

mágnesek igen nagy mágneses anizotrópiát mutatnak. A szegregáló hőkezelés (megeesztés) közben létesített mágneses tér irányában mágneses csúcsértékeket mutatnak, arra merőlegesen lényegesen kisebbeket. Ezt mutatja az AlNiCo 500-nál a 243. ábra. Az ilyen mágnes potenciálja, a  $(BH)_{max}$  az erővonalakkal párhuzamos irányban 10-szer akkora, mint arra merőlegesen.

A szegregációt hasznosító hőkezelés a fent elmondottak szerint az állandó mágnesek gyártásában forradalmi fejlődést hozott. Segítségével azonos feladatot teljesítő mágnes térfogatát (súlyát) egy huszadára, a mágneses potenciált húszszorosára, a koercitív erőt és ezzel az azonos fluxussal indukálható légrés hosszát 15-szörösére növelték.

### 14.3. Gyorsacél edzése és kikeményítése

A gyorsacélok olyan többalkotós szerszámacélok, amelyeket a forgácsolás vágósebességének fokozása érdekében fejlesztettek ki. Alaptípusuk az 1906-ban kidolgozott „18—4—1”-es gyorsacél, amely kb. 18% W, 4% Cr, 1% V tartalmú. Kidolgozója Taylor volt és még ma is a legtöbb országban szabványos gyorsacél. Magyar szabványos jele: R3. MSZ 4351—56

A forgácsolószerszámok élének eltomulását az okozza, hogy a forgácsleválasztásnál kifejtett munka meleggé alakul és a szerszám éle kilágyul. Az él tompulását a lágy állapotban bekövetkező alakváltozás és erős kopás okozza. Gyorsforgácsolásnál a kés éle sötét vörösmelegre hevül. Ez az izzási szín 550—600 °C hőmérsékletet jelez. A gyorsforgácsoló szerszám anyagától tehát a következő tulajdonságokat követelik meg: keménységét 550—600 °C hőmérsékletre hevülve is meg kell tartania. Ezt a tulajdonságot megeesztésállóságnak hívjuk. Ezen a hőmérsékleten szilárdságát is meg kell őriznie: hőszilárdnak kell lennie. E nagy hőmérsékleten is elegendő mennyiségben kell tartalmaznia kopásálló, stabil karbidokat.

A gyorsacélok e három alapvető tulajdonságát megfelelő összetétel és az összetétel megszabta hőkezelés biztosítja. A gyorsacélok jellegzetes ötvözőelemei: C, Cr, W, V, Mo és esetleg Co. Jellegzetes hőkezelése: martensitre edzést követő kiválós edzés. Az ötvözőelemek szerepe röviden az alábbiakkal jellemezhető:

1. A C feladata, hogy a) a szerszám fém alapanyagának martensites edződését biztosítsa; b) a kettős és komplex karbidok képzéséhez szükséges C-t adja. Az első célra — erősen ötvözött acélról lévén szó — legalább 0,3% C, a második célra pedig annál több szükséges, minél több karbidképző elem van az acélban. Ezért a C-tartalom 0,7—1,5 súlyszázalék.

2. A Cr feladata többszörös. a) Legfontosabb feladata az acél C-görbéjének jobbra tolása és ezzel az edzéshez szükséges hűtési sebesség csökkentése és az átédződés növelése. b) Egyenlően oszlik meg a fém alapanyag és a karbidok közt, így növeli az alapanyag szilárdságát. c) Részt vesz a stabil karbidok képzésében.

d) Növeli a hőszilárdságot, csökkenti a revésedést (a króm-oxid-hártya akadályozza az O<sub>2</sub> mélyrehatolását). E célok elérésére szokásos mennyisége: 3,5—4,5%.

3. A W a gyorsacélok komplex karbidokat képző ötvözője. Második hatása a martensit megeesztésállóságának növelése. Harmadik feladata a hőszilárdság biztosítása. Szokásos mennyisége 18%. Ezt a V-tartalom növelésével 14—10%-ra, V- és Mo-tartalom együttes erős növelésével egész 3%-ig is csökkentik.

4. A V a W mellett a gyorsacélok nélkülözhetetlen komplex karbidképző eleme. Helyettesítheti a W-ot, mégpedig 1% V 3% W-ot. Finomítja a szemcsét és növeli az éltartamot. Karbidja viszonylag sok C-t köt le, azért 1%-on felül minden % V a C-tartalom nagyobb mérvű növelését követeli meg. Gyorsacélban előforduló mennyisége legalább 1%, legfeljebb 4%.

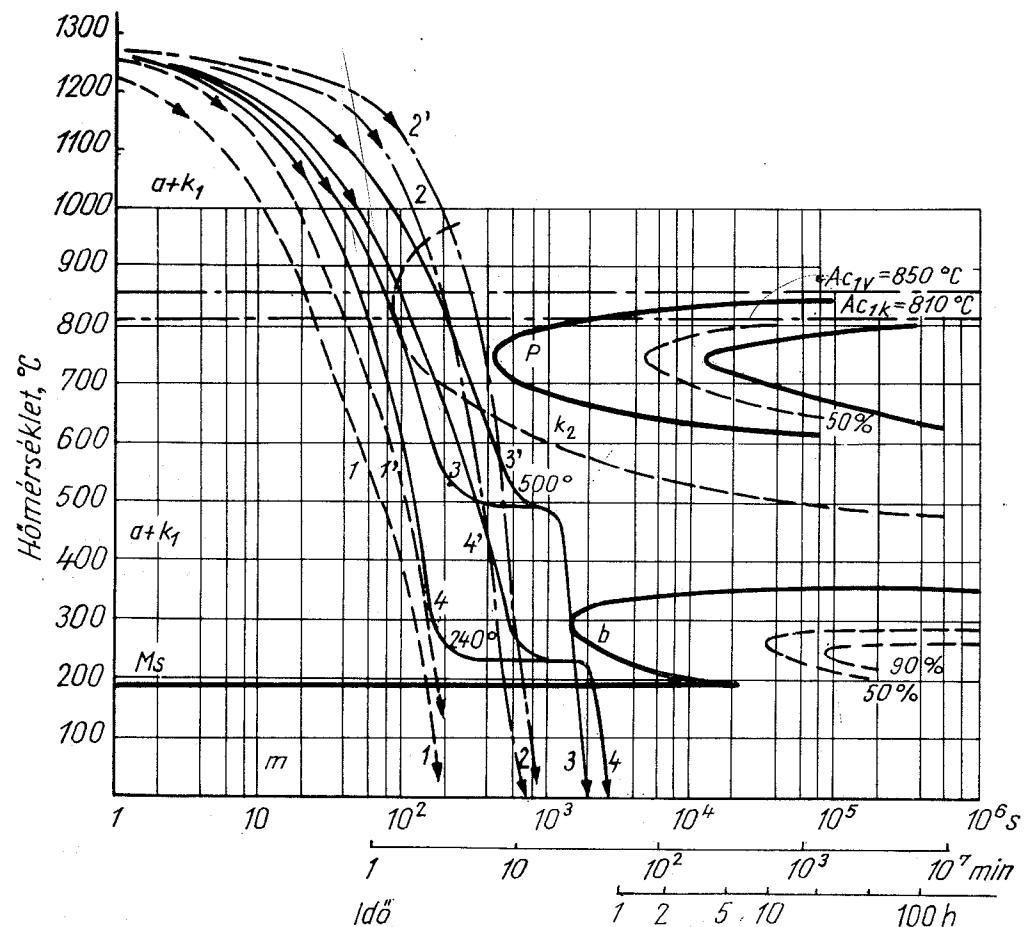
5. A Mo szerepe hasonló a W-éhoz. Ezért a W-ot lehet vele helyettesíteni: 1% Mo-nel kb. 2% W-ot. Második szerepe a megeesztésállóság fokozása: Szokásos mennyisége a W-bázisú gyorsacéloknál 0—1%. Az ötvözőkkel való takarékos céljából a második világháborúban kifejlesztett ún. „hármascél”-ban 2—3% Mo van ugyanennyi W és V mellett. Amerikában a wolframhiány miatt Mo-alapú gyorsacélokot dolgoztak ki. Ezek 4—9,5% Mo-t tartalmaznak. Az ilyen Mo-gyorsacélok hőkezelésre sokkal kényesebbek, mint a W-gyorsacélok: edzési hőközük szűkebb, túlhevítésre való hajlamuk nagyobb.

