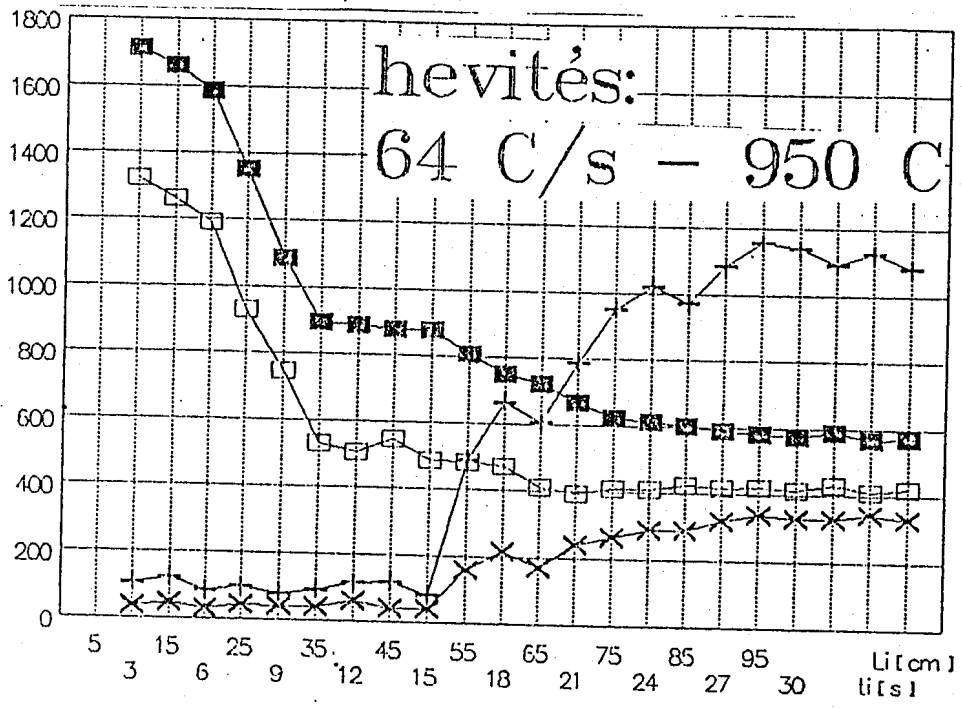
ÖSSZEGZÉS

A kutatási céloknak megfelelően elvégeztük a ZF 7B jelű acélból készült huzal gyors hőkezelési kísérleteit. Beigazolódott, hogy a gyors hőkezelési technológia alkalmas ezen speciális összetételű acél szilárdságának a jelentős mértékű emelésére, egyszersmind az is, hogy ennek mechanikai tulajdonságai a gyors hőkezeléssel sokrétűen javíthatók és szabályozhatók.

