

XV. HŐKEZELŐ ORSZÁGOS KONFERENCIA

15TH HEAT TREATMENT NATIONAL CONFERENCE

DUNAÚJVÁROS

1993. október 19-21.

**GÉPIPARI TUDOMÁNYOS EGYESÜLET
MISKOLCI EGYETEM DUNAÚJVÁROSI FŐISKOLAI KAR
MŰSZAKI ÉS TERMÉSZETTUDOMÁNYI EGYESÜLETEK
SZÖVETSÉGI KAMARÁJA FEJÉR MEGYEI SZERVEZETE**

**SCIENTIFIC SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERING
THE DUNAÚJVÁROS POLYTECHNIC OF MISKOLC UNIVERSITY
THE FEJÉR COUNTY ORGANIZATION OF THE FEDERATIVE
CHAMBER OF TECHNICAL AND SCIENTIFIC SOCIETIES**

DUNAÚJVÁROS

1993

Dobránszky János - Prohászka János
MTA Fémtechnológiai Tanszéki Kutatócsoport
A KISSZENTARTALMÚ ACÉLHUZALOK GYORSHŐKEZELÉSÉNEK
KUTATÁSI EREDMÉNYEI

Bevezetés

Az elmúlt évben fejeztük be azt a kutatást, mely a korábbiakban kidolgozott gyors hőkezelési technológiával elsősorban a hazai betonacélok szilárdságának, de általában, a mechanikai tulajdonságoknak a javítására irányult. A következőkben bemutatjuk az elért eredményekből azokat, melyek érdeklődésre tarthatnak számot, mind a gyakorlat, mind pedig a hőkezelési technológia további korszerűsítése miatt. Ezekben szerepelnek azok a fázisátalakulási folyamatok, melyek meghatározzák a szerkezeti acélok reális szerkezetét és azon keresztül azok tulajdonságait.

Ki kell hangsúlyoznunk, hogy e kutatómunka feltételeinek biztosításában alapvető jelentőséget kapott az a tény, hogy kutatásainkat az OTKA szakmailag elismerte és anyagilag finanszírozta.

A gyors hőkezelési technológia elvi alapjai

A gyors hőkezelés alapelveinek tekinthető hevítési eljárás, mint ismeretes, azon alapul, hogy a munkadarab áramkörbe kapcsolt szakaszán fejlődő Joule-hő igen nagy energiasűrűséget képes biztosítani, ami intenzív hevítést és nagyfokú szabályozhatóságot tesz lehetővé.

A hevítési sebesség növelésével az egyes fémfajta folyamatok más kinetikával mennek végbe a hagyományos hőkezelésekhez képest, különösen, ami az újrakristályosodást illeti. A hagyományos hőkezeléseknél ugyanis a szemcsehatármozgás sebessége és a magképződési gyakoriság együttesen határozzák meg a szerkezet jellegét, míg a nagy hevítési sebességek esetében az utóbbi dominál. Az újrakristályosodást megelőző szerkezeti változások a másodperc törtrésze alatt is lejátszódhatnak.

Az 1. ábrán látható a tekercselt anyagok (szalagok, huzalok) gyors hőkezelésére kifejlesztett berendezés vázlata: a D_1 dobra feltekercselt huzalt az M motor húzza át a gépészetileg egységbe foglalt egyengető-, megvezető-, hevítő- és hűtőrendszeren. A gyorshevítés a K_1 és K_2 kontaktuspárok között zajlik le, amelyekhez a T jelű, szabályozható transzformátor szolgáltatja a villamos energiát. A hűtési szakasz a K_2 kontaktust követi, melyen a szabályozott hűtést a H jelű hűtőrendszer biztosítja.