6. A Co a gyorsacélok értékes ötvözője, mely teljes mennyiségében a fém alapanyagban helyezkedik el. Igen erősen növeli a megeesztésállóságot, hőszilárdságot, növeli a kiválós edződést biztosító megeesztés optimális hőmérsékletét és ezzel növeli a forgácsoló szerszám éltartamát. Szokásos mennyisége 0—12%.

A gyorsacél hőkezelését a 244. ábrán látható izotermás átalakulási diagramja alapján végezzük. A diagram az erősen ötvözött szerszámacélok jellegzetes alakját mutatja: a perlitté bomlás és a bainitté bomlás hőmérsékletközei között, 380—600 °C között igen hosszú lappangási idő van. A két kritikus hőmérséklet közül az  $A_{c1k}$  az a hőmérséklet, amelyen hevítéskor a perlit austenitté alakulása megkezdődik. Az  $A_{c1v}$  az a hőmérséklet, amelyen az átalakulás befejeződik. Az  $A_{c1v}$  hőmérséklet fölött egész az olvadás kezdetéig a gyorsacél stabilis austenitből és primer, tehát dermedés közben a folyékony fázisból kikristályosodott karbidból áll ( $a+k_1$ ). Az  $A_{c1k}$  alatt az austenit túlhűtött állapotban van jelen.

A perlitté bomlás kezdetét jelző görbeág előtt berajzolt szaggatott vonal az austenitből szilárd halmazállapotban való karbidkiválás kezdetét jelzi. Ezeket a primer karbidokhoz képest apró karbidokat szekunder karbidoknak nevezik ( $k_2$ ). Kiválásuk izotermás átalakulásnál 450 °C-nál nagyobb hőmérsékleten következnek be.

A gyorsacélok keményítő hőkezelésének első művelete a martensitre edzés, helyesebben karbidoldó hőkezelés. Ennek hőmérsékletét az a célkitűzés írja elő, hogy a második művelet, a kiválós edzés számára minél nagyobb mennyiségű karbid oldódjék. A gyorsacélt a benne levő primer karbidok az austenit szemcse eldurvulásától megvédik, a gyorsacél komplex karbidjai pedig nehezen oldódnak.



244. ábra. R 3 gyorsacél edzési módjai. 1. Olajban; 2. Fújó levegőn végzett folyamatos hűtésű edzés; 3. Ólomfűrdős lépcsős edzés; 4. Lépcsős edzés meleg olajban. Az 1', 2', 3', 4' a magrész lehűlési görbéi

Ezért a gyorsacélok edzésének hőmérsékletét a lehető legnagyobbra, a szoliduszt megközelítő értékre választják. Az edzési hőmérséklet az ötvözési fok növelésével nő:

a 3% W, Mo, V tartalmú „három acél” edzési hőmérséklete	1230 °C
a 10% W, 4% Cr, 2,5–3% V tartalmúé (R5)	1250 °C
a 18–4–1-esé (R3)	1280 °C
a 18–4–1 + 10% Co tartalmúé (R1)	1320 °C

A hevítés sebességének szabályozásánál figyelembe kell venni azt, hogy a gyorsacélok hővezetőképessége 0–1000 °C között átlagosan 0,065 cal/cm<sup>2</sup>, cm, °C (160. ábra), tehát 0–300 °C között a lágyacélénak 58%-a, 0–500 °C között 68%-a. Ezért 0–500 °C között még kis méretű és viszonylag egyszerű alakú gyorsacél

szerszámokat is lassan kell hevíteni. 500–900 °C között gyorsabban, 900 °C-tól az edzési hőmérsékletre (1250–1320 °C) már egész gyorsan, ha lehet sófűrdőben hevítene.

Az edzési hőmérsékleten való időzés nem szükséges, mert a nagy hőmérsékleten a karbidok oldódása gyorsan végbemegy. A rohamos oxidáció okozta elégs veszélynek elhárítására a gyorsacél szerszámokat az edzési hőmérséklet elérése után azonnal edzik. Nagyméretű szerszámoknál, ahol elegendő köszörülési ráhagyás van az elrevesedett felületek leköszörülésére, a karbidoldás fokozására némi hőtartás írható elő. Finom élű szerszámoknál az edzési hőmérsékletet legalább 30 °C-szal kisebbre veszik és elérése után azonnal edzenek. Edzés előtt a gyorsacél fémes alapanyaga a feloldott karbidokkal telített austenitből áll, melybe a kovácsolással felaprított primer komplex karbidok szemcséi szétszóróan illeszkednek be.

A gyorsacélok martensites edzésének hűtési szakaszát az átalakulási diagramjuk kedvező alakja miatt többféle módon szabályozhatjuk. A hűtési módok hatásának ellenőrzésére az azokat jellemző lehűlési görbét berajzoljuk a gyorsacél izotermás átalakulási diagramjába. A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram hiányában ez az eljárás azért engedhető meg, mert a martensites edzésnél a helyes hűtési sebességnek csak az a követelménye, hogy az azt jellemző lehűlési görbe ne messe a perlités átalakulás görbét. A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramról tudjuk, hogy mind a perlités, mind a bainites átalakulás később és kisebb hőmérsékleten következik be, mint az izotermás átalakulásnál. Ezért a bomlások elkerülésének megítélésénél nagyobb biztonsággal járunk el, ha a lehűlési görbék helyzetét az izotermás átalakulási diagramok helyzetével vetjük egybe.