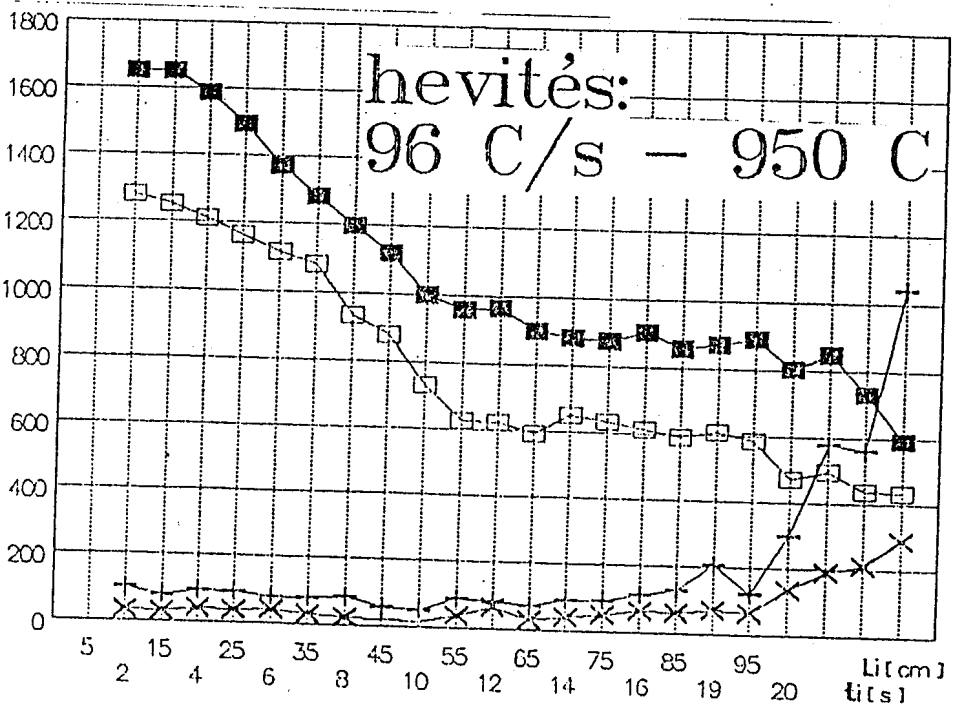
Alkalmazási lehetőségként feltétlenül megfontolandó ezen acélok gyors hőkezélése, különösen azon esetekben, amikor a gyártómű által elkészített adag nem felel meg valamilyik minősítési előírásnak. Ilyenkor a nagyszilárdságú feszítőhuzalnak való alkalmazás célszerűnek látszik. Esetben attól sem kell tartani, hogy az átminősített ZF acél "meglepetésekkel" szolgál a betétben edzhető acélok felhasználóinak, majd a későbbiekben az acélgyártóknak.



1. ábra



2. ábra

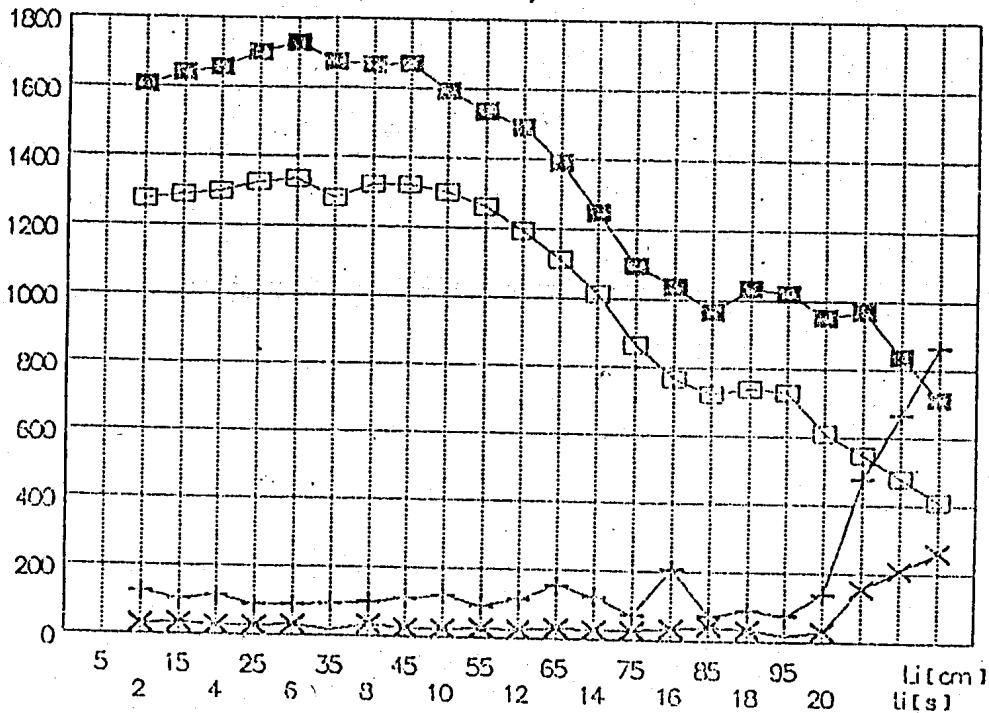


3. ábra

hűtési paraméter Li, ti

| | |
|--|-----------|
| | Rm [MPa] |
| | Rp [MPa] |
| | A5 [%*10] |
| | Wc [J] |