A hevítési folyamat szabályozására az alábbi lehetőségeket teremtettük meg:

- a./ a K_1 és a K_2 kontaktuspárok közötti távolság változtatása,
- b./ a huzal V_H haladási sebességének változtatása,
- c./ a transzformátor szekunderköri feszültségének szabályozása,
- d./ a K_2 kontaktuspárnál mérhető hevítési csúcshőmérséklet értékének megválasztása (ennek beállítására és folyamatos ellenőrzésére szolgál a W jelű kétszínpirométer).

A hevítési szakaszon a hőkezelési folyamat során az anyag hőmérséklete - az általunk alkalmazott hevítési sebesség tartományban - közel lineárisan változik. A hűtési szakaszon a szabályozás a H hűtőpatron helyének változtatását jelenti, ennek révén lehet a szabadon hűlő huzalt tetszőleges hőmérsékletről edzeni.

A gyors hőkezelés során lejátszódó szerkezetváltozások

A gyors hőkezelés során lejátszó fémtani folyamatok jellegzetesen különböznek a hagyományos hőkezeléseket jellemző hevítési sebességekre megismertektől.

Az α -vasban oldott alkotók ausztenitesezés utáni koncentráció eloszlásnak azt a sajátosságát emeljük ki, hogy a szubsztitúciós alkotók eloszlásának gyakorlatilag változatlanul maradása mellett az intersticiós alkotók - elsősorban a karbon - eloszlásában is jelentős mértékű inhomogenitás marad fenn, köszönhetően annak, hogy a koncentráció kiegyenlítődéséhez szükséges idő rövid (pl. az I. táblázatban szereplő C-jelű acélra nézve 62°C/s -mal hevítve 950°C -ig $8,91\mu\text{m}$ -nél nagyobb sugarú szemcsék már nem tudnak teljes keresztmetszetben homogenizálódni, és ez a számított érték alig a harmadára csökken $\langle 2,82\mu\text{m-re} \rangle$, ha a hevítési sebességet az előző érték tízszeresére növeljük meg).

Ugyancsak lényeges tényező az újrakristályosodáshoz szükséges idő lényeges lecsökkenése, amely az átlagos szemcseméret 2-4 ASTM-fokozattal történő emelését is lehetővé teszi, ami a Hall-Petch egyenlet alapján szintén szilárdságot növelő tényező.

Az $\alpha \rightarrow \gamma$ átalakulás specifikuma a gyors hőkezelés során tehát abban keresendő, hogy az acél olyan rövid ideig kerül az A_1 ill. A_3 hőmérséklet fölé, hogy a hagyományos, kis hevítési sebességű hőkezelésekre jellemző egyensúlyi ausztenit nem tud kialakulni. Hevítéskor az A_3 hőmérséklet fölött az ausztenitképződés lényegesen felgyorsul, ugyanis már nemcsak a ferrit-cementit fázishatárok instabilak (miként az A_1 - A_3 között ez volt jellemző), így a fázisok belsejében is megindulhat az ausztenitcsírák képződése és növekedése.

Mivel a gyors hőkezelési folyamatból gyakorlatilag hiányzik a hagyományos fogalmaink szerinti hőntartás, a hűtés nem egy huzamos ideig hőntartott s ezért csaknem teljesen homogén ausztenit átalakulását indítja meg, hanem előbb megszakítja a homogenizálódást magát, majd az inhomogén karboneloszlású ausztenit kezd átalakulni. A hűtés időzítése és módja (levegőn, azután pedig vízben való hűtés) határozza meg azt, hogy végül milyen szövetelemek képződnek, azaz milyen tulajdonságai lesznek a gyors hőkezelt anyagnak.

Nagyszilárdságú betonacélok kifejlesztése

Az I. táblázatban közölt összetételű acélok közül az A és a B jelűt választottuk arra a célra, hogy alapanyagként ezeket használjuk fel különböző betonacél típusok előállítására, tekintve, hogy ezek olcsó alapanyagok, amelyek alkalmazása révén jelentős megtakarítá-

sok érhetőek el, amennyiben fokozottabb követelményeknek is megfelelővé válnak. Alkalmazásukkal ugyanis kiválthatóak az egyébként ötvözéssel növelt szilárdságú betonacélok, huzalok.