A gyorsacél edzésénél használt fontosabb hűtési módokat a 244. ábrában tüntettük fel. Kisméretű, egyszerű alakú (pl. hengeres, vagy rúd alakú) szerszámokat olajban edzik. Ennek jellemző lehűlési görbéit az 1 jelű szaggatott vonalak adják. A bal oldali a felület, a jobb oldali a 25 mm átmérőjű rúd magrészének hűlését jellemzi. Nagyméretű gyorsacél szerszámokat fújó levegőn edzik. E hűtési módot a 2-vel jelzett eredményvonalas lehűlési görbék jellemzik. A 244. ábrában 3-mal és 4-gyel jelölt lehűlési görbepárok a gyorsacél kétféle lépcsős edzését jellemzik. Az első az 500 °C (gyakran 400 °C) hőmérsékletű ólomfűrdőben végzett lépcsős edzést mutatja. Ezt a bonyolult alakú (bemetszésekkel, hirtelen keresztmetszetváltozásokkal tagolt) szerszámok feszültségmentes edzésére akkor használják, ha a kéreg és mag hőmérséklet-különbségének kiegyenlítésére az 500 °C hőmérsékletű ólomfűrdőben 10 perc várakozási idő elegendő. Nagyobb keresztmetszetű bonyolult alakú gyorsacél szerszámok edzési feszültségtől mentes és ezért repedésmentes edzésére a 4-gyel jelzett lehűlési görbepárral megszabott lépcsős edzést használják. Ennél hűtőközegül 240 °C hőmérsékletű sófűrdő, vagy nagy viszkozitású (sűrűnfolyó, „zsíros”) olaj szolgál. Ez esetben az alsó orrpont (300 °C) és az Ms (pl. 185 °C) hőmérséklete között levő második növekvő lappangási időt arra hasznosítják, hogy a nagy keresztmetszetű szerszám kéreg- és maghőmérséklete közt a kiegyenlítőidésre kellő idő maradjon. Itt a fűrdőben való tartás ideje 25–30 perc.

A gyorsacél edzésének mind a négy példaként tárgyalt módját az jellemzi, hogy lehülési görbék nem metszenek bele az acél izotermás átalakulási diagramjának sem a perlités, sem a bainites átalakulás kezdetét jelző ágába. Az edzés után keletkező szövetszerkezetnek tehát a diagram szerint primer karbid és martensitnek kellene lennie. Ezt azonban megcáfolja a keménységmérés, amely azt mutatja, hogy az edzett gyorsacél keménysége 57—62 HRC, a martensit + karbid szövetnek megfelelő 63—66 HRC helyett. Ennek magyarázata az, hogy a gyorsacél edzése után annak szövetében nagyon sok maradékaustenit van. Mágneses és egyéb mérések az edzett gyorsacélokból 25—35% maradékaustenitet is kimutatnak.

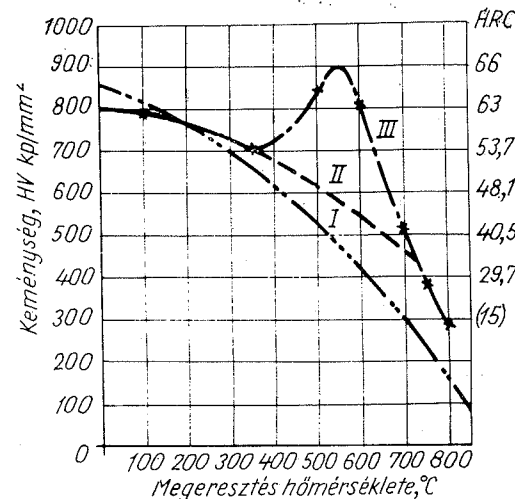
A gyorsacél szerszámok vöröslemelegen is tartós keménységét az edzést követő megeresztéssel érik el. Ezért nevezik ezt a hőkezelő műveletet kikeményítésnek is. A megeresztés kétféle keményítő folyamatot valósít meg: a kiválásos edzést, és a maradékaustenitnek martensitté való átalakulását.

A kiválásos keményítés két folyamata közül az első, az oldó izzítás és az oldott fémek vegyületek túltelített oldatban való tartása a martensites edzés során megy végbe. A nagyjából 500—600 °C hőközben való 1/2—1 órás megeresztésnél végbe megy a kiválásos keményítés második folyamata: az austenitben túltelített oldat alakjában oldott karbidok finom, diszperz kiválása. Ez okozza a gyorsacél keményedésének nagyobb részét.

A túlhűtött maradékaustenit az oldott elemek kiválása következtében állóképességéből, stabilitásából veszít. Ezért a maradékaustenit akkor, amikor az acélt a megeresztés hőmérsékletéről lehűtjük, az  $M_s$  hőmérséklet alá hűlve átalakul martensitté. Ez okozza a keménységnövekedés második, kisebb részét.

A gyorsacél megeresztésének van azonban kétféle keménységcsökkentő hatása is: az egyik a martensit keménységének csökkenése annak fokozatosan gömbösödő cementitet tartalmazó szferoiditté válása miatt, a másik a szekunder karbidok szemcsésedése, koagulálása folytán bekövetkező keménységcsökkenés.

Az edzett gyorsacél megeresztése közben bekövetkező másodlagos keményedésének folyamata tehát bonyolult folyamat: kétféle lágyító, a lágyulást gátló, és kétféle keményítő folyamat összekezdése. E hatások nagyság szerinti elemzését adja a 245. és 246. ábra. A 245. ábra I. görbéje az



245. ábra. Edzett gyorsacél megeresztése közben végbemenő folyamatok. I. Az edzett eutektoidos C-acél keménységének csökkenése; II. Eutektoidos C-tartalmú edzett gyorsacél alapanyagának lágyulása; III. A gyorsacél másodlagos keményedése

edzett eutektoidos C-acél keménységének csökkenését adja a megeresztés hőmérsékletének növelésekor. Ennek oka a martensit fokozatosan gömbösödő cementitet tartalmazó szferoiditté válása. A II. görbe az ugyancsak eutektoidos C-tartalmú edzett gyorsacél martensites alapanyagának szferoiditté alakulása okozta lágyulást mutatja. A keménységcsökkenés itt kisebb. Ennek oka a megeresztésállóságot fokozó ötvözők (W, Mo, Co) jelenléte. A III. görbe a gyorsacél másodlagos keményedését ábrázoló görbe, amely kétféle keményítő és egy lágyító hatás eredő görbéje. E hatásokat külön ábrázoljuk a 246. ábrában.

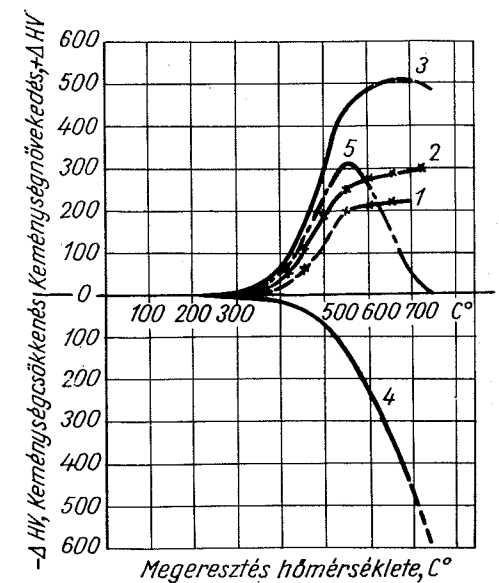
A 246. ábra 1-gyel jelölt görbéje azokat a keménységtérkeket jelzi, amelyekkel a maradékaustenit martensitté való átalakulása növeli az edzett gyorsacél keménységét a 245. ábra II. görbéjéhez képest. Ez a növelő hatás akkor kezdődik, ha a megeresztés hőmérséklete meghaladja az  $M_s$  hőmérsékletet (190—210 °C) és addig tart, amíg a megeresztés hőmérséklete el nem éri a perlitte bomlás kezdetét jelző görbeágot: 1/2 órás megeresztésnél kb. 680, egy órásnál 650 °C-ig (az R3 gyorsacélnál, 244. ábra).

