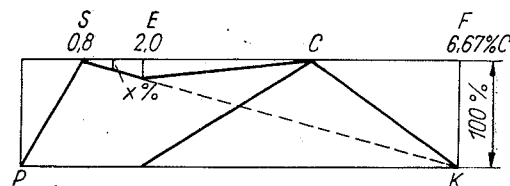


Tehát az 1,3% C-tartalmú acél mikroszkópi szövetszerkezete 91,5% perlitből és 8,5% hálós elrendezésű szekunder cementitből áll.

Az 5. sz. jelzővonal a 2,5% C-tartalmú Fe—C ötvözetet jelzi. A 2,0% C-tartalom feletti, mással nem ötvözött vasötvözeteket *nyersvas*oknak hívjuk. A 2,5% C-tartalmú nyersvas kristályosodása  $\gamma$ -vas ki-



76. ábra. Az 1,3% C-tartalmú acél szekunder cementitjének számítása

$E$  pont által jellemzett 2,0% C-tartalmú ún. telített austenitre és vaskarbidra, illetve cementitre. A gyorsan dermedő eutektikum mikroszkópi szövetszerkezete világos cementit alapanyagban sűrűn egymás mellett elhelyezkedő sötétebb kerek vagy hosszúkás perlit foltokat mutat. Ezt a szerkezetet *Ledebur* metallografúsról *ledeburit*nek nevezik (55. ábra).

A 2,5% C-tartalmú nyersvas tehát 1147°C alatt közvetlenül a primer kristályosodás során kivált  $\gamma$ -kristályokat (austenit) és felbomlott eutektikumot (ledeburit) tartalmaz. A mérlegszabály alkalmazása azt mutatja, hogy szövetszerkezete 78,3%  $\gamma$ -vas és 21,7% ledeburitból áll. 723°C-ra való hűlés közben a  $\gamma$ -vas karbidkiválás folytán eutektoiddá válik, majd perlitte bomlik, előbb tehát jelentkezik a szekunder cementit. 723°C-on ( $A_1$ ) az eutektoidos  $\gamma$ -vas vas és vaskarbid elegyére perlitte bomlik úgy, hogy 20°C-on a metastabilisan kristályosodó, tehát viszonylag gyorsan hűlt öntöttvas szövetszerkezete: perlit + szekunder cementit + ledeburit lesz.

A 6-os jelzővonal eutektikus nyersvasat jelöl ( $C = 4,3\%$ ), mely 1147°C-on dermed, teljes tömegében ledeburitá és ha viszonylag gyorsan hűl, szerkezeti változást tovább nem szenved, csak a  $\gamma$ -vas bomlik az  $A_1$  hőmérsékleten.

A 7. jelzővonalal jelölt 5,5% C-tartalmú nyersvas dermedése során primeren vaskarbid (primer cementit) kristályosodik ki az ömledékből egészen 1147°C-ig, amely hőmérsékleten összetétele eutektikusá vált és további hűlés során eutektikumá, ledeburitá dermed. További változás a  $\gamma$ -vas bomlásán kívül nem áll be (feltéve, hogy viszonylag



77. ábra. 5,5% C-tartalmú nyersvas szövete képe: ledeburit és primer cementit (fehér csik). 3% HNO<sub>3</sub>, 500:1

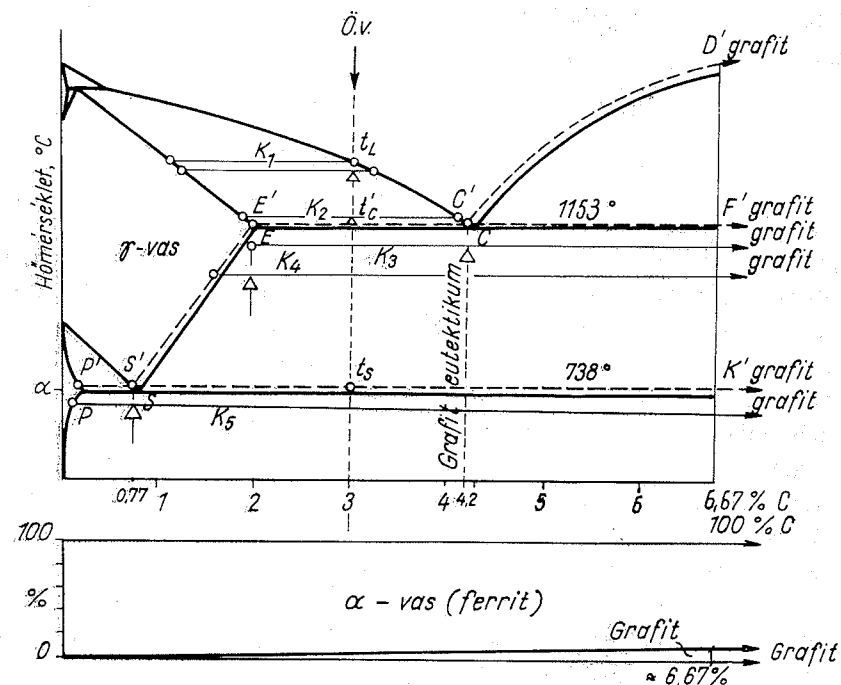
gyorsan hűlt) és így szobahőmérsékleten ebben a nyersvasban ledeburitba ágyazott primer cementit lapok vastag tűs metszeteit találjuk a mikroszkópi képen (77. ábra).

Az elmondottak alapján a vas-karbon ötvözetekre megszerkesztett 20°C-on érvényes szövetdiagramot a 74b ábra tünteti fel. Meg kell jegyeznünk, hogy a tercier cementit csak a kis C-tartalmú acéloknál mutatható ki, mennyisége azonban oly kicsi (max. 0,3%), hogy nem mérhető. A szekunder cementit a 0,80—2,0% C-tartalmú acélokban mérsékelt lehűléskor hálós szerkezettel jelentkezik. Az ábra nyersvas részében (2,0—6,67% C) azonban a nem stabil ledeburit bomlásának meggátolására alkalmazandó gyorsabb hűtés miatt a szekunder cementit kivált mennyisége lényegesen kisebb az egyensúlyi helyzethez képest, ezért a szövetemlékora austenitből kivált szekunder cementit mennyisége bizonytalan, sőt primer cementit és ledeburit mellett nem is jelentkezik.

### 4.3. A nyersvas stabilis kristályosodása

A nyersvas stabilis kristályosodása akkor következik be, ha hűlés közben minden egyes hőmérsékleten addig tartjuk az ötvözetet, míg az összes bomlási és diffúziós folyamatok be nem fejeződtek. Ez a hőmérséklet csökkenésével exponenciálisan növekvő hőmérsékleten való tartásokat követel és így csak elméleti jelentősége van.

Példaképpen kövessük a 78. ábrában „ö.v.”-vel jelölt 3% C-tartalmú nyersvas



78. ábra. Az öntöttvas stabilis kristályosodása és fázisdiagramja

stabilis kristályosodását. A homogén olvadék hőmérsékletéről kiindulva a kristályosodás a  $t_L$  hőmérséklet átlépésekor  $\gamma$ -vas kristályosodásával indul meg és 1153 °C-on fejeződik be. Itt a mérlegszabály szerint kb. 54%  $\gamma$ -szilárd oldat és 46%  $\bar{C}$  összetételű (4,2% C-tartalmú) eutektikus olvadék van 0 szabadságfokú egyensúlyban az  $F'$  ponttal meghatározott 100% C = grafittal. Az olvadék állandó hőmérsékleten történő eutektikus dermedése a  $K_3$  konóda szerint  $\gamma$ -vasra és grafitra való felbomlása közben folyik le. Az így keletkezett egész finom, amorf grafit szemeket tartalmazó eutektikumot a ledeburittól megkülönböztetve *grafit-eutektikumnak* hívjuk.

A további hűléskor a primer  $\gamma$ -vasból és az eutektikum  $\gamma$ -vasából is az  $E'S'$  telítettségi vonal mentén a  $K_4$  konóda szerint újból grafit válik ki a 738 °C eléréséig. Ez a szekunder kiválás is amorf grafitot ad. Az  $S'$  eutektoidos  $\gamma$ -vas 738 °C-on alkotórészeire:  $\alpha$ -vasra és grafitra bomlik. A 738 °C-ról való lehűléskor bekövetkező tercier szegregátum ugyancsak grafit.

Így tehát a Fe—C ötvözetek stabilis kristályosodásának eredménye az egész ötvözetsorra  $\alpha$ -vas és grafit fázisok, illetve ferrit, grafit szövetelemek.

A gyakorlatban a nyersvasnak ilyen teljesen stabilis kristályosodása nem valószínűsíthető meg a diffúziók és a cementitbomlás folyamatának kivárthatatlan hosszú időszükségletei miatt. Gyorsítani lehet a grafitkiválást az eutektikus olvadék kissé késleltetett dermedése közben ferroszilíciumnak idegen grafitcsírák gyanánt való adagolásával. Az így nyert grafitos nyersvas az ún. *szürke nyersvas*, aminek felhasználásával a gépágyak és gépalkatrészek gyártására nagy mennyiségben felhasznált szürkevas öntvények készülnek.

#### 4.4. Gyakorlati Fe—C ötvözetek

Ipari vasfajták céljaira a Fe—Fe<sub>3</sub>C egyensúlyi diagramba foglalt ötvözeteknek is csak egy részét használjuk. Az ipari vasötvözeteket két, jellegükben lényegesen eltérő ötvözetcsoportra választja szét az  $E$  pont koncentrációja, a 2% C. Az ennél kevesebb C-t tartalmazó vasötvözetek szolidusza eső görbe lévén, azok szilárd oldattá,  $\gamma$ -vassá dermednek, amely képlékenyen alakítható. Ez az alakíthatóság a szekunder cementit kiválása miatt, majd a cementit lemezeket tartalmazó perlit megjelenése miatt szobahőmérsékletre való lassú lehűlés közben csökken ugyan, de mégis megmarad. Ezeket a 0—2% C-t tartalmazó, hidegen alakítható Fe—C ötvözeteket közös néven *acéloknak* hívjuk. (Egyéb elem, pl. Cr beötvözésével ez a határ 2% C fölé is emelkedik.)

Az acélokat szövetszerkezetük és azzal összefüggő szilárdsági tulajdonságaik alapján két további csoportba osztják. Itt a választóvonal a C = 0,8% koncentráció, amelynek szövetszerkezetében lassú hűléskor 100% perlit a jellemzője. Az ilyen szövet az eutektoidos  $\gamma$ -vas bomlásterméke, azért ezt az acélt *eutektoidos acélnak* nevezik.

A 0,8%-nál kisebb C-tartalmú acélokat *hipoeutektoidos* (eutektoid alatti) acéloknak hívják. Ezeknek C-tartalma 0,8-ról 0,02%-ra csökkenve szövetében a perlittartalom 100%-ról 0%-ra, a ferrittartalom 0%-ról 100%-ra nő. A ferrit jól alakítható, lágy szilárd oldat és így %-os tartalmával arányosan változik az acél-fajták hideg alakíthatósága.

A 0,8%-nál nagyobb C-tartalmú acélokat *hipereutektoidos* (eutektoid feletti) acéloknak hívják. Ezek alapszöveve perlit, melynek csomóit (szemcséit) az austenit szemcsék határain kivált szekunder cementit háló veszi körül. Ennek a szekunder cementitnek a mennyisége 0-tól kb. 20%-ig nő. A rideg, kemény cementit háló a perlit maradék alakváltozó képességét csökkenti és az acél keménységét, forgácsoló szerszámok céljaira való alkalmasságát növeli.

A 2%-nál nagyobb mennyiségű C-t tartalmazó vasötvözeteket *nyersvasoknak* hívják. Ezeknek hideg alakíthatóságát a bennük a C-tartalommal 4,3% C-ig rohamosan növekvő rideg, kemény ledeburit teljesen megszünteti. A nyersvasakat is két részre osztja a C pontnak megfelelő 4,3% eutektikus C-tartalom. A 2—4,3% C-t tartalmazókat *hipoeutektikus*, a 4,3%-nál több C-t tartalmazókat *hipereutektikus* nyersvasoknak hívják. Vasöntvények készítésére csak a hipoeutektikus nyersvasakat használják, mert a primer cementit jelenléte az öntvényekben nem kívánatos.

A gyakorlati felhasználás szerint a 0,06—0,25% C-tartalmú acélokat szerkezeti acélok, a 0,15—0,6% C-tartalmúakat gépelemek, a 0,6—2% C-tartalmúakat szerszámacélok céljaira használják. A 2—4% C-tartalmú vasötvözeteket pl. öntödei nyersvasoknak használják fel.

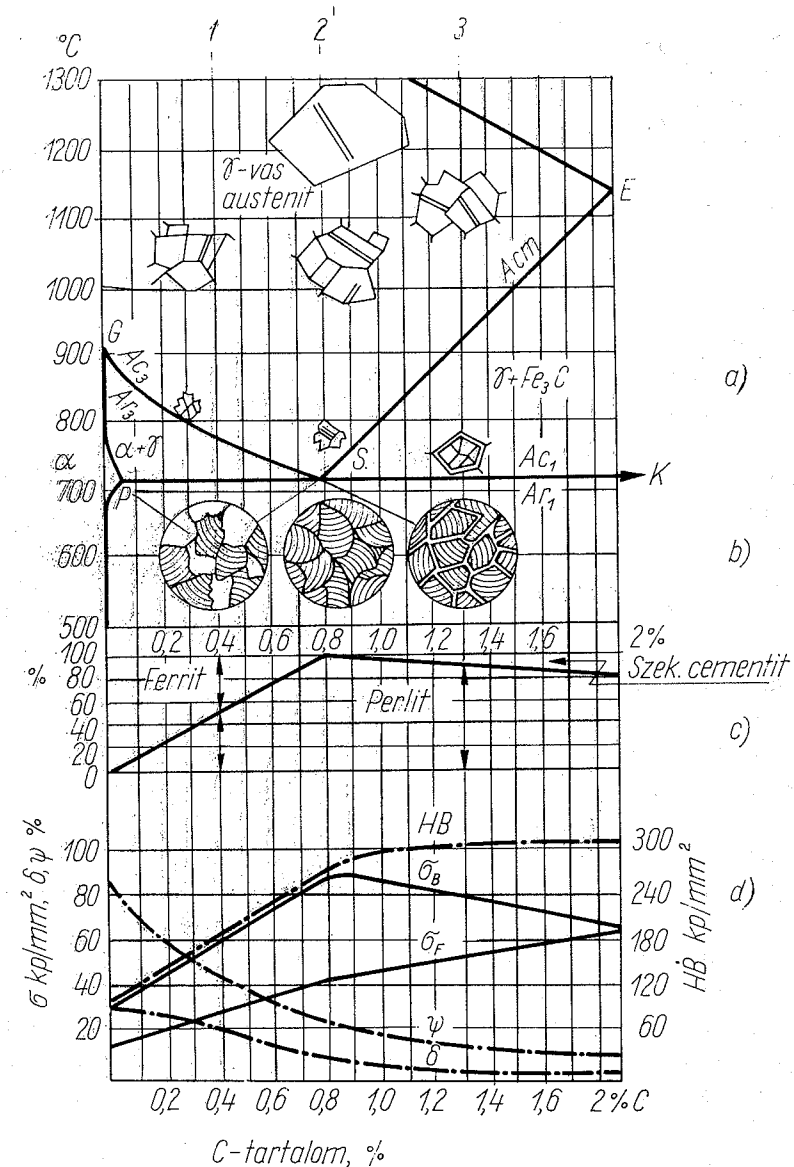
## 5. ÖTVÖZETLEN ACÉLOK

### 5.1. Ötvözetlen acélok szilárdsági tulajdonságai metastabilis egyensúlyi állapotukban

A gyakorlati C-acélok (karbonacélok), amelyeket ötvözetlen acéloknak neveznek, nem tiszta Fe—C ötvözetek, mert az acélgártás során mindig ötvöződnek 0,05—0,4% Si-mal, 0,15—0,7% Mn-nal, 0,0—0,3% Cr-mal, 0,01—0,25% Cu-mal és szennyeződnek 0,01—0,07% S-nel, 0,01—0,05% P-ral, 0,005—0,05% N<sub>2</sub>-nel, 0,005—0,05% H<sub>2</sub>-nel, O<sub>2</sub>-nel és nyomokban tartalmaznak még sok egyéb elemet is. Az acélgártás kiinduló anyaga a nyersvas, amely 2%-nál mindig több, 3—6% C-t tartalmaz. A fölös C-t az acélgártás során eloxidálják, kiegészítik. Közben azonban a Fe egy része is FeO-lá, vasoxidullá oxidálódik és ez oldódik a folyékony acélban. Ez az acél szilárdsági tulajdonságait rontja, azért az FeO-t FeMn és FeSi adagolásával dezoxidálják, miközben a fölöslegben maradt Mn és Si ötvöződik az acélba. A Cr és Cu a felhasznált acélhulladékból (ócskavasból), az S és P a nyersvasból és ócskavasból kerül az acélba. A gyakorlati „ötvözetlen” acél tehát tulajdonképpen több alkotóval ötvözött acél, elnevezésüknél mégis a nem szándékosan beléjük kerülő ötvözőket nem vesszük figyelembe. Az ötvözetlen acélok tehát olyan kétalkotós Fe—C ötvözetek, melyek szándékosan csak 0—2 súlyszázalék C-nal vannak ötvözve és teljes megszilárdulásuk szilárd oldat kristályosodása útján megy végbe.

Az acélban a C mindig csak kétféle alakban: intersticiós szilárd oldat alakjában ( $\alpha$ -vas = ferrit,  $\gamma$ -vas = austenit), vagy fémes vegyület, Fe<sub>3</sub>C (vaskarbid = cementit) alakjában, tehát mindig kötött alakban fordul elő. Ha a C az acélban szabad C, grafit alakjában kiválik, az mindig az acél súlyos hibájának, szilárdsági tulajdonságai romlásának, az ún. fekete törékenységnek a jele, helyesebben oka. „Acél” tehát csak a Fe—C ötvözetek metastabilis állapotában létezik.

Az acél metastabilis egyensúlyi állapotát a gyakorlatban az ún. lágyított állapot közelíti meg a legjobban. Ilyen állapotban az ötvözetlen acélok szövetszerkezete és szilárdsági tulajdonságai között határozott összefüggés van. Ezt mutatja a 79. ábra, melynek a) része a Fe—Fe<sub>3</sub>C egyensúlyi diagram acélokra vonatkozó részletét, b) része három jellegzetes acél szöveteiképek vázlatát, c) része az egyensúlyi szövetdiagramot, d) része pedig a szilárdsági tulajdonságokat tartalmazza.



79. ábra. Ötvözetlen acélok szilárdsági tulajdonságainak függése a szövetszerkezettől

A c) és d) diagramok egybevetéséből szembeötlő, hogy a  $\sigma_B^*$  görbéje a szövetdiagram perlit mezijének határvonalához hasonlóan halad. A C-ben legszegényebb lágyacél csaknem tiszta ferrites szerkezetét a  $\sigma_{Bferrit} = 30 \text{ kp/mm}^2$ , a tiszta lemezes

\*  $\sigma_B$  a szakítószilárdság, a szakítóvizsgálatnál mért legnagyobb erő osztva az eredeti keresztmetszettel,  $\text{kp/mm}^2 / 21.2 \text{ pont}$ . A kristallitok orientáltsága azonos, ha kristályrendszerük tengelykeresztjének ágai párhuzamosak.

perlitét  $\sigma_{B\text{perlit}} = 85\text{--}90 \text{ kp/mm}^2$  szakítószilárdság jellemzi sok mérés átlagaként. A perlitnek ezt a nagy szakítószilárdságát az okozza, hogy egyrészt a kb. 1/8-ad részét kitevő vaskarbidnak igen nagy a szakítószilárdsága, másrészt pedig a közös anyaszövetből, az austenitből keletkezett lemezes perlit cementit lemezei és ferritlemezei között fennmaradtak a határfelületeken elhelyezkedő, a kiindulási austenitével azonos orientáltságú rácsba illeszkedő Fe-atomokat összetartó atomos erők. A ferrit- és perlitszemcsék elegyéből álló hipoeutektoidos acélok szakítószilárdsága perlittartalmukkal együtt lineárisan nő.

A  $\sigma_B$  görbéje a hipereutektoidos acélokban közel lineárisan csökken, hasonlóan a perlittartalomhoz. A perlitszemcséket összetartó erőt, a kohéziós erőt ebben a koncentrációközben az austenitzemcsék határán kivált szekunder cementit háló csökkenti, mégpedig vastagságával növekvő mértékben. Itt a szemcsehatáron levő rendezetlen Fe-atomok vesznek részt elsősorban az oda diffundáló C-atomokkal a  $\text{Fe}_3\text{C}$  fémes vegyület képzésében. Két szomszédos perlitszemcse 7/8-ad részét alkotó ferritszemcsék atomrácsainak orientáltsága eltérő és így a határukon keletkező cementit hálóban levő Fe-atomokat egyik szemcse Fe-atomjaihoz sem köti oly nagy atomos erő, mint a perlitszemcse belsejében levő cementit lemezeket a ferritlemezekhez. Ezért csökken a  $\sigma_B$  a hipereutektoidos C-acélokban a C-tartalom növekedésével.

A 10 mm átmérőjű golyó behatolásával szemben való ellenállást jellemző Brinell-keménység (HB 24.1. pont), a hipoeutektoidos acélokban kb. a  $\sigma_B$  háromszoros értékén mozog és ugyancsak lineárisan nő a kemény cementit lemezek növekvő mennyiségének megfelelően. A hipereutektoidos acéloknál a HB értékét a szekunder cementit háló kis mértékben tovább növeli, mert a vizsgálatnál használt golyó behatolásával szemben az ellenállást fokozza.

A folyási határ\* ( $\sigma_F$ ) görbéje végig emelkedik. Ennek oka az, hogy a perlitszemcsék cementit lemezei éppúgy gátolják a képlékeny alakváltozás megindulásához szükséges elcsúszásokat, mint a szekunder cementit háló.

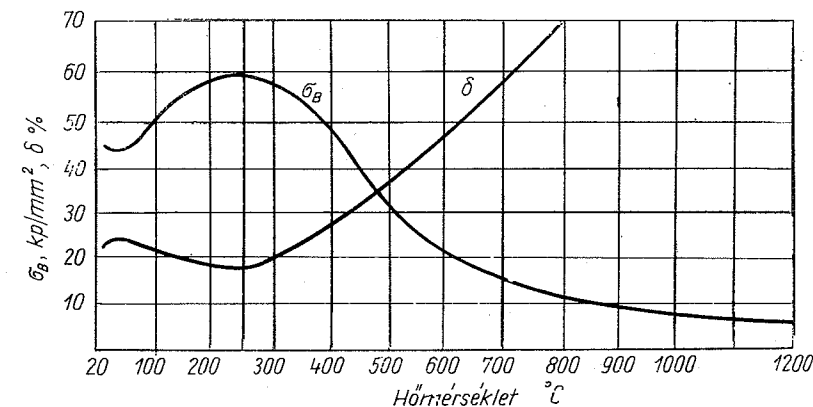
Az acél alakíthatóságát, képlékenységét jellemző teljes maradó fajlagos nyúlás ( $\delta\%$ ) és a fajlagos keresztmetszet-csökkenés [kontrakció,  $\psi\%$ , (21.2. pont)] értékei a C-tartalom, helyesebben a rideg vaskarbid-tartalom növekedésével végig csökkennek (a tiszta perlit fajlagos nyúlása kb. ötöde, kontrakciója kb. negyede a ferritének).

Az acél feldolgozása során, de gyakran üzem közben is nagyobb hőmérsékletnek lehet kitéve, a feldolgozó technológusnak ismernie kell a hőmérséklet növekedésének hatását, a szilárdsági tulajdonságok változásának tendenciáját. A 80. ábra példaképpen a  $\sigma_B = 42 \text{ kp/mm}^2$  szilárdságú, tehát a 79. ábrából kiolvasható kb. 0,20% C-tartalmú ötvöztelen acél tulajdonságainak változását tünteti fel a hőmérséklet függvényében. Tanulságos az ábrából, hogy a szilárdság ( $\sigma_B$ ) és vele együtt

\* A folyási határ a szakítóvizsgálatnál a maradó alakváltozás megindulásánál mért fajlagos erő  $\text{kp/mm}^2$  (21.2. pont).

a keménység (HB) 50 °C alatt és felett egyaránt nő, tehát görbéjének 50 °C-on alsó szélső értéke van. Felső szélső értékét 250—300 °C között éri el. 300 °C-on felül a szilárdság, és a keménység is rohamosan csökken és 800 °C-on már egész kicsi értékűk van. 800 °C felett már igen kis ellenállást tanúsít az acél az alakítással szemben.

A nyúlás ( $\delta$ ) és kontrakció ( $\psi$ ) görbéinek szélső értékei ellentétesek a szilárdsági görbével, ti. 250—300 °C-on minimumuk van és ettől kezdve rohamosan emelkednek úgy, hogy értékük a kovácsolás hőközében már igen nagy.



80. ábra. A hőmérséklet hatása az ötvöztelen acél szilárdsági tulajdonságaira

A nagy hőmérsékleten terhelt acélszerkezet hőszilárdságát ötvözéssel, mégpedig Cr-, Ni-, Mo-, W-ötvözéssel lehet fokozni.

## 5.2. Acélok $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ átalakulásának fizikai alapjai

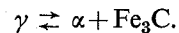
Az előző fejezetekből megismertük a szinvasnak és az acélnek azt a közös jellemző vonását, hogy a hőmérséklettől függően különböző allotróp módosulatokban fordul elő: a szabályos, térben középpontos (szt)  $\alpha$ -vas  $A_{c3}$ , illetve 723 °C ( $A_{c1}$ ) alatt stabilis; a szabályos felületen középpontos (szfk)  $\gamma$ -vas 723—1493 °C ( $A_{c1}$ — $A_{c4}$ ) között, a szabályos, térben középpontos  $\delta$ -vas pedig 1392—1536 °C ( $A_{c4}$ — $A_{c5}$ ) között lehet stabilis. A Fe— $\text{Fe}_3\text{C}$  egyensúlyi diagram azt mutatta, hogy az allotróp módosulatokba való átkristályosodás kritikus hőmérsékletein metastabilis egyensúlyi kristályosodásnál az átkristályosodás hevítéskor az egyik irányban  $\alpha \rightarrow \gamma$  ( $\rightarrow \delta$ ), hűtéskor a másik irányban ( $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ ) mindig bekövetkezik.

Tudjuk, hogy a szfk  $\gamma$ -vas rácseleme 4, a szt  $\alpha$ -vasé 2 atomot tartalmaz, tehát az előbbi még a rácsállandók különbsége dacára is tömöttebb, mint az utóbbi. Ebből következik, hogy az acél  $\alpha \rightarrow \gamma$  átalakulásnál zsugorodik,  $\gamma \rightarrow \alpha$  átalakulásnál pedig tágul. Ezt a jelenséget hasznosítjuk a kritikus pontok meghatározására.

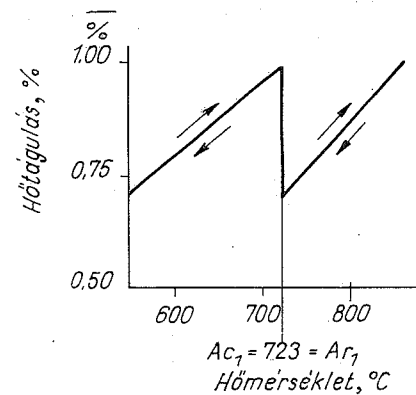
A 81. ábra az eutektoidos acélról készített ún. dilatometer-görbét tünteti fel. Látjuk, hogy ez az acél 723 °C-on lassú hevítéskor, tehát  $\alpha \rightarrow \gamma$  átalakulás közben ~0,25%-ot zsugorodik, hűtéskor;  $\gamma \rightarrow \alpha$  átalakulásnál ugyanennyit tágul.

Az  $A_{c1}$  hőmérsékleten végbemenő  $\gamma \rightarrow \alpha$  átalakulásnál a felületeken ülő atomok közül az egyik a rácsejt térfogópontjába helyezkedik, a terráselem másik felesleges atomja pedig egy rácspontba illeszkedik és ezzel tágítja a rácsot. Mivel pedig az eutektoidos  $\gamma$ -vas 0,8% C-t tartott oldatban, az átalakult  $\alpha$ -vas interstíciós terei lényegesen kisebbek, mint a  $\gamma$ -vaséi és így C-oldóképessége is lényegesen kisebb: 723 °C-on is csak 0,02%. A  $\gamma$ -vasból tehát a C-tartalom túlnyomó része a vaskarbid lemezek képzésére használódik fel. Ehhez pedig a C-atomok diffúziója szükséges.

Az  $A_1$  hőmérsékleten végbemenő  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$  átkristályosodás olyan reakció, melynek egyenlete így írható fel:



81. ábra. A 0,8% C-tartalmú acél térfogatának változása az  $A_{c1}$  hőmérséklet környezetében lassú hevítés és hűtés közben



Mint bármely más reakció, ez is csak akkor és olyan irányban folyhat le spontán, önmagától, amikor a folyamat során az energia csökken.

Ennek az elvnek a megértését megkönnyíti a tömör golyó mozgása „h” szintkülönbségű helyek között. A golyó a magasabb, tehát nagyobb helyzeti energiájú szintről önmagától leeshet vagy legurulhat az alacsonyabb, tehát kisebb helyzeti energiájú szintre, mert a folyamatban energiája csökken. Ugyanarra a felső szintre a golyó csak az előbbi energiacsökkenéssel azonos energiának egy külső energiaforrásból való bevezetése árán juthat.

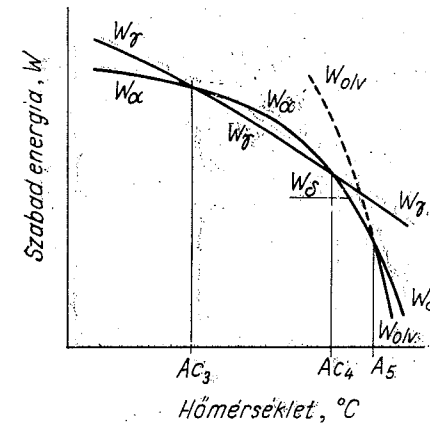
Hasonlóképpen egy kémiai reakció során az atomok csak úgy tudják helyüket önmaguktól változtatni, ha közben energiacsökkenés következik be. A kémiai reakciónál szerepet játszó energiaváltozást nem helyzeti energiaváltozásnak, hanem szabad energia-változásnak hívják. A reakciónál bekövetkező szabad energia csökkenése a reakció hajtó ereje.

Az  $\alpha = \gamma = \delta$  átkristályosodásoknál is az átalakulás spontán lefolyásának hajtóereje a szabad energia csökkenése, azaz az átkristályosodás olyan irányban folyik le spontán, amelynél a szabad energia csökken. A színvas egyes módosulatainak szabad energiái a hőmérséklet növekedésével csökkennek, változásukat a 82. sz. elvi vázlat tünteti fel. Minden hőmérsékletközben a legkisebb szabad energiájú fázis a stabilis, tehát az keletkezik spontán hűtés közben.

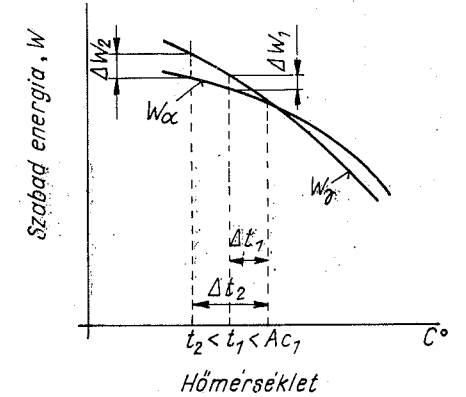
A szabad energiák különbsége az átalakulás hajtó ereje. Ha a különbség nagy, az

átalakulás rövid idő alatt végbemegy. A 83. ábrán a 0,8% C-tartalmú acél  $\alpha$  és  $\gamma$  módosulatainak szabad energia változásait tüntettük fel elvi vázlatban az  $A_{c1}$  kritikus hőmérséklet környezetében. A szabad energiák különbsége a kritikus hőmérséklethez közeledve 0-ra csökken. Ebből következik az általános törvényszerűség, hogy

az átkristályosodás a kritikus hőmérséklethez közeledve egyre hosszabb időt kíván, a kritikus hőmérsékleten pedig sosem megy végbe.



82. ábra. A ferrit és az austenit szabad energiáinak változása a hőmérséklet függvényében.



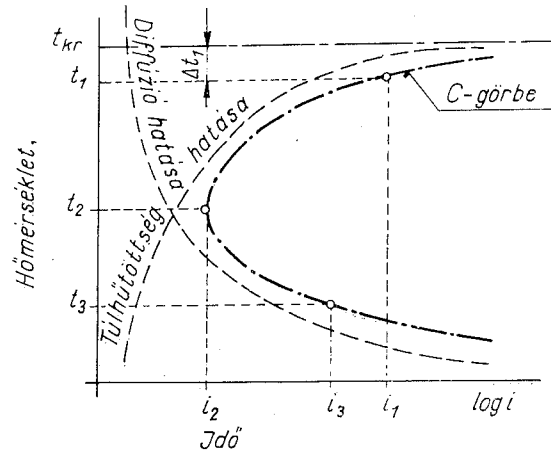
83. ábra. Az eutektoidos acél  $\alpha$  és  $\gamma$  módosulatainak szabad energiaváltozása az  $A_{c1}$  kritikus hőmérséklet környezetében

### 5.3. Az acélok izotermás átalakulása és diagramja

Az acélok állandó hőmérsékleten lefolyó, ún. izotermás átalakulásának gyakorlati hasznosítása az edzési repedések elhárítására ötven évvel megelőzte a folyamat metallográfiai megismerését és még többel fémfizikai alapjainak feltárását. B. K. Csernov a pétérvári (mai leningrádi) ágyúgyár műszaki vezetője 1883-ban az ágyúcsöveket 195—200 °C-os ón—ólom fürdőben való edzéssel védte az edzési repedések ellen. 1928—1934 években tárták fel az acélok izotermás átalakulásának jelenségeit Honda, Louis, Davenport és Bain kutatók.

A  $\gamma \rightarrow \alpha$  átalakulás hajtóereje a szabad energiák különbsége ( $W_\gamma - W_\alpha = \Delta W$ , 83. ábra), kristálycsírák keletkezésével indul és diffúzió útján folyik le. A  $\gamma \rightarrow \alpha$  átalakulás megindulásának időszükséglete egy bizonyos hőmérsékleten tehát attól függ, milyen nagyságú ez a három tényező ( $\Delta W$ ,  $K_k$ ,  $D$ ) az adott hőmérsékleten. A 84. ábra az átkristályosodás kezdetének időszükségleteit tünteti fel a kritikus hőmérséklet alatt elvi vázlat alakjában (az ábrában az idő log. léptékű). A  $t_{kr}$  hőmérsékleten  $\Delta W = 0$ ,  $K_k = 0$ , az átkristályosodás gyakorlatilag nem indul meg,

időszükséglete  $\infty$ , annak ellenére, hogy a diffúziós tényező,  $D$  itt a legnagyobb, időszükséglete a legkisebb. Az átkristályosodás hőmérséklet—idő függvény görbéje tehát aszimptotikusan (végtelenben) érinti a  $t_{kr}$  hőmérséklet vonalát, izotermáját.  $\Delta t_1$  túlhűtésnél a  $\Delta W_1$  és  $K_{k1}$  is véges nagyságú, a diffúzió nagy, az átkristályosodás  $i_1$  véges nagyságú idő elteltével megindul. A  $t_2$  hőmérsékleten a  $\Delta W_2$  és  $K_{k2}$  még nagyobb, a  $D$  már erősen csökken, időszükséglete nő és így az átkristályosodást



84. ábra. A  $\gamma$ — $\alpha$  átkristályosodás megindulásának időszükséglete a hőmérséklet függvényében

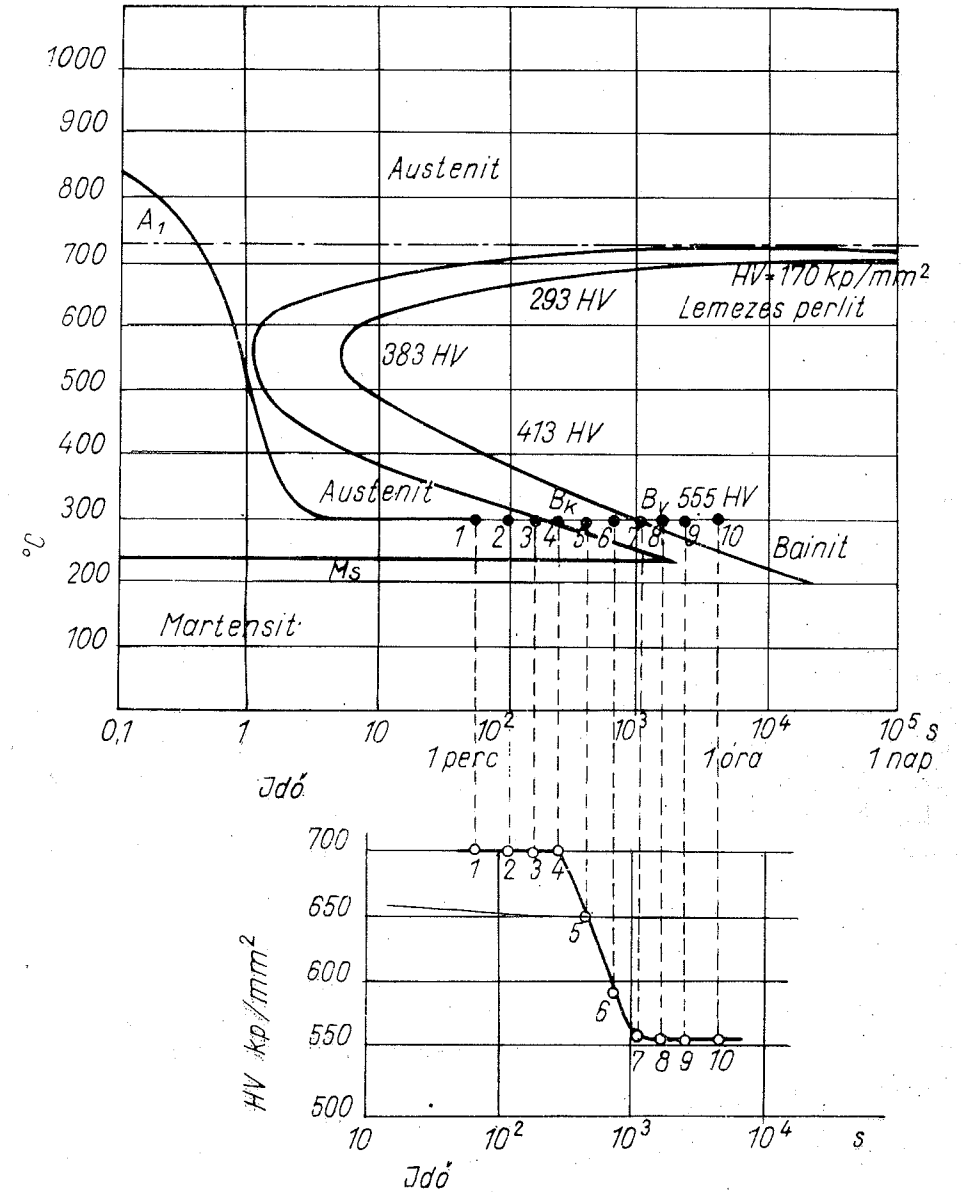
acélfajtának a „C”-görbét kidolgozták. A „C”-görbe felvételének menetét a 85. ábrán mutatjuk be. A klasszikus vizsgálathoz készítünk az acélból 80—100 db (szükség szerint még több) kis méretű,  $5 \cdot \varnothing \cdot 20$  mm, vagy  $4 \cdot 10 \cdot 20$  mm méretű próbatesteket. Egy-egy hőmérsékleten az izotermás átalakulás kezdeti és végpontjának meghatározására 10—12, esetleg még több próbatest szükséges. A meghatározás módját a 300 °C hőmérséklet két pontjának, az átalakulás kezdetének ( $B_k$ ) és végének ( $B_v$ ) meghatározásával mutatjuk be egy eutektoidos összetételű acélra.