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Cu	Ni	Al	B
A	0,1	0,43	0,11	0,015	0,021	-	-	-	-	-	-	-
B	0,22	1,37	0,42	0,027	0,023	0,13	-	0,03	-	-	-	-
C	0,16	1,22	0,29	0,025	0,021	1,1	0,03	0,01	0,2	0,11	0,04	0,0028

I. táblázat

A Fémtechnológiai Kutatócsoportban a gyors hőkezelés alkalmazásával sikerült előállítani az A jelű, ötvözetlen alapanyagból (a DIN 17121 szerinti típusjele RSt 37-2, ami megfelel a magyar B38.24 jelű acélnak) az MSZ 339-87 magyar szabványban foglalt valamennyi betonacél minőséget. Hasonlóképpen, a B jelű, 52C minőségű alapanyagból többfajta feszítőhuzal minőséget állítottunk elő, amint ezt a 2. és 3. ábrák mutatják, melyeken az A és a B acél gyors hőkezelési diagramja látható [2].

A gyors hőkezelési diagramokon feltüntetett adatok az alábbiak szerint könnyen értelmezhetők: az 1. ábrán H-val jelölt hűtőrendszerben hűtöttük le a felhevített huzalt. Azt a távolságot, amely a Kz kontaktus és a H hűtőpatron között van, L₁-vel jelöltük (ez tehát a hűtési paraméter). Ezzel a módszerrel tulajdonképpen a felhevített acélnak az átalakulásra rendelkezésre álló t_i idejét szabályoztuk ($t_i = L_1/V_H$). Ennek a paraméternek az értékei olvashatók tehát a vízszintes tengelyen. A függőleges tengelyen pedig a mechanikai jellemzők, úgymint a szakítószilárdság (R_m), a folyáshatár (R_p), a nyúlás A₅. A C jelű anyag esetében a fentiekén kívül feltüntetettük még a fajlagos törési munkát is a duktilitás jellemzésére (W_c).

Az így hőkezelt acélok esetében el tudtuk kerülni azokat a problémákat, amelyek a vasbetontechnikában nagy súllyal jelentkező hegesztést mindmáig szinte lehetetlenné teszik a nagyszilárdságú betonvasak kategóriájában [5], ugyanis kidolgoztuk a szóbanforgó, gyors hőkezeléssel növelt szilárdságú betonacélok ellenállás-dudorhegesztési technológiáját [3].

Bórral mikroötvözött acél gyors hőkezelése

Az I. táblázat C jelű anyaga a bórral mikroötvözött acélok csoportjába tartozik. Ennek az acélnak a gyors hőkezelése során azt is vizsgáltuk, hogy mi a hatása a hevítési paramétereknek a mechanikai tulajdonságokra és a mikroszerkezetre.

A C jelű anyag kiindulási állapotra jellemző mikroszerkezetét a hosszcsiszolatról készült 4. ábrán lehet megfigyelni. Az ehhez tartozó két gyors hőkezelési diagramon feltüntetettük a huzal hőmérsékletének változását is a lehülési szakaszban. A méréseket az 1. áb-

rán W-vel jelölt kétszínpirométerrel végeztük.