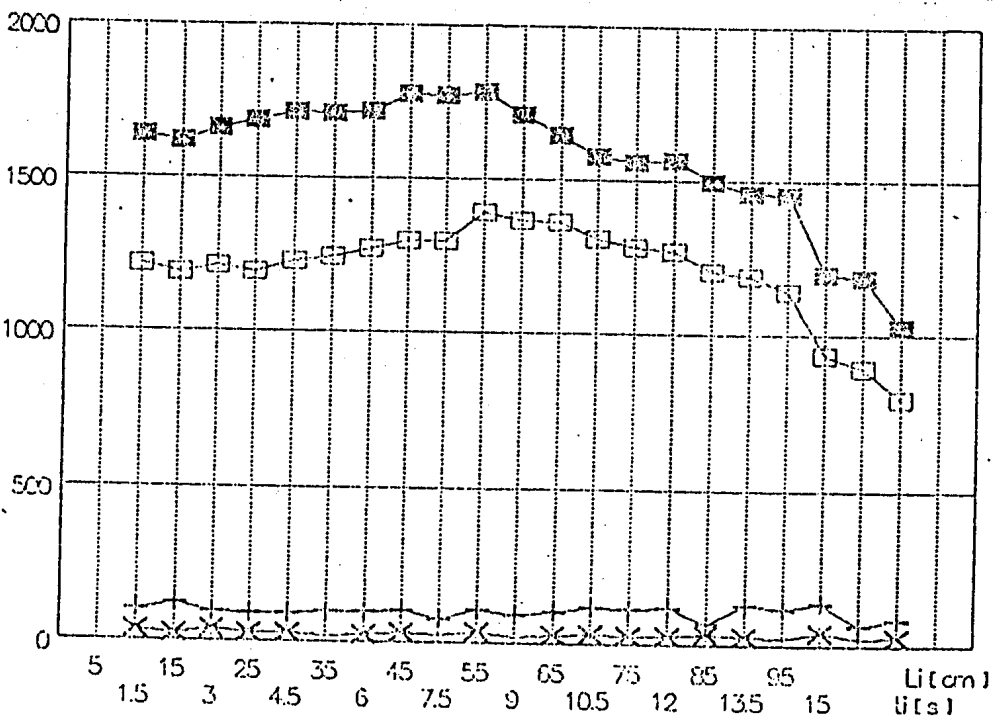
hevítés: 105 C/s - 1050 C



4. ábra

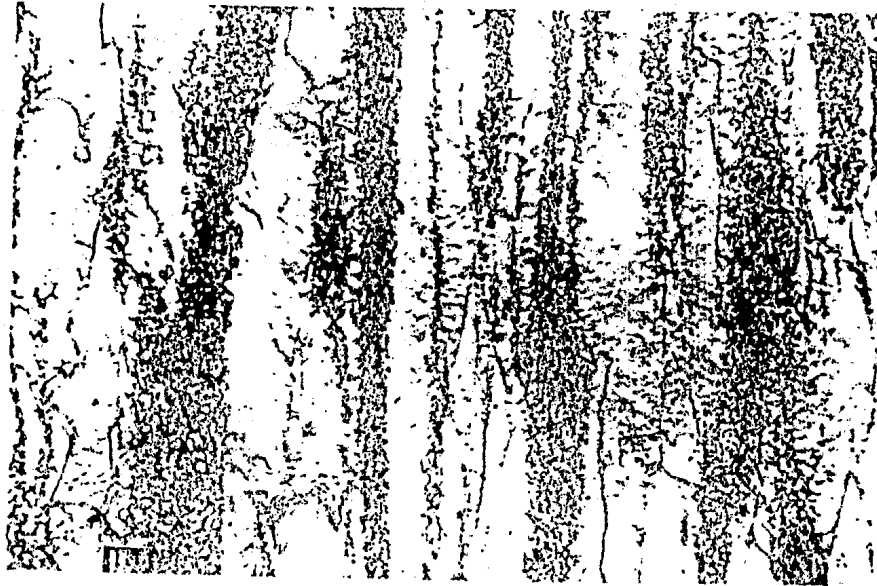
hűtési paraméter Li, ti

| | |
|-----|-----------|
| —■— | Rm [MPa] |
| —□— | Rp [MPa] |
| —x— | A5 [%*10] |
| —+— | Wc [J] |