Az 1. sz. próbatestet célszerűen függőleges laboratóriumi csökemencében acélhuzalra függesztve hevítjük  $t_{aust} > A_{c3}$ , pl. kb. 850 °C-ra A teljes austenitá váló alakulás biztosítására 1—3 percig e hőmérsékleten tartjuk. A karbon kiégésének elhárítása céljából kívánatos az izzítást védőgáz atmoszférában (pl.  $N_2$ ) végezni. Ezután a huzal elvágásával beejtjük az austenites állapotban levő próbatestet a csökemence alatt elhelyezett és előzetesen 300 °C-ra hevített kb. 1 liter olvadt sókeveréket (55%  $NaNO_3 + 45\% NaNO_2$ ) tartalmazó sófürdőbe. 20 másodpercig a fürdőben tartjuk, majd vízben edzük a próbatestet és megmérjük Vickers-keménységét:  $HV_{10} = 700 \text{ kp/mm}^2$ .

Hasonlóan járunk el a többi darabbal, csak a sófürdőben való vesztegelés idejét célszerűen növeljük. Az így végzett hőntartásokhoz tartozó keménységértékeket

késlelteti: időszükséglete  $i_2$  minimális. Még kisebb hőmérsékleten a diffúzió exponenciális függvény szerinti (16) lefolyása lesz a gátja az átkristályosodás megindulásának, bár itt a  $\Delta W$  és a  $K_k$  növekszik és így az acél átalakulási hajlama is rohamosan nő. A három tényező együttes hatására a  $\gamma$ — $\alpha$  átalakulás hőmérséklet—idő függvénye a 84. ábra eredményvonallal jelölt általános görbe alakot veszi fel, melyet „C”-görbének neveznek.

A „C”-görbék a korszerű hőkezelések legfontosabb segédletei. Ma már minden gyakorlati



85. ábra. Az izotermás átalakulási diagram felvétele ( $HV = \text{Vickers-keménység, } 24-2$ )

táblázatba foglaljuk (3). A táblázat adataiból megrajzoljuk a 85. ábra alján látható diagramot. Ebből kiolvashatjuk, hogy az 1., 2. és 3. próbatestek teljes keménységűre edződtek, tehát edzés előtt a sófürdőben még austenitesek voltak. A 4. próbatestet csökkent keménysége azt mutatja, hogy abban már részleges bomlás volt. A 8., a 9. és a 10. próbatestek egyenlő értékű legkisebb keménysége azt mutatja, hogy bennük

3. táblázat

Próbatest száma	300 °C-on való tartás ideje s.	keménység HV10 kp/mm <sup>2</sup>	Megjegyzés
1	60 (= 1 min)	700	B <sub>k</sub>
2	100	700	
3	200	700	
4	300 (= 5 min)	690	
5	500	650	B <sub>v</sub>
6	800	590	
7	1000	565	
8	1600	555	
9	3000 (= 50 min)	555	
10	5000	555	

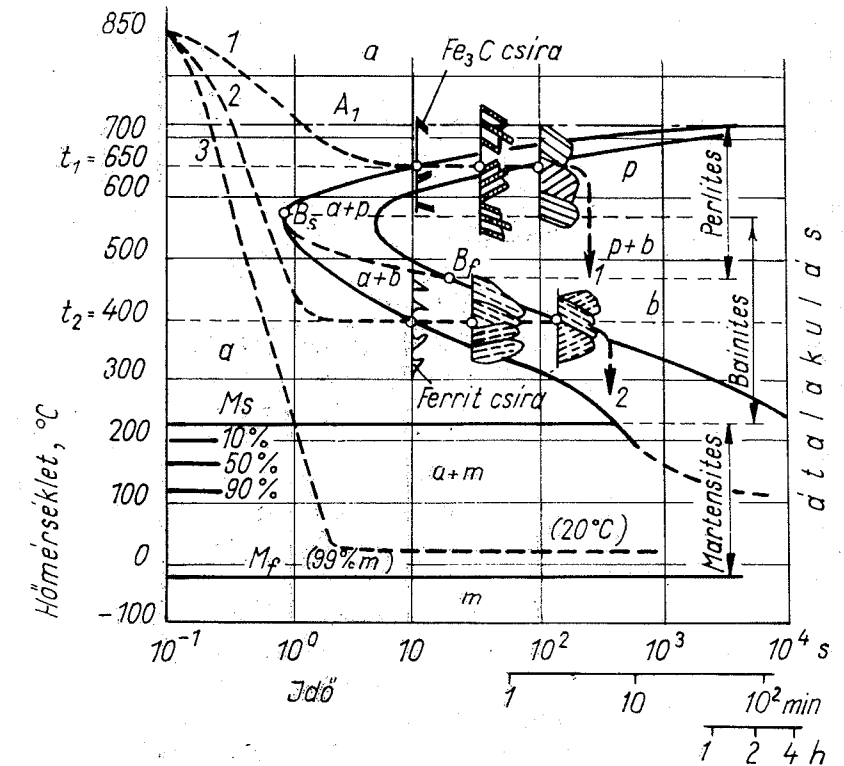
az austenitbomlás már befejeződött. A görbe menete szerint a B<sub>k</sub> pontnak a 4., a B<sub>v</sub> pontnak a 8. próbatest 300 °C-on való tartózkodási ideje felel meg, ezek adják tehát a „C”-görbe két ágának pontjait 300 °C-on. A fürdőbe ejtéstől a bomlás kezdetéig eltelt időt (pl. B<sub>k</sub> ideje, 300 s.) lappangási, inkubációs időnek nevezzük.

Ugyanígy végezzük a kísérletet 700, 600, 550, 500, 400, 250, 220 °C-on is és a bomlás kezdeti és végpontjainak összekötésével megrajzoljuk a „C”-görbe két ágát.

#### 5.4. A $\gamma \rightarrow \alpha$ átalakulás módjai

Az előző pontban láttuk azt, hogy a különböző hőmérsékletek a  $\gamma \rightarrow \alpha$  átalakulás állandó hőmérsékleten való lefolyásának időtartamára nagymértékben hatnak. Kézenfekvő annak a feltevése is, hogy a diffúziós tényező hőmérséklettel való változása az átalakulás módjára, mechanizmusára is erősen hat. Az austenitátalakulás módjait legkönnyebben az eutektoidos acél izotermás átalakulási diagramja kapcsán vizsgálhatjuk (86. ábra).

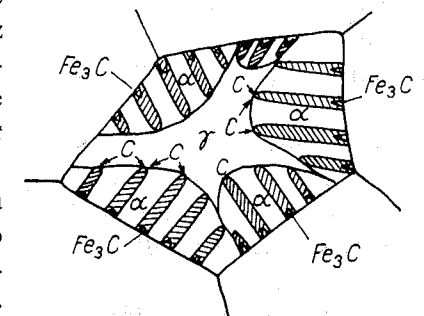
a) *Perlites átalakulás.* Az 1. próbatestet 850 °C-ra való hevítéssel homogén austenites állapotba hozva 650 °C-os sófürdőbe ejtjük. Az austenit átalakulása az 1. sz. izotermás lehülési görbe tanúsága szerint 10 másodperc múlva indul meg. Ezen a viszonylag nagy hőmérsékleten, nagy diffúziós tényező mellett lefolyó austenitátalakulás vaskarbid csíráknak az austenit szemcsék határain való keletkezésével indul meg. A csírák az austenitből feljüket diffundáló C-atomok beilleszkedése közben hosszukban, szélességükben gyorsan, vastagság irányban lassan növekedve



86. ábra. A 0,8% C-tartalmú acél austenitjének átalakulási módjai a austenit (A<sub>1</sub> fölött stabilis, alatta túlhűtött), p perlit, b bainit, m martensit

cementit lemezekké nőnek. Hasonlóképpen lemez alakúvá válik az elszéntelenedett austenitből rácsátbillenéssel átkristályosodott  $\alpha$ -vas, ferrit is. A 87. ábra szerint az így kialakult, nagyjában közel párhuzamos cementit lemezekből álló perlitkötegek, csomók nagyjából egyforma sebességgel nőnek az austenitzemcse közepe felé mindaddig, míg egymást el nem érik. Ez a folyamat 650 °C-on 100 s után fejeződik be, és ekkor az acél teljes egészében perlitté alakul. Ez a perlités átalakulás megy végbe az acélban az A<sub>1</sub> és 550 ~ 580 °C hőmérséklet-határok között. Alsó határa tehát a „C”-görbe legkisebb lappangási idejét jellemző ún. orrpont hőmérséklete.

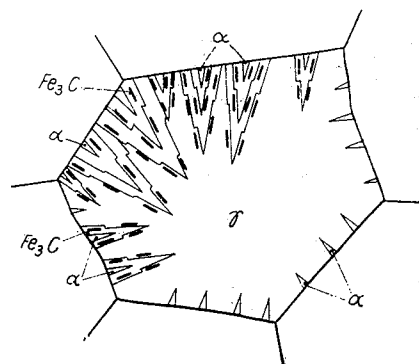
A perlit cementit lemezei azonos orientáltságú ferritbe vannak ágyazva. A ferrit jól alakítható és az alakíthatóságot részben a perlitre is átszármaztatja. A rideg cementit lapok az alakíthatóságot rontják, a perlit szakítószilárdságát



87. ábra. A perlités átalakulás

a ferritéhez képest erősen (pl. háromszorosára) növelik. A perlit tehát nagy szilárdságú alakítható, szívós szövet.

b) *Bainites átalakulás.* Ha az eutektoidos acélt a  $\gamma$ -mező hőmérsékletéről 580 °C-nál kisebb, pl. 400 °C hőmérsékletű sófürdőben hűtjük és tartjuk a próbatestet (86. ábra 2. sz. lehülési görbe), akkor az acél austenitátalakulása (bomlása) a jóval nagyobb ( $\Delta t_2 = A_1 - 400 = 323$  °C) túlhűtés mellett, jóval kisebb diffúziós tényezővel – ugyancsak 10 másodperc inkubációs idő után – az austenit szemcsehatárokra ferritcsírák keletkezésével indul meg.



88. ábra. A bainites átalakulás

Ezek a csírák széleiken elvékonyodó, metszetben tű alakú ferritkristályokká nőnek. A ferritkristályokból az austenit felé diffundáló C-atomok annak túltelítettségét okozzák és így a ferritkristályok mellett vassal vegyülve apró vaskarbid korongocskák alakjában válnak ki. A ferrit kristályosodási sebessége ezen a hőmérsékleten jóval nagyobb, mint a C diffúziós sebessége, azért a cementit lemezeket átnöve azokat mintegy anyaszövetként magába zárja. Ezt a folyamatot szemlélteti a 88. sz. elvi vázlat. Az így kialakult szövetet, mely keletkezésében, tulajdonságaiban, és főleg mikroszkópos szerkezetében a perlitől lényegesen eltér, E. C. Bain metallografusról bainitnek (bénit-nek) nevezik.

A bainit vaskarbid lapocskákat tartalmazó ferritkristályok halmaza. Képződési hőköze a perlites átalakulás alsó határától a martensitképződés kezdeti hőmérsékletéig ( $M_s$ ) tart. (Az eutektoidos acélnál 580–220 °C.) A bainit olyan szövet, melynek összefüggő alapanyaga ferrit és abba vaskarbid korongok illeszkednek be. Ez a szövet felépítésénél fogva igen szívós.

Az ötvöztelen és gyengén ötvözött acélok izotermás átalakulásánál találunk egy hőmérsékletközt (kb. 580–480 °C), melyben az austenit átalakulása bainit képződésével kezdődik, majd perlites átalakulással folytatódik és fejeződik be. Azt a legkisebb hőmérsékletet, amelyen felül tiszta perlites átalakulás megy végbe,  $B_s$ -sel, azt a legnagyobb hőmérsékletet, amely alatt perlites átalakulás már nem történik, csak tiszta bainites,  $B_f$ -fel jelöljük (86. ábra).

A perlites és bainites átalakulásoknak két közös jellege van: 1. lefolyásuk diffúzió közvetítésével történik, tehát mindkettő diffúziós átalakulás; 2. az átalakulás során az egyfázisú  $\gamma$ -vasból kétfázisú bomlástermék:  $\alpha$ -vas +  $Fe_3C$  keletkezik, tehát mindkettő bomlási folyamat.

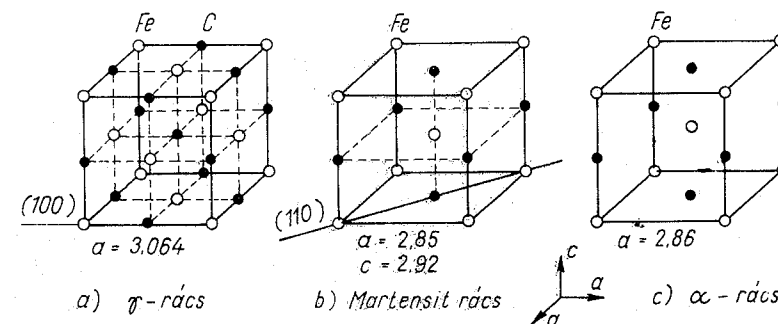
c) *Martensites átalakulás.* A  $\gamma \rightarrow \alpha$  átalakulás harmadik módja, a martensites átalakulás az  $M_s$  és  $M_f$  hőmérsékletek között a legalacsonyabb átalakulási hőköz-

ben folyik le. Ez olyan alacsony hőmérséklet, ahol a C-atomok diffúziós tényezője 7–10 nagyságrenddel kisebb, mint a perlites átalakulás hőközében. Az acélt ebbe a hőközbe olyan gyorsan kell lehűteni, hogy a perlites átalakulás meg ne kezdődjék. Az ilyen gyors hűtés igen rövid 0,01–0,001 s ideje alatt a kis diffúziós tényező mellett nem is jöhet létre diffúzió.

*A martensites átalakulás diffúziómentes átalakulás és terméke, a martensit egyfázisú szövet.*

Az austenit martensitté való átalakulásának fő mozzanata a  $\gamma$ -rács átrendeződése  $\alpha$ -ráccsá. Emellett jellemzője a  $\gamma$ -rácsban, annak nagyobb C-oldóképessége miatt nagyobb számban elhelyezkedő C-atomok „befagyása” az  $\alpha$ -rácsba, amelynek C-oldóképessége sokkal kisebb: 0–0,02%. A fölös C-atomok befagyása az  $\alpha$ -rácsot martensitráccsá torzítja.

A tisztán geometriai szemlélettel értelmezhető  $\gamma \rightarrow \alpha$  rácsátrendeződést, „rácsátbillenést” szemlélteti a 89. ábra, amelyen a  $\gamma$ -, a martensit- és az  $\alpha$ -rácsot tüntették fel a 0,5% C-tartalmú acél rácsméreteivel. A fekete pontok a  $\gamma$ - és az  $\alpha$ -rácsban interstíciósan elhelyezkedő C-atomok összes lehetséges helyét tüntetik fel. A valószínűségben természetesen sohasem fordulhat elő, hogy az összes lehetséges helyet elfoglalják a C-atomok, mert az a  $\gamma$ -rácsban 12 százalékos C-tartalmat jelentene, holott az acél telített austenitjének (E pont) C-tartalma 2 százalékos, tehát itt is csak legfeljebb minden 6. lehetséges helyet foglalhat el egy-egy C-atom. A 0,5% C-tartalmú acélban pedig csak minden 24. lehetséges helyen lehet C-atom.



89. ábra. Az austenitrács átrendeződése martensitráccsá

Az  $\alpha$ -rácsban a C-atomok a négy párhuzamos oldalél és a rájuk merőleges két lap közepén helyezkedhetnek el egy oktaéder 6 csúcspontjában. Ugyanezek a lehetséges helyei a C-atomoknak a martensitrácsban is, mely nem egyéb, mint a bentrekedt C-atomok feszítő hatása alatt torzult  $\alpha$ -rács.

A 89. ábra a) és b) rajzát összehasonlítva látjuk, hogy az austenitrács (100) lapjain a Fe és C atomok elrendeződése ugyanaz, mint a martensitrács (110) átlós



síkjában, csak távolságuk más. A rácsátbillenés tehát az atomok helycseréje nélkül, távolságuk némi változtatásával jöhet létre.

Az átbillent  $\alpha$ -rácsban bentrekedt fölös C-atomok a rácsot torzítják, mégpedig a z-tengely irányában erősebben, mint a másik két tengely irányában. Ez az  $\alpha$ -rácsot tetragonálissá torzítja, a nagy rácsfeszültség a martensites szerkezetű acél keménységét maximálisan növeli. A  $\gamma \rightarrow \alpha$  átalakulás martensites módjának szándékos előidézése az acélok legnagyobb keménységét biztosító martensites edzés eljárásának alapja.

Az acél austenites állapotából martensitté való átalakulásának hőmérsékletköze a 86. ábrán  $M_s$  és  $M_f$ -fel jelölt hőköz. Az  $M_s$  (amelyet  $A_r$ -vel is jelölnek) a martensit-átalakulás kezdeti,  $M_f$  a befejezési hőmérséklete. Az ábrából azt is látjuk, hogy az átalakulásnál keletkezett martensit %-os mennyisége attól függ, milyen mélyen hűtöttük az acélt az  $M_s$  hőmérséklet alá: az eutektoidos acélnál a 86. ábrába írt 10, 50, 90% a megjelölt hőmérsékletre hűlt acél austenitjéből átalakult martensit mennyiségét jelenti. Azt látjuk az ábrából, hogy az  $M_s$  alatt 100–110 °C-szal a martensit 90%. Ez a legkülönbözőbb acéloknál is így van. További nűtésnél az austenit—martensit átalakulás lelassul és még az  $M_f$  hőmérsékletig hűtött acél szövetségben is maradhat vissza egy kevés, pl. 1% át nem alakult austenit, ún. *mara-dékaustenit*.

A martensitátalakulásnak van néhány olyan jellege, amely a másik két átalakulásnál nincs meg. Ezek:

1. A martensitképződés két kritikus hőmérsékletének, az  $M_s$  és  $M_f$  hőmérsékleteknek nincs hiszterézise, tehát adott acélnál, adott austenitesítési hőmérsékletnél (a  $\gamma$ -mező azonos hőfokáról kiindulva) mindig ugyanazon a hőmérsékleten indul meg és fejeződik be az átalakulás.

2. Az átalakult martensit mennyisége csak a folyamatos hűtés véghőmérsékletének a függvénye és nem függ a hőmérsékleten tartás idejétől. Ha például az eutektoidos acélt a  $\gamma$ -mezőből 160 °C-ra hűtöttük le olyan gyorsan, hogy elkerültük a „C”-görbe orrpontját (86. ábra), akkor az austenit 50%-a martensitté alakul. A megmaradt 50% sosem alakul át martensitté, bármily sokáig tartjuk is az acélt ezen a hőmérsékleten. Egy bizonyos hőntartási idő után, például 10<sup>3</sup> sec után (ahol a 160 °C-os izoterma metszi az átalakulás kezdetének az  $M_s$  alá nyúló ágát) megkezdődik az austenit bainitté való bomlása, amely ezen az alacsony hőmérsékleten a kis diffúziós tényező miatt igen lassan halad.

3. A martensit-átalakulás az  $M_s$  hőmérsékleten mindig megindul, függetlenül a hűtés sebességétől. Ha tehát gyors hűtéssel sikerült túlhűtenünk az acélt az  $M_s$  hőmérséklet fölé, onnan már tetszőleges sebességgel, tehát egész lassan hűtve az acélt a martensites átalakulás az  $M_s$  hőmérséklet alatt megindul és a folyamatos hűtés véghőmérsékletéig tovább folyik. Ez a jelleg az alapja az edzési feszültségtől való mentességet biztosító ún. lépcsős edzés eljárásának.

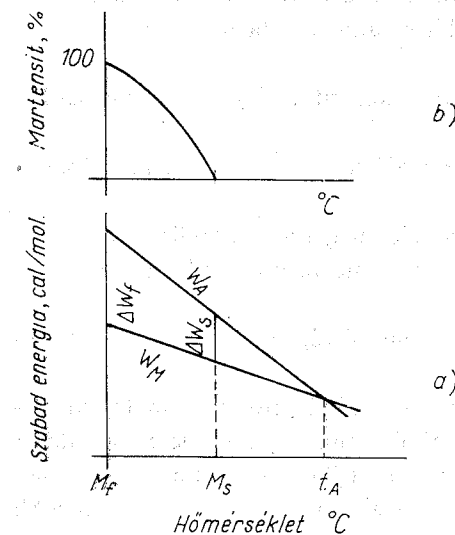
Az austenit—martensit átalakulás nem megfordítható, irreverzibilis folyamat az  $M_s$  hőmérséklet szempontjából, mert a túlhűtött austenit az  $M_s$  hőmérséklet alá

hűlve mindig martensitté alakul, de a martensit hevítés közben nem az  $M_s$ , hanem csak a jóval nagyobb  $A_{c1}$  hőmérsékleten kezd átalakulni austenitté.

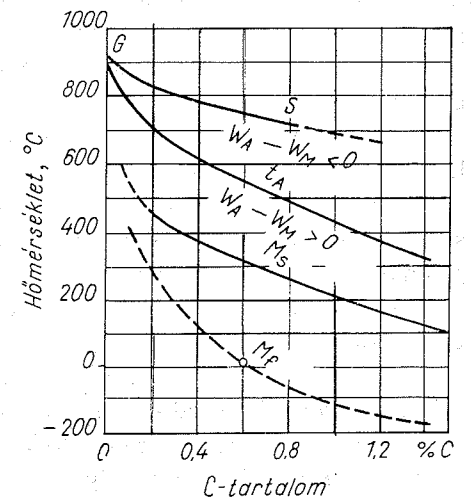
A martensites átalakulásnak is éppúgy, mint minden átkristályosodásnak megindítója a szabad energiák különbsége. Az átalakulás csak azon a hőmérsékleten indul meg, amelyen a martensit szabad energiája ( $w_M$ ) elegendő mértékben kisebb az austenit szabad energiájánál ( $w_A$ ), tehát ahol a  $w_A - w_M \gg 0$ . Jelentős energia szükséges ugyanis a) a martensitképződéssel járó térfogatnövekedés létesítésére, b) a martensit tük felületének kialakítására és c) a kinetikai energia fedezésére, mert a martensit-átalakulás hőfejlődéssel járó irreverzibilis folyamat. A két szabad energia hőmérséklettel való változását mutatja a 90a ábra.  $t_A$ -val jelöltük azt a hőmérsékletet, amelyen a szabad energiák különbsége 0. A  $w_A - w_M = \Delta w_s$  az a szabad energia-különbség, amely fedezi a felsorolt energiaszükségletet és így elegendő a martensit-átalakulás megindításához. Ennek hőmérséklete az  $M_s < t_A$  hőmérséklet.

A martensitképződés kezdetén viszonylag nagy martensit tük keletkeznek, amelyek átérhetik az egész austenit kristályt, de annak határán túl nem nőhetnek. A későbbi csökkenő hőmérsékleten végbemenő átalakulás során egyre kisebb tük keletkezhetnek, amelyeknek fajlagos felülete nagyobb, mint a korábban keletkezett tüké. Ezért a b) pont alatti energiaszükséglet az átalakulás előrehaladásával nő. A növekvő  $\Delta w$ -nek csökkenő hőmérséklet felel meg. Közben az átalakult martensit mennyisége a 90b ábra szerint nő. A teljes átalakuláshoz  $\Delta w_s$  szabad energia-különbség szükséges, mely az  $M_f$  hőmérsékleten keletkezik.

A  $t_A$  hőmérsékleteket a C-acélok teljes sorozatára meghatározták. Értéküket a 91. ábrában tüntettük fel, amelybe a Fe—Fe<sub>3</sub>C egyensúlyi diagram G—S vonalát is



90. ábra. Az austenit és a martensit szabad energiáinak változása a hőmérséklettel (a); martensit százalékos növekedése (b)



91. ábra. A martensitátalakulás hőmérsékletei ötvözetlen acéloknál

berajzoltuk. A  $G-S$  és a  $t_A$  hőmérsékletek közötti mező hőmérsékletein az austenit szabad energiája ( $w_A$ ) kisebb, mint a martensité ( $w_M$ ), itt tehát az austenit a stabilabb fázis. A  $t_A$  hőmérsékletvonal alatt a martensit szabad energiája kisebb, tehát az a hajtóereje az átalakulásnak. Mint az ábrából látjuk, kb. 250–200 °C hőmérsékletkülönbség kell ahhoz, hogy a martensit-átalakulás meginduljon: itt húzódik az  $M_s$  hőmérséklet görbéje.

A 91. ábra tanúsága szerint az ötvöztelen acélok  $M_s$  hőmérséklete a C-tartalom növekedésével csökken. Az  $M_f$  hőmérséklet hasonlóan csökken és az  $M_s-M_f$  különbség a C-tartalommal nő. Az  $M_f$  görbe a 0,6% C-tartalomnál metszi a 0 °C vonalát, tehát a 0,6%-nál nagyobb C-tartalmú acélokban még akkor is marad vissza át nem alakult austenit, ha jeges vízben hűtjük. Az austenit teljesebb (legalább 99%-os) átalakításához mélyhűtésre van szükség.

### 5.5. A folyamatos hűlés sebességének hatása az ötvöztelen acélok átalakulására és szövetére

A növekvő sebességgel való hűtésekor végbemenő átkristályosodásról helyes képet nyerhetünk, ha a hűlés sebességének hatását vizsgáljuk az egyensúlyi diagram kritikus hőmérsékleteket feltüntető vonalaira és az egyensúlyi szövetdiagramra. A 92. ábrán kísérjük figyelemmel először is a 0,5% C-tartalmú acél metastabilis egyensúlyi átkristályosodását. Az átalakulás a következő 4 mozzanatot tartalmazza:

1. Az  $A_3$  hőmérséklet átlépése után az austenit kristályokból azok határszélére ferrit, ún. proeutektoidos ferrit válik ki, miközben a ferritté alakuló austenitből a karbon a visszamaradó austenitbe diffundál és annak C-tartalmát a lehűléssel párhuzamosan dústítja egészen 0,8%-ig;

2. A  $\gamma$ -rács átalakulása  $\alpha$ -ráccsá, ami a 81. ábra szerint térfogatnövekedéssel jár, de időt nem igényel.

3. A C kiválása a 0,8% C-tartalmú austenitből lemezes cementit alakjában a lemezes perlit alkatelemeként.

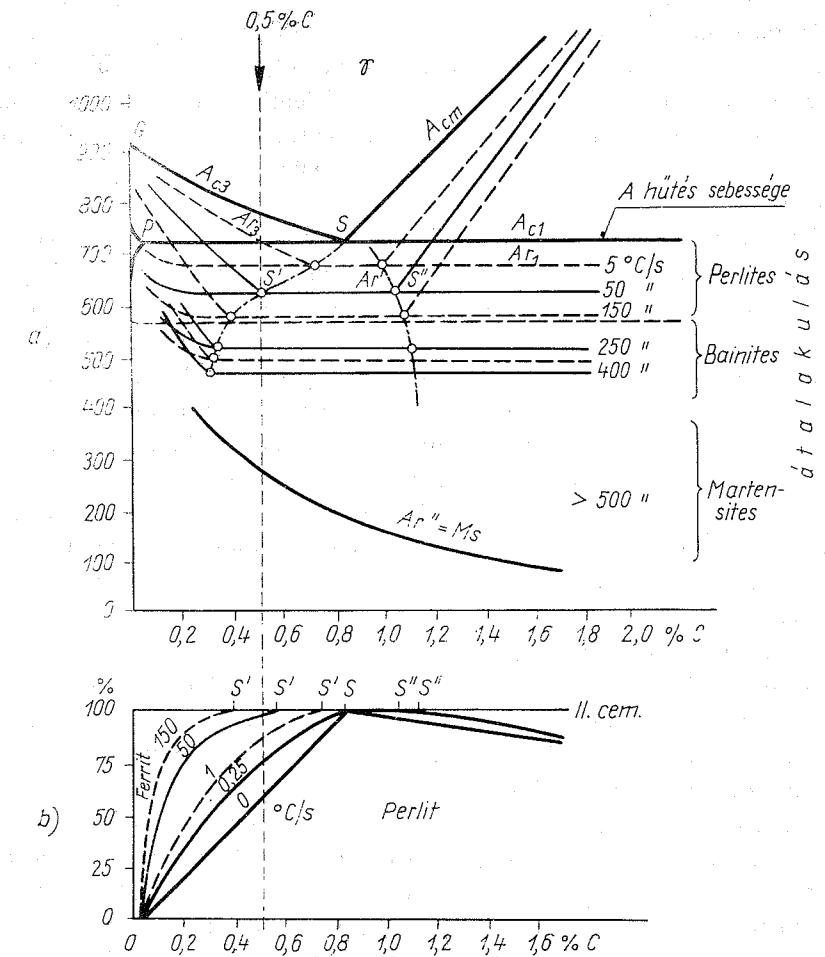
Mivel pedig a cementitnek lemez alakja nem felel meg a metastabilis teljes egyensúlyi alaknak, mely a legkisebb felületi feszültségnek megfelelő gömb alak, az eddigiekhez még egy negyedik lépés is csatlakozik.

4. A cementit lemezek átalakulása cementit gömbökké, az ún. szferoidit („szemcsés perlit”) alkatelemeként.

Az 1. és 3. valamint a 4. pont diffúziós, szövetátalakító folyamatoknak lefolyásához hosszú idő szükséges és így az átalakulás mindegyik részlete csak akkor valósulhat meg, ha az acélt elegendő ideig tartjuk az  $A_1$  hőmérséklet alatt, de annak közelében. Ha a lehűlés sebessége fokozódik, a teljes átalakulásnak egyre nagyobb része elmarad.

Ha a lehűlési sebességet növeljük pl. 5 °C/s-ra, tehát az  $A_1$  alatt való tartást megszüntetjük, akkor elmarad a 4. pont, vagyis szferoidit helyett lemezes perlit

keletkezik (92. ábra). Egyúttal jelentkeznek az  $A_3$ ,  $A_{cm}$  és  $A_1$  hőmérsékletek hisztérezise, vagyis mindhárom hőhatás az egyensúlyi állapothoz képest alacsonyabb hőmérsékleten áll be. Ennek a folyamatnak az is, hogy az S pont helyett két pont,



92. ábra. A hűtés sebességének hatása az ötvöztelen acélok  $\gamma-\alpha$  átalakulására és szövetére

$S'$  és  $S''$  jelentkezik, és közöttük az  $A_{r3}$  illetve  $A_{rcm}$  hőmérséklet beleolvad az  $A_{r1}$ -be. Ezt a közös  $A_{r3}-A_{r1}$ , illetve  $A_{rcm}-A_{r1}$  hőmérsékletet az irodalom  $A_r$ -vel jelöli.

Az  $A_{r3}$  és  $A_{r1}$  hőmérsékletek süllyedése a hűtés sebességének fokozásával nő.

Az  $A$  hőmérséklet azt jelenti, hogy pl. 5 °C/s = 300 °C/min lehűlési sebességnél a 0,70–0,90% C-tartalmú acélokban nincs külön  $A_{r3}$  és  $A_{r1}$  hőmérsékletük, hanem olyan egybeeső, mint a 0,8% C-tartalmú eutektoidos acélban. Ez más szóval annyit

jelent, hogy 5 °C/s lehülési sebesség mellett már a 0,70% C-tartalmú acélban sincs ferrit és még a 0,90% C-tartalmúban sem jelenik meg a szekunder cementit háló. Az eutektoid C-tartalma tehát 0,80%-ról 0,70–0,90% C-tartalomközre bővül.

A hűtés sebességének fokozásával nő az  $A_1$  koncentrációköze és így egyre szélesebb koncentrációközben marad el az eutektoid bomlását megelőző, proeutektoidos ferritképződés, illetve cementitkiválás. De mivel a diffúzióra egyre rövidebb idő áll rendelkezésre, rövidülnek a karbidkiválás diffúziós útjai és vékonyodnak a lemezes perlit lemezeinek vastagságai. Fokozatosan megjelenik a finomlemez perlit (régiben sorbit), melynek réteges szerkezetét csak nagy (500-szoros és annál nagyobb) nagyítással tudjuk felfedezni. Kisebb nagyításnál a finomlemez perlit sötét foltokban jelenik meg a mikroszkópi képen.

A hűtési sebesség további fokozásával az  $A_1$  hőmérséklet koncentrációköze bővül és az eutektoid már a mikroszkópi képen sötét színű szövetelemmé bomlik, melyen már csak elektronmikroszkópon 5000-szeres nagyítással sikerül a rétegek szerkezetét felismerni. Ezt a legfinomabb perlitest szövetszerkezetet régebben troostitnak hívták. Szerkezete ferritbe ágyazott cementit lemezekből áll, tehát lényegében perlit.

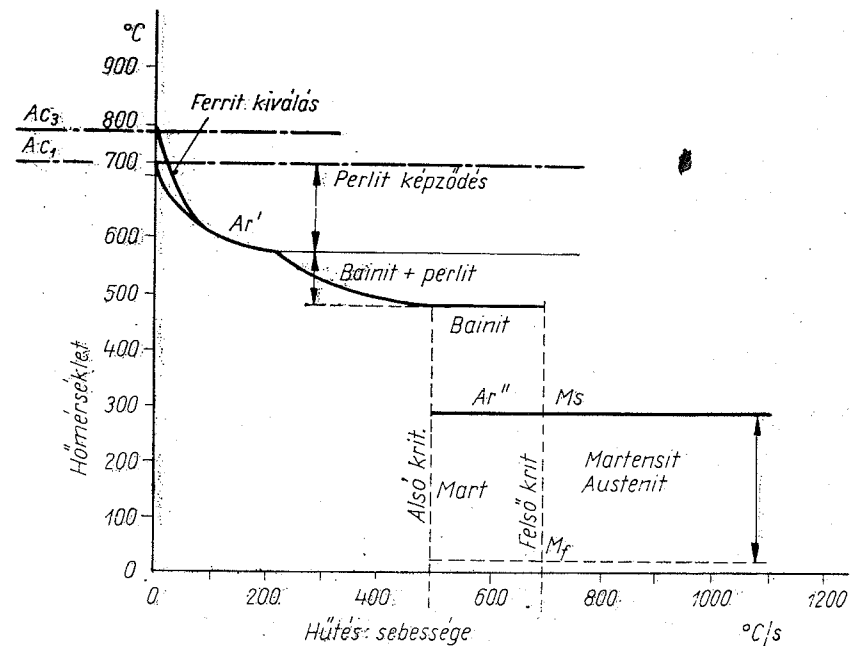
Végül, ha a hűtési sebességet 500 °C/s sebességen is túl fokozzuk, akkor  $A_1$  hőhatással együtt néhány száz °C-kal kisebb hőmérsékleten, a C-tartalom növekedésével 400 °C-ról 100 °C-ra csökkenő hőmérsékleten (92. ábra  $A_1'' = M_s$  vonala) egy újabb hőhatás is megjelenik, melyet az irodalom  $A_1''$ -vel jelöl. Ez azt jelenti, hogy ilyen nagy hűtési sebesség mellett sikerül részben elnyomni az austenitnek perlitte bomlását. Az austenitből martensit keletkezik. Mikroszkópi képe tűs szerkezetet mutat (116. ábra).

A martensitnek kétféle térrács szerkezete fordulhat elő: ha a kritikusnál nagyobb hűtési sebességgel az acél hőmérsékletét az austenit mezőből 100 °C alá hűtjük, akkor az  $\alpha$ -rácsban rekedt C-atomok feszítő ereje a köbös térrácsot tetragonálissá tágitja. Az ilyen tetragonális térrácsú martensitben oly nagymértékű edzési feszültség van, hogy az edzési repedésre vezethet.

Az edzési repedés elkerülésére tehát vagy nem hűtjük le a tárgyat 150 °C alá, vagy az edzés után azonnal megeresztő hőkezelést kell alkalmaznunk. Megeresztés: 1–2 órán át 150 °C-on olajban való főzés közben a tetragonális martensit köbössé alakul és belső feszültsége és azzal a repedés veszélye csökken.

A 93. ábra tanúsága szerint 500 °C/s hűtési sebesség felett jelenik meg az edzési szövet, a martensit, de még legfinomabb bomlástermék (perlit, bainit) is van mellette. Azt a hűtési sebességet, amelynél a martensit megjelenik, alsó kritikus sebességnek hívják. Tovább növelve a hűtés sebességét kb. 750 °C/s-nál már a mikroszkópi vizsgálatnál sötétre maradó bomlástermékek eltűnnek a szerkezetből és a szövet teljes mennyisége martensit. Ezt a hűtési sebességet felső kritikus sebességnek hívják. A kritikus sebesség alsó és felső határa között tehát az  $A_1$ , az  $A_1''$ -vel együtt megjelenhet.

A  $\gamma$ -mező hőmérsékletéről növekvő sebességgel hűtött acél átalakulási-szövetének, a perlitnek lemezvastagsága a hűtési sebesség növekedésével csökken, kemény-

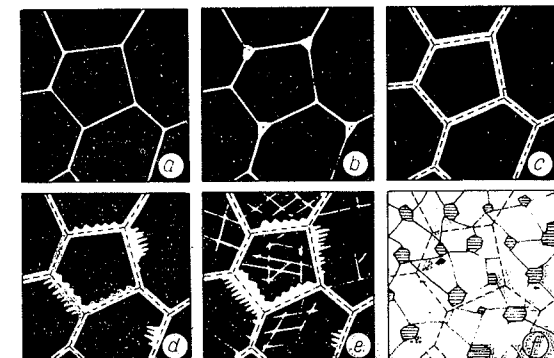


93. ábra. A 0,5% C-tartalmú acél kritikus hőmérsékletének változása a hűtés sebességével

sege pedig nő. A keménység alsó határértéke a ferritkeménység:  $HV = 90 \text{ kp/mm}^2$ , felső határa a martensité:  $HV = 900 \text{ kp/mm}^2$ .

Az eutektoid bomlását megelőző ún. proeutektoidos ferritkiválás is csíráképzéssel induló folyamat. Lefolyását kis, 0,1–0,3% C-tartalmú acél durvaszemcsés austenitjéből való kiválásánál figyelhetjük meg a legjobban. Ennek egyes mozzanatait a 94. ábrán látjuk. Az  $A_{1,3}$  hőmérséklet hűléskor való átlépésénél apró ferritcsírák jelennek meg az austenit szemcsék határain, leginkább 3 határ találkozó pontján (94b ábra). A ferritcsírák gyorsan nőnek az austenit szemcse határfelületén, arra merőlegesen pedig lassan. Így alakul ki a mikroszkópos metszetben látható ferrit-háló az austenit szemcsék körül (94c ábra). A 0,4–0,6% C-tartalmú acélban a ferrit többnyire ilyen alakban fordul elő, a háló közti teret az austenitből átalakult perlit tölti ki.

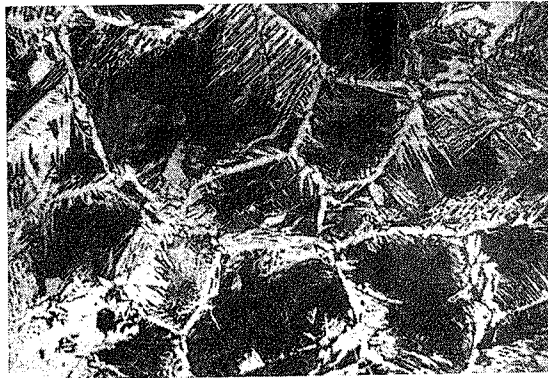
A 0,4%-nál kisebb C-tartalmú acélok durvaszemcsés (túlhevített) austenitjében a ferritkiválás további szakaszán a ferrit-háló szé-



94. ábra. A proeutektoidos ferrit kiválásának folyamata

lén keletkező csírákból az austenit belseje felé irányuló párhuzamos lemezek alakjában kristályosodik a ferrit (94d ábra). Ezt a jellegzetes, fűrészfogas, túsoros, hálós ferrites szerkezetet *Widmannstätten-szerkezetnek* hívják. A 0,2—0,3% C-tartalmú acélokban a ferritkristályosodás következő szakaszában az austenitzemcsék kevésbé reakcióképes belsejében is keletkeznek ferritcsírák. Ezekből az (111) síkokban ferritlemezek fejlődnek (94e és 95. ábra).

A 0,2%-nál kisebb C-tartalmú acélok lassú hűlésénél a proeutektoidos ferritkristályosodás a különböző helyen és alakban korábban kivált ferrit összenövése és



95. ábra. Widmannstätten-szövet a 0,2% C-tartalmú acél hegesztővarrat melletti túlhevítési övezetében. 3% HNO<sub>3</sub>, 100 : 1

az eutektoidossá vált austenit bomlásából keletkezett perlitszigetek kialakulásával fejeződik be (94f ábra).

