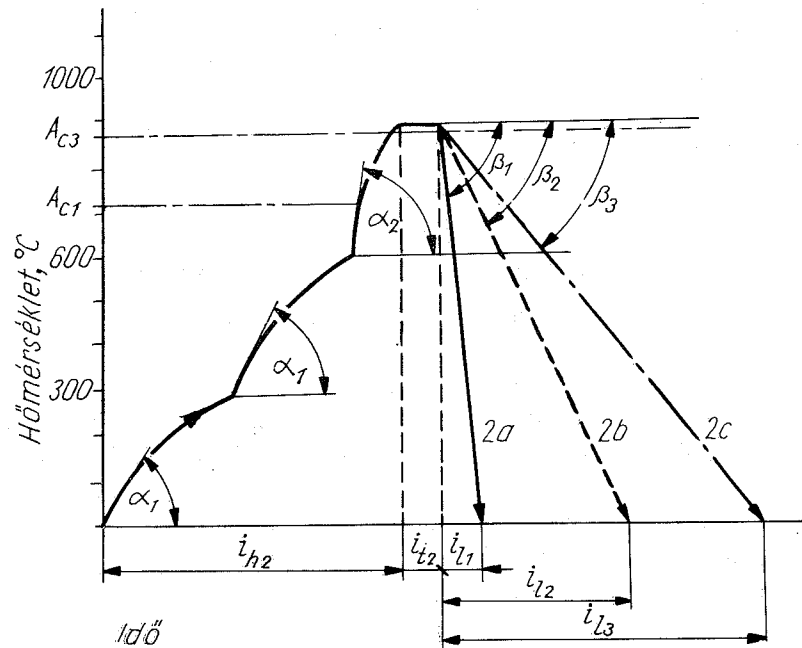


miatt viszonylag hosszú a hőtartási ideje ( $i_{t1}$ ). A lehűtés sebességét a  $t_g \beta$  jellemzi, melynek viszonylag kis értéke lassú, pl. kemencében való lehűlést jelez.

A 156. ábra olyan hőkezelések hőmérséklet—idő diagramjait ábrázolja, melyek körfolyama során az  $\alpha-\gamma-\alpha$  átkristályosodás végbemegy. A hevítés lépcsősen történik. Az egyes lépcsők hevítési sebességét a  $t_g \alpha_1$  és  $t_g \alpha_2$  értékek jellemzik. A hőmérsékleten tartás ideje ( $i_{t2}$ ) kisebb, mint az első körfolyamnál, ami a nagyobb



156. ábra.  $A_{c3}$ -nál kissé nagyobb hőmérsékletű hőkezelés hőmérséklet—idő diagramja. 2a) edzés 2b) normalizálás, 2c) teljes kilágyítás körfolyama

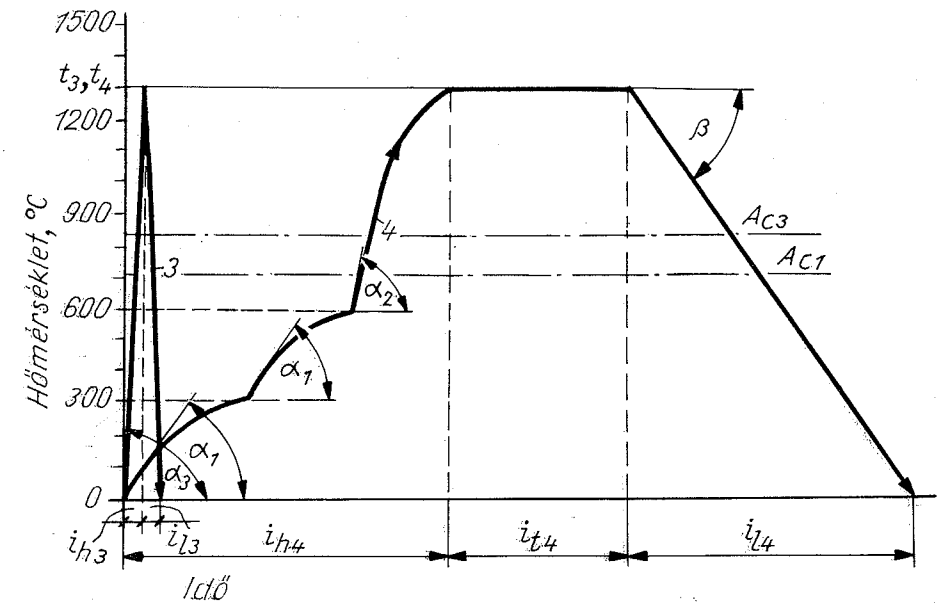
hőmérsékleten végbemenő folyamatok kisebb időszükségletéhez igazodik. A lehűlési sebességeket a  $t_g \beta_1$ ,  $t_g \beta_2$ ,  $t_g \beta_3$  értékek adják. Ezek a csökkenő sebességek lehetnek pl. a vízben, levegőn és kemencében való hűtés sebességei. Az  $i_{t1}$ ,  $i_{t2}$ ,  $i_{t3}$  a lehűlések időtartamait adják meg.

A 157. ábrán látható 3. és 4. körfolyam diagramját az jellemzi, hogy a felhevítés a túlhevítés hőmérsékletére történik. A 3. körfolyamot a leggyorsabb hevítést hőntartás nélkül követő gyors hűtés jellemzi. Ez az induktív kérégedzés diagramja. A 4. körfolyam olyan hőkezelés, amely a diffúziós tényező legnagyobb értékét biztosítja és figyelmen kívül hagyja a káros szemcsedurvulást, mely az ilyen körfolyam velejárója. Ez az egyneműsítő és ötvöző hőkezeléseknél fordul elő.

A hőkezelési műveletek tervezésénél először meg kell állapítani a hevítés hőmérsékletét. Ezt a hőkezelés fajtája szabja meg. Azután meg kell állapítani a felhevítés

sebességét. Ezt a munkadarab anyaga, mérete korlátozza a túl gyors hevítés okozta repedés veszélye miatt. A hőntartás idejének legalább annyinak kell lennie, amennyi a hőkezelés célját biztosító folyamatokhoz szükséges. A lehűtés sebességét a  $\gamma-\alpha$  átalakulás kiválasztott módja írja elő.

A gazdaságosság követelménye, hogy a hőkezelés céljának biztos elérését és a selejtté válás elkerülését biztosítva a hőkezelési körfolyam egyes szakaszainak időtartamát a legrövidebbre szabjuk.



157. ábra. Túlhevítés hőmérsékletén végzett hőkezelések hőmérséklet—idő diagramjai. 3 induktív kérégedzés, 4 diffúziós izzítás körfolyama

### 9.3. A hevítési környezet hatása a munkadarabra

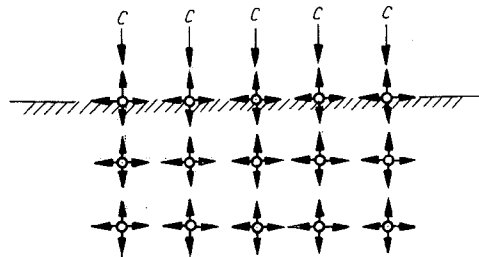
Hevítés közben a munkadarabot mindig valamilyen gáznemű vagy folyékony közeg veszi körül. Ez a közeg a hevítés és hőntartás közben vegyi kölcsönhatást fejt ki a munkadarabra, minek folytán a felületi réteg kémiai összetétele megváltozik. A hőkezelésnél előforduló mindig káros változás a felület oxidációja. A számszámoknál káros, dinamó- és transzformátorlemezeknél hasznos a csökkenése. Az ötvöző hőkezelések célkitűzése az acél felületi rétegének a környezetből elvont C, N, Al, Cr, Si és S elemekben való dúsítása.

A hevítési környezet hatása lehet oxidáló, illetve redukáló, C-kivonó ötvöző és semleges.

A munkadarabot környező közeg komponenseinek a fémes felülettel való kölcsönhatása két szakaszra bontható:

a komponensnek a fémes felületen történő adszorpciója;  
az adszorbeált komponensnek befelé való diffundálása.

A közeg komponensének adszorpciója a felületi szabad energia következménye. A szabad energia létezését a 158. ábra magyarázza vázlatosan. Eszerint a fémes



158. ábra. A felületi atomok vonzó hatása a közegre

anyag belsejében levő atomok a szomszédos atomok minden irányú vonzó hatása alatt állnak és így az erők eredője 0. A felületi réteg atomjai azonban csak az alattuk elhelyezkedő atomokkal vannak kölcsönhatásban, kifelé irányuló vonzásuk szabad. A környezet egyes komponenseinek atomjai a fém felületén levő atomok vonzó hatásármintegy a felülethez tapadnak.

Könnyen érthető, hogy a felületi réteg egyenetlensége következtében belőle kiálló csúcsok szabad energiája nagyobb, mint a sík felületé. Azok tehát mindig erőteljesebb adszorpciót gyakorolnak. Az adszorbeált atomok reakcióba lépnek a fémes alapanyaggal és azzal vagy szilárd oldatot, vagy vegyületet alkotnak.

#### A vas és gázhalmazállapotú közeg egyensúlyának feltételei

A vasnak oxigén és kARBONTARTALMÚ GÁZKÖZEGBEN TÖRTÉNŐ FELHEVÍTÉSÉNÉL olyan folyamatok játszódnak le, amelyek a vas oxidálódására, vagy az oxidok redukálására, a C-tartalom csökkenésére vagy növekedésére vezetnek. E kétféle reakció lefolyását megfordítható egyenletek mutatják meg.

A vas és szén-dioxid kölcsönhatásánál a következő reakció játszódik le:



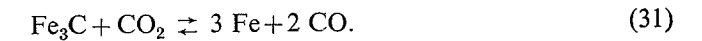
E reakció egyensúlyi állandója

$$K_1 = \frac{p_{\text{CO}}}{p_{\text{CO}_2}}, \quad (30)$$

ahol a  $p_{\text{CO}}$  és  $p_{\text{CO}_2}$  a gázkeverék CO, illetve  $\text{CO}_2$  gázkomponenseinek parciális nyomása. Ha e viszony éppen  $K_1$ , akkor sem oxidálás, sem redukálás nincs. Ha az acélra ható gázkeverékben a tört értéke kisebb  $K_1$ -nél, ez annyit jelent, hogy a CO gáz mennyisége az egyensúlyinál kevesebb, akkor a reakció iránya a CO gázt termelő

irányban balról jobbfelé mutat, tehát a vas oxidálódik. Fordítva, ha a tört értéke nagyobb a  $K_1$ -nél, akkor a reakció jobbról balra irányul, ebben az esetben a vas redukálódik.

C-tartalmú vasötvözeteknél a C-tartalom csökkenése vagy növekedése a következő reakció szerint megy végbe:



Ennek a reakciónak az állandója:

$$K_2 = \frac{p_{\text{CO}}^2}{p_{\text{CO}_2}}. \quad (32)$$

A parciális nyomások hatványkitevője a reakcióegyenletben szereplő gázmolekulák együtthatójával egyezik. Ha a hevítés közben jelenlevő gázelegyre vonatkozólag a CO és  $\text{CO}_2$  gázok parciális nyomásából adódó viszony értéke kisebb a  $K_2$ -nél, akkor a reakció a CO gáz mennyiségének növelése felé, tehát balról jobbra fog lefolyni. Ez a C-csökkenés esete. Ha viszont a parciális nyomások viszonya nagyobb a  $K_2$  állandónál, akkor megfordítva jobbról balra folyik le a reakció. Ez az acél C-tartalma növekedésének esete.

Ma már a reakcióállandókat a gyakorlatban előforduló esetekre ismerik és így a reakció lefolyását a gázelegy szabályozásával irányítani tudják.

A hőkezelések izzítási körfolyama, a hevítés, a hűntartás és lehűtés alatt a kemence-atmoszféra kölcsönhatása az izzított acéltárgy felületi rétegében C-tartalom csökkenést és revésedést okozhat. Az acél alkatrészek felületi védelme fontos anyagtakarékossági, önköltségsökkentő és minőségjavító feladat.

A C-csökkenés és revésedés elhárítására szolgáló eljárások: 1. a hőkezelt acéltárgy elszigetelése a káros kemence-atmoszférától, 2. a hevítéshez folyékony fém- vagy sófürdők alkalmazása; 3. a kemence munkaterének megtöltése semleges, vagy csak gyengén reagáló atmoszférával, 4. a kemence fűtése tökéletlenül elégetett gáz semleges lángjával, 5. gázfüggöny alkalmazása, mely a környező levegőnek a kemencetérbe való behatolását meggátolja, 6. olyan szilárd vagy folyékony anyagok behelyezése a kemencetérbe, melyek nagy hőmérsékleten elgázosodva, túlnyomású védőgázt létesítenek és így megakadályozzák a levegő behatolását.

A hőkezelt acéltárgy elszigetelése a kemence-atmoszférától a legrégebb és még ma is alkalmazott védekező eljárás főleg egyes szerszámok hőkezelésére és finomlemezek fehér lágýtására. Lényege abban van, hogy az izzítandó acéltárgyakat öntöttvasból, hőálló acélöntvényből készült, vagy hőálló acéllemezekből hegesztett izzító dobozokban szilárd csomagolószerve ágyazva, vagy védőmázzal bevont állapotban hevítik.

Csomagolószere 800 °C-nál kisebb hőmérsékletre való izzításnál nagy C-tartalmú acélokhoz száraz, szitált, előzetesen 900 °C-on zárt térben kiizzított faszéndara. Kis C-tartalmú acéltárgyak revementes izzításánál saját vagy öntöttvas forgácsba

való csomagolást alkalmaznak. 900 °C-nál nagyobb hőmérsékletre kiégetett finomszemcsés kokszot használnak csomagolószerül.

Védőmázat főleg a vékony tagozatú szerszámok védelmére alkalmazzák. Védőhatása csak rövid ideig tart. Leggyakrabban alkalmazott védőmáz a bórsav ( $H_2BO_3$ ), melyet a kezdő-pirosra hevített munkadarabra szórva, azon 2—3 mm védőréteget képez. 900 °C-ig használható 25 perces védőhatással.

A sófürdős és fémfürdős hevítésnek előnye a környezeti levegő káros hatásának tökéletes kizárása, a gyors és egyenletes felhevítés, pontos hőmérsékletbeszabályozási lehetőség, tehát a hőkezelés termelékenységének és a jó minőségének biztosítása. Kisebb acéltárgyaknak edzési hőmérsékletre való hevítése a legfőbb alkalmazási területük. Használják még az acél munkadarabok izotermás edzésére.

Leghaladottabb eljárás a hőkezelt acéltárgyak hevítésénél a szabályozott, védőgázos kemence-atmoszférák alkalmazása. Előnye, hogy bármily méretű acéltárgy izzítására alkalmazható folytonos üzemű kemencékben is. Az izzító doboz és csomagolás fölösleges, emiatt lényegesen gazdaságosabb és termelékenyebb módszer.

Követelmények a szabályozott kemence-atmoszférával szemben: 1. általában a hőkezelt acéltárgy felületének védelme, 2. a felület teljes tisztaságának biztosítása a fényes acélok fehér lágyításánál, 3. jelentéktelen C-tartalom növelő hatás a szerszámok izzításánál, 4. minimális gázfogyasztás, 5. a robbanási veszély kizárása.

A szabályozott kemence-atmoszféra előállítására használható gázfajták: a nitrogén, a hidrogén, disszociációs vagy bomlási termékek, a világítógáz, nyersolaj, pakura, földgáz, propán- és butángáz tökéletlen elégéséből származó égéstermékek.

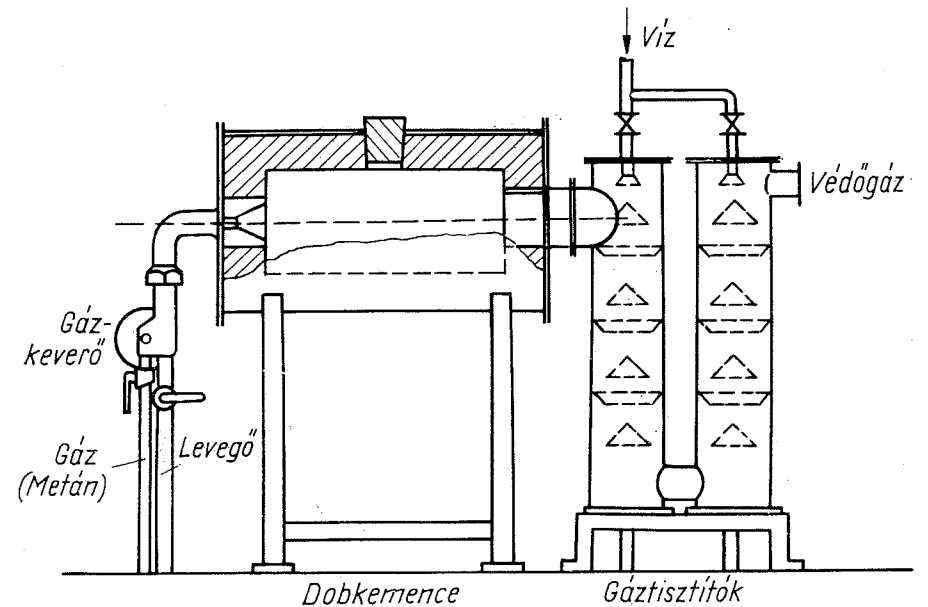
A tiszta nitrogén jó semleges kemence-atmoszférát ad, de az iparilag előállított nitrogén túl drága, azért 10-szeres levegővel kevert földgáz teljes elégetésével állítják elő.

A tiszta  $H_2$  erősen redukáló és 700 °C felett C-csökkentő hatású, ezért a gyakorlatban pl. a transzformátorlemezek izzításánál alkalmazzák előnyösen.  $O_2$ -tartalmától izzó vasforgácson való átszűréssel tisztítják. Alkalmazzák még a zsugorított keményfémgyártás védőgázául.

A védőgáz-atmoszféra céljaira szolgáló tökéletlen égéstermékek előállítására leggyakrabban külön e célra épített tűzálló, keramikus anyaggal bélelt teljesen zárt terű dobkemencét használnak (159. ábra). A kemence elé olyan gázkeverő berendezés van szerelve, mely az égő gáz és az égést tápláló levegő keverési arányának pontos szabályozását teszi lehetővé. A részleges elégésnél a  $H_2O$ ,  $CO_2$ ,  $N_2$ ,  $CH_4$ -en kívül a  $H_2$ ,  $CO$  és kéntartalmú gáz (pl. világítógáz) elégetése esetén  $H_2S$  és  $SO_2$  is keletkezik.

A  $H_2S$  és  $SO_2$ , valamint  $H_2O$  és  $CO_2$  olyan káros alkotók, melyeket a védőgázból el kell távolítani. A  $H_2S$  eltávolítása vas-oxidot tartalmazó kolonnákban történik. Az  $SO_2$  teljes eltávolítására a védőgázt olyan permetező tornyon vezetik át, melynek több egymás felett felerősített tálcájára helyezett mészkőrétegre felülről vizet permeteznek. A mészkőtől gyengén lúgossá váló víz az átáramló gázból az  $SO_2$ -tartalmat teljesen kioldja.

A vízgőztartalom a nagy hőmérsékletű izzításnál disszociálódik és a keletkezett atomos H C-csökkentő, az O pedig heves oxidáló hatást fejt ki. Ezért a vízgőzt ugyancsak el kell távolítani. A vízgőz eltávolítása nagy teljesítményű berendezésekben a védőgáznak hűtőberendezésen való átvezetésével történik, amikor a 4 °C alá hűlő gázból a vízgőz kicsapódik. A  $CO_2$ -től a gázt úgy tisztítják meg, hogy izzó szénrétegen vezetik át, miközben a  $CO_2 \rightarrow CO$ -vá redukálódik.



159. ábra. Védőgázkezeget termelő berendezés

Használnak védőgáz gyanánt nyersolaj, vagy pakura magas hőmérsékleten való széteséséből származó ún. krakkgázt is.

A kemence-atmoszférák megválasztásához néhány szempont:

Lágyacél fehér lágyítására legalkalmasabb a részlegesen elégetett földgáz, melynek elégetésénél a levegő — gáz arány = 6 : 1. Ez az atmoszféra kissé redukál, mert 70%  $N_2$ -tartalom mellett 10%  $CO$ -, 15%  $H_2$ -tartalmú.

Szerszámacél és gyorsacél hőkezelésére legalkalmasabb atmoszféra 650—900 °C között teljesen elégetett és jól tisztított földgáz (lev.: gáz = 10 : 1); ennek az atmoszférának 98%  $N_2$ -tartalma van.

Nem rozsdásodó, saválló acél hőkezelésére használt atmoszféra az ammóniák ( $NH_3$ ) disszociációs terméke teljes elégetése után. A védőgáz tartalma 99%  $N_2$ , 1%  $H_2$ .

Argon, mint nemesgáz tökéletesen semleges védőgáz.

#### 9.4. A munkadarab anyagának, alakjának és méretének hatása a hevítésre

A hőkezelő kemencébe, vagy sófürdőbe helyezett fémtárgyak anyagának felhevítése a felületükön való hőátadás és a felületi rétegükből a belsejük felé irányuló hővezetés útján megy végbe. A munkadarab felületének hőfelvételére hat a hőforrás és a felület minősége.

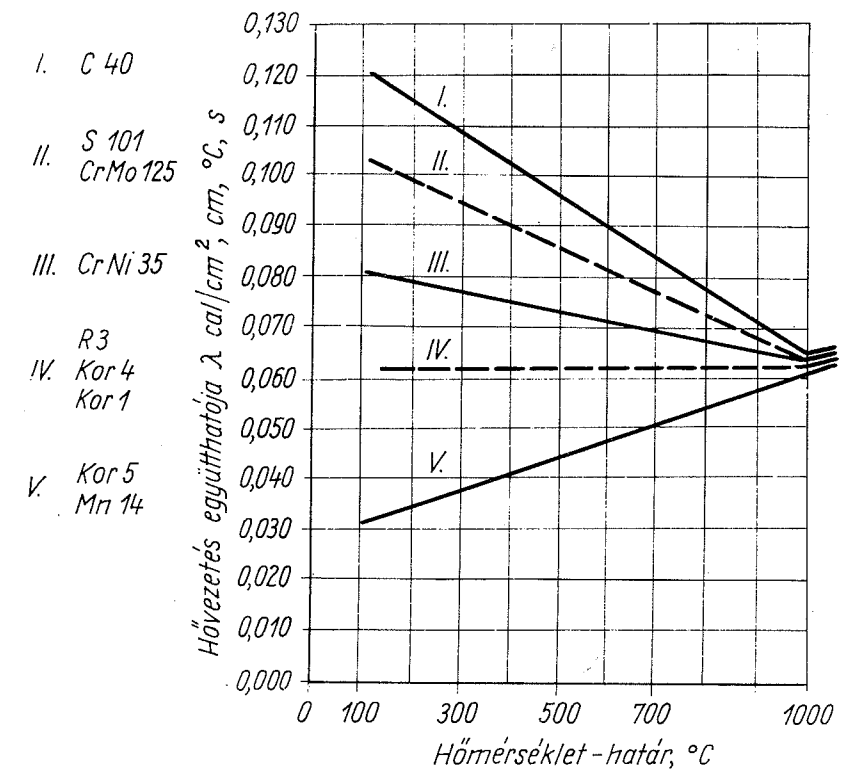
Leggyorsabb hőfelvételt acélnál az indukciós hevítés tesz lehetővé, mert ez esetben a meleg a munkadarab felületi rétegében keltett ún. Foucault-áramok (kóboráramok)  $W = 0,24 I^2 \cdot R$  cal/s energiájából származik és így nem függ a felület állapotától. Ez a magyarázata annak, hogy ez a hevítési mód, mint egyik legkorszerűbb technológiai eljárás a berendezés költséges volta ellenére terjedőben van. A hevítés sebessége az indukált váltakozó áram frekvenciájától (az egy másodpercre eső változások számától: Hz = Herz) függ és pedig azzal nő, míg a felhevített réteg vastagsága csökken.

A hőfelvétel sebessége szempontjából következő hevítési mód a fémfürdős és sófürdős hevítés. Ennél a hevítő fürdő a hőkezeléshez kívánt hőmérsékleten van, a hőátadáshoz szükséges hőmérséklet-különbség tehát közvetlen a darabok felületén jelentkezik. Ebben az esetben a felületen levő reve, oxid, homok, vagy az elpárolgó zsír, olaj gőzei ronthatják a hőátadási tényezőt. Azért a fürdőben való hevítésnél a munkadarab felületének fémtisztasága igen nagy mértékben javítja a hőátadás sebességét.

A hőkezelések túlnyomó többsége gázzal telt kemencetérben sugárzás útján történik. Ez esetben a hőfelvételt elősegítő hőmérséklet-különbség nem a felületen a legnagyobb, mert a sugárzó hőforrás a munkadarabtól távolabb van. A hőfelvételt a felület revével, vagy egyéb hőszigetelő anyaggal való fedése akadályozza. Ilyen reverteleg a hőkezelés során is keletkezik a kemence gázterének oxidáló hatásától. A hőátadás sebességének fokozására revetlenített felületű munkadarabokat csak a redukáló vagy semleges védőgázzal töltött kemencetérbe érdemes berakni, mert oxidáló atmoszféra a revetlenített felületen újabb revét képez és az acél anyagát pusztítja.

A munkadarab felületének állapota főleg a hőáramlás megindulásának időszükségletére hat. A hőközlés stacionér (állandó sebességű) állapotának elérése után a felületről befelé történő hőáramlás csak az anyag hővezető képességétől függ. Az acélok hővezető képessége viszont erősen változik összetételükkel. A 160. ábra egyes acélcsoportok hővezető képességeinek változását mutatja 0 °C, és az abszcisszára írt hőmérséklet-határok között. A legnagyobb különbség a kis hőmérsékleten, 300 °C alatt van, tehát a kéktörés hőközében. 900—1000 °C-on a különbség elenyészik.

A hővezető képesség korlátolt értéke miatt a hevített munkadarab egyes rétegei között hőmérsékletkülönbség keletkezik. Az anyag hőtágulása miatt ez a tárgy belsejében húzófeszültséget okoz, mint belső, saját feszültséget. E feszültség nagy



160. ábra. Acélfajták hővezetőképességének változása 0 °C és a vízszintes tengelyen feltüntetett hőmérsékletek között. — I. hipoeut. ötvöztelen acélok; II. hipereut. ötvöztelen és kissé ötvözött szerkezeti acélok; III. közepesen ötvözött szerkezeti acélok; IV. erősen ötvözött szerszámacél, ferrites és perlitess nem rozsdásodó króm-acél; V. austenites CrNi és Mn-acél. Az ábrában szereplő korrózióálló adatok új jelölései: Kor 4 helyett Ko 12, Kor 1 helyett Ko 1, Kor 5 helyett Ko 36.

sága a kéreg és a mag hőmérséklet-különbségével nő. Ha az anyag nagy méretei miatt ez a saját feszültség az anyag mindhárom irányában keletkezik, akkor egy bizonyos kritikus hőmérséklet-különbség magrepedést, tehát törést okoz. Ezért a hevítés sebességét úgy kell szabályozni, hogy ekkora hőmérséklet-különbség a kéreg és mag között ne keletkezhessek.

Az elméleti számítások bonyolultsága, illetve sok változós állapotra használható számítási módszer hiánya miatt a gyakorlati tapasztalatok alapján kell megállapítani a különböző acélfajtáknál a repedésképződést elkerülő hevítési sebességeket. Erre vonatkozó adatokat tartalmaznak a vonatkozó szakkönyvek [10]. Megfigyelés szerint a felület hőmérséklete az acél hővezető képessége szerint 0,8—1,4 min/mm időt igényel a tárgy magjáig való terjedéshez. Ennek megfelelően 0,5—1,8 min/mm megengedett hevítési időtartamokat kell a hevítés szabályozásánál figyelembe venni, azaz a hevítést úgy kell szabályozni, hogy a munkadarab magja ennyi idő alatt érje el a kívánt hőmérsékletet. Tájékoztató adatokat tartalmaz a 12. táblázat.



Acélok fajlagos hevítési időszükséglete

Acélfajta	Hevítés fajlagos ideje min/mm	
	0–400 °C	0–900 °C
I. csoport	0,50	0,85
II. csoport	0,60	1,04
III. csoport	0,70	1,20
IV. csoport	1,10	0–1000 °C
		1,80
V. csoport	0,80	1,40

I. csoport: ötvöztelen szerkezeti acélok (pl. C10–C50).

II. csoport: ötvöztelen szerszámacélok és kissé ötvözött szerkezeti acélok (pl. S 111, CrMo125).

III. csoport: közepesen ötvözött szerkezeti acélok (pl. CrNi 35).

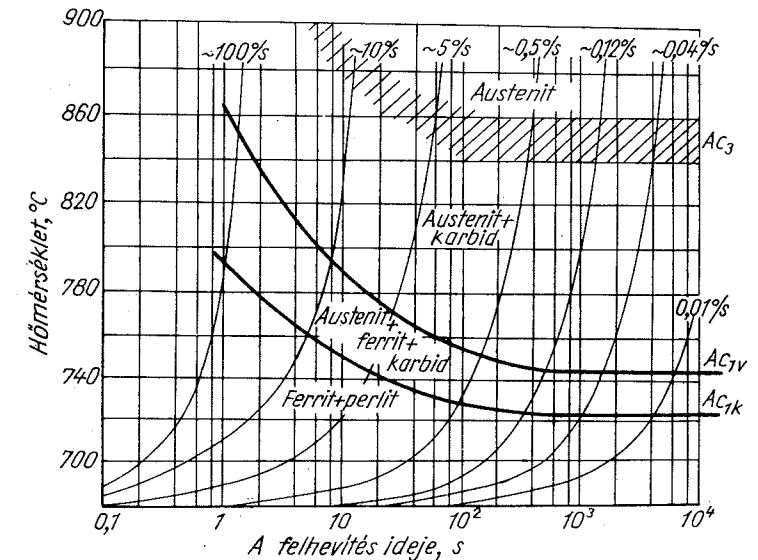
IV. csoport: gyorsacél, ferrites és perlites krómacélok (pl. R3, Ko 12, Ko 1).

V. csoport: austenites acélok (pl. Ko 36, Mn 14).

A hőkezelésre kerülő munkadarabok hevítési sebességének megállapításánál figyelembe kell venni anyaguk szilárdsági tulajdonságait is. A törés nélkül elviselhető hőmérséklet-különbség kéreg és mag között annál nagyobb, minél nagyobb az anyag szilárdsága és fajlagos nyúlása. Megfelelő fajlagos nyúlás még kisebb szilárdságú anyag magrepedését is elháríthatja, mert ha a saját feszültség a szilárdságot meghaladja és nincs három irányú feszültség, akkor a túlfeszített anyagrészek maradé alakváltozása a folyási határ értékére csökkenti a feszültséget repedés keletkezése nélkül. Ebből következik három fontos szabály: 1. Ugyanazt az anyagot öntött állapotban lassabban kell hevíteni, mint alakított (hengerelt, kovácsolt) és lágyított állapotában. 2. Azonos szilárdságú anyagok közül lassabban kell hevíteni a kisebb nyúlásút, 3. a leglassabban kell az acélokat hevíteni 300–400 °C közé, mert itt nyúlásuknak minimuma van, 600 °C fölött pedig kevés kivételtől eltekintve már fokozódó sebességgel, mert a képlékenységük, de a reveképződés is rohamosan nő a hőmérséklettel.

Fenti okok szerint óvatosabb felhevítést igényel pl. a szürkevas öntvény is, mert viszonylag jó hővezető képessége mellett szilárdsága kicsi (pl. ö.v. 12-nek 12 kp/mm<sup>2</sup>) nyúlása pedig 0%.

Olyan hőkezelésnél, amely  $\alpha-\gamma-\alpha$  átkristályosodással jár, nagyon fontos annak ismerete, hogy az átalakulások milyen hőmérsékleten mennyi idő alatt mennek végbe. Ezeket az adatokat olvashatjuk ki az ún. austenitesedési diagramból, amilyent a lemezes perlit szövétű 0,7% C-tartalmú ötvöztelen acélra a 161. ábra mutat. Az ábra alsó görbéje az  $A_{c1k}$  hőmérsékleteket mutatja. Ez az átalakulás az egyensúlyi  $A_1 = 723$  °C-on jelentkezik mindaddig, míg a hevítés sebessége nem



161. ábra. A 0,7% C-tartalmú karbonacél austenitesedési diagramja (A. Rose, W. Strassburg St. u. Eis. 76 (1956) s. 978)

nagyobb, mint  $0,04$  °C/s =  $144$  °C/h.  $0,04$  °C/s hevítési sebességénél az átalakulás megindulásának időszükséglete a felületi rétegben 1000 s. Az  $A_{c1k}$  felett húzódó görbe azoknak a hőmérsékleteknek a vonala, amelyeken a proeutektoidos ferrit teljes mennyisége austenitté alakult már és a lemezes perlitből átalakult  $\gamma$ -vasból C-nal ötvözött fel. Az így keletkezett austenit a 0,7% C-t tartalmazó egynemű  $\gamma$ -vastól két szempontból különbözik: 1. C-tartalma a ferrit és a perlit szemcsék helyén nem egyenlő, 2. benne a perlit cementit lemezeiből visszamaradt oldatlan vaskarbidok fordulnak elő. Ezért ezt a hőmérsékletet  $A_{c1v}$ -vel (az  $A_{c1}$  átalakulás vége) jelölhetjük.

A  $\gamma$ -vas homogenizálódása és a karbidmaradványok teljes feloldása csak nagyobb, kb. 860 °C-on fejeződik be. Ezt a hőmérsékletet (a 161. ábrában sraffozott hőközt) lehet csak  $A_{c3}$ -nak tekinteni, mert ez a homogén  $\gamma$ -mező alsó határhőmérséklete. Ennek elérésére  $0,04$  °C/s, hevítési sebességnél további kb. 4000 s szükséges.

A 161. ábra jól mutatja az allotróp átalakulás hőmérsékletének hiszterézisét: az  $A_{c1k}$  hőmérséklet  $100$  °C/s hevítési sebességnél  $790$  °C felett, tehát  $67$  °C-szal nagyobb hőmérsékleten jelentkezik. Az átalakulás azonban ez esetben már 1 s után

kezdődik és kb. 850 °C-on, tehát az egyensúlyi  $A_{c_3}$ -nál, 744 °C-nál 106 °C-kal nagyobb hőmérsékleten jelentkezik az  $A_{c_1}$  hőmérséklet. Az egynemű  $\gamma$ -vassá való átalakulás (a 161. ábrából csak extrapolálással következtethető) 1100 °C körül, de már kb. 2 másodperc alatt bekövetkezik.

A 161. ábra és a 12. táblázat azt mutatja, hogy a nagyméretű acéldarabok teljes tömegében bekövetkezik az egynemű  $\gamma$ -vassá való átalakulás, ha azokat a saját feszültségek korlátozására megengedett hevítési sebességgel hevítjük fel az  $A_{c_3} + 120$  °C-ra. Az ilyen lassú hevítésnél a hőmérsékletnek felülről az austenitzemcsék eldurvulása szab korlátot. Ötvözetlen acélokat nem hevítenek 900 °C fölé, hogy a túlhevítés okozta szemcsedurvulást elkerüljék. Erősen ötvözött acélokat, amelyek primer karbidokat is tartalmaznak, lehet nagyobb, 1000—1300 °C-ra is hevíteni a szemcsedurvulás veszélye nélkül. Az austenitzemek rohamos durvulása csak az egynemű állapotban kezdődik. A nehezen oldódó primer karbidok a szolidusz közeléig megmaradnak oldatlanul és így gátolják az austenitzemek növekedését.

A 161. ábra gyors hevítésekre vonatkozó része azt mutatja, hogy az egynemű  $\gamma$ -vassá való átalakulás csak a túlhevítés hőmérsékletén következik be, de egyúttal azt is mutatja, hogy ehhez csak másodperc nagyságrendű idő szükséges, tehát a túlhevítéssel járó szemcsedurvulás a hőtartásnak másodpercekre való korlátozásával elkerülhető. Ez adja meg a lehetőségét a lánghűtésnek és főleg az indukív kéregedésnek, amelyeknél vékony kérget kell igen rövid idő alatt a lehető legkeményebbre edzeni.

Az  $\alpha$ — $\gamma$  átalakulás diffúziós folyamat és így időszükségletét csökkenteni lehet azáltal is, hogy a diffundáló C-atomok megteendő útját rövidítik. Ezt olyképpen lehet elérni, hogy a gyors hevítést igénylő hőkezelés (kéregedés) előtt a munkadarabot olyan előkészítő hőkezelésnek vetik alá, mely szövetük fázisait finomítja. Ilyenek a nemesítés, normalizálás. Ugyanez a magyarázata annak, hogy azonos anyag öntött állapotban hosszabb időt igényel az  $\alpha$ — $\gamma$  átalakuláshoz, mint hengerelt, kovácsolt, általában melegen vagy hidegen alakított állapotban. Általános szabály, hogy

az acél átalakulási készségét növeli, tehát az átalakulással járó hőkezelés hevítési idejét csökkenti minden megmunkálás és szemcsefinomító hőkezelés.

## 9.5. Hőmérséklet-szabályozás és hevítő berendezések

A hőkezelés költségeinek 40—60%-át a felhasznált hőenergia okozza. A hőenergia hasznos része

$$Q_h = c_k(t_1 - t_0)m + qm, \quad (33)$$

ahol  $c_k$  a hőkezelt anyag közepes fajhője  $t_1$  és  $t_0$  hőmérsékletek között,  $t_1$  a hőkezelésnél előforduló legnagyobb hőmérséklet,  $t_0$  a környezet hőmérséklete,  $m$  a hőkezelt

anyag tömege,  $q$  az anyag átkristályosodásának fajlagos hőszükséglete. A hőenergia veszteség

$$Q_v = Q_{f_{kem}} + Q_{felület} + Q_{rés} + Q_{kémény}. \quad (34)$$

A veszteség első része,  $Q_{f_{kem}}$  a kemence tömegének fajhője arányában felvett meleg, mely független a hőkezelés időtartamától:

$$Q_{f_{kem}} \approx c_{k_{kem}} \left( \frac{t - t_{fel}}{2} - t_0 \right) m_{kem}, \quad (35)$$

ahol  $c_{k_{kem}}$  a kemence falának közepes fajhője  $t$  és  $t_{fel}$  hőmérsékletek közt,  $t$  a belső fal,  $t_{fel}$  a kemence külső felületének hőmérséklete,  $m_{kem}$  a kemence összes tömege.

A  $Q_{felület}$  az a melegmennyiség, mely a kemence külső faláról adódik át a környezetnek:

$$Q_{felület} = \alpha(t_{fel} - t_0)A_{fel}i, \quad (36)$$

ahol  $\alpha$  a hőátadás tényezője,  $A_{fel}$  a kemence külső felülete,  $i$  a hőkezelés időtartama.

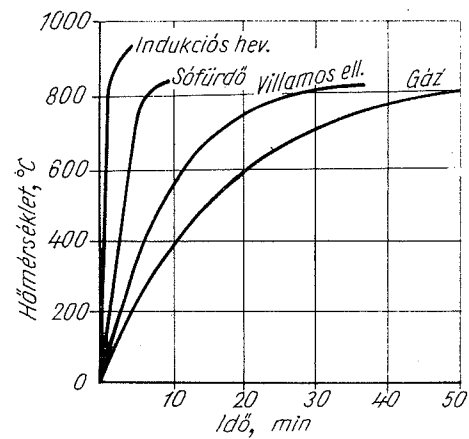
A  $Q_{rés}$  a kemence nyílásain át távozó gázközeg kalóriatartalma, valamint az ajtónyitásoknál távozó meleg.  $Q_{kémény}$  a kéménybe távozó füstgázok melegtartalma. E három utolsó veszteségtétel a hőkezelés időtartamával növekszik.

A (34), (35) és (36) képletek azt igazolják, hogy a hőkezelés hőenergia-veszteségei nem függenek a hőkezelt anyagtól, hanem csak a berendezés szerkezetétől, állapotától és kihasználásának mérvétől. A (35) képlet szerint azonos fűtési mód mellett két egyenlő hevítő terű kemence közül annak lesz kisebb vesztesége, amelynek kisebb a tömege ( $m_{kem}$ ). A (36) képlet szerint a kemence veszteségét csökkenti, ha jó a hőszigetelése és így kicsi külső felületének hőmérséklete ( $t_{fel}$ ). Jobb hőszigetelő anyagból épített kemencének kisebb lesz a falvastagsága és így azonos hevítőtér mellett kisebb lesz a külső felülete ( $A_{fel}$ ) és kisebb a hővesztesége.

A részveszteséget a réseken át kiáramló melegítő gázközegeken kívül a munkatér hőszigetelése növeli. Azért a kemencébe való be- és kirakodás idejének csökkentése manipulátor berendezéssel vagy teljes gépesítéssel csökkenti a veszteséget.

A veszteségeket legnagyobb mértékben lehet csökkenteni és a termelékenységet növelni a hőkezelés időtartamának csökkentésével. Ezért a munkadarabok méreteinek megfelelő leggyorsabb hevítésre kell törekedni. Ha azonos minőség érhető el, válasszunk nagyobb hőmérsékletű rövidebb idejű hőkezelést kisebb hőmérsékletű hosszabb hőkezelés helyett.

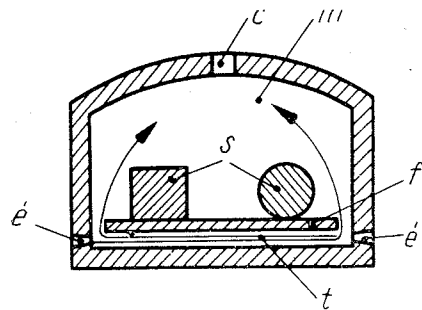
A hőenergia forrásai a hőkezelő berendezésekben az elérhető hevítési sebesség növekvő sorrendjében: 1. fűtőgáz vagy porlasztott olaj levegővel való elégetése, 2. villamos energia Joule-meleggé való átalakítása izzószállakban vagy 3. olvasztott sókban, 4. elektromos energia hőenergiává való átalakítása magában a hevítendő



162. ábra. A különböző hőforrásokkal elérhető hevítési hőmérséklet – idő diagramszakaszok

164. ábra olyan gáztüzelésű kamrás kemencéket mutat, amelyekben a munkadarabok a füstgázokkal közvetlenül érintkeznek és így felületükön káros reakciók, C-csökkenés, revésedés folyhat le. A 165. és 166. ábrák olyan kamrás kemencék, amelyekben a munkadarabot füstgázok nem érik. Ezekben behelyezett anyagok elgázosításával, esetleg védőgáz bevezetésével védőgázos légtér létesíthető. Védve van a munkadarab a füstgázok káros vegyi hatásától az ún. tokos kemence füstgázoktól elszigetelt tokjában is.