Az 5. ábrán látható a $V_r = 62^\circ\text{C/s}$ hevítési sebességgel $T_m = 950^\circ\text{C}$ -ra gyorsított acélhuzal gyors hőkezelési diagramja. Ennek vízszintes tengelyén az origó felé haladva kilágyulás regisztrálható a $t_1 = 34,5 - 22,5$ ($L_1 = 115 - 75$) között. Ez az "első szilárdsági plató" [4] az acélnek a gyors hőkezeléssel beállítható leglágyabb állapotát mutatja. A duktilitási jellemzők erőteljes csökkenése jelzi, hogy a K_2 kontaktuspárhoz közelítő vízűtés hatására a hűlésgörbe töréspontja a ferrit-perlites átalakulás befejeződését időben már megelőzte -, egyre nagyobb szilárdságnövekedést okozva. A t_1 paraméter 15 s-ra való csökkenésekor a szakítószilárdság már meghaladja az alapanyagét. Az egészen rövid (időléptékben kb. 4 s) "második szilárdsági platót" [4] $L_1 = 35$ -től ($t_1 = 10 - 11$) kezdődően erőteljes szilárdságnövekedés váltja fel.

A 5. ábra mutatja a leglágyabb állapot mikroszerkezetét. Jól látható az újrakristályosodás eredményezte szemcsefinomodás. A kiinduló szövet perlitszemcséi helyén, a felvételek tanúsága szerint, apró cementitkiválásokkal teli, ferritszemcsékkel tagolt, finom eloszlású perlit képződött, így mintegy rögzült az eredeti szövetre jellemző sorosság.

A 7. ábrán az első és a második szilárdsági plató közti átmeneti, $t_1 = 18$ s paraméterhez tartozó állapotot figyelhetjük meg. A kristallitok átlagos mérete kisebb, mint az előző képen volt, hiszen az új csírák növekedésére most kevesebb idő maradt. Ez az anyag csaknem 100°C -szal magasabb hőmérsékleten kapta a vízűtést, ennek következtében az átalakulási termékek közt megjelent a bainit is. A hűtési paraméter további csökkenésekor megfigyelhető erőteljes szilárdságnövekedés a martenzit megjelenésével és mennyiségének gyors növekedésével függ össze. A martenzitképződéshez szükséges hűtési sebességet a 950°C -ig hevített huzalnál a kb. 740°C -on belépő vízűtés biztosítja.

103°C/s -ra növelve a hevítési sebességet, 100°C -szal (1050°C -ra) emelve az izzítási csúcshőmérséklet értékét, a mechanikai tulajdonságokat jelző görbék a 8. ábra szerint alakulnak. A második szilárdsági platón - a 9. ábrán is jól megfigyelhetően - a ferrit-bainites szerkezetben megnövekedett az utóbbi szövetelem aránya. A $t_1 = 6 - 7$ s paraméternél regisztrálható a szilárdság maximuma, mely a szakítószilárdságot tekintve meghaladja az 1700, a folyáshatár tekintetében pedig az 1300 MPa-t. Erre az állapotra jellemző a 10. ábrán látható szövetszerkezet, amely túlnyomórészt martenzitet tartalmaz.

Annak érdekében, hogy a hevítési paraméterek hatását a mechanikai tulajdonságokra még alaposabban feltárjuk, további kísérleteket végeztünk, mégpedig rögzített hűtési viszonyok közepette. E kísérleti szakasz eredményeit a 11. ábra szemlélteti: az ezen feltüntetett mérési pontok mindegyike a $t_1 = 2$ s értékhez, tehát görbénként azonosnak tekinthető edzési hőmérséklethez tartozó szilárdsági értékeket rögzít.

A gyorshőkezelési paraméterek és a gyorshőkezelt acél tulajdonságainak összefüggései

Az alábbiakban, kifejezetten csak a vizsgálatainkba bevont bóros acélra vonatkozóan megfogalmazzuk az összefüggéseket a V_r hevítési sebesség, T_m izzítási csúcshőmérséklet valamint a hőkezelt húzal tulajdonságai között. Természetesen a hűtési paraméter (a gyorshőkezelési diagrammok vízszintes tengelyén szereplő paraméterről van szó) is változója a folyamatnak. Sőt, ez a többi változó számára is egy relatív viszonyítási rendszer, miként azt a 11. ábrával is példáztuk.