A hűlés sebességének növelése a proeutektoidos ferritkiválást csökkenti. Ennek hatását a hipoeutektoidos acélok szövetelemeinek mennyiségi arányára a 92b ábrán látjuk. Az egyensúlyi szövetdiagram ferrit és perlit mezejének határvonalát a növekvő hűtési sebesség növekvő mértékben felfelé görbíti. Ennek megfelelően a mikroszkópi képen jelentkező perlit mennyisége a ferrit rovására nő. Így pl. a 0,5%

C-tartalmú acélnál egyensúlyi kristályosodásnál kb. 55% perlitet, 0,25 °C/s hűtési sebességnél 70%, 1 °C/s-nál 85%, 50 °C/s-nál pedig 97—98% perlitet látunk. Ezt a jelenséget fel lehet használni arra, hogy ismert C-tartalmú acél mikroszkópi képen látható perlittartalomnak az egyensúlytól való eltérése alapján megállapítsuk annak hőkezelési múltját, ti. azt, hogy a vizsgálatot közvetlenül megelőző hőhatás hőmérséklete meghaladta-e az  $A_{c3}$ -at és hogy ily hőmérsékletről kb. milyen sebesen hűlt le.

A hipoeutektoidos acélokban a hűlés sebességének növekedésekor az  $S$  pont balra tolódik. Ez annyit jelent, hogy

a hűlési sebesség növekedésekor nő a perlit mennyisége (térfogatszázaléka), de csökken átlagos C-tartalma.

## 5.6. A hűlés sebességének hatása az austenitátalakulás termékeinek méretére

Az austenitátalakulás termékeinek mérete a kiindulási austenit-szemnagyságtól függ. Az austenit szemnagyságát az a hőmérséklet határozza meg, melyre hevítéskor felhevült: legkisebb az austenit szemcse mérete közvetlen keletkezési hőmérséklete, az  $A_{c1}$  hőmérséklet fölött. Az eutektoidos acélnál ez a legkisebb homogén austenit szemcse hőmérséklete is. A hipoeutektoidos acélokban az  $A_{c1}$  fölött közvetlenül csak a perlitből alakul át a legkisebb szemnagyságú austenit, de mellette vannak a jóval nagyobb ferritzemcsék. Ezeknek az acélokban legkisebb a homogén austenitje közvetlenül az  $A_{c3}$  hőmérséklet fölött.

Az austenit szemnagysága az  $A_{c3}$  hőmérséklet fölött a  $\gamma$ -mezőben való hevítés közben egyre növekszik és legnagyobb méretét közvetlenül a szolidusz alatt éri el. Ezt szemlélteti a 96a ábra.

Az austenit lényeges jellemzője, hogy a hevítéskor elért szemnagyságát hűléskor a  $\gamma$ -mező alsó határhőmérsékletéig, az  $A_{r3}$ -ig,  $A_{rcm}$ -ig,  $M_s$ -ig megtartja függetlenül a hűtés sebességétől (96b c, d, ábra).

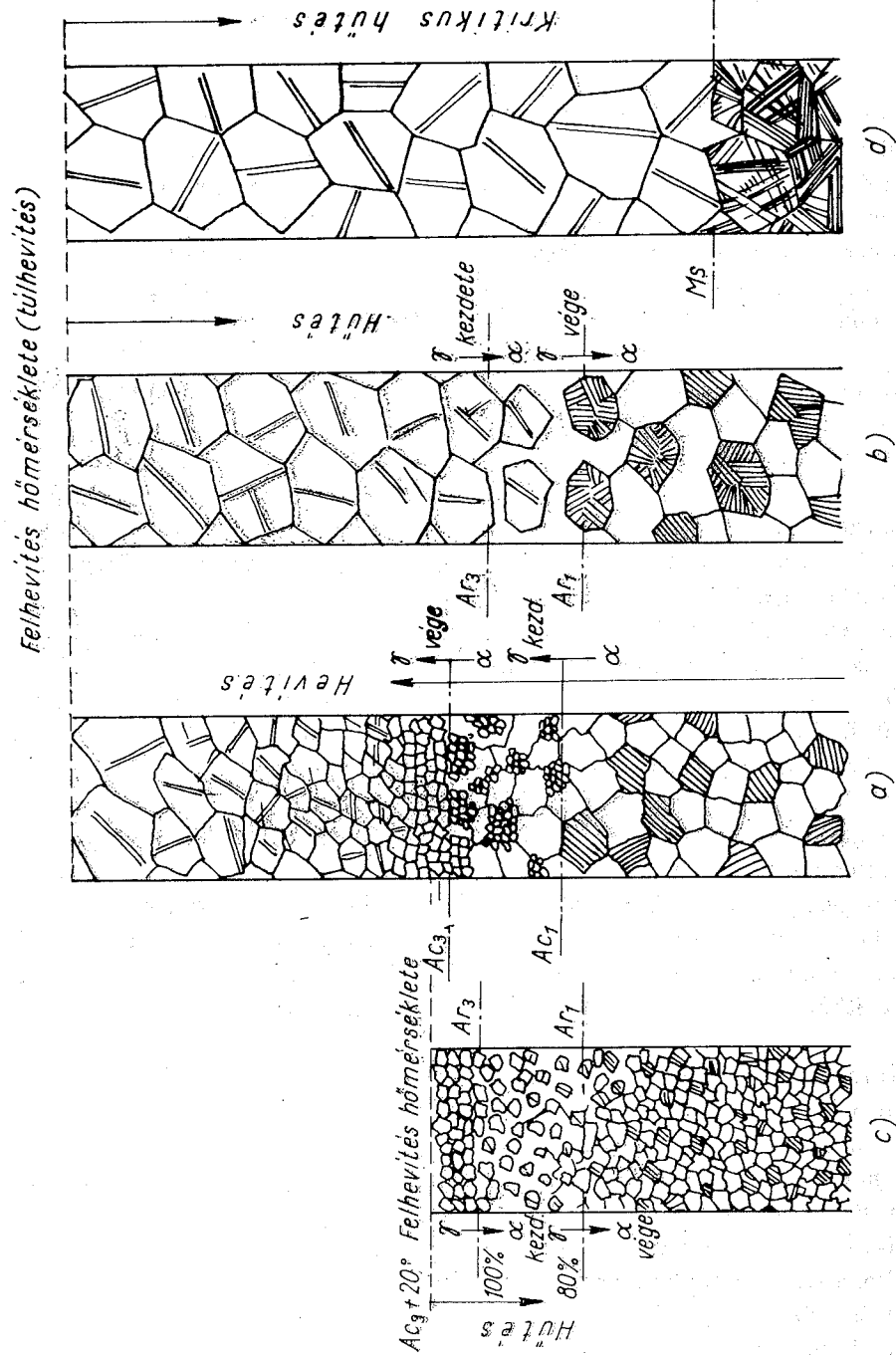
A hipoeutektoidos acélok austenitjének átalakulási termékei akkor lesznek a legfinomabbak, ha az acél felhevítése közvetlenül, pl. 20 °C-al az  $A_{c3}$  fölé történt (96c ábra). A hipereutektoidos acélokban legfeljebb a  $G$ -pont (900 °C) magasságáig hevítjük fel az acélt az  $A_{cm}$  fölé, mert nagyobb C-tartalmú acélok  $A_{cm}$  fölé való hevítéskor már túlságosan nagy szemcsék lesznek, eldurvulnak.

Az austenit átalakulási termékeinek szemnagysága is egyértelműen változik az austenitével, tehát az austenitesítés hőmérsékletével nő, de a bomlástermékek szemnagysága mindig kisebb, mint azé az austenité, amelyből keletkeztek. Ezzel szemben a diffúziómentes átalakulási termék, a martensit szemnagysága mindig ugyanakkora, mint azé az austenité, amelyből keletkezett. Tehát durva szemcsés austenitből mindig durva szemcsés martensit keletkezik (96d ábra).

Ezért fontos, hogy edzéshez való felhevítéskor az austenit szemcséjét túlhevítéssel el ne durvítsuk.

A 0—0,2% C-tartalmú acélokban 100—75% ferrit van, így ezeknél a ferrit szemnagysága érdekes. Az austenitből átalakult ferrit szemnagysága a kiindulásul szolgáló austenit szemnagyságának %-ában kifejezve nagyjában a 97. ábra szerint változik. Az ábra azt mutatja, hogy a ferrit szemnagysága lassú hűléskor az austenitének kb. a fele, gyors hűléskor kb. egy tizede.

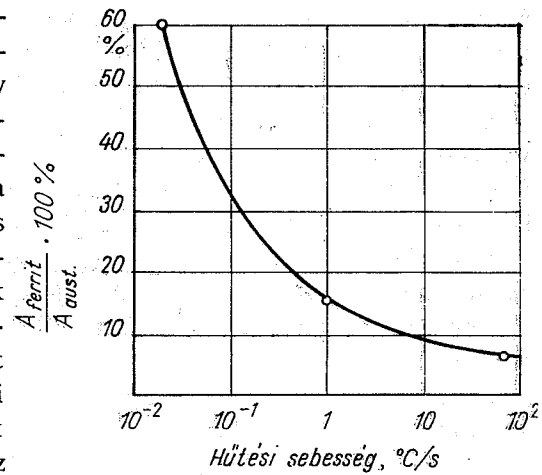
A hűlési sebesség hatását a perlités átalakulásra az eutektoidos acél átkristályosodásának elemzésével figyelhetjük meg. A hűtés sebességének növelésével nő az austenit túlhevítése, tehát csökken a bomlás hőmérséklete. A túlhevítés növelésével



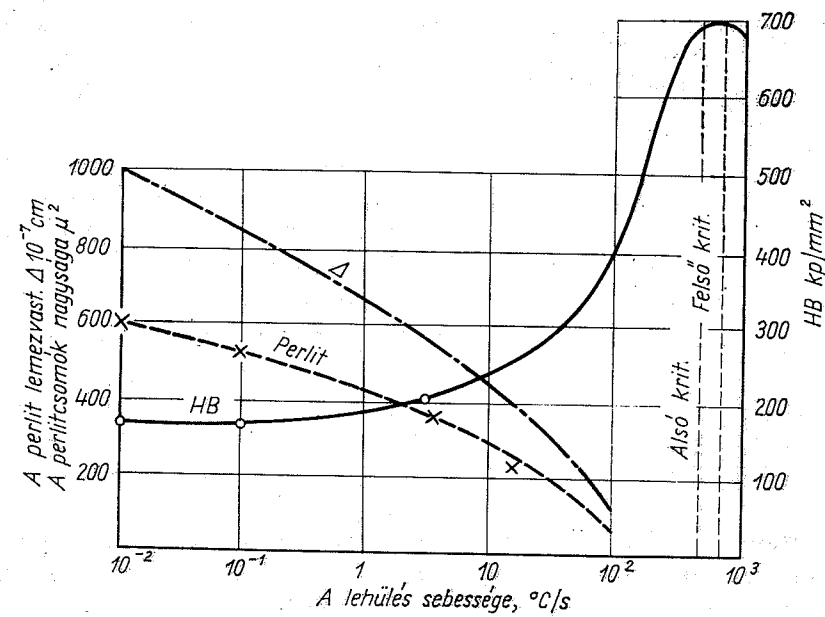
96. ábra. Az austenit szemcsenagysága a) túl nagy hőmérsékletre való hevítéskor, b) a túlhevítés hőmérsékletéről való lassú hűtéskor, c) az  $A_c + 20^\circ$ -ról való hűtéskor, d) túlhevítés hőmérsékletéről való gyors (kritikus sebességgel való) hűtéskor

nő az időegységben keletkező cementit-csírák száma, tehát az austenit kristályhatárán több helyen indul meg egy-egy perlitcsomó kialakulása. A hűtés fokozásával rövidül a karbonatomok diffúziója céljára szolgáló idő és ezzel a diffúziós út. Így a cementit lemezek és velük együtt az ágyazó anyagjuk, a ferrit lemezevastagsága csökken, a lemezek sűrűsége nő. A cementit lemezek számának növelése viszont növeli a perlit szűrőkeménységét, valamint a csúszási síkok útjában álló cementit lemezek számának szaporodása hátráltatja az alakváltozás megindulását és így növeli a folyási határt és a szakítószilárdságot.

Ezeket a jelenségeket mutatja az eutektoidos acélra vonatkozó 98. ábra, melyből a perlitlemezek vastagsága, a perlitcsomók nagysága és a perlit keménységének változása a hűlési sebesség függvényében van feltüntetve. Perlit alatt az austenit cementit csírákkal meginduló perlités átalakulásának minden lemezes termékét



97. ábra. A hűlési sebesség hatása a ferritszemcse nagyságára az átalakuló austenit szemcsenagyságnak viszonyszámában (Verő adatai alapján)



98. ábra. A lehűlés sebességének hatása a 0,8% C-tartalmú acél perlitjének szerkezetére és keménységére

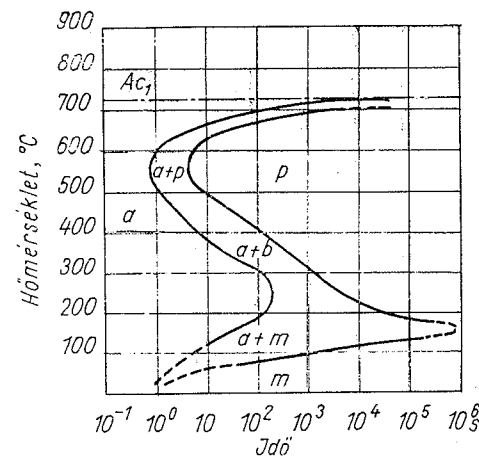
értjük, tehát azokat a termékeket is, amelyeket régebben sorbit és troostit nevekkel jelöltek. A 98. ábrába összehasonlításként berajzoltuk még a keménységnek a bainites és martensites átalakulás közben végbemenő változását is.

A 98. ábra adataiból azt látjuk, hogy a hűtési sebességnek  $10^{-2}$ -ről  $10^2$  °C/s-ra való növekedésekor a perlit lemeztavagsága, ami alatt itt egy cementit és egy ferritlemez együttes vastagságát értjük, 1/6-ára csökken. A perlitcsomók nagysága is 1/6-ára csökken. A perlit keménysége ezalatt 2–3-szorosára nő.

A hűtési folyamat sebességének  $100$  °C/s fölé való növelésekor keletkezett bainites és martensites szöveteknél a lemeztavagság csökkenése helyett az átalakulási termékek diszperzitásának növekedéséről beszélhetünk. Ezzel együtt újabb jelentős keménységnövekedés következik be. Ebben az átalakulási hőmérséklet közben a hűlési sebességnek  $100$  °C/s-ról  $500$  °C/s-ra való növelése az eutektoidos acél keménységét  $HB = 400$  kp/mm<sup>2</sup>-ről  $700$  kp/mm<sup>2</sup>-re, 1,75-szörösére növeli.

### 5.7. Izotermás átalakulási diagramok fajtái

Az izotermás átalakulási diagramot Davenport és Bain az eutektoidos acélról készítette 1930-ban és „S” diagramnak nevezte (99. ábra). A martensit átalakulásra vonatkozó kutatás a diagramnak a 86. ábrán látható alakot adta, amelyről az izotermás átalakulási diagramokat „C”-görbéknek, C-diagramoknak hívják.



99. ábra. Eutektoidos acél izotermás átalakulásának „S”-diagramja (E. S. Davenport és E. C. Bain 1930.)

$M_s$  és a kezdőpont ordinátája között a túlhűtött austenit ( $a$ ) mezeje. A két görbeág közötti időszakok alatt megy végbe az austenit átalakulása a hőmérsékletek megszabta termékekké: perlitté ( $p$ ) vagy bainitté ( $b$ ). A két görbeág közötti pontok meghatározták állapotban (hőmérsékleten és időpontban) a még felbontatlan austenit és átalakulási terméke együtt van jelen ( $a+p$ ,  $a+b$ ,  $a+m$ .)

Az izotermás átalakulási diagramok helyzete és alakja függ az acél összetételétől, és a kiindulási hőmérséklettől, amelyre a próbákat a hűtés előtt felhevítettük, helyesebben az austenitesítés hőmérséklete által meghatározott szemnagyságtól. Ezért a diagramokon az acél összetételén kívül a kiindulási, ún. austenitesítési hőmérséklet is fel kell tüntetni.

Legegyszerűbb az eutektoidos acél „C”-görbéje (86. ábra), melynek a perlites mezejében két jobbról balra lejtő ága a végtelenben érinti az  $A_1$  hőmérséklet izotermáját. Az  $A_{c1}$  fölött van a stabilis austenit ( $a$ ) mezeje, az  $A_{c1}$  alatt az átalakulás kezdetét jelző bal oldali első görbe, az

az  $A_3$  alatti hőmérsékleten is folytatja átalakulását bainitté. Ez fajtér fogat-növekedéssel jár, ami az idomszerek méretváltozása miatt okozhat kárt.

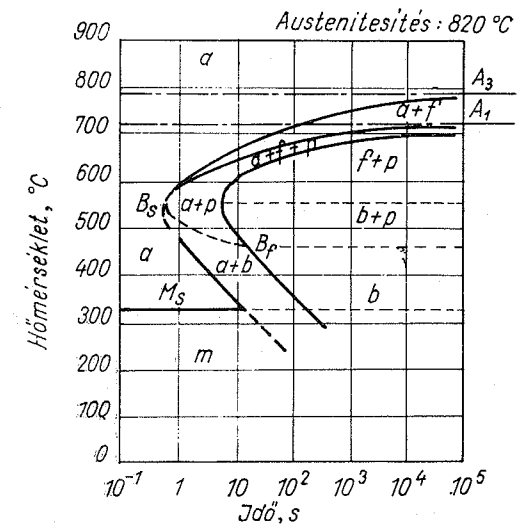
Az átalakulás befejezését jelző jobb oldali görbe mögött (tőle jobbra) sorakoznak az egyes hőmérsékletközökre jellegzetes bomlástermékek: az  $A_{c1}$  és a  $B_s$  hőmérséklete között a csökkenő hőmérséklettel finomodó perlit ( $p$ ),  $B_s$  és  $B_f$  hőmérséklete között  $p+b$ ,  $B_f$  és  $M_s$  hőmérséklete között bainit ( $b$ ). A bainit mikroszkópi képében és keménységében is jelentkezik a keletkezési hőmérséklete szerint különbség. A felső hőközben,  $400$  °C felett keletkezett bainit nagyjában párhuzamos határu ferrittűk (lapok metszetei) jellemzik és ez a kisebb keménységű, szívósabb bainit (114. ábra). Az alsó hőközben,  $400$  °C alatt sötétre maródó, lándzsahegy alakú tűszerű bainit keletkezik (115. ábra). Ennek keménysége az  $M_s$  hőmérséklet felett megközelíti a martensit keménységét, de annál jóval szívósabb.

Az  $M_s$  hőmérséklet feletti izotermás átalakulásokat általában az jellemzi, hogy azok a jobb oldali görbe után teljesen befejeződnek és csak bomlástermékeket tartalmaznak. Bennük tehát sem martensit, sem maradék austenit nem fordul elő.

Az  $M_s$  hőmérséklet alatt a martensitátalakulás hőközében az átalakulást a hűtés véghőmérséklete szabályozza. Az  $M_s$  és  $M_f$  között tehát martensit ( $m$ ) mellett mindig van át nem alakult, ún. maradékaustenit. Az olyan acéloknál, melyeknek  $M_f$  hőmérséklete  $0$  °C alatt van, az edzéskor visszamaradt austenit igen hosszú inkubációs idő, évek után még szobahőmérsékleten is folytatja átalakulását bainitté. Ez fajtér fogat-növekedéssel jár, ami az idomszerek méretváltozása miatt okozhat kárt.

A hipoeutektoidos acél „C”-diagramjában a proeutektoidos ferrit kiválása olyan reakció, mely az  $A_3$  alatti hőmérsékleteken folyik. A ferritkiválás kezdetét tehát egy olyan újabb görbeág jelzi, mely az  $A_3$  izotermát a végtelenben érinti. A 0,45% C-tartalmú acél izotermás átalakulási diagramját a 100. ábrán látjuk. Az ilyen hipoeutektoidos acéloknál a proeutektoidos ferrit ( $f$ ) kiválás kezdetét jelző vonal a „C”-görbe legrövidebb lappangási idejét jelentő ún. orrpontjából indul ki és aszimptotikusan emelkedik az  $A_3$  felé. A teljes bomlás legfelső hőközében itt  $f+p$  szövetelemek vannak. A diagram többi részének jellege azonos az eutektoidos acéléval.

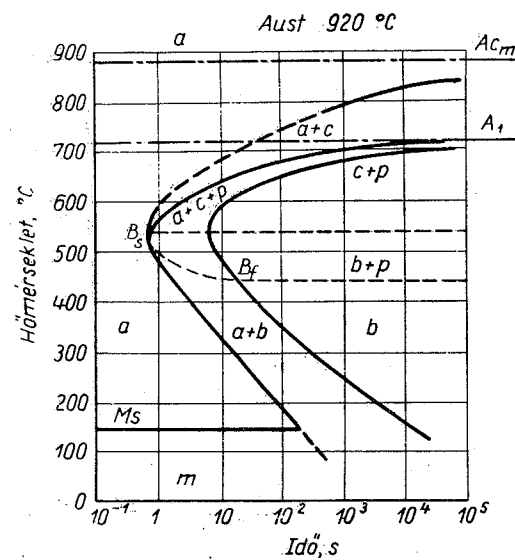
A hipereutektoidos acél „C”-diagramja jellegében hasonló a hipoeutektoidos acéléhoz, de azzal a különbséggel, hogy ebben az eutektoid bomlását megelőző ún. proeutektoidos cementit (szekundér cementit) kiválásának kezdetét jelző diagramvonal egészíti ki az eutektoidos acél „C”-diagramját. Az 1,2% C-tartalmú acél 101. ábrán feltüntetett „C”-diagramján látjuk, hogy a proeutektoidos cementitkiválást jel-



100. ábra. 0,45% C-tartalmú acél C-diagramja.

ző diagramvonal az orrpontból indulva az  $A_{cm}$  hőmérsékletig emelkedik aszimptotikusan. A hipereutektoidos acélok „C”-diagramjában a teljes bomlás felső hőközében a perlitén kívül megjelenik a szekundér cementit ( $c+p$ ).

A hipereutektoidos acélokban a proeutektoidos cementitkiválás folyamata hasonló módon folyik le, mint a proeutektoidos ferritkiválás a hipoeutektoidos acélokban. Az inkubációs idő leteltével (vagy folyamatos hűtésnél az  $A_{cm}$  hőmérséklet alá hűtésnél) cementitcsírák ke-



101. ábra. 1,2% C-tartalmú acél C-diagramja

elágazásokat. Szabatos megkülönböztetését lehetővé teszi a cementitnek az a jellege, hogy a mikroszkópon polarizált fényben vagy nátronlúgos pikrinsavas maratásnál elsötétül, míg a ferrit fehér marad (70. ábra).

Az izotermás átalakulás „C”-diagramjának az eddig tárgyalt 3 fajtáján kívül az ötvözés még több módosítás okoz. Ezeket az ötvözött acéloknál ismertetjük.

### 5.8. A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram

Az 5.5. pontban láttuk, hogy folyamatos hűtés közben az acél austenitje ugyanazokká a szövetelemekké alakul át: proeutektoidos ferritté vagy cementitté, perlitté, bainitté, martensitté, mint izotermás hűtésekor. Az izotermás átalakulási termékek száma és fajtája csak a hőmérséklettől függ. Ezzel szemben a folyamatos hűlés átalakulási termékeinek számát és minőségét a hűlés sebessége szabályozza.

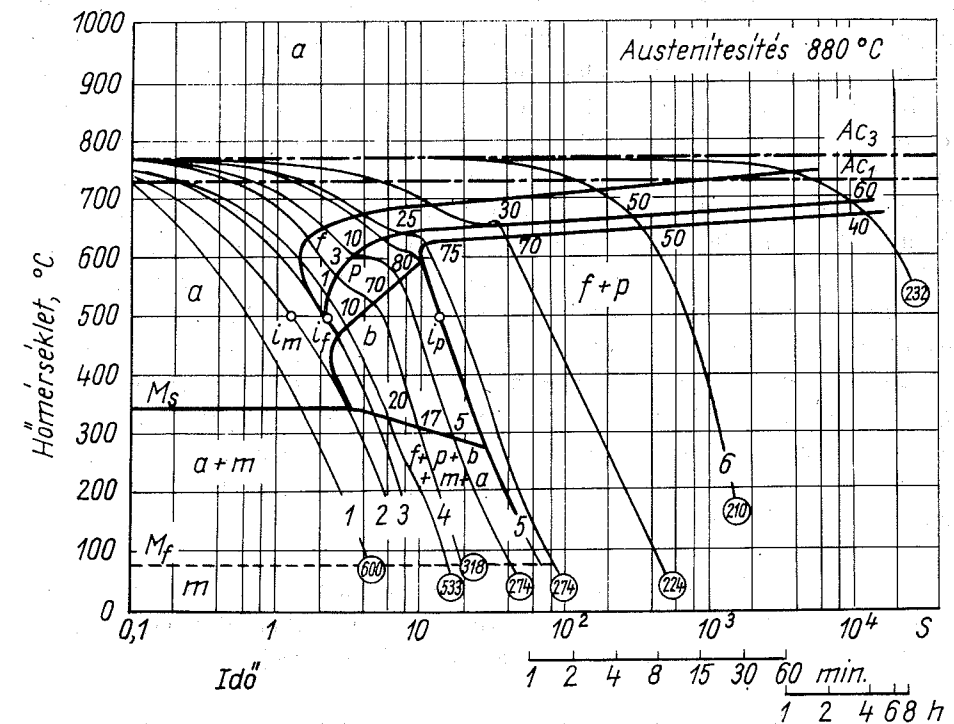
A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramokat úgy készítik, hogy a vizsgált acélból vett számos kisméretű próbatestet azonos austenites hőmérsékletről különböző sebességekkel hűtenek le és közben rögzítik a kritikus hőmérsékleteket.

A kritikus hőmérsékletek észlelésére az  $\alpha$  és  $\gamma$ -vas fajtérfogat-különbségét használják fel az erre a célra készült differenciál-dilatometer segítségével. A hőmérséklet gyors változásának regisztrálására tehetetlenség nélküli elektronikus jelzőberendezést, a rövid idők mérésére a váltóáram hullámszámát használják fel. Ez a rövid jellemzés mutatja, hogy a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramok felvétele sokkal több, jobb, bonyolultabb felszerelést és gondosabb, hosszadalmasabb munkát kíván, mint az izotermás átalakulási diagramé.

A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramok a gyakorlati melegmunkálási technológiák: hőkezelések, meleg hengerlést, kovácsolást követő szabályozott hűtések műveleteinek kidolgozására ma már szinte nélkülözhetetlenek. Ezért egyre több acélfajtára dolgozzák ki ezeket a fontos hőkezelési segédleteket [4].

A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramokat éppúgy, mint az izotermásat féllogaritmikus koordináta-rendszerben ábrázolják lineáris léptékű függőleges hőmérséklet-tengellyel és vízszintes, logaritmikus léptékű időtengellyel.

A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram felhasználás közben való olvasása mindig a figyelemmel kísérendő folyamatot jellemző lehűlési görbe mentén történik.



102. ábra. A 0,45% C-tartalmú acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramja néhány jellegzetes lehűlési görbével. (Diagram: A. Rose, W. Strassburg St. u. Eis. 75 (1955) Nr. 4. S. 200)

A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram szerkezetét és olvasását a 102. ábrán ismertetjük, mely a 0,45% C-tartalmú acél diagramja. A diagram felvételénél használt kis próbatetek közül hatnak a lehülési görbét (1, 2 . . . 6) berajzoltuk az ábrába. Mindegyik görbe az  $A_3$  hőmérsékletéről indul ki. Az 1. lehülési görbe a túlhűtött austenit mezején áthaladva csak az  $M_s$  vonalat metszi. Az így hűlt próba szövete tiszta martensit lesz, ha a hűtést  $+20\text{ °C}$ -ig folytatjuk, mert a 0,45% C-tartalmú acél  $M_f$  hőmérséklete a 91. ábra szerint kb.  $80\text{ °C}$ , tehát ez alá hűtve a martensitképződés befejeződik. A 2. lehülési görbe érinti, a többi metszi a diagram különböző vonalait.

A legfelső diagramvonal itt is, akárcsak a hasonló összetételű (0,45% C) acél izotermás átalakulási diagramjában (100. ábra), a ferritkiválás kezdetét jelző vonal. Az  $f$ -fel jelölt ferritkiválás mezejének alsó határvonala a ferritkiválás befejezését — és egyben a perlitté bomlás kezdetét jelzi. Ez alatt terül el a  $p$ -vel jelölt perlitté bomlás mezeje. A  $p$  mező alsó határvonalának kezdeti szakasza a bainitté bomlás kezdetének vonala. A töréspont utáni hátsó, lassúbbodó hűlésnek megfelelő szakasza alatt több ábravonal nincs, jelöl annak, hogy ott a perlitté való bomlással az austenit átalakulása teljesen befejeződött. A  $p$  mező kezdeti szakasza alatt levő  $b$ -vel jelölt bainitté bomlás mezejének alsó határa az  $M_s$  hőmérséklet vonala. Ez azt jelenti, hogy az az austenit, mely a ferritkiválás, perlitté és bainitté bomlás után még megmarad, az  $M_s$  vonal alá hűlve martensitté alakul. Ilyen sokféle szövetelemet tartalmaz az acél, ha a 4. sz. lehülési görbe által jellemzett sebességgel hűl. A szövetelemet vizsgáló diagram készítésénél a mezők alsó határvonalán levő metszéspontok mellé irt számokkal jelzik az átfutott mezőben átalakult szövetelem térfogatszázalékát. Példánkban a 4-es sebességgel hűlt próba 3% ferritet, 70% perlitet, 17% bainitet és  $100 - 90 = 10\%$  martensitet tartalmaz. Hasonlóképpen a leglassúbb hűlést jelző 6-os lehülési görbe mentén az austenitből a ferritkiválás mezején át ( $f$ ) való hűlés közben 50% ferrit válik ki, a megmaradt 50% perlitté bomlik.

A berajzolt hűlési görbék közül a 2. számú balról érinti a bainites mezőt, tehát olyan hűlési sebességnek felel meg, amelynél valamivel nagyobb már tiszta martensitet eredményez, valamivel kisebbnél pedig a túlnyomórészt martensites szövetben egy kevés bomlástermék, bainit is megjelenik. Ezt a sebességet *felső kritikus hűlési sebességnek* neveztük. Van olyan folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram, amelyben a diagramot bal oldalon elsőnek érintő lehülési görbe a perlites, vagy esetleg ferritkiválás mezejének határán érinti.

A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramban a felső kritikus hűlési sebességet adja meg az a lehülési görbe, amely bal oldalról érinti a diagramt valamelyik kiválási vagy bomlási folyamatokat jelző mezejét.

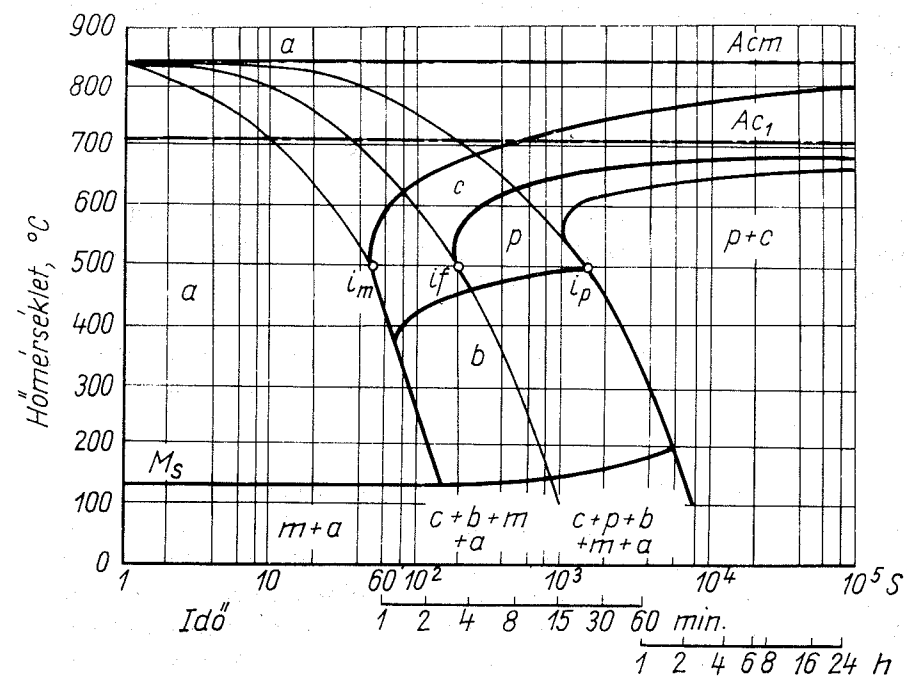
Az 5. számú lehülési görbe a bainites átalakulás mezejét jobb oldalról, tehát a sebességsökkenés oldaláról érinti. Az általa megadott lehülési sebesség tehát olyan határsebesség, amelynél kisebb sebességgel való hűlésnél a ferritkiválás után még

megmaradt összes austenit perlitté bomlik, amelynél valamivel nagyobb hűlési sebességnél az acél szövetében már megjelenik a martensit. Az ilyen hűlési sebességet *alsó kritikus hűlési sebességnek* hívtuk.

A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramokban a bainitté bomlás mezejét jobbról érintő lehülési görbe jellemzi az alsó kritikus hűlési sebességet.

A 102. ábrába berajzolt 3.sz. lehülési görbe is egy hűlési határsebességet jelez. Ennél kisebb hűlési sebességnél jelenik meg a ferrit. Ez olyan hőkezelési művelettervezésnél fontos hűlési sebesség, amelynek célja annak megakadályozása, hogy az acél szövetében ferrit előforduljon (acélhuzalok patentozése).

A három hűlési határsebességet legegyszerűbben úgy adhatjuk meg, hogyha megadjuk azt az időt, ami alatt az acél az illető hűlési sebességnél az  $A_3$  hőmérsékletéről egy célszerűen választott hőmérsékletig,  $500\text{ °C}$ -ig lehül.  $500\text{ °C}$  azért célszerű, mert az acélok túlnyomó részénél a perlitté bomlás eddig a hőmérsékletig már befejeződik. A tiszta martensitet adó felső kritikus hűlési sebesség lehülési görbéjének az  $500\text{ °C}$ -os izotermával való metszéspontját  $i_m$ -el, a ferritkiválás kezdetéhez tartozó lehülési görbének hasonló metszéspontját  $i_f$ -fel, az alsó kritikus hűlési sebesség görbéjének metszéspontját  $i_p$ -vel jelöljük. Ha egy acélra ezt a három időadatot ismerjük, akkor egy bizonyos vizsgált lehülési mód ugyanezen adata alapján meg



103. ábra. Az 1% C-, 1,8% Mn-tartalmú acél (M1 jelű ötvöztelen szerszámacél) folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramja



tudjuk állapítani a várható átalakulási termékek fajtáit és így nagyjából tájékoztatást nyerhetünk a várható szilárdsági tulajdonságokról is.

A 103. ábra egy hipereutektoidos acélnak, az 1% C-tartalmú M1 jelű szerszám-acélnek a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramját tünteti fel. A diagramban a perlitté bomlás mezeje ( $p$ ) felett helyezkedik el a proeutektoidos cementitkiválás mezeje ( $c$ ). Ennek felső vonala az  $A_{cm}$  hőmérsékletű izotermához közeledik. A szekundér cementit mikroszkópon észlelhető mennyiségű kiválásához perc nagyságrendű idők kellenek, ezért az ilyen acél az alsó és felső kritikus sebességek között hűtve perlit, bainit, martensit és maradék austenit szövetelemeket tartalmaz. Ezeknek átlagos keménysége a növekvő hűtési sebességnek megfelelően 900 kp/mm<sup>2</sup>-re nő.

Azonos acél folyamatos és izotermás átalakulási diagramjainak összehasonlítása azt mutatja, hogy a folyamatos hűtésnél jelentkezik az átalakulások hiszterézise, vagyis az átalakulás folyamatos hűtésekor kisebb hőmérsékleten és később, nagyobb inkubációs idő után indul meg.

A C-acélok diagramjaiban található legkisebb inkubációs idő 1 sec körül van. Ez azt jelenti, hogy a C-acélok felső kritikus hűtési sebessége igen nagy. Az átalakulási diagramok alakját és helyzetét, tehát a legkisebb inkubáció idejét az acél ötvözőelemei messzemenően változtatják és ezzel nagy hatásuk van az ötvözött acélok hőkezelésére.

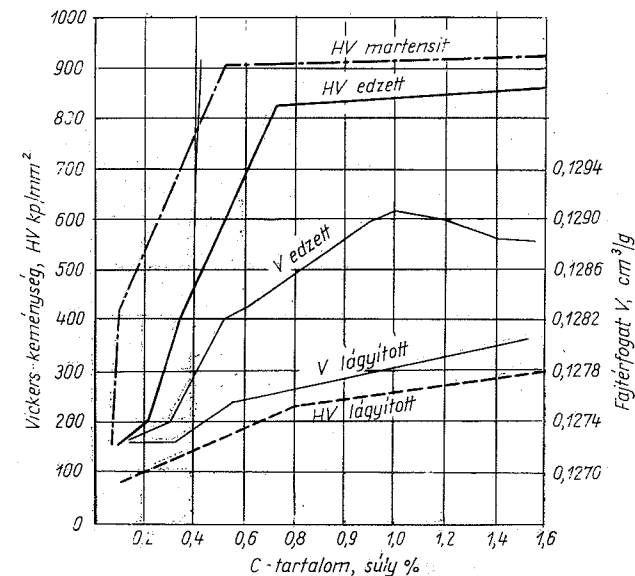
### 5.9. A martensit és az edzett acél keménysége

Edzettnek nevezik az acélt, ha szövete 50%-nál több martensitet tartalmaz. Ilyen állapotba kerül az acél, ha az  $A_{c3}$ -nál nagyobb hőmérsékletéről a felső és alsó kritikus sebesség közötti sebességgel hűtjük.

*Az alsó kritikus hűtési sebességnél nagyobb sebességgel hűtött acél tulajdonságai főként C-tartalmától függenek: az ötvözött acél martensitje nem keményebb az ötvözetlen acélénál.*

A 0,3%-nál nagyobb C-tartalmú martensitnek a keménység az egyetlen jellemző tulajdonsága — ütőmunkája (25.1 pont), nyúlása 0 körül van, szakítószilárdságát pedig a próbatestbefogás centrikussági hibái miatt szabatosan meghatározni alig lehet. De a gyakorlatban tiszta martensitből álló próbatestet is alig lehet előállítani. Az ötvözetlen acélból készült „edzett” próbatest keresztmetszetében ugyanis a martensiten kívül bainit és perlit, sőt még ferrit is előfordulhat. A gyakorlat szempontjából tehát helyesebb az acél „edzett állapotában” jellemző tulajdonságairól, mint a „martensites állapotában” jellemző tulajdonságairól beszélni.

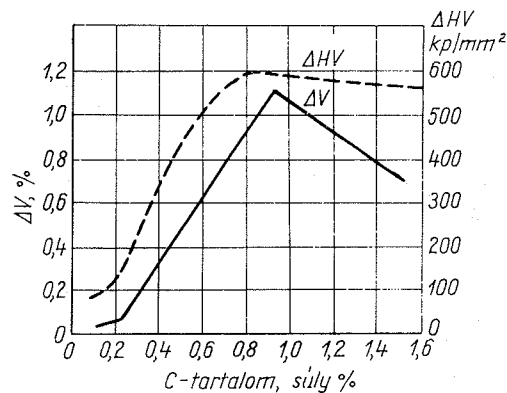
Az ötvözetlen acélok sorozatára nézve a martensites, az edzett és lágyított állapotra vonatkozó keménység értékeket a 104. ábra tartalmazza. A  $H_V$  martensit jelzésű keménységgörbe adatai egész kis próbatesteknek  $A_{c3} + 50$  °C-ról, hipereutektoidos acélokénál 800 °C-ról 750 °C/s sebességgel való hűtése útján keletkezett értékek. A tiszta martensit keménysége a C-tartalommal már 0,1% C körül is rohamosan nő és 0,5% C-nál eléri a legnagyobb edzési keménységet.