A kamrás kemencék rendszeren egy oldalajtós vízszintesen rakható és üríthető kemencék. A kiszolgálásuk lassú, ajtónyitásuk sok melegvesztést okoz. Daruval

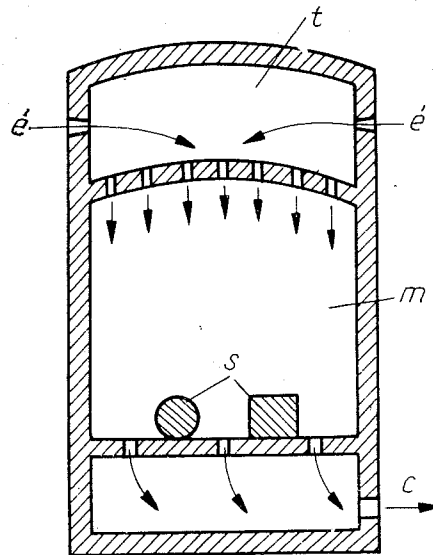


163. ábra. Alsó tüzelésű izzítólapos kamrás kemence. *m* munkatér, *é* égők, *t* égéstér, *f* izzítólap, *c* füstcsatorna, *s* munkadarabok

munkadarabban indukció vagy árambevezetés útján. A különféle hevítési módokkal elérhető hevítési sebességekre tájékoztató diagramokat tartalmaz a 162. ábra.

Eszerint azonos egyszerű munkadarab (kl. 15 mm átmérőjű acélrúd) felhevítése 800 °C-ra középfrekvenciás (1000 Herz) indukciós hevítéssel 1 perc, 820 °C-os sófürdőben 7 perc, villamos ellenállás-fűtésű kamrás kemencében 28–30 perc, gázfűtésű kamrás kemencében 50 perc időt igényel.

A hőkezelés termelékenysége függ a hőkezelő berendezés szerkezetétől. A legkisebb termelékenyséűek, legkisebb hatásfokúak a kamrás kemencék. A 163. és

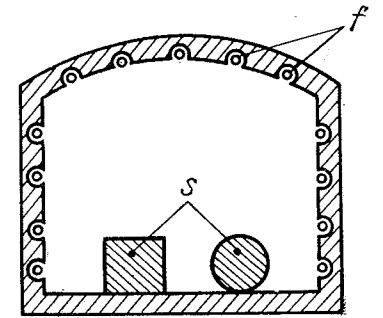


164. ábra. Boltozatfűtésű kamrás kemence vázlat. *é* égők, *t* égéstér, *m* munkatér, *c* füstcsatorna, *s* munkadarabok

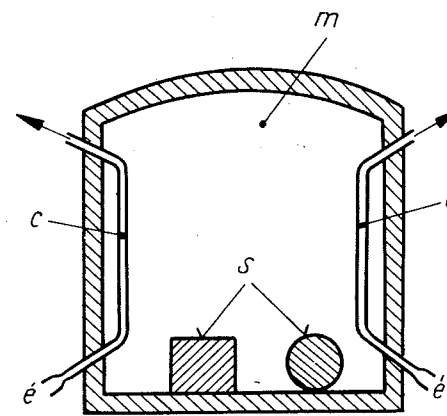
könnyebben kiszolgálhatók a függőleges aknás kemencék, amelyek egy típusának, a sugárzócsöves aknás kemencének vázlatát mutatja a 167. ábra. Itt a fűtőgáz-levegő keveréke a kemence munkatérében elhelyezett 150–250 mm átmérőjű hőálló acélcsövekben ég és a hőenergiát ezek sugározzák a berakott munkadarabokra. Az aknás kemencék előnye, hogy fedélajtójuk jól zárható homok-zárral, hátránya, hogy nagyobb mélységnél csak ventilátorral biztosítható az egyenletes melegeloszlás.

Kisebb darabok gyors hevítését végzik a sófürdős kemencékben, melyeknek két típusa: 1. a külső hevítésű, gáz, olaj, vagy villamos ellenállás fűtésű lágyacél (0,05% C) tégelykemence (168. ábra) és 2. a kis (5–20 V) feszültségű árammal közvetlenül hevített, nagy élettartamú, samottal falazott elektródafűtésű sókemence (169. ábra).

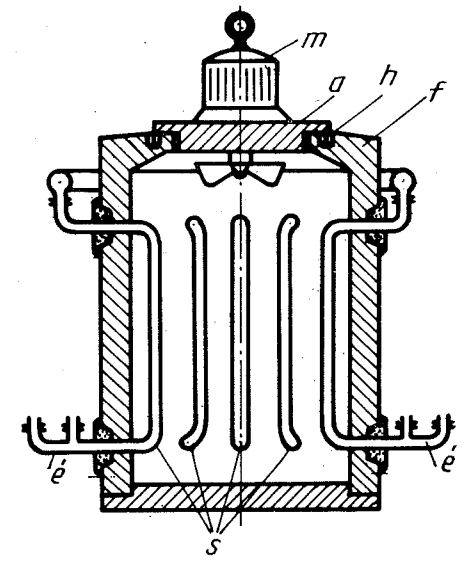
A kemencék termelékenységét és hatásfokát növelni azok gépesítésével lehet. Ilyenek az alagútkemencék, melyek egyik típusa a 170. ábrán vázolt szállítószalagos alagútkemence. Ennek hossza mentén különböző hőmérsékletű munkaterek létesíthetők a fűtés szabályozásával és így megvalósítható a 156. és 157. ábrán vázolt növekvő sebességű felhevítés. A hűtő (edző) berendezések, valamint a megeresztő hőkezelésre szolgáló szállítószalagos kemencerészleg sorbaiktatásával a holtidők csökkentése és így a legnagyobb termelékenység és hatásfok érhető el a szállítószalagos alagútkemence rendszerrel. Így kell megtervezni minden tömegesen gyár-



165. ábra. Villamos ellenállásfűtésű kamrás kemence. *f* fűtőszálak, *s* munkadarabok.



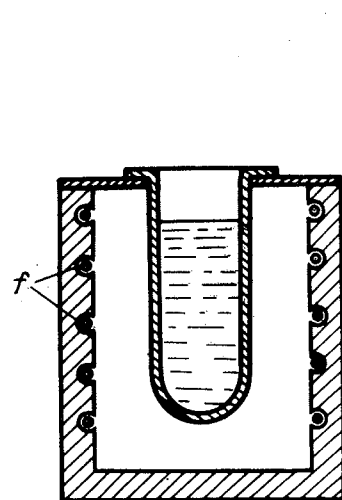
166. ábra. Sugárzócsöves kamrás kemence. *m* munkatér, *é* égők, *c* belsőfűtésű sugárzócsövek, *s* munkadarabok.



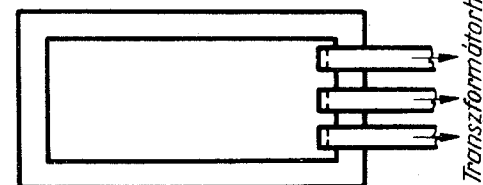
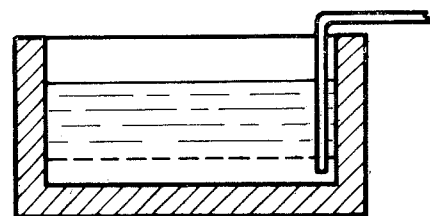
167. ábra. Sugárzócsöves aknás kemence. *f* falazat, *a* ajtó, *h* homokzár, *m* ventilátormotor, *é* égők, *s* sugárzócsövek.

tott alkatrész automatikus hőkezelését. A hevítés és hűtés sebességét a hőmérséklet, a szalagsebesség, valamint az alagútrészleg hosszának összehangolásával lehet biztosítani.

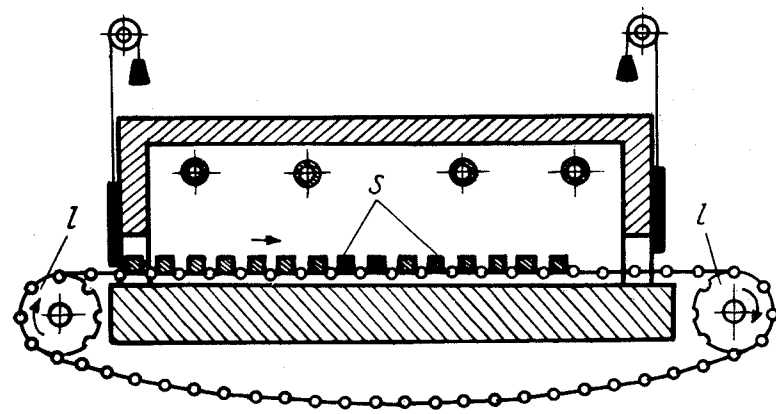
## ACÉLOK HŐKEZELÉSE



168. ábra. Villamos ellenállásfűtésű sófürdős téglyakemence. *f* fűtőszálak



169. ábra. Elektrodafűtésű sókemence



170. ábra. Szállítószalagos alagútkemence. *l* lánckerék, *s* munkadarabok

## 10. ACÉLOK LÁGYÍTÓ ÉS FESZÜLTSGCSÖKKENTŐ HŐKEZELÉSE

### 10.1. Feszültségcsökkentés

A feszültségcsökkentő hőkezelés célja az öntést, a kovácsolást, hengerlést és hegesztést követő gyors lehűlés, valamint a hidegalakítások, hideghajlítás, hideg-egyengetés, nagyoló forgácsolás után a munkadarabokban visszamaradó feszültségek célszerű nagyságra való csökkentése. E hőkezelés fizikai alapja az a megfigyelés, hogy az acél szakítószilárdsága és folyási határa a hőmérséklet növelésekor 300 °C-on felül rohamosan csökken. A munkadarab anyaga a saját feszültségek hatására, ott ahol azok hatnak, helyi folyásnak indul, mihelyt a növekvő hőmérséklettel csökkenő folyási határa a feszültség nagysága alá esik.

A feszültségcsökkentés hatása annál nagyobb, minél nagyobb a hevítés hőmérséklete. Felső hőmérséklet-határa az  $A_{c1}$  hőmérséklet. Az ilyen nagy hőmérsékletű izzítást már lágyításnak nevezik. Alsó hőmérséklet-határa 400 °C, mert a legtöbb acél folyási határa ezen a hőmérsékleten még nem nagyon különbözik a 20 °C-os értékétől. A felső határ nagyságát gyakran a revésedés korlátozza. A hőtartás időtartama az  $A_{c1}$  közelében ötvöztelen acélnál 1—2 h, ötvözött acéloknál 3—5 h, ötvözött acélöntvényeknél 8—10 h is lehet. Lassú lehűtés, rendszeren kemencében, esetleg szárazmeleg hamu vagy kovaföld alatt.

Szerszámokat, főleg nagyméretű kivágólapokat, vagy más, alakos szerszámokat edzés közben való vetemedésük elkerülésére előnagyolás után feszültségcsökkentés céljából mindig izzítani kell. Ezeket a C-csökkenés és revésedés megakadályozására izzítódobozokban faszénderában vagy védőgázban izzítják 1 órán át 600 °C-on.

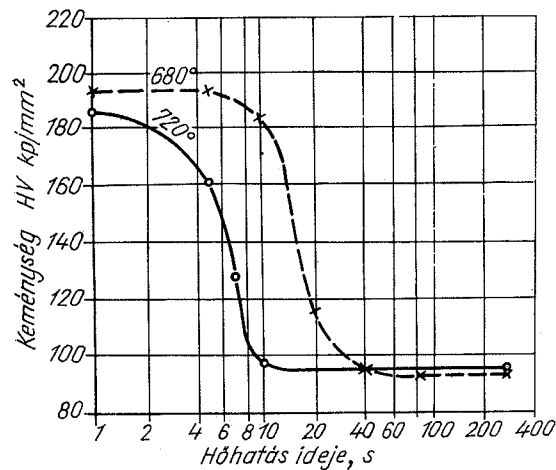
Acélszerkezetek hegesztett kötéseiben a hegesztési zsugorodás okozta feszültséget néha helyi felmelegítéssel kell csökkenteni. Ilyenkor a hevítést gázlángsorral, villamos ellenállás-fűtésű sugárzó lapokkal, vagy középfrekvenciás indukciós fűtéssel végzik. A hőmérsékletet tapintó pirométerrel vagy termokrómkrétával ellenőrzik. A lehűlés azbesztlemezekkel letakart állapotban nyugodt levegőn megy végbe.

## 10.2. Újrakristályosítás (rekrisztallizáció)

Acélok hideg alakítása (hideghengerlés, hideghúzás, mélyhúzás) közben az acél ferrit-krisztallitjai igen nagymérvű maradó alakváltozáson mennek át. Ennek következménye az acélok alakítási keményedése (2.7), azaz keménységének, folyási határának nagymérvű növekedése, alakíthatóságának erős csökkenése. Az újrakristályosítás feladata: az acél alakítási keményedésének megszüntetése, az acél kilágyítása és az acél megnyújtott és feldarabolt szemcséinek olyan helyreállítása, hogy azok az eredetihez hasonló alakjukat visszanyerjék.

Az újrakristályosítás fémfizikai alapjait részletesen tárgyalja a 2.10. pont. Alkalmazási területe főleg a túlnyomórészt ferrites szövetű lágyacél huzalok, hidegen hengerelt vékony (1 mm-nél kisebb vastagságú) szalagok húzási, illetve hengerlési, valamint acéllemez mélyhúzási fokozatai között szükséges lágyítása.

Az újrakristályosodás hőmérsékletköze  $500\text{ }^{\circ}\text{C} - A_{c1}$ , bár  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  alatt is végbemegy, de nagyon hosszú ideig tart. A felső határa is túléri az  $A_{c1}$ -en. Az újrakristályosító hőkezelésnél a hőmérséklet helyes megválasztását az újrakristályosodás



171. ábra. A hőmérséklet hatása az újrakristályosodás időtartamára. Acélösszetétel: C = 0,08, Si = 0,05, Mn = 0,41, S = 0,051, P = 0,019, Cu = 0,13%, nyújtás: 70%, 0,6 mm vastag lemez, sófürdős hőkezelés [13]

acél huzaloknak tekercoszlopokban való hőkezelése. A revésedés meggátlására a lemezkötegeket lezárt öntöttvas- vagy acéldobozokban, a huzalkötegeket hordókban helyezik el védő atmoszférát fejlesztő anyagokkal együtt (saját forgács, öntöttvas forgács, faszénpor). Korszerűbb a védőgáz atmoszféra bevezetése a dobozokba. Az ilyen kötegben való hőkezelésnél a hevítés időszükséglete a köteg közepének átizzásáig a nagy hőszigetelés miatt 16–24 óra, miközben a teljes

újrakristályosodás végbemegy. A lehülés, ha külön hűtésről nem gondoskodnak, még tovább, kétszer annyi ideig tart.

Mélyhúzóható finomlemez tömeges lágyításának gyorsítását a 172. ábrán vázolt berendezéssel érik el. Az 500–600 mm átmérőjű hőálló acélcsőre tekercselt finomlemez hengert (8–25 Mp) a 2 alaplappal együtt daruval emelik a kemence 4 alapzatára. Ráhelyezik a 25% Cr-, 20% Ni-tartalmú hőálló acélból készült 3 burát, melynek belső terét az 5 homokzár szigeteli a külső légtértől. A hevítést a daruval ráemelt 6 sugárzó csöves izzítóharang végzi. A hőmérséklet egyenlőséget a védőgázzal töltött 3 bura belsejében a 7 ventilátor biztosítja.

A hűtés gyorsítására a hevítési szakasz befejezése után az izzítóharangot kicserélik egy erős ventilátorral működő hűtőharanggal. Ilyen tekercsben való lágyítás hőmérséklet–idő diagramját adja a nagyüzemben alkalmazott technológia szerint a 173. ábra. Eszerint az újrakristályosítás menete:

Gyors felhevítés $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra	— 5 óra.
Hőntartás	— 10 óra.

Gyorsított hűtés két lépcsőben:

$700\text{—}250\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ig fűjt levegővel	— 10 óra;
$250$ -től vízhűtéssel	— 5 óra.

A régi kötegben és az újabb tekercsben való újrakristályosításnál egy-egy adag Mp-os, sőt 10 Mp-os nagyságrendű. A köteg, illetve tekercs külső és belső rétegeinek minősége nem mindig azonos.

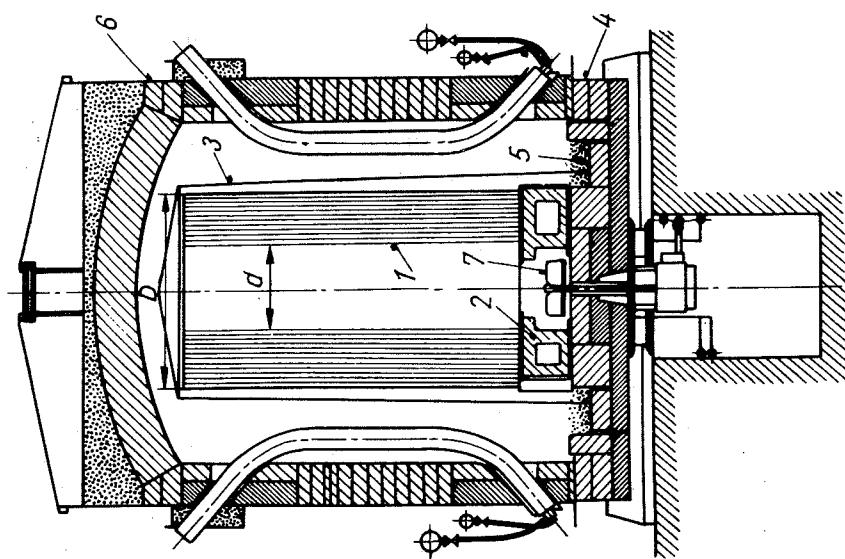
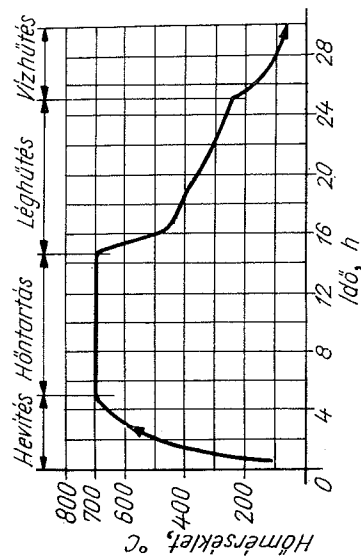
Azonos minőséget csak az ún. folyamatos újrakristályosítás ad [13]. Ennél a finomlemez hegesztéssel végtelenítve 1 m/s–3 m/s sebességgel húzzák át a berendezésen. A teljesen automatikus berendezés hőkezelő részlegének vázlatát a 174. ábra szemlélteti.

Az I. kamra a hevítőter, amelyben a nagy sebességgel átszaladó, 0,15–1,25 mm vastag, 600–700 mm széles szalag felületét gázfűtésű sugárzócsövek fűtik fel 20 másodperc alatt  $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra. A II. a hőntartó kamra, amelyben villamos fűtésű sugárzólapok pótolják az elvesztett meleget. A III. kamrában hűtött csövek vonják el lassan a meleget és 25 másodperc alatt  $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ról kb.  $480\text{—}500\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra csökkentik a szalag hőmérsékletét. A IV. kamra a gyorsított hűtés helye, amelyben a hűtőn átvezetett védőgáz fűvők fűjják a szalag felületére és  $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra csökkentik a szalag hőmérsékletét. Az V. szakaszban már a kemencén kívül fűjt levegővel hűtik le a szalagot a környezet hőmérsékletére.

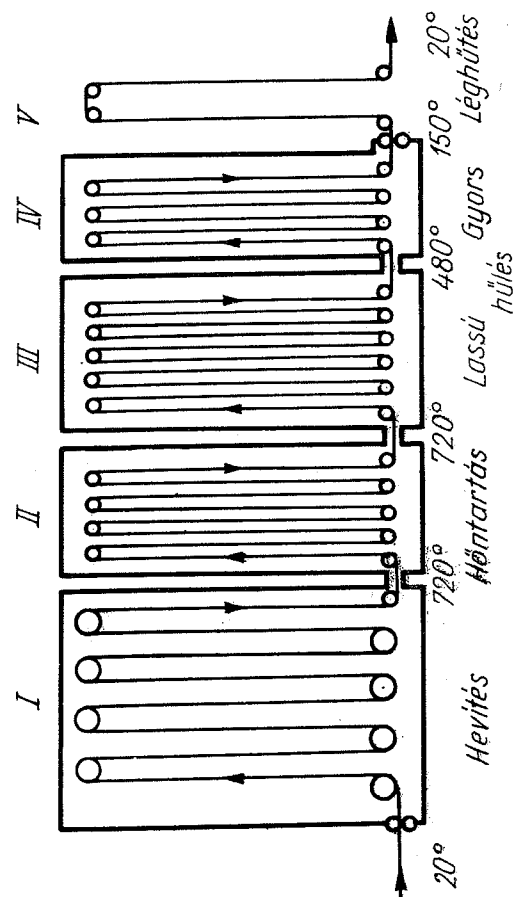
Az ilyen korszerű, nagyteljesítményű újrakristályosítás hőmérséklet–idő diagramját a 175. ábra mutatja. Jellegzetessége, hogy a teljes körfolyamat időszükséglete mindössze 1,5 perc. Előnye, hogy a szalag minősége minden részén egyenletes, hátránya, hogy az így hőkezelt szalagacél folyási határa nagyobb, fajlagos nyúlása kisebb, mint a kötegben való lágyításnál. Ezért több lépcsőben való mélyhúzásra



173. ábra. Finomlemez tekercsben végzett újrakristályosításának hőmérséklet – idő diagramja



172. ábra. Tekercselt finomlemez újrakristályosítása leemelhető izzító harangban.  $d = 600$  mm,  $D \approx 1400$  mm, 1. lemeztekerics, 2. alaplap, 3. védőbúra (hőálló acéllemez), 4. kemencealap, 5. homokzár, 6. sugárcsőves fűtési izzítóharang, 7. ventilátor



174. ábra. Hidegen hengerelt finom szalagacél folyamatos újrakristályosító berendezésének hőkezelő részlege

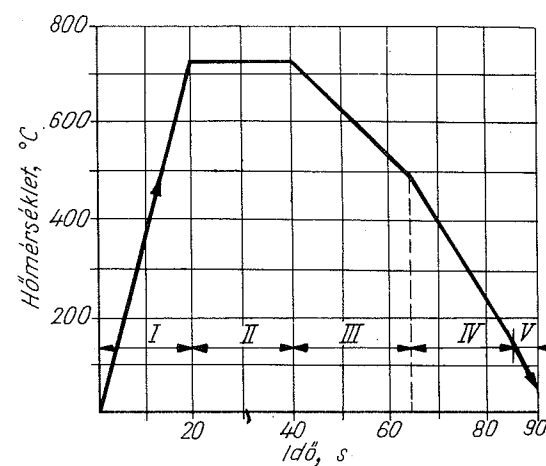
az így lágyított anyag kevésbé alkalmas. Fő felhasználási területe a konzervdobozok lemezanyagának újrakristályosítása.

A hidegen alakított lágyacél keménységének változását a hőmérséklet és az idő függvényében a 176. ábra jellemzi. Azonos (56%) hidegalakítás után annál kisebb inkubációs idő szükséges a lágyulás megindulásához, minél nagyobb hőmérsékleten végzik a hőkezelést. Míg 690 °C-on már 6 sec után, addig 575 °C-on csak 1,5–2 h után esik rohamosan a keménység és vele együtt a folyási határ és szakítószilárdság. A képlékenységet jellemző fajlagos nyúlás és keresztmetszetsökkenés (kontrakció) ugyanezen időpontokban ugrásszerű növekedést mutat.

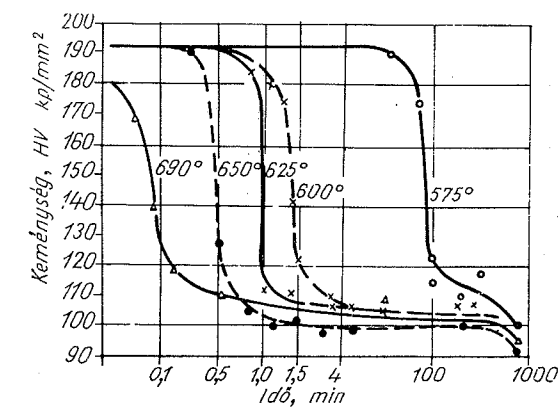
Az újrakristályosításnál keletkező szemcsék mérete függ az alakítás mérvétől, a hőmérséklettől és a hőntartás idejétől. Ha ezt az utolsó tényezőt állandó értéken tartjuk (pl. 2 óra), a lágyacélnál kapott szemcseméreteket a 177. ábra tünteti fel. Ebből a térbeli perspektív ábrából jól látható, hogy

a lágyacélnak van egy kritikus alakítási fokból és kritikus hőmérsékletből álló összetartozó értékpárja, amelyek mellett szemcséi az újrakristályosításkor eldurvulnak. Ez az értékpár: 8–10% alakítás és 700–800 °C. Ez az ún. újrakristályosodási, vagy rekrisztallizációs szemcsedurvulás, mely az acél szilárdságát nem érinti, de szívósságát, vastag anyagoknál mérhető fajlagos ütőmunkáját erősen rontja.

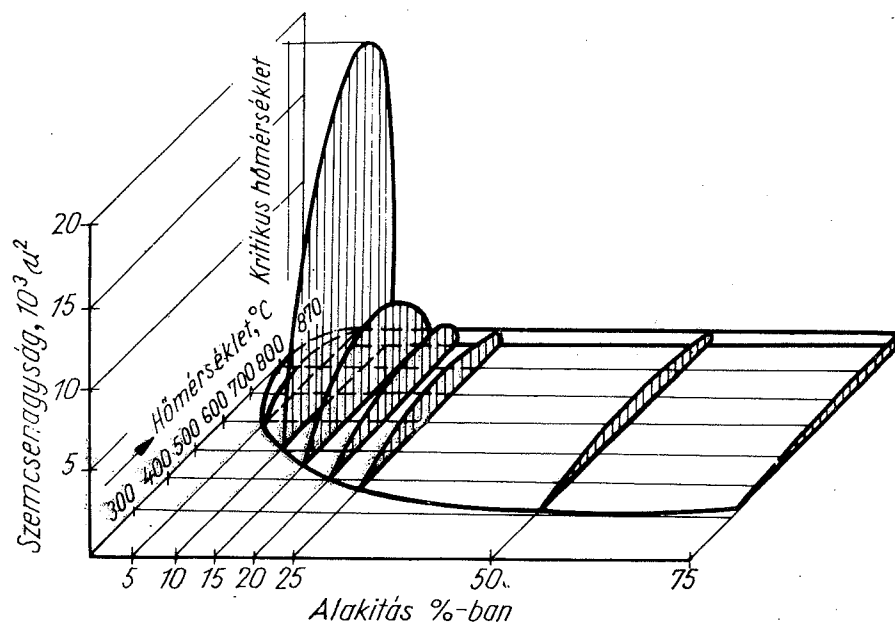
A mélyhúzással alakított lemezben az eldurvult szemcsék határai a további húzásnál az alakítással szemben nagyobb ellenállást fejtenek ki, mint a szemcsék belseje



175. ábra. A folyamatos újrakristályosítás hőmérséklet – idő diagramja.



176. ábra. Hidegen alakított lágyacél keménységének változása különböző hőmérsékleten az idő függvényében.



177. ábra. Lágyacél újrakristályosodási (rekrisztallizációs) diagramja

és így a mélyhúzott alkatrész felülete jóvátehetetlenül rücskössé válik. Ezért a kritikus értékpárt az újrakristályosításnál mindig kerülni kell. A legegyszerűbben úgy kerülhetik el, ha minél nagyobb alakítást végeznek hőkezelés előtt: lehetőleg legalább 50%-ot. Ha ezt az óvintézkedést nem tudják betartani, újrakristályosítás helyett néha normalizálást alkalmaznak (10.4. pont).

### 10.3. Egyszerű lágyítás

Kovácsolt acéltárgyak a megalakítás hőmérsékletéről, amely nagyobb  $A_{c3}$ -nál, különböző sebességgel hűlnek le és így a  $\gamma-\alpha$  átalakulás legkülönbözőbb termékei fordulhatnak elő szövetükben: perlit, bainit és még martensit is. Hasonlóan az acélöntvények a formában tömegük és a hőszigetelő homokrét vastagsága szerint különböző sebességgel hűlnek. Hűlési sebességüket növeli, ha részben a termelés növelése, részben a formában való fennakadás és emiatt repedés megelőzése érdekében túl korán szabadítják ki őket a homokformából. Mindkét meglegetechnológiával készült acél munkadarabban tehát egyrészt a  $\gamma-\alpha$  átalakulás gyorsítása, másrészt a zsugorodási saját (belső) feszültség növelése a keménységet és így nehezíti, néha lehetetlenné teszi a forgácsoló megmunkálást. A lágyítás célja és alkalmazási területe a kovácsolt- és öntöttacél munkadarabok megmunkálásának lehetővé, könnyűvé, helyesebben gazdaságossá tétele.

Egyszerűnek nevezzük a lágyítást, ha a lágyításnál a hőmérséklet nem éri el a  $\gamma$ -mezőt, tehát nincs  $\gamma-\alpha$  átkristályosodás a lehűlés közben.

Az egyszerű lágyítás célja legtöbbször az, hogy az acéltárgyat a leglágyabbra hőkezelje. Ez a célkitűzés azzal érhető el, ha az esetleg jelenlevő martensit felbomlik ferritre és cementitre, és ha a perlit cementit lemezei, valamint a martensitbomlásnál korong alakban kivált vaskarbid begömbösödik, szferoidittá alakul.

A különböző méretű lemez alakú vaskarbid, vagy egyéb karbid begömbösödését az a felszínfeszültség okozza, amely a lemez alakú anyagokra állandóan hat. Az ilyen alakú anyagok a felszínfeszültség hatására olyan alakra igyekeznek formálódni, melynek felszínfeszültsége minden felületi elemén egyenlő, energiaszintje pedig a legkisebb. Ez az azonos térfogatnak megfelelő legkisebb felületű gömbalak.

A szferoidit képződésének első feltétele tehát a vaskarbidnak valamilyen lemez alakú termék formájában való jelenléte az acél szövetében. Ilyen vaskarbidtermékek: a martensit megeresztésének 4. lépcsőjében 300–700 °C között kiváló, kezdetben vékony, a hőmérséklet növekedésével vastagodó vaskarbid korongocskák; a bainitben kivált vaskarbid korongocskák; a perlit cementit lemezei, melyeknek vastagsága a hűlési sebesség csökkenésével nő. A hipoeutektoidos acélokban csak ezek a karbidfélések fordulnak elő. A hipereutektoidos acélokban ezekhez járul negyedik karbidféléseként az austenitzemcsék határán kivált szekundér karbidháló és a szemcsék belsejében az oktaéder síkok mentén kivált szekundér karbidlapok.

Az első 3-féle lemezes karbid keletkezési hőköze az  $M_s-A_1$  hőköz, a 4. felé az  $A_1-A_{cm}$  hőköz. Ebből következik, hogy a szferoidit képződésének a hipereutektoidos acélokban némileg eltérő hőmérsékleti feltételei vannak, mint a hipoeutektoidos acélokban.

A hipoeutektoidos acélok lemez, illetve korong alakú karbidfélései az  $A_{c1}$  hőmérséklet alatt válnak ki és felhevítéskor ezen az hőmérsékleten  $\gamma$ -vassá oldódnak a ferrittel. Ebből következik, hogy a szferoiditire való lágyítás hőközének felső határa hipoeutektoidos acélokban:  $A_{c1}$ .

A szferoiditire való lágyítás hőenergiájának a következő energia-hányadokat kell fedeznie: a begömbösítés megindításához szükséges aktiválási energiát, a perlit vaskarbid lemezeinek feldarabolásához, a vaskarbid darabok alakítási munkájához és az ágyazó ferrit alakításához szükséges energiát. Nem szorul igazolásra, hogy a gömbösödés annál gyorsabban folyik le, minél közelebb van a hőmérséklet  $A_{c1}$ -hez.

A karbidfélék hatását mérlegelve kézenfekvő, hogy annál nagyobb a folyamat mozgató ereje, minél távolabb van a karbidfajta a legkisebb energiaszintű gömbös alaktól, tehát minél nagyobb az energiaszintje. Ezért leggyorsabban a martensitbomlásból származó szferoidit karbidkorongjai, legnehezebben a durvalemezes perlit karbidlemezei gömbösödnek. A hőtartás időszükséglete tehát az acél kiindulási szövetétől függ.

E megfontolások szerint az alakítással, kovácsolással, sajtolással, hengerléssel megmunkált hipoeutektoidos ötvöztelen és gyengén ötvözött (kb. 2% ötvözőtartalomig) acélalkatrészek egyszerű lágyításának, szferoidittra való lágyításának menete:

A darabvastagságtól függő sebességgel való felhevítés közvetlen  $A_{c1}$  alá: 710—720 °C-ig.

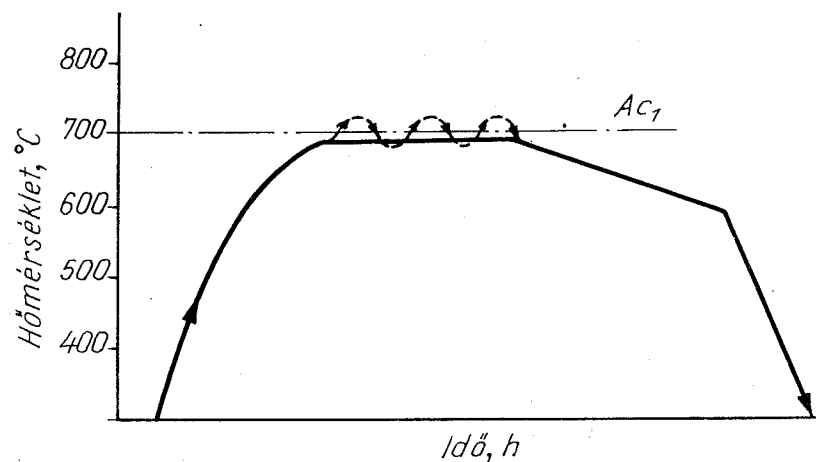
Hőntartás 3—4 óráig;

Lassú hűtés (kb. 30 °C/h, 600 °C-ig 4 ó;

Véglehűtés szabad levegőn.

Acélöntvények lágyítása szferoidittra nem sikerül ilyen egyszerűen. Az öntvények primer kristályosodásának eredménye az ún. primer szövet ugyanis lényegesen eltér a kovácsolás vagy hengerlés közben mechanikusan felaprózott és a  $\gamma-\alpha$  átkristályosodáskor kialakult ún. szekunder szövevtől. A primer öntési szövet gyakran dendrites, durvaszemű, túlhevített *Widmannstätten* jellegű, általában nem egynemű és dúsulásokat tartalmaz. Az ilyen szövetű acélöntvénynek szilárdsági tulajdonságai általában gyengébbek, mint az ugyanolyan összetételű átkovácsolt, vagy hengerelt acélé. Különösen gyengék az alakíthatóság és a szívósság értékei. A szívósságot jellemző fajlagos ütőmunka értéke 8—10 mkp/cm<sup>2</sup> helyett gyakran az 1—2 mkp/cm<sup>2</sup> értéket sem éri el.

Az acélöntvények primer szövetét a szívósságuk növelése érdekében, ha csak lehet,  $\alpha-\gamma-\alpha$  átkristályosítással el kell tüntetni. Ha erre nincs mód, akkor a szferoidittra való lágyítását az ún. *ingás* (ingadoztató) *lágyítással* végzik. Ennek elvét a 178. ábra szemlélteti. A hőmérsékletet 750—680 °C között ingadoztatják, úgy, hogy a felső hőmérsékleten nem időznek. A cementit oldódása és újbóli kristályosodása hatására a karbidok gömb alakúvá válnak.

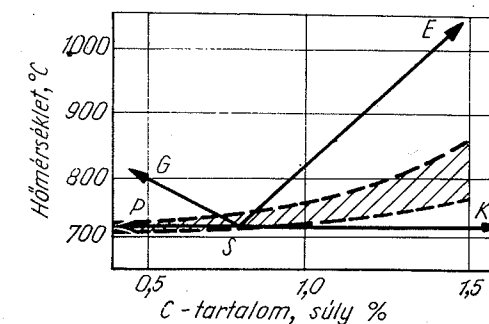


178. ábra. A szemcsés perlitre való egyszerű és ingás lágyítás hőmérséklet – idő diagramja

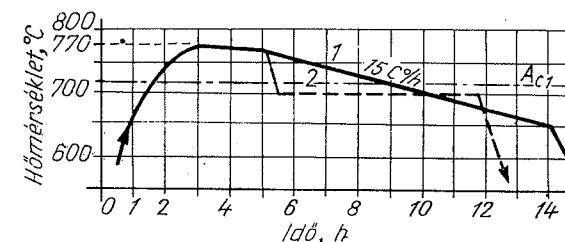
A hipereutektoidos acélok cementitjének begömbösödését a szekunder cementit háló vastagságával növekvően nehezíti. Felhevítéskor ez a karbidháló csak az  $A_{cm}$  hőmérsékleten oldódik fel teljesen. Begömbösítésének gyorsítására itt is az  $A_{c1}$  fölé kell növelni a lágyítás hőmérsékletét. Ez két célt szolgál: csökkenti a karbidháló vastagságát, és az oldás megindításával csökkenti ellenállását a feldarabolódással és begömbösődéssel szemben. A

lágyítás hőmérsékletét a 179. ábra szerint annál nagyobbra választjuk, minél nagyobb a hipereutektoidos acél C-tartalma és ötvözőtartalma. Az ábrán vázolt hőköz alsó határa az ötvöztelen, felső határa az ötvözött acélokra érvényes. Pl. 1,1% C, 1,5% Cr-tartalmú golyóscsapágy acél lágyításának helyes hőmérséklete 770 °C. Az ilyen ötvözött hipereutektoidos acélok lágyításánál a hűlési sebesség megválasztásakor azt a célkitűzést tartják szem előtt, hogy a felső hőmérsékleten való időzés alatt a még fel nem oldott karbidháló gömbösödjék, és az ezt követő lassú lehűlés közben az  $A_{c1}$  fölötti hőmérsékleten kiváló szekunder cementit, valamint a perlitté bomláskor keletkező karbidlemezek folyamatosan gömbösödjének. Ezt a folyamatot úgy lehet biztosítani, ha a felső hőmérsékleten kb. 2 órát időzve a 180. ábra 1. lehűlési görbéje szerint 15 °C/h sebességgel (lassan) hűtenek 650 °C-ig, innen aztán már tetszőlegesen lehet hűteni. Egy másik módszert mutat a 180. ábra 2. görbéje, mely szerint 770 °C-ról  $A_{c1}$ -ig: 700 °C-ig gyorsan hűtenek és az ilyen folyamatos gyors hűléssel keletkezett finomlemezes karbidot 700 °C-on való tartással gömbösítik finom cementit gömbökké.

Korszerűsítő fejlődést jelent a védőgázzal töltött áthúzó kemencében végzett lágyítás. Itt az egyenletes minőségen kívül a minimálisan szükséges idő is pontosan szabályozható az áthúzás sebességével. A kamrás kemencében végzett szakaszos lágyításnál a hevítés és hűtés időtartamát a rakat középrészén levő darabok hőmérséklete szabja meg, ezért ez a módszer mindig hosszabb időtartamokat igényel, mint az egyrétegű áthúzó módszer.



179. ábra. 0,5–1,5% C-tartalmú acélok lágyításának hőmérséklet-határai



180. ábra. Golyóscsapágy-acél szemcsés perlitre való lágyításának hőmérséklet – idő diagramjai

## 10.4. Teljes, átkristályosító lágyítás. Normalizálás

Az egyszerű lágyítás lényegében rendszerint nem módosítja az acél szövetének szemmagyságát, nem finomítja a szemcséit. Eredményében lágyítja az acélt és így megmunkálhatóvá teszi. Nem eléggé növeli az acél szívósságát, a töréséhez szükséges munkát. Ezért az egyszerű lágyítás a gépgyártásban csak a gyártás megkönnyítése érdekében végzett közbenső, gyártásközi hőkezelő művelet. Rendszerint nagyo-lás előtt végzik, ha  $C > 0,4\%$ -nál.

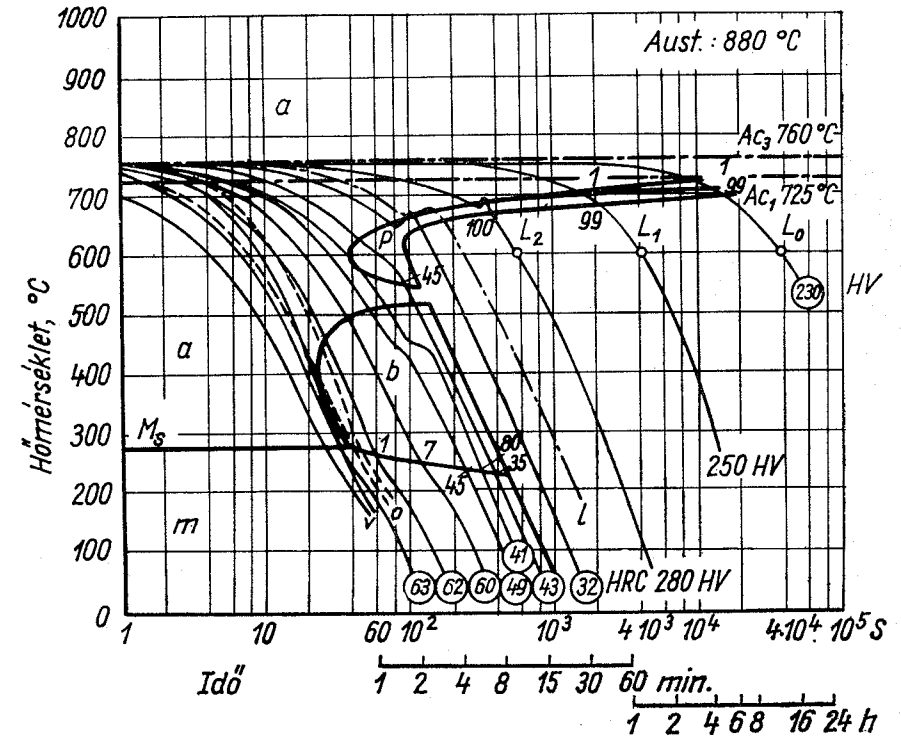
Teljesnek nevezik a lágyítást akkor, ha műveleti körfolyamata során  $\alpha-\gamma-\alpha$  kettős átkristályosodás megy végbe. A teljes kilágyításnál tehát az acél munkadarabot fel kell hevíteni a  $\gamma$ -mezőbe. A felhevítés hőmérsékletének megválasztásánál figyelembe kell venni a  $\gamma$ -vas ama jellemző tulajdonságát, hogy szemmagysága legkisebb a keletkezése hőmérsékletén, szemmagysága a hevítés hőmérsékletével nő, ez a szemmagysága a  $\gamma$ -mezőben való hűlés közben még a hűlés sebességének növe-lésekor sem csökken, bomlástermékeinek szemmagysága tehát attól a legnagyobb hőmérséklettől függ, amelyre a hőkezelés során felhevült (5.6. pont).