1./ Amennyiben a felhevített anyag legalább 660°C -ig szabadon, azaz levegőn hűlhet, abban az esetben teljesen kilágyul. Az újrakristályosodás révén eltűnik a hidegalakítás jellegzetes hatása, de a kialakult szövet az eredeti perlités zónákban a fázisátalakítások után is mintegy "jelzi" az alakított állapot krisztallitjainak eredeti orientációját. A T_m csúcshőmérséklet 100°C -nyi emelése (1050°C -ra) a kilágyuláshoz tartozó vízhűtési határhőmérsékletet mintegy 30°C -szal lejjebb tolja.

2./ A vízhűtési hőmérséklet fenti küszöbértéke fölötti hőmérsékletekről edzve jelentékeny szilárdságnövekedést és erőteljes szívósságcsökkenést eredményez a perlitnek bainittel történő gyors felváltódása a rendszerben. A szilárdságnövekedés mértéke mintegy $40+80\%$, mind a hevítési sebesség-, mind a T_m növekedésével nagyobb mértékű. Alacsonyabb csúcshőmérsékletnél elsősorban a folyáshatár, a magasabb értéken mindkét szilárdsági mérőszám növekedése a jellemző.

3./ A gyorshőkezelés során ún. szilárdsági platók alakulnak ki. A teljesen kilágyult állapotot első-, a perlit eltűnését követően kialakuló második szilárdsági platónak nevezzük. Erre általánosan jellemző a ferrit-bainit kettős szövetszerkezet.

4./ A perlit eltűnéséhez tartozó vízhűtési hőmérsékletet a T_{max} csak kevéssé befolyásolja, annak értéke 680°C körüli, oka ennek az, hogy a szabad hűlés során az eutektoidos hőmérséklet alá jutva az átalakulatlan ausztenit szabadenergia többlete válik egyre inkább a rendszerben zajló folyamatok meghatározó tényezőjévé.

5./ Különösen a magasabb csúcshőmérsékletű hőkezelések adatai jelzik egyértelműen azt, hogy a hevítési sebesség növekedésével csökken a szilárdságmaximumokhoz tartozó vízhűtési hőmérséklet.

6./ Amennyiben a vízhűtési hőmérséklet nagyobb, mint kb. 820°C , akkor ennek növekedése csökkenő szilárdságra vezet (a 8. ábrán látható). A gyorshőkezelés korábban bemutatott sajátos fémtani folyamatai alapján levezethető a jelenség magyarázata: A hevítési sebesség alacsonyabb értékeinél az $\alpha \rightarrow \gamma$ átalakulás kezdetétől számítva hosszabb idő áll rendelkezésre ahhoz, hogy a vízhűtés belepéséig egy olyan mértékű karbondiffúzió menjen végbe, amely révén a $\approx 0\%$ C-tartalmú, immár ausztenitté alakult ex-ferrit-zónák karbontartalma a szemcsehatártól mért számottevő mélységben emelkedik. Ellenben, a nagyobb hevítési sebességeknél ez a mélység egyre csökken, ami azzal jár, hogy az azonos idő utáni, illetőleg azonos hőmérsékletről történő vízhűtés során képződő martenzit na-

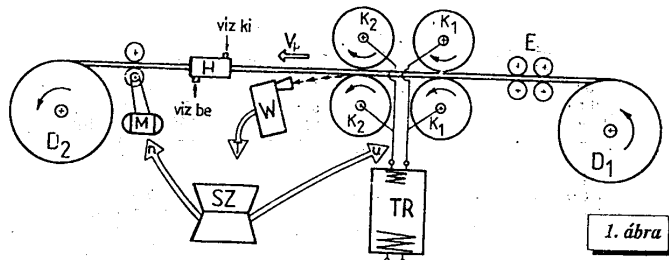
gyobb hányada lesz egészen kis C-tartalommal. A lárdságnövelő hatás mérséklődését okozza.