104. ábra. A keménység és fajtérfogat változása a C % függvényében edzett és lágyított ötvözetlen acélknál

Más viszonyokat mutat a „HV edzett” jelzésű keménységgörbe. Ezt 10 mm átmérőjű próbatesteknek ugyanolyan hőmérsékletéről vízben való edzése útján keletkezett keménységek mérésével nyerték. A két keménységgörbe értéke között 0—0,5% C-tartalmú acélokénál van a lényeges, és 0—0,2% C-tartalom közt a legnagyobb különbség. Ez a nagy különbség onnan ered, hogy a tiszta martensites acél keménysége a proeutektoidos ferritkiválás teljes megakadályozása miatt nagyobb, mint a vízben való hűtésekor martensiten kívül ferritet, perlitet és bainitet is tartalmazó edzett acél keménysége. Ez a martensit természetesen kisebb keménységű, mint a 0,5%-nál több C-t tartalmazó acéloké, mert a kevesebb C-atom kisebb mérvben torzítja a rácsot, de mégis nagyobb, mint a vízben való edzéskor. Az itt elérhető hűtési sebesség ugyanis nem akadályozza meg teljesen a proeutektoidos ferritkiválást és a felület alatt 2—3 mm-rel már a kritikus hűtési sebességet sem biztosítja.

A 104. ábrába berajzoltuk még az ötvözött acélok lágyított állapotban mért keménységeit is („HV lágy”). A lágyítást szferoiditos „szemcsés perlitess” szerkezetűre 700 °C-os



105. ábra. Az edzés okozta fajtérfogatváltozás ( $\Delta V$ ) és keménységváltozás ( $\Delta H$ ) a lágyított állapothoz képest

nek 0,9% C-nál éles maximuma van, felette csökken. Ez adja magyarázatát az eutektoidos acél edzési repedésekre való érzékenységének.

### 5.10. Az edzett acél megeresztése

Az edzett acél szövete az edzést követő hevítéskor az edzéskor kialakult labilis egyensúlyi állapotban levő szövetalakzatokból, amilyen a martensit és maradék austenit, stabilisabb átalakulási terméké, amilyen a perlitnek a gömbös cementitet tartalmazó alakja, az ún. „szemcsés perlit”-té, helyesen szferoidittá igyekszik átalakulni. Közben szilárdsági tulajdonságai fordított irányban változnak, mint az  $A_{c3}$ -nál nagyobb hőmérsékletre fokozódó sebességgel való hűlés hatására. A növekvő hőmérsékleten való hevítés, az ún. megeresztés során tehát az edzett acél keménysége, folyási határa, szakítószilárdsága csökken, nyúlása, ütőmunkája nő. Az idő itt is éppúgy, mint a hevítésnél hőmérsékletnövelést helyettesíthet: kisebb hőmérsékleten hosszabb ideig tartó megeresztés azonos hatású egy bizonyos nagyobb hőmérsékleten rövidebb ideig végrehajtott megeresztéssel.

A martensit legnagyobb hőmérsékletű, az  $A_{c1}$  közvetlen közelében történő megeresztésekor a martensitből diffundált C-atomok a Fe-atomokkal  $Fe_3C$  vegyületté alakulnak. Az így keletkezett vaskarbid minden irányban egyenletesen növekedve szemcsékké gömbösödik. Az ilyen szemcsés cementitet tartalmazó ferritet hívták „szemcsés perlitnek”. Ez az elnevezés azért nem szerencsés, mert a „perlit” név a ferritnek és cementitnek lemezes rétegződését fejezi ki. Helyesebb ezt a szövetalakot Verő némenklatúráját elfogadva szferoiditnak nevezni. Az edzett acél szövete az  $A_{c1}$ -nél kisebb hőmérsékleten történő megeresztéskor mindig ilyen szferoidit alak felé törekszik. A vaskarbid gömbösödése annál tökéletlenebb, minél kisebb hőmérsékleten történt a megeresztés. Ezeket a tökéletlenül szemcsésedett cementitet tar-

izzítással és kemencében való hűtéssel érték el. Lágy állapotban az ötvöztelen acélok keménysége a C-tartalommal lineárisan nő. Az edzett állapotban a keménység csak mintegy 0,7% C-ig nő, ennél nagyobb C-tartalomnál gyakorlatilag állandó marad. Ennek okát és az edződési keménységnövekedés magyarázatát találjuk a fajtérfogat változásában. Az ötvöztelen acélok lágyított és edzett állapotban mért fajtérfogatait a 104. ábra, azok különbségeit ( $\Delta V$ ), valamint a keménységértékek különbségeit ( $\Delta HV$ ) a 105. ábra tartalmazza. Ebből látjuk, hogy a fajtérfogatkülönbség-

talmazó megeresztési szöveteket „megeresztési troostit”, „-sorbit” névvel különböztették meg a gyorsuló lehűlés közben keletkezett lemezes szerkezetű sorbittól és troostittól.

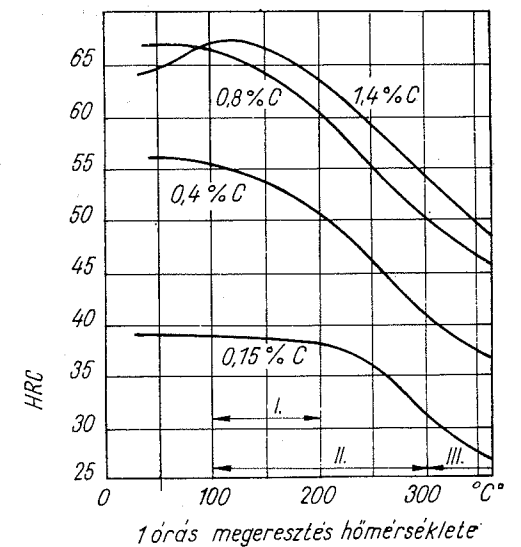
Éppúgy, amint az austenit lehűlése közben keletkezett összes lemezes szerkezetű bomlásterméket a perlit névvel jelöljük, szferoidit néven foglaljuk össze az edzett acélnak  $A_{c1}$ -et el nem érő hőmérsékleten való megeresztésekor keletkező szövetfajtaikat.

Az eddig szemcsés perlit, megeresztési sorbit és -troostit néven megkülönböztetett szöveteket azért célszerű egységesen szferoiditnak nevezni, mert ezek a szövetek durvább, vagy finomabb eloszlású, szemcsés vagy szemcsésedés felé törekvő vaskarbidokat tartalmazó, ferrites alapanyagból álló ferrit – cementit elegyek. Tulajdonságaikat a karbidfázis alakja, nagysága és eloszlása szabja meg. Itt is érvényes az általános szabály, hogy a szferoidit karbidfázisának finomodásával annak keménysége, folyási határa és szakítószilárdsága nő, nyúlása, képlékenysége, szívóssága pedig csökken.

A megeresztés alsó, 20–350 °C-ig tartó hőmérséklet körzetének hatását 4-féle ötvöztelen acél martensites szövetének keménységére látjuk a 106. ábrán. A rohamos keménységcsökkenés 150–200 °C fölött kezdődik. 20–150 °C között a keménységben lényeges változás nincs, csak az 1,4% C-tartalmú acél görbéjén van egy kis növekedés. A görbék alakját a megeresztéskor lefolyó átalakulási jelenségek adják.

A megeresztés I. lépcsője a 100–200 °C hőmérsékletköz. Ebben eresztik meg a nagy kopásállóságú szerkezeti alkatrészeket, szerszámokat. A 150 °C körüli hőmérsékleten a tetragonális martensitnek szabályossá válását tartották a káros rácsfeszültség enyhülése okául. Ennek az átalakulásnak való okára Arbuzov és Kurgjumov kutatásai derítettek fényt. Megállapították, hogy 200 °C-nál kisebb hőmérsékleten való megeresztéskor az  $Fe_3C$ -től eltérő összetételű  $Fe_{2,4}C = Fe_{12}C_5$  karbid válik ki a tetragonális martensitből, amely az  $\epsilon = Fe_3N$  vegyülethez hasonló hexagonális rácsszerkezetű, azért  $\epsilon$ -karbidnak nevezik.

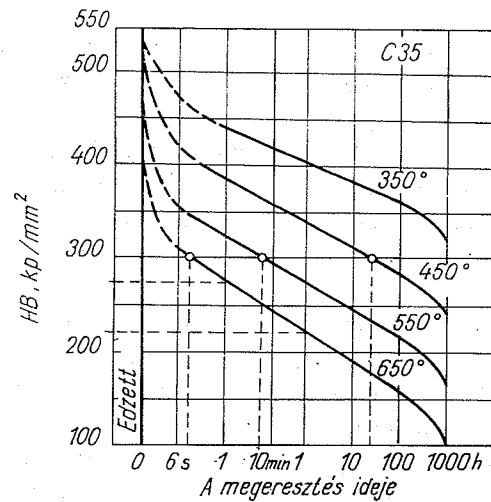
Az  $\epsilon$ -karbid kiválása a martensit bomlásának kezdete, ami kis hőmérsékleten folyik le, növekvő hőmérséklettel erősen csökkenő időszükséglettel



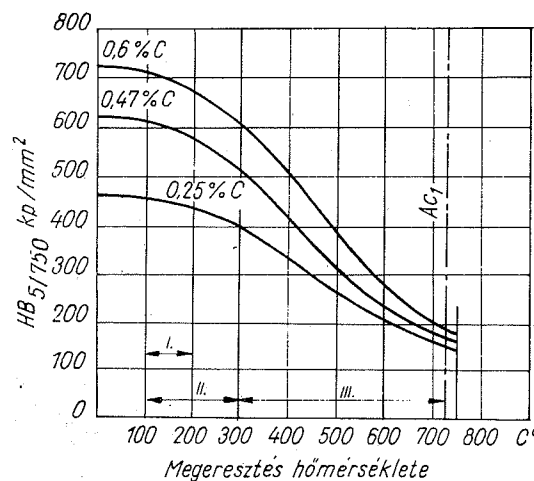
106. ábra. A megeresztés hatása az edzett ötvöztelen acélok keménységére

(pl. 120 °C-on 1 óra, 150 °C-on 6 perc alatt). Az  $\epsilon$ -karbid kiválása az eredeti nagy C-tartalmú martensitnek, az ún.  $\alpha'$ -fázisnak C-tartalmát 0,1—0,3% C-ra csökkenti. Ez a kisebb C-tartalmú martensit szabályos rendszerű.

A megeresztés második hőmérsékletköze a 100—300 °C, amelyben a maradék austenit bainitké alakulása folyik le. Ez fajterfogat-növekedéssel és így keménység-növekedéssel járó átalakulás. A 106. ábra görbéin ez a keménység-növekedés nem jelenik meg, csak az 1,4% C-tartalmú acélnál. Ennek oka, hogy az edzéseket az



107. ábra. A megeresztés időtartamának hatása az edzett 0,35% C-tartalmú acél keménységére



108. ábra. A megeresztés hőmérsékletének hatása három edzett ötvözetlen acél keménységére. Időtartam: 1 óra

$M_s$ -nél kisebb hőmérsékletig (–195 °C-ig) végezték és így nem maradt 1%-nál több maradék austenit. Az 1,4% C-tartalmú acélnál több maradék austenit átalakulása okozta a 130 °C-nál maximális keménység-növelést.

A megeresztés második lépcsőjének végén, a 180—300 °C között az  $\epsilon$ -karbidnak  $Fe_3C$ -vel való felváltása történik. Ez a folyamat az  $\epsilon$ -karbia oldódása és az  $Fe_3C$  vaskarbid képződése útján megy végbe. Az így kivált cementit kezdetben 200—400 °C között korong alakú, de a megeresztés III. lépcsőjében 300—700 °C között a cementit korongok vastagsága nő, míg 700 °C-on a gömb alakot, mindhárom irányban közel egyforma méretű szemcse alakot el nem éri.

A megeresztés időtartamának növelése úgy hat, mint a hőmérséklet növelése. Jól látjuk ezt a 107. ábrán, amely a 0,35% C-tartalmú ötvözetlen acél keménységváltozását tünteti fel 4 különféle megeresztési hőmérsékleten az idő függvényében. Az ábrából a következő tanulságok vonhatók le: a keménységcsökkenés a megeresztés első percében zuhanásszerű, később erősen lefékeződik. Pl. a 650 °C-os megeresztés hatására a keménység az első percen 270 kp/mm<sup>2</sup>-t esett, az azt követő

órákban már 1 kp/mm<sup>2</sup>-nél kisebb volt a percenkénti keménységcsökkenés. A keménységnek 550-ről 300 kp/mm<sup>2</sup>-re való csökkenése 650 °C-on kb. 10 másodperc, 550 °C-on kb. 10 perc, 450 °C-on való megeresztéssel kb. 24 óra alatt érhető el. 650 °C-os megeresztés hatása tehát a 450 °C-osénak 144-szerese.

Az ötvözetlen acélok megeresztéssel való teljes kilagyításának hatását a 108. ábra görbéi jellemzik. Az  $A_{c1}$ -hez közelálló hőmérsékleten keletkezett szferoidit az egyensúlyi helyzetet a legnagyobb mértékig megközelíti. Ennek cementitje teljesen gömbszerű és így a legszélesebb szabad utat engedi a ferrites alapanyag diszlokációinak terjedéséhez, a maradék alakváltozáshoz. Az ilyen gömbös szferoidit keménységét a cementit szemek száma növeli 0,1—1,6% C-tartalmak között kb. 100 és 200 kp/mm<sup>2</sup> Brinell-keménységre.

Szferoidit nemcsak a martensitből keletkezik a nagy hőmérsékleten végrehajtott megeresztéskor, hanem a lemezes perlitből is az  $A_{c1}$  alatti izzítás útján. Ez a folyamat szferoidizálás néven ismeretes. Az ilyen, az egyensúlyi helyzetet a martensithez képest lényegesen jobban megközelítő lemezes perlités szövet szferoidittá való átalakulása három fő különbséget mutat az edzett acél megeresztésekor keletkezett szferoidit átalakulásához képest. a) Az átalakulás nagyon lassan indul; b) időszükséglete lényegesen nagyobb; c) a keletkezett szferoidit (szemcsés perlit) szívóssága kisebb.

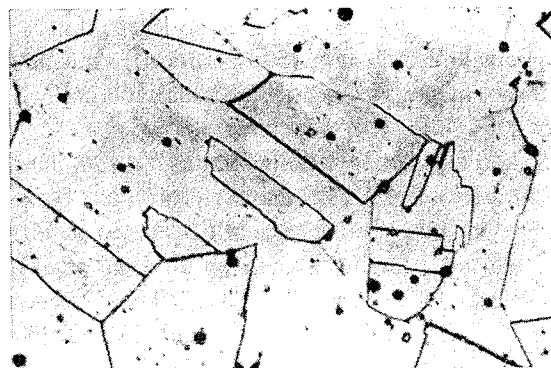
## 5.11. A Fe-C ötvözetek jellegzetes szövetei

A Fe-C ötvözetek előzőekben ismertetett primér kristályosodása, valamint a különböző módokon történő átkristályosodása során keletkező szövetelemeket és szerkezeteket az alábbiakban összefoglaljuk.

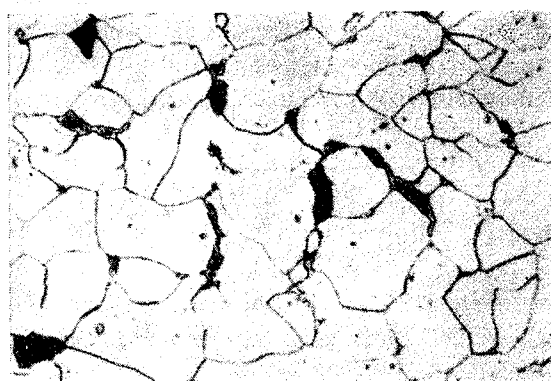
1. *Austenit* a  $\gamma$ -vas szövetelem-elnevezése. Az austenit a kétalkotós Fe-C ötvözetekben csak az  $A_1$  (723 °C) feletti hőmérsékleten stabil és a szokásos mikroszkópi vizsgálatoknál uralkodó szobahőmérsékletig nem lehet megtartani. Mikroszkópos vizsgálatokhoz használt legkorszerűbb berendezéssel vákuumban indukciósan hevített csiszolaton ma már vizsgálható a szövete 1000 °C felett is. Szövetképe azonos olyan acélokéval, amelyeknek  $A_{c3}$  hőmérsékletét ötvözőelemek (Mn, Ni) adagolásával a szobahőmérséklet alá szorítják. Ilyen pl. a 18% Cr, 8% Ni-tartalmú ún. austenites krómnikkel acél. Mikroszkópi képe egyenes vonalakkal határolt, sokszögű, világos szemcsék képét mutatja, mely a vas ferritjétől a szemcsékben itt-ott látható párhuzamos vonalakkal jelentkező ikerkristályok jelenlétével különböztethető meg (109. ábra).

Az austenites acél jól alakítható. Nem mágnesezhető. Hővezető képessége rosszabb, hőtágulási együtthatója kb. 50%-kal nagyobb a ferrites lágyacélnál.

2. *Ferrit* a térközepes, szabályos, vagy köbös rendszerben kristályosodó  $\alpha$ -vas szövetelem neve. Mikroszkóp alatt vékony, inkább ívelt vonalakkal határolt világos sokszögekből álló szemcseszerkezetet mutat (110. és 111. ábra). Előfordul még



109. ábra. Az austenit mikroszkópi szövetképe. 18% Cr-, 8% Ni-tartalmú austenites saválló acél. A szemcséken belül látható párhuzamos csíkok: ikerkristályképződés jele. Maratás: sósavas vasklorid, 500 : 1



110. ábra. Ferrit a 0,05% C-tartalmú acélban. Sötét, kis szemek: perlit. A szemcsehatárok csomópontjaiban néhány helyen terciér cementit, 3% HNO<sub>3</sub>, 500 : 1



111. ábra. A 0,4% C-tartalmú ötvöztelen acél szövete: ferrit és perlit. 3% HNO<sub>3</sub>, 500 : 1

a sferoidit (szemcsés perlit) (117. ábra) alap anyagként, melyben a gömbös alakú cementit szemcsék vannak beágyazva, valamint a lemezes perlit alkatrészeként vékony lemezek alakjában. A tiszta ferrit közönséges hőmérsékleten  $2 \cdot 10^{-7}$  súlyszázalék C-tartalmú, tehát gyakorlatilag C-mentes vas, az összes C-acél szövetelem között a leglágyabb. Brinell-keménysége 90 kp/mm<sup>2</sup>. Éppen ezért könnyen és jól alakítható. Jól mágnesezhető, mágneses szempontból lágy szövet.

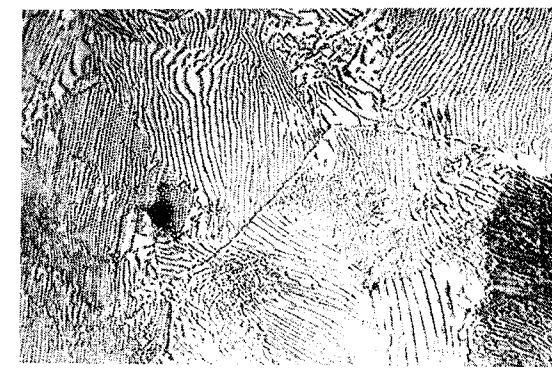
3. Cementit az Fe<sub>3</sub>C fémes vegyületnek, a vaskarbidnak szövetelem elnevezése. A Fe-C ötvözetekben három előfordulási alakja a primer (I), a szekunder (II) és terciér (III) cementit. Az I. cementit kristályok csak a hipereutektikus nyersvasak gyors kristályosodása esetén maradnak a szövetben mint cementit lapok különféle széles metszetei, széles tűk alakjában a ledeburitba ágyazva (77. ábra). A II. cementit a hipereutektoidos (0,80—2,0% C-tartalmú) C-acélokban fordul elő a perlitsomókat körülvevő hálós szerkezet alakjában (70. ábra). A III. cementit a PQ vonal mentén 723 °C alatt a hipoeutektoidos lágyacéloknál a szemcsehatárra kivált igen vékony erek alakjában fordul elő. A cementit egyéb megjelenési alakjai: a sferoiditban gömbök (117. ábra), a lemezes perlitben különböző vastagságú lemezek

(113. ábra) alakjában, és a ledeburit alapanyagaként (55. ábra). A cementitet a mikroszkópos vizsgálatnál normálisan használt marószerek (pl. HNO<sub>3</sub>) nem marják meg, azért mindig fényes, fehér színű marad. Polarizált fényben elsötétedik.

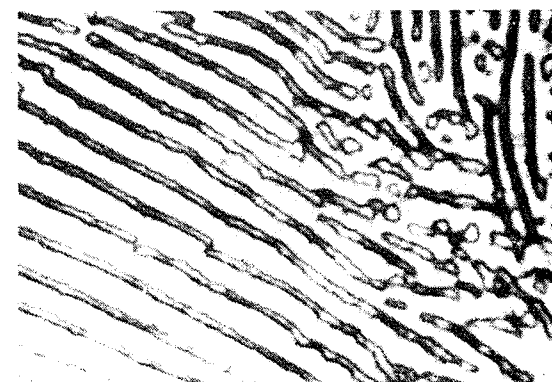
A cementit mint fémes vegyület rideg, nagyon kemény, sőt a legkeményebb szövetelem: keménysége HV ≈ 750 kp/mm<sup>2</sup>.

4. Grafit a szabad C szövetelem elnevezése. Előfordul az öntöttvasban, vagy lassan hűlt nyersvasokban gyakran görbe lemez alakban, mint kristályos grafit. Ez esetben a mikroszkópi képen síkmetszetben különböző vastagságú és hosszúságú egyenes, vagy görbe fekete csíkok alakjában jelenik meg (138., 139. ábra). Előfordul még a karbid bomlásaként amorf, úgynevezett magvas grafit vagy temperszén alakjában is (143. ábra). Az acélokban csak az 1,2%-nál nagyobb C-tartalmúaknál vagy néha a Si-acélokban fordul elő, pl. ha azokat túl hosszú ideig izzítják (agyonizzítják), tehát hőkezelési hiba folytán. Rideg, törékeny szövetelem. A grafit jól felismerhető a maratlan csiszolatokon. (A grafit a mikroszkópi metszet csiszolása közben könnyen kipereg, elkenődik, azért vékony, kemény, nem bolyhos posztón kell fényesíteni).

5. Ledeburit a metastabilis rendszerben kristályosodó Fe-C ötvözet sor 4,3% C-tartalmú eutektikum. Cementit alapba



112. ábra. A 0,8% C-tartalmú ötvöztelen acél szövete: perlit. 2% HNO<sub>3</sub>, 500 : 1



113. ábra. A perlit szövetszerkezete. Fehér alap: ferrit; sötét csíkok (lemezek): cementit. 2% HNO<sub>3</sub>, 3000 : 1



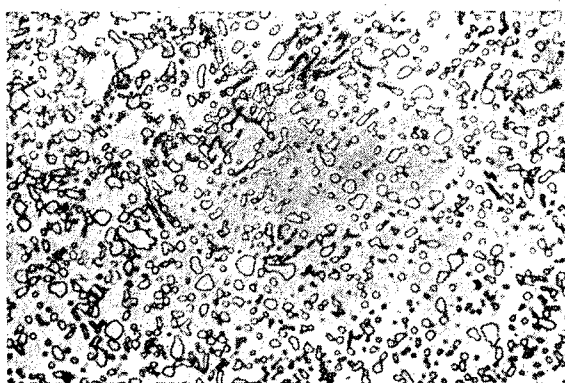
114. ábra. 0,5% C-tartalmú sínacél felső hőmérséklet-határ alatt (kb. 500 °C) átalakult bainites szövete. 2% HNO<sub>3</sub>, 500 : 1



115. ábra. 0,5% C-tartalmú sínacél  $M_s$  felett (kb. 300 °C-on) átalakult bainites szövete. 2%  $HNO_3$ , 500 : 1



116. ábra. 0,8% C-tartalmú ötvöztelen acél martensites szövete. 2%  $HNO_3$ , 500 : 1



117. ábra. Szferoidit. Fehér alap: ferrit; gömbölydedszemek: cementit. 2%  $HNO_3$ , 500 : 1

ágyazott gömbölyded vagy hosszúkás austenitkristályokból felbomlott perlit. Mikroszkópi képe fehér alapon sötét pettyes szövet (55. ábra).

6. *Perlit* (112. és 113. ábra) a 0,8% C-tartalmú, eutektoidos acél bomlásából származó, lemez alakú cementitből és ferritből álló szövet, amiért lemezes perlitnek is hívják. Lemezeinek vastagsága az átalakulás hőmérsékletével csökken. A lemezes perlit szövete 250 : 1 nagyítással már felismerhető. A finomlemezes, amelyet azelőtt sorbitnak hívtak, csak 1200 : 1 nagyítással bontható fel. A legfinomabb lemezes perlit (régiben troostit) rövidebb cementit lemezekből áll, amelyek csak 5000 : 1 nagyítású elektronmikroszkópos képen ismerhetők fel. Mikroszkópos maratásnál annál gyorsabban maródik sötétre a perlit, minél finomabb a lemeze.

7. *Bainit* az austenitnek 480— $M_s$  ( $\approx 250$  °C) között végbemenő bomlási terméke. Ferritbe ágyazott apró cementit korongocskákat tartalmaz, melyek optikai mikroszkópon éppúgy nem láthatók, mint a legfinomabb perlit lemezkéi. Mikroszkópi szövetképe a martensitre emlékeztető, de sötétebb tús. A bainit tűk néha párhuzamos határszélűek, pálcikaszerűek. A perlitnél keményebb, martensitnél lágyabb szövet (114. és 115. ábra).

8. *Martensit* C-nak az  $\alpha$ -vasban való túltelített szilárd oldata. Szövetképe tús (116. ábra). Austenitből a kritikusnál nagyobb edzési sebességgel való hűtéskor keletkezik. Összetétele megegyezik az austenitével, amelyből keletkezett. A legkeményebb szövete az acélnak, keménysége  $HV = 900$  kp/mm<sup>2</sup> értéket is eléri.

9. *Szferoidit* a martensit megeresztésekor keletkező bomlástermék. A megeresztés alsó hőmérsékletein a 200—550 °C hőmérsékleten megeresztett edzett acélban a martensit rácsban rekedt C-atomok apró, vékony cementit korongocskák alakjában válnak ki. Közben a feszített martensit rács fokozatosan  $\alpha$ -ráccsá válik. 600 °C-on a cementit korongok gömbölyded alakot vesznek fel. Így a 600—700 °C-on, tehát az  $A_{c1}$  alatti hőmérsékleten megeresztett martensitből ferritbe ágyazott gömbös vagy szemcsés cementitet tartalmazó kétfázisú szövet, szferoidit lesz (117. ábra).

Mikroszkópos képen az alsó hőközben való megeresztés után a szövet erősebb maródása és a martensit tűk tompulása, később feldarabolódása figyelhető meg. A 630—720 °C közötti megeresztésnél begömbösödött cementit, szferoidit már viszonylag kis, 250 : 1 nagyítással is jól látható.

Hasonló ferritbe ágyazott gömbös cementit keletkezik a lemezes perlitből is, ha az  $A_{c1}$  alatt 650—700 °C-on huzamosan izzítják. Ekkor ugyanis a cementit lapok a felületi feszültség hatására feldarabolódva gömbösödnék.

## 6. ÖTVÖZÖTT ACÉLOK

### 6.1. Az acél ötvözőelemeinek jellemzése

Ötvözött acélnak nevezzük mindazokat az acélokat, amelyek a Fe-on és C-on kívül egyéb ötvözőelemeket is tartalmaznak. A Si és Mn alkotókból 0,5% a kohászati eljárás során minden acélba, tehát az ún. ötvözetlen acélba is belekerülhet, ezért a Si- és a Mn-acélok közé csak a 0,5% vagy annál nagyobb Si és 0,8%-nál nagyobb Mn-tartalmú acélok számítanak.

Az acélötvözés célja a szilárdság, hőszilárdság, éltartósság, kémiai tulajdonságok, korrózióállóság, fizikai tulajdonságok, mágneses tulajdonságok, kopásállás javítása. Mindezeket a feladatokat az acélötvözők úgy látják el, hogy az alapacél anyagával különféle kapcsolatba lépnek. Az előforduló egyesülési módok: *a)* az ötvöző szilárd oldatot alkot, oldódik a ferritben vagy austenitben; *b)* karbidokat képez; *c)* nitrideket, *d)* fémes vegyületeket képez a Fe-mal; *e)* oxidja védőréteget képez.

Kétkotósnak nevezzük az acélt, ha Fe-on és C-on kívül még legalább egy ötvözőt, három- és többkötösnek, ha két, vagy több ötvözőt tartalmaz.

Szubsztitúciós szilárd oldatot a Fe csak olyan más fémmel képezhet, amelynek atomátmérője 15%-nál nem nagyobb mértékben különbözik a Fe atomátmérőjétől, interstíciósat pedig olyannal, amelynek atomátmérője legfeljebb 2 Å. Az acélötvözők atomátmérőit, ferritben való oldódási határait, karbidképző tulajdonságait és fémes vegyületeit a 4. táblázat tartalmazza az ötvözők periodikus rendszerben elfoglalt sorrendjében. A táblázat adatai azt mutatják, hogy az atomátmérőben való különbség nem irányadó a ferritben való oldódás mérvének megítélésénél. Felvettük a táblázatba a P, S anyagokat mint szennyezőket, valamint a C és N alkotókat, melyeknek atomsugara a Fe-hoz képest feltűnően kicsi. Jellemző, hogy utóbbi két elem ennek ellenére csak igen kis százalékos arányban oldódik a ferritben. E két utóbbi elem éppen kis atomsugaránál fogva a ferrit atomrácsában interstíciósan, tehát az atomközökbe helyezkedve oldódik. Az összes többi elem szubsztitúciósan oldódik.

Az acélötvözők az acélok használati tulajdonságait kétféle alapvető hatásukkal változtatják: 1. az allotróp átalakulás kritikus hőmérsékleteinek eltolása; 2. fémes vegyületek, főleg karbidok képzése útján.

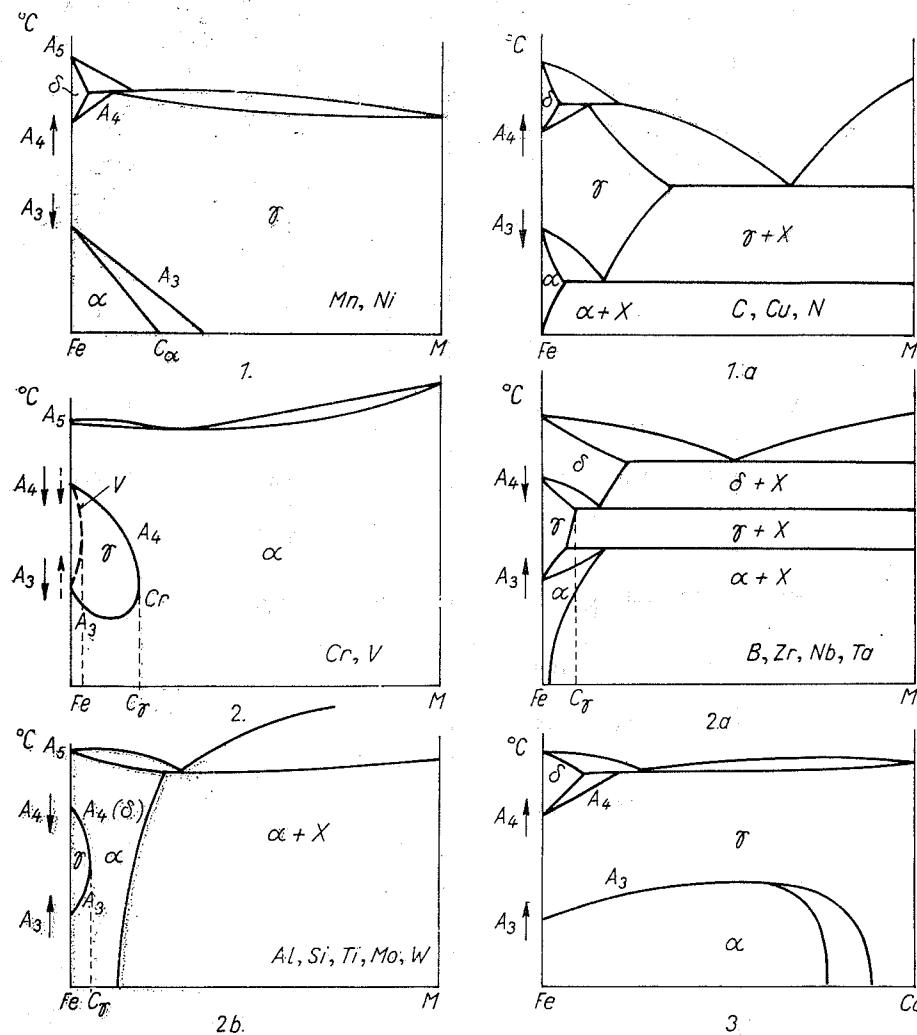
Az ötvözőelemeknek a Fe-mal képzett Fe-M (ahol M egy tetszőleges acélötvözőt

A fontosabb elemek elhelyezkedése az ötvözetekben

Periódus	Elem	Atomátmérő Å	Oldhatóság a ferritben súlysúlyszázalék	Megosztás a ferritben ( $\alpha$ ) és karbidban	Fémes vegyület $Fe_m M_n$
II	C	1,5	$2 \cdot 10^{-7}$		
	N	1,0	0,025		$Fe_2N$ $Fe_4N$
III	Al	2,80	15(30)		$FeAl_2$
	Si	2,30	14		$Fe_3Si_2$
	P	2,10	1,2		$Fe_3P$ $Fe_2P$
	S	2,10	0,2		FeS
IV	Ti	2,90	2,3		$Fe_2Ti$ FeTi
	V	2,60	24		FeV
	Cr	2,65–2,35	100		FeCr
	Mn	2,65–2,30	10		
	Fe	2,50–2,35	100		$Fe_3C$
	Co	2,35	75		
	Ni	2,35	24		
	Cu	2,40	1		
V	Mo	2,60	8		FeMo $Fe_3Mo_2$
VI	W	2,55–2,40	8		$Fe_3W_2$ Fe <sub>2</sub> W

Jelent) kétalkotós egyensúlyi diagramjában az  $A_3$  és  $A_4$  kritikus hőmérsékletek helyzete adja meg az ötvözet jellegét. Az ötvözőelemek e hőmérsékleteket vagy emelik, vagy süllyeszti. Ily irányú hatásukat a 118. sz. ábracsoport foglalja áttekinthető rendszerbe.

A Mn és Ni növekvő súlyszázaléka a 118.1. ábra szerint az  $A_4$  hőmérsékletet emeli, az  $A_3$ -at süllyeszti. E hatásuk oly nagy, hogy egy bizonyos (12–24%) koncentráció felett a szénvasban csak 900 °C felett létező austenit szobahőmérsékletig megmarad. A Mn és Ni korlátlan  $\gamma$  szilárd oldat sorozatot képez a Fe-mal, ezért *austenitképzőknek* hívjuk őket. Ezek a  $\gamma$ -vasban jobban oldódnak, mint az  $\alpha$ -vasban. A 118.1. ábrát nyitott  $\gamma$ -mezejű diagramnak mondjuk.



118. ábra. Az acélötvöző-elemek hatása az Fe-M kétalkotós egyensúlyi diagramra. A  $C_\alpha$ , illetve a  $C_\gamma$ , az  $\alpha$ -, illetve  $\gamma$ -fázisban található legnagyobb ötvöző koncentrációt jelenti

Vannak ötvözők, amelyeknek hasonló a hatásuk, tehát az  $A_4$ -et felfelé,  $A_3$ -at lefelé tolják, de kisebb mértékben és csak korlátozott szilárd oldatsort képeznek. Ezeknek hatását a 118.1a ábra mutatja, amely az Fe-Fe<sub>3</sub>C egyensúlyi diagramjával azonos alakú. Ezeket a  $\gamma$ -mezőt tágító ötvözőknek nevezzük. Ilyenek a C, Cu, N.

A Mn és Ni hatásával ellentétes a Cr és V hatása, amelyek a 118.2. ábra szerint a  $\gamma$ -mezőt szűk koncentrációk között teljesen zárják, a Fe-mal korlátlan  $\alpha$ -szilárd oldatsort képeznek, tehát az  $\alpha$ -mezőt nyitják. A Cr az  $A_3$  és  $A_4$ -et egyaránt süllyeszti, a V az  $A_4$ -et süllyeszti,  $A_3$ -at emeli, azért  $\gamma$ -mezeje szűkebb. Az ilyen nyitott  $\alpha$ -mezejű diagramot adó elemeket *ferritképzőknek* hívjuk.

Vannak ötvözők, amelyek az  $A_4$ -et lefelé,  $A_3$ -at felfelé tolják és így a  $\gamma$ -mezőt éppoly szűkre zárják, mint a V, de csak korlátozott  $\alpha$ -szilárd oldatsort képeznek a Fe-mal. Ilyenek az Al, Si, Ti, Mo és W; kétalkotós diagramjuk elvi alakját a 118.2b ábrán tüntettük fel. Ezeket is ferritképzők közé számítjuk, mert az  $\alpha$ -mezőt oly mértékben tágítják, hogy az a  $\delta$ -mezővel egybeolvad.

Vannak olyan ötvözők, amelyeknek  $\gamma$ -mezőt szűkítő és  $\alpha$ -mezőt tágító hatása kisebb. Ezeknek jellegzetes diagram alakját a 118.2a ábra mutatja. Ide tartozik a B, Zr, Nb, Ta.

A Co az  $A_4$ -et és  $A_3$ -at is felfelé, utóbbit nagy koncentrációnál (75%) lefelé tolja el. A Co is nyitja a  $\gamma$ -mezőt, tehát *austenitképző*, de az  $\alpha$ -mezőt is igen erősen tágítja, tehát nagy %-ban oldódik az  $\alpha$ -vasban (118.3. ábra).

Az acélötvözőknek a  $\gamma$ - $\alpha$  átalakulásra vonatkozó hatását mérlegelve megállapítható, hogy annak koncentráció-határát a Mn és Ni kivételével mindegyik ötvöző korlátozza. Mivel az edzésnek mint keményítő és szívósságfokozó hőkezelés első lépcsőjének a  $\gamma$ - $\alpha$  átalakulás a feltétele, azért az ötvözött acélok az ötvöző elemeknek csak ama súlyszázalékáig edzhetők, amíg bennük a  $\gamma$ - $\alpha$  átalakulás végbemegy ( $C_\gamma$ ).

A Mn és Ni  $\gamma$ -mezőt kinyitó hatását olyan szobahőmérsékleten és mély hőmérsékleten is austenites acélfajták előállításánál hasznosítják, amelyeket az igen nagy szívósság, kis folyási határ, nem mágnesezhetőség és sok esetben krómmal együtt a korrózióállóság jellemez.

A  $\gamma$ -mezőt lezáró,  $\alpha$ -mezőt nyitó ötvözőket az ún. ferrites acélok előállítására használják, amilyenek pl. a nem rozsdásodó ferrites krómacélok. Ezeket az acélokat egész kis C-tartalommal kell készíteni, mert a C a gamma mezőt tágító elem és így a  $\gamma$ - $\alpha$  átalakulás koncentráció-határát növeli.

Ha a Fe-M-C hármas ötvözeteket vizsgáljuk, akkor az elemeknek a Fe-mal és a C-nal való vegyületképzési tulajdonságai lépnek előtérbe.

Az ötvöző elemek Fe-mal képzett fémek vegyületeit a 4. táblázatban feltüntettük. Nincsenek ilyen fémek vegyületek az austenitképzőknél. Hasonló megfigyelés, hogy

*a fémek vegyületek annál stabilisabbak, minél nagyobb az elemek atomsugarai közötti különbség. Ez a különbség a C és a N atomsugarának kis értéke miatt a*

karbidoknál és a nitrideknél legnagyobb, azért a karbidok és nitridek általában stabilabbak, mint az egyéb fémes vegyületek.

Az ötvözött acélok használati tulajdonságait nagyon gyakran a karbidok javítják, mégpedig mindig a természetes keménységükkel. Fő alkalmazási területük az ötvözött szerszámacélok és keményfémek előállítására.

A karbidok keménysége alapvetően abban tér el az edzéssel kapott martensites, vagy edzési keménységtől, hogy nagyobb hőmérsékleten is megmarad, míg az edzett szerszám keménysége növekvő üzemi hőmérsékleten a megeresztő hőhatás szferoidit képző hatása miatt fokozatosan csökken, a szerszám kilágyul, éle eltömpül.