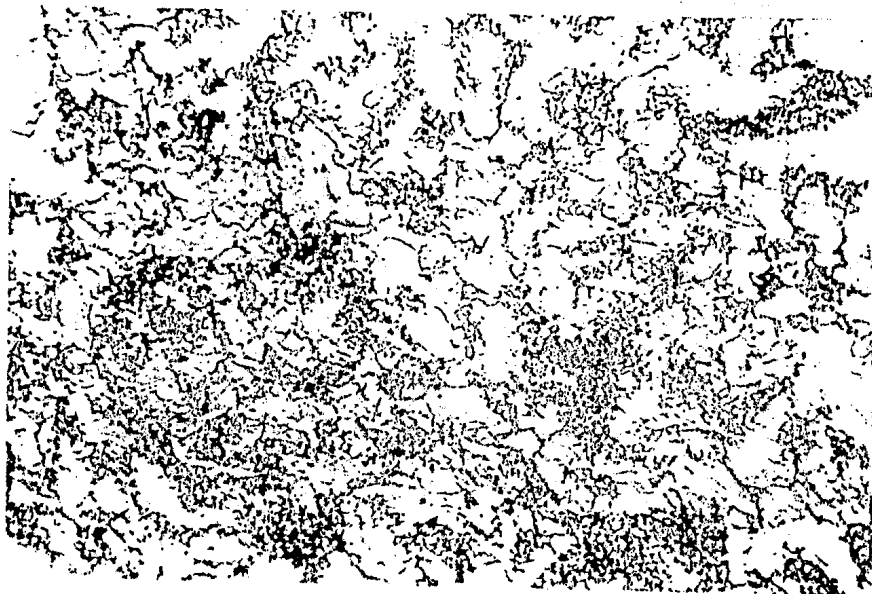


5. ábra

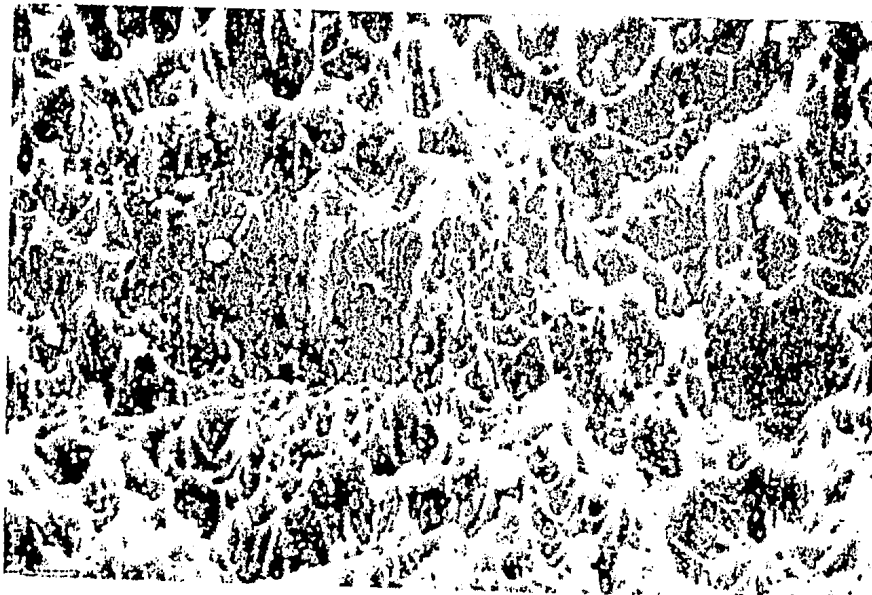
hevítés: 140 C/s - 1050 C



6. ábra, N = 1000x



7. ábra, N = 1000x