Ezek után pedig minél kevesebb idő szükséges a hűtésre, azaz minél magasabb hőmérsékleten lehűtés, annál számottevőbb mennyiségű C-tartalmú szövetelem.

A bóros acélnál tapasztalható fenti jelenségek edzési hőmérsékleteken tapasztalható szöveti megfontolás is összetevője lehet. A bórtartalmat kedvelő, felületaktív bór és bórsókaként szolgálnak a ferritnek, és így

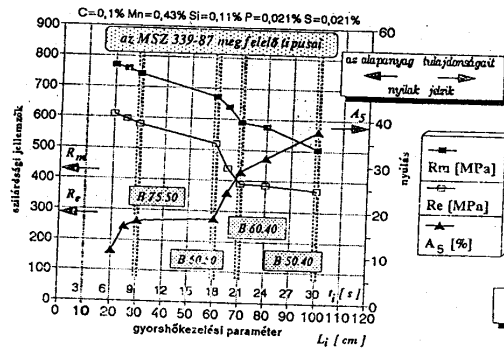
Összegzés

Az előzőekben bemutattuk a gyors hőkezelés során az utóbbi időben feltárt elméleteket. Ezek egyrészt a gyors hőkezelés módszereinek leírására, másrészt pedig az új eljárások nyúltak. Megítélésünk szerint ezen eredmények hatók mind a nagyszilárdságú, jól hegesztésénél, amiről konkrétan is beszéltünk a területeken, ahol a huzalgyártás eddig nem nyújtanak új előnyöket. A bórral szemben széles körben alkalmazzák a csavargyártásban. A jelentőségét látjuk a gyors hőkezelés a bemutatott C jelű anyag példáján, a megfelelő alkalmas megválasztásával a megkívánt anyagot állíthatjuk elő.