A karbidok keménységüket annál nagyobb hőmérsékletig megtartják, minél nagyobb a stabilitásuk, állóképességük. A karbidok stabilitása annál nagyobb, minél nagyobb a képződési hőjük, olvadáspontjuk és keménységük.

Gyakorlatban karbidokat alkot azoknak a fémeknek legtöbbször, amelyek a  $\gamma$ -mezőt zárják, tehát a ferritképzők és a  $\gamma$ -mezőt szűkítő elemek (118. 2., 2a, 2b ábrák). A Ni, Co, Cu, Al és Si fémeknek is van ugyan karbidja, de vasötvözetekben sohasem fordulnak elő. Az ötvözött acélokban előforduló legfontosabb karbidfajtákat az 5. táblázatba foglaltuk stabilitásuknak, a képződésük szabad energiájának sorrendjében. Eszerint a legkevésbé stabilis a vaskarbid, legstabilisabb a TiC. A három legkisebb stabilitású karbid kristályrácsa a rombos, vagy orthorombos rend-

5. táblázat

A fontosabb fém-karbidok jellemzői

képlete	A karbid			Képződésének szabad energiája cal/mol	Hőmérsékleti határ K
	rács-szerk.	$t_{olv}$ °C	HV kp/mm <sup>2</sup>		
1. Fe <sub>3</sub> C	rombos	1650	900	+ 6.380 – 5,92 T + 2.475 – 2,43 T	463 – 1115 1115 – 1808
2. Mn <sub>3</sub> C	rombos	1520		– 3.360 + 0,26 T	298 – 1000
3. Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	rombos	2170	1300	– 3.200 – 0,20 T	298 – 1673
4. Mo <sub>2</sub> C	hexag.	2960	1500	– 6.700	273 – 1273
5. W <sub>2</sub> C	hexag.	3000	3000		
6. WC	hexag.	3140	2400	– 8.400 ± 3000	298 –
7. Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	hexag.	1665	2100	– 10.050 – 2,85 T	298 – 1673
8. VC	szab.	3100	2800	– 12.500 + 1,6 T	298 – 2000
9. Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	szab.	1550	1650	– 16.380 – 1,54 T	298 – 1673
10. TiC	szab.	3400	3200	– 43.750 + 2,41 T – 44.600 + 3,16 T	298 – 1150 1150 – 2000

szerű, mely fémrácsként ritka, és jellemzője:  $a \neq b \neq c$ ,  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ . A legstabilisabb karbidok a szabályos rendszerben kristályosodnak. A hexagonális rendszerben kristályosodó karbidok is nagyon állandók.

Karbidképző elemet tartalmazó ötvözetek kristályosodásában az Fe-Fe<sub>3</sub>C rendszer fázisain kívül részt vesz az ötvözőfém karbidja, az M<sub>x</sub>C<sub>y</sub> karbid is. Mivel a vaskarbid az ötvözőfém karbidját és viszont oldani képes, azért az ilyen ötvözetekben (Fe, M)<sub>3</sub>C és (M, Fe)<sub>x</sub>C<sub>y</sub> képletű kettős karbidok fordulnak elő. Az austenitet,  $\gamma$ -vasat általában az jellemzi, hogy nagy az oldóképessége. Ezért a  $\gamma$ -mező hőmérsékletére hevített ötvözött acélban a karbidok a hőmérséklettel növekvő mértékben oldódnak. Lehűlés közben viszont az oldóképesség csökkenésének megfelelően kiválnak. Az oldatba vitt karbidok kiválásának módját, szemmagyságát és ezzel az ötvözött acél tulajdonságait a hevítés és hűtés szabályozásával, a hőkezelési eljárásokkal messzemenően változtathatjuk.

## 6.2. Az acélötvözők hatása az átalakulási diagramok helyzetére és alakjára

Az ötvözőelemek az acél átalakulási diagramjainak helyzetét és alakját oly módon változtatják, hogy

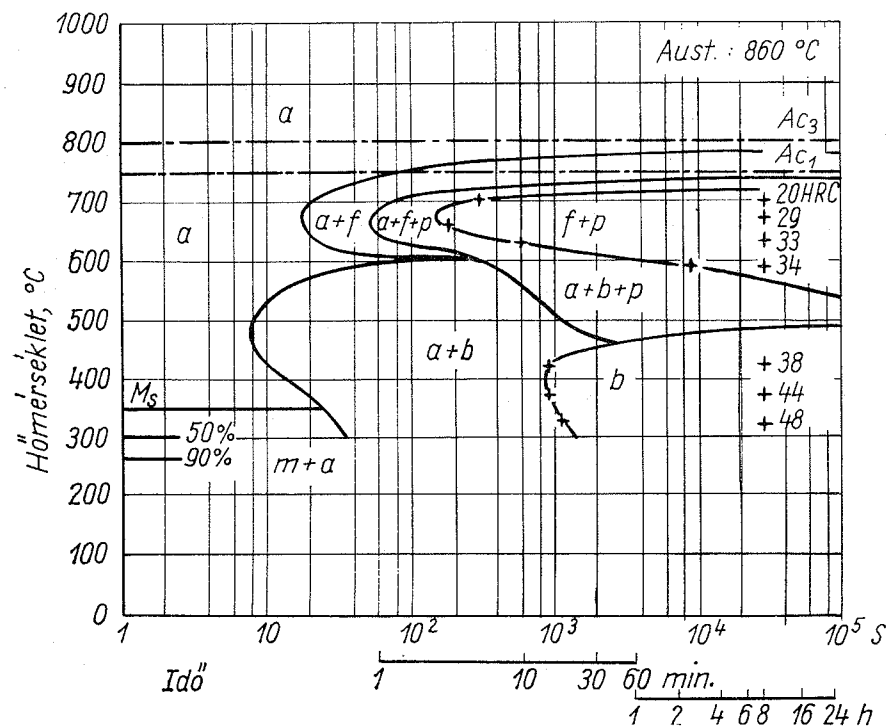
1. a legrövidebb lappangási időket növelik, tehát a diagramokat a kezdőpont függőlegesétől jobbra tolják;

2. különálló perlites és bainites átalakulási mezőkre osztják a diagramokat.

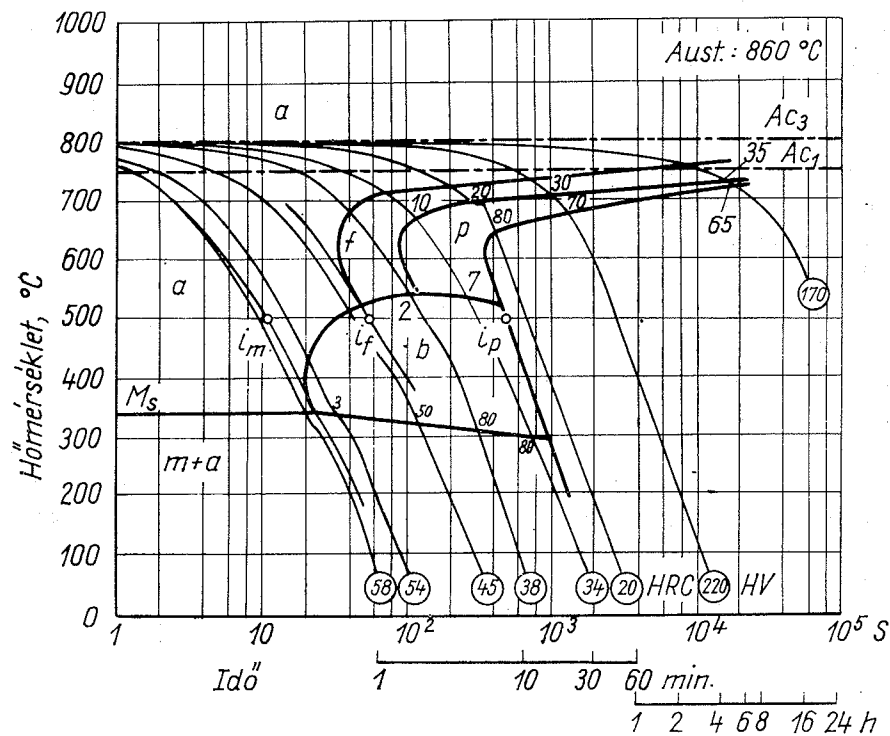
E hatásokat a 119. és 120. ábrán figyelhetjük meg, melyek azt mutatják, milyen hatása van a 0,4% C-tartalmú acél átalakulási diagramjaira, ha kb. 1,5% Cr-mal ötvözzük (Cr 135 MSZ 2665 – 53 acél). Ha ennek az acélnak izotermás átalakulási diagramját (119. ábra) összehasonlítjuk a 100. ábrával, a 0,45% C-acél (C 45-acél) azonos diagramjával látjuk, hogy előbbinek két orrpontja van: a felső a perlites, az alsó a bainites átalakulás diagramszakaszához tartozik. A két szakasz között egy hosszabb lappangási hőköz van. A legrövidebb lappangási idő, a bainites orrpont ideje 8 s, míg a C 45-ös acélé 0,8, előbbi tehát 10-szer nagyobb. Ez annyit jelent, hogy az ötvözött acél kisebb hűtési sebesség mellett is elkerüli a perlitté és bainitté bomlást, tehát tiszta martensitté alakul.

Az edzési szövetet adó kritikus hűtési sebességek csökkenését, a folyamatos hűtésre érvényes diagramon, a 120. ábrán mérhetjük le helyesen. Tudjuk, hogy a tiszta martensitet adó felső kritikus hűtési sebességet a bainites mezőt balról érintő lehűlési görbe jellemzi. Ennek megadására a lehűlési görbének az 500 °C izotermán levő metszéspontja által megadott idő,  $i_m$  szolgál. A 0,45% C-tartalmú acélnál ez az idő a 102. ábra szerint 1,5 sec, a Cr 135 acélnál  $i_m = 11$  s (120. ábra). Az  $A_{c3}$  hőmérséklet a C 45 acélnál 785 °C, az 500 °C-ig való lehűlés sebessége, a  $v_{krf} = \frac{285}{1,5} = 190$  °C/s, a Cr 135 acélnál  $A_{c3} = 800$  °C,  $v_{krf} = \frac{300}{11} = 27$  °C/s.





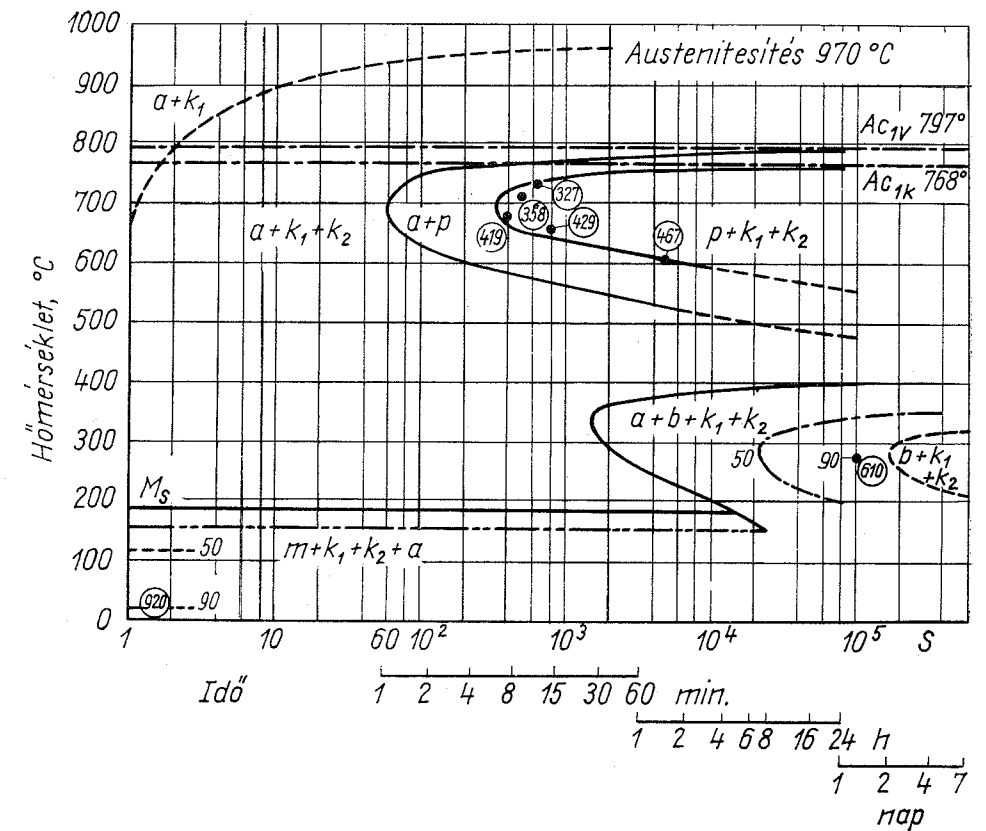
119. ábra. A kb. 0,4% C-, 1,5% Cr-tartalmú, Cr 135 MSZ 2665-53 típusú nemesíthető krómácel izotermás átalakulási diagramja (A. Rose, W. Strassburg St. u. Eis. 74 (1954) Nr. 12. S. 749)



120. ábra. A Cr 135 acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramja. (A. Rose, W. Strassburg St. u. Eis. 74 (1954) Nr. 12. S. 750.)

E konkrét példa igazolja azt a tényt, hogy az acélötvözők az edzés kritikus hűtési sebességét erősen csökkentik és ez a tény a C-görbe jobbra tolódásában jelentkezik.

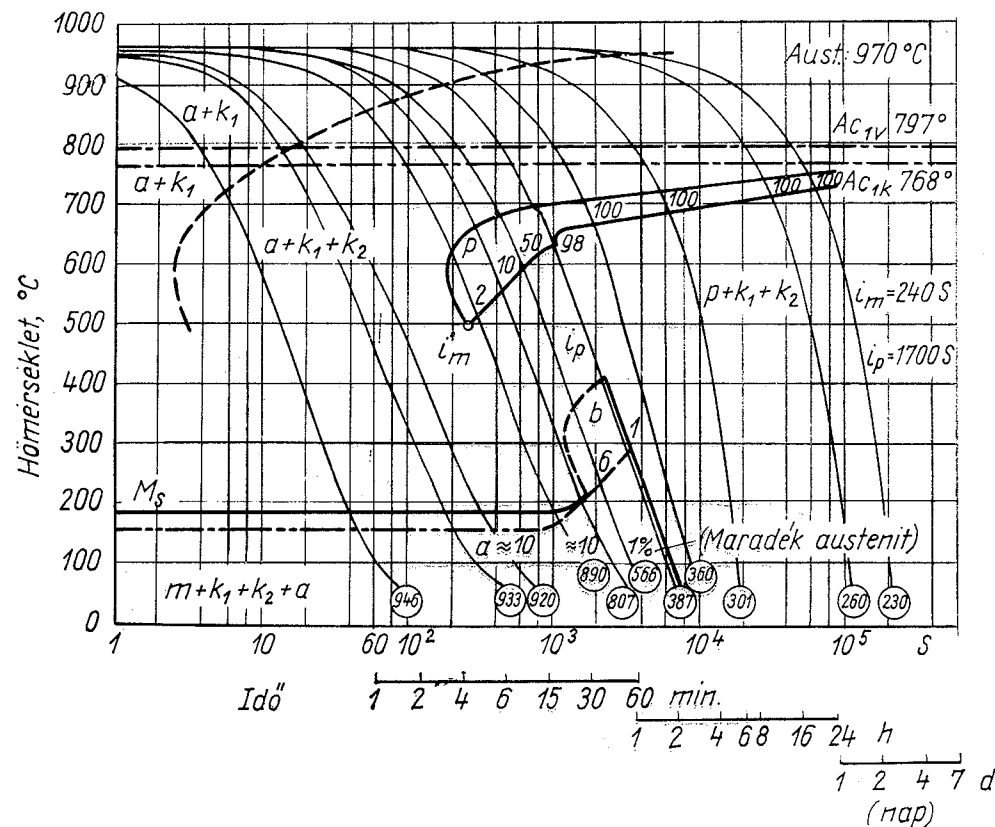
Erős ötvözés fent tárgyalt mindkét hatást, ti. a perlités és bainites átalakulás között az izotermás diagramban jelentkező közbenső hosszú lappangási időt és a



121. ábra. A K1 acél izotermás átalakulási diagramja.  $k_1$  a primér karbid,  $k_2$  a hűlés közben túltelítetté vált austenitből kiváló szekunder karbid. Acélösszetétel: C = 2%, Cr = 11,5%. (A. Rose, L. Rademacher [4])

kritikus hűlési sebesség csökkenését fokozza. Ezt látjuk a 121. és 122. ábrákon, amelyek a 2% C, 12% Cr tartalmú, K 1 MSz 4353 acél izotermás és folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramjait tüntetik fel.

A K 1 acél izotermás átalakulásának a 121. ábra tanúsága szerint 400 és 500 °C között van egy igen hosszú lappangása, amely 1000 óráig is tarthat. A perlités és bainites átalakulások diagramszakaszai teljesen szétváltnak egymástól. A bainites orrponot erősen, 1500 s-ra tolódott jobbra. Ez, amint később látni fogjuk, a feszültségtől mentes edzésre való alkalmasságát biztosítja.



122. ábra. A K1 acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramja.  $k_1$  primér,  $k_2$  szekunder karbid. (A. Rose, L. Rademacher [4])

A K 1 acél felső kritikus hűtési sebessége a 122. ábra szerint  $500^\circ\text{C}$ -on:

$$v_{krf} = \frac{A_{c1v} - 500}{i_m} = \frac{797 - 500}{240} = 1,25^\circ\text{C/s},$$

tehát a C 45 acélénak  $1/150$ -ed része, a Cr 135-ének  $1/20$ -ad része. Ez oly kis kritikus hűlési sebesség, amely lehetővé teszi, hogy a K 1 acél az edzési hőmérsékletéről levegőn hűlve martensitessé edződjék.

### 6.3. Mangánacélok

A Mn a  $\gamma$ -mezőt tágító ötvözőelem. A Fe-Mn kétalkotós egyensúlyi diagram Fe oldali felét a 123. ábrán látjuk. A szaggatott vonallal berajzolt  $A_{33}$  vonal a  $\gamma$ - $\alpha$  átalakulás hiszterézisét mutatja gyors hűtéskor. Az  $\alpha$ -mező csak 3% Mn-tartalomig tart. Ennél nagyobb Mn-tartalomnál még lassú hűléskor is van austenit az ötvözet

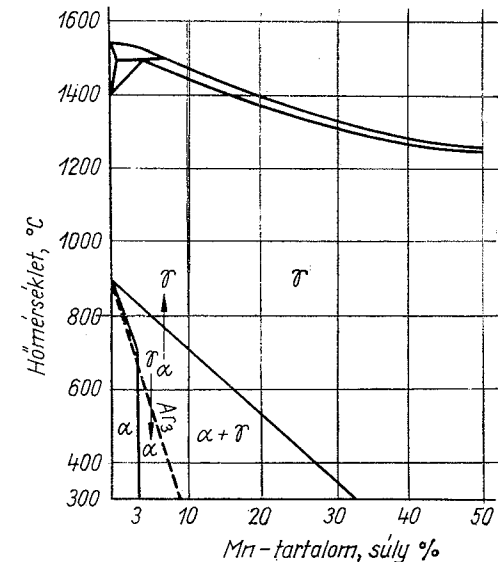
ben. Gyors hűtéskor a 10%-nál nagyobb Mn-tartalom már tiszta austenites szövetet okoz.

Az acélok C-t is tartalmaznak és így a Mn-acélok az Fe-C-Mn háromalkotós egyensúlyi rendszerben kristályosodnak. A C is a  $\gamma$ -mezőt tágító elem. Hatását a bonyolult térbeli diagram metszetei helyett jól mutatja Guillet (olv.: Gijje) szövetdiagramja, melyet a 124. ábra mutat. Ez levegőn hűlt kis próbatetek szöveteit adja meg. Guillet áttekinthető, közelítő, erősen leegyszerűsített diagramjának vonalait az 1,65% C pontból azért húzta, mert az ő idejében ezt tekintették az acélok C-tartalma felső határának (E-pont).

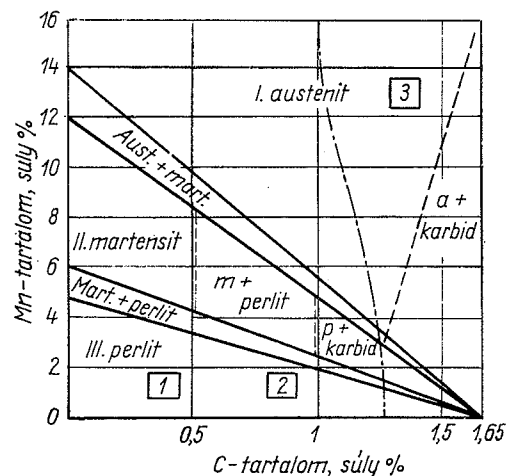
A gyakorlatban a középső martensites mező összetételeit nem használják az acélfajták előállítására, mert az ilyen levegő hűléskor is martensitessé, tehát nagyon keménnyé váló acélokat nehéz megmunkálhatóvá lágyítani.

Szerkezeti és szerszámacélok számára az 1,3–2% Mn-tartalmú acélokat használják, amelyeket az 1. és 2. jelű bekeretezett mezőrészek összetételei jellemeznek. Ezeknél az acéloknál a Mn-nak azt a hatását használják ki, hogy a „C”-görbét jobbra tolja, a kritikus hűtési sebességet csökkenti és ezzel az acél átédződését növeli.

Legnevezetesebb a 124. ábrán 3-mal jelzett mezőrész által megadott ötvözet, vagyis az 1,0–1,4% C és 12–14% Mn-tartalmú ún. austenites mangánacél, mely feltalálója után Hadfield (olv.: Hedfield) -acél néven is ismert. Ez az acél arról nevezetes, hogy fémes alapszövege még a leglassúbb hűléskor is austenites. Lassú hűléskor azonban a 124. ábrába berajzolt eredményvonalától jobbra eső ötvözetekből karbid válik ki a szemcsék határaitra és rontja az acél szívósságát, 1%-ra csökkenti a fajlagos nyúlását. Ez a karbid  $(\text{FeMn})_3\text{C}$  képlet szerinti karbid, mely az 5. táblázat szerint nem stabilis és így  $900^\circ\text{C}$ -on teljesen oldódik az austenitben. Ha tehát a



123. ábra. A Fe-Mn egyensúlyi diagram



124. ábra. A Fe-C-Mn-ötvözetek Guillet-féle szövetdiagramja

12—14%-os austenites Mn-acélt 900 °C-nál nagyobb hőmérsékletről gyorsan, vízben hűtjük, akkor a karbidok kiválásához szükséges diffúzióra nincs idő, és az acél tiszta austenites lesz. Ilyen állapotban az acél keménysége kicsi (230 kp/mm<sup>2</sup>), szakítószilárdsága (90—120 kp/mm<sup>2</sup>) és nyúlása (30—60%) és így szívóssága igen nagy.

Az austenites Mn-acélt sinkeresztések, váltónyelvek, kötőrőpofák, földgyaluvödrök, markolók gyártására alkalmazzák, mert igen nagy a hideg keményedése (600 kp/mm<sup>2</sup>-ig) és így ütő-kopásállása.

Az eutektoidos C-tartalmú 1,5—2%-os Mn szerszámacél az ún. „elhúzódsámentes” szerszámacél sorjázó szerszámok és idomszerek készítésére alkalmas (124. ábra bekeretezett 2).

#### 6.4. Nikkelacélok

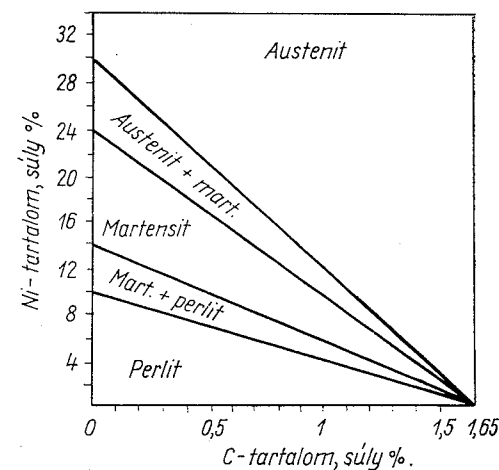
A Ni mint ötvözőelem hasonló viselkedésű, mint a Mn, tehát a  $\gamma$ -mezőt tágítja, az  $A_3$  hőmérsékletet süllyeszti és a kritikus hűtési sebességet csökkenti. A Guillet-féle szövethatárvonal (125. ábra) tanúsága szerint a Ni ötvözés hatása félakkora, mint a Mn-é.

A Ni fontos ötvözője az ún. Cr-Ni szerkezeti acéloknak 0,5—5% határok között, amikor csak az átédzhetőség és a szilárdság növelésére használják a Ni ötvözést.

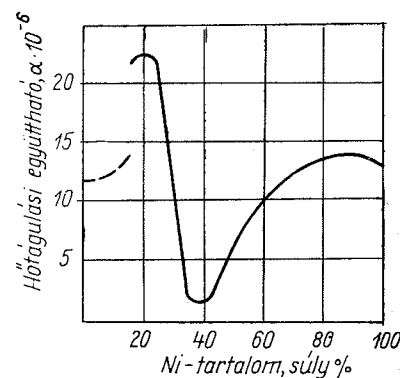
Nagyobb, 8—80%-os Ni-tartalom a Cr-mal együtt az acél kémiai tulajdonságait javítja és a saválló és hőálló acélötvözetek csoportját adja. Erről a következő pontban, a Cr-nál lesz bővebben szó.

Egyik legjellegzetesebb területe a Ni ötvözésnek a fizikai tulajdonságok területe. Oly sokrétű a Ni-nek ilyen hatása, hogy méltán nevezhetnénk a „fizikai tulajdonságok ötvözőjének”.

A mágneses telítés hőmérséklet-emelkedés közben való csökkentésére, a



125. ábra. Az Fe—C—Ni-ötvözetek Guillet-féle szövethatárvonalja



126. ábra. A hőtágulási tényező változása a Fe—Ni-ötvözetekben (Stäblein szerint)

mágneses permeabilitásnak az Armco-vashoz képest 100-szorosra emelésére, a rugalmassági modulusnak hőmérséklettől függetlenül állandó értékben tartására (Eöt-vös-inga torziós rugójánál), erős állandó mágnesek (Al-Ni) ötvözésére használják.

Egyik érdekes fizikai hatása a Ni-ötvözésnek hőtágulási együtthatójának változtatása, melynek görbét a Ni-tartalom függvényében a 126. ábra mutatja be, 0—100 °C hőfokokra. A 36%-os Ni-acélt, mely 0—50 °C között, a hőmérséklet növekedése esetében is az ábrán feltüntetett minimális értéken marad, „invár” (invariábilis = változatlan) acélnak nevezik. Ezt az acélt ott alkalmazzák, ahol a hosszúságnak a hőmérséklettől függetlenül azonosnak kell maradnia: mérőszalag, óra ingaszár, stb. készítésére.

Érdekes alkalmazási területe az invárnak az ún. bimetall, vagy termobimetall készítése, mely egy invár acélszalagnak és egy 25%-os Ni-acélszalagnak lapjukon való összehegesztése útján készült. Az invár hőtágulási együtthatója =  $1,5 \cdot 10^{-6}$ , a 25%-os Ni-acéle  $17,5 \cdot 10^{-6}$ , és így a kettős anyagú acélszalag a hőmérséklettel növekvő mértékben görbül. Alkalmazási területe az önműködő hőszabályzó, hő-kiváltó kapcsolóknál van.

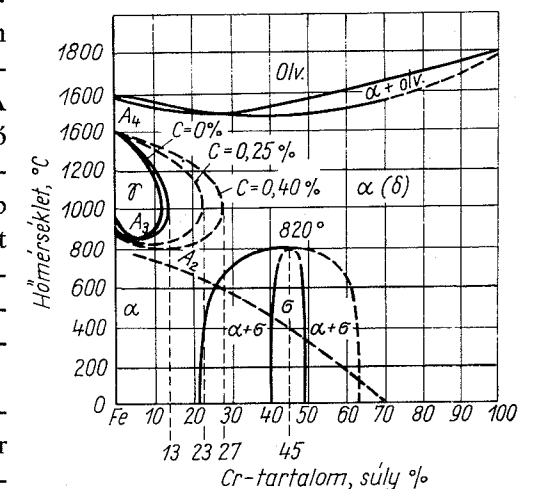
A 41%-os Ni-acél hőtágulási együtthatója az üvegével közel azonos és így az izzólámpagyártásnál használják az üvegburába beforrasztott árambevezetésekhez platina helyett.

#### 6.5. Krómacélok

A Cr a  $\gamma$ -mezőt beszűkíti és egyúttal karbidképző is. Az összes ötvöző anyagok közül a legkiterjedtebben használják. A vas—króm kétalkotós egyensúlyi diagramját a 127. ábra tünteti fel.

A Fe—Cr egyensúlyi diagramra jellemző, hogy a  $\gamma$ -mező erősen beszűkített. Az  $A_{c3}$  és  $A_{c4}$  hőmérsékletek a Cr-tartalommal lefelé csúsznak és 850 °C-on 8% Cr-tartalomnak megfelelő pontban találkozáva zárják le a  $\gamma$ -mezőt. A mágnesezhetőség változását jelentő Curie-pontot ( $A_2$ ) a Cr-tartalom erősen csökkenti. A  $\gamma$ -mező legnagyobb Cr-tartalma 0,1% C-tartalom mellett 12—13%. Ezt a határt a növekvő C-tartalom jobbra tolja: 0,25% C 23%-ig, 0,4% C 27% Cr-ig. Ebben jelentkezik a C-nak  $\gamma$ -mezőt tágító hatása.

A Fe—Cr ötvözetsorban 45% Cr-tartalomnál 820 °C-on keletkezik egy FeCr fémes vegyület, melyet világszerte „ $\sigma$ -fázis” néven ismernek. A  $\sigma$ -fázis, mint



127. ábra. A Fe—Cr egyensúlyi diagram

minden fémes vegyület, kemény és rideg. Képződése 500—800 °C között történő huzamos izzításnál következnek be. A  $\sigma$ -fázis Cr-tartalma 41—48% között változik. Az ötvözetsorban a 21—41% és a 48—65% Cr-tartalmú ötvözetek  $\alpha + \sigma$  elegyet tartalmaznak és így huzamos izzításkor elridegednek.

A Fe—Cr egyensúlyi diagramja megmutatja, hogy a 30%-nál nagyobb Cr-tartalmú ötvözetek a  $\sigma$ -fázis keletkezése miatt gyakorlati felhasználásra alkalmatlanok.

A kisebb Cr-tartalmú ötvözeteket a  $\gamma$ -mező két széles ipari felhasználást nyelő csoportra osztja:

A 0—12% Cr-tartalmú ötvözeteket, melyek bármely C-tartalom mellett  $\gamma - \alpha$  átalakuláson mennek át, edzhető és nemesíthető, nagy hőszilárdságú szerkezeti, valamint erősen ötvözött, nagy teljesítményű szerszámacélok gyártására használják fel.

A 12—30% Cr-tartalmú ötvözetek a nem rozsdásodó, saválló és hőálló acélok gyártásának alapötvözetei.

Amint ez az áttekintés mutatja, a Cr egyik legfontosabb, sokrétűen felhasználható acélötvöző. Előnye az is, hogy a krómérczek lelőhelyeinek eloszlása miatt könnyebben hozzáférhető, mint pl. a Ni, W vagy Mo. Ezért számos fontos felhasználású takarékcél ötvözője.

A Cr-nak mint a szerkezeti és szerszámacélok ötvözőjének legfontosabb tulajdonságai:

1. nagy vegyrokonsága a C, N és O-hoz Cr-karbid, Cr-nitrid és oxidcsírákat képez és az acélt finomszemcséssé teszi;

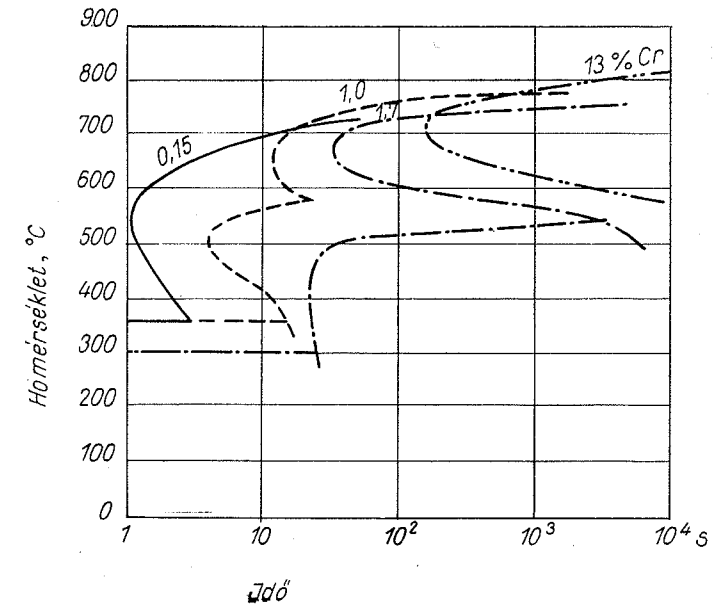
2. a C-nal egész sorozatát képezi a karbidoknak. Ezek közül az 5. táblázat tartalmazza a legfontosabbakat: a rombos-rendszerben kristályosodó, legkönnyebben oldódó  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , a hexagonális, stabilis  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , és a legállandóbb szabályos rendszerű  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  karbidokat. Ezek, valamint ezeknek Fe-mal képzett kettős karbidjai, egyéb karbidképzőkkel (W, Mo, V) képzett összetett  $(\text{CrM})_7\text{C}_3$  karbidjai az acélok természetes keménységét és kopásállását biztosítják;

3. a Cr a C-görbékét erősen jobbra tolja és így a kritikus hűtési sebességet %-os mennyiségével növekvő módon csökkenti.

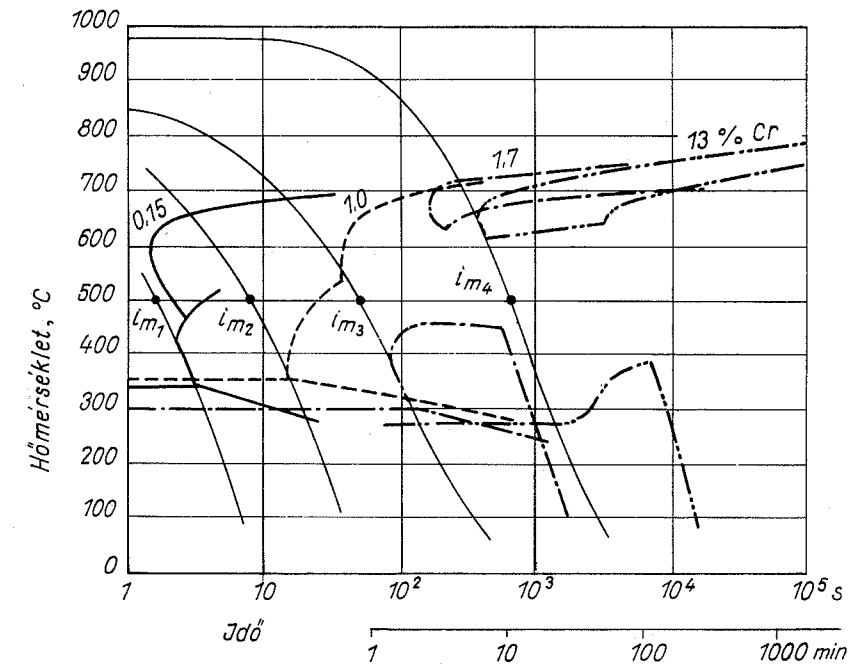
A Cr-nek ezt a kritikus hűtési sebességet csökkentő hatását mutatja a 6. táblázat

6. táblázat  
A Cr hatása a 0,44% C-tartalmú acél kritikus hűtési sebességére

Szám	C %	Cr %	$i_m$ s	$v_{kr f}$	
				°C/s	viszonysz.
1.	0,44	0,15	1,5	270	1
2.	0,44	1,02	8	50	1/5
3.	0,44	1,70	50	8	1/30
4.	0,44	13	600	0,67	1/400



128. ábra. A Cr-tartalom hatása az izotermás C-görbék helyzetére



129. ábra. A Cr-tartalom hatása a kritikus hűtési sebességre

és a 128. és 129. ábra. Látjuk ezekből, hogy a 0,44% C-tartalmú acél kritikus hűtési sebességét kizárólag a Cr-tartalom milyen rohamosan csökkenti: 1% egy ötödére, 13% egy négyszázad részére. Ezt a hatást hasznosítják az alábbi nagyon fontos acélfajták:

a) Nemesíthető szerkezeti acélok: Cr-Ni, Cr-Mo, Cr-Mn, Cr-V acélok, 0,7—2% Cr-tartalommal;

b) hőerőgépek nagy hőszilárdságú Cr-Mo acéljai C 0,12%, Cr = 0,5—13% tartalommal;

c) golyóscsapágy acél 1% C, 1,5% Cr-tartalommal;

d) hidegalakító és kivágó szerszámok anyagai, köztük a legnevezetesebb a K1 és K2 jelű krómszerszámacél 2% C, 12% Cr-tartalommal.

A króm a nem rozsdásodó és saválló acélok ötvözője. Az acélok használat közben oxidálódás vagy egyéb vegyületképződés útján tönkremennek, korrodálnak. A Cr-acéloknak korrózióval szemben tanúsított ellenállóképességét fokozza, ha 12%-nál nagyobb mennyiségben ötvözzük az acélhoz. Védőhatása, az ún. passzíváló képessége abban áll, hogy az ötvözetet az oxidáló hatású marószertől vékony (0,1—0,2 mikron) oxidhártyával vonja be, mely a további oxidációtól megvédi.

Az ilyen Cr ötvözésű nem rozsdásodó és saválló acélok főbb típusai:

I. Perlit-martensites Cr acél 0,2—0,4% C, 14% Cr, 0,5% Ni-tartalommal. Edzhető, fényesítve nem rozsdásodó acél; kések, géprészek, turbinalapátok részére.

II. Ferrites Cr acél 0,05—0,11% C, 18% Cr-tartalommal. Nem rozsdásodó és kissé saválló acélok a salétromsavgyártás, olaj, benzol és élelmiszeripar készülékei számára.

III. Austenites Cr-Ni és Cr-Mn acélok. 0,05—0,15% C mellett 18% Cr, 8% Ni vagy 1% Cr és 18% Mn-tartalommal. Ezek a legnagyobb fokban saválló acélok, melyek savállóságát a Cr-tartalom passzíváló, védőhártyát keltő hatásán kívül az austenites szerkezet homogenitása is fokozza.

Az I. csoport anyagai edzhetők, a másik két csoporté nem. Hegeszthetőség szempontjából az I. csoport anyagai csak nehezen, a II. csoportba tartozók már elég jól hegeszthetők, a III. csoportba tartozó austenites hegesztőelektródákkal, de a varrat mellett itt is keletkezik egy repedésre hajlamos szegély. A III. csoport anyagai kitűnően hegeszthetők.

Az austenites Cr-Ni saválló acélfajták, ha C-tartalmuk 0,05%-ot meghaladja, sajátos szemcsehatárkorróziót szenvednek abban az esetben, ha a marószertől hatása előtt az acélt 500—700 °C hőhatás érte pl. hegesztővarrattal szomszédos anyag részeiben (29,3 pont).

Ilyenkor a krómkarbidok az austenitzemcsék határán kiválnak és korrózióra való hajlamot okoznak, úgyhogy a marószertől hatására az acél fémes csengését elveszti, törékeny lesz, sőt porrá esik szét.

A szemcsehatár-korróziót el lehet kerülni a következő módon:

A karbidkiválást előidéző hőhatást követően felhevítjük az acélt 1000 °C-ra és utána vízben hűtjük le (austenites lehűtés). Ekkor a kivált karbidok oldatba mennek,

a gyors hűtés miatt oldatban is maradnak és az acél kilágyul;

a C-tartalmat 0,05%-nál kisebb értéken tartjuk;

C > 0,2% esetében is meg lehet akadályozni a szemcsehatár-korrózió keletkezését olyan karbidképző ötvözőknek az acélba adagolásával, melyeknek nagyobb a vegyrokonsága a C-hoz, mint a Cr-é. Ilyenek a Ti, Ta, Nb, V.

Az utóbbi két csoportba tartoznak az utóhőkezelés nélkül hegeszthető savállóacél fajták.