8. ábra, N = 2000x

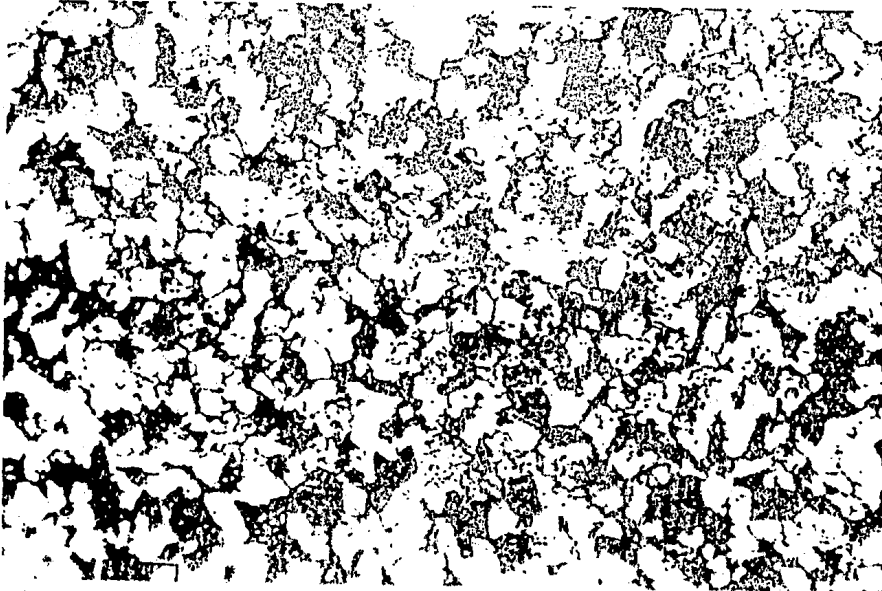


Fig. 9. M = 1000x



Fig. 10. M = 1000x



Fig. 11. M = 1000x

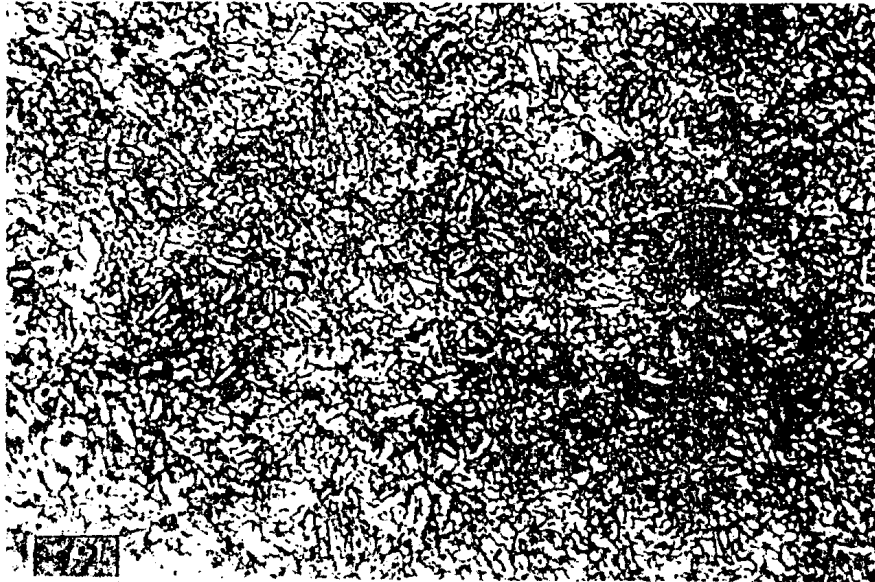