A 246. ábra 2-vel jelölt görbéje a kivált szekunder karbidok mennyisége okozta keménységnövekedést jelzi. A kiválás kb. 200 °C fölött indul meg, 500 °C-ig rohamosan, onnan lassabban nő. A 3-mal jelölt görbe a két (1 és 2) keménységnövekedés összegezését mutatja.

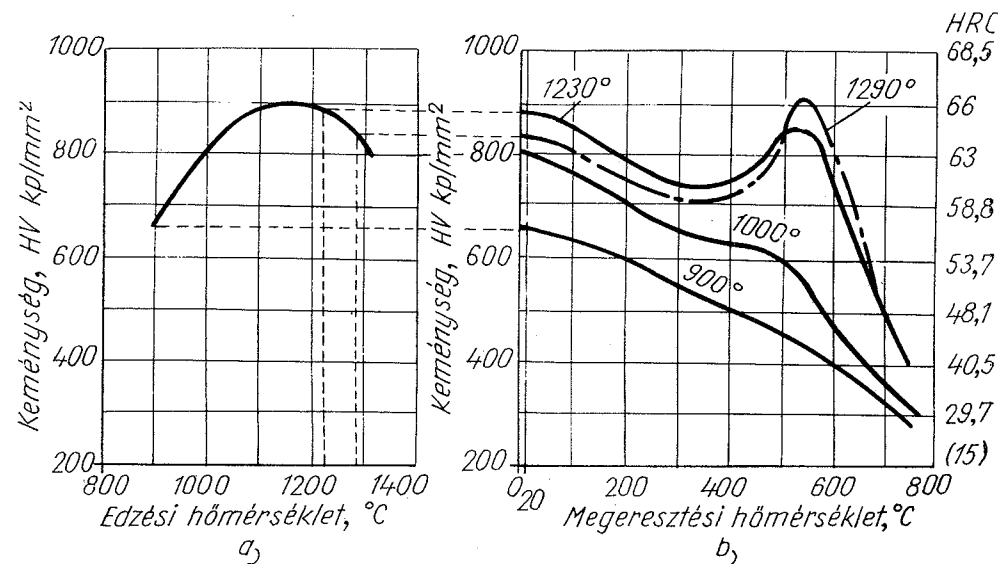
A 246. ábra 4-gyel jelölt görbéje a kivált finom, diszperz szekunder karbidok szemcsékké való összeállása és így diszperzításuk csökkenése okozta keménységcsökkenést mutatja. Ez a folyamat már a karbidkiválás kezdetén lassan megindul és 500 °C fölött rohamosan nő.

A 3 és 4 görbék összegezésé adja az 5 görbét. Ez az az eredő keménységnövekedés, amely a 245. ábra II. görbéjéhez képest jelentkezik és okozza az edzett gyorsacél megeresztése közben jelentkező másodlagos keménységet.

A gyorsacél szerszámok használat közben jelentkező hőszilárd keménysége az edzés és a megeresztés hőmérsékletétől függ. Az R3 gyorsacél edzés utáni keménységét a 247a. ábrán látjuk. Az edzési keménység az  $A_{c1v} = 850$  °C-nál nagyobb 900 °C edzési hőmérsékletnél csak HV = 650 kp/mm<sup>2</sup>. Ennek oka az, hogy ilyen



246. ábra. A gyorsacél megeresztésénél végbemenő folyamatok keménységváltozásai. 1. A maradékaustenit martensitté alakulása okozta keménységnövekedés. 2. A szekunder karbidok kiválása okozta keménységnövekedés. 3. E két hatás összege. 4. A szekunder karbidok koagulálásának hatása. 5. A 3. és 4. hatás összesítése



247. ábra. Az R 3 gyorsacél keménységének változása a) az edzés, b) a megeresztés hőmérsékletével

kis edzési hőmérsékletnél kevés a nehezen oldódó karbid az acélban és viszonylag sok a maradékaustenit. Az edzési hőmérséklet növelésével egyaránt nő az oldott karbidok és a maradékaustenit mennyisége. Az első hatás növeli, a másik csökkenti a keménységet. 900—1150 °C között az oldott karbidok keménységgel növelő hatása, ennél nagyobb edzési hőmérsékletnél a maradékaustenit keménységcsökkentő hatása a nagyobb.

Gyorsacélok optimális edzési hőmérséklete nem a legnagyobb edzési keménységet adó, hanem a legtöbb karbid oldását biztosító legnagyobb hőmérséklet. Ez a szerszám anyagának elégségi veszélye nélkül még megengedhető legnagyobb hőmérséklet.

Az előbbi tételt igazolja a 247b ábra, amely 4-féle hőmérsékleten végzett R3 gyorsacél megeresztése közben jelentkező keménységváltozásokat mutatja. A keménységeket mindig kétszer 30 perces megeresztés után mérték. A 900 °C-on végzett edzést követő megeresztés semmiféle másodlagos keményedést nem mutat, jeléül annak, hogy az oldott karbidok mennyisége kevés volt. Az 1000 °C-on végzett edzés 500 °C körül már mutat egy kevés keményedést. Az 1230 °C-on végzett edzés már nagy keményedést biztosít, de az optimális edzési hőmérséklet a legnagyobb, az 1290 °C, mert ennél az 550 °C-on végzett megeresztés 66 HRC-nél nagyobb és 550 °C-on állóképes keménységet ad.

A megeresztést kétszer egy óráig, vagy háromszor fél óráig végzik. Így válik ki elég karbid és így alakul át a tetemes mennyiségű maradékaustenit csaknem teljes egészében martensitté.

A gyorsacél szerszámok keményítő hőkezelésének művelete:

I. Edzés.

Hevítés 500 °C-ig igen lassan, 900 °C-ig gyorsabban, az edzési hőmérsékletig (1230—1320 °C-ig) igen gyorsan.

Hőmérsékleten tartás rövid ideig (néhány percig).

Lehűtés olajban, fűjt levegőn, vagy lépcsősen ólom-, sófürdőben vagy meleg olajban.

Keménységmérés: 57—60 HRC.

II. Megeresztés (kiválós keményítés).

Megeresztés 2-szer egy óráig, vagy 3-szor fél óráig 540—580 °C-on.

Keménységmérés: 63—67 HRC.

A gyorsacélok optimális megeresztési hőmérsékletét az egyes szabványos fajtákra a szabvány, vagy a gyártó mű megadja. Egy-egy új acéladag feldolgozása előtt mégis érdemes az optimális keménységet adó megeresztési hőmérsékletet 520—620 °C hőmérséklet határok között 20 °C lépcsőkben végzett megeresztési kísérletekkel meghatározni.

Többszöri megeresztés helyett egyszeri megeresztést és azt követő —78 °C-on végrehajtott mélyhűtést is lehet alkalmazni (11.4. pont). Eközben a gyorsacél hőmérsékletének az  $M_f$  hőmérséklet alá való hűtések a maradékaustenit martensitté alakul.