Az acélok szívóssága a szemcséjük finomságával nő. A hipoeutektoidos acélok egynemű austenitje közvetlenül az  $A_{c3}$  fölött a legfinomabb. Ezért a teljes kilágyítás helyes hőmérséklete:  $A_{c3} + 30$  °C. A hevítés sebessége akkora lehet, amekkorát az anyag vastagsága megenged [10]. Hőntartás minél rövidebb, mert egy hőmérsék-leten való huzamosabb tartás a hőmérséklet növelésével egyenlő hatású és így növeli az austenit szemcse méretét. Biztonságból teljes hőfelvétel után 20 perc hőntartást, egész vastag daraboknál legfeljebb 1 óra hőntartási időt írnak elő. A lehűlés sebes-ségét az előírt keménységnek megfelelően választják.

Acélok teljes lágyításának művelettervét legszabatosabban a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramjaik segítségével lehet elkészíteni. Menetét a 181. ábrán a CrV 150—MSZ 5780—53 nemesíthető krómvanádium-acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramja tünteti fel. A teljes kilágyításnál a perlitté bomlás befejezését jelző görbeág alatt levő mező célszerűen választott pontjáig kell a munka-darabot előírt sebességgel hűteni. E pont felvételével meghatározzuk a hőkezelendő munkadarab lehűlésének módját és a kiadandó műveleti utasítás adatait. Ezért ezt a pontot a következőkben *vezérpontnak* nevezzük. Vezérpont felvételének termé-szetesen csak olyan hőkezeléseknél van értelme, amelyek során teljes  $\alpha-\gamma-\alpha$  átkristályosodás megy végbe.

Teljes kilágyításnál a hőkezelés célja, hogy az acél szövete ferrit-perlites vagy tiszta perlites legyen. A vezérpontot tehát a perlitté bomlás mezejének alsó határ-vonala alatt kell megfelelő biztonsággal 50—100 °C-szal kisebb hőmérsékleten fel-venni. A vezérpont időkoordinátáját a rajta keresztülvezető lehűlési görbe végén jelzett keménységérték kiválasztása alapján határozzuk meg.

A például választott CrV 150 acél teljes kilágyításánál a vezérpontot célszerűen a 600 °C izotermán vehetjük fel. Ha a leglágyabbra, HV = 230 kp/mm<sup>2</sup>-re kell lágyí-tani, akkor az  $L_0$  vezérpontot kellene választani. Ennek időkoordinátája azonban



181. ábra. A CrV 150 — MSZ 5780—53 acél teljes kilágyításának művelettervezése a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramja szerint.  $v$  víz,  $o$  olaj,  $l$  léghűtés. A. Rose, W. Peter, W. Strassburg [4]

$4 \cdot 10^4$ s, azaz több, mint 10 óra. Ennyi idő alatt kellene az acélt  $A_{c3} + 30 = 790$  °C-ról 600 °C-ra hűteni. Ez a lassú hűtés a hőkezelést nagyon megdrágítja. Ezért helye-sebb az  $L_1$  vezérpont választása, amelynek közelében haladó lehűlési görbe adatai szerint az így hűtött CrV 150 acél szövete 1% ferritet és 99% perlitet tartalmaz és keménysége HV = 250 kp/mm<sup>2</sup>.

Az  $L_1$  vezérpont megszabta teljes kilágyítás műveleti utasítása:

Hevítés  $A_{c3} + 30 = 790$  °C-ra.

Hőntartás: vastagság mm-ként 1 percig, de az egész darabra legfeljebb 1 óráig.

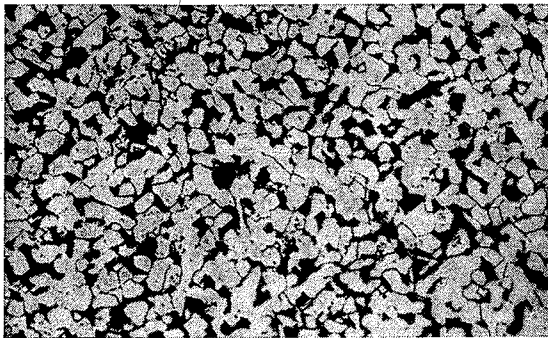
Lehűtés: 790 °C-ról 600 °C-ig 4000 s = 1,1 óra alatt, 600 °C-ról nyugodt levegőn, vagy kemencében.

Ha HV = 280 kp/mm<sup>2</sup> keménység is kielégítő, akkor az  $L_2$  vezérpont szerint a 790—600 °C-os hőfokajtást 10 percre írhatjuk elő.

A teljes lágyítás legkiterjedtebben használt eljárása a *normalizálás*. Megkülönböz-tető jellege, hogy az  $A_{c3} + 40$  °C-ról való lehűtés a szabad, nyugodt levegőn történik.



182. ábra. 0,26% C-tartalmú acélöntvény primer szövete: durva Widmannstätten-szövet. 3% HNO<sub>3</sub>, 200 : 1.  $\sigma_B = 43,7 \text{ kp/mm}^2$ ,  $\delta_5 = 13,1\%$ ,  $\psi = 14,2\%$ ,  $a_k = 2,9 \text{ mkp/cm}^2$



183. ábra. 0,26% C-tartalmú acélöntvény 880 °C-on végzett normalizálással elért szekunder szövete: finom szemcsés ferrit-perlit. 3% HNO<sub>3</sub>, 200 : 1,  $\sigma_B = 48 \text{ kp/mm}^2$ ,  $\delta_5 = 24,4\%$ ,  $\psi = 40,5$ ,  $a_k = 9,4 \text{ mkp/cm}^2$

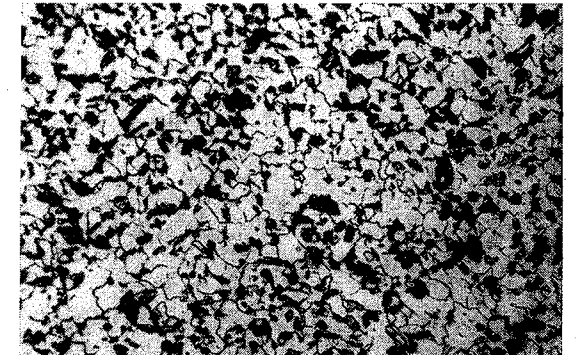


184. ábra. 52 kp/mm<sup>2</sup> névleges szilárdságú acél szövete hengerelt állapotban. 3% HNO<sub>3</sub>, 200 : 1, 20 °C-on  $KCU = 8,2 \text{ mkp/cm}^2$ , -20 °C-on  $KCU = 3,2 \text{ mkp/cm}^2$

Ez a hűtés a szemcsefinomítást összeköti egy kismértékű szilárdságnöveléssel a teljes kilágyítás lassú lehűlésével elérhető állapothoz képest. A normalizálás célja, hogy: megszüntesse az acélöntvények durva egyenlőtlen, dendrites primer szövetét és helyettesítse szívós, egyenletes, finomszemű szekunder szövettel; a gépalkatrészek diffúziós izzításánál eldurvult szemcséket finomítsa; a kovácsolás, melegalakítás kiindulási nagy hőmérsékleten eldurvult és az egyenlőtlen nyújtás miatt egyenlőtlen szövetet egyenletes finomszemcsés szövettel helyettesítse; a hegesztett kötések varratának öntési, hőhatásövezetének túlhevített szövetét az alapanyaggal azonosan finomszemcséssé alakítsa. Ezenkívül előkészítő hőkezelés a kéregedéshez és nitrálásához.

A normalizálásnak legnagyobb jelentősége van az acélöntvények és a 30 kp/mm<sup>2</sup>-nél nagyobb folyási határú hegeszhető acélok jó szilárdsági tulajdonságokat adó hőkezelésénél. A normalizálás szemcsefinomító és szívósságnövelő hatásáról helyes képet adnak a 0,26% C-tartalmú acélöntvény primer szövetét és tulajdonságait mutató 182., normalizálás utáni szekunder szövetét és tulajdonságait mutató 183. ábra. 52 kp/mm<sup>2</sup> névleges szilárdságú, Ti és Al-mal kezelt C + Mn-acél szövetét hengerelt állapotban a 184., normalizált állapotban a 185. ábra mutatja. A normalizá-

lás hatására az acél szívóssága jelentős mértékben megnövekszik.



185. ábra. 52 kp/mm<sup>2</sup> névleges szilárdságú acél szövete 900 °C-on végzett normalizálás után. 3% HNO<sub>3</sub>, 200 : 1, 20 °C-on  $KCU = 19,5 \text{ mkp/cm}^2$ , -20 °C-on  $KCU = 15,2 \text{ mkp/cm}^2$

A normalizálás művelettervezésénél figyelemmel kell lenni a következő szempontokra: 1. Öntött szövet austenitté való átalakulása lényegesen lomhább, mint a hidegen vagy melegen alakítotté. 2. Diszperz szövet (finomlemezes perlit, martensit) gyorsabban alakul át, mint a koagulált (szferoidit). 3. A hőmérsékletnövelés gyorsítja az átalakulást. 4. Túl nagy (900 °C-nál nagyobb) hőmérséklet és túlidőzés durvítja a szövetet, rontja a szívósságot. 5. Vastag falú munkadaraboknál az anyag hővezetőképességének megfelelő időt kell adni az áthűlésre [10].

A normalizálás műveletei:

Hevítés  $A_{c3} + 30 \text{ °C}$ -ig.  
Hőntartás teljes hőkiegyenlítésig.  
Lehűtés szabad levegőn.

A hevítés hőmérsékletét az acélöntvényeknél legalább 30 °C-al nagyobbra veszik, mint a hengerelt vagy kovácsolt acélnál.

A hőntartás időszükséglete  $d < 50 \text{ mm}$ -nél egységesen 20 percnél vehető a teljes hőkiegyenlítés elérésére. 50 mm-nél nagyobb átmérőjű vagy vastagságú acéltárgyak hőntartási idejét az átmérő minden mm-ére fél perccel növelik.  $d > 50 \text{ mm}$ -nél a hőntartás:

$$i_t = 20 + \frac{d(\text{mm})}{2} \quad (\text{min}).$$

## 10.5. Izotermás lágyítás

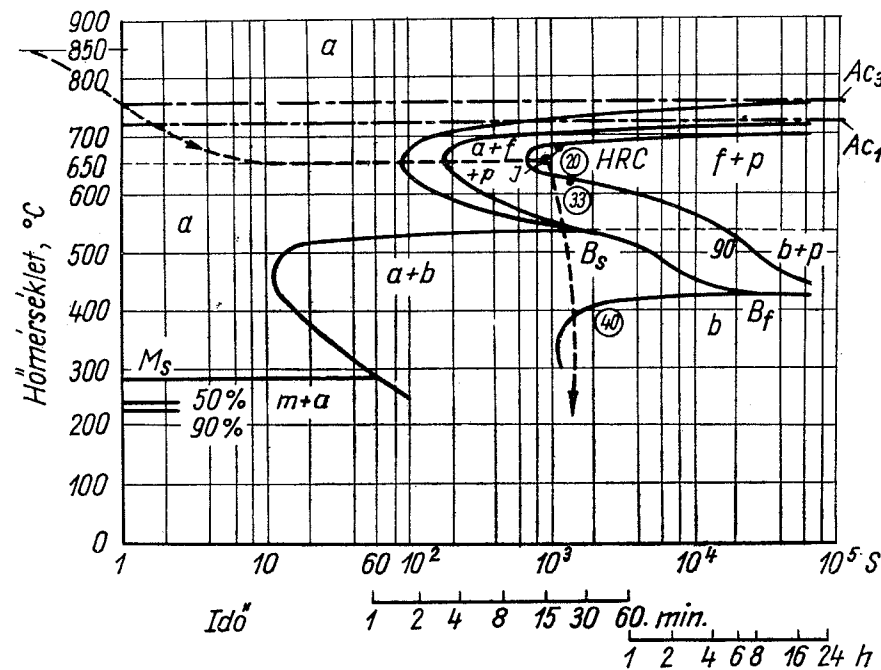
A teljes, vagy átkristályosító lágyításnál az austenites szövetűvé hevített acél hűtés közben perlites szövetűvé alakul. A karbidokat tartalmazó ötvözött acélokban, amilyenek pl. a Cr-Mo acélok, a folyamatos hűtéssel végzett lágyítás néha nagyon lassú hűlést és így hosszú időt követel. A legrövidebb idő alatt lehet végrehajtani az acél lágyítását, ha felhasználják az izotermás átalakulási diagramjának ama jelle-



gét, hogy nemcsak a perlitte bomlás kezdetének, hanem a befejezésének is van egy legrövidebb lappangási hőmérséklete.

Az izotermás lágyítás az a legrövidebb időt igénylő lágyító eljárás, melynél az austenitesre hevített acélt az izotermás átalakulási diagram perlitbomlás befejezését jelentő görbeág orrpontja által megszabott hőmérsékletű sófürdőbe mártják és ott tartják az átalakulás befejezéséig. A véglehűtés tetszőleges. Alkalmazhatóságának feltétele az acél C-görbéjének elegendő jobbra tolódása és korlátja a darab túl nagy vastagsága.

Az izotermás lágyítás finom perlitet eredményez, tehát az így lágyított acél az egyszerű, vagy a folyamatosan lassú hűtésű teljes lágyítással hőkezelt acélnál keményebb, de a keménység a megmunkálhatósághoz megfelelő szokott lenni.



186. ábra. CrMo 240 MSZ 2655–50 nemesíthető króm-molibdén acél izotermás lágyításának tervezése (Diagram: A. Rose, W. Strassburg St. u. Eis. 75 (1955) Nr. 22, S.1474)

Az izotermás lágyítás konkrét művelettervezését mutatja a 186. ábra. A lágyítandó CrMo 240 króm-molibdén acél fő ötvözői: C = 0,4%, Cr = 1,8%, Mo = 0,3%, ezért a karbidjai biztosabb és gyorsabb oldása miatt az austenitesre alakítás hőmérsékletét  $A_{c3} + 70 = 850$  °C-ra, a szokásos edzési hőmérsékletére választjuk. Az izotermás lágyítás orrponti hőmérséklete: 650 °C, a műveleti utasítás vezérpontjával e hőmérsékleten levő J pont jelölhető ki, mely a teljes bomlás időpontja után van csaknem 200 s-mal.

A J vezérpont koordinátái: 650 °C, 900 s. Műveletek:

Hevítés  $A_{c3} + 70 = 850$  °C-ra.

Hőntartás: hőfelvétel után 10 perc.

Hűtés: 650 °C hőmérsékletű sófürdőben.

Időzés:  $900\text{ s} = 15 + \text{vastagság mm-ként } \frac{1}{2}$  perc, de legfeljebb 1 óra.

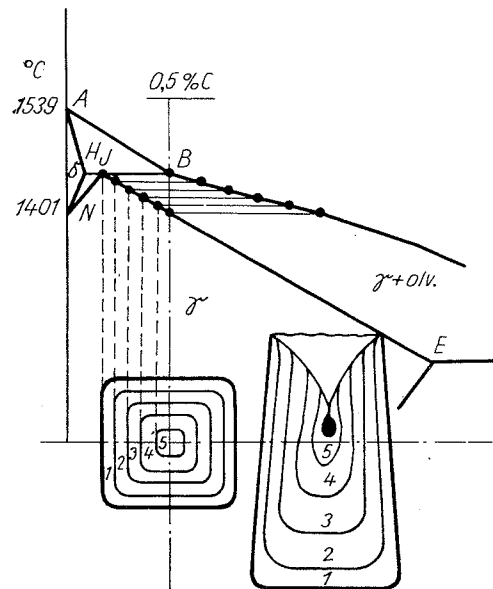
Véglehűtés: nyugodt levegőn.

Lehet az izotermás lágyítást kisebb méretű ötvözött acéltárgyakkal sófürdő nélkül úgy is végezni, hogy az austenitesre hevített darabot fűjt levegőn hűtik izzási színének elvesztéséig, majd 650 °C-ú, illetve a választott vezérpontnak megfelelő hőmérsékletű kemencébe helyezve ott tartják a 4. műveletben megadott ideig. Így lehet lágyítani kovácsolt acélokot, pl. gyorsacélt is. A kovácsolást 800 °C fölött abbahagyva áteszik a nyers kovácsolt tárgyat a perlitbomlás 730–750 °C orrponti hőközén tartott kemencébe. 2–5 órás hőntartás alatt a gyorsacél megmunkálhatóvá lágyul, bár több-kevesebb maradék austenit lesz még benne.

## 10.6. Diffúziós izzítás

A diffúziós izzítás célja, hogy a dermedés közben az alkotóknak a dendritágak közti, valamint a nagy keresztmetszetű tuskók egyes szelvényrészei között dúsulás, vagy különválás folytán bekövetkezett koncentráció-különbségeit kiküszöbölje, illetőleg csökkentse. A diffúziós izzítás célja tehát röviden az egyneműsítés, homogenizálás. A hengerelt és kovácsolt acéláru gyártására kiindulási anyagul az ún. tuskó (öntecs) szolgál, melyet vastag falú öntöttvas formába, az ún. kokillába öntenek az acélolvasztó kemencéből. A kokillába öntött acél dermedése a falával érintkező rétegekben kezdődik és halad a tuskó belseje felé. A külső és belső rétegek között tehát állandó hőmérséklet- és koncentráció-különbség van, aminek következménye az, hogy a tuskó szélén megdermedő kristályok közül az ötvözőben — ötvözetlen acélokban C, P, S-ban — dúsabb folyékony fázis a tuskó közepe felé húzódik és ott az alkotókban dúsuló koncentrációkkal dermed meg. Ezt a jelenséget nevezik „normális különválásnak”, dúsulásnak (187. ábra). Ilyen különválás egyik okozója a kristályosodás közben felszabaduló gázok befelé való áramlása, ezért ez a különválás a nagy gázfelszabadulással kristályosodó ún. meg nem nyugtatott acélban következik be. A megnyugtatott acélban, ahol a CO és CO<sub>2</sub> gázokhoz szükséges oxigént ún. dezoxidáló, megnyugtató anyagokkal: Si, Mn, Al, Ti megkötik, a kristályosodás közben alig szabadul fel gáz. Itt a tuskó folyékony részeinek ferrosztatikus nyomása az alkotókban dúsabb olvadékot, a kristályok közé szorítja, azokba a terekbe, amelyekben a dermedéssel járó zsugorodás fogási üregeket létesítene. Ennek következménye, hogy az ötvöző elemek a tuskó szélén az átlagos





187. ábra. Normális vagy egyenes különválás acéltuskóban

százalék fölé szaporodnak. Ezt a jelenséget nevezik „fordított különválás”-nak, vagy fordított dúsulásnak. Legerősebb hajlama van a dúsulásra a kénnek. A középprészek S-tartalma a primer kristályosodás során 500%-kal is meghaladja a tuskó szélének S-tartalmát. A vasszulfid, nikkelszulfid alacsony olvadáspontúak és, így legkésőbbben dermednek és a dúulás helyein a szemcséket hálósan veszik körül. A kovácsolás közben a szemcsehatáron kivált szulfid megolvad és az ún. „vöröstörést” okozza (6.8. pont). A vöröstörés veszedelme fokozottan fellép azoknál az acélfajtáknál, melyekbe szándékosan sok S-t ötvöznek: az *automataacéloknál*. Itt a rendes körülmények között legfeljebb megengedett 0,06% ötszörösét, 0,3% S-t is ötvöznek az acélba, hogy a forgácsa törekeny legyen és a rúdacél automatában való megmunkálását lehetővé tegye. Az ilyen nagy kéntartalmú automataacélok tuskóit további feldolgozás, hengerlés előtt mindig diffúziós izzításnak kell alávetni. A diffúziós izzítás a vegyi összetétel homogenizálását — mint a neve is mutatja — az alkotó diffúziója útján éri el. Mivel a diffúzió annál könnyebb, minél nagyobb a hőmérséklet és mivel a nagyszelvényű tuskó különválásának, dúulásának kiegyenlítésére hosszúak a diffúziós utak, a diffúziós izzítás hőmérséklete a szolidusz alatt 100—150 °C, ideje a tuskó nagysága szerint több nap is lehet.

A diffúziós izzítást lehetőleg egybekötik a durvahengerléshez való előmelegítéssel. Ez rendszerint a legnagyobb alkalmazott hőmérsékletű izzítás, melynek során a szemcsék igen megnövekednek. Ezután mindig a szemcsék hengerlés, kovácsolás útján való mechanikus aprításának és normalizálással való finomításának kell következnie.

A gépgyártás gyakorlatában a diffúziós izzítást alkalmazzák a túlcementált kéreg szekunder cementithálójának eloszlatására is. Ez a háló veszélyes kagylós kipattogásokat okozhat edzés után. Ezért a cementálás, a szénszegény acél felületi kérgének C-ban való dúsitása után semleges, tehát nem cementáló közegben tovább izzítják a cementált tárgyakat esetleg a cementálásnál valamivel (50 °C-szal) nagyobb hőmérsékleten. Ezalatt a túlcementált felületi kéregből a nagy koncentrációkülönbség (1,4—0,1 = 1,3% C) hatására meginduló koncentrációs diffúzió a kéreg C-tartalmát csökkenti és a kéreg vastagságát növeli.

## 10.7. Austenites lehűtés

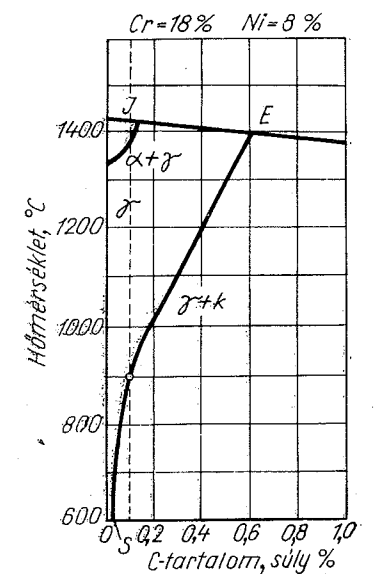
Az austenites króm-nikkel acél gyártásánál arra törekednek, hogy minél kisebb legyen a C-tartalma. A C ugyanis mind a vassal, mind pedig a krómötvözéshez használt ferrokrómmal bekerül a 18% Cr- és 8% Ni-tartalmú (Kor5), valamint a többi austenites Cr-Ni, Cr-Mn, Cr-Ni-Mo stb. acélba 0,05—0,2%-ban. Ez a C a krómmal karbidokat képez, amelyek az acél homogén austenites szerkezetét heterogénné teszik. A 18% Cr-, 8% Ni-tartalmú acélok 0—1% C határok között érvényes egyensúlyi diagram részletét a 188. ábrán látjuk. E diagramból azt olvashatjuk ki, hogy a 18/8-as króm-nikkel acél 0,1% C-tartalomnál 900 °C alatt, 0,2% C-tartalomnál pedig 1000 °C alatt elveszti homogén  $\gamma$  állapotát és a belőle az ES vonal alatt kivált karbidok miatt  $\gamma+k$  kétfázisú, heterogén anyaggá válik. Ilyen állapotban csökken a savállósága, és erősen csökken a szívóssága (fajlagos nyúlása és szakítószilárdsága).

Az egyensúlyinál nagyobb sebességű, gyakorlatilag a szabad levegőn való hűléskor is végbemegy ez a karbidkiválás.

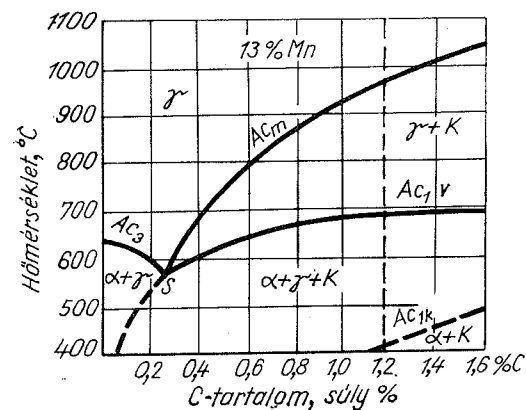
Az így megromlott acélt homogénné lehet tenni olyan hőkezeléssel, melynél a karbidokat az acélban az ES vonal fölé a homogén  $\gamma$ -mező hőmérsékletére való felhevítésével teljesen oldatba viszik, és onnan gyors, vízben való hűtéssel hűtve az austenitből való kiválásukat meggátolják. Ezt a hőkezelést *austenites lehűtésnek*, az *austenites acélok nemesítésének* hívják.

Az austenites lehűtés tehát az austenites acélok homogenizáló hőkezelése. De ugyanezt a hőkezelést alkalmazzák a hidegalakítás, pl. hideghengerlés, dróthúzás, mélyhúzás következtében megkeményedett Kor5 és egyéb austenites acélok lágyítására is. Ha ugyanis a teljes kilágyítást a  $\gamma$ -mező hőmérsékletéről való lassú hűtéssel végeznék, az acél keménysége csökkenne ugyan, de a karbidok kiválása miatt a fajlagos nyúlása és a korrózióállása is leromlana. Az 1000 °C-nál nagyobb hőmérsékletéről végzett gyors hűtés a hidegen keményedett austenites acélok legkisebb keménységét ( $HV = 230 \text{ kp/mm}^2$ ), jó szilárdságát ( $\sigma_B = 70\text{—}80 \text{ kp/mm}^2$ ), legnagyobb szívósságát ( $a_k > 20 \text{ mkp/cm}^2$ ) és legjobb korrózióállását biztosítja. Ezért is nevezik nemesítésnek ezt az eljárást, mely az austenites acélok egyetlen hőkezelő eljárása.

A Fe-Mn-C háromalkotós egyensúlyi diagram Fe-C alapvonalával párhuzamosan 13% Mn-nak megfelelően készített függőleges metszetét mutatja a 189. ábra. A föld-



188. ábra. 18% Cr-, 8% Ni-tartalmú acél egyensúlyi diagramja 0—1% C határok között



189. ábra. Az Fe-Mn-C egyensúlyi térbeli diagram 13% Mn-tartalomnak megfelelő metszete

fajlagos nyúlását teljesen elveszti és szilárdsága is  $\frac{2}{3}$  értékére csökken. Az austenites Mn-acél homogenitását, jó szilárdsági tulajdonságait ( $\sigma_B = 100$  kp/mm<sup>2</sup>,  $\delta_{10} = 50\%$ ) ugyancsak 1000 °C-ról gyors hűtéssel végzett austenites lehűtés biztosítja.

Az austenites lehűtés hőkezelésének művelettervezésénél figyelemmel kell lenni az austenites acélok ama jellegzetességére, hogy hővezetőképességük 0–300 °C között 160. ábra tanúsága szerint alig egy harmad akkora, mint az ötvöztelen acéloké; hőtágulási együtthatójuk ( $17,5 \cdot 10^{-6}$ ) 50%-kal nagyobb az ötvöztelen acélokénál ( $12 \cdot 10^{-6}$ ); a hőkezelés előtt a szegregációk miatt alakíthatóságuk nagyon kicsi (pl. az öntés után lassan hűlt 13%-os mangánacél fajlagos nyúlása 1% körül van). Ezért a homogenizálás hőmérsékletére való felhevítésüket falvastagságuk növekedésével csökkenő sebességgel szabad csak végezni. Túl gyors hevítés a munkadarab külső héjának nagy hőtágulása miatt a rideg magban repedésig növekedhető húzófeszültséget okozhat. Az áthévitést követő gyors hűtésnél ez a veszély már nincs meg, mert 1000 °C-on a hővezetőképessége kétszer akkora, mint 100 °C-on (160. ábra); akkor az acél teljes tömegében homogén austenites állapotban van és így alakíthatósága kitűnő.

A homogenizálás hőmérsékletét biztonságból 50 °C-szal 1000 °C fölött választják. A lassú hevítés alatt a karbidok fokozatosan oldódnak és így hőtartásra elég  $20 + \frac{a}{2}$  perc, ahol  $a$  az öntvény legnagyobb falvastagsága mm-ben.

18% Cr-, 8% Ni-, 0,1% C-tartalmú Kor5 austenites saválló acélöntvény austenites lehűtésének, nemesítésének műveletei:

Lassú felhevítés 400 °C-ig, onnan gyorsabb 1050 °C-ig;

Hőtartás  $20 + \frac{a}{2}$  percig;

Lehűtés áramoltatott vízben.

megmunkáló szerszámok, sínkeresztezések, váltók, őrlő berendezések ütési igénybevételeknél kopásálló acélanyaga 1,2% C-, 12–14% Mn tartalmú. A 189. ábrában az 1,2% C-nak megfelelő jelzővonal azt mutatja, hogy az 1000 °C-ról lassan hűlt austenites mangánacélból éppúgy karbidok válnak ki az  $A_{cm}$  alatt, mint a 18/8-as Cr-Ni acélból, sőt ennek az acélnek teljes egyensúlyi szövete szobahőmérsékleten ferrit + karbid ( $\alpha + k$ ). Ez az oka annak, hogy az austenites mangánacél, ha 400 °C fölött hevítve lassan hűtik,

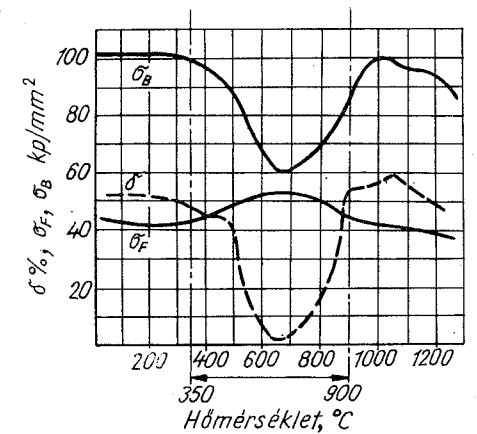
Az austenites mangánacél nemesítését 1000 °C-ról vízben való hűtéssel kell végezni. A hőmérséklettel nem szabad 1030 °C-t túllépni, mert ez az acél szemcsedurulására vezet.

Az austenites mangánacél szilárdsági tulajdonságait ez a hőkezelés óriás mértékben javítja. Öntött állapotban  $\sigma_B = 50-60$  kp/mm<sup>2</sup>,  $\delta_5 < 1\%$ , tehát rideg állapot jellemzi. Szilárdsági tulajdonságai austenites lehűtés után így javulnak:  $\sigma_F = 35-40$  kp/mm<sup>2</sup>,  $\sigma_B = 70-100$  kp/mm<sup>2</sup>,  $\delta_5 = 30-60\%$ , HB = 180–210 kp/mm<sup>2</sup>, és KCU = 15–35 mkp/cm<sup>2</sup>.

Ez az acél tehát ún. „nemesített” állapotban az összes acélok között a legszívósabb. Jellemzője, hogy ebben az állapotban legnagyobb a hideg keményedőképessége. A hideg keményedés mértéke a húzókísérlet maradó alakváltozása közben 1% keresztmetszet-csökkenésnek megfelelő valódi feszültségnövekedés. (A valódi feszültséget a húzóerőnek a hozzátartozó megváltozott keresztmetszettel való osztása adja.) Ez a hideg keményedés az ötvöztelen lágyacéloknál 0,5 kp/mm<sup>2</sup>, nemesített austenites mangánacéloknál 3–4,5 kp/mm<sup>2</sup>, tehát 6–9-szer nagyobb. Ez az oka annak, hogy az austenites mangánacél hidegalakítással HV = 500–600 kp/mm<sup>2</sup>-re keményíthető. Ez a magyarázata az ütőhatásokkal járó koptatással szemben való ellenállóképességének.

Az austenites mangánacél kiváló szívósságát homogén austenites szövetének köszönheti. Elridegedését a karbidok szegregálása okozza. Ennek a karbidkiválásnak feltétele, az 1000 °C-nál nagyobb hőmérsékletéről való lehűlés közben a 900–350 °C hőmérsékletközön lassan (levegőn hűléssel) történő áthaladás, vagy a nemesítés után ebbe a hőmérsékletközbe való újbóli felhevülés. Igazolja ezt a 190. ábra, mely a szegregálások hőközét és a szilárdsági tulajdonságokra való hatását mutatja.

Kiterjedten alkalmazzák az austenites lehűtést az austenites acéllemezek mélyhúzási lépcsői közben szükséges lágyítására. Itt általában vékony, 2 mm-nél kisebb (0,1–0,2 mm-ig) vastagságú alakos lemezárú hőkezeléséről van szó. Ezért a hevítést a lehető legnagyobb sebességgel kell végezni, hőtartási idő nem szükséges. Így történik pl. a 0,2 mm-es saválló acélszalagból mélyhúzással készült fogkoronák és fogpótlók összehegesztésével előállított „hidak” stabilizáló hőkezelése. A fogtechnikus a gázhegesztéssel vagy ellenállás hegesztéssel összehegesztett hidat bunzenlángban fehérizzásig hevíti és vízben hűti. E hőkezelés a 18/8-as CrNi acél homogén szerkezetével annak korrózióállóságát, szemcsehatár korrózióra való érzéketlenségét és legnagyobb szívósságát biztosítja. Austenites lehűtéssel biztosítják a 12%-os mangánacélból öntött váltónyelvek és sínkeresztezések nagy szívósságát.



190. ábra. A nemesített austenites mangánacél szilárdsági tulajdonságainak változása a különböző hőmérsékletekre való hevítés és azt követő gyors hűtés után (Guzzoni)

## 11. ACÉLOK TELJES EDZÉSE

### 11.1. Ötvözetlen acélok folyamatos hűtésű edzése

A folyamatos hűtésű edzés célja, hogy az acél szövetét annak lehetőleg teljes keresztmetszetében martensitessé, vagy túlnyomórészt martensitessé alakítsa és így annak teljes tömegében a lehető legnagyobb keménységet biztosítsa. A folyamatos hűtésű edzés az acél edzésének legáltalánosabb módja, azért röviden „edzés”-nek nevezik. Az edzés céljának elérésére elvileg a homogén  $\gamma$ -mező hőmérsékletére hevített acélt olyan gyorsan kell lehűteni, hogy elkerüljük a  $\gamma$ -vas bomlását és így lehetővé tesszük, hogy az  $M_s$  hőmérséklet alá hűlve martensitessé alakulhasson. Ha a hűtést a szobahőmérsékletig, helyesebben  $100^\circ\text{C}$ -nál kisebb hőmérsékletig folytatják, akkor a martensit főlegesen nagy, káros saját feszültséget okozó tetragonális rácsszerkezetűvé lesz, ami az edzési repedés veszélyét rejti magában. Az ilyen repedés mindig a lehűtés végső szakaszában, az  $M_s$  hőmérséklet alá való hűtésekor, a fajtérfogat növekedéssel járó  $\gamma$ -vas martensitté való átalakulásakor következik be. Nagy keresztmetszet-változásokat, vékonyabb helyeket, nyúlványokat tartalmazó alkatrészek edzésekor ez a repedés fémes csengésű hanggal jelentkezik. Ezért általános szabály, hogy

$100^\circ\text{C}$  alá folytatott hűtésű edzést mindig azonnal követnie kell a megeresztés első lépcsőjének, a  $160\text{--}200^\circ\text{C}$ -ra való hevítésnek, hogy a martensitrács tetragonálisból szabályos rácsúvá alakulhasson, még mielőtt a túlzott saját feszültség edzési repedést okozhatna.

Az edzés műveletei általános fogalmazással:

Hevítés a teljes, vagy elegendő mérvű austenitné válást biztosító ún. edzési hőmérsékletre;

időzés az austenitné alakulás befejezéséig;

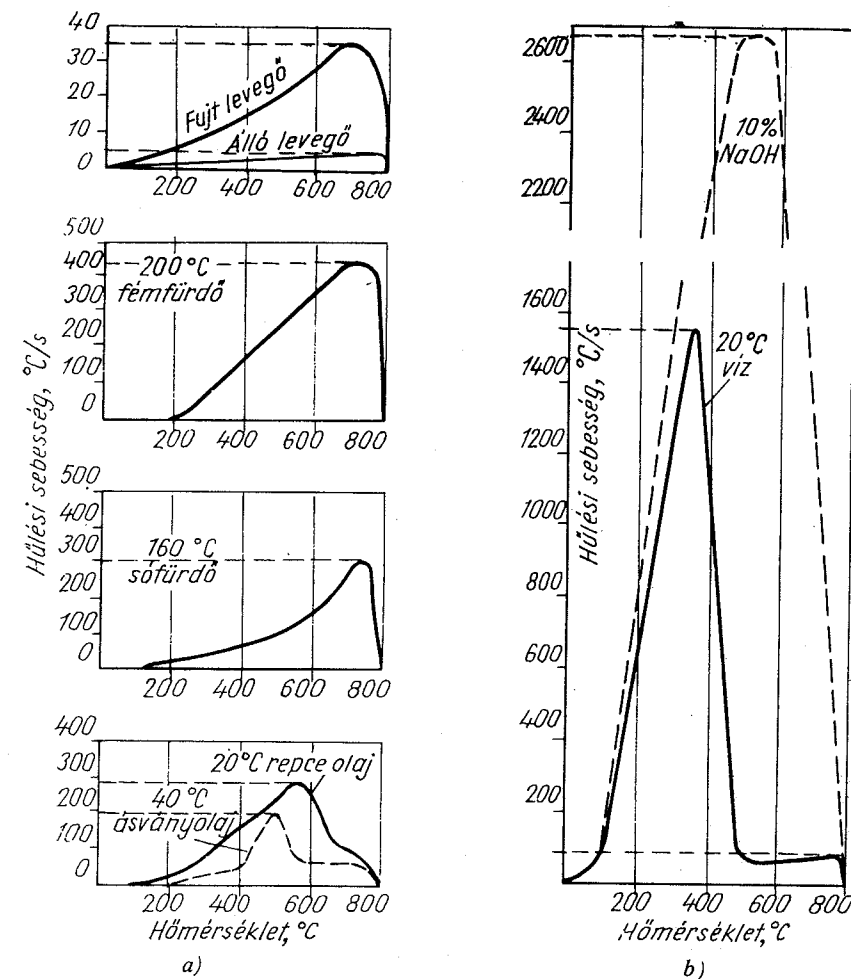
hűtés az acél felső kritikus hűtési sebességével;

megeresztés  $150\text{--}200^\circ\text{C}$ -on.

Az edzés sikere e 4 művelet közül legnagyobb mértékben az edzés hőmérsékletének és a hűtés módjának helyességétől függ. Az edzési hőmérséklet megválasztásá-

nak alapjául szolgáló  $A_{c3}$  és  $A_{c1}$  kritikus hőmérséklet, valamint a kritikus hűtési sebesség az acél összetételétől függ és az acélok adatait tartalmazó szakkönyvekből [14] vehetők ki, vagy szabatosabban az acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramjából [4] állapíthatók meg. Az ötvözetlen acélok helyes edzési hőmérsékletének megállapítására a  $\text{Fe}\text{--}\text{Fe}_3\text{C}$  egyensúlyi diagramot használhatjuk fel.

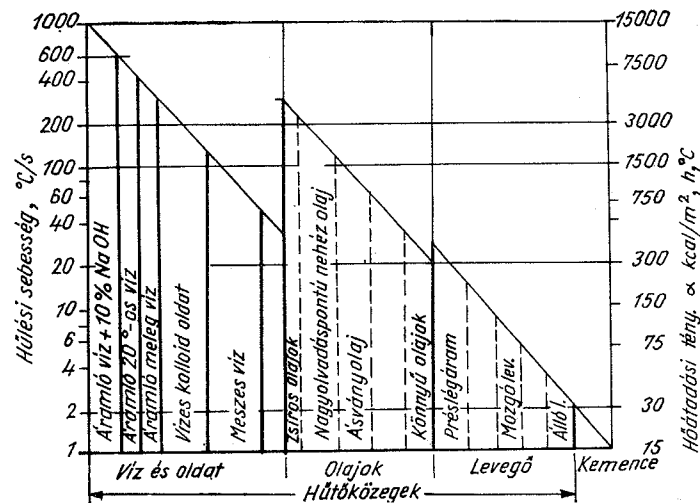
Az edzésnél szükséges hűtési sebességet úgy érik el, hogy az austenites szövetűvé hevített acéltárgyat az összetétel szerint szükséges legkisebb hűtési sebességet biztosító hűtőfolyadékba mártják, azzal permetezik, levegővel fúvatják vagy egy edzőgépben fémlapok közé szorítják. A gyakorlatban leginkább használt edzőközegek: hatékonyságuk növekvő sorrendjében: a levegő, olaj, sófürdő, fémfürdő és a víz. Ezeknek hűtőhatását ismételtelen megállapították. Összehasonlításuk csak azonos feltételek között lehetséges. A 191. ábrásor e hűtőközegek hatását mutatja  $20\text{ mm}$



191. ábra.  $20\text{ mm}$  átmérőjű ezüstgolyó hűtési sebessége különböző közegekben (F. Wever és A. Rose után)

átmérőjű 800 °C-ra hevített ezüstgolyó hűlése közben. Az ábrából azt látjuk, hogy a közegek között a 10% NaOH-t tartalmazó víznek kiugróan legnagyobb a hűtőhatása és a fém- és sófürdő, a repceolaj és a levegő hűtőhatásához hasonlóan hűtőhatása a legnagyobb a perlitté bomlás hőmérsékletén.

Jellegében eltér ezektől a víz és az ásványolaj viselkedése. A tiszta víz hűtőhatása 800—500 °C hőmérsékletközben viszonylag egész kis értékű. Ennek oka az, hogy a hűtés első periódusában a hűtött felületet gőzréteg burkolja, mely később szét-pattan és így 300—400 °C között érvényesül csak a víz erőteljesebb hűtőhatása. Meleg víznél a gőzburok még makacsabb és még erős mozgatással sem rombolható



192. ábra. Különböző edzőközegek 500 °C-on mért hőtadási tényezői és hűtőhatásuk okozta hűlési sebességek [16]

szét. 5—10% konyhasónak, vagy nátronlúgnak a vízben való oldása ezt a jelenséget megszünteti és a víz hűtőhatását éppen a C-görbe orrpontja körüli hőmérsékleten (500—600 °C) erősen megnöveli. Bár a nátronlúg mérgező hatású, ezért kezelése biztonsági rendszabályokat követel, mégis előnyösebb a használata, mert a sós víz az edzett tárgyakon korróziót okoz.

Az ásványolaj viselkedése hasonló a vízéhez. Itt a hőszigetelést nem kondenzálható gázok okozzák. Az edzőolajok annál nagyobb hűtő hatásúak, minél sűrűbbek, zsírosabbak, minél nagyobb a viszkozitásuk és minél magasabb a lobbanáspontjuk. Legjobb edzőolajok a növényi olajok, amilyen pl. a repceolaj.