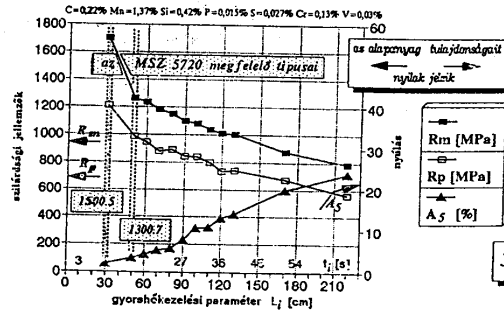
1. ábra

az RSt 37-2 betonacél RHT-diagramja



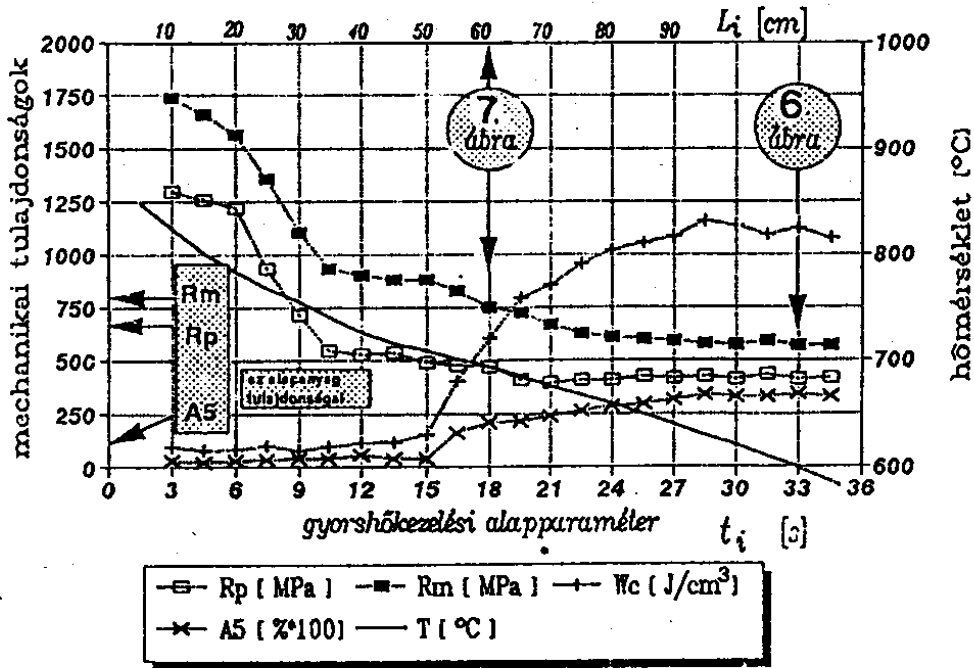
2. ábra

az S2 C (d=6mm) huzal RHT-diagramja



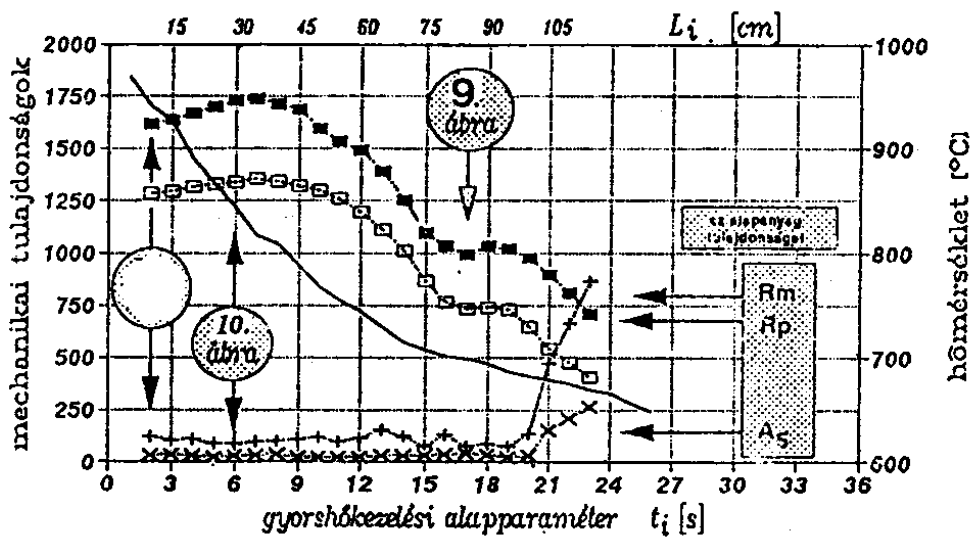
3. ábra

hevítési sebesség: 62°C/s (950°C-ig)

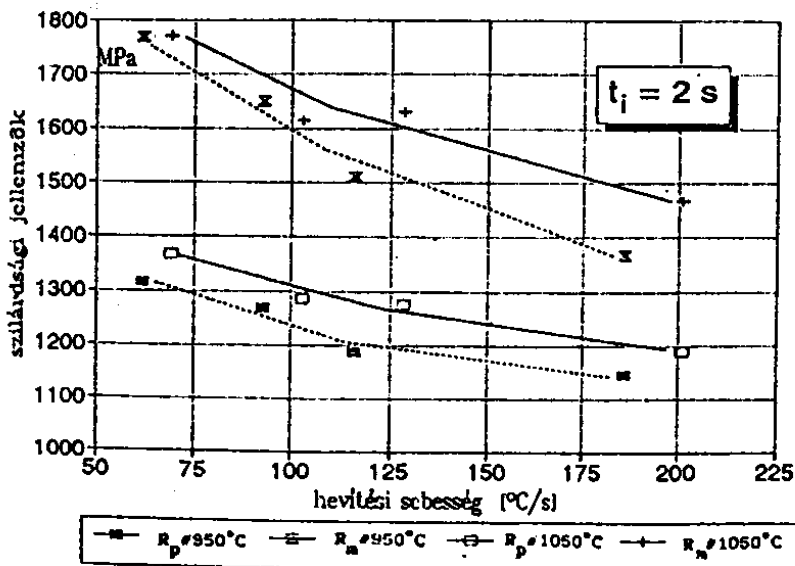


5. ábra

hevítési sebesség: 103 °C/s (1050°C-ig)