Gyorsacél szerszámok éle a hőkezelésnél, különösen az edzés közben dekarbonizálódhat. Ezen segít és egyben az éltartamot is növeli, a finom élű szerszámokat gyakran a selejtté válástól megmenti a kis hőmérsékleten végzett cianidálás, vagy nitrocementálás (13.3. pont). A cianidáláshoz 25—50% NaCN, 20—40% Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, 10—20% NaCl-ből álló sókeveréket használnak. A sófürdő pontos összetételét e határok között úgy kell kikísérletezni, hogy a sókeverék kevéssel a cianidálás hőmérséklete alatt olvadjon. A nitrocementáláshoz 20—40% ammóniatartalmú pirobenzolozott (kemencében elpárologtatott tisztított petróleum gőzét) használják.

A gyorsacél szerszámok cianidálását, vagy nitrocementálását a megeresztés hőmérsékleténél 20 °C-szal kisebb hőmérsékleten végzik. Ezt az éltartamnövelő hőkezelést a gyorsacél keményítő hőkezelésével egybe lehet kötni úgy, hogy a ki-keményítő megeresztést a cianidáló sófürdőben végzik.

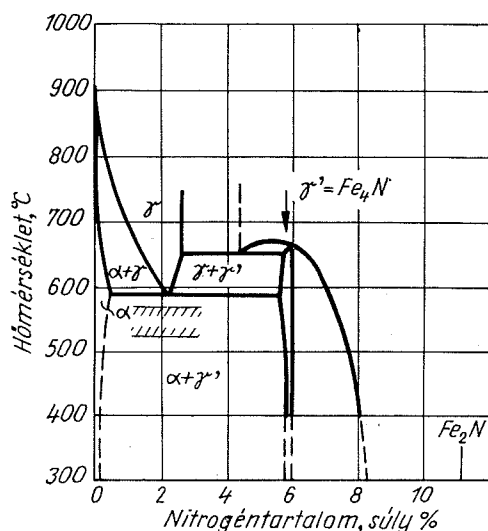
A gyorsacél szerszámok éltartósságát fokozni lehet még oxidálással. A kész szerszámot vízgőzt tartalmazó kemencelégterben 500 °C-on hevítik, majd levegőn hűtik. A közben keletkező 0,01 mm vastag oxidhártya jelentősen fokozza az éltartamot.

## 15. ACÉLOK ÖTVÖZŐ HŐKEZELÉSEI

### 15.1. Lágynitrálás

A keménynitrálás abból a felismerésből fejlődött ki, hogy egyes elemek a nitrogénnel kis hőmérsékleten igen stabilis és azért nagyon kemény fémes vegyületeket, nitrideket képeznek. Ezek a nitridek vékony hártaként vonják be a megfelelő ötvözött nitrálható acélt. Ez a hártya edzés nélkül is 30%-kal keményebb, mint a martensit és keménységét a nitrálás hőmérsékletéig (500 °C-ig) megtartja. Keménysége kopásállást biztosít.

A nitridképző elemek a nitridjeik stabilitása sorrendjében: Al, Ti, V, Cr, W, Mo, Mn és Fe. A sorozatban az utolsó helyen álló Fe a legkevésbé állóképes, leglágább



248. ábra. Fe-N kétalkotós egyensúlyi diagram

tartalom mellett keletkező eutektoidja éppúgy  $\alpha+\gamma'$ -re, azaz  $\alpha+Fe_4N$ -re bomlik, mint az eutektoidos  $\gamma$ -vas 723 °C-on  $\alpha+Fe_3C$ -re. Ezt a jelenséget edzésre is fel lehet használni.

A lágynitrálás ciánsó fürdőben 520—570 °C-on 1—2 órán át való tartással tör-

fémes vegyületet képez 5,9% nitrogénnel, az  $Fe_4N$  vas-nitridet, amelyet  $\gamma$ -fázisnak is neveznek. A legújabb kutatások azt igazolták, hogy ennek a „lágynitridnek” kopásálló tulajdonságai igen jók, de a korrózióállás és a kifáradási határ növelésére is legalább olyan jó, mint a kemény nitridek. Ezért a lágynitrálás eljárása a kopásnak kitett felületek kopásállóságának fokozására gyorsan terjed, mert nem szükséges hozzá különleges ötvözött ún. nitrálható acél.

A Fe-N kétalkotós egyensúlyi diagramját a 248. ábrán látjuk. Hasonlít a Fe-C egyensúlyi diagramhoz: ennek is van  $\alpha$  és  $\gamma$  szilárd oldatokat tartalmazó mezeje. Az 591 °C-on 2,35% N

ténik. A só 30—50% nátrium-cianidot ( $NaCN$ -t) és 30—40% nátrium-cianátot ( $NaCNO$ -t) tartalmaz. A nitrálást végző atomos N az  $NaCNO$  bomlása közben fejlődik:



A nátrium-karbonát ( $Na_2CO_3$ ) iszapként ülepedik le a kád fenekére és onnan időnként el kell távolítani. A felhasznált  $NaCNO$ -ot a bomlásnál keletkezett  $NaCN$ -nek levegő befúvatással való oxidálásával pótolják.

A lágynitrálásnál keletkezett N-ben dús kéreg vastagsága 1 mm körüli. A legmélyebbre diffundáló N a vassal  $\alpha$  és  $\gamma$  szilárd oldatot képez. A kopásállás és korrózióállás szempontjából hasznos a kéreg külső 5—30 mikron vastag része, mely túlnyomórészt  $Fe_4N$ -ből, egy kevés  $Fe_3C$ -ből áll. E két fémes vegyület biztosítja a kopásállóságot. A rétegvastagság növekedése az első órában 0,2—0,25 mm/h, 5—6 óra után a diffúzió törvényei szerint lelassulva már csak 0,06—0,08 mm/h. Ezért a lágynitrálást 5 órán túl végezni nem érdemes.

A lágynitrálás műveletei:

Nagyolás.

Nemesítés.

Készremunkálás (köszörülés is!).

Zsírtalanítás 2%  $NaOH$ -t tartalmazó vizes lúgoldatban 0,5—1 órán át, öblítés vízben.

Előmelegítő szárítás 300—350 °C-on.

Nitridálás 520—570 °C-on 1,5—2 órán át.

Mosás 2%-os szódás vízben, öblítés vízben.

Szárítás légcirkulációs kemencében 100—200 °C-on.

Olajba mártás és a fölös olaj lecsöpögtetése.

A lágynitrált kéreg előnye a keménynitrált kéreggel szemben a lényegesen nagyobb szívósságában van. Ez a kifáradási határt növelő hatásnál különösen előnyös. A kemény nitrált kéreg csak addig növeli az acéltárgy kifáradási határát a nemesített állapothoz képest, amíg a kéreg hibamentes. Ha a fárasztott munkadarab nitrált kérgét egy egyszeri ütőhatásra keletkező túligénybevétel megrepeszti, akkor ez az éles bemetszés a kifáradási határt mélyen az eredeti érték alá csökkenti. Ez esetben tehát a keménynitrálás egyenesen káros. A lágynitrálás szívós kérge az ilyen ütőhatásoknak jobban ellenáll.