Az edzésnél a hűtőhatás az 500 °C körüli hőmérsékleten lényeges. Az egyes hűtőközegek hatását összefoglalóan mutatja ezen a hőmérsékleten a 192. ábra.

Ha ismerjük az acél felső kritikus sebességét, vagy ha ismerjük folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramját és ebből meghatározzuk azt, akkor annak elérésére alkalmas hűtőközeget a 192. ábrából ki tudjuk választani. Az edzés gyakorlatában nem ragaszkodnak ahhoz, hogy az edzett acél szövete 100%-ban martensit

legyen, hanem néha megelégszenek azzal is, ha 50%-ban válik edzés közben martensitessé, 50%-ban finomlemezes perlit és bainit szövetű. Az edzés hűtési sebességének megfelelően a felső kritikuskál kisebb is lehet.

Az acélok kritikus hűtési sebességét az ötvözőelemek csökkentik. Már az ipari ötvöztelen acélok kritikus hűtési sebessége is kisebb a tiszta Fe-C ötvözetekénél. Például a csak C-t tartalmazó 0,8% C-tartalmú Fe-C ötvözet felső kritikus hűlési sebessége 750 °C/s-nek vehető, az ennél kevesebb C-t tartalmazó ötvözeté még nagyobb. A gyakorlati 0,45% C-tartalmú acél egy konkrét adagjánál, amelynek összetétele C = 0,44, Si = 0,22, Mn = 0,66, Cr = 0,15%, a folyamatos hűtésű átalakulási diagramból számított 500 °C-hoz tartozó felső kritikus hűlési sebesség közelítőleg

$$v_{krf} = \frac{A_{c3} - 500}{i_m} \quad (37)$$

képletből számítható. A C45 acél adatait helyettesítve

$$v_{krf} = \frac{785 - 500}{1,5} = 190 \text{ °C/s-nak}$$

adódik (102. ábra és [2] 380. old. 52. táblázat, ahonnan  $A_{c3} = 785^\circ$ ,  $i_m = 1,5$  s). Az acélgártás során bekerült ötvözők tehát 25%-ára csökkentették a kritikus hűtési sebességet. Az edzéshez használt hűtőközegek tehát ennél nagyobb hűtőhatást kell kifejtenie. A 192. ábra szerint az ötvöztelen acélok edzésére, amelyek kritikus hűtési sebessége kis ötvözőtartalmuk miatt az összes acélfajtáéhoz hasonlítva a legnagyobb, nemcsak az NaOH-tartalmú, hanem a 20 °C hőmérsékletű mozgásban levő víz, sőt szükség esetén — bonyolult alakú munkadarabok edzésénél — még a legnehezebb zsíros olaj is megfelel.

Az ötvöztelen acélok edzési hőmérsékletének megválasztásánál külön kell vizsgálnunk a hipo-, és külön a hipereutektoidos acélokat. A hipoeutektoidos acélok nál az edzési hőmérséklet mindig nagyobb, mint az  $A_{c3}$ , mert különben az austenitben nem oldott, lágy ferrit marad vissza. Az  $A_{c3}$  túllépésének mérvét a  $\gamma$ -vas szemcséinek a hőmérséklettel való növekedése szabályozza (96. ábra). Arra kell törekedni, hogy a hevítéskor keletkezett homogén  $\gamma$ -vas szemnagysága minél finomabb legyen. Ez pedig az  $A_{c3}$  minél kisebb túllépését kívánja. A hőmérsékletmérés pontatlansága miatt a kívántnál nagyobb hőmérséklet-többletet szokás engedni. Így alakult ki az a szemlélet, hogy a hipoeutektoidos acélok helyes edzési hőmérséklete:  $A_{c3} + 20$ —50 °C. Ehelyett a következőkben  $A_{c3} + 30$  °C értékekkel számolunk, mint edzési hőmérséklettel.

A hevítés sebességére nézve irányadó az a szempont, hogy a tárgy méretei által megengedett legnagyobb sebességgel kell hevíteni. Ennek indoka az, hogy a hevítés közben mindig megvan a C kiégésének veszélye. Márpedig a C az edződéshez nélkülözhetetlen ötvöző, amit semmi más nem pótol. A C kiégése éppen a felületen következhet be, ahol a kopásálláshoz a legnagyobb keménységre van szükség. Ezért

300 °C-ig lassan, 600 °C-tól pedig igen gyorsan hevítünk, mert e hőmérséklet fölött indul meg a rohamos oxidáció és gyorsul meg a C-kiégés. Ilyen nagy hőmérsékleten nincs már meg a magrepedés veszélye, mert a 600 °C-ra felhevített acél képlékeny alakváltozóképesége ( $\delta, \psi$ ) annyira megnő, hogy a héj és mag közötti hőmérséklet-különbség okozta saját feszültséget alakváltozással szünteti meg.

Az edzés hőmérsékletén való időzést hasonló megfontolásokból a lehető legkisebbre kell korlátozni. A szükséges időtartamot az  $\alpha-\gamma$  átalakulás, illetve a proeutektoidos ferrit  $\gamma$ -vasban való oldódása szabja meg. Maga az  $\alpha-\gamma$  átalakulás hirtelen, átbillenésszerűen megtörténik. Ennek tehát nincs időszükséglete. A heterogén fázisoknak a  $\gamma$ -vasban való oldódása csak diffúzióval történhet. Ez a folyamat tehát időt igényel, mégpedig annál többet, minél durvábbak a fázisok. Legdurvább heterogén fázisokat tartalmaz a lassan dermedt, vastag falú acélöntvény, legfinomabbak a fázisai a képlékenyen (hengerléssel, kovácsolással) mechanikusan megmunkált, valamint az előzetesen szemcsefinomító hőkezelésnek, normalizálásnak alávetett acélnak. Ezért fontos az a rendszabály, hogy

ha acélöntvényt edzeni kell, akkor az előtte levő műveletek közé, rendszeren nagyolás után normalizálást vagy nemesítést kell beiktatni.

Az edzési hőmérsékleten való időzés tartamának meghatározásánál arra is figyelemmel kell lenni, hogy minél nagyobb a hőmérséklet, annál hatványozottabban nagyobb a diffúziós tényező, tehát kisebb a diffúzió időszükséglete, de annál nagyobb a szemcsedurvulás és az elszéntelenedés veszélye is. A szemcsedurvulás veszélye szempontjából ötvöztelen acéloknál a 900 °C olyan hőmérséklet határ, amely fölött csak igen rövid időig szabad időzni az edzésnél. Az erősen alakított (vékony, hengerelt v. kovácsolt félkészáruból készült) alkatrészek edzésénél a hőntartás teljesen mellőzhető és az edzési hőmérsékletre való áthelyezés után közvetlenül lehet hűteni. Vastagabb tárgyaknál az edzési hőmérsékleten való tartás  $10 + \frac{a}{2}$  percre, ahol  $a$  a legnagyobb vastagság mm-ben, de legfeljebb 30 percre tehető.

A hipoeutektoidos ötvöztelen acél edzésének műveletei:

Hevítés  $A_{c3} + 30$  °C-ra;

hőntartás  $\left(10 + \frac{a}{2}\right)$  perc, de legfeljebb 30 perc;

hűtés mozgó vízben;

megegyezés 150—200 °C-on.

A hipereutektoidos ötvöztelen acélok edzési hőmérsékletének megválasztásánál ugyancsak célkitűzés a homogén  $\gamma$ -mező hőmérsékletére való hevítés. A 193. ábra tanúsága szerint azonban az 1,2—2% C-tartalmú acéloknál az  $A_{cm}$  nagy hőmérséklete miatt túl kellene lépni a 900 °C korlátot és így az austenit szemcsemérete

megengedhetetlenül nagyra nőne. Az austenit szemnagysága az edzés kritikus sebességű hűtésénél nagyságát az  $M_s$  hőmérsékletig való túlhűtésig megtartja és így azonos szemnagyságú martensitté alakul (96d ábra). A durva szemű martensit nagy felületi nyomásnál könnyen kipattogzik. Ezért

az 1,2%-nál nagyobb C-tartalmú acélokat edzéskor nem szabad az  $A_{cm}$  fölé hevíteni.

Az 1,2% C-tartalmú acél szövetének 93%-a perlit, 7%-a szekunder cementit. A 2% C-tartalmúnál ugyanezek az értékek 80% és 20%. Az  $A_{c1}$  hőmérséklet fölé hevítve a 93—80% perlit a legfinomabb szemcsés austenitté alakul, amelyben még szekunder cementit marad. Edzés után az austenit finom szemű tús martensitté válik, amelybe esetleg hálósan illeszkedik a szekunder cementit. Mivel a cementit és martensit keménysége közel egyenlő, akkor sem kapunk érdemlegesen nagyobb keménységet, ha az  $A_{cm}$ -nél nagyobb hőmérsékletre edzünk. Ezért

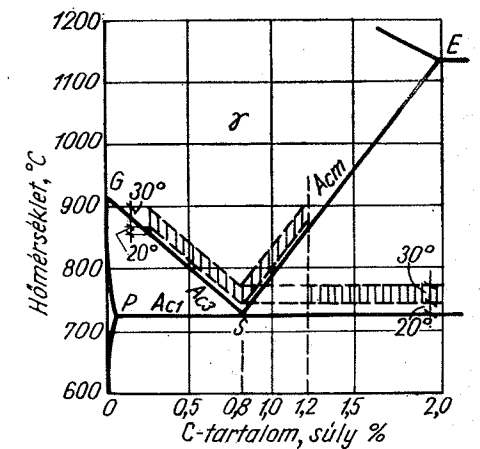
a hipereutektoidos acélokat nem is érdemes az  $A_{cm}$ -nél nagyobb hőmérsékletre edzeni.

A hipereutektoidos ötvöztelen acélok edzési hőmérsékletei fenti megfontolások szerint

0,8—1,2% C-tartalmú acéloknál  $A_{cm} + 30$  °C,

1,2—2,0% C-tartalmú acéloknál  $A_{c1} + 30$  °C.

Az így edzett első csoport szövete homogén martensit, a második csoporté finom szemű martensit és az austenit szemcsék körül kivált karbidháló. A hálós szekunder cementit többnyire nem tűrhető meg az edzett szövetben. Mindig fontos követelmény ez pl. a nagy fajlagos felületi nyomások keletkezésekor, ami a golyós és görgős csapágyaknál fordul legtöbbször elő. Teljesen eltüntethető a szekunder cementit-háló a hipereutektoidos acél edzett szövetéből, ha az acél karbidtartalmát az edzéshez való hevítés előtt begömbösítik (10.3. pont 180. ábra). Ilyenkor az edzés előtt az acél kiindulási szövete szferoidit, szemcsés perlit. Az edzési hőmérséklet  $A_{c1} + 30$  °C, de időzésre a szokásosnál több időt adnak:  $\left(30 + \frac{a}{2}\right)$  perc, mialatt a finom



193. ábra. Az ötvöztelen acélok edzési hőmérsékletmezői



szemcsés eutektoidos  $\gamma$ -vassá való átalakulás az acél teljes tömegében végbemegy. Az austenit azonban nem lesz homogén, hanem benne fel nem oldott gömbös karbidok helyezkednek el a szekunder cementitnek megfelelő mennyiségben. Az edzés hűtési szakaszában ezek a karbidszemek csírahatásukkal az átalakulási hajlamot növelik, tehát a kritikus hűtési sebességet is növelik. Az ilyen acélt üvegkeményre 10% nátronlúgos vízben lehet edzeni. Az edzett szövet karbidszemeket tartalmazó finom szemű tűs martensit, tehát kiváló, igen nagy felületi nyomások viselésére alkalmas edzett szövet.

Az edzést követő megeresztés célja, hogy a 100 °C alá folyamatosan hűtött acél tetragonálissá vált martensitjét szabályossá alakítsuk és ezzel a fölös saját feszültségét csökkentjük. Ez a hatás igen rövid idő, percek alatt bekövetkezik, ha az edzett acél hőmérsékletét 150 °C fölé növelik (5.10. pont). Az ilyen legkisebb hőmérsékletű megeresztés gyakorlati végrehajtása a következő módokon történhetik: 1. Olajban való főzés  $\frac{1}{2}$ —1 óráig. 2. Légekvarásos megeresztő kamrás kemencében való hevítés 1—2 órán át. 3. Az edző közegben való hűlést az edzett darab elfeketedése után megszakítják és a darab belsejéből kiáramló saját meleggel eresztik meg. 4. Az edzett darab felületén egy kis részt fémesre köszörülnek és a darabot alulról fűtött forró fémlapra helyezik addig, míg a csiszolt felület sárga futtatási szint nem kap. 5. A finom élű szerszámokat, marókat menetfúrókat ugyanígy, de fűtött homokfürdőben eresztik meg.

## 11.2. Ötvözött acélok edzése a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramok alapján

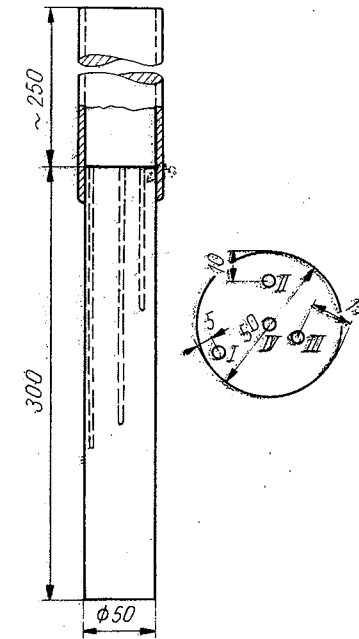
A kissé ötvözött acélokra az edzésnek előző pontban ismertetett szabályai értelemszerűen érvényesek addig, míg az ötvözés mérve az Fe—C egyensúlyi diagram vonalait csak kevéssé módosítják. A több alkotós acél egyensúlyi diagramjának azonban nincs értelme. Az összes acélok, de elsősorban az ötvözött acélok hőkezelésének művelettervezését a minőségi gyártás igényeit kielégítő szabotossággal az átalakulási diagramok alapján lehet végezni.

A folyamatos hűtésű edzés művelettervezésének alapja az acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramja. Ezeket a diagramokat 4—5 mm átmérőjű hengeres próbatestek dilatométer-görbéivel vették fel olyan műszerrel, mely az átalakulási pontok jelzése mellett a próbadarab lehülési görbét is regisztrálta. Az így felvett diagramokból akkor lehet a folyamatos hűtéssel végzett hőkezelési folyamatoknál keletkező szövetre és keménységre elegendő pontossággal következtetni, ha a tényleges munkadarabokban a lehülési görbék elegendő pontossággal közelítik meg a diagramok görbét.

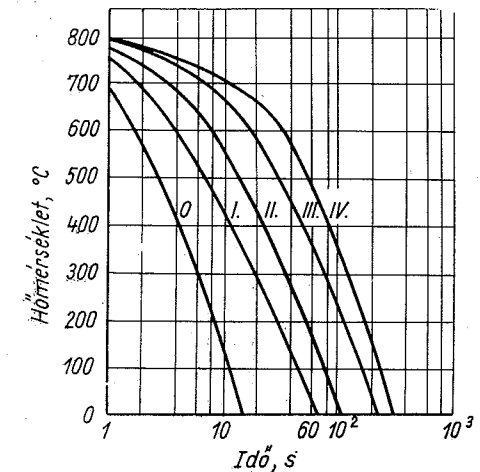
E kérdés tisztázására alapos kutatómunkát végzett F. Wever, A. Rose és W. Strassburg [15]. Felvették 50 mm átmérőjű hengeres acélrúd keresztmetszetének a felülettől 5, 10, 15 mm-re levő

helyein, és a középpontjában 860 °C-ról vízben, olajban és levegőn való hűlés közben a lehülési görbéket. A homloklapok hűtő hatását a próbatest  $l = 6d$  hosszával küszöbölték ki. A mérési pontok helyét a 194. ábra mutatja. A próbatesthez hegesztett csődarab a hűtőfolyadékban a hőelemek számára fűt 5 mm átmérőjű lyukakba való behatolását és a vezetékek zárlatát hártja el.

Az I—IV. mérőhelyekről készült a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramokéval azonos féllogaritmus koordináta-rendszerbe rajzolt lehülési görbéket mutat a 195. ábra. A lehülési görbék alakja és menete jól egyezik a folyamatos hűtésre érvényes diagram felvételénél használt próbatestek megfelelő sebességű hűtésekor kapott lehülési görbékével.



194. ábra. Mérőhelyek elhelyezése az 50 mm átmérőjű rúdacél lehülési görbéjének felvételénél



195. ábra. Nemesíthető MnSi szerkezeti acélból készült 50 mm átmérőjű rúdacél 860 °C-ról való lehülési görbéi keresztmetszetének különböző pontjain vízűtéskor: 0 felületen, I. 5 mm, II. 10 mm, III. 15 mm mélyen, IV. a magban

Az elvégzett szövetszerkezeti és keménységvizsgálat alapján igazolódott, hogy egyrészt a mérőhelyek lehülési görbéje, másrészt szövetösszetétele és keménysége egymással egyértelmű összefüggésben van; a hengeres munkadarabok keresztmetszetének különböző helyein a lehülésgörbék alakja és menete a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramok felvételénél kapott görbékével egyezik és így az átalakulás eredménye a görbék szerint egymásra kölcsönösen vonatkozatható.

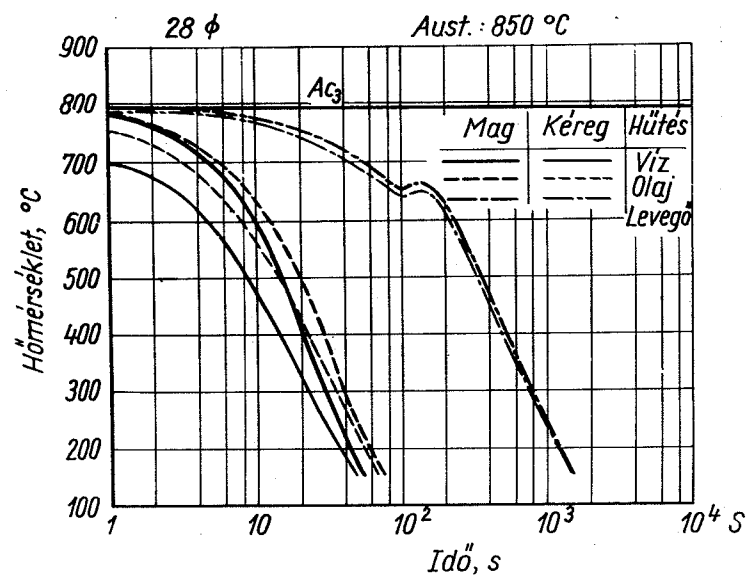
E kutatási eredmény értékeléséből következik, hogy a munkadarab helyi lehülési görbéjének ismeretében az acél ismert folyamatos átalakulási diagramjának ugyanilyen lehülési görbéje mentén leolvashatók az acélban keletkező szövetek fajai, mennyisége és átlagos keménységük. Ez annyit jelent, hogy

a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramok a gyakorlati folyamatos hűtésű hőkezelésekre közvetlenül felhasználhatók.



A felhasználás módja az, hogy a munkadarabban, vagy annak megfelelő helyén, a felületén vagy a belsejében a hűtési mód okozta lehülési görbét egybevetik az acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramjával. Az azonos illetve közelálló lehülési görbe mentén keletkező termékek és azok keménysége alapján értékelik a hűtőközeget, illetve hűtési módot az acél munkadarab edződése szempontjából. Ennek gyakorlati megvalósítása az, hogy a különböző átmérőjű acélokat (pl. 25, 50, 100 mm) különböző hűtőközegekben: víz, olaj, levegőben hűtve azok felületén és belsejében mért lehülési görbéket az acélok diagramjaival azonos léptékű, fél-logaritmikus koordináta-rendszerben átlátszó papírosra rajzolva, e lehülési görbéket fedésbe hozzák az acélok diagramjaival (az idő és hőmérséklet szerint gondosan tájolva) és így választják ki a szóbajóhető acélfajták közül azt, amely a legenyhébb hűtőközegnél is már kiadja az előírt keménységet, illetve szövetet.

Az egyes hűtőközegek különböző átmérőjű szerkezeti acélban okozott lehülési görbéit felvették és átlátszó műanyag lapra nyomtatva adják az acélok diagramjai mellé. A 196. ábra a 28 mm, a 197. ábra a 48 mm, a 198. ábra a 95 mm átmérőjű rúdacél lehülési görbéit mutatja\*.

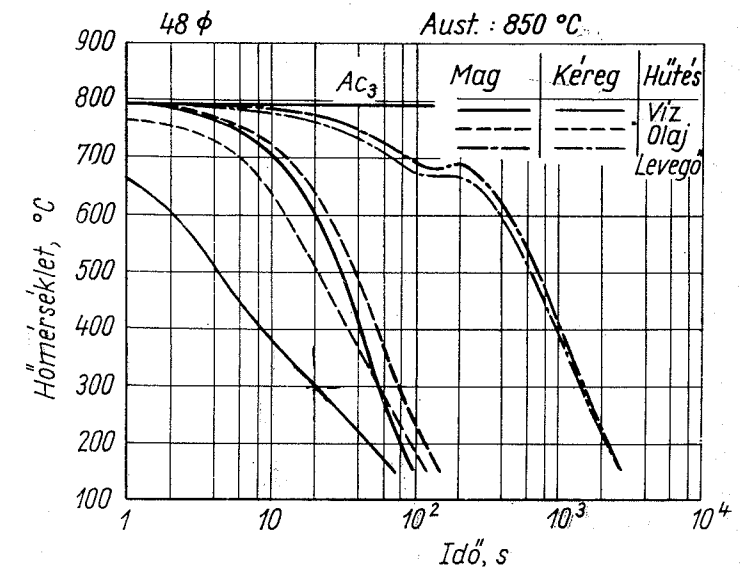


196. ábra. 28 mm átmérőjű rúdacél lehülési görbéi

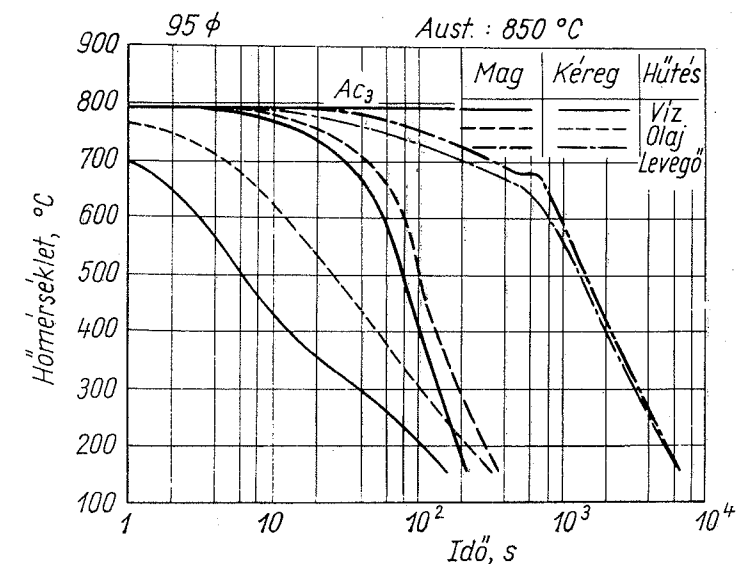
A 181. ábrán a CrV 150 acél folyamatos hűtésének átalakulási diagramja látható. Edzési hőmérséklete:  $A_{c3} + 30 \text{ °C} = 760 \text{ °C}$ , tehát a 196. ábra lehülési görbéi, amelyek 800 °C-ról való lehülésekre vonatkoznak, a kb. 30 mm átmérőjű CrV 150

\* A lehülési görbéket a tankönyvben található átalakulási diagramokéval azonos léptékben rajzoltuk, hogy a róluk átlátszó papírosra átmásolt lehülési görbék az egyes acélok edzésének művelettervezésére felhasználhatók legyenek.

acélhoz használhatók. A 181. ábrával fedésbe hozott 196. ábrából berajzoltuk a lehülési görbéket a 181. ábrába. A diagram b-vel jelölt bainites átalakulás mezőjének bal szélső határvonalához simuló lehülési görbe felel meg a felső, a jobb oldali pedig az alsó kritikus lehülési sebességnek. Látható, hogy vízhűtésnél (teljes vonal) a mag is, olajhűtésnél a felület hűl a kritikus felső sebességgel, de



197. ábra. 48 mm átmérőjű rúdacél lehülési görbéi.



198. ábra. 95 mm átmérőjű rúdacél lehülési görbéi

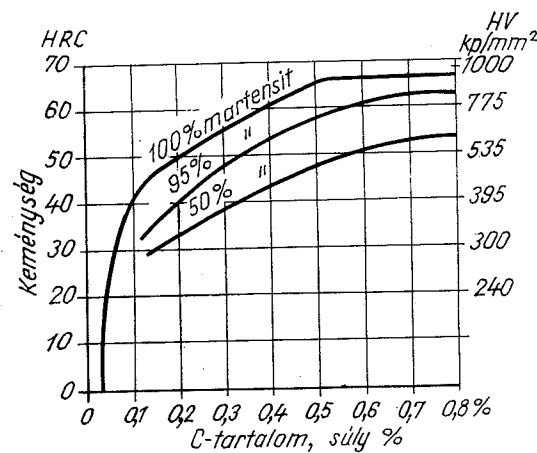
a mag is hozzá közeli sebességgel hűl. Ezért az edzési repedés elkerülésére a nagyobb biztonságot adó olajhűtést választjuk. Az ábra szerint az acél HRC = 63 keménységre edződik és 1% bainitot tartalmaz. A szövet többi része 1–2% maradék austenit mellett 98–97% martensit lesz a teljes keresztmetszetben. A 181. ábrába rajzolt eredményvonalas lehülési görbék azt mutatják, hogy 800 °C-ról levegőn hűtve, ami normalizáló hőkezelésnek felel meg, 100% finomlemezes perlit keletkezik, és az acél keménysége kisebb lesz HRC = 32, illetve HV = 316 kp/mm<sup>2</sup>-nél.

Olyan acélok edzését, amelyről nincs folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram, az acélfajták adatait tartalmazó táblázatokból [14] kivett adatok alapján végezzük.

### 11.3. Edzhetőség. Átedzhetőség

Az edzéssel az acélok keménységének fokozását akarják elérni azért, hogy az üzemi igénybevételeket pl. a felületi benyomódást, koptatást jól állja. Néha az acél fizikai tulajdonságainak módosítását célozza az edzés. Ilyen eset pl. az állandó mágnesek edzése, mely a koercitív erő növelését biztosítja. Az egyidejű keménységnövekedés ez esetben inkább káros kísérő jelenség.

A keménység minőségében a fokozatok széles skálája fordul elő. Az edzett acél lehet nagyon kemény, szívós kemény és szívós állapotú. A keménység kiterjedhet az acél teljes keresztmetszetére, vagy annak csak a felületi rétegére. Az ilyen felületi keménység rétegvastagsága is néhány mikrontól az 5–10 mm-ig változhat. Gyakran



199. ábra. Az edzésnél elérhető keménység függése az acél C-tartalmától

keménység C-tartalom függvényét a 199. ábra szemlélteti. A martensit keménységét a gyakorlati edzés nem szokta elérni, mert 100%-os martensites átalakulást csak egész vékony próbadarabokon is csak kivételesen sikerül elérni. Gyakran

az a követelmény, hogy az edzett kemény kéreg szívós maggal párosuljon. Az edzett acél keménységét és a kéreg mélységét az acél összetételével egybehangolt hőkezeléstechnológiával tudjuk széles határok között szabályozni.

Az edzéssel elérhető legnagyobb keménység nagysága kizárólag az acél C-tartalmától függ és csaknem független az ötvözők jelenlététől. (5.9. pont).

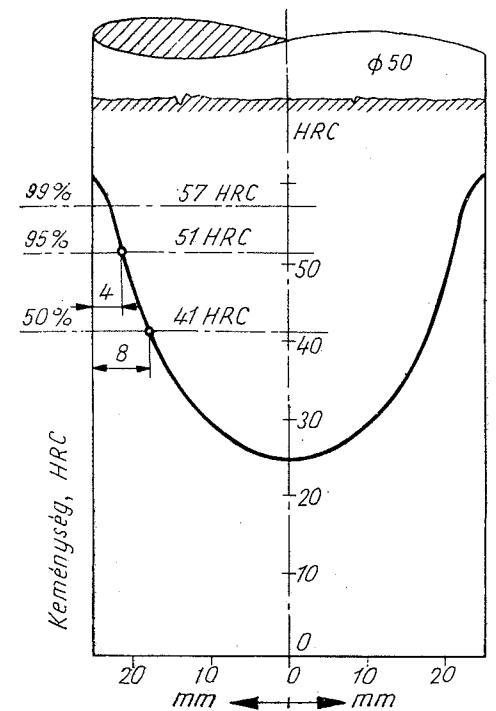
A martensit keménysége az anya szövetében, az austenitben oldott C-atomok mennyiségétől függ. A

korlati edzéseknél a hűlési sebesség gyakran kisebb a felső kritikus sebességnél és így a martensit mellett bomlási szövet, bainit és finomlemezes perlit is megjelenik. A bomlási szövet mennyiségének növekedésével csökken az edzési keménység. A 95 és 50 % martensitet tartalmazó acél edzési keménységeit a 199. ábra feltünteti. Ezek a keménységi görbék a tiszta martensitével párhuzamosan haladnak alacsonyabb szinteken. Azonos C-tartalmú edzett acél keménysége tehát arányos martensittartalmával.

Ötvözetlen acélok általában csak legfeljebb 5 mm mélyen edződnek majdnem teljes (90–95%) martensites keménységűre. A keménység a felülettől a darab magrésze felé haladva rohamosan csökken. A 200. ábrán látható edzési próba 0,38% C-, 1% Si-, 1,14% Mn-tartalmú gyengén ötvözött acél 860 °C-ról vízben edzés után hosszának középmetszetén az ábrán látható keménységeloszlást mutatja. Az ilyen C-tartalmú acél 95% martensites keménysége a 199. ábra szerint kb. 51 HRC.

Ez az érték a 200. ábra szerint kb. 4 mm mélységben jelentkezik. Ez annyit jelent, hogy az acélrúd 4 mm-nél vékonyabb felületi rétege hűlt le a felső kritikus hűlési sebességnél nagyobb sebességgel.

Az acélrúd ilyen kis mélységben való edződésének oka az, hogy az acél kis hővezető képessége korlátozza a belső rétegekből elvezethető meleg mennyiségét. Ezért az acél belső rétegeinek hűlési sebessége a felülettől való távolsággal csökken. A rétegek felülettől való távolságával csökken az azokban megjelenő martensit mennyisége és növekszik az austenit folyamatos hűtéskor végbemenő bomlástermékeinek: ferrit, perlit, bainit mennyisége. Ezzel együtt csökken az átlagos keménység. Egy adott acél bármely helyének edzési keménysége szoros összefüggésben van az acél C-tartalmával, a vizsgált hely lehülési sebességével, és az acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramjával. E kölcsönös összefüggések ismerete az elméleti alapon végzett edzés művelettervezésére nagyon fontos és hasznos, azért a következőkben részletesebb vizsgálat alá vesszük.



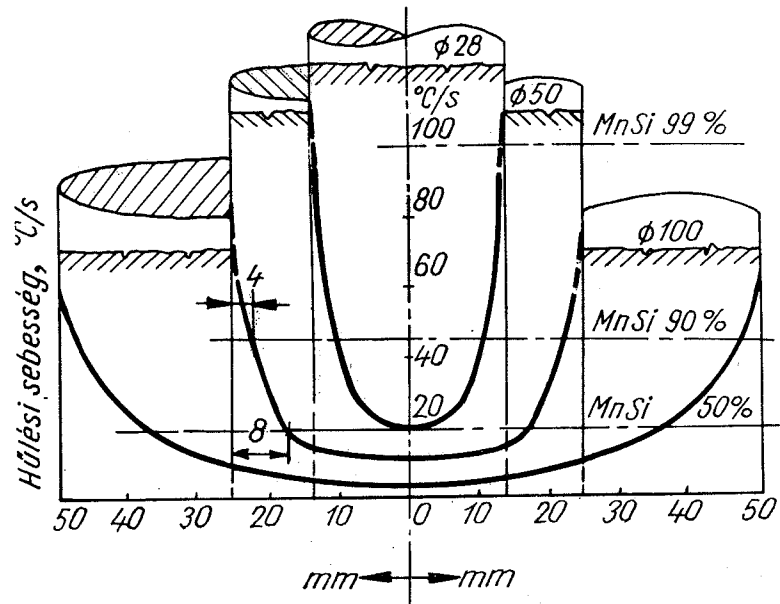
200. ábra. Vízben edzett 50 mm átmérőjű 0,38% C-tartalmú MnSi acél keménységeloszlása

A különböző átmérőjű rúdacél belső rétegeinek lehülési sebességeit 500 °C-on határozzuk meg mert az edzéssel az austenit perlitte bomlását akarjuk elkerülni és erre nézve a legtöbb acélnál az 500 °C-on jelentkező hűlési sebesség a döntő. A kísérletileg felvett, illetve az átalakulási diagram

mokban szereplő lehülési görbék 500 °C-hoz tartozó hűlési sebességét közelítéssel a

$$\frac{\Delta t}{\Delta i} = \frac{A_{cs} - 500}{i_{500}} \quad ^\circ\text{C/s} \quad (38)$$

képletből számíthatjuk, ahol  $i_{500}$  a lehülési görbének az 500 °C izotermával való metszéspontjának idő-koordinátája. A 196, 197 és 198. ábrák lehülési görbéinek adataiból így kiszámított hűlési sebességekből szerkesztettük meg a 201. ábra görbeit, melyek a 28, 50 és 100 mm átmérőjű kb.



201. ábra. A 28, 50 és 100 mm átmérőjű acél belsejében keletkező hűlési sebességek 860 °C-ról vízben hűtve

0,4% C-tartalmú ötvözetlen acélrudak belsejében keletkező hűlési sebességeket mutatják 860 °C-ról vízben való hűtésekor.

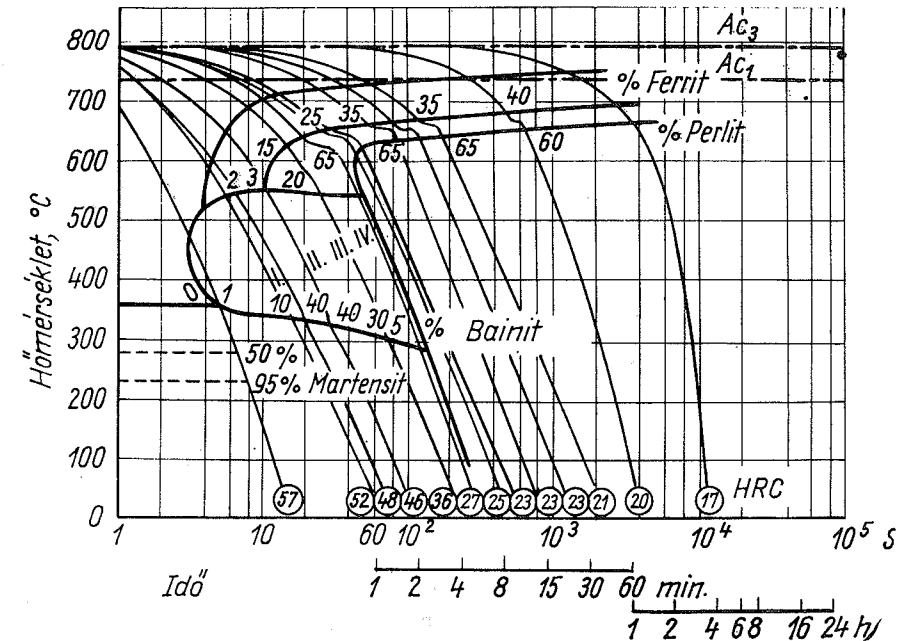
A 202. ábra a 0,38% C-, 1% Si-, 1,14% Mn-tartalmú acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramját mutatja. A megjelölt vonalak a 195. ábra lehülési görbéi, tehát az 50 mm átmérőjű rúd 194. ábrában megadott helyein edzés közben felvett lehülési görbék.

A 199. ábra szerint a 0,38% C-tartalmú acél keménysége 95% martensittartalomra való edzésnél 51 HRC, 50% mellett 41 HRC. E keménység szinteket a 200. ábrába eredményvonallal bejelöltük. A keménység eloszlási görbének e szintekkel való metszései azt mutatják, hogy 51 HRC-nél keményebbre edződik 4 mm, 41 HRC-nél keményebbre 8 mm vastag réteg.

A 201. ábrában az 50 mm átmérőjű rúd hosszmetézetébe rajzolt hűlési sebességgörbéből a felülettől 4 mm-re kivágott pont 43 °C/s hűlési sebességet, a felülettől 8 mm-re kivágott pont 20 °C/s hűlési sebességet határoz meg. Előbbi a MnSi acél kb. 90–95% martensittartalmát, utóbbi annak 50% martensittartalmát biztosító hűlési sebesség.

A 202. ábrában, a MnSi acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramjában balról a második hűlési görbe mentén 10% bainit, és így 90% martensit keletkezik. Körülbelül ez felel meg az 50 mm átmérőjű rúd 4 mm mélyen levő rétegében keletkező átalakulási termékeknek, melyeknek átlagos keménységét az ábra 51 HRC-nek jelzi. E görbe az 500 °C-izotermát  $i_{500} = 7$  s pontban metszi. Az ezzel számított hűlési sebesség: 43 °C/s.

Az 50% martensitet adó lehülési görbe a 202. ábra 4. és 5. lehülési görbéje közé esik, mert a 4. görbe 3% ferrit, 40% bainit és így 57% martensit szövetet és 46 HRC átlag keménységet, az 5. pedig 15% ferrit, 20% perlit, 30% bainit és így 35% martensit szövetekeket és 36 HRC átlag keménységet mutat. Az 50% martensitet adó hűlési sebességnek kb. megfelelhet az ábrába berajzolt II. lehülési görbe, melyet a széltől 10 mm távolságban vettek fel. E görbére  $i_{500} = 17-18$  s, aminek kb. 18 °C/s hűlési sebesség felel meg. E hely távolsága 10 mm, nagyobb a 8 mm-nél. Ennek megfelelően hűlési sebessége is kisebb 20 °C/s-nál. Az adatok így is jó összhangot mutatnak.

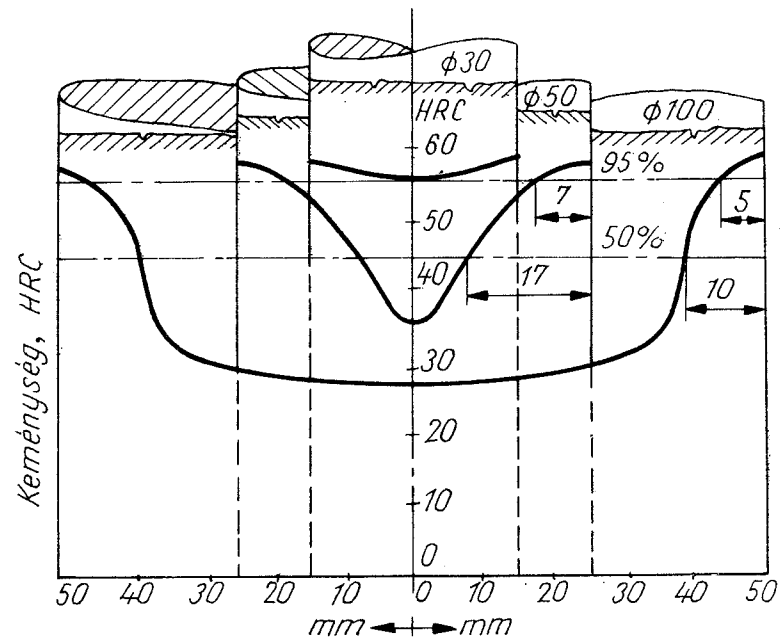


202. ábra. A 0,38% C-, 1% Si-, 1,14% Mn-tartalmú acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramja. A jelölt vonalak egy 860 °C-ról vízben edzett 50 mm Ø rúd felületétől 5 (I), 10 (II), 15 (III) mm távolságban levő belső rétegeinek és a magrés (IV) lehülési görbéit jelzik. (A. Rose, W. Peter, W. Strassburg St. u. Eis. 75 (1955) Nr. 22. S. 200.)

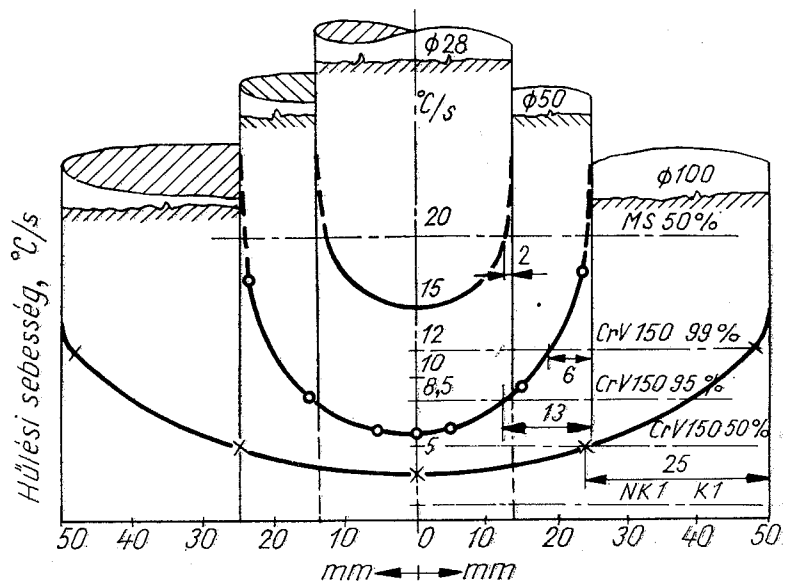
Ez az analízis igazolja egy acél gyakorlati edzése után keresztmetszetének különböző pontjaiban mért keménységértékének, a szövetszerkezetének és a hűlési sebesség nek szoros összefüggését, ezzel az acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramjának gyakorlati hőkezelésre való felhasználhatóságát.

A 203. ábra a 0,45% C-tartalmú ötvözetlen szerkezeti acél vízben való edzése után a keresztmetszeten mért keménységeket mutatja. A 30 mm-es rúd 95% keménységűre, 55 HRC-re teljes keresztmetszetében edződik, átédződik. Ezt az 55 HRC keménységet az 50 mm átmérőjű rúd csak kb. 7 mm, a 100 mm átmérőjű csak kb. 5 mm mély kérgében éri el. 50% martensites keménység (45 HRC) kb. kétszeres szélességű kéregben jelentkezik.