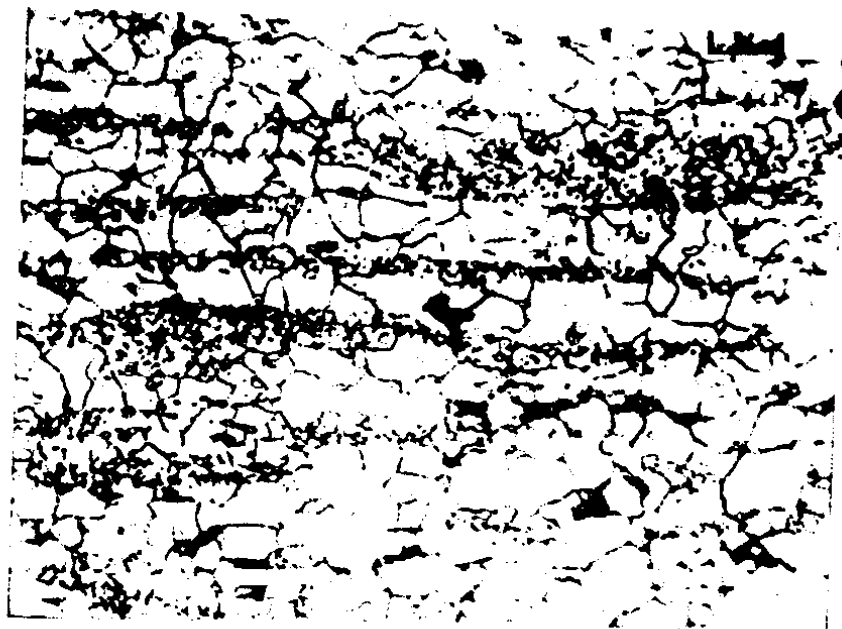
8. ábra



11. ábra



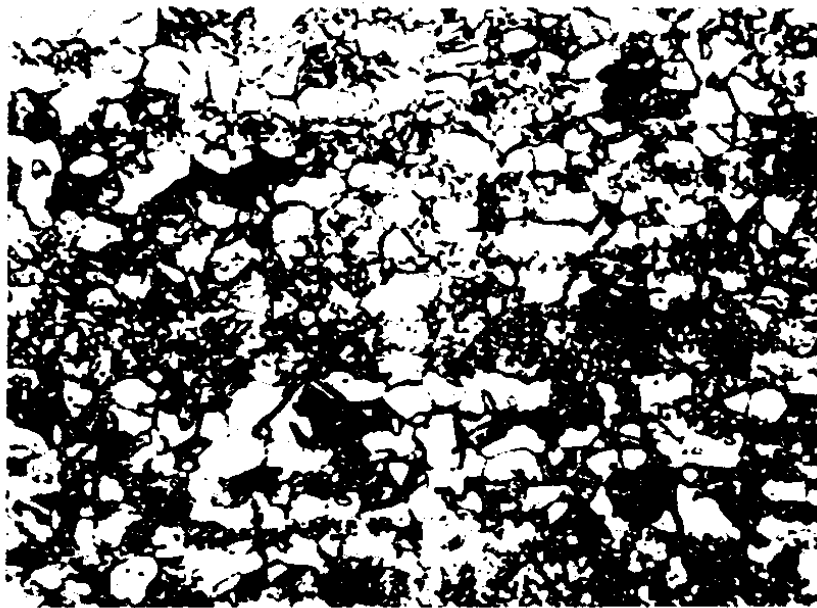
4. ábra
N=1000x



6. ábra
N=1000x



7. ábra
N=1000x



9. ábra
N=1000x

10. ábra
N=1000x