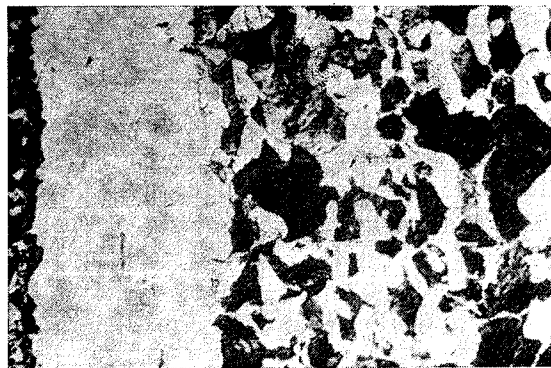
### 15.2. Alitálás

Az alitálás olyan ötvöző hőkezelés, amelynek célja, hogy az ötvözetlen acél felületi rétegét alumíniummal telítse és ezáltal az acélt hőállóvá tegye. Alitálás közben a  $\gamma$ -vas 850—1000 °C-on atomos alumíniumot old. A felületi réteg Al-tartalma



15—30%-ig dúsul. A  $\gamma$ -vasban oldódó Al a C-atomokat kiszorítja úgy, hogy az alitált acéltárgy felületi kérgé mindig C-mentes alumínium-ferritből áll. A 249. ábra egy kb. 0,4% C-tartalmú ötvöztelen acélból készült Diesel-motor előkamra alitált kérgéről készült 100-szoros nagyítású mikroszkópos felvétel. A 0,15—0,20 mm vastag kéreg tiszta ferrites szövetű, a perlites belső anyagrészt a kéregtől éles határvonal választja el. A kéreg felületén levő Al oxidáló hatásra  $Al_2O_3$  hártját képez, mely az O-atomok behatolását gátolja. Ez a magyarázata az alitált ötvöztelen acél hőállóságának.

Az alitálás háromféle eljárás szerint végezhető: legelterjedtebben por alakú



249. ábra. 0,4% C-tartalmú ötvöztelen acél alitálása-kor keletkezett alumínium-ferrit kéreg. 3%  $HNO_3$ , 100:1

közegben, ritkábban folyékony Al-fürdőben és fémalumíniummal való bevonást követő diffúziós izzítás útján.

A porban való alitálás céljaira használt porkeverékek: a) 49% alumíniumpor, 49%  $Al_2O_3$  és 2% ammónium-klorid ( $NH_4Cl$ ); b) ugyanaz, de timföld helyett bauxitporral; c) 99,5% ferroalumínium por (37—47% Fe-tartalom) és 0,5%  $NH_4Cl$ . A fémtisztára pácolt, vagy homokkal lefúvatott lágyacél tárgyakat az alitáló szerbe ágyazva dobozba

kell csomagolni éppúgy, mint a cementálásnál. Az alitálást 850—1100 °C-on 6—12 órás izzítással végzik. A keletkezett kéreg mélysége 0,1—1 mm. A porkeverék annál gyorsabban merül ki, minél nagyobb hőmérsékleten végezzük az alitálást. Az egyszer használt porkeveréket 1000 °C-on való izzítás után 20%, 950 °C-os után 10% új porral kell felfrissíteni. A 0,1—0,2 mm-es réteget adó 850—860 °C-os izzításnál többször is használhatjuk a port, de esetenként 0,5—1%  $NH_4Cl$  hozzáadásával.

Az alitált kéreg rideg. Ha a munkadarab szívós állapota követelmény, az alitált tárgyakat még 900—1000 °C-on 4—5 órás diffúziós izzításnak és 870—900 °C-on végzett normalizálásnak vetik alá.

Az olvasztott fürdőben végzett alitáláshoz 700—800 °C-ra hevített 6—8% Fe-tartalmú Al-fürdőbe helyezik a jól megtisztított acéltárgyat. A kezelés 15—45 percig tart és 0,15—0,30 mm vastag kérget ad, amelyet 1000 °C-on 5 óráig végzett diffúziós izzítással 0,45 mm-ig lehet növelni. Ennek az eljárásnak egyszerűsége mellett hátránya az acéltégelyek kis ellenálló képessége a fémfürdő oldóhatásával szemben.

Az alitálás harmadik fajtájánál az Al-ot fémszórással több rétegben rakják fel 0,3—0,4 mm vastagságban a homokszórással tisztított és érdesített felületre. Még

melegen bevonják kvarchomok (30%), tűzálló agyag (20%) és grafit vízüveges keverékével. Az izzítást 1200—1250 °C-on 15—40 percig végzik, majd 600 °C-ra csökkentik a hőmérsékletet, végül levegőn hűtik. A felszört réteg vastagsága 0,9—1 mm. 900—950 °C-on 1,5 órás izzítás 0,1 mm mély alitált kérget eredményez.

Az alitálás az acél és öntöttvas tárgyakat 750—950 °C-ig teszi hőállóvá. Alkalmazási területei: edző és izzító dobozok, só- és ólomfürdő tartályok külső felületeinek, Al-ötvözt olvasztó tégelyei, öntőüstök, pirométer védőcsövek, léghevítő és olajkrakkoló csövek, gázgenerátor tűzszekrények és kazánok öntöttvas rostélyainak Al-mal való telítése hőállóságuk biztosítására.

### 15.3. Kromálás. Szilikálás

A kromálásnak nevezett hőkezelés az acél felületi rétegét bediffundáltatott krómmal dúsítja. Eredeti eljárása szerint 2%  $NH_4Cl$ -dal kevert ferrokróm porba ágyazott acéltárgyat igen nagy, 1250—1300 °C hőmérsékleten kellett izzítani. Ez az eljárás a túl nagy hőmérséklet miatt nem terjedt el.

Újabb eljárás szerint a készre munkált acéltárgyakat 1000—1100 °C-ra hevítik és gázállapotú  $CrCl_2$ -t, króm-kloridot vezetnek el felettük. Az acél felületén levő Fe-atom a gáz Cr-atomjával helyet cserél és a keletkező vas-klorid-gáz tovább áramlik helyet adva a  $CrCl_2$ -nek.

A gázfázisból végzett kromálásnál keletkezett kb. 0,1 mm vastag kéreg Cr-tartalma a felületén 30—35%, a belső szélén 12%. Az így kezelt acéltárgy korrózióállása megfelel a 30%-os krómacélénak. Hőállósága azonban kisebb, legfeljebb 800 °C — a 30%-os Cr-acél 1200 °C hőállóságával szemben —, mert 800 °C-nál nagyobb hőmérsékleten tartósan izzítva, a felületi kéreg Cr-tartalma befelé diffundál és így a védő rétege lecsökken.

A kromálásra nem minden acél alkalmas. A felületi rétegbe illeszkedő Cr-atomok ugyanis nem szorítják ki onnan a C-atomokat, mint az Al az alitálásnál, hanem éppen ellenkezőleg, nagy karbidképző hajlamuknál fogva Cr-karbidokat képeznek velük és így a kémiai védőhatás számára elvesznek. Már 0,1% C-tartalom is káros. Ezen a bajon úgy lehet segíteni, ha a lágyacélt olyan elemekkel ötvözik, amelyek vegyrokonsága a C-hoz nagyobb, mint a Cr-é. Ilyen pl. a Ti.