A 204. ábra a 860 °C-ról olajban való hűtésnél keletkező hűlési sebességeket mutatja a 201. ábra görbéivel azonos eljárással szerkesztve. A 205. ábra egy 0,54% C, 1,21% Cr, 0,15% V-tartalmú nemesíthető króm-vanádium acél olajedzésnél kapott keménységeinek eloszlását mutatja. Kissé eltérő összetételű (0,55% C, 1,02% Cr, 0,11% V összetételű) ugyanilyen acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramját mutatta 181. ábra.

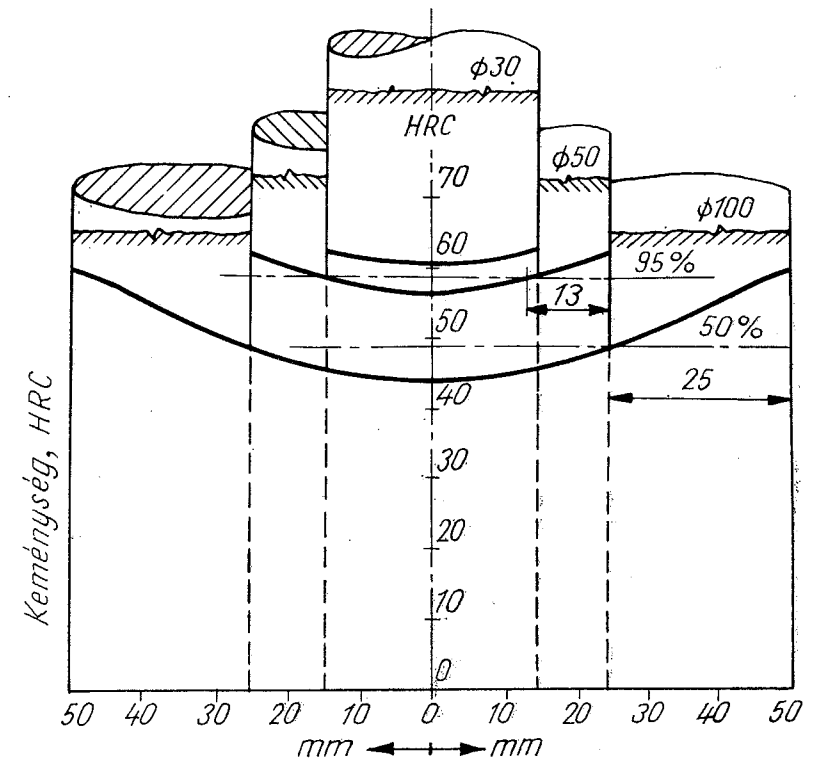


203. ábra. 0,45% C-tartalmú ötvöztelen rúdacél (C 45) keresztmetszetében vízedzésnél keletkező keménységek eloszlása (Szombathely Á.)



204. ábra. 860 °C-ról való olajhűtés okozta hűlési sebességek 28, 50 és 100 mm átmérőjű 0,38% C-tartalmú acélrudak belsejében

A 0,54% C-tartalmú acél 95%-os martensites keménysége a 199. ábrából kiolvashatóan 59 HRC, az 50%-osé 49 HRC. Ilyen keménységeket ad a 181. ábra 3. és 4. lehűlési görbéje. Ezeknek 8,5 °C/s, illetve 5 °C/s hűlési sebesség felel meg 500 °C-on. Berajzoltuk ezeket a sebesség-szinteket a 204. ábrába. A 95% martensit keménységének megfelelő 8,5 °C/s hűlési sebesség az 50 mm átmérőjű rúd 13 mm széles kérégében van. Az 50%-os martensit keménységét adó 5 °C/s-ot az 50 mm rúd hűlési sebessége mindenütt meghaladja. A 100 mm átmérőjű rúd 25 mm széles szegélye hűl 5 °C/s-nál nagyobb sebességgel.

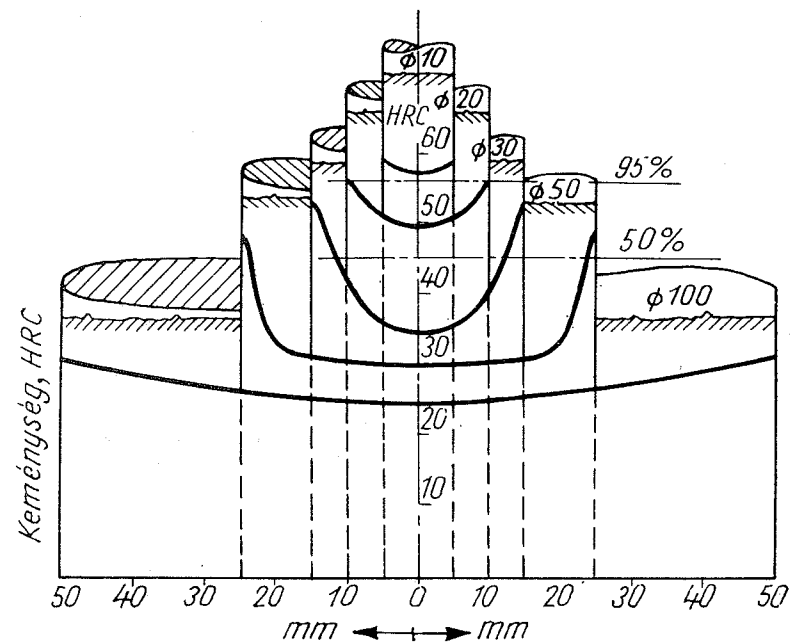


205. ábra. CrV 150, króm-vanádium nemesíthető acél keménységeloszlása 880 °C-ról olajban edzve. Acélösszetétel: C = 0,54%, Mn = 0,78%, Si = 0,13%, Cr = 1,21%, V = 0,15% (Szombathely Á.)

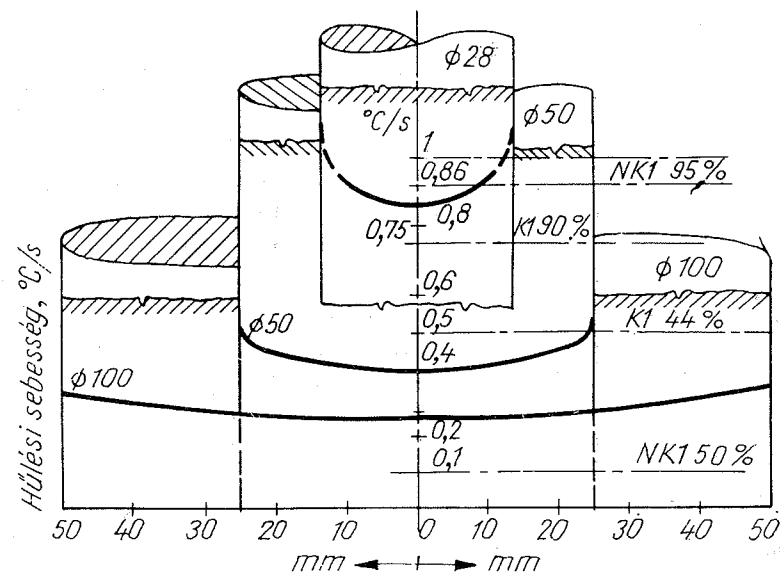
A 205. ábrába az 59 és 49 HRC keménység szinteket berajzolva azt látjuk, hogy a 30 mm átmérőjű CrV acélrúd teljes keresztmetszetében 95%-osnál nagyobb keménységre edződik. Az 50 mm átmérőjű rúd 13 mm széles kérége edződik 95%-ra, de teljes keresztmetszete átedződik 50%-osnál nagyobb keménységre. A 100 mm átmérőjű rúd 25 mm széles szegélye edződik 50%-osra.

A 199., 204., 205. és 181. ábrák egybevetésével végzett analízis azt igazolja, hogy a vízhűtésű acélra kifejtett hőkezelési szemléletünk egy más, olajedzésű acélnál ugyanolyan összhanghoz vezet az átalakulási diagramok használatánál.

A 206. ábrán 10–100 mm átmérőjű 0,45% C-tartalmú acélrúd olajban való edzés után mért keménység-eloszlásait mutatjuk be. Ez az acél jellegzetesen vízedzésű. A 206. ábra azt a fontos ténytet támasztja alá, hogy a vízedzésű ötvöztelen acélok kis keresztmetszetben olajban is teljes keménységre edzhetők. A C 45-ös acél a 206. ábra tanúsága szerint 10 mm-ig 95% martensit-



206. ábra. 0,45% C-tartalmú ötvözetlen acélrudak keresztmetszetében olajedzésnél keletkező keménységek. (Szombatfalvy Á.)

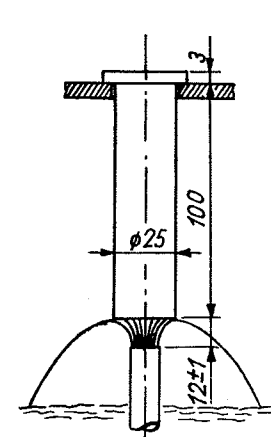


207. ábra. Hűtési sebességek acélrudak belsejében 860 °C-ról levegőn való hűtésnél

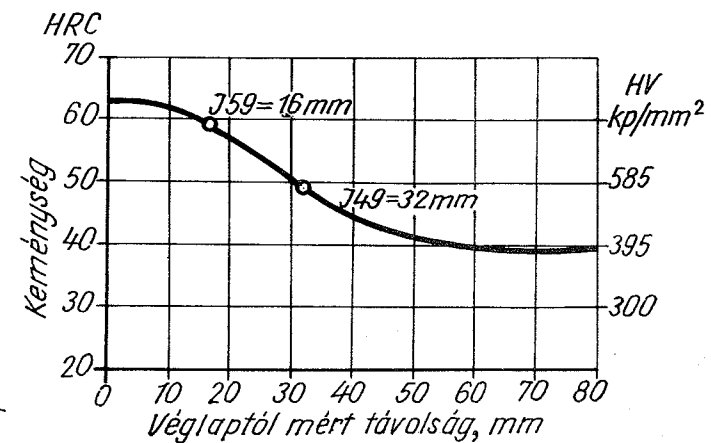
tartalomra, 20 mm-ig 50% martensittartalomra edzhető olajban. 30 és 50 mm átmérőjű rudak 3–1 mm félmartensites kérget kapnak olajedzésnél. 100 mm átmérőjű rúd keménységét az olajedzés csak kevésbé növeli.

A 207. ábrán az acélrudak belsejében levegő hűtésnél keletkező hűlési sebességeket adja meg. Az ábrába bejelöltük kétféle acél (37) képlet szerint számított edzési kritikus hűlési sebességszintjeit. Az NK 1 acél összetétele: C = 0,5%, Cr = 1,0%, Ni = 1,7%, Mo = 0,4%, V = 0,1%. Ez olyan nemesíthető acél, amelyből igen nagy méretű, pl. 500·500·2500 mm méretű melegszüllyesztékeket készítenek. A 207. ábra szerint 95% martensitre még a 28 mm átmérőjű rúd sem edződik át. 50% martensittartalomra azonban a 100 mm átmérőjű rúd is nagy biztonsággal átédződik. A K1 jelű 2% C-, 12% Cr-tartalmú króm szerszámacél. Ennek az acélnek 90% martensitesre való átédzése csak a 28 mm-es rúdnál sikerül és félmartensitesre már az 50 mm átmérőjű rúd sem edzhető levegőn. Olajedzésnél a 204. ábra szerint mindkét acél 100 mm vastagságban 95% keménységűre átédződik.

Az acélok felhasználásánál gyakran felvetődő kérdés az átédzhetőség. *Átedzhető az acél, ha az edzéssel elérhető keménysége teljes keresztmetszetére kiterjed. Részleges az átédzhetőség, ha az edzési keménység a keresztmetszetnek csak egy részére terjed ki. A részleges átédzhetőség mértéke az edzési keménység behatolási mélysége. Szokták az acél átédzhetőségét azzal a rúdátmérvével jellemezni, amely még teljes keresztmetszetében átédződik. Edzési keménység alatt a gyakorlatban gyakran az 50% martensitet tartalmazó szövet keménységét, az ún. félmartensites keménységet értik. Gépkatrészek szerkezeti rajzain az edzett alkatrész, vagy felület edzéssel elérendő keménységét HV, vagy HRC keménység mérőszámmal kell megadni.*



208. ábra. Véglapedző kísérlet, Jominy-próba



209. ábra. CrV 150 acél Jominy-görbéje

Az átédzhetőség meghatározása ama rúdátmérvő megállapítását jelenti, amelynek a vizsgált acélból készült rúd közepe legalább félmartensitesre edződik. Több eljárás közül legegyszerűbb a véglapedzési vizsgálat vagy Jominy-próba alapján való következtetés, amely a homogén, tehát karbidmentes austenites állapotból edzett acéloknál a leggyorsabban és jó közelítéssel adja meg az átédződő keresztmetszetet.

A véglapédzési vizsgálatot (MSZ 9770—59) úgy végzik, hogy a vizsgálandó acélból készült, egyik végén esztergálással kialakított, vagy csavarral felerősített 32·3 mm-es peremmel ellátott 25·100 mm-es próbadarabot az edzés hőmérsékletére való hevítés után olyan edzőkészülékbe helyezik, amelyben a 208. ábra szerint véglapját vízszög hűti. Teljes kihűlés után a henger palástján 4—6 mm széles sík lapot köszörülnek és kb. 1,5 mm távolságokban Vickers- vagy Rockwell C-keménységeket mérnek. A vizsgálati adatokból a 209. ábrán látható, ún. Jominy-görbét szerkesztik meg.

13. táblázat

Az edződő szelvény nagyságának meghatározása a Jominy-görbe alapján

Jominy-távolság	Vízben	Olajban	Vízben	Olajban
	95% martensitesre edződő rúd átmérője		50% martensitesre edződő rúd átmérője	
	mm		mm	
1	3	2	4,5	2,5
2	7	4	9	4,5
4	12	7,5	17	8,5
8	24	14	29,5	17
12	34	20	40	25
16	43	25	48,5	32
20	51	30	56	39
25	58	37	65	46
30	63	43	71	53
40	72	54	80	64
50	—	64	—	73

Az edződő szelvény átmérője a 209. ábra és a 13. táblázat felhasználásával határozható meg a keménységazonosság alapján. A homogén austenites állapotból edzett ötvöztelen és ötvözött szerkezeti acélok keménysége csak C-tartalmuktól függ és azzal a 199. ábra görbéi szerint változik. Az edződő szelvény átmérőjének meghatározását a 209. ábrán feltüntetett Jominy-görbéjű CrV 150 acél példáján mutatjuk be. Ez az acél a 199. ábra szerint 0,54% C-tartalmának megfelelően 50% martensites állapotában 49 HRC, 95% martensites állapotában 59 HRC keménységű. Az előbbi érték az acél 209. ábrán látható Jominy-görbéjén a homloklaptól 32 mm, utóbbi 16 mm távolságban jelentkezett. A 13. táblázatból a 32 mm homloklaptól mért Jominy-távolságnak megfelelően félmartensitesre edződő szelvény átmérője vízedzésnél (interpolálva) 73, olajedzésnél 55 mm. Ugyanígy a 16 mm Jominy-távolságnak megfelelően 95%, tehát teljesen martensitesre edződő szelvény átmérője vízedzésnél 43, olajedzésnél 25 mm.

A feldolgozás során edzésre és nemesítésre kerülő acélok kiválasztásánál igen fontos kérdés, hogy milyen tényezők növelik az acélok átédzhetőségét. A 201., 204. és 207. ábrák megadják erre a választ:

☞ Az acél annál jobban átédződik, minél kisebb a kritikus hűtési sebessége. A kritikus hűtési sebesség csökkenésével együtt jár az átalakulási diagramok jobbra tolódása. Ez pedig az austenitátalakulás késlekedését, a lappangási idő növekedését, tehát az austenit állandóságának, stabilitásának növekedését jelenti.

☞ Az átalakulási diagramot jobbra tolja, az austenitet stabilizálja és ezzel a kritikus hűtési sebességet csökkenti, az átédzhetőséget növeli: az acél ötvözése, és az edzés hőmérsékletének növelése.

Az acélötvözők e hatását ismertette a 6.2. pont. Legerősebb hatása a Cr-nak van (128. és 129. ábra), azért is használják előszeretettel az átédződést növelő ötvözőként.

Az edzéshez való túlhevítés azért stabilizálja az austenitet, mert az acélban mindig jelen levő idegen, nehezen oldódó fázisokat, stabil karbidokat, nitrideket, stb. jobban feloldja és így az austenit átalakulását elősegítő csírák számát csökkenti.

A króm hatása abban van, hogy a Fe-C egyensúlyi diagram S pontját a növekvő krómadalék balra, a kisebb C-tartalom felé tolja és így az acél szabad karbidtartalmát növeli. Ezenkívül csökkenti a C diffúziós tényezőjét. Ezzel csökken az austenitbomlás sebessége, nő az inkubációs idő, jobbra tolódik a C-görbe. Tehát minden olyan acélban, amely stabil krómkarbidot, Cr<sub>23</sub>C<sub>8</sub> vagy Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> karbidot tartalmaz, ezeknek mennyiségével oldatba vitelük esetén növekszik az átédzhetősége.

A stabil Cr-, W-karbidokat tartalmazó ötvözött acélok tehát sokkal jobban átédződnek, mint az ötvöztelen, vagy ötvözött acélok, de ennek előfeltétele az, hogy az edzéshez való felhevítés során a karbidok az austenitben oldódjanak. Ez a feltétel azt jelenti, hogy az ilyen

stabil karbidokat tartalmazó acélok edzési hőmérsékletére nem alkalmazzák az ötvöztelen és kissé ötvözött acélokra kötelező A<sub>c3</sub>+30 °C hőmérsékletet, hanem ezek edzési hőmérséklete ennél jóval nagyobb.

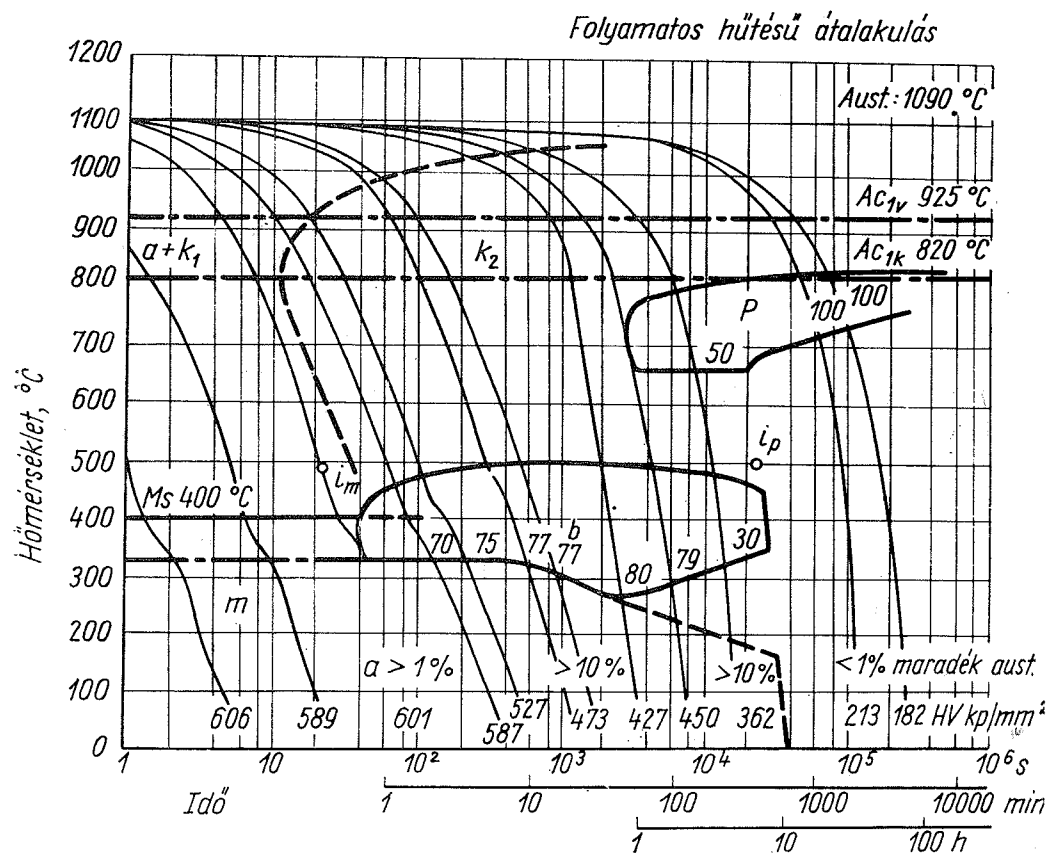
☞ A karbidos acélok edzési hőmérsékletét azért lehet az A<sub>c3</sub>-nak itt megfelelő A<sub>c1</sub> hőmérséklet fölé növelni, mert a benne levő karbidok az austenit szemek növekedését gátolják. Az ilyen acél austenitszemcse-durválása olyan hőmérsékleten indul meg, ahol a karbidok már jórészt oldatba mentek.

A karbidos acél helyes edzési hőmérséklete tehát az a legnagyobb hőmérséklet, amelyre hevítve marad még benne annyi karbid, amennyi a szemcse-durválás megakadályozására elegendő.



Ez a hőmérséklet az acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramjából állapítható meg, ha az rendelkezésre áll. A 122. ábra a 2% C-, 12% Cr-tartalmú K1 MSZ 4353 króm-szerszámacél átalakulási diagramja. Az austenit mező  $a+k_1$  betűi azt jelentik, hogy ez az acél a stabilis austenitjében is tartalmaz (primer) karbidokat. Az austenit mezőbe rajzolt íves szaggatott vonal azokat a hőmérséklet-idő értékeket jelzi, amelyeken a folyamatos hűlés közben az austenitből szekunder karbidok ( $k_2$ ) válnak ki. Az edzési hőmérséklet alsó határát a szekunder karbidkiválás vonalához húzott érintő izoterma metszi ki a hőmérséklet-tengelyből. A K1 acélnál ez 950 °C. Ezt a hőmérsékletet választjuk a K1 acél edzési hőmérsékletéül, ha a hűtést a szerszám egyszerű alakja miatt olajban végezzük. Tagolt, vékony és vastag részeket, furatokat, kivágásokat tartalmazó szerszámokat edzéskor fűjt levegőn kell hűteni. Ez esetben az edzési hőmérsékletet kb. 100 °C-al az alsó határ felett akár 1050 °C-ra is választhatjuk.

A W3 MSZ 4352-56 jelű 4–5% W-tartalmú melegmegmunkáló szerszámacél helyes edzési hőmérséklete az előbbi eljárás szerint: 1050 °C olajban hűtve. (210 ábra)



210. ábra. A W3 MSZ 4352–56. sz. melegmegmunkáló szerszámacél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramja (A. Rose, L. Rademacher, W. Peter [4])

A W2 MSZ 4352-56 jelű melegmegmunkáló acél a W3-tól csak nagyobb, 9–10% W-tartalmában különbözik. Ez a különbség karbidjainak állandóságát növeli. Olajban 980 °C-ról, fűjt levegőn 1080 °C-ról edzhető.

#### 11.4. Maradékaustenit és átalakítása. Mélyhűtés

A folyamatos hűtessel végzett edzésnél az austenitnek martensitté való átalakulása a hőmérsékletnek az  $M_s$  hőmérséklet alá csökkenésekor lassan indul meg, majd gyorsul és a hűlés utolsó szakaszában ismét lelassul. Az átalakulás teljes befejezése igen hosszú időt vesz igénybe. Az austenit általában sosem alakul át teljes mennyiségében martensitté, hanem több-kevesebb mennyisége visszamarad az edzett acélban. Az edzéskor, általában a  $\gamma$ -mező hőmérsékletéről való lehűléskor át nem alakult austenitet maradékaustenitnek hívják.

A maradékaustenit keletkezésének az átalakulás lelassulásán kívül még az az oka is van, hogy a martensitátalakulás  $M_s$  hőmérsékleten csak megindul és egy jóval, szénacéloknál 250–300 °C-al kisebb  $M_f$  hőmérsékleten fejeződik be. Ez a hőmérséklet egyes acélfajtáknál 0 °C alatt is lehet, így a környezeti hőmérsékletre való hűléssel, pl. 20 °C hőmérsékletű vízben vagy olajban való hűtéskor a martensitképződés be sem fejeződik.

A 91. ábrából, mely az ötvözetlen acélok  $M_s$  és  $M_f$  hőmérsékleteinek a C-tartalommal való változását mutatja, azt olvashatjuk ki, hogy az ötvözetlen acélokban az austenit martensitté való átalakulása a 0,6% C-nál többet tartalmazó acélokban nem fejeződik be, ha 20 °C hőmérsékletű közegben végezzük az edzést. Az így visszamaradó austenit a környezet hőmérsékletén túlhűtött állapotban van, a hőmérsékletnek megfelelő egyensúlyihoz képest nagyobb az energiaszintje, tehát átalakulni igyekszik. Átalakulása a 20 °C-on végbemenő izotermás átalakulás lehet, amely ezen a kis hőmérsékleten csak igen lassan, évek alatt mehet — legtöbbször csak részben — végbe. A martensit fajtérfogata nagyobb az austeniténél, az átalakulás tehát térfogatnövekedéssel jár. Ennek méretváltozás és elhúzódnás a következménye, ami idomszereknél, mérőműszereknél selejtessé válásukat okozhatja. De káros a maradékaustenit az edzett acélban azért is, mert keménysége (HV 400–500 kp/mm<sup>2</sup>) kisebb a martensit keménységénél és így csökkenti a keménységét olyan alkatrészeknek, amelynek pedig üvegkeménynek kell lennie: pl. golyóscsapágy részeinek.

A maradékaustenit martensitté való átalakítását legegyszerűbben úgy végzik, hogy az edzés hűtési szakaszát folytatják az  $M_f$  hőmérsékletig. Gyakorlatilag az edzés hűtőközegében a környezet hőmérsékletére lehűlt acéltárgyat ún. mélyhűtésnek vetik alá.

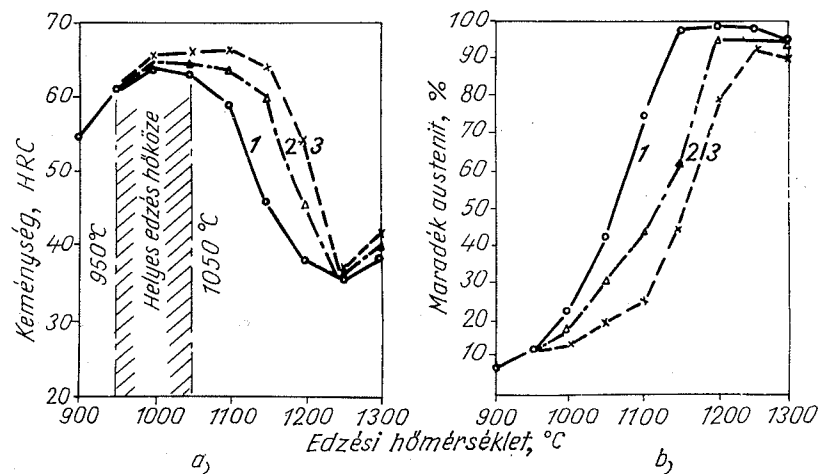
A mélyhűtést legcélszerűbben üvegyapottal szigetelt mélyhűtő kádban lehet végezni denaturált szeszből oldott száraz jéggel (szilárd CO<sub>2</sub>) készített fürdőben.

Egy liter denaturált szesz hőmérsékletét 800 p száraz jég  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra csökkenti. Célszerű egy  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ -os előhűtő fürdőt is használni, mert a hirtelen hűtés éppúgy saját húzófeszültségeket kelt, mint a hirtelen hevítés, de nem a magban, hanem a kéregben, ahol a hirtelen keresztmetszet-változások és beszűrások helyein könnyen keletkezhetnek repedések.

A maradékaustenitnek az a tulajdonsága, hogy a hűtés megszakítása stabilizálja, átalakulását gátolja. Ezért a mélyhűtést az edzés befejezése után azonnal, de legalább fél órán belül kell elvégezni.

A kezelést megfelelő védőruhában kell végezni és a mélyhűtött munkadarabot pusztán kézzel nem szabad érinteni, mert az fagysérülést okoz. A mélyhűtés időtartama a hőkiegyenlítődéig tart. További mély hőmérsékleten való tartás felesleges, mert a maradékaustenit az  $M_s$  hőmérsékleten azonnal martensitté alakul.

A maradékaustenit mennyisége ugyanazoktól a tényezőktől függ, mint az austenit stabilitása: az acél összetételétől, és az edzés hőmérsékletétől. A C-tartalom éppúgy, mint az acéltövezők növelik a mennyiségét. Az ötvöztelen acélokban csak néhány %, az erősebben ötvözött acélokban 10%, gyorsacélban 30%-nál is több a



211. ábra. Az 1,75% C-, 13% Cr-tartalmú acél (K1) a) keménységének, b) maradékaustenit mennyiségének változása az edzés hőmérséklete és a mélyhűtés függvényében. 1. olajban edzve, 2. olajedzés után  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 3.  $-180\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on mélyhűtve (F. Rapatz, H. Krainer, K. Svodoba [16])

maradékaustenit mennyisége. A hűlési sebesség is fokozza a felső kritikussig, annál nagyobb hűlési sebességnél ismét csökken.

Sokkal nagyobb hatása van a maradékaustenit mennyiségére az edzési hőmérséklet növelésének. Igen szemléltetően igazolja ezt a 211. ábra, mely egy K1 típusú, 1,75% C-, 13% Cr-tartalmú acél keménységeit és a maradékaustenit mennyiségét

mutatja  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on végzett olajedzés, azt követőleg  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on és  $-180\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on végzett mélyhűtés után.

A 211. ábra igazolja egyúttal erre az acélra az előbbieken levezetett edzési hőmérséklet határok helyességét. Mutatja továbbá azt, hogy, ha az edzés hőmérsékletét  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  fölé növeljük, akkor nemcsak a maradékaustenit mennyisége nő meg 99%-ra, de annak stabilitása is oly nagy lesz, hogy még a  $-180\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on végzett mélyhűtés sem képes csak 20%-ot,  $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$  edzési hőmérsékletnél pedig csak 7–8%-ot martensitté alakítani. Az ilyen stabil austenitet csak  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on való megeresztéssel lehet átalakítani ugyanolyan módon, mint azt majd a gyorsacéloknál megismerjük. A  $-180\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on végzett mélyhűtés közege a folyékony oxigén. Az ebben történő mélyhűtés előtt a munkadarabokat gondosan zsirtalanítani kell, mert a zsír és olaj oxigénnel robbanásszerűen ég el.

### 11.5. Edzési feszültségek és elhárításuk

A gyors hűtés az acélban igen nagy feszültségeket kelt, melyek három okra vezethetők vissza: kristályrács-feszültségre, a mag és a kéreg különböző szövetszerkezetei között fellépő feszültségre és a zsugorodási feszültségre.

Kristályrács-feszültségek két okból keletkezhetnek: a tetragonális martensit térráctágító hatásából és a C-atomoknak az  $\alpha$ -rácsban való bennrekedése okozta feszítő hatásából. Az első térrács-feszültség mint felesleges túlfeszültség káros, tehát  $150\text{--}200\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on végzett megeresztéssel mindig meg kell szüntetni. A második térrács-feszültség az egyes kristályok között egyensúlyban van és így nem okoz ún. irányított, káros feszültségeket, hanem ellenkezőleg ezek azok a hasznos feszültségek, melyek az edzés okozta keménységnövekedést előidéznek.

A különböző szövetszerkezetek között, tehát a martensites palást és a bainit-perlites mag között már irányított feszültségek lépnek fel, melyeknek oka az, hogy a martensites köpeny fajtér fogata nagyobb a perlites magrésztér fogatánál. Ez a feszültség tehát irányított feszültség, mely a magban káros húzófeszültségeket okoz. Jellemzően fogva csak a teljesen át nem edződő acélokban, főleg az ötvöztelen acélokban lép fel és növeli az edzés következtében esetleg beálló repedések veszélyét. Legnagyobb mértékben a hipereutektoidos szénacélokban érezteti hatását.

A legnagyobb repedési veszélyt a zsugorodási feszültségek okozzák, mert ezek adják a legnagyobb irányított feszültségeket, melyek minden edzett tárgyban, tehát az egész keresztmetszetükben átadott tárgyakban is fellépnek. Oka a köpeny és mag felhevítés közben való hőtágulásának és lehűlés közben való zsugorodásának időbeli eltolódása. Lehűlés közben ugyanis először a gyorsabban lehűlt palást igyekszik összehúzódni, de ebben a melegebb mag akadályozza. A lehűlés első periódusában tehát a palástban húzó-, a magban nyomófeszültségek lépnek fel, mely utóbbiak az akkor még nagyobb hőmérsékletű és így könnyebben alakítható magot deformálják. A lehűlés végén a palást nagyobb térfogaton rögzítődve a később lehűlt mag

összehúzódását akadályozza. A lehülés végső szakaszában tehát a palást nyomó-, a mag húzófeszültség állapotába kerül.

Még nagyobb helyi feszültségtorlódások lépnek fel abban az esetben, ha a tárgynak vékony, kiálló részei, vagy lap alakú szerszám esetén lyukak és kivágások egyenlőtlen elhelyezése miatt nagy keresztmetszet-változásai vannak. Különösen megnöveli a feszültséget, ha a vékonyabb részek éles sarkokkal csatlakoznak a nagyobb tömegű anyagrészekhez. Edzési alapszabály tehát, hogy a tárgyat mindig a vastagabb felével kell először a hűtőfolyadékba mártani és hogy a vékonyabb nyúlványok mindenkor legömbölyített sarkokkal csatlakozzanak a nagyobb tömegű anyagrészekhez. A vékony részek lehülésének késleltetésére azokat sok esetben agyaggal, azbesztsinórral védik a túl gyors lehüléstől. Éles hornyokba lágy acélhuzalt rögzítenek.

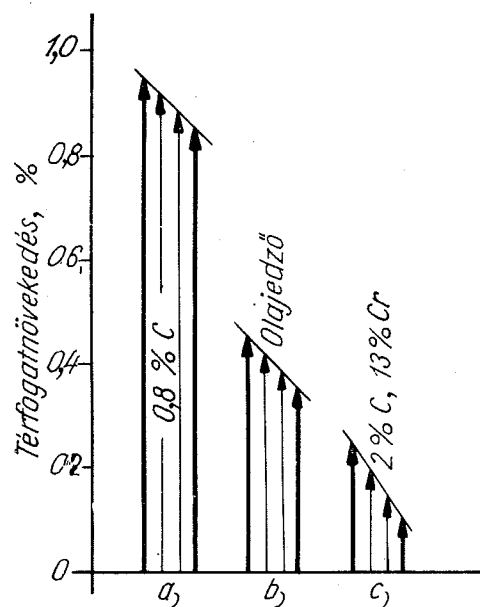
A zsugorodási feszültségek az edzett darabban olyan méreteket ölthetnek, hogy az, ha az edzés után még ép marad, később külső erőhatás nélkül önmagától is megrepedhet.

Éppen ezért az edzés után lehetőleg azonnal el kell végezni a célszerűen megválasztott hőmérsékletű megeresztést.

A legnagyobb edzési saját feszültségek keletkeznek a nagyméretű, ötvöztelen vagy kissé ötvözött acélokban, melyeknek edzési hűtőközege a víz. Oka ennek egyrészt az, hogy a gyors hűtés miatt a magrész hűlési sebessége a 201. ábra szerint lényegesen kisebb a palásténál, másrészt az, hogy a martensit-átalakulás a vízvezetésű acélokban nagyobb térfogatnövekedést okoz, mint a közepesen ötvözött olajvezetésű, és az erősen ötvözött légedzésű acélokban (212. ábra).

X Az austenit és átalakulási termékei fajtérfogatainak növekvés szerinti sorrendje: austenit — perlit — bainit — martensit.

Legnagyobb a különbség tehát az austenit és a martensit fajtérfogatai között. E térfogatkülönbség hatása edzés közben az edzett munkadarab ama részében jelentkezik, ahol a martensit képződik, tehát vízvezetésű acélnál a kéregben, légedzésűnél az egész keresztmetszetben. A martensit-átalakulás térfogatnövelése a vízvezetésű acél zsugorodási feszültségeit a hűlés első szakaszában csökkenti. A hűlés befejező szakaszában azonban növeli, mert a mag perlitté alakulva kisebb fajtérfogatú, mint a martensites kéreg.



212. ábra. Martensit-átalakulás okozta térfogatnövekedés különböző ötvözésű szerszámacélban. a) 0,8% C-tartalmú ötvöztelen, vízvezetésű, b) közepesen ötvözött, olajvezetésű, c) 2% C-, 13% Cr-tartalmú (K1) erősen ötvözött, légedzésű szerszámacél (Frehser és Lowitzer után [17])

Az ötvöztelen és kissé ötvözött acél edzési feszültségét növeli az a tény, hogy a martensitátalakulás okozta térfogatnövekedés ezeknél 2—3-szor akkora, mint a közepesen és erősen ötvözött acélokban. Legnagyobb a térfogatnövekedés az eutektoidos acélokban, melyeknél megközelíti az 1%-ot. Ezt mutatja a 212. ábra, mely szerint a martensitátalakulás térfogatnövekedése a) az eutektoidos ötvöztelen acélnál 0,85—0,95%, b) a közepesen ötvözött (olajvezetésű) szerszámacélban 0,35—0,45% és c) az erősen ötvözött (2% C, 13% Cr) ledeburított króm szerszámacélban csak 0,1—0,25%.

A 212. ábra is magyarázza azt a jelenséget, hogy az edzési repedés mindig a hűtés végső szakaszában jelentkezik. Igazolja azt is, hogy a legnagyobb edzési feszültség az eutektoidos acélban keletkezik, ezért az ilyen acélból készült munkadarabok edzésénél legnagyobb a repedés veszélye. Különösen az ötvöztelen és kissé ötvözött acélokban, amelyeknek az izotermás átalakulási diagramja egész közel, 1—10 sec-nyira van a hűlés kezdetét jelző függőleges tengelytől, az edzési repedés elkerülése — ahol annak feltételei: éles sarkok, nagy keresztmetszetváltozás megvannak — nagy technológiai fegyelmet, szakértelmet és ügyességet követel.

Az ilyen gyors átalakulásra hajlamos, nagy kritikus hűtési sebességű acélok edzésének első kötelező szabálya, hogy a tetragonális martensitet eltávolító megeresztést közvetlenül az edzés után kell végezni.

Több azonos darab edzésénél kísérletileg megállapítják, mennyi ideig kell a hűtővízben tartani a darabot, hogy 200 °C alá hűljön. Ez idő elmúltával kivesszük a vízből és a belsejéből kiáramló meleggel megeresztve megakadályozzuk a tetragonális martensit keletkezését. Ez a „megszakított edzés”.

Felhasználják azt a törvényszerűséget, hogy a martensitátalakulás az  $M_s$  hőmérséklet alá való hűtésnél a hűlés sebességétől függetlenül megtörténik. Ezért az eutektoidos és hipereutektoidos acélból készült tárgyakat csak 300—500 °C-ig (teljes elfeketedésig) hűtik vízben, majd olajba helyezve fejezik be az edzést. Ezt az eljárást „tört-edzés”-nek, vagy a „vízből-olajba edzés”-nek nevezik.

Csökkenteni lehet a vízvezetésű repedést okozó hevességét azzal is, hogy a hűtővíz felületére olajat öntenek. Ekkor a bemártott acéltárgy felületét vékony olajfilm védi a túl gyors hűléstől.

Az edzési repedések leghatásosabb elhárítása ötvözött acélokban az ún. „meleg-edző” eljárásokkal, a lépcsős és az izotermás edzéssel sikerül.

## 11.6. Melegedés: lépcsős és izotermás edzés

A melegedő eljárások helyes gyakorlati alkalmazásának irányító elméleti alapját az acélok izotermás átalakulási diagramjai képezik. Az első izotermás átalakulási diagram, az eutektoidos acél C-görbéje, Davenport és Bain kutató munkája után csak 1933. évben vált „S”-görbe néven ismertté. A többi acél C-görbéit csak a következő évtizedekben dolgozták ki úgy, hogy ma már majdnem minden acéltípus C-görbéjét ismerjük.

A melegedésnek, mint az edzési repedéseket elhárító edzési eljárásnak gyakorlati alkalmazása 50 évvel megelőzte a C-görbe kidolgozását. (5,3 pont). A melegedző eljárások az edzési repedéseket azzal a fogással hártják el, hogy az edzési hőmérsékletre hevített acéltárgyat az  $M_s$  hőmérsékletnél nagyobb hőmérsékletű közegben hűtik. A hűtőközegben legalább addig tartják, míg a palást és mag hőmérséklete kiegyenlítődött. Ezzel a darab feszültségmentes állapotban folytathatja további lehűlését. A lehűlés befejező szakasza, az edzési feszültségek szempontjából legveszélyesebb  $M_s$  hőmérséklet átlépése, tetszőleges lassúsággal történhet. A melegedző eljárásoknak két fajtája használatos: a lépcsős edzés és az izotermás edzés.

A lépcsős edzés vagy termáledzés célja, hogy az acéltárgynak a legnagyobb (martensites) keménységet adja, de úgy, hogy az edzési feszültségeket a minimumra csökkentse.

A lépcsős edzés alkalmazható minden olyan acélnál, melynek izotermás C-görbéjét az ötvözők elegendő mértékben jobbra tolták. Hogy a C-görbe helyzete alkalmassá teszi-e az acélt a lépcsős edzésre, azt a hűtőközeg és anyagvastagsághoz tartozó lehűlési görbéknek a C-görbébe való berajzolása, átlátszó lapra rajzolt lehűlési görbe fedésbe hozása útján lehet eldönteni. Elegendő az orrponi hőmérsékletekhez tartozó lehűlési görbepontok bejelölése is. A sófürdő legnagyobb hűtőhatása a 191. ábra szerint közel egyenlő az olajéval, azért a hűtőhatását közelítőleg a 196., 197. és 198. ábrák olajhűtésre vonatkozó lehűlési görbéivel vehetjük egyenlőnek és így ezeket használhatjuk fel a művelettervezésnél.

A lépcsős edzés lényege, hogy az edzési hőmérsékletre hevített acéltárgyat két lépésben hűtik le: első lépésben az  $M_s$ -nél nagyobb hőmérsékletű fém- vagy sófürdőben, majd hőkiegyenlítődés után, de az átalakulás kezdete előtt nyugodt levegőn fejezik be a hűtést. Ezzel az első nagyobb hőesés okozta zsugorodási feszültség túlhűtött austenites állapotban kiegyenlítődik, és így az  $M_s$  hőmérsékleten át lassan lehűlő acéltárgyban alig marad edzési feszültség.

A lépcsős edzés művelettervezését a 213. ábrán mutatjuk be a 2% C- 12% Cr-tartalmú K1 szerszámacél izotermás átalakulási diagramjának felhasználásával. Az ábra a lépcsős edzés két változatát mutatja.