A füstgázok nagy hőmérsékleten kifejtett revésítő hatása

ellen is Cr-mal való ötvözéssel védik az acélt. A krómoxid igen vékony, jól tapadó és az oxidációt közvetítő diffúzióval szemben áthatolhatatlan védőhártyát alkot.

A Cr védőhatása %-os tartalmának növekedésével nő, de nem folytonosan, hanem lépcsősen az ún. rezisztencialépcsőkben; a 130. ábra szerint lépcsők:

3, 6, 12, 18, 24, 30% Cr.

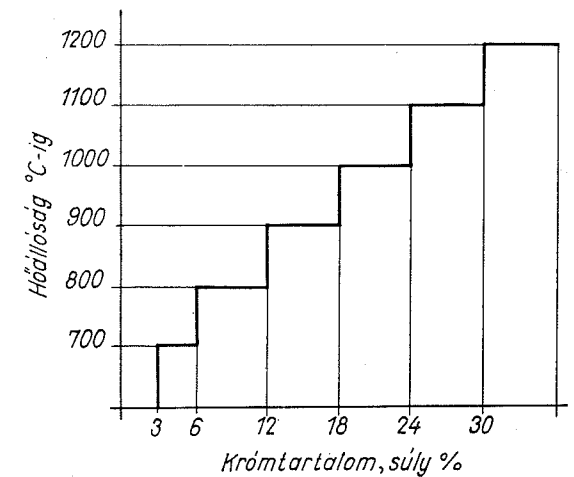
A ferrites Cr-acélok huzamos izzítás közben durvaszeművé válnak, amit — mivel nem rendelkeznek  $\gamma$ - $\alpha$  átalakulással — hőkezelés útján nem lehet finomítani. Nem hajlamosak a szemcsedurvulásra és sokkal jobb hideg és meleg szilárdsági tulajdonságokkal rendelkeznek a Cr mellett Ni-lel is ötvözött austenites hőálló acélok. Utóbbiak azonban kén-tartalmú füstgázokban nem használhatók, mert a Ni a S-ral reagál és a keletkezett NiS törékennyé teszi az acélt. Adataikat a 7. táblázat tartalmazza.

7. táblázat

Austenites Cr-Ni hőálló ötvözetek

Összetétel				hőállóság °C-ig	felhasználás
C % max.	Cr. %	Ni %	egyéb		
0,15	18	8	Ti	800	kemenceépítés
0,15	20	15	Ti	1050	kemence
0,15	25	20	Ti	1200	kemence, fűtőhuzal
0,15	15	60		1250	fűtőhuzal
	20	80		1300	fűtőhuzal*

\* vasmentes Ni-Cr ötvözet

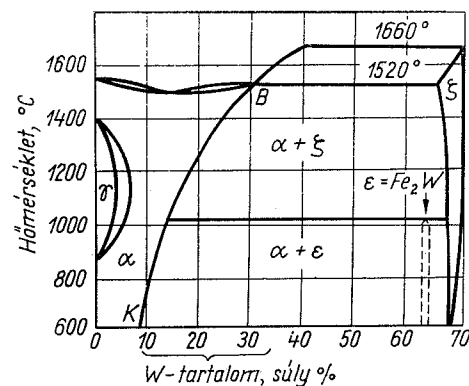


130. ábra. Hőálló krómacélok rezisztencialépcsője (egyszerűsítő közelítés)

## 6.6. Volframacélok

A W a  $\gamma$ -mezőt szűkítő és karbidképző acélötvöző elem. Hatásában hasonlít a Cr-ra a tekintetben, hogy keményít és a megeresztés állóságát, tehát a hőszilárdságot fokozza.

A Fe-W állapotábrája (131. ábra) a Cr-ra emlékeztet: 8% W-tartalom felett nincs több  $\gamma$ - $\alpha$  átalakulás. A gyakorlati hasznosítás szempontjából legérdekesebbek azok a Fe-W ötvözetek, melyeknek jelzővonalala a BK telítési vonalat metszi.



131. ábra. Fe-W egyensúlyi diagramjának részlete.

Ezen vonal mentén a  $\text{Fe}_3\text{W}_2$  vas-volframid ( $\zeta$ ) válik ki a szilárd oldatból, mely hűléskor 1000 °C felett  $\epsilon = \text{Fe}_2\text{W}$ -vé alakul, és annak szívós szerkezetét keményíti.

Ha tehát a 8–30% W-tartalmú acélt a B–K vonal és szolidusz közötti hőmérsékletre hevítjük és onnan gyorsan lehűtjük, úgy a  $\text{Fe}_2\text{W}$ -t oldatba vittük. Ha utána 600–700 °C hőmérsékleten hevítjük, akkor a vas-volframid kiválása az ötvözetet ezen a nagy hőmérsékleten keményíti. Ugyanígy viselkedik a stabilisabb volframkarbid is. Ez az ún. kiválásos edzés az alapja a nagyteljesítményű gyorsacélok éltartóságának a leválasztott for-

gács, illetve a késél vörösszáig növelt vágási sebesség mellett. Az ilyen acélokat nevezik *gyorsacéloknak*. Ötvözetlen acélok éle ilyen nagy sebességgel való forgácsolás mellett igen hamar kilágyul és eltompul.

A W a gyorsacélok főötvözője. Előnyös hatását még járulékos ötvözőelemekkel fokozzák. Ezek a króm (Cr), vanádium (V), kobalt (Co) és molibdén (Mo). A Cr és V mint karbidképző elemek a keménység és éltartósság fokozását okozzák. A Co a vassal korlátlanul oldódik, a kritikus hűtési sebességet nem befolyásolja, de a gyakorlati tapasztalat szerint a karbidok ideális beágyazó anyaga, az éltartósságot előnyösen növeli. A Mo a megeresztési elridegedés meggátlásában, tehát a Co-tal együtt a szívósság fokozásában fejti ki kedvező hatását.

A W, Cr, V és Mo tehát megegyeznek karbidképző és a megeresztésálló hatásukban és így valamennyiük hatásának összegezésével dolgozták ki a gyorsacélok sorozatát, melyeket az jellemez, hogy vágóélük keménységét 500–600 °C hőmérsékleten való forgácsolás közben is megtartják. Éppen ezért az ötvözetlen acélokhöz képest a vágósebesség lényeges fokozását teszik lehetővé. A W-nak mint acélötvözőnek az a jellegzetessége, hogy karbidjai igen állandók és kopásállóak. Ez a jellege adja meg a szerepét a melegmegmunkáló, melegsüllyeszték, melegollokés, melegsajtoló szerszámok ötvözésénél. Ezek közepes (0,5%) C-tartalom mellett 10, 5, 2,5% W-mal vannak ötvözve, de az átédződést biztosító Cr sohasem hiányzik belőlük.

## 6.7. Egyéb acélötvözők jellemzése

### Molibdén

A Mo-nek vassal képezett ötvözei a W-éhoz teljesen hasonló állapotára szerint kristályosodnak. A Mo is megoszlék az  $\alpha$ -vasban és a Mo-karbidokban, valamint kettős karbidokban.

Hatása: a megeresztésállóság, és a hőszilárdság fokozása. Ezért hőszilárd acélok 14–15% Cr mellett 0,5% Mo-t is tartalmaznak.

A Mo-t önmagában acélötvözésre nem használják, hanem csak járulékos ötvözőként a CrNi acélokba a megeresztésállóság növelésére, a 18/8 austenites CrNi acélokba a kénsavval és klórmésszel szemben való ellenállás fokozására, valamint a gyorsacéloknak.

### Vanádium

A Fe-V egyensúlyi diagramja teljesen hasonló az Fe-Cr-éhoz, tehát a V is bezárja a  $\gamma$ -mezőt. A vassal FeV fémes vegyületet, a C-vel  $\text{V}_4\text{C}_3$  karbidot képez.

Metallógiai hatásai: szemcsefinomítás, erős dezoxidálás és nitridképzés. Mindezeket az ötvözött acélok járulékos ötvözőjeként fejti ki. Erős oxigén- és nitrogén-affinitásánál fogva a nemesacél-kohászatban alkalmazzák, mint megnyugtató és mikroötvöző szert. Nitridképző hatása a nitrálható acélok ötvöző anyagává teszi. Főleg szerszámacélok járulékos ötvözője, mert jól dezoxidált tömör, finomszemcsés és így szívós acélt lehet vele előállítani.

### A titán és nióbium

A Ti-nak igen nagy a vegyrokonsága az O-hez és N-hez, tehát ez a legerősebb dezoxidáló és denitráló acélötvöző. Oxidja könnyen salakba megy és így a ferrotitánnal megnyugtató acél salakmentes.

Nagy nitrogénaffinitása miatt alkalmazzák szerkezeti acélok mikroötvözésére a szilárdság növelése céljából.

Vegyrokonsága a C-hez jóval nagyobb, mint a Cr-é. Ezt használják ki a 18/8 CrNi austenites saválló acélok hegesztés és hőhatás után bekövetkező szemcsehatár-korróziójának elhárítására. Eme hatásának alapja az, hogy az austenites CrNi acélok C-tartalmát Ti-karbid alakjában lekötve megakadályozza a Cr-karbidok kiválását az austenitszemcsék határára és így az austenitszemcse Cr-ban való szegényedését.

A szemcsehatár-korrózió elhárítására az acél Ti-tartalma C-tartalmának 6-szorosa kell, hogy legyen (C = 0,1% esetén Ti = 0,5%).

Az austenites CrNi acél szemcsehatár korróziójának elhárításában egyezik a Ti-nal a nióbbium hatása is. Ebből azonban az acél C-tartalmának 10-szerese szükséges.

#### *A bór*

A bór a legújabb időkben használatos acélötvöző, amelynek az a különlegessége, hogy belőle az összes ötvöző anyagok közül a legkisebb mennyiség adagolása is erőteljesen növeli az átédzhetőséget és ezzel a nemesíthetőséget. Már 0,0005% is hat, a 0,0025% már szokásos ötvözőanyag tartalom. Hatásának oka még ismeretlen. A nagy keresztmetszetű acélok ötvözésére bevált, hátránya, hogy a bórral való ötvözés gyakran megmagyarázhatatlan szórást ad és hogy hatása a C-tartalommal csökken.

#### *Szilícium*

Oxigénaffinitása nagyobb, mint a vasé, ennél fogva az acélok csillapításának legfontosabb eszköze.

A Si az Fe-Si egyensúlyi diagramban a  $\gamma$ -mezőt erősen, mintegy 2% Si-nál zárja, de már 0,3% C-tartalom 8% Si-ig tágítja. 8—15% Si-tartalomig az ún. szilíciumos ferritmező terjed. 15%-on felül már megjelenik az  $\text{Fe}_3\text{Si}_2$  vegyület, mely nagyon rideg, de savhatással szemben nagy ellenállást fejt ki.

1—3% között szerkezeti acélok ötvözésére használják. Leghasználatosabb területe a rugóacélgyártás, kis, < 0,1% C-tartalomnál dinamólemezz-gyártás.

3,6—4,4% Si a transzformátor lemezek Si-tartalma, mely a watt-veszteséget csökkenti.

A 15% Si-tartalom felett keletkező  $\text{Fe}_3\text{Si}_2$  a forró kénsavnak és salétromsavnak is ellenáll. Ezt a tulajdonságát használják ki a salétromsav és kénsav besűrítők gyártására, melyek 15—18% Si-tartalommal készülnek. Ez az acél igen kemény, rideg, törékeny, tehát csak köszörüléssel, esetleg keményfémmeel munkálható meg.

*A Si-nak a Mn-nal ellentétes hatása, hogy a grafitkiválást igen elősegíti, amiért is a grafitos szürkevas fontos ötvözője.*

Ez a tulajdonsága a szerkezeti acélokban az  $A_1$  hőmérséklet körüli izzításnál a grafitkiválás miatt a „fekete törés” veszedelmét okozza, ezért a szilíciumos szerkezeti acélok igen gondos és óvatos hőkezelést igényelnek. Izzításukat a szükséges hőmérsékletköz alsó határán a szükséges legrövidebb ideig kell végezni.

#### *Alumínium*

Az Al az  $\alpha$ -vasban 15%-ig oldódik, a  $\gamma$ -mezőt szűkíti. Az acélgyártásnál az O-hez és N-hez való nagy vegyrokonságát használják fel.

Az O-hez való vegyrokonsága nagy, ezért az alumínium segíti a dezoxidációs folyamatot.

A keletkezett alumínium-oxid apró idegen fajtájú csírák gyanánt hat és finomszemcséssé teszi az acélt.

A N-hez való vegyrokonsága AlN, alumínium-nitrid fémes vegyület képződéséhez vezet. Ezzel egyrészt a szabad nitrogén atomfelhőt leköti és a lágyacélnak a következő fejezetben ismertetett öregedését, elridegedését megszünteti. Másrészt felhasználják ezt az acél felületi keményítésére oly módon, hogy az acélba 1—1,5% Al-ot ötvözve N bediffundáltatásával (nitrálás) igen kemény AlN réteget létesítenek az ilyen nitrálható acélból készült alkatrész kopásnak kitett felületén.

1—3% Al a hőálló Cr-acélokhoz ötvözve növeli azok hőállóságát.

8—15% Al-mal ötvözik az igen erős Al-Ni és Al-Ni-Co állandó mágneseket.

## 6.8. Az acélok szennyező anyagai

Az acélok szennyező anyagai közé számítjuk azokat a nem kívánatos elemeket, melyek akarunk ellenére kerülnek kohósítás, vagy melegmegmunkálás alatt az acélba. Ilyen szennyező anyagnak számíthatjuk a N, O, H, P és S elemeket.

#### *Nitrogén az acélban*

A nitrogénnek az acélgyártás során az acélba kerülő mennyisége nagyon kevés és az eljárások szerint 0,001—0,3% között lehet. Ötvözés útján az acélba vihető mennyisége 0,2—0,3%.

A N-nek kétféle egymással ellentétes hatása van az acélra, mert lehet a) káros szennyező anyag, de lehet b) hasznos ötvözőelem is.

a) A N mint káros szennyezőanyag.

A kohászati eljárások során véletlenül az acélba kerülő N káros hatása abban jelentkezik, hogy minden valószínűség szerint az O-nel együttesen az acél ún. öregedését és lúgos (vagy szódás) elridegedését okozza.

Öregedésnek nevezzük a ferrites lágyacél elridegedését, melyet az acél alsó és felső folyáshatár-különbségének növekedése, valamint az acél nyúlásának csökkenése jelez.

Lágyacélok öregedését annak tulajdonítják, hogy a N-tartalmú acél nitrogén „atomfelhői”, a ferrit rácsában szabadon mozgó N-atomok a rendszer energiatar-talmának csökkentésére a diszlokációs helyeken gyűlnek össze. Alakításnál a N-atomok nem tudnak eltávozni a diszlokációból, így mintegy reteszelik azokat és a képlékeny alakításhoz szükséges tovaterjedésüket meggátolják. Az ilyen 0,004% N-nél nagyobb N-tartalmú acél tehát öregedésre hajlamos.

A lágyacél öregedési hajlamát a *mesterséges öregítő próbával* ellenőrzik. Ezt úgy végzik, hogy 10% maradó hidegalakítás után a lágyacél próbadarabot egy óráig 250 °C-on főzik. Az alakítást a diszlokációk számának növelése, a hevítést a diffúziós folyamat gyorsítása miatt alkalmazzák. Az ilyen mesterségesen öregített állapotban végzett fajlagos ütőmunka vizsgálat eredménye az eredeti állapotban kapott fajlagos ütőmunkához képest az acél öregedési hajlamával arányos csökkenést mutat.

A lúgos elridegés a szemcsehatár-maródásnak (korrózióznak) egy válfaja, amely az öregedésre hajlamos, N-nel és O-nel szennyezett acéloknál, főleg kazánlemezeknél jelentkezik. Az ilyen lágyacélok húzófeszültségi állapotban meleg lúgok, vagy sóoldatok maró hatásának kitéve, törékenyekké válnak és a feszültségek hatására a szemcsehatárok mentén tovaterjedő, sokszor egész keresztmetszetükön átmenő repedést szenvednek. Ilyen jelenségek a kémiai iparban használt lúgbesűrítő kazánoknál és a szódával lágyított tápvízzel táplált gőzkazánoknál fordulnak elő.

Mindkét káros jelenség, az öregedésre és a szódás elridegésre való hajlam elhárítására az acélgyártás során főleg Al-mal való kezelést, megnyugtatót használnak. A folyékony acélba egy kevés Al-ot adagolnak a tuskóvá való kiöntés előtt. Ennek az Al-nak egyaránt igen nagy a vegyrokonsága az O-hez és a N-hez, így azokat állandó vegyületek,  $Al_2O_3$  és  $AlN$  alakjában leköti. Ezzel megszünteti a lágyacél öregedési és szódás elridegési hajlamát egyaránt. Ezért tartják a szódás elridegés okának ugyanazt, mint az öregedésének.

b) A N mint hasznos ötvözőelem, háromféle hatásával szerepel:

a legkorszerűbb kérgesítő eljárásnál, a nitridálásnál, vagy nitrálásnál, mint természetes keménységet adó diffúziós ötvözőelem;

mint a  $\gamma$ -mezőt tágító ötvözőelem, mely minőségében 0,2% N 2—4% nikkelt helyettesíthet az austenites CrNi acélokba

normalizált szerkezeti acélokban elsősorban V-mal, Nb-mal stabil nitrideket képez, amely egyrészt növeli az acél szilárdságát, másrészt megakadályozza a szemcsedurvulást melegalakításnál.

#### Oxigén az acélban

Az oxigén az acélban kétféle alakban fordul elő: oldott állapotban a ferritben és kötött állapotban, mint oxidzáródmány. Előbbi alakjában az N-nel együtt hozzájárul az acél öregedésének és lúgos elridegésének előidézéséhez. Az oxidzáródmányok nem kívánatos tisztatlanságok, melyek főleg akkor okoznak bajt, ha olvadáspontjuk kis hőmérsékletű és lesüllyed a kovácsolás hőmérsékletére. Az ilyen kis hőmérsékleten olvadó oxidzáródmányok kovácsolás közben fellépő vöröstörést okozhatnak éppúgy, mint a Fe—FeS eutektikum.

De károsak a nagy hőmérsékleten olvadó oxidzáródmányok is, mert a diffúzió útjában állva a soros, vagy szálás szerkezet előidézéséhez járulnak hozzá. A nagy hőmérsékleten olvadó oxidok a  $\gamma$ -mező hőmérsékletén végzett hengerlés során a

hengerlés irányában elnyúlt füzérszerűen helyezkednek el. A hengerlést követő lehűléskor végbemenő átkristályosodásnál a proeutektoidos ferrit ezekre a részben oxidokból álló salaksorokra, mint csírákra kristályosodik és így a perlit is sorokban helyezkedik el, mint azt a 132. és 133. mikroszkópi felvétel mutatja. Ez a szálás szerkezet az oka annak, hogy a hengerelt acél szilárdsági, főleg nyúlási tulajdonságai keresztirányban kisebbek, mint hosszirányban.

#### Hidrogén az acélban

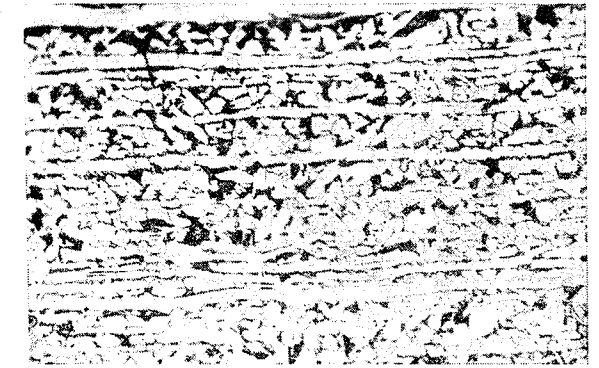
A H az acélban nemcsak oldott, hanem elnyelt gáz állapotban van jelen és minden körülmények között káros szennyezőnek számít. Az acél H elnyelőképessége a hőmérséklettel csökken és így dermedés közben a korábban elnyelt H nagy részét, kb. felét kilöki. A megszilárdult acélból a még benne rekedt H gáz kiszabadulni igyekszik. Távozását 200 °C-ra való hevítéssel lehet elősegíteni.

Az elnyelt H az acélt ridegíti, nyúlását erősen csökkenti. H-t vehet fel az acél az újrakristályosító izzítás (10,2 pont) után alkalmazott, a revét eltávolító pácolás, savmaratás közben.

Ha ilyenkor közvetlenül maratás után, tehát néhány napos pihentetés, vagy 200 °C-ra való hevítés nélkül hidegen hengereljük, vagy a huzalt gyűrűs üregeken áthúzzuk, az acél könnyen eltörhet. Ezért a maratott árut hideg megmunkálása előtt raktározni kell, vagy 200 °C-on ki kell főzni.

A maratásnál az acélba kerülő H a 200 °C-ra való felhevítéskor oly gyorsan igyekszik távozni, hogy az ezáltal okozott feszültség a huzalt ridegíti, esetleg el is törheti. Ez az ún. *pácridegség*. Lemezek felülete ilyenkor vagy egyéb hőhatásra a H-t összegyűjtő salakos, vagy gázhólyagos helyen felhólyagzik.

Jól ismert veszedelmes betegsége sok acélnek, elsősorban a krómnikkel- és króm-acélokban az ún. *pegyhesség*, vagy fénylő foltosság, mely ugyancsak a helyenként



132. ábra. 0,15% C-tartalmú ötvöztelen acél szálás szerkezete. Fehér szemcsék: ferrit; sötét szövet: perlit, 3%  $HNO_3$ , 100 : 1



133. ábra. Salaksor mint csíra a proeutektoidos ferrit számára lágy acélban. 3%  $HNO_3$ , 500 : 1



összegyűlő és a nagy feszültség alatt távozni igyekvő, de bezárt H repesztő hatása folytán keletkezik és a törésfelületen kerek, fényes foltok alakjában jelentkezik.

A H-nek káros hatása még az acélra az erős C-elvonó hatása. Különösen káros az izzítókemencék atmoszférájában a H<sub>2</sub>. Ezt a hatást azonban már hasznosítani is szokták, a kis C-tartalmú acélból készült transzformátorlemezek további elszéntelenítésére, a wattvesztés csökkentésére 1100 °C-on H<sub>2</sub> atmoszférában való izzítás útján.

A hidrogénnek fontos szerepe van az acélok hegesztésénél is; növeli a varratok szomszédságában keletkező repedések veszélyét. A varratba kerülő hidrogéntartalom a hegesztő elektródák lényeges jellemzője.

#### Foszfor az acélban

A foszfor általában szennyező anyagnak számít, mert az ütőmunkát, tehát a szívósságot már egész kis, 0,1%-nál kisebb mennyiségben is nagyon rontja. Szerkezeti acélokban megtűrt felső határát 0,06%-ban adják meg. Alkalmazzák az ún. automataacélokban a forgács törékennyé tételére. Az öntöttvasat hígfolyóssá teszi, azért a vékony falú, tagozott öntvények adagjaiba ötvözőként is adják (öntöttvas fűtőtest).

#### Kén az acélban

A kén az acélban az ún. „vöröstörés” és „melegtörés” veszedelmét okozza. A vöröstörés a nagy (néha már a 0,03%-nál nagyobb) S-tartalmú acél kovácsolása, vagy hengerlése közben fellép, tehát 900—1000 °C hőközben jelentkezik. Oka az, hogy a Fe—FeS eutektikuma 985 °C-on megolvad, sőt olvadáspontja vas-oxidul jelenlétében még mélyebbre tolódik. A vas-szulfid, valamint a nikkelszulfid, mint a legkésőbb, a szemcsehatáron dermedő anyag hálós elrendezésű és így kovácsolásnál könnyen repedést okoz.

A melegtörés 1200 °C körüli hőmérsékleten következhet be a hálós vas-szulfidnak az acélhoz képest alacsonyabb hőmérsékleten való dermedése miatt.

Mindkét törési veszedelem elkerülhető az olvadt acélnak Mn-nal való kezelésével. A Mn-nak a S-hoz való vegyrokonsága nagyobb lévén, ekkor inkább MnS (mangánszulfid) keletkezik, amelynek olvadáspontja (1620 °C) nagyobb a vasénál. De ezen kívül nem hálósan, hanem pontszerű zárványok alakjában helyezkedik el az acélban és így nem okoz repedést.

Hasznos ötvözője a S az automataacéloknak, amelyekben 0,15—0,30%-ban ötvözve, a forgácsot törékennyé teszi és így a lágyacélnak automatákon való megmunkálását javítja. Az acél nem kenődik el a forgácsoláskor.

## 7. IPARI NYERSVAS (ÖNTÖTTVAS)

### 7.1. Az öntöttvas fajták általános jellemzése

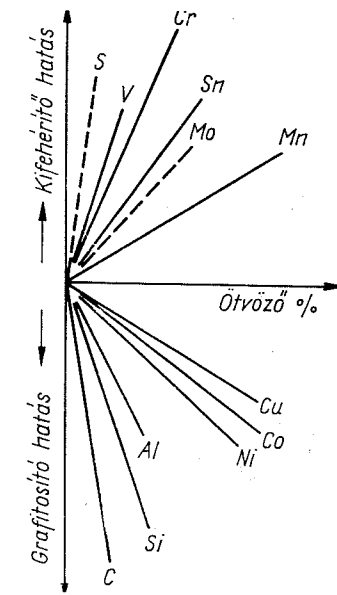
Az öntöttvasak tulajdonságait az szabja meg, hogy karbontartalmuk vegyileg kötött állapotban, a ledeburit és perlit cementitje alakjában, vagy pedig nagyobb részt szabad állapotban, grafit alakjában van-e jelen szövetükben.

A karbont csak kötött állapotban tartalmazó öntöttvasat *fehérvasnak* nevezik. Ennek tulajdonságait a ledeburit jellege határozza meg. Az ilyen szövetű öntöttvas igen kemény (HV = 550—650 kp/mm<sup>2</sup>), rideg, tehát kopásálló, de ütéseknek ki nem tett alkatrészek készítésére alkalmas. Megmunkálása főleg köszörüléssel és csak kivételesen történhet kemény fém szerszámmal való forgácsolás útján (pl. kéreghengerek rovátkolásánál).

A karbont nagyrészt szabad grafit alakjában tartalmazó öntöttvasat *szürkevasnak* nevezik, ha a grafitkristályosodás a dermedés közben megy végbe. A szürkevas tulajdonságai a grafit minőségének függvénye, de közös jellemzője minden szürkevas fajtának, hogy jól forgácsolható.

A különféle öntöttvasak előállításánál tehát az a feladat, hogy a karbon kiválását szabályozzuk. A szabályozás egyik eszköze a dermedés idejének növelése, tehát a hűlés sebességének csökkentése. Ez azonban nem elegendő ahhoz, hogy az öntöttvas szürkevassá dermedjen. Kihasználnak még az ötvözőelemeknek azt a hatását, hogy azok közül egyesek a grafitkristályosodást segítik elő, mások viszont a karbidot állandósítják, tehát a C kiválását gátolják. Az első csoportba tartoznak a grafitosító, a másodikba a kifehéritő hatású elemek.

A 134. ábra K. P. Bunyin elvi diagramja, mely az ötvözőelemeknek a C kiválásra való hatását szemlélteti. A vízszintes tengelyen az elemek %-os mennyiségei, a

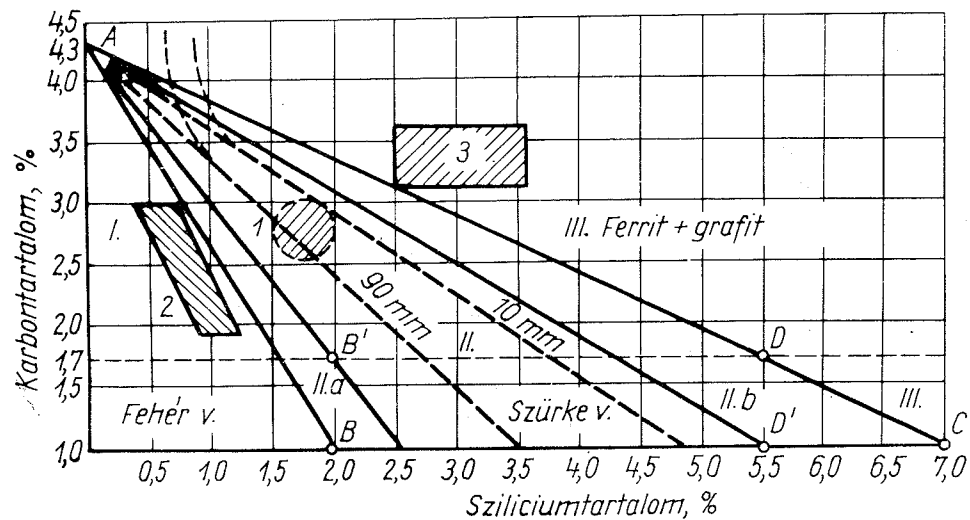


134. ábra. Az ötvöző anyagok hatása az öntöttvas C-tartalmának vegyileg kötött vagy szabad alakjára (elvi ábra Bunyin után)

függőleges tengelyeken pedig felfelé a kifehérítő, karbidosító lefelé a grafitosító hatás viszonylagos nagyságai szerepelnek. Látjuk a diagramból, hogy a legerősebb grafitosító elem a C és a Si, karbidstabilizáló, fehérítő hatása van többek között a Cr-nak és a Mn-nak.

## 7.2. Szürkevas

A szürkevas ideális szövetszerkezete: perlit + grafit. A grafitnak a dermedés közben lefolyó primer kristályosodását a 134. ábra szerint a C- és Si-tartalommal segítik elő. E két elem szükséges mennyisége a szürkén való dermedés biztosítására nagyjából 3—3%. A szürkevas grafitosodására a Si-nak, C-nak és a lehülés sebességének van együttes hatása, ezért a vasöntvények e három tényező szabályozásával érik el a vasöntvények megkívánt szövetszerkezetét. Mivel a Si-nak és C-nak hatása közel azonos, egyik növelése a másik csökkentését teszi lehetővé. A lehülés sebességét azonos formaanyagnál az öntvény falvastagsága szabja meg. A Si és C szabályozására a Maurer-diagramot használják, melyet a 135. ábra tüntet fel. E diagram készítésére az a megfigyelés vezetett, hogy az 1% C-tartalmú Fe-C ötvözetben 2%-



135. ábra. Maurer-diagram. — I. cementites, (ledeburitos), IIa) cementit + perlit + grafitos, II. perlit + grafitos, IIb) perlit + grafit + ferrites, III. ferrit + grafitos szövétű mező. — 1. gyakorlati szürkevasak (tisztá perlit-grafitos), 2. temperálásra legalkalmasabb fehérvasak, 3. növelt mágneses permeabilitású öntöttvasak

nál nagyobb Si-tartalomnál megjelenik a grafit, 7%-nál nagyobb Si-tartalomnál eltűnik a karbid.

A diagram szerkesztése: C = 4,3% pontot (A) összekötjük az 1% C, 2% Si (B) és az 1% C, 7% Si (C) pontokkal. A B pontot felvetítjük az 1,7% C egyenesére, így

kapjuk a B' pontot. Az AC egyenesnek és az 1,7% C egyenesének a metszéspontját, D-t levetítjük az 1% C egyenesére. Így kapjuk a D' pontot. Az AB' és az AD' egyenesek adják a vegyes mezők határait. A szürkevas mezejébe (II) húzott szaggatott vonalak a falvastagság hatását mutatják a szürkevas összetételére.

Az ábrában az I-gyel jelölt sraffozott mező pontjai jelölik azokat az összetartozó C és Si %-okat, melyek mellett az öntöttvas 10—90 mm falvastagsági határokon belül megbízhatóan perlit-grafitosan kristályosodik. A legjobb összetételi határok: 3,0—2,5% C és 1,5—2,0% Si.

A Maurer-diagramból az következne, hogy 4,3%-nál nagyobb C-tartalom esetén minden öntöttvas ferrit + grafit szövetből áll, ami a valóságnak nem felel meg, mert egész kis, 0,1—0,2% Si-tartalom mellett még a nagy 4—4,5% C-tartalmú öntöttvas is fehérén, ledeburitosan dermed. Ezért a 135. ábra 4,3% C-hoz tartó csúcsa helyett helyesebb a szürkevas mező határvonalainak szaggatott vonalakkal jelölt felfelé vezetése.

A szürkevas a Si-on kívül mindig tartalmaz még Mn, S és P ötvöző, ill. szennyező anyagokat is.

A mangán hatása ellentétes a Si-mal, korlátozza a grafitkiválást, tehát stabilizálja a karbidot. Ezért a szürkevas öntvényekben a Mn-t 0,4—1,0% határok között tartják.

A kén erősen gátolja a grafitképződést a vasban oldat vagy eutektikum alakjában, de elősegíti a grafitkiválást, ha a vasban nem, vagy csak nehezen oldódó szulfidok (pl. MnS, FeS) alakjában van jelen, mert az így kötött Mn és S nem karbidosít. Ezért a szürkevas legjobb grafitosodását a Mn : S arány szabályozásával biztosítják. A kúpolóban olvasztott szürkevasnál ez az arány 3,3, tehát

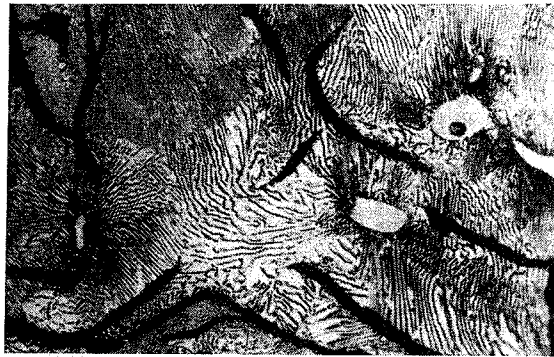
$$\text{Mn \%} = 3,3 \text{ S \%} \quad (28)$$

képlet szerint szabályozzák a Mn és S %-os viszonyát. A S tartalom gyakorlati határai: 0,08—0,2%.

A foszfor a folyékony vasban oldódik, a szilárd 3,5% C-tartalmú vasban oldhatóságának felső határa csak 0,3%. A gyakorlatban a szürkevas P-tartalmának határai: 0,1—1,2%. A nagy P-tartalmat a hígfolyósság és kopásállás növelésére alkalmazzák, főleg vékony falú öntvényeknél. Az ilyen szürkevas öntvényekben a fölös P-tartalom 953 °C-on olvadó hármas (Fe-C-P) eutektikumból keletkező új szövetelem, a steadit alakjában jelenik meg (136. ábra). Ez



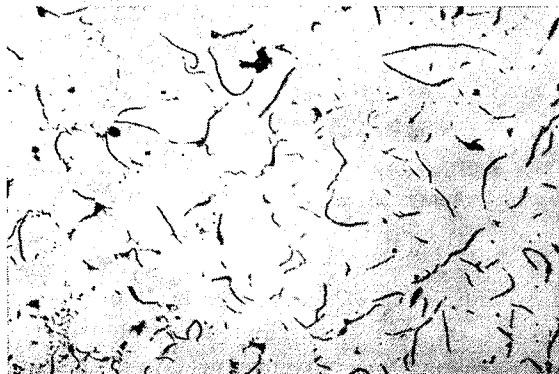
136. ábra. Steadit: vas — vaskarbid — vasfoszfid eutektikum a szürkevasban. Homorú határú pettyes szövetelem. 3% HNO<sub>3</sub>, 500 : 1



137. ábra. Perlit-grafitos szürkevas szövete. Alap: lemezes perlit, benne fekete grafiterek, kis fehér ferritszemek, pettyes szövetelem: steadit. 3% HNO<sub>3</sub>, 300 : 1



138. ábra. Durva grafiterek szürkevasban. Maratlan, 100 : 1



139. ábra. Finom grafiterek szürkevasban. Maratlan, 100 : 1

a Fe, Fe<sub>3</sub>C, Fe<sub>3</sub>P fázisokból képződött új hármas eutektikum mikroszkópi szövete és keménysége szempontjából a ledeburit-hoz hasonló. Jelenléte az öntöttvas szakító- és hajlítószilárdságát csökkenti, kopásállását növeli.

A szerkezeti szürkevas öntvények perlit-grafitos, vagy perlit-ferrit-grafitos kristályosodását tehát általában az összetétel és a lehülési sebesség, azaz falvastagság összehangolásával érik el. Jellemzője a grafitosodást biztosító (C+Si) % aránylag nagy értéke:

$$C+Si = 6-4,6\%$$

A (C+Si) % nagy értékei sok és nagy grafitkristály és ferrit kiválását, ennek folytán kisebb szilárdsági tulajdonságokat, a kisebb értékek jobb szilárdsági tulajdonságokat eredményeznek.

A perlit-grafitos szürkevas mikroszkópi képét a 137. ábrán látjuk. A grafiterek mellett ferrit is látható a perliten kívül. A ferrit nem kívánatos szövetelem a szürkevasban, mert csökkenti a szilárdságát, vagy a kopásállóságát.

### 7.3. Különleges öntöttvasak

A különleges öntöttvasak közé sorolhatjuk azokat az öntöttvas fajtákat, melyeknek szilárdsági, fizikai, vagy kémiai tulajdonságait különleges gyártástechnológiával, vagy ötvözéssel biztosítják.

A szürkevas szilárdsági tulajdonságait a perlites alapszövetében levő grafitkristályok mennyisége és alakja szabja meg. A szürkevas kristályos grafitja a maratlan mikroszkópi csiszolaton fekete, ill. sötétszürke szövetelemként jól látható. Különböző megjelenési alakjait a 138. és 139. ábra szemlélteti 100 : 1 nagyságban.

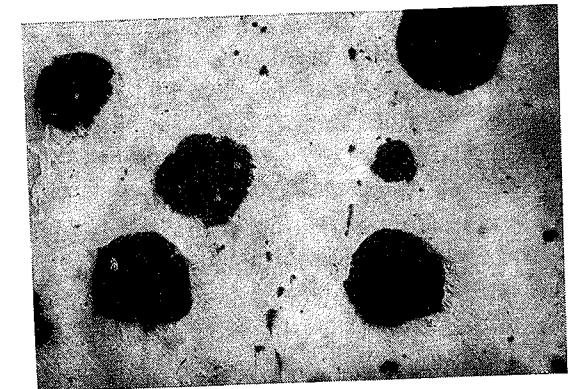
A grafit fajsúlya (2.25 p/cm<sup>3</sup>) a vasénak 29%-a és így a 3 súlyszázalék mennyisége kb. 10 térfogatszázaléknak felel meg. A fémes alapanyagának, az austenitbomlásból származó perlitnek szakítószilárdsága 85—90 kp/mm<sup>2</sup>. Ezt az értéket a kúpolóban készült szürkevas nagyra kifejlődött grafitkristályainak bemetsző hatása és az általuk okozott folytonossági hiányok 16—30 kp/mm<sup>2</sup>-re csökkentik. A kúpoló szürkevas nagy S- és P-tartalmából származó steadit a szakítószilárdságot tovább rontja 12 kp/mm<sup>2</sup>-ig.

A szürkevas szilárdsági tulajdonságainak növelését a grafit mennyiségi csökkentése, a grafitkristályok finomítása, tehát nagyságának csökkentése és végül lemezes alakjának szemcsés, gömbös alakúvá való változtatása útján lehet elérni (140. ábra).

A grafit finomításának legrégebbi eljárása a szürkevasnak öntés előtt való túlhevítése. A túlhevítés igen sok csírárt oldatba visz, ezzel elősegíti az öntöttvas túlhevítését és a grafitkristályok hőmérsékletének csökkentését, ami a grafitkristályok finomítását eredményezi. Az optimális túlhevítés 100 °C. Az ilyen túlhevítés a szakítószilárdságot 20—25%-kal javítja.

A grafit mennyiségének csökkentését úgy lehet elérni, hogy az összetételt a C és Si csökkentésével úgy választják meg, hogy az öntöttvas hideg formába öntve fehéren kristályosodjék, de szárított homokformába, vagy előmelegített formába öntve szürkén kristályosodjék. Így készül az ún. perlites öntöttvas, mely C = 3,25%, Si = 1,11% mellett tiszta perlitgrafitos szövetű és 25 kp/mm<sup>2</sup> szakítószilárdságú. A grafitmennyiség csökkentését acélhulladéknak az adagolásával érik el. Ekkor a C = 2,4—3,25%, 1,2—1,5% Si-tartalmú szürkevas szakítószilárdsága 18—30 kp/mm<sup>2</sup>-re nő.