A kromálást csak kész tárgyak korrózióvédelmére lehet alkalmazni, mert a feldolgozás közben (pl. vágás, forgácsolás, hegesztés következtében) megsérült rész korrózióvédelme megszűnik. Kromált lemezek kötésére az óvatos pont- és vonalhegesztés kivételesen alkalmazható. Legjobb kötésmódja a forrasztás.

A szilikálás az acél felületi rétegének szilíciummal való dúsítása éppúgy, mint a kromálás, gázfázisú Si-kloriddal történik. A legnagyobb elérhető Si-tartalom 11%, ami a savakkal szemben való ellenálláshoz nem elegendő. Erre a ferroszil ötvözeteknél meglevő 14—15% volna szükséges. A hőállósághoz már 6% Si-tartalom is elegendő lenne. Az eljárás költségei nincsenek arányban a nyújtott előnyökkel, azért nem terjed el.

#### 15.4. Szulfidálás

A szulfidálás olyan ötvöző hőkezelés, amelynek segítségével a szürkevas és acél gépalkatrészek súrlódó kopásnak kitett felületeit siklási tulajdonságaik javítása, kopásállóságuk növelése céljából kénvegyületekkel dúsítják.

A szulfidálás ciánbázisú sófürdőben, gáznemű vagy szilárd közegben végezhető. Legáltalánosabb az utolsó eljárás, amelynek közege kb. 90% Fe és 2—3% kénpor, vörösvérlúgsó és grafit keveréke.

Öntöttvas alkatrészek szulfidálásánál a fémtiszta, zsírtalanított felületű alkatrészeket a szulfidáló porkeverékbe ágyazva dobozba zárják és 500—670 °C-on 2 óráig izzítják. A dobozban való lehűlés után forróvízes mosás, szárítás következik, majd 10—15 perces 110—120 °C hőmérsékletű olajban való főzés fejezi be a műveletet.

Nemesített acélalkatrészek szulfidálását ugyanígy végzik azzal a különbséggel, hogy az izzítás hőmérséklete a nemesítés megeresztésénél 30—50 °C-szal kisebb.

#### ÖNTÖTTVASAK HŐKEZELÉSE

### 16.1. Szürkevas öntvények hőkezelésének általános szempontjai

A szürkevas öntvények hőkezelésének céljai: saját feszültségeiknek kiküszöbölése; megmunkálhatóvá lágyítás; kopásállóságuk fokozása. A hőkezelő eljárások kidolgozásakor a szürkevas következő jellemzőit kell figyelembe venni: a fémes alapanyaga túlnyomórészt perlitből áll, mely az  $A_{c1}$ -nél ( $723\text{ °C}$ -nál) nagyobb hőmérsékleten  $\alpha\text{--}\gamma$  átalakuláson megy át; ezt a fémes anyagot sűrűn megszakítják a szabad karbon grafiterei; a fémes alapanyag szívósságát rontja a  $953\text{ °C}$ -on olvadó Fe-C-P eutektikum, a steadit; a szürkevas felületi részein előforduló „kifehéredett” részek, a viszonylag gyorsan dermedt ledeburit cementitje, már  $500\text{ °C}$  felett kezd bomlani ferritre és grafitra, és ez a folyamat nem megfordítható.

A szürkevas tulajdonságainak javítása hőkezelés útján annál sikeresebb, minél kevesebb benne a grafit és a szennyezés (P, S), továbbá minél finomabb a grafit eloszlása. Legjobb eredménnyel hőkezelhető a modifikált és a gömbrákos öntöttvas.

A szürkevas viszonylag kis hővezetőképessége miatt a felhevítés sebességét gondosan kell szabályozni: egyszerű, kisebb öntvényeknél  $150\text{--}170\text{ °C/h}$ , bonyolult, nagy öntvényeknél  $50\text{--}80\text{ °C/h}$  a megengedett hevítési sebesség.

### 16.2. Szürkevas öntvények feszültségcsökkentése

Szürkevas öntvényekben a dermedés után a kéreg és a mag lehűlésének eltolódása miatt feszültségek maradnak vissza. E feszültségek jellege a kéregben általában nyomó-, a magban húzófeszültség. A nyers szürkeöntvény, ha az öntés után hamarosan megmunkálják, a kéreg egy oldalon való eltávolítása következtében megvetemedik. Az ilyen káros elhúzóerők csökkentésére ezelőtt a szürkevas öntvények 6—18 hónapos pihentetését alkalmazták. Ez a nagyrítván még ma is alkalmazott feszültségcsökkentő eljárás az ún. *természetes öregítés*.

A természetes öregítés úgy fogható fel, mint olyan feszültségcsökkentő hőkezelés, melynek hőmérséklete a légköri hőmérséklet, tehát viszonylag kicsi, hőtartási ideje pedig másfél év, tehát viszonylag igen nagy. A hosszú pihentetés alatt az önt-



vényben visszamaradt feszültségek elernyedése, relaxációja megy végbe. A szovjet kutatások szerint [18] a természetes öregítés a szürkevas öntvények öntési saját feszültségeit legfeljebb kezdeti értékük 60%-ára csökkenti.

Az öntési feszültségek nagyobb mérvű csökkentése és egyben a hőntartás idejének órákra való rövidítése a hőmérséklet növelésével érhető el. A szürkevas öntvények feszültségcsökkentő hőkezelésének alapja részben az, hogy a hevítés hatására a szürkevas öntvény fémes alapanyagának folyási határa és ezzel alakítási ellenállása csökken. A feszültségek a csökkent folyási határ értékére esnek.

Saját feszültségek lehetőleg teljes megszüntetésére minél nagyobb hőmérséklet volna kívánatos. A hőmérséklet növelését azonban korlátozza az a követelmény, hogy a feszültségcsökkentő hőkezelés ne rontsa a szürkevas öntvény szilárdsági tulajdonságait. A legjobb szürkeöntvény szövete grafiton kívül csak perlitet tartalmaz, és ferrittartalma legfeljebb 5%-ig engedhető meg. A vas-karbid,  $Fe_3C$  állóképessége az összes karbidok között a legkisebb. Bomlása ferritre és grafitra a feszültségcsökkentésnél használt hőntartási idő alatt már 300 °C hőmérséklet körül megkezdődik és 550 °C-on éri el azt a fokot, hogy a szürkevas öntvény anyagának ferrittartalma kb. 5%-ra nőhet. Ez a magyarázata annak, hogy

a szürkevas öntvények feszültségcsökkentő hőkezelésének hőmérséklet-korlátja 550 °C.

A szovjet kutatás eredményei szerint a szürkevas öntvények 6 órán át 400 °C-on végzett hevítése ugyanakkora feszültségcsökkentést eredményez, mint a féléves pihentetés. 500 °C-on végzett 6 órás hevítés a saját feszültségeket eredeti értékük 20%-ára, 550 °C-os hevítés pedig 10%-ára csökkenti. Ezek alapján a szürkevas öntvények helyes feszültségcsökkentésének műveletei:

Az öntvényeket hideg, vagy legfeljebb 200 °C hőmérsékletű kemencébe rakjuk és azzal együtt hevítjük:

Hevítés: 500—550 °C-ra egyszerű öntvényeknél 150—170 °C/h, bonyolultaknál 50—80 °C/h sebességgel.