Első változat (vezérpont  $L_1$ ):

Hevítés 980 °C-ra, a K1 acél edzési hőmérsékletére.

Hőntartás vastagság-mm-enként 1 perc.

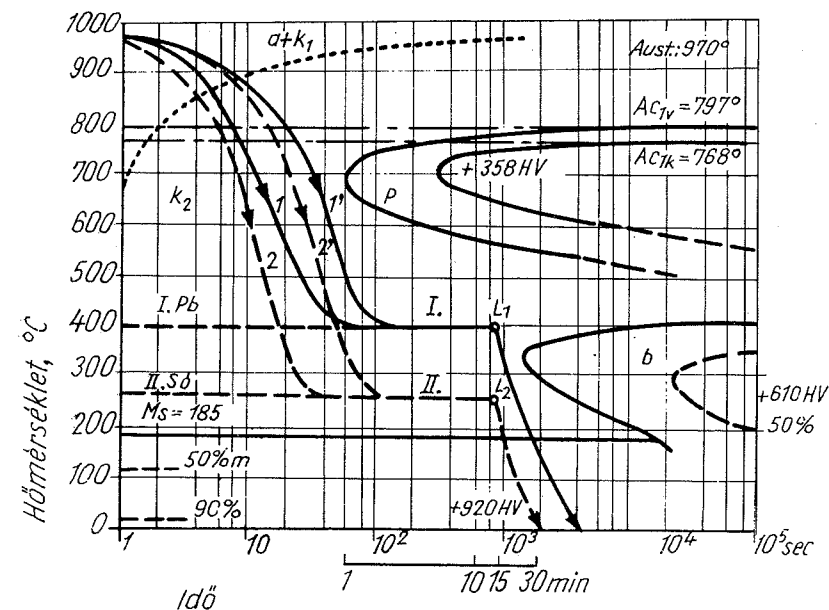
Hűtés 400 °C-ú olomfürdőben.

Tartás az olomfürdőben 15 perc.

Végelhűtés nyugodt levegőn.

Megeresztés 180 °C-ú olajban 1/2 órán át.

A második változat (vezérpont  $L_2$ ), abban különbözik az elsőtől, hogy az első hűtési lépcsőhöz 250 °C-ú közeget, mégpedig vagy sófürdőt, vagy nagy viszkozitású, nehezen gyulladó olajat használunk. Ennél a változatnál 150 °C-szal kisebb a végelhűlés hőköze és így kisebb az edzett tárgyban visszamaradó saját feszültség.



213. ábra. K1 acélból készült kivágólap lépcsős edzésének művelettervezése

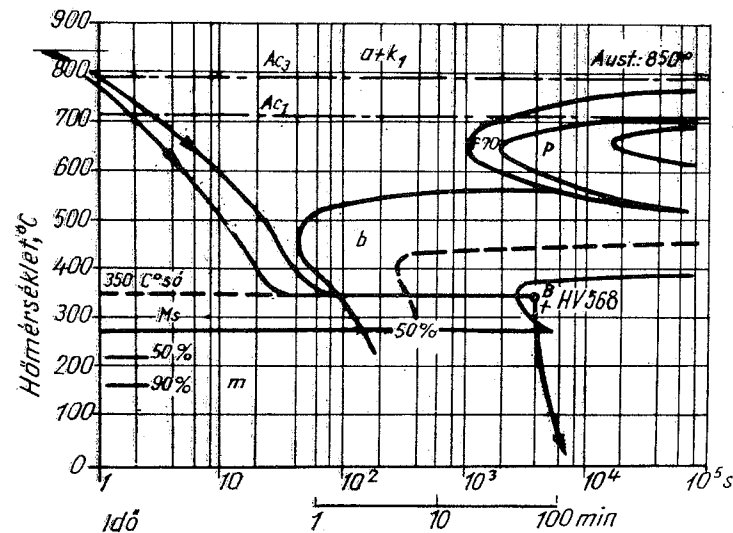
Az edző folyadék hőmérsékletének edzés közben való káros növekedését annak keringető hűtésével és megfelelő tömegével hártjuk el. A fémfürdő 25–30-szor, a sófürdő és olaj 50-szer akkora tömegű legyen, mint a bennük edzett legnagyobb darab.

A 213. ábrában az 1 és 2 lehűlési görbék a felület, 1' és 2' görbék az 50 mm vastag K1 acélból készült kivágólap középsíkjának lehűlési görbéit jelentik. A műveletterv készítésére szolgáló  $L_1$  és  $L_2$  vezérpontokat, melyek a fürdő hőmérsékletét és a benne való tartás idejét szabják meg, lehetne közelebb, 5–10 percnyi távolságban is felvenni. A 15 perc a hőkiegyenlítődés és a feszültségek maradó alakváltozással való eltüntetésének biztonságát szolgálja.

A lépcsős edzés után az acél a környezet hőmérsékletére hűl és egész tömegében tetragonális martensitesre edződik. Ezért kell 180 °C-on való megeresztéssel a tetragonaritást megszüntetni.

A melegedés másik eljárása, az izotermás edzés. Célja, hogy az edzendő munkadarab teljes keresztmetszetében nagy szívósságú, keménységben a martensithez közel álló szövetszerkezetet biztosítson. Ez a szövet a  $M_s$  hőmérséklet felett, annak közelében a túlhűtött austenitből izotermásan átalakuló bainit.

Az izotermás edzés olyan melegezés, amelynél a sófürdő hőmérsékletét az izotermás átalakulási diagram bainites bomlásának befejezését jelző görbeág orrpontja magasságában célszerű választani, és a benne való időzés időtartamát a bomlás befejezéséig kell megszabni.



214. ábra. Az NK1 acél izotermás edzésének művelettervezése

Az izotermás edzés művelettervezését a 214. ábra az NK1 MSZ 4353 C = 0,5, Cr = 1, Ni = 1,8, Mo = 0,4, V = 0,15% összetételű szerszámacélra mutatja. Vezérpontul az előbbieket szerint a B pontot választjuk. Műveletek:

Hévítés az NK1 acél edzési hőmérsékletére 850 °C-ra.

Hűtés 350 °C-os sófürdőben.

Tartás a fürdőben kb. 1 óra 10 percig.

Végelhűtés nyugodt levegőn.

Az izotermás edzésnél az austenitessé tett acél teljes tömegében tús szerkezetű bainitté bomlik. Ezért ez után az edzés után nincs értelme a megeresztésnek. Az izotermás edzés eredményének értékelésére legalkalmasabb, ha a nyert keménységet összehasonlítjuk a folyamatos hűtéssel elérhető martensites keménységgel. A 214. ábra olyan NK1 acélhoz tartozik, melynek C-tartalma 0,52%. Ilyen acél 95%-os martensites keménysége a 199. ábra szerint HV = 711 kp/mm<sup>2</sup>, 50%-os martensites keménysége HV = 503 kp/mm<sup>2</sup>. Az izotermás edzéssel elérhető keménység a, 214. ábra szerint HV = 568 kp/mm<sup>2</sup>. Ez a 95%-os martensites keménység 90%-a, az 50%-osénak 110%-a, azzal kb. egyenértékű. A bainites szövet szívóssága azonban lényegesen nagyobb a martensitesénél. Ez az izotermás edzés előnye.

## 12. ACÉLOK SZÍVÓSSÁGÁT FOKOZÓ HŐKEZELÉSI ELJÁRÁSOK

### 12.1. Egy lépésben végzett szívósságfokozó hőkezelés

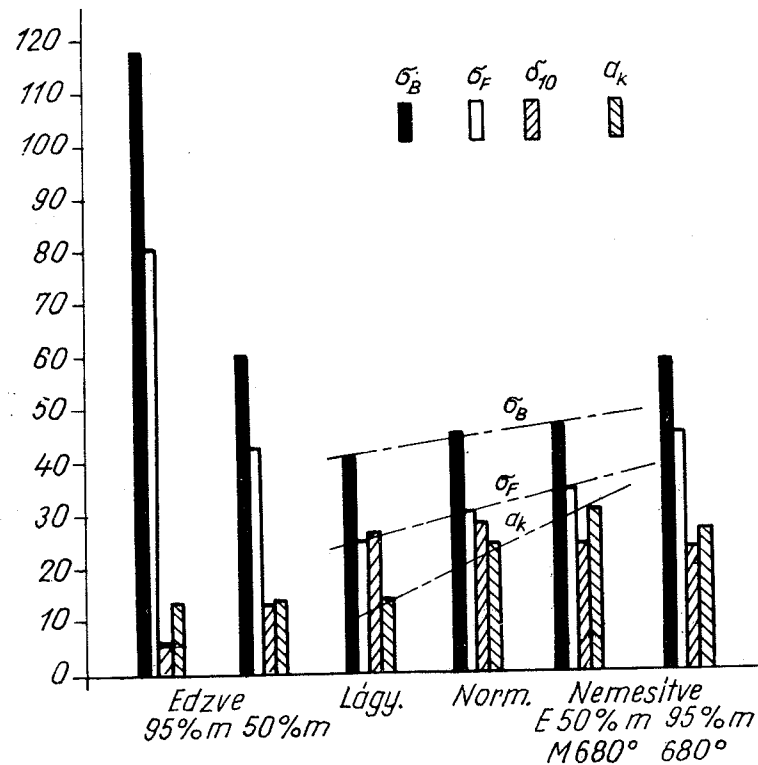
Az acél annál szívósabb, minél több munkát kell végezni a töréséig. A szívósságot tehát a törési munka méri. Legegyszerűbben a fajlagos ütőmunkával jellemezhetjük, amelyet szabványos méretű próbatest ütve hajlító törésével határoznak meg. Mérőszáma a fajlagos ütőmunka: KCU mkp/cm<sup>2</sup>. Az acél szívóssága szorosan összefügg szövetszerkezetével: szívóssága annál nagyobb, minél finomabb a szemcséje és minél homogénebb a szövete. Mivel az acél szemcsemérete az átalakuló austenitjének méretétől függ, azért a szívósságát fokozó hőkezelések mind  $\gamma-\alpha$  átkristályosodás olyan szabályozott hűtésű változatai, amelyeknél a kiindulási fázis a legfinomabb szemű, lehetőleg homogén  $\gamma$ -vas. Ennek az ötvözetlen acéloknál gyakorlatilag kb. az  $A_{c3} + 30$  °C hőmérsékletű egynemű  $\gamma$ -vas, a szabad (primer) karbidokat tartalmazó ötvözött acéloknál a helyes edzési hőmérsékletű  $\gamma + \kappa$  (a+k) felel meg.

14. táblázat

A 0,2% C-tartalmú ötvözetlen acél szilárdsági tulajdonságai különböző hőkezelési állapotban

Hőkezelés	Szilárdsági jellemzők	$\sigma_B$	$\sigma_F$	$\frac{\sigma_F}{\sigma_B}$	$\delta_{10}$ %	KCU mkp/cm <sup>2</sup>
		kp/mm <sup>2</sup>				
Edzve 95% martensitesre		118	80	67,5	5	13,6
Edzve 50% martensitesre		60	42	70	13	13,6
Lágyítva 700 °C-on		40	25	62,5	27	13,5
Normalizálva 870 °C-on		44,5	30	67	28	23
Nemesítve: 50% mart. + meger. 680 °C		45	33	73,5	23	30
Nemesítve: 95% mart. + meger. 680 °C		58	44	76	22	26

A hűtési sebesség a 0,4%-nál kisebb C-tartalmú acélok egy lépésben való szívósságfokozó hőkezelésénél a legáltalánosabban a léghűtés hűtési sebessége. Az ilyen hőkezelés a *normalizálás*, amely a legegyszerűbb szívósságfokozó hőkezelés. A 0,2% C-tartalmú acél normalizálásának szívósságfokozó hatását a 14. táblázat és 215. ábra adatai tükrözik. A szerkezeti acélok felhasználásánál a méretezés szempontjából a folyási határ, a dinamikus igénybevételekkel szemben való ellenállás



215. ábra. A 0,2% C-tartalmú acél (C 20) szilárdsági tulajdonságai különböző hőkezelési állapotban ( $\alpha_k$  helyett KCU értendő)

szempontjából a fajlagos ütőmunka (KCU) a legfontosabb jellemző. A 0,2% C-tartalmú acélnál a normalizálás a lágyított állapothoz képest a folyási határt 20%-kal, a fajlagos ütőmunkát 70%-kal növeli.

Ötvözött acéloknál a normalizálás szívósságfokozó hatását úgy használjuk ki, hogy a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramból olyan hűlési sebességet választunk, amelynél az austenit finomlemezes perlit mellett túlnyomórészt bainit bomlik. A 350–450 °C hőmérsékleten átalakuló bainit fajlagos nyúlása kb. azonos, folyási határa 100%-kal nagyobb, mint a 650–700 °C között bomló perlité. Példaként a 120. ábrán látható Cr 135 acél folyamatos hűtésre érvényes diagramja alapján egy 28 mm-es rúd egyszerű normalizálásának eredményét a következő módon

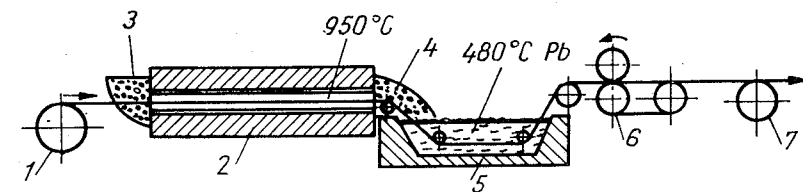
állapítjuk meg: A 196. ábrából a levegőhűtésre  $i_{500}$  kb. 350 s. Ezt felrakva a Cr 135 diagramjába, a rajta áthaladó lehűlési görbe az alsó kritikusnál valamivel nagyobb hűtési sebességnek felel meg és 10% ferritet, 7% perlitet és 80% bainitot tartalmazó 34 HRC keménységű szívós-kemény szövetet eredményez.

Az Cr 135 acélt egy lépésben lágy-szívósra hőkezelhetjük, ha az acél-munkadarabot  $A_{c3} + 30 = 830^\circ\text{C}$ -ról kb  $600^\circ\text{C}$ -ig kemencében hűtjük. Ekkor a 120. ábra szerint  $\frac{1}{2}$ –1 órás kemencében való hűlés 30% ferritet, 70% perlitet tartalmazó kb. HV = 220 kp/mm<sup>2</sup> keménységű szövetet ad. Ezt az eljárást *kemence-normalizálás*-nak nevezik.

A kissé ötvözött és az ötvözetlen szerkezeti acéloknál az ellenkező eset szokott bekövetkezni akkor, ha az egy lépésben végzett szívósságfokozó hőkezelés tervezésénél az ideális szövetszerkezetet biztosító lehűlési sebességet a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramjukból kikeressük. Itt a normalizálás nyugodt levegőn való hűtéséhez képest gyorsítani kell a hűtést. Ez úgy történhet, hogy ventilátorral vagy kompresszorral fúvatjuk a levegőt, vagy, ha szükséges, porlasztott vizet is hozzákeverünk. Ezzel fokozatosan finomodó lemezes perlit és bainit fog keletkezni.

## 12.2. Izotermás, bainites nemesítés: patentozás

Az izotermás átalakulási diagram, a C-görbe alapján lehet olyan szívósságfokozó hőkezelést megtervezni, amely tisztán bainitessé teszi az acélt. Ez a hőkezelés tulajdonképpen azonos elvek szerint történik, mint az izotermás lágyítás, csak a hűtésre alkalmazott meleg fürdő hőmérsékletét úgy választjuk, hogy a túlhűtött austenit a hátsó görbeág bainites, lejtő szakaszát messe és a kiválasztott keménységű bainit keletkezzék. Ezt a hőkezelést úgy végzik, hogy az  $A_{c3}$ -nál nagyobb hőmérsékletű acélt a C-görbe orrponthoz képest kisebb hőmérsékletű fém- vagy sófürdőben



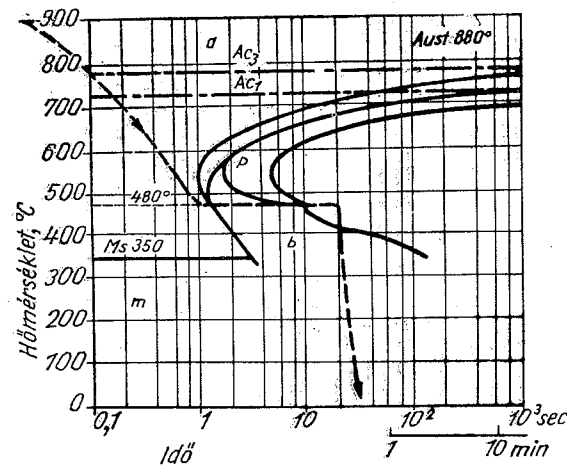
216. ábra. Huzalpatentozó berendezés. 1. nyersuzal tároló dob, 2. csökemence, 3–4. faszendarával töltött nyílászáró. 5. ólomfürdős kád, 6. húzóhengerpár, 7–8. készárú tároló dobok

hűtik le és itt addig tartják, míg a bainitté való bomlás teljesen befejeződött. Az ezt követő hűtés tetszőleges.

Az acélhuzalgyártás technológiájánál már a C-görbék ismerete előtt alkalmazták ezt a hőkezelő eljárást a 0,35%-nál nagyobb C-tartalmú acélhuzalok húzási fokozatai közé iktatott lágyítására. Ezt az eljárást „*patentozás*” (patentírozás)



néven ismerték és úgy végezték, és végzik ma is, hogy az acélhuzalt a 216. ábrán feltüntetett áthúzókemencés patentozó berendezéssel olyan sebességgel húzzák át, hogy a csőkemencében a 8—10 egymás mellett haladó huzal 900—920 °C-ra, tehát az  $A_{c3}$ -nál 100—120 °C-szal nagyobb hőmérsékletre hevüljön és azt követően a 480 °C hőmérsékletű ólomfürdőn áthaladva proeutektoidos ferritmentes finomlemez



217. ábra. A C 45 acél patentozásának tervezése

mező alsó szintje alatt legyen. A fürdőben való tartózkodási időt az izotermának a hátsó görbéaggal való metszése adja meg. A C 45 acél patentozásának műveletei:

Gyors hevítés 900 °C-ra.

Hőntartás nélkül lehűtés 480 °C ólomfürdőben.

Fürdőben való áthaladás ideje 15—20 s.

Véglehűtés szabad levegőn.

A patentozásnak nevezett izotermás szívósságfokozó hőkezelésnek van egy másik módszere is, amelyet *bemártó patentozásnak* nevezhetünk. Ennél a 900 °C-ra hevített huzalköteget, tekercset hőátvétel után az acélfajta szerint 450—500 °C hőmérsékletű ólom- vagy sófürdőbe merítik és mozgatják, hogy a tekercs belsejében levő szálakban is annyira fokozzák a lehülés sebességét, hogy proeutektoidos ferrit ne tudjon kiválni. Ez azonban a bemártó eljárásnál nem sikerül teljes biztonsággal.

Az acélhuzaloknak akkor kell ferritmentes szövetségüknek lennie, ha üzem közben ismételt, ún. fárasztó igénybevételeknek vannak kitéve. Ilyen igénybevételek a drótkötélpályák és bányafelvonók drótkötelei. Ezek gyártása meleg hengerlés után gyűrűs üregeken való hideg áthúzással történik. A hidegen megkeményedett huzalok lágyítása csak az első húzás után történhet bemártó patentozással. Az utolsó húzási fokozatok közt a lágyítás és a végső szívósságfokozó izotermás hőkezelés a ferritmentes tiszta bainites szövetség biztos elérésére mindig áthúzó paten-

terlitre, illetve bainitre bomol-jék.

A nagyobb hőmérséklet azért szükséges, hogy a gyors hevítés közben a homogén austenit megbízhatóan képződjék. Ez a 900 °C-nál nagyobb hőmérséklet szemcsedurvulást nem okoz, mert a huzalok csak a csőkemence végén érik el és így a tartózkodási idő igen rövid.

A 0,45% C-tartalmú („C 45”) acél patentozásának műveletét a 217. ábra alapján készítik. Az ólomfürdő hőmérsékletét úgy határozzák meg, hogy a ferrit-

tozással történik. A patentozás az acélhuzal közbelső lágyítás nélküli nyújthatóságát az újrakristályosító lágyításhoz viszonyítva 80%-kal is növelheti. Az acélhuzal szilárdsága a tiszta bainites szerkezetnek jó tulajdonságai alapján tiszta eutektoidos acélnál a lágyított 95 kp/mm<sup>2</sup>-rel szemben 200—250 kp/mm<sup>2</sup>-re növelhető és közben a huzal szívósságát jellemző csavarási és hajtogatási száma sem csökken, sőt néha nő.

### 12.3. Nemesítés

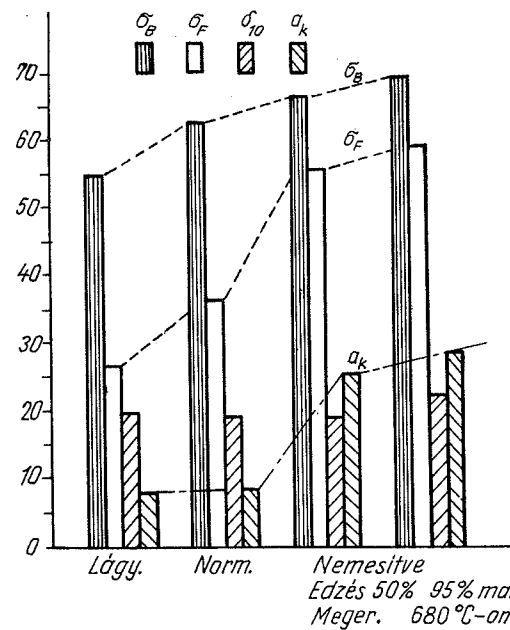
A 0,4%-nál kisebb C-tartalmú, tehát nem edzhető acélok szívósságfokozó eljárása a normalizálás. A 0,35%-nál nagyobb C-tartalmú ötvözetlen és a 0,25%-nál nagyobb C-tartalmú ötvözött acéloké az izotermás szívósságfokozó hőkezelés (patentozás) és a *nemesítés*. Előbbit majdnem kizárólag huzalok hőkezelésére, utóbbit darabáru hőkezelésére használják.

A nemesítés két lépésben végzett szívósságfokozó hőkezelés, melynek első lépésű az edzés, második lépése az  $A_{c1}$  alatt célszerűen választott nagy hőmérséklete megeresztés.

Az edzés célja az acél szövetszerkezetének legnagyobb mérvű finomítása és ezzel a későbbi bomlási folyamat részére a diffúziós utak legnagyobb mérvű rövidítése. A megeresztés célja az edzett acél labilis egyensúlyi állapotban levő fél-martensites szövetségének a stabilitás irányában való módosítása. A nemesítés megeresztési hőmérsékletei 400—700 °C hőmérséklet határok között az edzett acél megeresztésének (5.10. pont) harmadik fokozatában lejátszódó bomlási és átalakulási folyamatait idézik elő. Ezek során a martensit ferrit-karbid kétfázisú szövetre bomlik még pedig úgy, hogy a karbid apró kis korongok alakjában válik ki és helyezkedik be a ferritbe. A karbid-korongok a megeresztés nagyobb hőmérsékletein fokozatosan vastagodnak, gömbösödnek. Ezt a heterogén bomlási szövetet nevezzük *szferoidit*nek.

A szferoidit, amelynek a legnagyobb, 700 °C megeresztési hőmérsékleten kialakuló gömbös, szemcsés karbidos végső alakját szemcsés perlitnek is hívják, a legszívósabb szövetszerkezet. Igazolják ezt a 14. táblázat és a 215. ábra adatai, amelyek azt mutatják, hogy még a 0,2% C-tartalmú acélnál is, amelynél a nemesítést nem alkalmazzák, ez az eljárás a normalizált állapothoz képest a folyási határt 10%-kal, a fajlagos ütőmunkát 30%-kal növeli.

A nemesítés a 0,35%-nál nagyobb C-tartalmú, tehát edződésre hajlamos acélok szívósságfokozásának igazi területe. A 0,35% C-tartalmú acélt azért nevezik edzhetőnek, mert a félmartensitesre való edzéssel keménysége a 199. ábra szerint HRC = 40, illetve HV = 400 kp/mm<sup>2</sup>-re nő és így már csak nehezen munkálható meg. A 0,35%-nál nagyobb C-tartalmú acél az edzési hőmérsékletről levegőn hűlve, tehát normalizálva olyan ferrit, perlit, bainit és martensit szövetelemek keverékévé bomlik, amelynek szívóssága lényegesen kisebb, mint a homogén szferoidité.



218. ábra. A 0,5% C-tartalmú acél (C 50) szilárdsági tulajdonságai különböző hőkezelési állapotban ( $a_k$  helyett KCU értendő)

A nemesítés célja az acél szövetének erőteljes finomítása, mégpedig nemcsak a szemcsenagyság, hanem a karbideloszlás finomsága és egyenletessége tekintetében is. Három fő alkalmazási területe van: legszélesebb területe a szerkezeti acélok

Igazolják ezt a 15. táblázat és annak a szívósság szempontjából kedvező hőkezelő eljárásokkal elérhető szilárdsági tulajdonságait összehasonlító 218. ábra.

A 0,2% C-tartalmú acéllal ellentétben a 0,5% C-tartalmú C 50-es acél szívósságát a normalizálás a lágyításhoz képest alig javítja. Ezzel szemben a félmartensites edzéssel végzett nemesítés a folyási határt a lágyításhoz képest 100%-kal, a normalizáláshoz képest 40%-kal, a fajlagos ütőmunkát a lágyításhoz képest kb. 250%-kal, a normalizáláshoz képest 200%-kal növeli. Ez a magyarázata annak, hogy

a 0,35%-nál kisebb C-tartalmú acél helyes szívósságfokozó hőkezelése a normalizálás, a 0,35%-nál nagyobb C-tartalmú pedig a nemesítés.

15. táblázat

A 0,5% C-tartalmú ötvöztelen acél (C 50) szilárdsági tulajdonságai különböző hőkezelési állapotban

Hőkezelés	Szilárdsági jellemzők	$\sigma_B$	$\sigma_F$	$\frac{\sigma_F}{\sigma_B}$ %	$\delta_{10}$ %	KCU mkp/cm <sup>2</sup>
		kp/mm <sup>2</sup>				
Edzve 95% mart. (14 Ø)	820 °C 30 min, víz 200 °C 30 min,	190	170	90	—	0,60
Lágyítva 690 °C-on 4 h		55	27	49	20	7,5
Normalizálva 820 °C 30 min, levegő		63	38	60	19	8,5
Nemesítve: 50% mart. + meger. 680 °C		67	55	82	18,5	25,5
Nemesítve: 95% mart. + meger. 680 °C		70	60	86	22	28,5

végző hőkezelése, használják előkészítő hőkezelésként a diffúziós utak csökkentésére a kéregedés előtt, és használják a melegsajtoló szerszámok hőkezelésére is.

A nemesítés az edzéstől csak a megeresztés nagyobb hőmérsékletében különbözik.

Műveletei:

Hevítés az  $A_{c3} + 30$  °C-ra.

Hőntartás hőkiegyenlítődéseg (vastagság mm-enként fél perc attól az időponttól kezdve, hogy a felület elérte a kívánt hőmérsékletet).

Lehűtés az acélfajta kritikus hűtési sebességével (vízben, olajban vagy fűjt levegőn).

Hevítés a megeresztés hőmérsékletére, kb. 450—650 °C-ra.

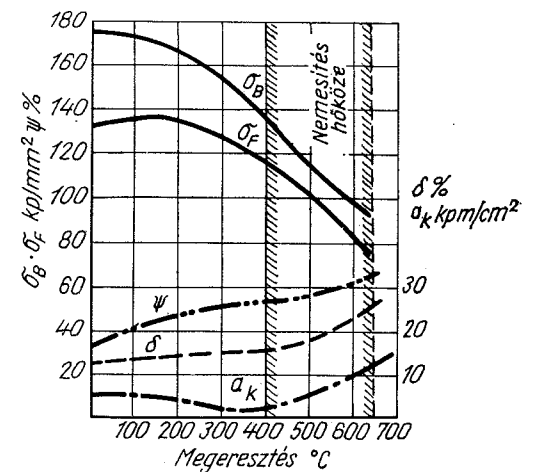
Hőntartás: 450 °C-on legalább 120 min, 650 °C-on legalább 30 min.

Lehűtés általában lassan kemencében; de Cr-Ni- és Cr-Mn-acéloknál a 12.4 pont szerint gyorsan (vízben, olajban vagy fűjt levegőn). Utóbbiaknál feszültségcsökkentés 300—400 °C-on egy órás hevítéssel.

A nemesítés megeresztési hőmérsékletének pontos meghatározására az ún. nemesítési diagramot (219. ábra) használják, amelyet az acélmű készít el gyártmányairól. Megeresztés közben a folyási határ, a szakítószilárdság, a keménység csökken, a nyúlás, képlékenység és szívósság általában növekszik. A  $\frac{\sigma_F}{\sigma_B}$  viszonyszám növekedése a nemesíthetőség kritériuma, nagysága a nemesítés sikerének mértéke. A  $\frac{\sigma_F}{\sigma_B}$  viszonyszám a 14. és 15. táblázat adatai szerint a lágyított állapothoz képest a C 20-as acélnál 17%-kal, a C 50-esnél 49%-kal nőtt a nemesítés hatására. Ez is igazolja a C 50-es acél lényegesen jobb nemesíthetőségét.

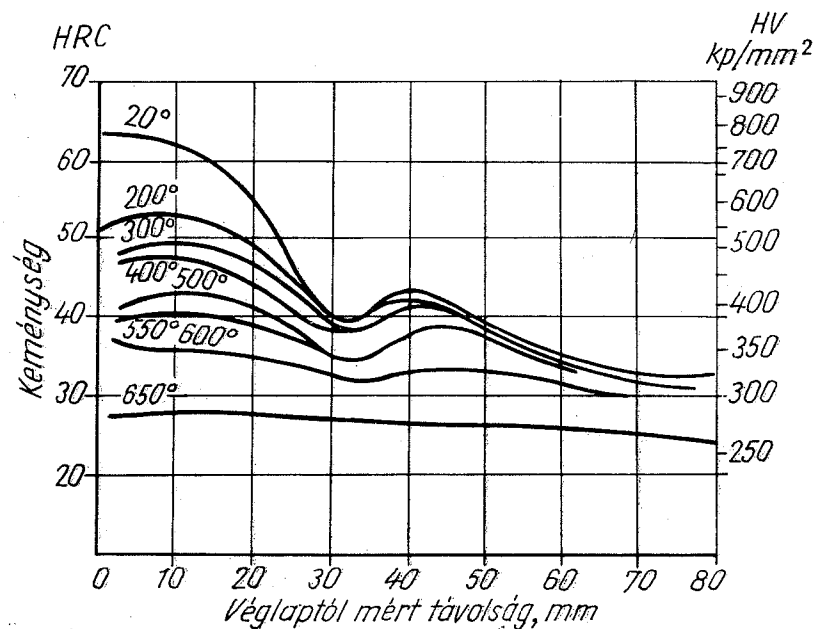
Éppúgy, mint az edzésnél az átédzhetőség, felmerül a nagyobb szelvényeknél az átneimesíthetőség kérdése. Átneimesíthető az acél, ha a nemesítés után a magrészt a kéreghez közeli szilárdsági tulajdonságokat mutat. Ez a követelmény azt jelenti, hogy az átneimesíthető acélnak nem kell egyúttal átédzhetőnek is lennie annak ellenére, hogy a nemesítés kettős hőkezelésének első lépése az edzés. Az átneimesíthetőség szempontjából elégséges, ha a magrészt az edzés folyamatos hűtésű szakaszában olyan finomlemezes perlit és bainit keverékére bomlik, amely szövetszerkezet a megeresztés után a kéreg

Éppúgy, mint az edzésnél az átédzhetőség, felmerül a nagyobb szelvényeknél az átneimesíthetőség kérdése. Átneimesíthető az acél, ha a nemesítés után a magrészt a kéreghez közeli szilárdsági tulajdonságokat mutat. Ez a követelmény azt jelenti, hogy az átneimesíthető acélnak nem kell egyúttal átédzhetőnek is lennie annak ellenére, hogy a nemesítés kettős hőkezelésének első lépése az edzés. Az átneimesíthetőség szempontjából elégséges, ha a magrészt az edzés folyamatos hűtésű szakaszában olyan finomlemezes perlit és bainit keverékére bomlik, amely szövetszerkezet a megeresztés után a kéreg



219. ábra. Nemesíthető CrNiMo acél nemesítési diagramja. Acélösszetétel: C=0,3%, Cr=1,25%, Ni=3,95%, Mo=0,25%. Szelvény 30 mm Ø. Edzés: 820 °C-ról levegőn ( $a_k$  helyett KCU értendő)

tulajdonságaival közel egyező tulajdonságokat mutat. Ebből következik, hogy egy szerkezeti acélfajta mindig nagyobb szelvényben mutat átneimesíthetőséget, mint át-edzhetőséget és az átneimesíthető szelvényméret nagysága függ a megeresztés hőmérsékletétől. Az acél annál nagyobb szelvényben nemesedik át, minél nagyobb a nemesítésnél alkalmazott megeresztés hőmérséklete.



220. ábra. CrV 150-es acél homloklapedzési próbáinak különböző hőmérsékleteken végzett megeresztésekor nyert keménységeloszlása.

Az egyes acélfajták átneimesíthetőségéről jó tájékoztatást adnak a Jominy-próbák különféle hőmérsékleten végzett megeresztéseiről felvett keménységváltozások diagramjai. A 220. ábra pl. azt mutatja, hogy a CrV 150-es acél 650 °C-on megeresztett véglapedzési próbájának keménysége 80 mm távolságig közel egyforma és nagyobb HV = 250 kp/mm<sup>2</sup>-nél. Ez arról tájékoztat, hogy ez az acél legalább 160 mm Ø-jű szelvényben kb. 250 : 3 = 83 kp/mm<sup>2</sup> szakítószilárdságúra nemesíthető.

#### 12.4. Megeresztési ridegség

Vannak olyan acélok, amelyek nemesítéskor nem nyerik el a kívánt szívósságot, ha a megeresztés 500—600 °C hőmérsékletéről lassan hűtik le. Ez a ridegség, amelyet megeresztési ridegségnek neveznek, kizárólag a fajlagos ütőmunka jelentős, 50—75%-os csökkenésében jelentkezik, a képlékenység egyéb jellemzőit: a fajlagos nyúlást és a fajlagos keresztmetszet-csökkenést (kontrakciót) nem érinti.

A megeresztési ridegség okát számos kutató kereste már, de egyértelműleg nem sikerült megállapítani. Tény az, hogy az ilyen állapotban levő acél ütőpróbatestjeinek törése inkább a szemcsehatárokat követi. Sikerült mikroszkópos csiszolatok különleges maratásával a szemcsehatárokat erősebben, szélesebben maratni a szívós állapothoz képest. Elektronmikroszkópos vizsgálat is az ilyen elridegedett acél szemcsehatárait a szívóshoz képest szélesebbnek mutatja. Mindezen megfigyelések alapján arra kell következtetni, hogy a megeresztési elridegedésre hajlamos acélok edzett anyagában egy bizonyos hőmérséklet közben, 500—600 °C között igen finom, mikroszkópon ki nem mutatható fázis szegregálása következik be a szemcsehatárokon. Ez a szegregátum olyan finom, hogy a lassan ható igénybevételrel végzett vizsgálatok szilárdsági jellemzőit nem változtatja meg, de a hirtelen, ütésszerűen fellépő erőhatásnál a képlékeny alakváltozást már nem engedi meg.

A szegregálási elméletet támasztja alá az a megfigyelés is, hogy az elridegedés nem következik be, ha 600—700 °C megeresztési hőmérsékletéről gyorsan, vízben vagy olajban hűtik le az acélt. Ez egyúttal az ilyen elridegedésre hajlamos acél nemesítésének helyes módja. Ha azonban az így gyors hűtéssel szívóssra nemesített acélt 500 °C-on izzítjuk, akkor elridegedik.

Az acélötvözők hatását a megeresztési ridegségre így jellemezhetjük:

A foszfor növekvő mennyisége rendkívül fokozza az ötvözött acél hajlamát. Van olyan felfogás, hogy legalább 0,005% P jelenléte szükséges feltétele az elridegedési hajlamnak.

A mangán és a nikkelt króm jelenlétében igen erős elridegedési hajlamot okoz. A nemesíthető króm-nikkel acélokban találkozhatunk legelőször ezzel a jelenséggel.

A molibdén igen erősen csökkenti, gyakorlatilag elhárítja a megeresztési ridegséget, ha legalább 0,3%-ban ötvözzük a CrNi vagy CrMn-acélba.

A volfram hatása is hasonló a Mo-éhez, de enyhébb. Ebből több (0,6—0,8%) szükséges.

Az ötvözetű szerkezeti acélok megeresztési ridegségre nem hajlamosak.

A megeresztési ridegség elhárításának két módszere:

0,3% Mo ötvözése az egyébként hajlamos acélhoz, vagy

a megeresztés hőmérsékletét 600 °C-ra vagy annál nagyobbra választani és erről a hőmérsékletéről megeresztés után vízben, vagy olajban lehűteni az acéltárgyat.

Bonyolult darabnál ilyenkor célszerű 300 °C-on megegyeszer megeresztetni és innen lassan hűteni. Ezzel a zsugorodási feszültségek egy részétől megszabadítjuk a munkadarabot.

## 13. ACÉLOK FELÜLETI KEMÉNYÍTÉSE

### 13.1. Kéregedzés

#### Indukciós edzés, lángedzés, bemártó edzés

A gépalkatrészek között sok olyan van, amelynek igénybevétele az alkatrész egészének szívósságát és a felülete egy részének kopásálló keménységét követeli meg. A kemény kéreg vastagsága legtöbbször 0,1–2 mm között változik. Ebben az esetben alkalmazzák a felületi keményítő eljárásokat, amelyek fajai: a kéregedzés, betétedzés és a nitridálás.

A gépalkatrész nagy magszívóssága mellett annak helyi kéregkeménységét a kéregedzés eljárásával úgy érik el, hogy a teljes tömegében szívósra hőkezelt, nemesített alkatrész kéregesítendő felületi rétegét oly gyorsan hevítik az edzés hőmérsékletére és hűtik le kritikus sebességgel, hogy a hő nem tud befelé hatolni, és így a kéreg keményre edződése közben a mag megőrzi szívósságát.

Ilyen kéreghevítéssel végzett kéregedzésre alkalmas minden edzhető, illetve nemesíthető acélfajta, de felhasználják ezt az eljárást szürkevas alkatrészek helyi felületi keményítésére is, pl. szerszámgépek szán- és asztalvezető prizmaínál. A különösen alkalmas acélfajta adatait az MSZ 17 782-57 tartalmazza.

A vékony kéregnek nagyon rövid ideig tartó hevítéssel kell elérni az  $A_{c3}$ -nál nagyobb hőmérsékletet, és nem sokkal ezután meg kell indítani a hűtést. Így az austenitké váló átalakulásra csak 0,5-től néhány másodpercnyi idő van. A kéregedzés sikere azt követeli meg, hogy az  $\alpha$ - $\gamma$  átalakulás és ötvözött acélokban a karbidok oldása ilyen rövid idő alatt is minél teljesebben végbemenjen. Mivel ehhez a kiindulási állapotban található karbidok megbontása és a felszabadult C és fémes elemeknek az austenitben való oldódása szükséges és mindez csak a diffúzió közvetítésével történhet, mind a karbidbomlás, mind a diffúzió időszükségletét csökkenteni kell. A karbidbomlás és a diffúziós sebesség növelését egyaránt elérhetjük a hőmérséklet növelésével. A kéregedzés hevítési hőmérséklete jóval nagyobb, mint az edzés hőmérséklete. Az austenit szemcsék eldurvulását azzal kerülik el, hogy a megfelelő nagy hőmérséklet gyors elérése után a hőközlést beszüntetik, sőt a felhevített réteget azonnal le is hűtik.

A rövid hevítési idő alatt a szükséges diffúzió lefolyását azzal biztosítják, hogy a diffúzió útját csökkentik a lehető legkisebbre. Ennek az a módja, hogy a kéregedzés

előtt az acélt olyan előkészítő hőkezelésnek vetik alá, amely szerkezetét finomítja. Ilyen hőkezelések az előző fejezetben tárgyalt szívósságfokozó hőkezelések. Azok alkalmazásával két célt érnek el: az acél szívóssága növekszik és a kérgében a fázisok finomításával a diffúziós utak csökkennek. Legalkalmasabb előkészítő hőkezelés a nemesítés.

Az ilyen kéreghevítéssel végzett kéregedzés és a vele összefüggő műveletek sorrendje:

Nagyoló megmunkálás.

Nemesítés.

Készremunkálás köszörülési ráhagyásig.

Gyors hevítés a kéregmélység szerint.

Hűtés vízzuhannyal, vagy hűtőközegbe való mártással.

Megeresztés 150–200 °C-ra.

Keménységellenőrzés (10 kp-os vagy még kisebb terhelésű Vickers-keménységméréssel).

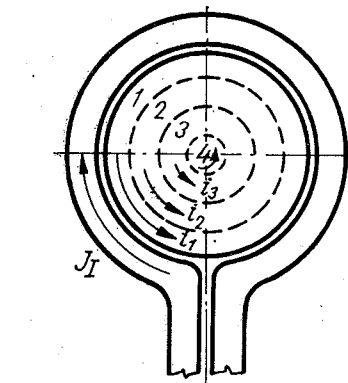
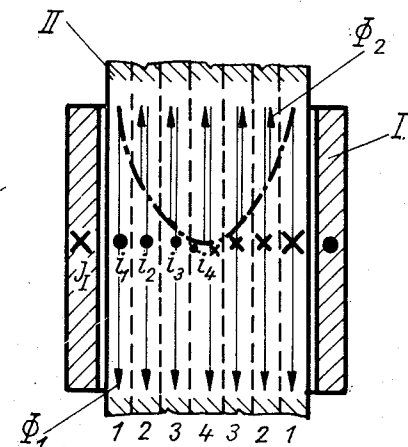
Köszörülés.

Az edzendő kéreg vékony anyagrétegével való lökészerű hőközlés módszere szerint a kéreghevítéssel végzett kéregedzésnek 3 eljárása alakult ki: az indukciós kéregedzés, a lángedzés és a bemártó edzés. Kevésbé használt eljárás még a villamos ellenálláshevítés (Gevelin-féle kontakthevítés).