Fig.12. M = 1000x

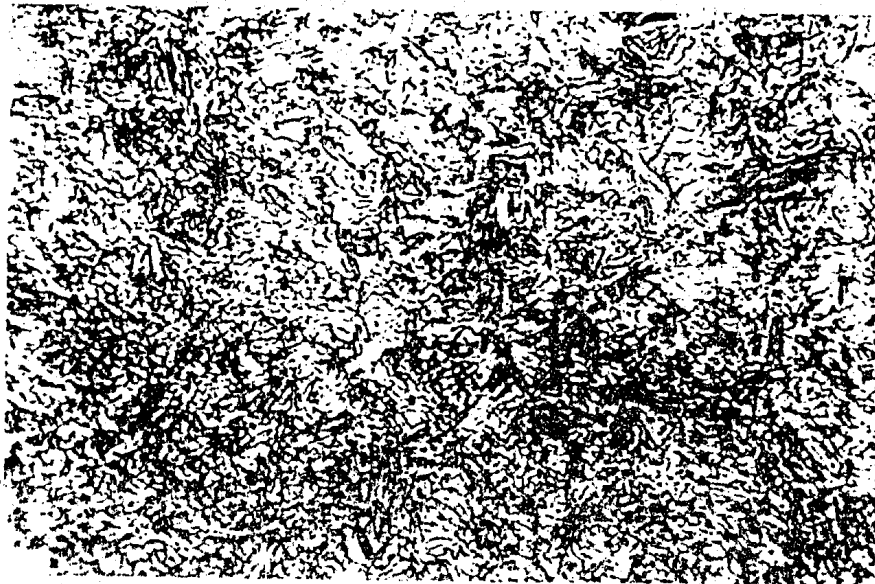


Fig.13. M = 1000x

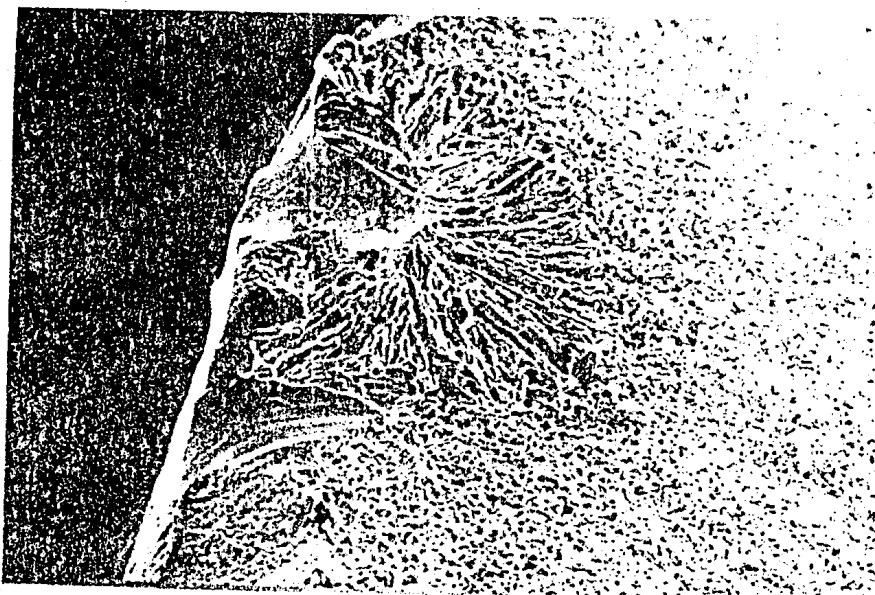


Fig.14. M = 200x