A grafit finomításának leghaladottabb módszere a *modifikálás*. A modifikálás abból áll, hogy a folyékony öntöttvashoz öntés előtt az öntőüstbe olyan fémot, vagy ötvözetet, az ún. modifikátort adagolnak, mely a megdermedő öntöttvas mikroszövetét, mégpedig főleg grafitkristályait finomítja.



140. ábra. Nagy grafit-szferolitok gömbgrafitos öntöttvas henger anyagában. Maratlan, 100 : 1

A modifikálás folyamata ma még nincs teljesen tisztázva. A kutatások során azonban megállapították, hogy a modifikátorok gáztalanítják és tisztítják a fémot, dezoxidálják és benne oldhatatlan, apró záródmányokat alkotnak, melyek a kristályosodási középpontok szerepét töltik be.

Modifikátorként ferroszilíciumot, szilikokalciumot, ferroszilícium és Al keverékét használják leggyakrabban 0,2—0,3% adagolásban. Alapanyaga olyan kis C- és Si-tartalmú öntöttvas, mely modifikátor adagolása nélkül fehéren dermedne. A modifikált öntöttvas nagy szilárdsága mellett főleg nagy kopásállással rendelkezik, ezért szivattyúk, földkotrók, fogaskerekek, szerszámgépszárok, orsók, állványok készítésére alkalmazzák.



141. ábra. Gömbgrafitos öntvény szövetképe. A spherulitos grafitot ferrit szegélyezi. Szürke szövet: perlit. 3% HNO<sub>3</sub>, 300 : 1

A grafitkiválások alakjának módosításával, mégpedig a grafitlemezek helyett a grafit gömb alakú kristályosításával lehet a szilárdsági tulajdonságokat a legnagyobb mértékben javítani. Ilyen grafitmódosulattal kristályosodik a gömbgrafitos öntöttvas (141. ábra). A grafit gömbszemcsés kristályosodása a szilárdsági tulajdonságokat olyan messzemenően javítja, hogy az ilyen öntöttvas már nem is tekinthető öntöttvasnak, hanem az öntöttvas és acél közé illeszkedő új anyagnak.

A gömbgrafitos öntöttvas előállítására a folyékony öntöttvashoz 0,3—1,2% Mg-ot adagolnak. A Mg mennyisége annál nagyobb, minél nagyobb az öntöttvas C- és Si-tartalma, valamint falvastagsága: 15 mm-ig 0,3% Mg-ot, 300 mm falvastagságú öntvényekbe 1,2% Mg-ot adagolnak. A Mg az öntöttvas S-tartalmát 0,03%-nál kisebb értékre csökkenti, a fölös Mg a Si-mal a vasban oldhatatlan MgSi vegyületet képez, mely kristályosodási középpontok szerepét töltheti be.

A gömbgrafitos öntöttvas szakítószilárdsága 60—70 kp/mm<sup>2</sup> értéket is elérhet, hajlítószilárdsága (23.2 pont)  $\sigma_h = 90—150$  kp/mm<sup>2</sup>, nyúlása  $\delta_5 = 2—5\%$ , fajlagos ütőmunkája  $KCU = 2—3$  m kp/cm<sup>2</sup> értékekig nőhet. A közönséges szürkevas nyúlása és fajlagos ütőmunkája 1-nél jóval kisebb. Ez az öntöttvasfajta tehát a legjobb szilárdsági tulajdonságú öntöttvas, melynek kopásállósága igen nagy. A különböző grafitú öntöttvasfajták jellegzetes szilárdságait összehasonlításként a 8. táblázat tartalmazza.

Az öntöttvas fizikai és kémiai tulajdonságait főleg ötvözéssel javítják. Növelt mágneses permeabilitású öntvényeket használnak a villamosgépek házaihoz. Ezeket ferrit-grafitos öntöttvasból öntik (142. ábra), melyeknek összetételét a 135. ábra III.

mezejébe eső 3. területnek megfelelő C- és Si-tartalommal állapítják meg:

$$C = 3,2—3,6\%$$

$$Si = 2,5—3,6\%$$

Nem mágneses öntvényeket 10% Ni, 2% Cu ötvözéssel készítenek.

Tűzálló öntöttvasat 5—6% Si ötvözéssel állítanak elő és azok tűzállóságát 18—20% Ni és 2—3% Cr ötvözéssel fokozzák.

Meleg kénsav és salétromsavnak és sok egyéb sav támadásának ellenáll a 14—16% Si, 0,5—0,8% C-tartalmú öntöttvas, melyet nálunk „ferroszil” néven ismernek. Ez az ötvözet kis C-tartalma miatt látszólag az acélok közé tartoznék, valójában szilícium-ferrites öntöttvas, mert 11% Si az eutektikus pontot 0,7% C tartalomig tolja balra. Szövete szilícium-ferrit mellett karbidokat tartalmaz. Anyaga üvegkemény és nagyon rideg.

#### 7.4. Fehérvas

A fehérvas nevét töretének fémes fényétől kapta. A fehérvas karbonja vegyileg kötött alakban helyezkedik el a vaskarbidban (Fe<sub>3</sub>C), vagy egyéb karbidokban. Ezért nem szürkíti meg a fehérvas töretét grafit alakjában kivált karbon.

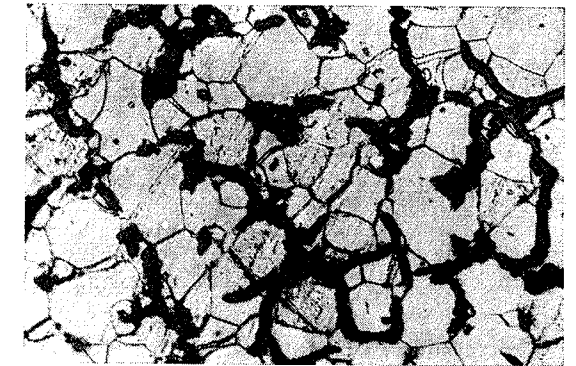
Az öntöttvas fehér, tehát karbidos kristályosodását az összetétel megválasztása és gyors hűtés útján biztosítják. Az egyes ötvözők hatását a karbidos, vagy grafitos kristályosodás elősegítésére a 134. ábra tünteti fel. Eszerint a legerősebb fehérítő hatása a karbidképző elemeknek: Mn-, Mo-, Cr-, V-nak van.

Az ötvözetlen fehérvas karbidos kristályosodását a Si-tartalomnak 0,5—1,2%-ra való korlátozásával érik el. A szokásos Mn-tartalom 0,4—1%. A kopásállás növelésére 1,5% Cr ötvözést alkalmaznak az őrlőtárcsák és golyók gyártásánál.

A fehérvas legkiterjedtebb alkalmazási területe a temperöntvények készítése. Temperöntvények a fehérvas öntvényekből nagy, 900 °C hőmérsékleten való izzí-

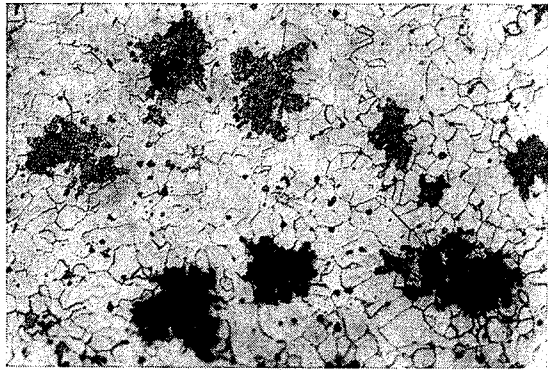
Az öntöttvas fajták szilárdsági tulajdonságai

Öntöttvasfajta	$\sigma_B$ kp/mm <sup>2</sup>	HB kp/mm <sup>2</sup>
Lágy szürkevas	12—16	130—150
Perlites szürkevas	18—26	150—170
Modifikált szürkevas	28—38	170—270
Gömbgrafitos öntöttvas	45—65	210—270



142. ábra. Ferrit-perlit-grafitos szürkevas. Dinamó öntöttvas szövetképe. 3% HNO<sub>3</sub>, 250 : 1

tással készülnek. Ezalatt a kötött C az  $Fe_3C$ -ből temperszén alakjában kiválik és a vasötvözet szövete ferrit-grafitossá válik (143. ábra). Ezeknek a jó önthetőség



143. ábra. Fekete temperöntvény szövetképe. Fekete csomók: „magvas grafit” vagy temperszén, fehér alap: ferrit. 3%  $HNO_3$ , 100 : 1

miatt karbontartalma  $C = 2-3\%$ , Si-tartalma pedig  $0,5-1,2\%$ , mint azt a 135. ábra 2-es területe jelzi.

A kéregöntvény kérgé fehér, magja szürke. A kéreg fehér kristályosodását a lehűlés gyorsításával, hűtővasnak az öntőforma megfelelő részébe való beépítésével biztosítják.

A kéregöntvény gyártásánál irányító szempont a kéregmélység és a kéregkeménység. Az ötvözőket a két tulajdonságra kifejtett hatásuk szerint választják meg a kéregöntvény össze-

tételének megállapításánál. Hatásosságuk sorrendjében

- a kérgesedést csökkentik: C, Si, Al, Ni, Co, Cu,
- a kérgesedést növelik: W, Mn, Mo, Sn, Cr, V, S,
- a kéregkeménységet növelik: C, Ni, P, Mn, Cr, Mo, V, Si, Al, Cu, S.

Látjuk a három sorozatból, hogy a kéregmélységet csökkentő C és Ni minden más elemnél erősebben fokozzák a kéregkeménységet. A karbon-tartalom tehát a kéregkeménységet növeli, egyben azonban mind a kéreg, mind a magrész szívósságát csökkenti.

## 8. NÉHÁNY FONTOSABB SZÍNESFÉM ÉS ÖTVÖZETE

### 8.1. Alumínium és ötvözetei

#### *Szinalumínium*

Az Al a könnyűfémek sorozatába tartozó fém, mely felhasználás szempontjából, tehát gazdaságilag ezek között a legfontosabb. A könnyűfémek fajsúlyuk növekvő sorrendjében: magnézium (Mg, 1,7), berillium (Be, 1,8), alumínium (Al, 2,7), és titán (Ti, 4,5 kp/dm<sup>3</sup>).

Az alumínium a felületen középpontos szabályos rendszerben kristályosodik, a többi három könnyűfém a tömött hexagonális rendszerben. Ez a tény magyarázza meg azt, hogy az Al képlékeny alakíthatósága a legjobb, mert viszonylag a legtöbb csúsztásra alkalmas (nagy atomsűrűségű) kristálytani síkja van.

Az iparban felhasznált legtisztább alumínium, az ún. nagy tisztaságú Al, amelynek Al-tartalma 99,99%, azért „négy kilences” Al-nak is nevezik. Ezt a kohóalumíniumból ismételt, kb. 1000 °C-on végzett, „tűzfolyékony” elektrolízissel nyerik. Előállításához éppen kétszer annyi elektromos energia szükséges, mint a kohóalumíniuméhoz, ezért olyan célra használják, ahol a nagy tisztaság a legfontosabb követelmény: a villamosipar, vegyipar és műszeripar gyártmányainál. A nagy tisztaságú Al-nak legjobb a villamos vezetőképessége, legjobb a korrózióval szemben az ellenállóképessége, legkisebb a szilárdsága és keménysége, legnagyobb az alakíthatósága az összes alumíniumötvözetek közt.

A 4 kg bauxitból vegyi tisztító műveletekkel előállított 2 kg timföldből (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 1000 °C-on végzett elektrolízissel nyert 1 kg alumíniumot kohóalumíniumnak hívják. Ennek tisztasága: 99,7–99%. Szennyezői: Si, Fe, Cu, Zn, Mg. E szennyezők szilárdsági szempontból ötvözők, mert kétszeresére növelik a nagy tisztaságú Al szilárdságát, bár nyúlását felére csökkentik. A nagy tisztaságú és a kohóalumínium szilárdsági és néhány fontosabb fizikai tulajdonságát kerekített átlagértékekben a 9. táblázatban állítottuk a lágyacél tulajdonságaival szembe.

A 9. táblázat tanúsága szerint a szinalumínium szilárdsági tulajdonságok szempontjából jóval alatta marad a lágyacélnek. Folyási határa, szakítószilárdsága és keménysége a lágyacélénak csaknem 1/4-e, nyúlása 50%-kal nagyobb. Igaz ugyan, hogy fajsúlya az acéléhoz képest 1/3, de jóval nagyobb ára miatt csak akkor versenyképes ellenfele az acélnek, ha szilárdságát ötvözéssel fokozzuk és a legfontosabb a szerkezet könnyűsége, vagy ha a kémiai ellenállás fontos. Rugalmassági modulusa

Szennyezők hatása az Al tulajdonságaira

	Alumínium		Acél C = 0,03%
	Al 99,99%	Al 99%	
$\sigma_F$ kp/mm <sup>2</sup>	2	4	15
$\sigma_B$ kp/mm <sup>2</sup>	4	8	30
$\delta_{10}$ %	40	20	30
HB kp/mm <sup>2</sup>	12,5	25	90
vill. vezetőképesség Sm/mm <sup>2</sup>	40,7	35	10
hőtág. tény. $\alpha 10^{-6}$	24		12
fajsúly kp/dm <sup>3</sup>	2,7		7,8
olv. pont. °C	667		1530

(21.4 pont) 1/3-a az acélénak ( $E = 6200-6800$  kp/mm<sup>2</sup>), amit a merevségre való méretezésnél kell figyelembe venni.

Kis olvadási hőmérséklete könnyű és egyszerű olvasztást tesz lehetővé. Hőtágulási együtthatójának kétszeres voltát az acél vagy öntöttvas szerkezetbe való beépítésnél gondosan figyelembe kell venni.

Villamos vezetőképessége nagyon jó. A legjobb vezetőképességű ezüst és utána következő réz után a harmadik helyen áll. Vezetőképessége tisztaságával nő.

	Ag	Cu	99,99% Al	99,5% Al
Vill.vez.kép. Sm/mm <sup>2</sup> (m/ohm mm <sup>2</sup> )	62	56-58	40,8	36

Kémiai tulajdonságai közül kiemelkedik korrózióval szemben való jó ellenállása. Ennek magyarázata, hogy felületén magas olvadáspontú, jól tapadó és kémiai hatásoknak jól ellenálló oxidhártya képződik. Korrózióállása annál nagyobb, minél tisztább. Heterogén ötvözeteinek korrózióállása leginkább a Cu-tartalmú ötvözeteiben kiváló  $Al_2Cu$  miatt romlik, mert a felületét érő elektrolit hatására helyi galvánelem keletkezik. Ugyanígy természetű korrózió keletkezik egyéb fémekkel, pl. acéllal, rézzel való érintkezési helyein a nedvesség hatására, ezért a más fémekkel érintkező felületeit festékekkel vagy egyéb módon szigetelni kell.

## Az alumínium ötvözetei

Az Al ötvözői rendeltetésük szempontjából csoportosítva:

- Főötvözők: I. Szilárdságnövelők: Cu, Mg, Si.  
 Járulekos ötvözők: II. Korrózióállást javítók: Mn, Sb.  
 III. Szemcséfinomítók: Ti, Cr.  
 IV. Hőszilárdságot növelő: Ni.  
 V. Forgácsolhatóságot javítók: Co, Fe és Bi.

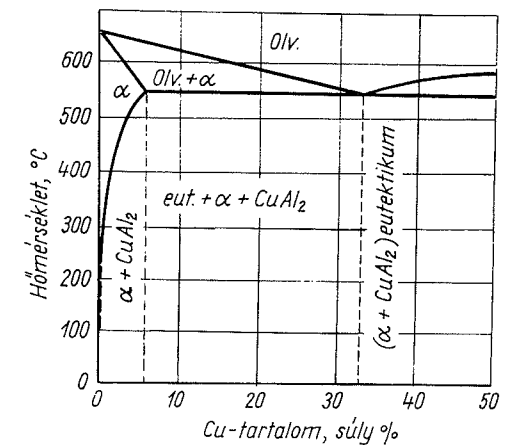
A Bi az automatákon megmunkálendő alumíniumötvözetekben ugyanazt a szerepet tölti be, mint a S az automataacéloknál: a forgács törékenységet segíti elő. Az Fe a legtöbbször szennyezésnek számít és felső határát 0,7%-ban szokták megadni.

Az egyes ötvözet típusok jellege szerint az ötvöző elemek gyakran gondosan kerülendő szennyezők is lehetnek. Legjobb példa erre a Cu, amely a legnagyobb szilárdságra nemesíthető Al-Cu-Mg ötvözet leglényegesebb főötvözője, a korrózióálló Al-Mg ötvözeteknek pedig a legveszedelmesebb szennyezője.

Mindig szennyező az alumínium-oxidban kötött O és az olvasztás közben elnyelt H.

Ötvözőelemeivel az alumínium a Si, Bi, Cd és Zn kivételével kemény és rideg fémes vegyületeket alkot, amilyenek pl. az  $Al_2Cu$ ,  $Al_3Mg_2$ ,  $Al_3Fe$ . Az ötvözők egymás között is gyűlhetnek. Nagy általánosságban az összes ötvözetek szilárd oldatból álló aránylag lágy anyagból és abba ágyazott kemény kristályokból, az előbb említett fémes vegyületekből és azok eutektikumából állanak. Az ötvözet tulajdonságaira a fémes vegyületek szemcsenagysága és elrendeződése hat.

Az Al főötvözőivel, a Cu-, Mg- és Si-mal a 144. ábrán feltüntetett Al-Cu egyensúlyi diagram szerint ötvöződik. A Cu az egyetlen olyan ötvöző, mely kielégíti a szilárd oldat képződésének feltételeit: rácsszerkezete az Al-éval azonosan szabályos, felületen középpontos, atomsugara kb. 10%-kal kisebb. Atomszerkezete azonban igen eltérő, mert a 13 rendszámú Al-hoz képest rendszáma 29 és így több, mint kétszerannyi elektronja van. Ezért szilárd oldatot csak korlátozottan képez. Telített szilárd oldata az eutektikum hőmérsékletén 5,65% Cu-t tartalmaz. Oldhatósága 20 °C-on csak 0,5% Cu.



144. ábra. Al-Cu egyensúlyi diagram

A másik két ötvöző, a Mg és Si atomszerkezete majdnem azonos, mert a Mg 12, a Si 14 rendszámú, tehát közvetlen szomszédai az Al-nak. Atomsugaruk is csak kb.  $\pm 10\%$ -ban tér el az Al-étől. Rácsszerkezetük azonban más: a Mg hexagonális, a Si gyémántrácsú. Ennek dacára az Al a Mg-mal az eutektikum hőmérsékletén (451 °C) 13,4% Mg-ot tart szilárd oldatban. Oldóképessége 20 °C-on 2,95%-ra csökken. A Mg hexagonális szerkezete azonban a kiválást, szegregálást annyira gátolja, hogy az gyakorlatilag nem jön létre. Azért az Al-Mg ötvözetek nem nemesíthetők.

Az Al-Si kétalkotós egyensúlyi diagramjában a telített  $\alpha$  1,6% Si-t tartalmaz és ez 20 °C-ig való hűlésnél 0,05%-ra, gyakorlatilag nullára csökken.

#### Ipari alumíniumötvözetek

Az ipari Al-ötvözetek kidolgozásánál az a főcél vezeti az ötvözet-tervezőket, hogy az Al-ötvözet szilárdságát a lehető legnagyobb értékre növeljék. A szilárdság növelésének lehetséges módjai: 1. ötvözés, 2. ötvözés és hőkezelés, nemesítés, (18—2, 3, 4 pont), 3. ötvözés, képlékeny alakítás és hőkezelés. Vizsgáljuk meg egy konkrét gyakorlati Al-ötvözetet e három szilárdságfokozó lépés eredményét.

Az Al-Cu-Ni ötvözethez felhasznált kohóalumínium szakítószilárdsága kereken

	$\sigma_B = 10 \text{ kp/mm}^2$
1. 4% Cu, 2% Ni és 1,5% Mg ötv. növeli kereken az ötvözés után öntött állapotban	$+ 10 \text{ kp/mm}^2\text{-rel}$
	$\sigma_B = 20 \text{ kp/mm}^2\text{-re}$
2. Az Al-Cu-Ni öntvényt nemesítve a szilárdság nő kereken az ötvözött nemesített öntvény szilárdsága	$+ 10 \text{ kp/mm}^2\text{-rel}$
	$\sigma_B = 30 \text{ kp/mm}^2$
3. Ha ugyanebből az ötvözetből tuskót öntünk, azt melegen kovácsoljuk és nemesítjük, akkor az így nyert félkészáru szilárdságnövekedése kereken	$+ 10 \text{ kp/mm}^2$
Az ötvözés, alakítás és nemesítés után az Al-Cu-Ni ötvözet szilárdsága kereken	$\sigma_B = 40 \text{ kp/mm}^2$

Az Al-Cu-Ni ötvözet olyan, amelyet öntvény alakjában és sajtolt vagy hengerelt félkészáru alakjában egyaránt gyártanak. A levezetett műveletek hatása azt mutatja, hogy szilárdsága akkor lesz a legnagyobb, ha előállításánál a képlékeny alakítás is előfordul. Ez a helyzet a többi Al-ötvözet esetében is. Ezért az ipari Al-ötvözeteknél külön csoportba szokták foglalni az alakítható és az öntészeti ötvözeteket. Utóbbiak alcsoportjaként tekinthető a dugattyúötvözetek csoportja.

Az alakítható alumíniumötvözetek összetételében főötvözőkként a Cu, Mg, Si és Zn szerepelnek, mégpedig a telített oldatuk összetételét meg nem haladó %-os

mennyiségben, tehát a Cu max 5, Mg max 10, Si max 1,5%-ban, Zn max 4%-ban. A kb. 2% Ni a hőszilárdságot fokozza, az 1—2% Mn a korrózióállóságot, főleg tengervízállóságot növeli. Valamennyi alakítható Al-ötvözet tartalmaz legalább 0,5% Mg-ot.

Az *alakítható* Al-ötvözetek közül

nemesíthetők: Al-Cu-Mg, Al-Cu-Ni, Al-Si-Mg,  
nem nemesíthetők: Al-Mg és Al-Mn.

Az Al-Cu-Mg kb. 4% Cu, 2% Mg tartalmú ötvözet, mely a legnagyobb szilárdságra:  $\sigma_B = 50 \text{ kp/mm}^2$ -re nemesíthető.

Az Al-Cu-Ni 4% Cu és 2% Ni-tartalmú hőszilárd ötvözet, amely már csak melegen (150 °C-on) nemesíthető  $\sigma_B = 40 \text{ kp/mm}^2$  szilárdságúra.

E két ötvözet típus közös jellemzője a réztartalmuk, amely hajlamossá teszi őket a korrózióra.

Az AlZnMgTi (Hegal) jellemző összetevői kb. 3,5% Zn, 2,5% Mg, 0,2% Ti. Jó szilárdsági értékeit nemesítő hőkezeléssel kapja. A kb. 400 °C-ról történő gyors hűtést követő pihentetés közben végbemenő keményedést, szilárdulást a 145. ábra mutatja. A nemesítés után az ötvözet 1—2 napig még lágy, könnyen alakítható. Végleges szilárdsági tulajdonságait a hőkezelést követő 90—180 napra éri el. 30 nap után:

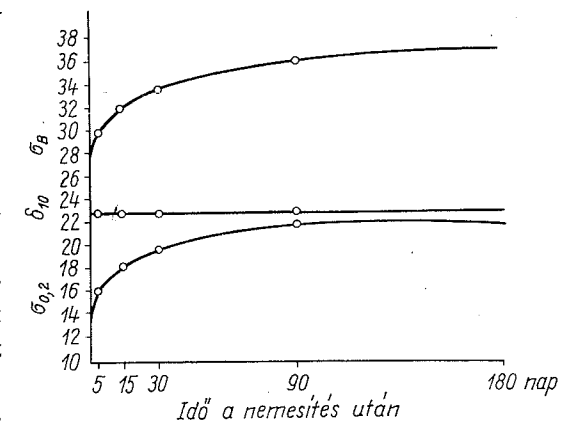
$$\sigma_{0,2} = 20 \text{ kp/mm}^2, \quad \sigma_B = 34 \text{ kp/mm}^2, \quad \delta_{10} = 22\%.$$

A hegesztés hőhatásövezete a hegesztés után ugyancsak természetesen keményedik. Zn-tartalma miatt korrózióra hajlamos.

Az Al-Si-Mg 1,5—1,5% Si- és Mg-tartalmú ötvözet ugyancsak melegen, tehát az oldó hőkezelést követő 150 °C-on való több órás hűntartással nemesíthető, de a Cu hiánya miatt csak  $\sigma_B = 30 \text{ kp/mm}^2$ -re. Ezzel szemben ugyancsak a Cu hiánya miatt jó a korrózióállása, ezért villamos szabad vezeték huzalokhoz használják.

A nem nemesíthető Al-Mg csoportot AlMg3, AlMg5, AlMg7 és AlMg9 minőségekben gyártják. A

számok a Mg-tartalmat adják súlyszázalékban. Ezek a „hidronálium” néven ismert jó korrózióálló ötvözetek, lágyan 20—30 kp/mm<sup>2</sup> szilárdságúak. Szilárdságuk hideg alakítással növelhető.



145. ábra. Az AlZnMgTi (Hegal) kikeményedése



Az Al-Mn ötvözet 1—2% Mn-t tartalmaz korrózióállásának növelésére. Ez a legkisebb szilárdságú ötvözet: lágyan legfeljebb 15 kp/mm<sup>2</sup> a szakítószilárdsága.

Az öntészeti Al-ötvözeteket három csoportba sorolhatjuk: 1. a szilumincsoport, 2. a magnéziumos és 3. a rezes csoport. A legkiválóbb csoport a szilumincsoport: ö Al-Si, ö Al-Si-Mg. Mindkettő az Al-Si eutektikus (12% Si) ötvözet és így nem dermedési hőköze, hanem hőmérséklete van (578 °C). Ennek folyományaként a zsugorodása a legkisebb. Homoköntésnél 1—1,15% a többi Al-ötvözet 1,25—1,5% értékéhez képest. Kokillaöntésnél a legkisebb 0,5—0,8%. Éppen ezért kokillaöntésre az összes Al-ötvözetek közül a legalkalmasabb. Emellett a szilárdsági tulajdonságai is a legjobbak és az Al-Si-Mg fajtája nemesíthető.

A második magnéziumos csoport ö Al-Mg<sub>3</sub>, ö Al-Mg<sub>5</sub>, ö Al-Mg<sub>7</sub>, ö Al-Si-Mg, ö Al-Mg-Mn főleg jó kémiai tulajdonságaival, korrózióállásával tűnik ki. Közülük ilyen szempontból legjobb a hidronárium csoport 3—5—7% Mg-tartalommal.

A harmadik a rezes csoport: ö Al-Cu, ö Al-Cu-Ni nem hajlamos az öntésnél fogyási üreg (lunker) képződésre, jó hővezető és így bizonyos fokig hőálló és jól megmunkálható, de kenődik. A kenődést 0,2% Si—0,3% Mg-mal meg lehet szüntetni. Ennek a csoportnak hőszilárdságát Ni-lel való ötvözéssel fokozzák az Al-Cu-Ni-ben, az ún. „Y” ötvözetben, melyből a motorhengerfejeket és a melegen dolgozó (pl. Diesel) dugattyút öntik (Cu = 4%, Ni = 2%).

Az öntészeti ötvözetek szilárdsági értékei természetesen kisebbek, mint az alakíthatóké. A szakítószilárdságot az öntés technológiája is változtatja: homokformába való öntésnél kisebb, mint kokillába, fémformába való öntésnél: pl. ö Al-Si szilárdsága homoköntésnél 15—20 kp/mm<sup>2</sup>, kokillaöntésnél 18—26 kp/mm<sup>2</sup>. A nemesíthető ö Al-Cu-Ni és ö Al-Si-Mg szakítószilárdsága nemesítéssel  $\sigma_B = 30$  kp/mm<sup>2</sup>-ig növelhető.

Az *aluminium dugattyú* ötvözeteket az jellemzi, hogy a dugattyú üzemi igénybevételét tartják szem előtt az ötvözésüknél. Két fő csoportjuk van: I. rézbázisú (amerikai), II. szilumin bázisú (európai) ötvözetek.

#### *A rézbázisú ötvözetek két képviselője*

Dö. Al-Cu-Ni („Y” ötvözet) 4% Cu, 2% Ni, 1,5% Mg-tartalommal. Keménysége HB = 90—120 kp/mm<sup>2</sup>, hőtágulási együtthatója nagy:  $24 \cdot 10^{-6}$ . Réztartalma miatt jó a hővezető képessége (0,35 cal/cm, s, °C), ezért Diesel-motorokban használják.

Dö. Al-Cu-Si 10% Cu, 2% Si-tartalommal, HB = 90—100 kp/mm<sup>2</sup> keménységgel,  $22 \cdot 10^{-6}$  hőtágulási együtthatóval, ugyancsak nagy hőterhelésekhez.

A szilumin bázisú ötvözet:

Dö. Al-Si eutektikus, 12% Si-tartalma mellett még a Cu, Ni és Mg elemekből is tartalmaz 1—1%-ot, ezért „1—1—1” ötvözet néven is ismerik. Brinell-keménysége 90—110 kp/mm<sup>2</sup>, hőtágulása  $20—21 \cdot 10^{-6}$ .

Van egy hipereutektikus ötvözet (KS 280), melynél Si = 22%, Cu, Ni, Co 1,5—1,5%. Ennél HB = 130 kp/mm<sup>2</sup>, hőtágulási tényezője  $17—18 \cdot 10^{-6}$ .

A dugattyúfémeknél a mechanikai tulajdonságoknál nagyobb jelentőségük van a fizikai tulajdonságoknak. Mechanikai tulajdonságok közül fontos, hogy a Brinell-keménység egy minimális értéken (80 kp/mm<sup>2</sup>) felül legyen, a gyűrűhornyok idő előtti kiverődésének meggátolására. Fontos még a hőszilárdsága is, mert a dugattyú 200—280 °C közötti hőmérsékleten dolgozik. Diesel-dugattyúkat üzem közben hirtelen nagy melegmennyiségek terhelik, itt tehát a melegvezető képesség igen fontos.

A könnyűfém dugattyúk öntöttvas hengerekben, vagy perselyekben dolgoznak, melynek hőtágulása kereken a fele az Al-énak és így a könnyűfém dugattyúknál a gyorsan felhevülve táguló dugattyú a még hideg hengerbe beragadhat. Ha pedig ennek elkerülésére nagy hézaggal illesztik, zörög, üzemanyag-fogyasztása nő. Ezért lehetőleg kis hőtágulási együttható a kívánatos. Fontos még a kopásállás is.

E szempontok szerint ítélve az Amerikában használt rezes ötvözetek jó hővezető képességűek, de nagy hőtágulásúak és aránylag nagy kopásúak. Jó hőszilárdságú, kis kopású az „Y” ötvözet.

Az európai szilumin bázisú ötvözetek kisebb hővezető képesség mellett kisebb hőtágulásúak és kis kopásúak. Legelőkelőbb helyen áll a hipereutektikus ötvözet-mely a legkisebb hézagolással építhető be a nem túl melegen járó személygépkocsikba és egész csendes járást és kis üzemanyag-fogyasztást biztosít.

## 8.2. Magnézium és ötvözetei

A magnézium a legkönnyebb fém, fajsúlya 1,7 kp/dm<sup>3</sup>. Olvadáspontja az alumíniuméval majdnem azonos (650 °C). Kristályszerkezete tömött hexagonális, tehát a képlékeny alakítás szempontjából egyetlen kedvező síkja van, az alapsíkja. Hideg alakítása nem könnyű. Alakíthatósága hevítéskor javul.

A Mg korrózióállósága gyenge. Oxigénhez nagy a vegyrokonsága, de a felületén képződött oxidhártya nem olyan tömött, mint az Al-é, ezért a korróziós közegek áthatolnak rajta és így a Mg általános felületi korróziót szenved. Különösen érzékeny a nedvesség, sós víz, szerves savak és sók iránt. A Mg-ból és ötvözeteiből készült alkatrészeket tehát a korrózió ellen védőbevonattal (lakkal) kell védeni.

A szín-Mg szilárdsága kicsi. Folyási határa csak 2 kp/mm<sup>2</sup>. Szilárdságát ötvözéssel növelik. Fő ötvözője az Al, szokásos járulékos ötvözői a Zn és Mn.

Éppúgy, mint az Al a Mg-mal, a Mg az Al-mal szilárd oldatot alkot. Az oldhatóság felső határa az eutektikum hőmérsékletén (437 °C-on) 12,7%. Az oldhatóság szobahőmérsékleten kb. 3%-ra csökken. A 3—12% Al-tartalmú Mg ötvözetekben tehát lehűlés közben a Mg<sub>3</sub>Al<sub>2</sub> fémes vegyület szegregál és fokozza az ötvözet keménységét.

A gyakorlati Mg-Al ötvözetek 3—9% Al-tartalmúak és „elektron” néven ismertek.

A 3–6% Al-tartalmú elektront alakított állapotban, a 4–9% Al-tartalmúakat öntvények alakjában használják. Az elektron keménységét 0,5–1% Zn és 0,1–0,5% Mn ötvözésével is javítják.

A Mg gyúlékonysága miatt az elektronöntvények öntése körülményes. A tégelyben megolvasztott ötvözetet sótakaróval védik. A homokformába ként (3–10%) kevernek és felületét öntés előtt képporral beszórják.

Az elektronöntvények szilárdsági tulajdonságai:  $\sigma_B = 10–20$  kp/mm<sup>2</sup>,  $\delta_{10} = 10–2\%$ , HB = 50–70 kp/mm<sup>2</sup>.

Az alakítható elektront 300–400 °C között sajtolják, vagy hengerlik. Melegalakításhoz való felhevítését légmentesen elzárható kemencékben piritpörköléssel előállított SO<sub>2</sub> atmoszférában, vagy sófürdőben végzik.

A sajtolt elektron szilárdsági jellemzői:  $\sigma_B = 20–30$  kp/mm<sup>2</sup>,  $\delta_{10} = 20–10\%$ . Kereken kétszerese az öntöttének. Keménysége azonos.

### 8.3. Titán és ötvözetei

A titánnak szobahőmérsékleten tömött hexagonális kristályrácsa van. Ilyen alakjában alfa-titánnak hívják. 900 °C-ra hevítve átalakul térközepes szabályos rácsú ún. béta-titánná. A hexagonális rácsa ellenére a szintitánnak jó az alakíthatósága feltéve, hogy nincs szennyezve C, O és N elemekkel. Ezekből egész kis tartalom is rideggé, törékennyé teszi.

A Ti fajsúlya 4,5 kp/dm<sup>3</sup>, szilárdsági tulajdonságai:

	$\sigma_F$	$\delta_{10}$	E
Nagy tisztaságú titán	12 kp/mm <sup>2</sup>	55%	785 000 kp/mm <sup>2</sup>
Kereskedelmi szintitán	35 kp/mm <sup>2</sup>	50%	1 100 000 kp/mm <sup>2</sup>

A kereskedelmi szintitán folyási határa az ötvözetlen lágyacélénál (18–24 kp/mm<sup>2</sup>) jóval nagyobb. Rugalmassági modulusza (E) azonban csak félakkora, mint az acéloké. A titánból készített szerkezetek szilárdsága az acélokéval egyező, merevsége azonban azonos méretek mellett csak félakkora. 50%-os hideg alakítás a folyási határt 80 kp/mm<sup>2</sup>-re növeli a nyúlás rovására, mely tizedére, 5%-ra csökken.

A titán korrózióállósága azonos, mint a 18% Cr 8% Ni-tartalmú austenites saválló acéloké. Csak a halogén savakkal, a kén- és foszforsavval szemben nem korrózióálló. Korrózióállóságát vékony, tömör oxidhártya biztosítja.

A Ti atomtérhője (2,91 Å) több fémes elemétől 15%-nál kisebb mértékben tér el. Így megvan a lehetősége a szilárd oldat képződésének a Cr-mal, Mn-nal, Fe-mal, Mo-nal, amelyek a képlékeny  $\beta$ -fázist állandósítják. Az alumínium viszont az  $\alpha$ -fázist állandósítja.

A Ti felhasználásánál mindig szem előtt kell tartani, hogy erősen reagál szennyezőivel: az O-nel, N-nel és C-nal, és a reakciók sebessége a hőmérséklettel hat-

ványozottan nő. Olvadáspontja a többi könnyűfémekhez viszonyítva magas: 1820 °C. Olvasztása vízhűtéses réztégelyekben villamos ívvel történik. Az elektródák nagyszilárdságú titánfémekből készülnek és az igen erősen reagáló fémfürdőt vákuummal, vagy argon védőgázzal védik az O és N felvétele ellen.

A titánt és ötvözetait argon-védőgázzal jól lehet hegeszteni. A kötés helyét minden oldalról, tehát alulról is védeni kell argon bőséges áramoltatásával a levegő O és N-tartalmától.

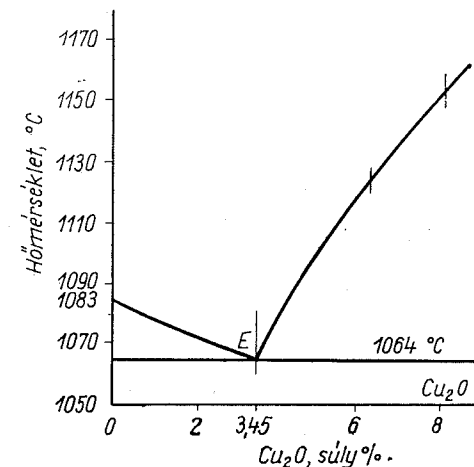
### 8.4. Réz és ötvözetei

A rezeit érceiből kohászati úton nyerik. Szulfidos érceit pörköléssel oxidálják és a rezeit oxidjából C-nal redukálják.

A kohóréz sohasem tiszta, hanem kb. 1% szennyezést tartalmaz Pb, Bi, Sb, As, Ni, Fe és nemesfémek alakjában. Színréz előállítása a kohórézből elektrolízissel történik. Pozitív pólusként, anódként a lapokká öntött kohórézet, negatív pólusként, katódként vékony lemezzé hengerelt színrezeit, elektrolitként rézszulfát és kénsav vizes oldatát használják. Az elektrolízis során a színréz a katódra csapódik, a szennyezések részben oldatba mennek, részben oldatlanul a kád fenekére rakódnak. Az így nyert színrezeit katódrezeznek, elektrolitrézeznek hívják. Elektrotechnikai célokra, főleg vezetékek gyártására és különleges ötvözetek készítésére 99,9% Cu-tartalmú elektrolitrézezt használható.

A kohóréz mindig tartalmaz O-t és attól nehezen tisztítható meg azért, mert oxidja a réz-oxidul (Cu<sub>2</sub>O) a rézzel ötvözetet alkot, a 146. ábrán feltüntetett állapotokra szerint. A Cu és Cu<sub>2</sub>O tehát folyékony állapotban oldják egymást, szilárd állapotban nem oldódnak és 3,45% Cu<sub>2</sub>O tartalomnál eutektikumot alkotnak. A 0–3,45% réz-oxidul tartalmú kohóréz kristályosodása réz kristályosodásával kezdődik és a legtovább folyékonyan marad, a rézszemcsék határközelében elhelyezkedő réz–réz-oxidul eutektikum megdermedésével ér véget. A szemcsehatárokon megdermedt Cu–Cu<sub>2</sub>O eutektikumot a maratlan csiszolaton égszínké színről lehet mikroszkópos vizsgálat közben felismerni és planimetrálással az O-tartalmát így meg lehet határozni.

A kohóréz O-tartalma a legelterjedtebb meghibásodásnak, az ún. hidrogén betegségnek lehet okozója. Ha ugyanis az O<sub>2</sub> tartalmú réz nagy hőmérsékletű redukáló atmoszférába kerül, ami a rézlemezeknek lágyító izzításánál fordulhat elő,



146. ábra. A Cu–Cu<sub>2</sub>O ötvözetek egyensúlyi diagramja

a  $H_2$  a  $Cu_2O$ -t a  $Cu_2O + H_2 = 2Cu + H_2O$  egyenlet szerint vízgőz keletkezése közben redukálja. A vízgőz a nagy hőmérsékleten a rézlemezt elrepszti, vagy benne olyan hajszálrepedéseket okoz, amelyek későbbi igénybevétel folytán okoznak törést. A rézet tehát nem szabad redukáló atmoszférában izzítani, mert minden vörösréz tartalmaz több-kevesebb O-t. Veszedelmes a 0,1%-nál nagyobb O, azaz 0,9%-nál nagyobb  $Cu_2O$ -tartalom.