**Indukciós edzés.** Az indukciós hevítés elvét a 221. ábra mutatja. Egy tekercsbe (I) vezetett váltakozóáram mágneses erőtere a tekercsbe helyezett acélrúd (II) felületi rétegében örvényáramot kelt, amelynek Joule-melege a hővé alakuló hiszterézisvesztéssel együtt a réteget hevíti. Az indukált áram sűrűsége a felülettől a rúd belseje felé exponenciálisan csökken. Ezt az örvényáram-sűrűség eloszlást a 221. ábra

kapcsán a következő egyszerűsített szemlélettel érzékelhetjük: Ha az I jelű egyenletes tekercsben keringő áram egyenáram, akkor az a beléhelyezett II acélrúd darabban a nagyjában egyenletes  $\Phi_1$  mágneses fluxust kelti. Ha az I tekercsben folyó  $J_1$  primer áram váltakozó áram, akkor az a II vasmagban olyan örvényáramokat kelt, melyek az  $J_1$  áram  $\Phi_1$  fluxusát megszüntetni iparkodnak.

A II rúd belsejében keletkező örvényáramok eloszlásának érzékelésére osszuk fel képzeletben a II vasmagot a szaggatott vonalakkal jelzett 1–3 gyűrű és 4 hengeres



221. ábra. Az indukciós hevítés elve. I. a primer áramkör rézgyűrűje, II. hevítendő acélrúd,  $J_1$  a primer áram erőssége,  $i_1, i_2, i_3, i_4 \approx 0$  örvényáram-sűrűségek,  $\Phi_1$  az  $J_1$  áram fluxusa,  $\Phi_2$  az örvényáramok fluxusa

részekre és tekintjük ezeket különálló vezetőknek. Az  $J_1$  váltakozó áram által a vezető részekben keltett  $i_1, i_2, i_3$  és  $i_4$  örvényáramok iránya bármely pillanatban ellenkező az  $J_1$  áram pillanatnyi irányával. Ezek az örvényáramok ugyancsak váltakozó áramok, amelyek a  $\Phi_2$  fluxust keltik. Ez a fluxus már nem egyenletes, hanem legnagyobb a 4. rúdrészben, mert ezt  $i_1, i_2, i_3$  együttesen kelti. A 3. gyűrűben már kisebb, mert ezt csak az  $i_1$  és  $i_2$  öleli körül, még kisebb a 2. részben, mert itt csak az  $i_1$  hat. A  $\Phi_1$  fluxust csökkentő  $\Phi_2$  fluxus tehát a 221. ábrában jelölt eredményvonal szerint oszlik meg. Az eredő fluxus  $\Phi_1 - \Phi_2$  ugyancsak az eredményvonallal jelölt homorú eloszlást mutatja, tehát legnagyobb a II rúd palástján. Ugyanilyen eloszlást mutat az örvényáram sűrűsége is, tehát ez is a legnagyobb a palásfelületen.

Az örvényáramok a rudat

$$W = \eta 0,24 i^2 r \quad (39)$$

kalória bevezetésével hevítik.  $\eta$  a hatásfok,  $i$  az örvényáram erőssége,  $r$  a rúd anyagának villamos ellenállása. A rúdban keltett meleg, és így annak hőmérséklete is a paláston a legnagyobb.

Az áram behatolási mélysége ( $\delta$ ) alatt értjük a felülettől sugárirányban mért azt a távolságot, amelynél az indukált áram sűrűsége a felületinek  $\frac{1}{e}$ -szeresére (ahol  $e = 2,718$ ), azaz 36,87%-ára csökken. Az üzemi gyakorlat számára megfelelő pontosságú *Lozinszkij* egyszerűsített képlete:

$$\delta = 503 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} \quad (\text{mm}), \quad (40)$$

ahol  $\delta$  az áram behatolási mélysége (mm);  $\rho$  az acél fajlagos ellenállása ( $\Omega \text{ mm}^2/\text{m}$ );  $\mu$  az acél mágneses permeabilitása;  $f$  az áram frekvenciája (Hz).

Az induktív kéregedzésnél annál kisebb az árambehatolás és ezzel együtt a hevítés mélysége, minél nagyobb az áram frekvenciája.

A használatos frekvenciák: középfrekvencia 200–10 000 Hz, nagyfrekvencia 100 kHz\*–10 MHz. A középfrekvenciás áramokat motorgenerátorokkal állítják elő, amelyeknek teljesítményhatárai 50–12 000 kW, frekvenciahatárai 200–10 000 Hz. Nagyfrekvenciás kéregedzésre elektroncsöves generátorokat használnak, amelyek teljesítményhatárai: 5–100 kW, frekvenciahatárai: 100–1000 kHz. Kéregedzésre 2500–10 000 Hz frekvenciát akkor használnak, ha 2–3 mm-nél vastagabb az edzendő kéreg. Európában a 400–500 kHz frekvenciás elektroncsöves generátorok használatosak 0,2–2 mm edzett kéreg előállítására.

Az edzett kéreg vastagsága az áram behatolási mélységén kívül függ még a hevítés fajlagos teljesítményétől ( $\text{W}/\text{cm}^2$ ), az acél hővezetőképességétől és az indukció

\* kHz = kilo Herz = 1000/s, MHz = mega Herz = 1 000 000/s.

időtartamától. Üzemben gyakran ugyanazzal a frekvenciával kell edzeni. Középfrekvenciánál elég, ha a képletből számított frekvenciát  $\pm 1000$  Hz, nagyfrekvenciánál elég, ha  $\pm 100 000$  Hz értékkel közelítjük meg.

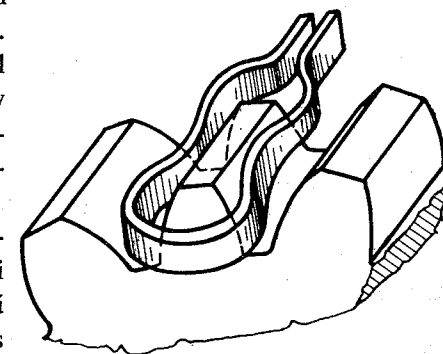
Egész vékony, tized mm nagyságrendű kérget csak nagyfrekvenciával, nagy fajlagos teljesítménnyel és igen rövid behatási idővel lehet edzeni. Itt az edző művelet automatizálása elkerülhetetlen. Ez azonban egyúttal biztosítja nagy termelékenységét is.

A közép- vagy nagyfrekvenciás árammal táplált egy- vagy többmenetű tekercset, amely a hevítés mágneses mezejét létesíti, *induktor*-nak hívják. Az indukciós edzés főbb módszerei:

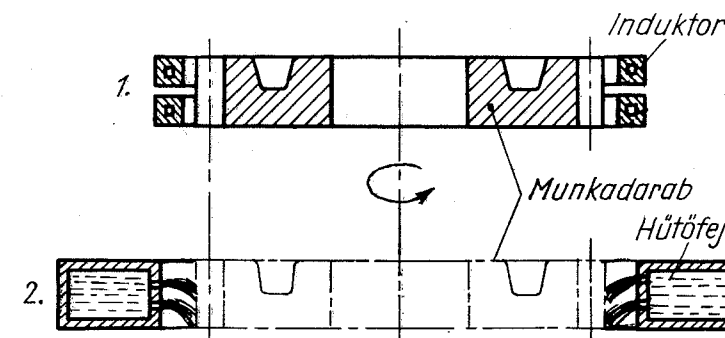
*Álló szakaszos edzés*, amelyet pl. az 5 modulusúnál nagyobb fogaskerekek fogankénti edzésére használnak (222. ábra). A hajtú alakú induktor az edzendő két fogoldal teljes felületét felhevíti az első szakaszban. A második szakaszban a fog a hűtőfolyadékba merül vagy zuhany hűti le. A légrést a sarokknál növelik, hogy a sarokélek túlhevülését elkerüljék.

*Forgó szakaszos edzés*, amelyet forgattyústengely csapjainak, tárcsa alakú alkatrészek palástfelületének és a 4-nél kisebb modulusú fogaskerekek edzésére használnak (223. ábra). Az induktor az egész palástfelületet, illetve fogkoszorút egyszerre hevíti, mialatt a tárcsa legalább ötször fordul meg tengelye körül az induktor excentricitásából adódó egyenlőtlen hevítés kiegyenlítésére. A második szakaszban a tárgy a hűtőközegbe vagy zuhanyfürdő alá merül.

*Haladó folyamatos edzésnél* az induktor a hevítendő felületnek csak egy kis csíkját hevíti, és a tárgy relatív elmozdulása közben a hurok, vagy hajtú alakú induktort közvetlen követő vízzuhanó a folyamatos edzést végzi. Így edzik az egész nagy fogak oldalait (224. ábra) és a szerszámgépek szánvezető léceit és prizmaikat.



222. ábra. Nagy modulusú fogaskerék fogainak álló szakaszos edzése

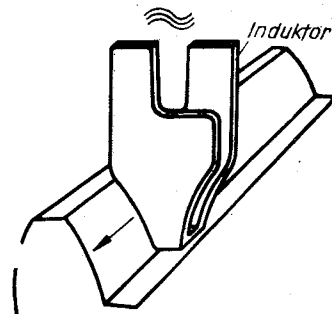


223. ábra. Fogaskerék forgó szakaszos indukciós edzése: 1. hevítés, 2. hűtés szakasza

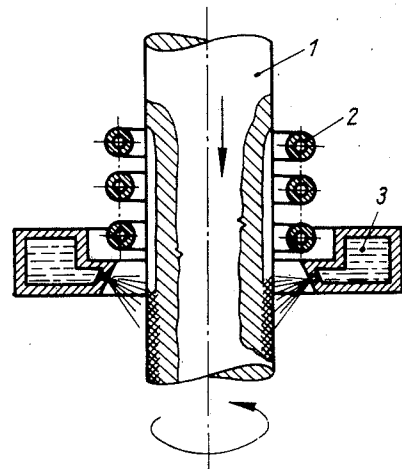
*Haladó-forgó folyamatos edzés* hosszabb hengeres felületek edzésére a 225. ábra szerint.

Az indukciós kéregedzés az összes felületi edzések között a leggyorsabb kéreghevítést adja, mert a hő magában a kéregben keletkezik. A nagyfrekvencia a legvékonyabb, század mm nagyságrendű edzett kéreg elérését is lehetővé teszi. Ezért a tömeggyártás gyártási sorrendjébe való iktatása lehetséges és célszerű. Berendezése költséges, minden alak és méret külön induktort kíván. Ez is arra mutat, hogy alkalmazásának gazdaságossága tömeggyártást feltételez. Jellemzője még, hogy a legnagyobb termelékenységet teszi lehetővé.

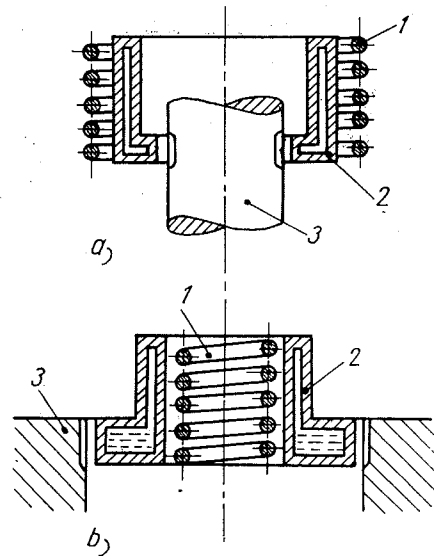
Egy adott teljesítményű berendezésnél a fajlagos teljesítményt ( $W/cm^2$ ) növelhetjük, ha a többmenetű induktor és a munkadarab közé egymenetű indukáló közvetítő elemet, ún. *koncentrátort* iktatunk (226. ábra). Itt kettős indukció és energiaátalakítás történik: a primer és a szekunder tekercs között, melynek hatásfoka  $\eta_I$ , a szekunder tekercs és a munkadarab közt ( $\eta_{II}$ ). Az összh hatásfok  $\eta_I \cdot \eta_{II}$  20–40% közt lehet. Az indukciós edzés hevítésénél koncentrátossal elérhető fajlagos teljesítmény 10 000  $W/cm^2$ -nél nagyobb is lehet.



224. ábra. Haladó folyamatos indukciós edzés induktora (hajtúinduktor) fogaskerék fogalankénti edzéséhez

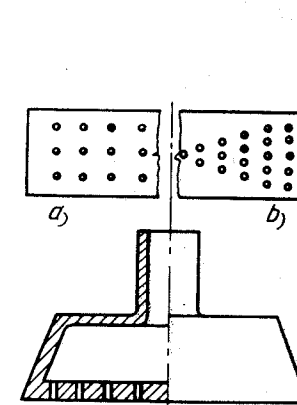


225. ábra. Haladó-forgó folyamatos indukciós edzés. 1. munkadarab, 2. induktor, 3. hűtőfej

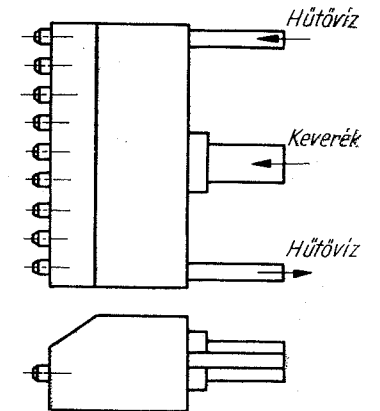


226. ábra. Nagyfrekvenciás hevítő koncentrátork: a) tengelyek, b) furatok edzésére. 1. primer tekercs, 2. szekunder egymenetű tekercs, 3 munkadarab

*Lángedzés.* Kéregedzéskor a felületi réteg lökészerű felhevítésére alkalmazzák még az acetilén-oxigén vagy világító-gáz-oxigén gázkeverék szűrőlámgját. Az ilyen szűrőlámghevítéssel dolgozó kéregedzést lángedzésnek hívják. Az éghető gázt és oxigént olyan arányban keverik, hogy a keletkezett láng inkább enyhén oxidáló

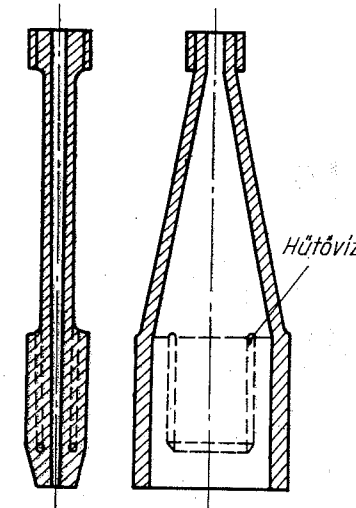


227. ábra. Furatos égő síkfelületek lángedzésére. a) egyenletes, b) a szélek felé növekvő lángteljesítményre

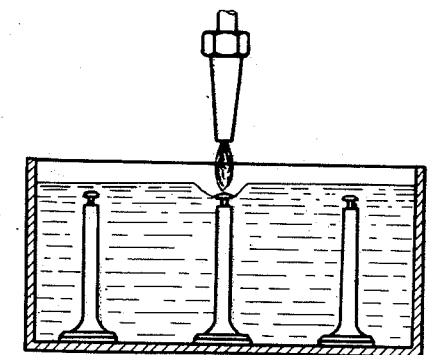


228. ábra. Fűvőkás égő

legyen. A hevítő láng előállítására nagy teljesítményű égőfejeket használnak, amelyeket a robbanásveszély elhárítására a biztonsági előírások gondos betartásával telepített éghető gáz- és oxigénpalack-telepekről látják el gázzal két-két nyomáscsökkentő szelepen át. Az égőfejek jellegzetes típusai: kézi gázhegesztő pisztoly; a furatos égő egy, két vagy több lyuksorral (227. ábra), a fűvőkás égő (228. ábra) és a réségő (229. ábra). A többsoros furatos égőt

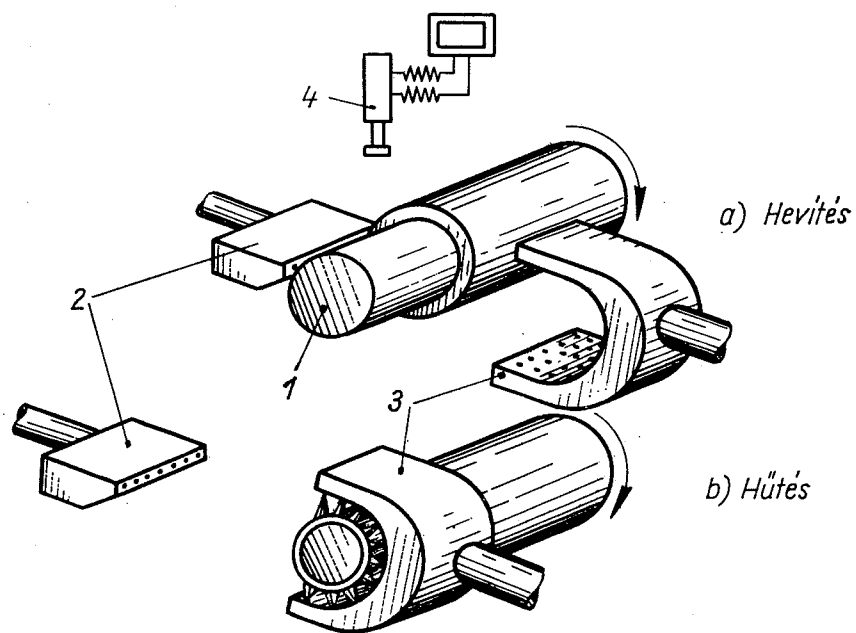


229. ábra. Vízhűtéses réségő

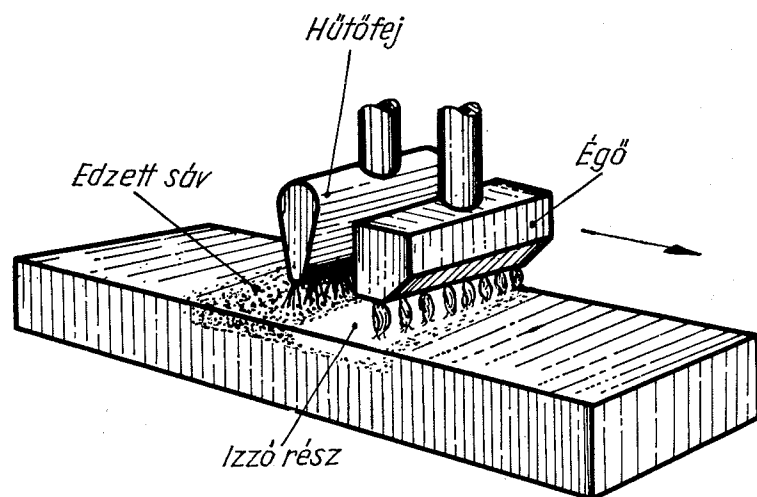


230. ábra. Szelepvégék álló szakaszos lángedzése gázhegesztőpisztollyal





231. ábra. Tengelycsapok forgó szakaszos edzése. 1. az edzendő csap, 2. fúvókás égő, 3. vízzuhanyos hűtőfej, 4. pirométer

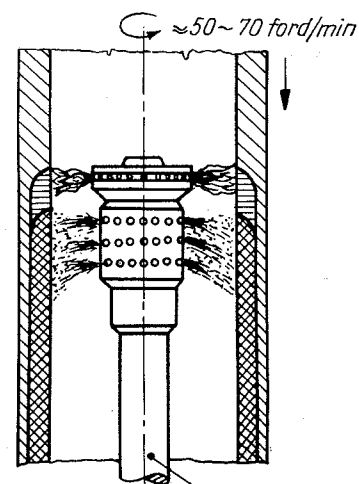


232. ábra. Sík felület haladó folyamatos lángedzése

szitaégőknek hívják. Ez esetben lyukainak osztását a felületrészek hevítéséhez szükséges teljesítmény szerint szabályozzák, amint azt a 227. ábra b) oldala mutatja. Ezt a furatozást alkalmazzák akkor, ha a hevítendő darabhoz nagy tömegű részek csatlakoznak. A világítógázzal működő égőket általában csak akkor hűtik, ha zárt üregek, furatok belső felületének edzésére valók. Az acetilénégőket azonban a lángvisszacsapás veszélye miatt mindig hűtik hűtővíz keringtetéssel.

A lángedzés főbb módszerei az indukciós edzésével azonosak. Álló szakaszos edzéssel keményítik a szelepvégeket (230. ábra). Forgó szakaszos edzéssel keményítik a tengelycsapokat (231. ábra). Haladó folyamatos edzést sík felületek (232. ábra) vagy szánvezetékek edzésére használnak. A haladó-forgó folyamatos edzésre példa a perselyek belső palástjának lángedzése az ún. gombafejes égővel (233. ábra).

A lángedzés hevítési szakaszában arról kell gondoskodni, hogy a láng besabályozása a tiszta semleges lángtól az oxidáló láng irányában térjen el egy kissé. Az acetilén-oxigén keveréknél a semleges lánghoz szükséges gázkeverékben a két gáz térfogataránya:  $C_2H_2 : O_2 = 1 : 1,16$ . A lángedzésnél jobb a  $C_2H_2 : O_2 = 1 : 1,5$  keverési arány. A hevítendő felületet az éles lángmag csúcsától 2–3 mm távolságban kell tartani, mert az a láng legnagyobb hőmérsékletű helye. A hevítés sebessége függ a láng hőmérsékletétől és az időegységben elégetett gáz mennyiségétől, tehát az égő teljesítményétől. A lángedzésnél használt fűtőgázok néhány jellegzetes tulajdonságát a 16. táblázat



233. ábra. Furatok lángedzése gombafejes égővel

16. táblázat  
A lángedzés fűtőgázainak jellegzetes tulajdonságai

Gáz	Láng hőmérséklete °C	Fűtőérték kcal/m <sup>3</sup>	Gyulladás		Robbanó keverék gáz-tartalom határai %	Fajsúly kp/m <sup>3</sup>
			hőmérséklet °C	sebesség m/s		
Acetilén C <sub>2</sub> H <sub>2</sub>	3100	13,600	335	1,13	2,5–80	1,170
Világítógáz	2800	3500–5000	—	—	8,0–22	0,549
Propán C <sub>3</sub> H <sub>8</sub>	2750	22,350	510	0,26	2,3–9,5	2,019
Bután C <sub>4</sub> H <sub>10</sub>	2600	29,510	475	0,25	1,9–8,4	2,703

tartalmazza. Nagyobb láng hőmérséklete és fűtőértéke miatt az acetilén a világító-gázt felülmúlja, de kis gyulladási hőmérséklete, nagy gyulladási sebessége és robbanásveszélye miatt erős versenytársa a világítógáz.

A lángedzésnél a hő sugárzás és vezetés útján adódik át az edzendő kéregnek. A hőközlés tehát lassúbb, mint az indukciós edzésnél. A felületegységre eső teljesítmény nem haladja meg az  $1000 \text{ W/cm}^2$ -t, tehát az indukciós edzésnél elérhető teljesítmény egy tizedét. Ezért az elérhető *legvékonyabb kéreg* nagyobb: mint az indukciós edzésnél,  $1,5 \text{ mm}$ . Az átmenet a kéreg és a mag között viszont enyhébb.

A lángedzés előnye, hogy nem igényel nagy beruházást, és így kisebb sorozatnál is gazdaságos. Rugalmasabban használható, mint az indukciós edzés, de szabályozási lehetőségei kisebbek.

**Bemártó edzés.** A munkadarab felületi rétegének lökészerű felhevítését úgy is lehet végezni, hogy a kéregesítendő részét olyan só-, vagy fémfürdőbe mártják, amelynek hőmérséklete jóval, legalább  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ -szal nagyobb, mint az edzendő acél  $A_{c_3}$  hőmérséklete. A kéregedzésnek ilyen módját bemártó edzésnek nevezik.

A hevítőfürdők fém- vagy sófürdők. Használatos hőmérséklet határok:  $1000$ — $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Fémfürdők:	öntöttvas	$1200 \text{ }^\circ\text{C}$ felett
	ónbronz	$1000 \text{ }^\circ\text{C}$ felett

Sófürdők:	$\text{BaCl}_2$	$950 \text{ }^\circ\text{C}$ — $1200 \text{ }^\circ\text{C}$
	$\text{BaCl}_2 + \text{KCl}$	$900 \text{ }^\circ\text{C}$ — $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ .

A bronzfürdő fajsúlya nagyobb lehet, mint a munkadarabé, ezért ezt a hevítés alatt be kell nyomni a fürdőbe. A fémfürdő jobb hőátadó, de a ráfagyott maradék hátrányos.

A sófürdőbe a tárgyak bemerülnek. Hátrányuk, hogy az acél felületét esetleg korrodálják és a  $\text{BaCl}_2$  dekarbonizálja. Ezáltal keletkezett bárium-karbonát a darabra tapadva edzésnél lágyfoltosságot okozhat. A fürdő karbonáttartalmát üzem közben gyakran ellenőrizni kell. A sófürdős kemencék előnye, hogy villamos ellenállásfűtéssel hevíthetők, és közben élénk mozgásba jönnek. Hatásfokuk jó.

A hevítőfürdőnek olyan tömegűnek kell lennie, hogy a bemártott hideg munkadarab hatására be ne fagyjon. Ennek elkerülésére a darabot néha előmelegítik. Egy adott tömegű sófürdőben hevíthető acél munkadarab tömegét a sófürdő hőmérsékletének megengedett csökkenése korlátozza. A hevítendő munkadarab legnagyobb tömege a következő egyenletből számítható:

$$G_a \cdot c_a \cdot t_a = G_{s_0} \cdot c_{s_0} \cdot \Delta t_{s_0}, \quad (41)$$

ahol  $G_a$  a munkadarab,  $G_{s_0}$  a sófürdő tömege (kg),  $c_a$  a munkadarab,  $c_{s_0}$  a sófürdő fajhője (kcal/kg  $^\circ\text{C}$ ),  $t_a$  a munkadarab hőmérséklete ( $^\circ\text{C}$ ),  $\Delta t_{s_0}$  a sófürdő hőmérsékletének megengedett csökkenése ( $^\circ\text{C}$ ).

Leggyakrabban  $50 \text{ }^\circ\text{C}$  hőmérséklet-csökkenést engednek meg. Ekkor a  $G_{s_0}$  tömegű fürdőben kezelhető legnagyobb acélmunkadarab tömege:

$$G_a = \frac{50 \cdot G_{s_0} \cdot c_{s_0}}{c_a \cdot t_a} \quad (42)$$

A gyakorlatban használatos bemártási időkről különböző fürdők használatánál tájékoztat a 234. ábra.

A bemártó edzés korlátozza ugyan a darab súlyt, de korlátlan szabadságot ad a darab alakjának. Ez a legnagyobb előnye és ez jelöli ki alkalmazási helyét: térgörbe felületek, kúpok, golyók stb. kéregesítése.

### 13.2. Betétedzés

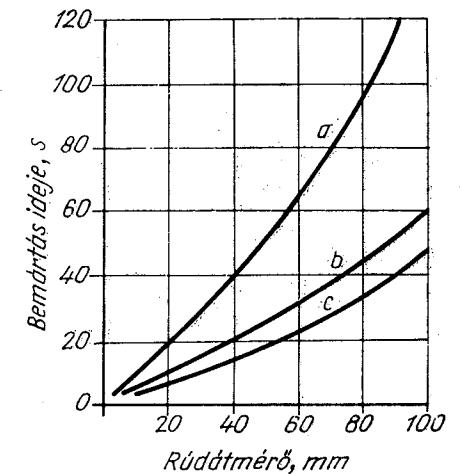
A betétedzés célja ugyanaz, mint a kéregedzés: szívós magú és kopásálló, kemény kérgű acélmunkadarabok előállítása.

Alkalmazása régebbi keletű, mint a kéregedző eljárásoké. Lényege az a megfigyelés, hogy a  $0,2\%$ -nál kisebb C-tartalmú acél martensites edzés után sem sokkal keményebb  $\text{HRC} = 32$ -, ( $\text{HV} = 330 \text{ kp/mm}^2$ )-nél. A  $20 \text{ mm}$ -nél nagyobb átmérőjű rúd belsejében azonban a folyamatos hűtésű edzésnél ennél jóval kisebb keménységű, túlnyomórészt ferrit, perlit, bainit és csak kevés martensitet tartalmazó szövetszerkezet alakul ki, melynek átlag keménysége  $\text{HV} = 300 \text{ kp/mm}^2$ -től  $200 \text{ kp/mm}^2$ -ig változhat.

Ha  $0,1$ — $0,2\%$  C-tartalmú acélt atomos szén leadó közegben izzítunk, akkor a 9.3. pont szerint a lágyacél felületi rétegébe a C-atomok beötvöződnek és annak C-tartalmát a hőmérséklet és az idő függvényében növekvő súlyszázalékú C-nal dúsítják. Ez a bekötődött C a koncentráció-különbség mozgató ereje hatására az idővel növekvő mélységbe diffundál. A C-nal dúsított réteg a  $0,6\%$  C-tartalom elérése után már  $60 \text{ HRC}$  keménységűre edzhető. Ez a kérget legnagyobb keménységűvé alakító edzés a C-nal nem dúsított anyagrészt nem keményíti  $300 \text{ kp/mm}^2$ -nél nagyobb keménységűre, de  $A_{c_3}$  hőmérsékletéről való edzésnél szemcséit finomítja, szívósságát növeli.

A betétedzés legalább 3 hőkezelési eljárást foglal magában:

A kis C-tartalmú acél felületi rétegének C-nal való dúsítása, az ún. *cementálás*. Ez az aktív C-t leadó közegbe helyezett acéltárgynak nagy,  $850$ — $950 \text{ }^\circ\text{C}$  hőmérsékleten  $1$ — $3 \text{ mm}$  kéregmélység elérésére  $8$ — $24$  órai izzítását igényli.



234. ábra. A bemártás időtartamának függése a darabátmérőtől különböző fürdők-nél: a)  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ -os  $\text{BaCl} + \text{KCl}$  fürdő; b)  $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ -os öntöttvas fürdő; c)  $110 \text{ }^\circ\text{C}$ -os ónbronz fürdő (Ruhfus H)

A kéreg C-tartalmának megfelelő edzés.

Megeresztés 200 °C-on.

Betétedzésre 0,2%-nál kisebb C-tartalmú ötvözetlen és rendszeren még kevesebb C-t tartalmazó ötvözött acélok alkalmasak. Ezek az ún. *betétben edzhető acélok*, amelyek külön szabványokba vannak foglalva.

A C-nal dúsított, cementált kéreg C-tartalma, vastagsága, a szívós magba való átmenet minősége, az acél és a cementálóközeg minőségétől, a cementálás hőmérsékletétől és a dúsítás folyamatának szabályozásától függ. A C-tartalom a kéregben akkor a legjobb, ha 0,6—0,9% határok között van. Ezt az ideális esetet a gyakorlatban csak egész vékony, 0,5—0,6 mm vastag réteg dúsításánál tudjuk biztosítani. Többnyire elfogadható még a gyakorlatban a cementálás, ha a kéreg C-tartalma 1,1% alatt marad. Ennél nagyobbát diffúziós izzítással csökkenteni kell.

### 13.3. A cementálás közegei és eljárásai

A C-nal való dúsítás végezhető szilárd, folyékony vagy gáznemű közegben.

Legrégibb eljárás a szilárd cementáló szerben való dúsítás. Ennél a dúsítandó munkadarabokat a lehető legtömörebben kell hőálló dobozokban a darafinomságú cementáló közegbe csomagolni. A felületek között kb. 10 mm vastag cementáló dararéteg, a doboz fenekén, oldalán és tetején 15 mm legyen. A csomagolást zárótömítés kövesse. A cementáló doboz fedelét agyaggal tapasztják körül. A cementáló szer C-t leadó közege faszén vagy borszén. Mindkettőt aktiváló szerrel kell keverni. E célra a bárium-karbonát vált be, amelyet egyéb anyagokkal együtt ragasztóanyaggal kötnek a faszénhez, és az így képzett gyurmából állítják elő a cementáló darát. Egy ilyen szilárd cementálószer összetétele pl.: 74—78% faszén, 12—15% BaCO<sub>3</sub>, 1—1,5% Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, 3—5% CaCO<sub>3</sub>, 4,5—5% pakura vagy melasz. Megengedett szennyezés: 0,1% S, 0,5% SiO<sub>2</sub>.

A jól készített faszénbázisú cementáló szer gyorsan hat, a borszénbázisú viszont lassan. Vékony kérget gyorsan ható, vastag kérget lassan ható szerben dúsítanak.

A hőmérséklet növelése gyorsítja a C-atomoknak a mag felé való szivárgását, az acél ötvözői csökkentik azt. Ezért ötvözött acélt, főleg krómötvözésűt, nem szabad gyorsan ható szerben, és kis hőmérsékleten cementálni, hanem lassan ható szerben nagy hőmérsékleten.

A cementálás hőmérséklet-határai: 850—950 °C. Az esetleg keletkezett karbidhálót semleges közegben való diffúziós izzítással oszlathatják el (950 °C, fél óra).

A szilárd közegben való cementálásnál az óránként elérhető rétegnövekedés 0,1—0,15 mm-nek vehető. Az egyszer használt közegből a port kiszítva 10% friss cementáló dara hozzáadásával azt újból fel lehet használni.

*Ciáncementálás* vagy cianidálás néven ismerik a folyékony közegben való cementálást.

Az itt használt fürdő összetétele: 85% NaCN, 10% Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, 2% NaCNO, 1% NaCl. A cinánfürdő szokásos hőmérséklete 830—860 °C. Az első órában 0,2—0,3 mm vastag kéreg dúsul C-ban, azontúl óránként közelítőleg 0,1 mm-rel növekszik a kéreg. Az ipari gyakorlatban csak egy óra hosszat szoktak ciáncementálni.

A ciánfürdő hevítési sebessége négyszerese a kemence gázatmoszférájában elérhetőnek. Ezenkívül a cementálás közben végbemenő reakciósorozatban nemcsak aktív atomos C, hanem atomos nitrogén is keletkezik, amely az acél kérgében nitrideket képez, és így növeli az edzett kéreg keménységét és kopásállóságát.

A cianidálás sebessége gyorsítható kisebb koncentrációjú fürdőben nagyobb hőmérsékleten való tartással. Az ilyen gyors cianidálásnál a ciános összetétele: 50% NaCN, 35% BaCl, 15% NaCl. Egy másik fürdő: 40—50% NaCN, 15—20% NaCO<sub>3</sub>, 25—30% NaCl. Hőmérséklete 900 °C. Az ilyen nagy hőmérsékleten a nátrium-cianid (NaCN) gyorsan oxidálódik. Ezt a sófürdő felületére szórt pehelygrafit réteggel akadályozzák meg. A gyors cianidálásnál a kéreg az első óra után 0,5 mm, a második után 0,8 mm.

A cianidálás előnye, hogy a kéreg csak 0,6—0,7% C-tartalomig dúsul, tehát nincs karbidháló.

A cianidálást főként apró tömegcikkcek cementálására alkalmazzák. A darabokat huzalra fűzve, állványra tűzve, vagy dróthálóból készült kosárba rakva süllyeszti a ciánfürdőbe. Utóbbi esetben a kosarat többször megrázzák.

*Gázcementálásnak* nevezik a gáznemű közegben végzett cementálást.

Éppúgy, mint a cianidálásnak, ennek is előnye a szilárd közegben való dúsításhoz képest, hogy nem kell hozzá dobozba csomagolás és így a hőkezelés határfoka jobb, de kisebb a cianidáláshoz képest.

Alkalmas gázok: CO, CH<sub>4</sub> (metán), C<sub>3</sub>H<sub>8</sub> (propán), C<sub>4</sub>H<sub>10</sub> (bután), valamint elgázosított pirobenzol vagy tisztított kőolaj (petróleum). Nagy teljesítményű, rendszeren folytonos üzemi cementáló kemencék cementáló gázkeverékét alapgázból és cementáló gázadalékból állítják elő. Az alapgázt metán elégetésével állítják elő úgy, hogy a keletkezett CO+CO<sub>2</sub>+H<sub>2</sub>+N<sub>2</sub>+H<sub>2</sub>O-ból kivonják a CO<sub>2</sub>-t és kifagyasztják a H<sub>2</sub>O-t. Az ilyen alapgázhoz C-nal dúsító gázként metánt vagy butánt kevernek. A keverék %-os metántartalmát a cementálás hőmérsékletén meginduló koromképződés korlátozza.

Mindhárom cementáló közegben a cementálás az alábbi két egyenlet szerint történik:



Szakaszosan működő gázcementáló kemencék legalkalmasabb cementáló gázközege a kemence kettős fala közé csöpögtetett tisztított kőolaj, amely a kemence

zárt térben elgázosodik. Ezt a gázt ventilátor hajtja a berakott darabok közé. A dúsítás mérvét az időegységben adagolt cseppekkel jól lehet szabályozni. Ezért itt jól elvégezhető a semleges atmoszférában való diffúziós izzítás is:

A gázcementálással a cementálás folyamatát a legrugalmasabban lehet szabályozni. Folytonos üzemű csatorna- vagy alagútkemencékben a kocsira rétegezett cementálandó áru három hőszakaszon vonul át. Az első szakasz az előmelegítő szakasz. Ennek hőmérséklete 850 °C, gázkeveréke metánban szegény. A második a cementáló szakasz 900 °C hőmérséklettel és metántartalmú cementáló gázkeverékkel. A harmadik a diffúziós szakasz az esetleg keletkezett karbidháló eloszlására. Ennek hőmérséklete 950 °C, gázkeveréke semleges: oxidálódást és C-csökkenést megakadályozó védőgáz.

A kisebb teljesítményű, szakaszos üzemű aknás gázcementáló kemencékben fenti szakaszokat egymás után állíthatjuk elő a becsepegtetett pirobenzol vagy kőolaj percenkénti cseppszámának szabályozásával (pl. 140–200 csepp/perc).

A nitrocementálás, vagy karbonitrálás a gázközegben való cementálás legprogresszívabb módja.

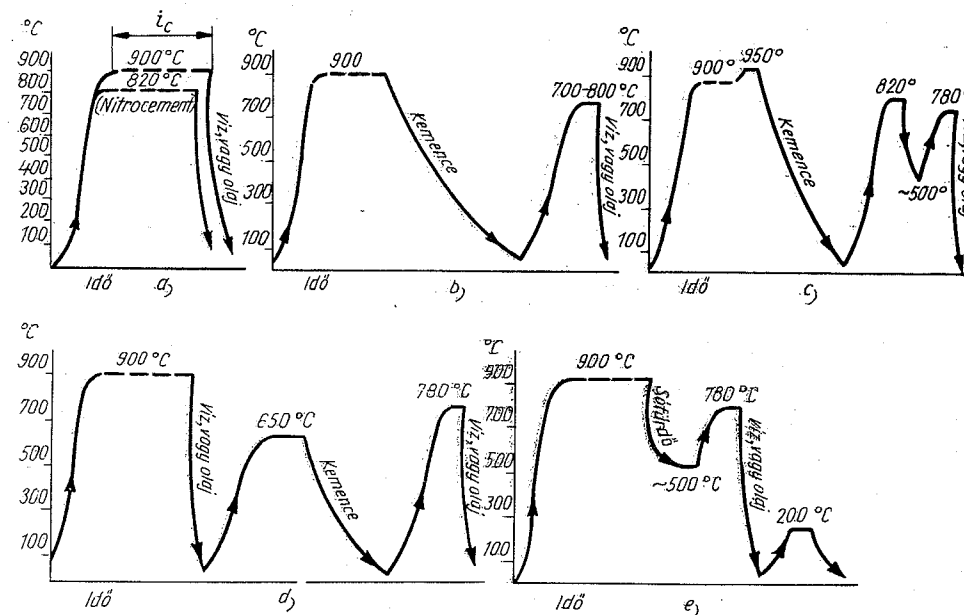
Ez az eljárás, amelyet N. A. Minkevics és V. I. Proszvirin dolgozott ki, lényegileg nitrálással javított gázcementálás. Eljárása azonos a gázcementáláséval azzal a különbséggel, hogy a cementáló gázkeverékhez vagy kőolajpárlathoz térfogatuk 20–23%-át kitevő mennyiségű ammóniát kevernek. A nitrocementálás hőmérséklete a cementáló eljárások között a legkisebb: 820–830 °C. Az elérhető rétegnövekedés: 0,125 mm/óra.

A nitrocementálás nagy előnye, hogy aránylag kis hőmérsékletéről a cementált tárgyak közvetlenül edzhetőek anélkül, hogy kérégük túlhevített lenne. Előnye még, hogy a kérégben nitridek is keletkeznek, tehát kopásállósága növekszik. Az ammónia gátolja a koromlerakódást. Gazdaságossága is a legjobb.

### 13.4. A cementálást követő hőkezelések

A cementálást követő hőkezelések célja egyrészt a kérég keményítése, másrészt a mag szívósságának fokozása. Néhány jellegzetes hőkezelő módszer elvi hőfok—idő diagramját a 235. ábra szemlélteti.

Legegyszerűbb, legolcsóbb, de minőségi tekintetben legkevésbé igényes a 235g módszer, amely szerint a cementált darabokat a cementálás hőmérsékletéről közvetlenül edzik. A kérég minden esetben, 0,15–0,20% C-tartalmú acélnál hosszabb dúsítási időtartam után a mag is durvaszemcsés, kis szívósságú. — A b) módszernél a lassan hűtött, cementált darabok megmunkálhatók és utána a kérég C-tartalmának megfelelő legjobb hőmérsékletéről edzik. Itt a mag nem finomodik. — A c) módszer azt az esetet mutatja, amikor a cementálás után a karbidháló eloszlására



235. ábra. A betétedzés hőkezelési módszerei. a) edzés a cementálás hőmérsékletéről; b) kéregre való edzés; c) magfinomító kettős edzés; d) kettős edzés közbeni lágyítással; e) kettős edzés közbeni lágyítás nélkül

diffúziós izzítást iktatnak. A kérég és mag ilyenkor egyaránt durvaszemcsés lesz. Ha a szükséges megmunkálásokat a cementálás után elvégezték, amit a lassú hűlés tesz lehetővé, a magot és kéréget kettős edzéssel finomítják. Az első edzést a mag acélananyagának  $A_{c3} + 50$  °C hőmérsékletéről az  $A_{r1}$ -nek kb. megfelelő 500 °C-os sófürdőben végzik, ami az elhúzódat csökkenti és hevítést takarít meg, ha közvetlenül a kérég optimális edzési hőmérsékletére való hevítés követi. Ilyen módszer mellett a mag és kérég szemcséje egyaránt finomodik. Ez az eljárás a meleggel takarékoskodó kettős edzés, amelyet csak megfelelő ötvöztött betétedzésű acéloknaál lehet alkalmazni.

A 235d ábra a közbeni lágyítással végzett kettős edzést mutatja. — Az e) ábra a sófürdős magedzést követő optimális kéregedzés esete. Ez is csak ötvöztött betétedzésű acéloknaál alkalmazható.

Mint minden folyamatos hűtésű martensites edzésnél, a befejező hőkezelő művelet itt is mindig a 150–200 °C-on 1/2–1 óráig tartó megeresztés.

A 235a ábrán  $i_c$ -vel jelölt szakasz a cementálás időtartamát jelzi. Ezt előre úgy lehet becsülni, hogy az előírt kéregvastagság mm-számát osztjuk a cementáló közeg már ismert behatolási sebességével. Ha ez nem ismert, akkor 0,125-del számolva kapjuk a cementálás idejét órákban. Ellenőrzésül 2–3 próbarudat helyeznek be a cementáló dobozba úgy, hogy a fedél furatain a végük kinyúljon. A becsült

idő 80%-ának elteltével kihúzzák az elsőt, megedzik, eltörik, és a jól látható kéreg vastagságából pontosan megállapítható az adott körülmények közötti rétegnövekedés sebessége, amiből a dúsítás pontos idejét számíthatják.

### 13.5. Nitrálás

A nitrálás lényegében ötvöző hőkezelés, mert szabad, aktív nitrogén atomoknak az acél felületi rétegébe való diffundáltatása útján az acél egyes alkotóival nitrideket alkot. Az acél kérgének ilyen ötvözése az acél többféle tulajdonságára hat: keménységét, kifáradási határát és korrózióállóságát növeli.

Ebbe a fejezetbe a nitrálás hőkezelési eljárásának az a fajtája tartozik, amely főként a felületi keménységet fokozza, mégpedig a legnagyobb értékre. Ezt a nitrálást a másik két célt szolgáló ún. lágy nitrálástól való megkülönböztetésül *kemény nitrálásnak* nevezik.

Az acélba diffundált nitrogén a Fe-mal a felületen  $\epsilon$ -fázisnak nevezett  $Fe_2N$ , beljebb  $\gamma'$ -fázisnak nevezett  $Fe_4N$  fémes vegyületet képez. Ezek a vas-nitridek azonban nem adnák meg a szükséges keménységet, ezért az ún. nitrálható acélokat stabilis nitrideket képző ötvözőkkel ötvözik. Ezek elsősorban a Cr és Al, amelyek ezért néha együtt szerepelnek a legkisebb magzilárdságú nitrálható acélokban. A magzilárdság és rúdátmérő növelése további ötvözőket kíván. Ezek a Mo és V, amelyek a nitridképzés elemei és a Ni, amelyet az átédződés fokozására adagolnak a nitrálható acélba. Emellett a Mo-ötvözés főleg a megeresztési ridegedés elkerülésére előnyös, mert éppen a keménynitrálás hőmérsékletkörében fenyeget ennek veszélye. A nitrálás a kéreg keménységét biztosítja. A mag szívósságát előzetes nemesítéssel biztosítják. Ez megszabja a nitrálható acél C-tartalmát: C = 0,25—0,39% (MSZ 1779—53).

A nitrálást mindig nemesítés előzi meg. Mivel a nemesítés hőkezelése során a felületi rétegből a nitridek képzéséhez szükséges elemek, az Al és V, melyeknek nagy a vegyrokonsága az oxigénhez, könnyen kiégnek, ezért a nemesítést mindig megfelelő (5 mm) ráhagyással nagyolt állapotban kell végezni. Nemesítés után a munkadarabot teljesen készre munkálják, tehát még a köszörülést is elvégzik. A nitrálható felületeket 0,02 mm-rel kisebb méretre köszörülik, mert a nitrogénfelvétel után kb. ennyit dagad az acéltárgy.

A gyakorlatban legáltalánosabban használt ammóniás gáznitrálás előtt a tárgyat zsirtalanítani kell, hogy a N-atomok tiszta fémes felületre adszorbeálódhassanak. Ezután a tárgyakat zsírmentes kesztyűs kézzel a nitráló dobozba rakják. Ennek anyaga austenites krómnikkel acél, mert abba a N nem diffundál be. A lágyacél dobozok hosszabb használat után átnitrálódnak és törékennyé válnak. A dobozba három cső nyúlik be. A felsőn ammóniát,  $NH_3$  gázt vezetnek be, az alsón az elhasznált gázt vezetik el. A középső zárt fenekű cső a hőmérséklet ellenőrzésére és szabályozására szolgáló pirométer elhelyezésére való. A munkadarabokat úgy kell a

dobozba rakni, hogy nitrálható felületüket az áramló gáz állandóan érje. Kis darabok réteges berakásánál austenites Cr-Ni-acél huzalból készült szita- vagy rostalemezt tesznek a rétegek közé.

A nitráláshoz az 500 °C-on felbomló ammónia aktív nitrogénjét hasznosítják. A bomlás reakciója:



A kemény nitrálás hőmérsékletének a Fe—N egyensúlyi diagramban (248. ábra) az Fe— $Fe_3C$  diagramhoz hasonló eutektoid bomlási hőmérséklete, 590 °C alatt kell lennie. A gyakorlatban 500—550 °C között végzik a nitrálást pl. úgy, hogy a hőmérsékletet a nitráló dobozba helyezett pirométer helyén  $510 \pm 10$  °C-ra szabályozzák. Ekkor a doboz belsejében ennél nagyobb a hőmérséklet, mert a meleg a villamos ellenállásfűtésű kamrás kemence falairól áramlik a doboz közepe, — tehát a pirométer — felé. A doboz hevítési és 100—200 °C-ig való hűlési szakaszában a tárgyak oxidációtól való védelme céljából az ammónia gázt a dobozon át áramoltatni kell.

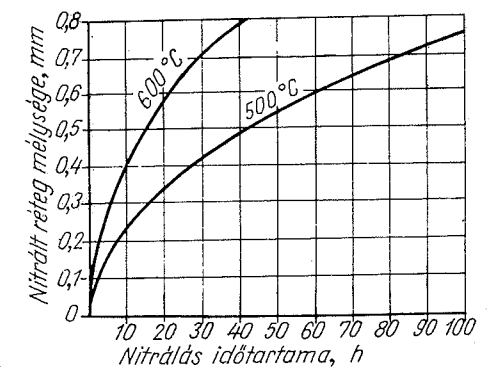
A nitrált kéreg vastagságának növekedését a nitrálás időtartamával a 236. ábra mutatja. Az ábrán látható, hogy az 500 °C-on végzett kemény nitrálásnál a N-atomok behatolási sebessége tizedannyi sincs, mint a 900 °C-on végzett cementálásnál a C-atomoké. Ennek magyarázata a két hőkezelés hőmérsékletében és annak megfelelő diffúziós tényező különbségében rejlik. A diffúziós tényező ugyanis a hőmérséklettel exponenciálisan nő. A 600 °C-on végzett lágyabb kérget adó nitrálásnál a diffúziós tényező megnövekedése miatt a behatolási sebesség az 500 °C-on végzett-hez képest kb. 60%-kal nagyobb.

Jól mutatja a 236. ábra a diffúzióknak idővel való lelassulását is. Az első 10 órában 0,25 mm nitrált kéreg keletkezik, az ezt követő 0,25 mm-hez már háromszor annyi idő kell. A gyakorlatban leggyakrabban a 48 órás nitrálás, amellyel kb. 0,5 mm kérget lehet elérni, de 96 óránál, 4 napnál tovább sosem szoktak nitrálni.

A nitrálás jellegzetes hatásai:

1. A nitrált kéreg keménysége 30%-kal nagyobb a betétben edzett kéregéhez képest (HV = 1150 kp/mm<sup>2</sup> a HV = 900 kp/mm<sup>2</sup>-rel szemben). Ezért nagyobb a kopásállása.

2. A nitrált kéreg keménysége nem edzési, martensites keménység, hanem a fémes vegyület, a nitrid természetes keménysége, amely legalább a nitrálás hőmérsékletéig, 500 °C-ig állandó. Ez szabja meg egyik fontos alkalmazási területét: a nagy hő-



236. ábra. A nitrált kéreg vastagságának növekedése a nitrálás időtartamával

mérsékleten, nagy koptató hatásnak kitett alkatrészek, pl. kompresszor dugattyúrúd meleg kopásállását kell keménynitrálással biztosítani.

3. A nitrálást gyakorlatilag elhúzóadásmentesen lehet végezni. Számítani kell azonban azzal a ténnyel, hogy bár a nitrált tárgy felülete feszültségmentes, de a kéreg belső harmadában nyomófeszültségek keletkeznek, melyek a 30–40 kp/mm<sup>2</sup> nagyságot is elérhetik.

4. A nitrált kéreg növeli az ismételt igénybevételek okozta törések feszültség-határát, az ún. kifáradási határt, de csak addig, amíg nem keletkezik rajta hajszáll-repedés. Utóbbi a kifáradási határt erősen csökkenti a nem nitrált állapothoz képest.

5. A nitrált kéreg korrózióvédelmet is nyújt.

A két utolsó tulajdonságáról a lágy nitrálás tárgyalásánál még lesz szó.

## 14. ACÉLOK KIVÁLÁSOS KEMÉNYÍTÉSE

### 14.1 A kiválásos keményítés elvi alapja

Az acéloknak a  $\gamma$ -mező, illetve az edzés hőmérsékletéről gyorsított végzett ún. martensites edzésével szemben, amely a  $\gamma$ – $\alpha$  átalakulás folyamán bekövetkező diffúziós folyamatokat megakadályozza, a kiválásos keményítés, vagy kiválásos edzés az acélok keménységét úgy fokozza, hogy a  $\gamma$ – $\alpha$  átalakulásnál az  $\alpha$ -ráciban el nem férő karbonatomok rácshatáron kívülre való diffúzióját megengedi, de a keletkezett karbidok nagyságát szabályozza.

A kiválásos edzés  $\gamma$ – $\alpha$  átalakulás nélkül végzett keményítő eljárás, melynél az  $\alpha$ -ráciban el nem férő C- és fématomoknak diffundáltatása után keletkezett karbidok, fémes vegyületek természetes keménysége és szemnagyságának csökkentése, illetve szabályozása biztosítja az acél keménységének növekedését.

A kiválásos keményítés alapvető feltétele, hogy az ötvözőelem oldóképessége az  $\alpha$ -vasban, illetve általában az oldó fémekben a hőmérséklet csökkenésével kisebbedjék; hogy fémes vegyületet alkosson és az ötvözet jelzővonala az oldóképesség határai közé essék.

A kiválásos keményítés hőkezelési művelete három műveletből: az oldatba vivő, a gyors hűtéssel ideiglenesen túltelített oldatban tartó és az oldási hőmérsékletnél kisebb megeresztési hőmérsékleten a túltelített oldatban levő ötvözőelem finom, ún. diszperz fémes vegyület alakjában való kiválását biztosító megeresztő hőkezelésből áll.

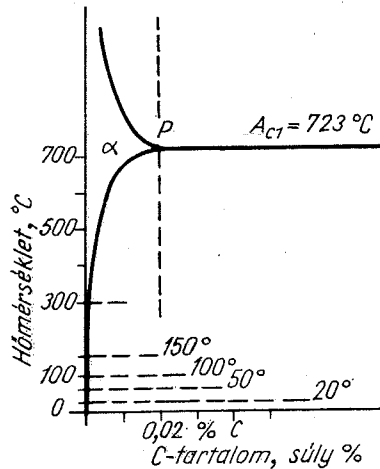
A kiválásos keményítésnél a gyorsított túltelített oldatba vitt alkotó mint fémes vegyület, pl. a C és az N mint karbid, illetve nitrid válik ki. A kiválás során az acél tulajdonságai változnak. E változások közül legfontosabb a keménység növekedése és az állandó mágneseknél a légrés átmágnesezését biztosító ún. koercitív erő, a villamos áram feszültségével konform mágneses térerő növekedése. A karbidok, nitridek és egyéb fémes vegyületek finom, diszperz kiválása okozta keménységnövelésnek ezt a módját *kiválásos edzésnek* nevezik.



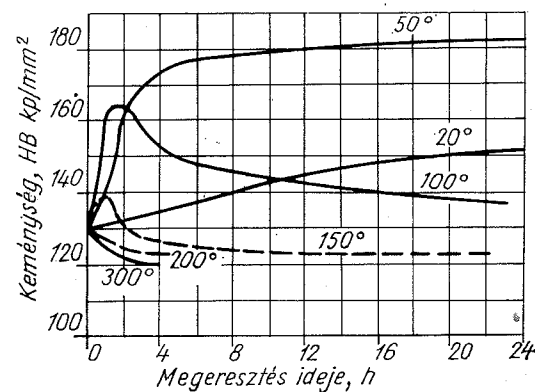
Acéloknál a kiválásos keményedés többféle alakban fordul elő. Az ipari gyakorlatban a legfontosabb előfordulási helyei: 1. gyorsacélok keményítése, 2. hőszilárd acélokból üzem közben történő kiválások, 3. lágyacélok öregedése, 4. állandó mágnesek „mágneses keménységének” növelése és 5. a könnyűfém-ötvözetek nemesítése. A gyorsacélok és hőszilárd acélok kiválásos hőkezelésével a következő pontban foglalkozunk. A könnyűfém-ötvözetek nemesítésével a 18.2. pontban ismerkedünk meg.

A lágyacélok öregedése az  $\alpha$ -vas C-oldó képességének csökkenésén alapszik. Az  $A_{c1}$  hőmérsékleten az  $\alpha$ -vas 0,02 súlyszázalék C-t old, oldóképessége azonban a hőmérséklettel a 237. ábra szerint rohamosan csökken. Ha tehát a 0,02% C-tartalmú lágyacélt 723 °C-ra hevítjük, a korábban kivált vaskarbidot, az ún. tercier cementitet oldja. A 723 °C-ról gyorsan (vízben) hűtve a C-atomok az  $\alpha$ -ráciban rekednek és 20 °C-on túltelített szilárd oldatot alkotnak. Mivel az  $\alpha$ -ráciban 20 °C-on csak  $2 \cdot 10^{-7}$ , gyakorlatilag 0 súlyszázalék C-nak van helye, a C-atomok a ráciból kidiffundálnak és a vassal vaskarbiddá alakulva a lágyacélt keményítik. A diffúziót a diffúziós tényező szabályozza, mely 20 °C-on nagyon kicsi. Ezért a finom, diszperz karbidok kiválása nagyon lassan következik be. A keménységnek, 50–300 °C-on végzett 24 órás megeresztés során, a tercier cementit kiválás következtében történt változását a 238. ábra mutatja.

A tercier cementit kiválása okozta keményedés a kivált karbid finomságának és mennyiségének függvénye. Minél kisebb a megeresztés hőmérséklete, annál nagyobb a túlhűtés és a keletkező vaskarbid csírák száma, de annál kisebb a diffúziós tényező is. Ezért 20 °C-on a keménység csak lassan nő, 50 °C-on a diffúziós tényező növekedése és a nagy csíraszám miatt már 4 óra alatt megtörténik a karbidkiválás nagy része és a keménység meredeken nő. 100 °C-on a diffúziós tényező növekedése miatt



237. ábra. Az  $\alpha$ -vas C-oldó képességének csökkenése a hőmérséklettel



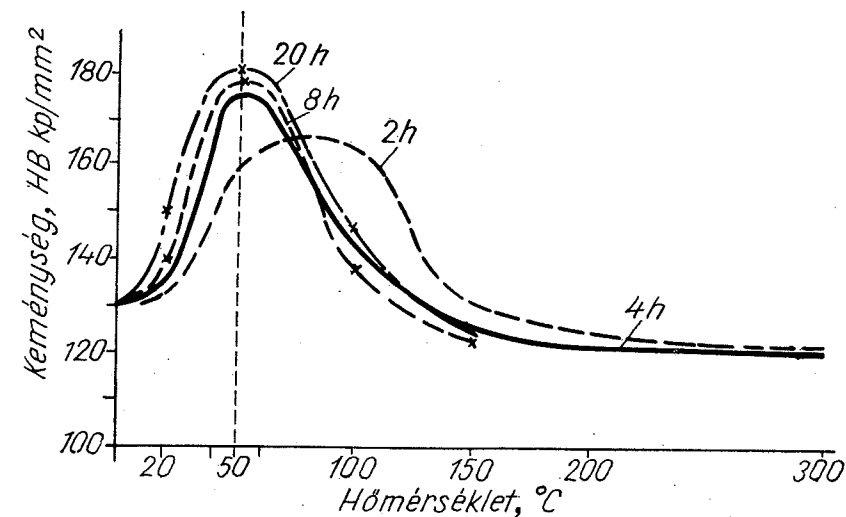
238. ábra. A ferrites lágyacél keménységének a tercier cementit kiválása okozta növekedése (20, 50, 100, 150, 200, 300 °C)

még gyorsabb a kezdeti keménységnövekedés, de 2 óra múlva ismét csökken. E csökkenés magyarázata a finom karbidoknak szemcsékké való növekedése, ún. koagulálása és ezzel számuk csökkenése. Ez a folyamat 150 °C-on való megeresztésnél hasonlóan folyik le a keménység még nagyobb csökkenésével. A 200, illetve 300 °C-on végzett megeresztésnél a keményedés már teljesen elmarad jeléről annak, hogy a tercier cementit finomsága nem elég a keménység fokozására, sőt a lágyacél keménysége az egyensúlyi keménység felé csökken. A fent leírt folyamat a kiválással, szegregálással végzett keményítési eljárásokra általában jellemző.

A kiválásos keményítésnek mindig van egy optimális megeresztési hőmérséklete, amelynél egyrészt a csíraszám még olyan nagy, hogy a kivált karbidok, illetve fémes vegyületek finomsága a keménység nagymértvű fokozására elegendő, másrészt a diffúziós tényező már elég nagy ahhoz, hogy a túltelített oldatból kiválni akaró karbidok és más fémes vegyületek túlnyomó részét kiválni segítse.

Ez az optimális hőmérséklet a keménységnövekedés szempontjából a lágyacélnál az 50 °C, amely hőmérsékleten 4–20 órás megeresztésnél a 239. ábra tanúsága szerint a keménységnek maximuma van. Kisebb hőmérsékleten a kivált karbidok mennyisége kisebb, nagyobb hőmérsékleten pedig az eloszlása, finomsága (diszperzitása) kedvezőtlen, mert megindul a finom porszerű karbidok szemcsékké alakulása.

A lágyacélokban a kiválások, karbid- és nitrid-szegregációk okozta keményedést, ridegedését öregedésnek hívják. Ha ez a szerkezet üzemszerű használata közben következik be, pl. kazánobok anyagának elridegedése, akkor az veszélyeztetheti a szerkezet használhatóságát. Ezért a lágyacélok öregedési hajlamát mesterséges öregítés után végzett fajlagos ütőmunka-vizsgálattal ellenőrzik (lásd 6.8. pont).



239. ábra. A ferrites lágyacél keménységnövekedése a megeresztési hőmérséklet függvényében

Az „öregedés” és a „mesterséges öregítés” kifejezéseket nemcsak a szegregálás okozta tulajdonságváltozásokra vonatkoztatja az ipari gyakorlat, hanem mindama tulajdonságváltozásokra, amelyek használat közben az acélban vagy ötvözetekben előfordulnak. Ilyen pl. az edzett szerszámok, mérőeszközök méretváltozása a *maradékaustenit* átalakulása közben végbemenő térfogatváltozások miatt. Ilyen az állandó mágnesek koercitív erejének a csökkenése az idők folyamán. Az ilyen változások a gyártmány használhatóságát rontják, azért azok gyártási műveletei közé a „mesterséges öregítés” műveletét szokták beiktatni.

A mérőeszközök mesterséges öregítése történhet mélyhűtéssel, amivel a maradék austenitet átalakítják martensitté. Ezzel azonban még nem sikerül a teljes állandósítás. Az edzett állapotban való huzamos tárolás, a szobahőmérsékleten végbemenő megereszkedés következtében is változhat a méret és az állandó mágnesek koercitív ereje. A gyártmány állandósítását azért kis hőmérsékleten végzett hosszú megereszkedéssel lehet elérni. Ilyen stabilizáló öregítés hőkezelő művelete edzés után

- a) ötvöztelen és kissé ötvözött acéloknál 120 °C-on 200 óras,
- b) erősen ötvözött króm-acéloknál 150 °C-on 500 óras megereszkedés.

## 14.2. Állandó mágnesek kiválásos edzése

A kiválásos keményítés egyik fontos alkalmazási területe az állandó mágnesek hőkezelése. Kiválásos edzéssel „keményítik” az állandó mágneseket. Igaz ugyan, hogy e hőkezelésnél a mágnesacél szilárdsági szempontból is keményedik, azonban itt mégsem ez, hanem a „mágneses keményítés” a főcél. Az ilyen hőkezelés sikerét természetesen nem keménységmérővel, hanem a hőkezelt mágnesacél mágneses jellemzőinek mérésével ellenőrzik.

A metallográfiai folyamatok megértéséhez néhány mágneses jellemzőt szemléletes, kvalitatív tehát közelítő, nem szabatos módon áttekintünk.

A műszaki gyakorlatban korábban használatos mértékrendszernek az volt a hibája, hogy az elektrotechnika egységeiben törtekitevőjú hatványok szerepeltek. Ezt sikerült kiküszöbölni a CIE (Comission Internationale Electrotechnique) 1950. évi döntése alapján bevezetett *abszolút amper* használatával. Eszerint a négy alapegység a *méter*, *kilogram-tömeg*, *secundum* és az *abszolút amper* (innét az elnevezés MKSA). Abszolút amper: 1 A erősségű az áram, ha két egymástól 1 m távolságban futó végtelen hosszúnak tekinthető vezetőben folyó áram a vezetők 1 m hosszú darabjára  $2 \cdot 10^{-7}$  N erővel hat ( $1\text{N} = \frac{1}{9,81}$  kp = 0,102 kp. N = newton).

Minden árammal átjárt vezető körül mágneses tér, fluxus keletkezik. A szigetelt vezetőből képzett tekercs belsejében keletkező mágneses tér az áram irányának megfelelően irányított, eloszlása nagyjában egyenletes.

A mágneses térerősség jele **H**, mértékegysége:  $\frac{\text{A}}{\text{m}}$ . (A műszaki gyakorlatban használatos még a régi nemzetközi egység, az Oersted = Oe =  $\frac{103}{4} \frac{\text{A}}{\text{m}}$ .) A mágneses teret az indukcióvonalakkal jellemezhetjük. Az egységnyi ( $\text{m}^2$ ) felületen áthaladó indukcióvonalak összességét mágneses indukciónak nevezik. A mágneses indukció jele **B**, mértékegysége  $\frac{\text{Vs}}{\text{m}^2} = 1 \text{ T}$  (tesla).

A mágneses indukció és a mágneses térerősség kapcsolatát a  $\mathbf{B} = \mu \cdot \mathbf{H}$  képlet fejezi ki. A  $\mu$  tényezőt permeabilitásnak nevezik és mérésel határozzák meg. A permeabilitás az anyagtól, s egyes esetekben a **B**-től is függ. Vákuumban (levegőben)  $\mu = \mu_0$ .

A  $\mu_0$  értéke  $4\pi \cdot 10^{-7} \frac{\text{Vs}}{\text{Am}}$ . A vákuum permeabilitásához viszonyított permeabilitás a *relatív permeabilitás*,  $\mu_r$ , természetesen dimenzió nélküli szám:  $\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0}$ .

A  $\mu_r$  relatív permeabilitás a legtöbb anyagnál állandó, s nem sokkal tér el az egységtől. (Az úgynevezett diamágneses anyagoknál  $\mu_r$  valamivel nagyobb, mint egy.) A *ferromágneses* anyagoknál a  $\mu_r$  nagysága erősen függ az indukció (**B**) nagyságától, s értéke  $10^3$  nagyságrendű. Tekintettel arra,

hogy ilyen anyagoknál a  $\mu_r = \frac{\mathbf{B}}{\mu_0 \cdot \mathbf{H}}$  nem állandó,

minden **B** – **H** értékpárhoz más relatív permeabilitás tartozik, ezért a relatív permeabilitás helyett ilyen anyagoknál a **B** – **H** görbét szokták megadni. Ez olyan diagram, melyet a mágneses térbe helyezett ferromágneses anyag felmágnesezése, lemágnesezése és átmágnesezése, tehát ellenkező irányú fel- és lemágnesezése útján nyernek és amelynek vízszintes tengelye a **H**, függőleges tengelye a **B**.

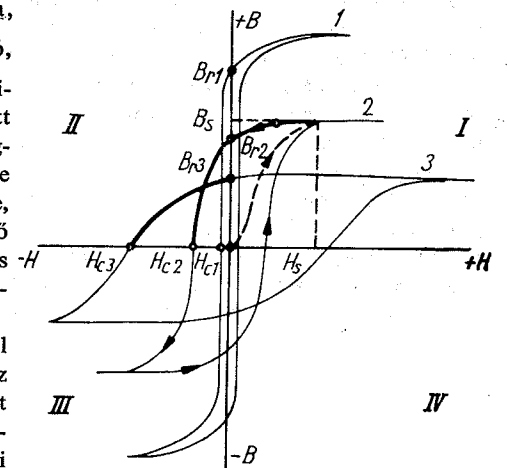
Ilyen mágnesezési hiszterézisgörbéket tüntet fel a 240. ábra. A 2. görbével jellemzett acélnál az első felmágnesezés a szaggatott vonallal jelzett ún. szűzgörbe szerint növeli az indukciót a térerősséggel egészen a **H**, térerősségnél elért **B<sub>s</sub>** telítési indukcióig. Ha ezen a ponton a mágneses teret megszüntetjük (**H** = 0), akkor az acélban indukált erővonalasűrűség nem lesz 0, hanem **B<sub>r2</sub>** értékre csökken. Ezt a *visszamaradó fajlagos mágneses erővonalasűrűséget remanenciának* hívják.

A visszamaradó mágnességet csak úgy tudjuk megszüntetni, ha ellenkező irányú erőteret létesítünk. Azt a *térerősséget*, mely az acél indukcióját 0-ra csökkenti, *koercitív erőnek* nevezik (**H<sub>c2</sub>**). A mágneses tér ellenkező irányú növelése, majd csökkentése és a ciklus ismétlése során a 2. jelű acél **B** – **H** függvénye a nyilakkal jelölt görbéknek felel meg.

Azokat a fém anyagokat, amelyek lemágnesezéséhez  $80 \frac{\text{A}}{\text{m}}$ -nél kisebb térerősség szükséges, mágneses szempontból lágy anyagoknak hívják. Ezeknek hiszterézisgörbéje a 240. ábra 1. görbéjéhez hasonlóan karcsú. A színvas ilyen anyag, mert lemágnesezéséhez  $40 \frac{\text{A}}{\text{m}}$  elegendő. De ilyenek a túlnyomórészt ferritet tartalmazó lágyacélok is. A 0,15% C-tartalmú lágyacél koercitív ereje is kisebb  $50 \frac{\text{A}}{\text{m}}$ -nél.

Az állandó mágnesek a mágneses szempontból kemény anyagok közé tartoznak. Ilyen anyagok jellemző hiszterézis görbéi a 240. ábra 2. és 3. görbéi. A görbék azt a jelleget mutatják, hogy a koercitív erő növekedésével rendszeren a remanencia csökkenése jár együtt. Az állandó mágnesek súlycsökkentési lehetősége természetesen azt kívánja meg, hogy mindkét érték minél nagyobb legyen.

Az állandó mágnesek energiaértékét a **B** · **H** szorzattal szokták jellemezni, mely a  $\text{m}^3$ -re vonatkoztatott egyszeri munkavégzőképességet jellemzi. Egysége a  $\frac{\text{VAs}}{\text{m}^3}$ . (A régi nemzetközi egységben



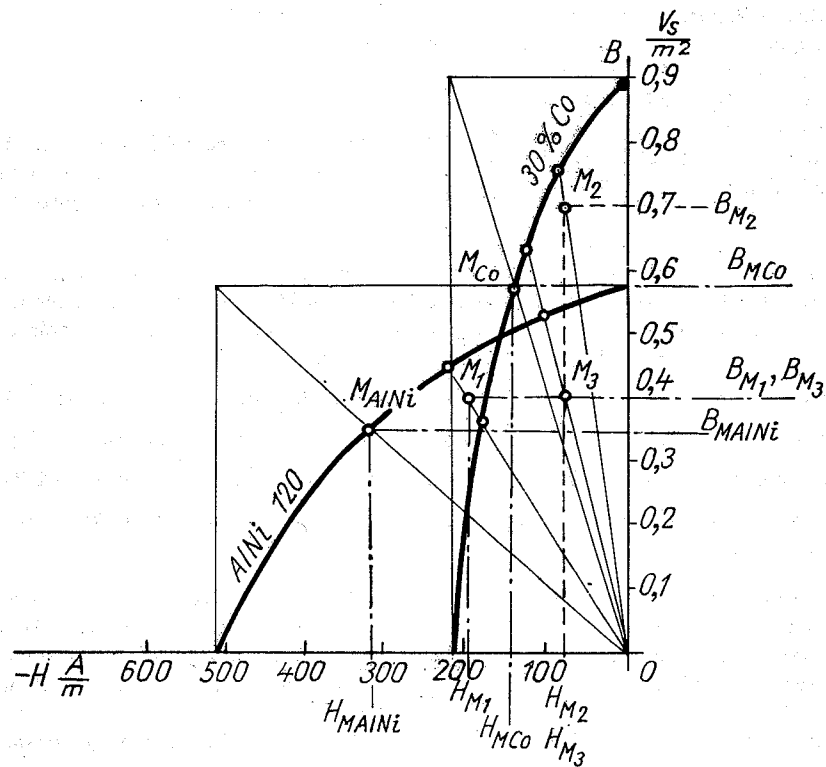
240. ábra. Mágnesezési görbék. 1. lágyacél, 2. edzett acél, 3. erősen ötvözött permanens mágnesacél hiszterézis görbéje

számolva a Gauss Oersted, vagy a wattsecundum/cm<sup>3</sup>.  $1 \text{ G. Oe} = 7,958 \cdot 10^4 \text{ ws/cm}^3$ ). Ezt az értéket a hiszterézisgörbét ábrázoló diagram II. negyedében levő ún. lemágnesezési görbeszakaszok alapján lehet jellemezni.

Az állandó mágnesek méretezése, illetve anyagmegválasztása azok lemágnesezési görbepontjainak megfelelő  $\mathbf{B} \cdot \mathbf{H}$  szorzatok közül a maximumot adó  $(\mathbf{BH})_{\max}$  szem előtt tartásával nagyjában a következőképpen történik: A légrés mérete által megkövetelt térerősség ( $\mathbf{H}_M$ ) és a szükséges fajlagos erővonalszám ( $\mathbf{B}_M$ ) meghatározza a mágnes-kör munkapontját ( $M$ ). Ennek a munkapontnak a helyzetét hasonlítjuk össze az egyes mágnesacél fajták  $(\mathbf{BH})_{\max}$ -nak megfelelő pontjaival és a legközelebbi megfelelő ponttal rendelkező acélfajtát választjuk.

A 241. ábrán feltüntetjük két mágnesacél, a 30% Co-acél és az AlNi 120 lemágnesezési görbéit. E görbék  $(\mathbf{BH})_{\max}$ -nak megfelelő pontjait a mágnes anyagmegválasztása és méretezése szempontjából elegendő pontossággal adja meg a  $\mathbf{B}$ , és  $\mathbf{H}_c$  pontjaira rajzolt derékszögű négyyszög átlójának a görbékkel való metszéspontja. Ezek a mágnesek optimális munkapontjai ( $M_{\text{AlNi}}$ ,  $M_{\text{Co}}$ ). — Ha a mágneskör tényleges munkapontja ezekkel összeesik, akkor a legkisebb mágnes-térfogattal, és így legkisebb önköltséggel tudjuk azt elkészíteni.

A gyakorlatban ez az eset csak akkor fordul elő, ha a mágneskör munkapontjának (légrés hosszának és indukciójának) megválasztásában szabadságunk van. A gyakorlatban az az eset a gyakoribb, hogy a feladat által meghatározott munkapont nem esik össze egy mágnesacél optimális munkapontjával. Ilyenkor a mágnesacél kiválasztását úgy végezzük, hogy a mágnesacél választékunk lemágnesezési görbéigait (II. negyed) tartalmazó diagramba bejelöljük a munkapontot. Meghúzzuk a munkapontot az  $O$ -ponttal összekötő egyenest („nyírási vonal”). Ez kimetszi a leg-



241. ábra. A  $(\mathbf{BH})_{\max}$  közelítő meghatározása kétféle állandó mágnes lemágnesezési görbéin

közelebbi, az  $O$  ponttal ellentétes oldalon fekvő görbéigból azt a pontot, amely a legalkalmasabb a légrésindukció beállítására. A 241. ábrán az  $M_1$  munkaponttal dolgozó mágneskör csak AlNi 120 típusú mágnessel, az  $M_2$ -vel dolgozó csak 30% Co mágnessel, az  $M_3$ -mal dolgozó mindkét mágnes-fajtával megoldható.

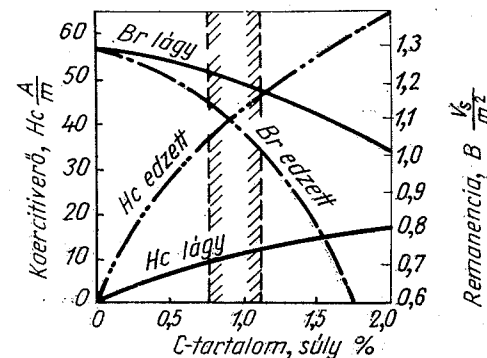
A mágnes méretezése rendszerint a szükséges hosszúság és keresztmetszet megállapításából áll. A szabatos méretezés az erővonalak szóródási veszteségeinek ismeretlen volta miatt legtöbbször csak közelítéssel végezhető el. A becsült szóródás alapján készített prototípus bemérése után végezhetjük el a korrekciót. A mágnes méretaránya a következő képletből határozható meg:

$$\frac{L_M}{A_M} = K \frac{L_l}{A_l} \frac{B_m}{H_m}, \quad (46)$$

A képletben szereplő  $L_M$  az állandó mágnes hossza (m),  $A_M$  annak keresztmetszete (m<sup>2</sup>),  $L_l$  a légrés hossza (m),  $A_l$  a légrés keresztmetszete (m<sup>2</sup>),  $B_m$  a munkapont erővonalsűrűsége ( $\frac{Vs}{m^2}$ ),  $H_m$  a munkapont térerőssége ( $\frac{A}{m}$ ) és  $K$  ( $\frac{Am}{Vs}$ ) a szóródástól függő állandó. (A műszaki gyakorlatban meghonosodott mértékegységrendszer szerint  $L_M$  (cm);  $A_M$  (cm<sup>2</sup>);  $L_l$  (mm);  $A_l$  (cm<sup>2</sup>);  $B_m$  (G);  $H_m$  (Oe); a  $K$  dimenziója  $10 \frac{Oe}{G}$ ).

A (46) képletből látható, hogy a mágnes hossza a keresztmetszetéhez képest annál rövidebb, tehát a mágnes annál zömökebb, minél nagyobb a munkapont térerőssége.

Az állandó mágnesek céljaira kezdetben egyszerű ötvözetlen acélt, később 3–4% Cr-acélt, 6% W, majd Cr, Co, W és Mo-nel ötvözött acélokat fejlesztettek ki. Ezek az acélok martensites edzésüknek köszönhetik a koercitív erejüket és állandó mágnesek céljaira való alkalmasságukat. A martensites edzésnek a mágnes alapvetően jellemző tulajdonságaira való hatását ötvözetlen acélnál a 242. ábra mutatja. Az ábra azt mutatja, hogy a  $H_c$  a C-tartalommal edzett állapotban erősen nő a lágított állapothoz képest. A  $B_r$  viszont a C-tartalommal edzett állapotban növekvő mértékben csökken. A  $(B_r \cdot H_c)$  szorzat optimuma 0,75–1,10% C-tartalmak között van. Ez a magyarázata annak, hogy a martensites edzésű állandó mágnesek C-tartalma 0,75–1,10% (17. táblázat).



242. ábra. A martensites edzés hatása ötvözetlen acélok mágneses tulajdonságaira

A martensites mágnesacélok kis koercitív erejét a Co-tal való ötvözés ugrászerűen növeli ( $H_c = 6$ -ról  $16 \frac{A}{m}$ -re). A pusztán martensites edzésű W- és Cr-acélból készült mágnesek erősen „öregednek”, idővel veszítenek mágneses energiataral-mukból. Öregedésük oka kettős: mágneses öregedés és szövetszerkezeti öregedés.

A mágneses öregedés abban áll, hogy a légrésben keletkező ellenkező irányú mágneses mező gyengíti az őt keltő mezőt, mintegy lemágnesező hatást fejt ki.

Martensites edzésű mágnesacélok

Acél-fajta	Fő ötvözők					Mágneses jellemzők					Hőkezelés	
	C	Cr	W	Co	Mo	$B_r$		$H_c$		$(BH)_{max}$		
						G	T	Oe	$10^3 \frac{A}{m}$	$10^6 \frac{G \cdot Oe}{m^2}$	$10^3 \frac{AVs}{m^3}$	
6% W	0,75	—	6	—	—	10,000	1	75	6	0,36	2,88	830° víz
5% Cr	1,00	5	—	—	—	11,000	1,1	75	6	0,38	3,04	870° olaj
15% Co	0,95	8	—	15	1	9,000	0,9	200	16	0,75	5,75	*
30% Co	1,00	4,5	4,5	30	0,5	9,000	0,9	270	21	1,00	8,00	850° olaj

\* Hőkezelése: Előmelegítés 750 °C, izzítás 1150 °C, lehűtés levegőn. Közbenső hevítés 650 °C-ról 750 °C-ra. Edzés 950–1020 °C olajban.

Hasonló hatású a rázkódás és a hőhatás is. A W- és Cr-acél  $H_c$ -je 250 °C-on felére esik. Az ilyen mágneses öregedés hatása a kész mágneseken kiserelt, de néha még összeszerelt állapotban is újra való mágnesezéssel eltüntethető.

A szövetszerkezeti öregedést az edzett szövet megereszkedése okozza. Ennek hatását csak az edzés megismétlésével lehetne kiküszöbölni, ami az állandó mágnesek alkalmazási területein gyakorlatilag nem valósítható meg. Ezért a W- és Cr-mágneseket felmágnesezett állapotban 100 °C-on végzett hevítéssel mesterségesen öregítik.

A Co-nak a martensites szövetre való állandósító (stabilizáló) hatása miatt a Co-mágnesek lényegesen kisebb mértékben öregednek, mint a W- és Cr-acélok. Ezért, valamint azért is, mert a Co mágnesacélok képlékeny melegalakítással feldolgozhatók, nagy áruk dacára még mindig megvan alkalmazási területük a kiválós edzésű AlNi és AlNiCo mágnesek mellett.

Az állandó mágnesek legkorszerűbb anyagait T. Mishima fedezte fel 1931-ben. Ezek a Fe-Al-Ni hármass ötvözet szubmikroszkópos szegregációra való hajlamának köszönhetően nagy, a 30%-os Co mágnesekét 2–4-szeresen meghaladó koercitív erejüket. Az eredeti Mishima-mágnes összetételét Co, Cu és Ti adalékokkal bővítve, valamint mágneses térben végzett hőkezeléssel az AlNiCo mágneset „mágneses textúrával”, mágnesesen irányított szerkezettel ellátva a mágneses jellemzők értékeit a 18. táblázatban látható csúcserőre sikerült növelni.

Az AlNi és AlNiCo mágnesek elnevezésében használt számok (120–500) az egyes típusok régi műszaki mértékrendszer szerinti  $(BH)_{max}$ -át  $10^4$  Gauss Oerstedben megadó számok. Ezek a mágnesacélfajták csak öntéssel vagy zsurgítással állíthatók elő. Nagyon ridegek, csak köszörüléssel munkálthatók meg.

Az AlNi és AlNiCo mágnesek kiválós edzése a szokásos homogenizáló hevítést követő gyors hűtésből és a kiválást elősegítő megeresztésből áll.

Kiválós edzésű mágnesacélok

Acélfajta	Fő ötvözők					Mágneses jellemzők					
	Al	Co	Cu	Ni	Ti	$B_r$		$H_c$		$(BH)_{max}$	
						G	T	Oe	$10^3 \frac{A}{m}$	$10^6 \frac{G \cdot Oe}{m^2}$	$10^3 \frac{AVs}{m^3}$
AlNi 120	12–13	—	2–4	25–28	0–1	5,800	0,58	630	50,2	1,1–1,2	8,5–9,5
AlNiCo 160	9–13	12–17	2–6	18–24	0–1	6,600	0,66	700	56	1,5–1,6	11,5–12,5
AlNiCo 350*	6,7–7,5	30–34	4–5	14–16	5–6	8,400	0,84	1.150	92	3,3–3,5	26–28
AlNiCo 500*	8–9	23–25	3–4	14–16	—	12,000	1,2	630	50,2	4,5–5	42–46

\* E két mágnesacél mágneses jellemzői csak a hőkezelés közben létesített mágneses fluxus irányában érvényesek.

A homogenizálás hőmérséklete: 1150–1300 °C;

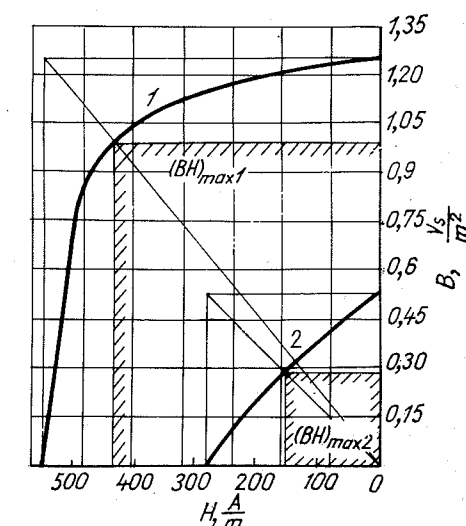
Hőntartás a falvastagság mm-ére fél perc, de legfeljebb 10 perc a nagy revésedés miatt;

Hűtés: álló levegőn, fűt levegőn, emulzióban vagy olajban. A hűtés módját az összetétel és a mágnes mérete és alakja szabja meg. Tömeggyártásnál az optimális hűtést ki kell kísérletezni;

A kiválást elősegítő megeresztés hőmérséklete 500–780 °C. A megeresztés ideje 60–20 perc (nagyobb hőmérsékleten rövidebb!). A megeresztés legjobb hőmérsékletét és tartamát ugyancsak mágnesfajtánként kell kikísérletezni a tömeggyártás megkezdése előtt.

Az AlNiCo 350 és AlNiCo 500 acéltípusok kiválós edzését úgy végzik, hogy a mágnesacélnek a Co-tartalom következtében megemelkedett Curie-pontja alatti hőmérsékleten erős mágneses térben hevítik. Eközben a kivált termékek a mágneses tér irányában orientálva állnak be. A legjobb mágneses tulajdonságokat olyan szegregátumok adják, melyek átmérője 50–100 Å, hossza 200–500 Å. Ezeket a nagyságokat csak elektronmikroszkóppal lehet ellenőrizni.

Az ilyen mágnesesen irányított AlNiCo



243. ábra. Mágnesesen irányított szegregálás hatása az AlNiCo 500 mágnes lemágnesezési görbéire. 1. Mágneses térben végzett szegregálás, 2. Egyszerű szegregálás lemágnesezési görbéi