A színréz villamosvezető képessége az ezüst után az összes fémek között a legjobb:  $58 \text{ Sm/mm}^2$  ( $m/\Omega \text{ mm}^2$ ). Ez teszi a legjobb ipari vezetőanyaggá. Szilárd oldatokat alkotó szennyező anyagai kis mennyiségben is lényegesen rontják vezetőképességét. Legjobban rontják vezetőképességét hatásuk sorrendjében a P, Al, As, Fe, Sb, Sn, Zn; kevésbé a Pb, Ag, S, O.

Korrózióval szemben a réz jól áll ellen. Nedves levegő megtámadja a felületét, de a levegő  $CO_2$ -tartalmával rézkarbonát védőréteget, „patinát” képez, mely a korrózió tovaterjedésének gátat vet.

A színréz jellemzői:

fajsúly	8,9 kp/dm <sup>3</sup>
olvadáspont	1083 °C
hőtágulás	$17 \cdot 10^{-6} \text{ mm/m } ^\circ\text{C}$
vill. vezetőképesség	$58 \text{ Sm/mm}^2$ ( $m/\Omega \text{ mm}^2$ )
szakítószilárdság	$\sigma_B = 20 \text{ kp/mm}^2$
nyúlás	$\delta_{10} = 40\%$
keményység	HB = 60 kp/mm <sup>2</sup>

Hideg alakítással keményíthető. 80%-os hideg alakítás a szilárdságot 90%-kal növeli, a nyúlást 75%-kal csökkenti.

A Cu rácsszerkezete szabályos felületen középpontos és így sok tömött sík biztosítja jó alakíthatóságát. Szilárdsági tulajdonságait olyan ötvözőkkel növelik, amelyek a Cu-mal korlátolt szilárd oldatokat alkotnak. De képződnek a rézötvözetekben fémes vegyületek is, leginkább elektronvegyület alakjában. Ezek az ötvözőelemekben dúsabb rézötvözetekben a szilárd oldat mellett második, rendszeren kemény fázisként jelennek meg és rontják a szilárdsági tulajdonságait.

A réz főötvözői: Zn, Sn, Al; járulékos ötvözői: Pb, Ni, Mn.

- Cu-Zn ötvözet a sárgaréz, tombak,
- Cu-Sn ötvözet az ónbronzt,
- Cu-Al ötvözet az alumínium-bronzt,
- Cu-Sn-Zn ötvözet a vörösötvözet.

A gyakorlatban sokszor halljuk a „foszforbronz” elnevezést. Ez nem jelent külön ötvözetet, hanem inkább tisztasági fokot. A foszfor ugyan korlátoltan oldódik a rézben, főszerepe azonban a dezoxidálás. A foszfor a réznek jó dezoxidáló szere és

így a foszforbronz elnevezés tiszta, foszforral dezoxidált rézből készült bronzot jelent.

A Cu-Zn ötvözetek közül Magyarországon a 90, 80, 72, 60 és 58% Cu-tartalmúakat (10–42% Zn) szabványosították. Az első kettőt tombak néven dísz tárgyak készítésére használják. A többi sárgaréz néven ismerjük.

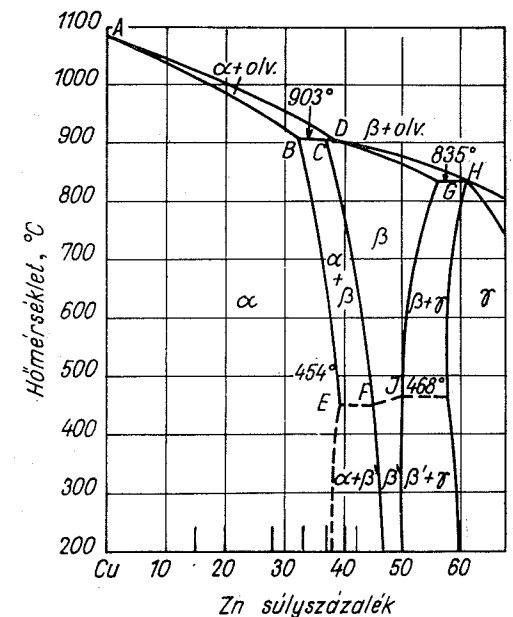
A Cu-Zn ötvözetek egyensúlyi diagramját a 147. ábra mutatja. Az AD likvidusz ág mentén  $\alpha$ -fázis kristályosodik priméren. Ez a cinknek Cu-ban való szubsztitúciós szilárd oldata, mely hozzá hasonlóan jól alakítható.

A BCD vízszintesen a B szilárd oldat és a D olvadék peritektikus reakciója a C pont összetételének megfelelő  $\beta$ -fázist eredményezi. De  $\beta$ -fázis az olvadékból priméren is kristályosodik a CG szoliduszgörbének megfelelő változó összetételű, egyfázisú ötvözetként. A  $\beta$ -fázis  $N_A : N_E = 2 : 3$  atom és elektron számarányú elektronvegyület, melynek koncentráció-köze széles, a hőmérséklet csökkenésével szűkülő, amint azt a  $\beta$ -mező alakja mutatja. A  $\beta$ -fázis tehát vegyület jellegű, tulajdonságai azonban nem olyanok, mint a fémes vegyületeké, mert a homogénmező hőmérsékletein kitűnően alakítható.

Az 50% Zn-tartalom felett megjelenő  $\gamma$ -fázis  $Cu_5Zn_8$  elektronvegyület, mely hidegen is, melegen is rideg, nem alakítható. Megjelenése okozza az ötvözetek szilárdsági tulajdonságainak, főleg a fajlagos nyúlásnak zuhanásszerű romlását.

A  $\beta$ -fázis 454–468 °C-on (147. E-F-I), eredeti rendezetlen atomelhelyezkedésű, térben középpontos szabályos rácsa rendeződik úgy, hogy a kocka sarkain Cu, térközéppontjában pedig Zn atomok helyezkednek el. Ezt a rendezett rácsú fázist  $\beta'$ -vel jelölik.

A Cu-Zn egyensúlyi diagramnak különlegessége az  $\alpha$ -mező BE határvonalas, amelynek lejtése azt mutatja, hogy az  $\alpha$ -fázis Zn-oldó képessége a hőmérséklet csökkenésével nő. Ennek az a következménye, hogy pl. a 63% Cu-tartalmú sárgaréz: 900–650 °C között  $\alpha + \beta$  fázisokat tartalmaz. Gyorsan hűtve szövete képe szobahőmérsékleten is  $\alpha + \beta'$  fázisokat mutat (148. ábra). A  $\beta - \alpha$  átalakulás ugyanis gyors hűtéssel megakadályozható. A  $\beta$ -nak  $\beta'$ -vé való átrendeződése azonban gyors hűtésnél is megtörténik. Ha az ilyen kétfázisú Sr 67-et 500–600 °C között izzítjuk,



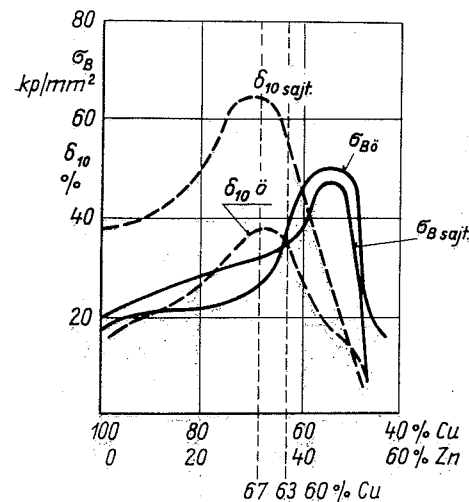
147. ábra. Cu-Zn ötvözetek egyensúlyi diagramja



148. ábra. 67% Cu-tartalmú sárgaréz (Sr 67) szövete képe. Ikerkristályokat tartalmazó szemcsék:  $\alpha$ ; a határokon levő fekete csíkok:  $\beta'$ ; marószert 5 g vasklorid, 26 cm<sup>3</sup> sósav, 10 cm<sup>3</sup> víz, 200 : 1



149. ábra. Sr 67 homogén  $\alpha$ -ból álló szövete (550 °C-on való izzítás után). Marószert: 5 g vasklorid, 26 cm<sup>3</sup> sósav, 100 cm<sup>3</sup> víz, 200 : 1



150. ábra. Cu-Zn ötvözetek szilárdsági tulajdonságai

a  $\beta'$  átkristályosodik  $\alpha$ -vá és az ötvözet mikroszkópi képe ikerkristályokkal átszelt egynemű, sokszögű, szemcsés szövetet mutat (149. ábra).

A Cu-Zn ötvözetek szilárdsági tulajdonságainak változását a 150. ábra mutatja. A  $\sigma_B$  ugrásszerű emelkedését, illetve  $\delta_{10}$  hirtelen esését a  $\beta'$  szövet megjelenése okozza.

Legkedvezőbbek a tulajdonságok 33–40% Zn, tehát 67–60% Cu-tartalom mellett. Ez a magyarázata annak, hogy a gyakorlatban 3 sárgaréz fajta terjedt el és ezek szerepelnek a szabványokban is.

- |           |         |         |
|-----------|---------|---------|
| 1. Sr 67, | 67% Cu, | 33% Zn  |
| 2. Sr 63, | 63% Cu, | 37% Zn  |
| 3. Sr 60, | 60% Cu, | 40% Zn. |

Az első két ötvözet közös jellemzője, hogy szövetük homogén. Sárgaréz öntvények és hidegen hengerelt, kovácsolt vagy mélyhúzott áruk gyártására alkalmazták őket. Az 1. kisebb, a 2. nagyobb szilárdságú.

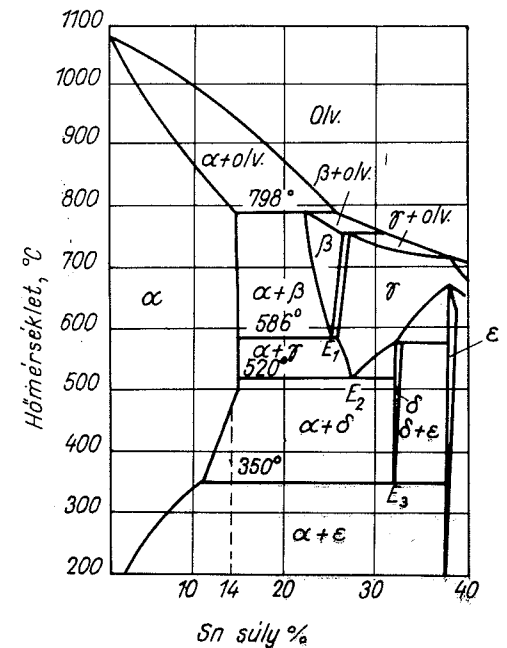
A 60-as sárgaréz szövete  $\alpha$ -n kívül  $\beta'$ -t is tartalmaz. Melegen kovácsolható, ezért hovácsolható sárgaréznek nevezik (Muntzfém, vagy Weiss-fém néven is ismerik). A 150. ábrából kiolvashatók jellegzeteségei:

- |                    |                         |
|--------------------|-------------------------|
| Zn tartalma        | 40%,                    |
| szakítószilárdsága | 40 kp/mm <sup>2</sup> , |
| nyúlása            | 40%.                    |

Ezekon kívül nagy szilárdságú gépkatarrészek gyártására egy ún. nemes sárgaréz ötvözetet is alkalmaznak, mely legalább 50% Cu, legalább 88% Cu+Zn tartalom mellett még 12% egyéb alkotót, főleg Mn, Al és Fe ötvözőket is tartalmaz, tehát nem binér, hanem többalkotós ötvözet. Szilárdsága 30–65 kp/mm<sup>2</sup>, nyúlása 40–10%, keménysége HB = 90–150 kp/mm<sup>2</sup>.

A Cu-Sn ötvözet (ónbronz) a legrégebben használt ötvözet, mert már a rólu elnevezett bronzkor óta, mintegy 5000 év óta használati és dísz tárgyak készítésére használja az emberiség.

A Cu-Sn ötvözeteknek a 151. ábrán látható egyensúlyi diagramja elég bonyolult. Jellemzője, hogy a likvidusz és szolidusz első szakaszai nagy dermedési hőközöket



151. ábra. Cu-Sn egyensúlyi diagramm

mutatnak. Ennek folytán a priméren kristályosodó dendritok a gyakorlati bronz-öntvényekben mindig rétegesek. A diagram öt fázist tartalmaz. Ezek közül a 0—14% Sn-tartalomig állandó  $\alpha$ -fázis az ónnak rézben való szilárd oldata, amely képleken jól alakítható.

A  $\beta$  és  $\gamma$ -fázisok tulajdonképpen rendezetlen atomú térben középpontos szabályos rendszerbeli elektronvegyületek, melyek azonban a sárgaréz  $\beta$ -fázisához hasonlóan nem vegyület jellegűek.

A  $\delta$  és  $\varepsilon$  fázisok rideg, kemény fémes vegyületek. Olyan ötvözetek, amelyekben ezek nagyobb mennyiségben előfordulhatnak, szerkezeti anyagok céljaira alkalmatlanok.

A diagramban három eutektoid is előfordul, melyeket  $E_1$ ,  $E_2$  és  $E_3$ -mal jelöltünk. Ezek közül az első kettő bomlása mindig bekövetkezik. Az  $E_3$  eutektoid azonban a keletkezési kis hőmérsékletének megfelelő kis diffúziós sebesség miatt a gyakorlatban nem bomlik. Az  $E_3$  eutektoidot alkotó  $\delta$ -fázist csak az eutektoid hőmérséklete alatt 300—350 °C-on való huzamos izzítással tudjuk  $\alpha + \varepsilon$  fázisokra bontani.

Legjobb szilárdsági tulajdonságúak az 5—10% Sn-tartalmú bronzok. Gyakorlatban a 6% Sn-tartalmú bronzot használják, melyből lemezt, huzalt, rudakat gyártanak. Szilárdsági tulajdonságuk:  $\sigma_B = 40—50$  kp/mm<sup>2</sup>,  $\delta_{10} = 70—50\%$ .

10—14%-os ónbronzoikat jó csúszási tulajdonságuk miatt csapágyak készítésére használják, mégpedig a 10%-ost kis felületi nyomásra és nagy fordulatra, a 14%-ost nagy felületi nyomásra és kis fordulatra.

A 20%-os ónbronoz egyensúlyi állapotban  $\alpha +$  felbomlott  $E_3$  eutektoidból ( $\alpha + \varepsilon$ ) áll, mely utóbbi kemény és rideg szövet és így a nyúlást teljesen megszünteti. Az ilyen bronz rideg, kemény, csak önthető. Kivételes helyeken alkalmazzák nagy keménysége és korrózióállósága miatt.

A csapágybronz csúszási tulajdonságait 15—30% Pb ötvözéssel javítják. Az ilyen Cu-Sn-Pb ötvözeteket ólombronznak hívják.

#### Cu-Al ötvözet (aluminiumbronz)

Állapotábrája 9% Al-tartalomig, amíg a gyakorlatot érdekli, tiszta  $\alpha$  szilárd oldatot mutat. Az ilyen 9%-os Al-bronz szilárdsága  $\sigma_B = 35$  kp/mm<sup>2</sup>, nyúlása  $\delta_5 = 12\%$ , tehát elég jó, de hibája, hogy folyási határa kicsi:  $\sigma_F = 7—8$  kp/mm<sup>2</sup>. Fémformába jól önthető.

Az Al-bronz jól hengerelhető. Erre a célra 4, 5, 9% Al-tartalommal alkalmazzák és a következő szilárdsági értékeket érik el:

Al-tartalom	4%	5%	9%
$\sigma_B$	35	45	50 kp/mm <sup>2</sup>
$\delta_{10}$	50	30	30%
HB	60	70	70 kp/mm <sup>2</sup>

Az Al-bronz keménységét fokozni lehet még Mn-nak, vagy azonkívül még Ni, Si, Sn-nek hozzáötvözésével, úgy, hogy 9—5% Al mellett a többi alkotó legfeljebb 15%. Ezek a *komplex Al-bronzok öntött állapotban* a következő tulajdonságokkal rendelkeznek:

$\sigma_B$ legalább	45 kp/mm <sup>2</sup>
$\delta_5$ legalább	8%
HB legalább	130 kp/mm <sup>2</sup>

#### Hengerművi komplex Al-bronz ötvözetek:

$\sigma_B =$	45—65 kp/mm <sup>2</sup>
$\delta_{10} =$	30—8%
HB =	80—160 kp/mm <sup>2</sup>

Egyik ismert képviselője az ún. „acélbronz”, mely 9% Al és 13% Mn-tartalmú és a gyümölcsek kedvelt anyaga, ahol a követelmény a keménység mellett a savállóság, főleg oxálsavval szemben. Egyéb fontos felhasználási területük a kémiai iparban használt gépek armatúrái, szeleplülései, csavarhajtás orsói és kerekei, szóval mindenütt, ahol a kémiai ellenállás és nagyobb szilárdság a követelmény. A többalkotós Al-bronzok edzhető ötvözetek.

#### Cu-Sn-Zn ötvözet (vörösfém)

A vörösfém a bronzból úgy keletkezik, hogy a 4—10% Sn-tartalmú bronzhoz 7—4% Zn-t és esetleg 0,7% Pb-ot ötvöznek. Ez az ötvözés híg folyóssá teszi a fémeket, amely a formát jól kitölti. Vasúti szerelvények és a szoboröntés kedvelt anyaga, az ún. szoborbronz. Az ólom hozzáötvözése a forgácsolhatóságot javítja.

## 8.5. A horgany (Zn) és ötvözetei

A horganyt szulfidos, vagy karbonátos érceiből kohászati úton, vagy hideg elektrolízissel állítják elő. A kohászati eljárásnál az érceket először pörkölik és az így keletkezett horgany-oxidból redukálják a hutahorganyt. A horgany 419 °C-on olvad, 950 °C-on gőzfázisba megy át és így, mivel a redukálás hőmérséklete 950—1100 °C között van, a horgany a redukálásnál gőznemű halmazállapotban keletkezik, tehát a redukálást légmentesen elzárt térben kell végezni. Az így nyert hutahorgany ólommal és egyéb fémekkel szennyezett, úgyhogy finomító átömlesztéssel kell tisztítani. A finomított hutahorgany is tartalmaz kb. 1% Pb-t.

Egész tiszta, 99,99%-os („négy 9-es”) horganyt elektrolízissel nyerhetünk ZnSO<sub>4</sub>-ból.

A horgany jól önthető, 140—170 °C között jól hengerelhető, 120—140 °C között kevésbé alakítható, 200 °C fölött rideg.

A Zn a hexagonális rendszerben kristályosodik és így képlékeny alakításnál csúszásra alkalmas síkjai csak az alapsíkok. Hengerlés közben bekövetkező kristályorientálódás miatt szilárdsági tulajdonságai a hengerlés irányára merőlegesen sokkal nagyobbak, mint azzal párhuzamosan.

Az iparban a színhorganyt lemezek gyártására, ötvözésre (pl. sárgaréz), valamint korrózióállósága miatt acéltárgyak védő bevonására, horganyzásra használják. A horganyzott acéltárgyak rozsdavédelme még akkor is megmarad, ha a horganybevonat karcolással megsérül. Az elektrokémiai korrózióánál ugyanis a horgany az anód (pozitív sarok), ahol az oxigén fejlődik és az acél a katód (negatív sarok), ahol a hidrogén keletkezik. Az anód a pusztuló rész.

A színhorgany lemezek szilárdsági tulajdonságai:

$$\sigma_B = 15 \text{ kp/mm}^2, \quad \delta_{10} = 15\%.$$

A színhorgany meleg alakíthatóságát a Sn, de különösen a Sn és Pb szennyezők együttes jelenléte, kis olvadáspontú eutektikum képződése miatt rontja.

A horgany ötvözői az Al és Cu. Az ezekkel készített öntészeti ötvözeteket főleg nyomás alatti kokillaöntésre, fémformába való öntésre használják. Az ilyen öntészeti ötvözetek szilárdsági tulajdonságai:  $\sigma_B = 15\text{--}25 \text{ kp/mm}^2$ ,  $\delta_{10} = 0,5\text{--}2\%$ , HB = 70—80 kp/mm<sup>2</sup>.

Hátránya a Zn-Al ötvözeteknek, hogy a belőlük készült tárgyak nem mérettartóak, mert a szilárd oldatuk allotróp állapotváltozás közben zsugorodik, majd idővel tágul. A rézzel való ötvözés ezt a hatást csökkenti.

## 8.6. Ólom és ötvözetei

Az ólom kékesszürke, levegőn sötétszürkére oxidálódó, védőhárttyával bevont fém. Fajsúlya 11,3 kp/dm<sup>3</sup>. Olvadáspontja 327 °C. Szilárdsági tulajdonságai:

$$\sigma_B = 1,4\text{--}1,8 \text{ kp/mm}^2, \quad \delta_{10} = 30\text{--}50\%, \quad \text{HB} = 6,9 \text{ kp/mm}^2.$$

Az ólom a felületen középpontos szabályos rendszerben kristályosodik. Ezért kitűnően alakítható.

Kémiai ellenállása: kénsavnak, koncentrált és híg sósavnak jó. Kénes sav marására az összes fémek közül a legellenállóbb. Éppen ezért a kénsavgyártás, klórmészgyártás fontos anyaga: kádbélések, csövek, szivattyúk, ventilátorok számára. Korrózióállósága miatt használják kábelek bevonására.

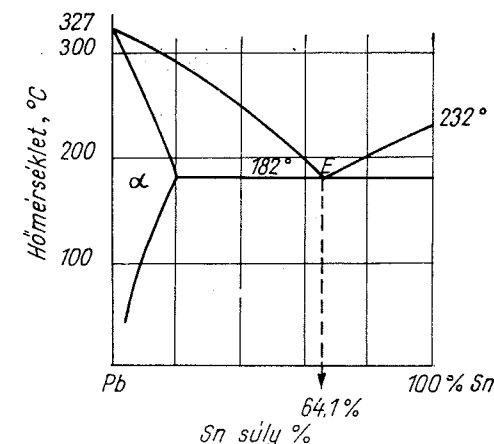
A színólm a leglágabb fém. Igen kis szilárdsága, igen nagy nyúlása, kis újra kristályosodási hőmérséklete (20—200 °C) miatt a tisztán képlékeny anyagok közé sorolják. Ipari felhasználásához ötvözéssel keményítik. E célra használt ötvözője az antimon.

Az antimon (Sb) ezüstfehér fém, olvadáspontja 630 °C, fajsúlya 6,7 kp/dm<sup>3</sup>. A tiszta antimon nagyon rideg, törékeny fém. Ama kevés fém közé tartozik, melyek dermedéskor zsugorodás helyett tágulnak (0,95%). Kizárólag ötvözésre használják. Az Sb keményíti az ólomot, ezért az ólom-antimon ötvözetet (14—25% Sb) keményólmnak hívják. A kemény sörét anyaga 2% Sb-ot tartalmaz. A 8% Sb-tartalmú keményólm szilárdsága hőkezeléssel: 235 °C-ról való edzéssel és megeresztéssel 8 kp/mm<sup>2</sup>-re növelhető.

### Pb-Sn ötvözet

Az ólom az ónnal 64% Sn-tartalomnál 182 °C-on olvadó eutektikumot alkot. Az eutektikumnál ólomdúsabb ötvözetben az ólom hálószerűen veszi körül az eutektikumot, amit akkumulátorcellák gyártására használnak: 181 °C fölé hevítve kicentrifugálják a megömlött eutektikumot (152. ábra). Használják lágyforrasz gyanánt.

Sn%	olv. pont °C
30	260
40	240
50	220
60	190



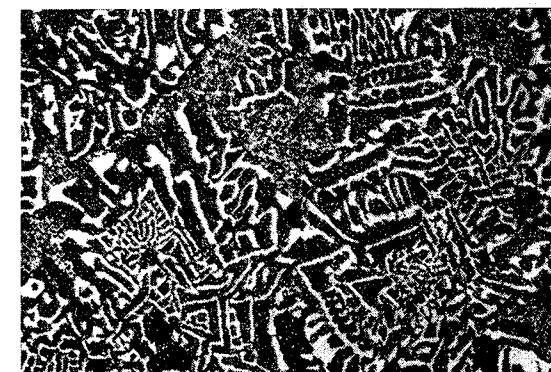
152. ábra. Pb-Sn egyensúlyi diagram

80% Sn és 20% Pb kiöntő csapágyfémnek használható.

Az Pb-Sn-Sb ötvözet egyik legjobb kiöntő csapágyfém, mert jó csúszási tulajdonságaihoz az Sb kopásállása is járul. Összetétele: 60% Sn, 20% Sb, 20% Pb.

Olcsóbb az ún. fehérém vagy fehér csapágyfém: 5% Sn, 25% Sb, 70% Pb tartalommal. Fehér csapágyfém szövetképét mutatja a 153. ábra.

Betűfém 25% Sn, 25% Sb, és 50% Pb. Könnyen ömlik: 240 °C-on, a formát jól kitölti, kismértékben zsugorodik, elég kemény. Olcsóbb a 2,5—3% Sn,



153. ábra. Fehérém. 2% HNO<sub>3</sub>, 250 : 1

10–12% Sb, 87,5–85% Pb-tartalmú betűfém. Olvadáspontja 280 °C. Ez a sor-öntő (linotype) szedőgépek betűfeme.

A Pb-Sn-Bi ötvözetek összetételükkel szabályozható, alacsony olvadáspontú ötvözetek.

A Pb-Sn-Bi hármas eutektikuma 15,5% Sn, 52% Bi, 32,5% Pb, 100 °C-on olvad, ezért a három fém különböző kombinációból 100–327 °C-on olvadó ötvözeteket, biztosítékokat készítenek.

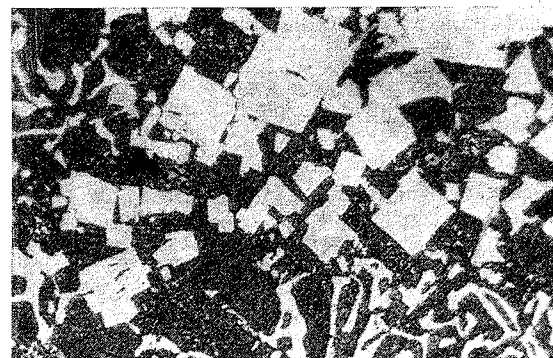
Az ötvözetek olvadási hőmérsékletét kadmiummal csökkenthetjük. Pl. 13,4% Sn, 50% Bi, 26,6% Pb, 10% Cd a 60 °C-on olvadó Wood-fém.

### 8.7. Az ón (Sn) és ötvözetei

Az ón kétféle módosulatban fordul elő: fehér és szürke ón. A fehér ón ezüstfehér színű és csak 18 °C felett stabil. Tartósan 18 °C alá hűtve szürke ónná alakul és porrá esik szét. A lágy, alakítható fehér ón azonban túlhűthető és így az átalakulása csak igen tartós túlhűtéssel érhető el.

Az ón szilárdsága igen kicsi: 3–4 kp/mm<sup>2</sup>, nyúlása 40%. Hidegen jól alakítható és egész vékony lemezekké, ónfóliákká hengerelhető. Ezt a hengerlést sok olajfilmmel elválasztott ónlemezéből álló kötegben végzik.

200 °C-on rideg, porrá törhető. Az ón egyik ipari alkalmazása a konzervdobozok készítése és vaslemezek ónozása, rozsdavédelem céljára. Az ónfóliákat és óntubusokat az Al fóliák és tubusok már kiszorították, de a konzervdobozok teljes értékű pótlása még nem sikerült. Az ónbevonat csak addig véd, amíg karcmentes, mert az elektrokémiai korróziónál az oxigén a vason válik le.



154. ábra. Csfn Pb 67 csapágyfém (fehérfém: 67% Pb, 17% Sn, 16% Sb) szövete képe. Szabályos kristályok: SnSb fémes vegyület (hordozó kristályok), ágyazó anyag: Pb és SnSb eutektikuma. 2% HNO<sub>3</sub>, 400 : 1

Legfontosabb ipari alkalmazási területei: a kiöntő csapágyfém és a lágyforrasz készítése. A jó csapágyfém kelléke, hogy lágy alapanyagba ágyazott kemény hordozó kristályokat tartalmazzon, tehát a csapágyfémeknél mindenkor heterogén szövetre van szükség (154. ábra). A kemény kristályok kiállanak a lágy alapanyagból és így a kenőolajfilm jól kialakulhat. Ha a csapterhelés megnő, a kiálló kristályok beljebb nyomulnak a lágy anyagba és így újabb kristályok is részt vesznek a tengely támasztásában, de az olajfilm is megmarad. A csapágyfémnek még jó hővezetőnek és nem túl magas

olvadáspontúnak kell lennie, hogy hiba esetén kiolvadjon, mielőtt a drága tengely-csap tönkremenne.

Mіндеzen szempontokat kielégíti a 80-as csapágyfém, mely 10% Sb, 10% Cu, 80% Sn tartalmú és hordozó kristályai a Cu<sub>3</sub>Sb és Cu<sub>3</sub>Sn fémes-vegyületek.

Az óntartalom csökkenése a siklasi tulajdonságok csökkenésével jár. Az ónhiány miatt az ónt ólommal helyettesítik és kezdetben fokozatosan csökkentették az ónt 80%-ról 10%-ra, de a tapasztalat szerint az 5%-os óntartalmú ólom—antimon bázisú csapágyfémnek is egyenértékű siklasi tulajdonságai vannak a nagyobb óntartalmú pótanyagokkal. Az ón bázisú csapágyfémeket szilárdsági szempontok miatt acél vagy bronzperselybe öntik. Öntés előtt a perselyeket be kell ónozni és a kiöntést a lehető legkisebb hőmérsékleten kell végezni. A lágyforraszokról a Pb-Sn binér ötvözetnél történt már említés.

### 8.8. Nemesfémek: Au, Ag, Pt

Az arany 1063 °C-on olvadó, 19,3 kp/dm<sup>3</sup> fajsúlyú, sárga színű fém. Az arany éppúgy, mint ötvözői az Ag és Cu a felületen középpontos szabályos rendszerben kristályosodik, tehát kitűnően alakítható. Szakítószilárdsága 14,5 kp/mm<sup>2</sup>. Nyúlása 50%, HB = 18 kp/mm<sup>2</sup>, tehát igen lágy. Szilárdságát Ag- és Cu-mal való ötvözéssel fokozzák. Tisztaságát karátokban mérik. A karátok száma azt jelenti, hogy az ötvözet hány huszonnegyed része arany. Használatos ötvözeit a 10. táblázat tartalmazza. Pénzérmék szokásos ötvöze: 90% Au és 10% Cu.

10. táblázat

Az aranyötvözetek összetétele és szilárdsága

ötvözet:	karát	Au %	Ag %	Cu %	$\sigma_B$ kp/mm <sup>2</sup>
színarany:	24	100	—	—	14,5
	22	90	5	5	40
	18	75	15	10	70
	14	58	10	32	70

Az ezüstöt (Ag) ékszereken kívül jó villamos vezetőképessége miatt huzalok és kontaktusok anyagául is, valamint ötvözeit forrasznak használják.

A Pt 1771 °C olvadási pontja igen magas és így alkalmas nagy hőmérsékletek mérésére szolgáló pirométerek készítésére. Igen nagy kémiai ellenállása miatt vegyi laboratóriumokban olvasztó és izzító tégelynek, valamint kontakt anyagul is alkalmazzák.

ALKALMAZOTT METALLOGRÁFIA:  
HŐKEZELÉS



## 9. A HŐKEZELÉS ÁLTALÁNOS SZABÁLYAI

### 9.1. A hőkezelés célja és fő csoportjai

A hőkezelés olyan technológiai eljárás, melynek segítségével a fémekből és ötvözetekből készült szerkezeti alkatrészek tulajdonságait célszerűen megválasztott hőmérsékletre való hevítés, hőntartás és szabályozott sebességű hűtés útján úgy módosítják, hogy azok a rendeltetésüknek megfelelő igénybevételeket a legjobban, károsodás nélkül elbírók. A hőkezelő eljárások közös jellemzője, hogy az ötvözetek tulajdonságait módosítják anélkül, hogy a belőlük készített alkatrészek méreteit és alakját lényegesen változtatnák. A kívánt eredményt a hőkezelés a fém anyag állapotának: saját feszültségeinek, kristályszerkezetének, szövetének, szemcseméretének módosításával éri el.

A gépgyártó és gépszerkesztő mérnök szempontjából legcélszerűbb a hőkezelő eljárások olyan csoportosítása, amely a hőkezelt darabnak a hőkezelés útján elért tulajdonságait tartja szem előtt.

A hőkezelésre kidolgozott eljárások eszerint négy főcsoportba tartoznak:

Az első csoportba tartoznak azok az eljárások, melyeknek célja a darabok lágyítása és belső feszültségeinek csökkentése.

A második csoportba tartoznak azok az eljárások, amelyeknek végcélja, hogy az alkatrészeket teljes tömegükben, vagy csak felületükön tegyék nyomással szemben való ellenállás, kopásállás elérése céljából a legkeményebbé.

A harmadik csoportba azok az eljárások tartoznak, melyek a munkadarab anyagának szívósságát növelik.

Végül a negyedik csoportba azok a hőkezelő eljárások tartoznak, melyek segítségével a munkadarabok ötvözését végezzük el azok készremunkált állapotában, felületi rétegükben.

Az I. csoportba tartozó lágyító és feszültségcsökkentő hőkezelő eljárások túlnyomó többségét az jellemzi, hogy a hőkezeléssel biztosítják a metastabilis egyensúlyban levő fázisok szemcsékké alakulását, a fázisok egyensúlyi alakját (gömbösödését, koagulálását). Az ilyen hőkezelés eredménye: a  $\gamma$ - $\alpha$  átkristályosodás bomlási termékeinek viszonylag legnagyobb metastabilis egyensúlya; a rendszer legalacsonyabb szabadenergia-szintje; az egyes fázisok szemcsékké való növekedése; és a munkadarab viszonylag legkisebb saját (belső) feszültségei. Ezek egyúttal meg-

határozói az I. csoportba tartozó eljárások hatásának a munkadarab szilárdsági tulajdonságaira: viszonylag legkisebb keménység, legnagyobb alakíthatóság és közepes szívósság.

A lágyítást általában nagy hőmérsékleten való tartást követő lassú hűlés jellemzi. Kivételes helyzetet foglalnak el a fémötvözetek között az austenites acélok, a réz, a nikkel és néhány ötvözetük. Ezek lágyítását az egyenmű szövetet biztosító izzítás hőmérsékletéről gyors hűtéssel végzik, amivel heterogén fázisok kiválását és ezzel az alakíthatóság csökkenését megakadályozzák. Ezeknél tehát az egyenműséget biztosító metastabilis egyensúly a lágyítás jellemzője.

A II. csoportba tartozó keményítő hőkezelő eljárások túlnyomó többségét általában az jellemzi, hogy a  $\gamma$ - $\alpha$  átalakulással járó bomlást a hűtési sebesség legnagyobb értékre való fokozásával a munkadarab teljes tömegében, vagy felületi rétegében a lehető leghatásosabban akadályozzák. Az ilyen hőkezelés a leglabilisabb egyensúlyi állapotot, a rendszer viszonylag legmagasabb szabadenergia-szintjét, az átalakulási, illetve bomlási termékek legfinomabb eloszlását, a munkadarab viszonylag legnagyobb saját feszültségeit eredményezi. Következésképpen a szilárdsági tulajdonságok tekintetében: a legnagyobb keménység, legkisebb alakíthatóság, legkisebb szívósság.

A keményítő eljárások között is vannak olyanok, amelyeknek állapotjellemzői a fenti általános esetre érvényes jellemzőktől eltérnek. Ezek a kiválasztott edzés és az ötvöző keményítés, nitrálás. Ezeknél az eljárásoknál a szegregátumok és az ötvözésnél keletkezett fémes vegyületek természetes keménysége eredményezi a keménységet. Itt a fenti 4 állapotjellemző közepes szinten lehet.

A III. csoportba tartozó, szívósságfokozó eljárásokat az jellemzi, hogy az átkristályosodás szempontjából a teljes egyensúly és a leglabilisabb állapot között középhezelytetet teremtenek. Ezt kétféle úton érik el: vagy részlegesen gátolják az átkristályosodást célszerűen szabályozott hűtéssel, vagy az austenit bomlásának gyors hűtéssel való akadályozása után az átkristályosodás hőmérsékleténél kisebb hőmérsékletre való hevítéssel finom termékekre való bomlást tesznek lehetővé. Az ilyen hőkezelés 1. közepesen stabilis egyensúlyi állapotot, 2. a rendszer szabad energiájának közepes szintjét, 3. finomszemcsés szövetet, 4. közepes saját feszültségi állapotot teremt. Következésképpen a szilárdsági tulajdonságok tekintetében: közepes keménység, közepes alakíthatóság, legnagyobb szívósság.

A IV. csoportba tartozó ötvöző hőkezelések az ötvözet vegyi összetételét módosítják, mégpedig néha pl. a fehér temperálásnál a munkadarab teljes tömegében, legtöbbször azonban (alítálás, kromálás) annak felületi rétegében. Az ilyen hőkezelések célja nagyon különböző: alakíthatóság fokozása, legnagyobb felületi természetes keménység, edzhetőség, korrózióállóság, hőállóság, kopásállóság. E hőkezelések állapotát jellemző értékek a három előző csoport valamelyikének értékeihez állnak közel.

A hőkezelések három főcsoportjának az általános esetekre érvényes jellemzőit a 11. táblázat foglalja össze.

A hőkezelés célja	A munkadarab anyagának						
	szabad energiája	egyensúlyi állapota	szövet-szerkezete	saját feszültsége	keménysége HV kp/mm <sup>2</sup>	nyúlása %	szívóssága KCU mkp/cm <sup>2</sup>
I. Lágyítás	legkisebb	stabilis	szemcsés	legkisebb	legkisebb	legnagyobb	közepes
II. Edzés	legnagyobb	labilis	finomtűs	legnagyobb	legnagyobb	legkisebb	legkisebb
III. Szívósság-fokozás	közepes	középstabilis	finom szemcsés	közepes	közepes	közepes	legnagyobb

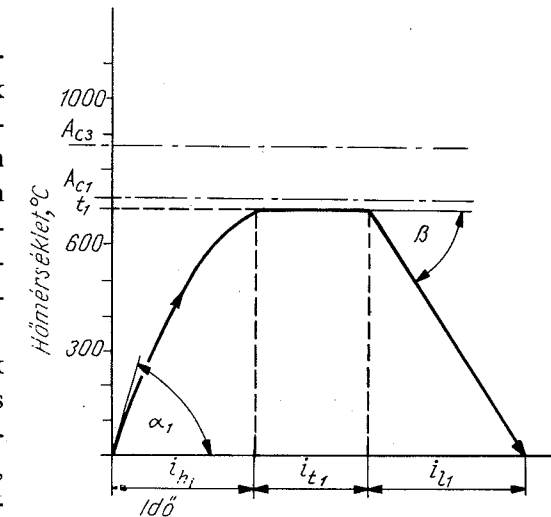
## 9.2. A hőkezelés végrehajtásának módszere: hőmérséklet—idő diagramok

Minden hőkezelő eljárás legalább három szakaszból, műveletből tevődik össze: felhevítés a hőkezelés céljának megfelelő hőmérsékletre; hőntartás az átalakuláshoz, illetve a hőkezelés egyéb hatásának eléréséhez szükséges időtartamig; és lehűtés szabályozott sebességgel.

A hőkezeléseknél, de különösen azoknál, amelyek a munkadarab anyagának összetételét is módosítják, fontos annak a közegnek, melyben a hőkezelés történik, a munkadarab anyagával való vegyi kölcsönhatása is.

A hőkezelések műveleteit hőmérséklet—idő diagramok határozzák meg. A hőkezelések tervezésénél jelentkező feladat e diagramok olyan végzett hőkezelés a munkadarab legjobb tulajdonságait a leggazdaságosabban biztosítsa, tehát a selejtképződést megakadályozza.

A hőmérséklet—idő diagramok jellegzetes típusait a 155., 156. és 157. ábra mutatja. A 155. ábra körfolyama olyan hőkezelést jellemez, melynek hőmérséklete kisebb  $A_{c1}$ -nél. Ez tehát nem jár  $\alpha$ - $\gamma$ - $\alpha$  átalakulással. A kisebb hőmérséklet



155. ábra.  $A_{c1}$ -nél kisebb hőmérsékletű hőkezelés hőmérséklet—idő diagramja.