Hőntartás: a falvastagság minden 25 mm-ére 2 óra, de legalább 2 óra.

Lehűtés: Kemencében 300 °C-ig egyszerű kis öntvényeknél 50—60 °C/h, bonyolult nagy öntvényeknél 30—40 °C/h sebességgel.

Véghűtés: 300 °C-ról nyugodt levegőn.

E hőkezelés különleges alkalmazási területe a dugattyúgyűrűk tágitott állapotban való rögzítése. Ennek menete: a megfelelő méretre munkált gyűrűket vékony marótárcsával ferdén átvágják. A gyűrűket olyan tüskére húzzák, amely a rést 2—3 mm-re tágitja. Tüskével együtt 200—300 °C hőmérsékletű kemencébe rakva hevítik 550 °C-ra. Hőntartják 45 percig. Kemencében 200 °C-ig, innen levegőn hűtve külső hengeres felületüket a tüskén lecsiszolják. A gyűrűket a tüskéről lehúzzák és a munkahengerük átmérőjére fűrt perselybe szorítják. A persellyel együtt 400 °C-ra hevítik és 2—4 óráig hőntartják.

### 16.3. Szürkevas öntvények lágyítása

A szürkevas öntvények lágyítása nem olyan hőkezelés, mint az acélöntvényeké, amit minden öntvénynél végre kell hajtani, hanem az öntés helytelen technológiája okozta selejt megjavítását célzó hőkezelés, amely gyakran az öntvény szilárdsági értékét csökkenti.

A szürkevas öntvények lágyítására akkor van szükség, ha felületi rétegük dermedés közben gyorsan hűlve kifehéredett, vagyis ledeburittá kristályosodott. A ledeburitot karbidtartalma megmunkálhatatlanul keménnyé teszi. A kifehéredett kérgű szürkevas öntvények lágyító hőkezelésekor a ledeburit karbidja (cementitje) ferritre és grafitra bomlik.

A kifehéredett szürkevas öntvények egyszerű, szokásos lágyításának menete:

Hevítés: 500 °C-ig lassan (mint a feszültségcsökkentésnél), 850—900 °C-ig gyorsan, esetleg ilyen hőmérsékletű kemencébe való áthelyezéssel.

Hőntartás: 0,5—5 óráig a fehér kéreg vastagsága, a darab nagysága, összetétele és a kívánt végkeménység szerint.

Lehűtés: 300 °C-ig lassan kemencében, 300 °C-ról nyugodt levegőn.

Gyorslágyítás végezhető egyszerű szimmetrikus, egyenlő falvastagságú öntvények fehér kérgének ferrit—grafitra való bontására. Alapja az a megfigyelés, hogy a cementit bomlása a hőmérséklet növelésével hatványozottan növekszik. A gyorslágyítás menete motorhenger-perselyeknél:

Előmelegítés 500 °C-ra 170 °C/h sebességgel;

Gyorshevítés 1100—1150 °C hőmérsékletű klór-báriumos sófürdőbe helyezéssel.

Hőntartás 5—6 perc.

Lehűtés az előmelegítő kemencében.

A gyorslágyítás hőforrásául sófürdő helyett nagyfrekvenciás indukciós hevítést is alkalmazhatunk. Ez esetben az 500 °C-ra előmelegített perselyeket indukciós tekercsen húzzák át olyan sebességgel, hogy a felületi kérgé fehérizzóvá váljék, majd az előmelegítő kemencében hűtik le.

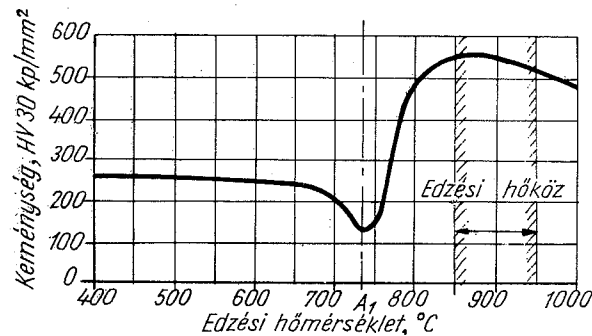
A gyorslágyítás csak a felületi kéreg szövetét alakítja ferritesre, a 850—900 °C-on 5 órán át végzett szokásos lágyítás azonban a szürkevas öntvényt teljes tömegében ferritre és grafitra bontja, a cementitet és az  $A_{c1}$  lassú átlépése miatt ferritessé teszi. Ezzel szakítószilárdsága kb. 20%-kal csökken.

### 16.4. Szürkevas öntvények edzése

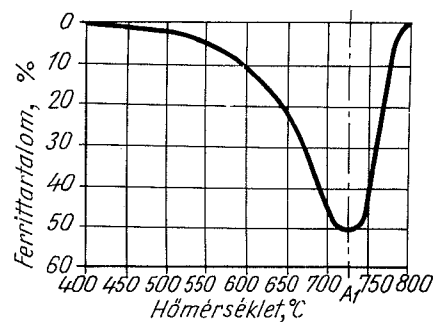
A szürkevas edzésének célja, hogy felületének a legnagyobb keménységet és kopásállást adjon. Ezt a célt az acél edzéséhez hasonlóan úgy érik el, hogy a szürkevas öntvényt az austenitképződés hőmérsékletére hevítve ott addig tartják, míg

austenitje a grafit rovására karbonban telítődik. Ezután az austenitet kritikus hűtési sebességgel martensitessé, vagy félmartensitessé alakítják. Végül edzési feszültségcsökkentő kis hőmérsékletű megeresztést végeznek.

A szürkevas edzés helyes hőmérsékletének megválasztására irányadó *Troickij* kísérletsorozata, melynek eredményét a 250. ábra mutatja. Eszerint a szürkevas edzésénél a legjobb keménységet a 850—950 °C hőközből való edzés adja. Jellemző a görbén, hogy az  $A_1$  hőmérséklet körül a keménység erősen csökken. Ennek magyarázata, hogy a cementitbomlás már 300 °C-on megkezdődik és az így keletkező ferrit mennyisége a hőmérséklettel nő. A ferritkiválás legnagyobb értékét *Kunjavszkij* vizsgálatai szerint a kritikus hőmérsékletnél ( $A_1$ ) éri el. Vizsgálatainak eredményét a 251. ábra tartalmazza.



250. ábra. Edzett szürkevas keménysége különféle hőmérsékletekről való edzés után (*Troickij*)



251. ábra. Ferritkiválás szürkevas különféle hőmérsékletekre való izzítása közben (*Kunjavszkij*)

és grafitra való bomlása. Ez a bomlás 300—400 °C-on a diffúziós tényező kicsisége miatt oly csekély, hogy csak ferrit- és grafitcsírák keletkeznek és így a szürkevas keménysége nem csökken. 400 °C-tól  $A_1=733$  °C-ig a szürkevas ledeburitjának, és perlitjének cementitje a növekvő hőmérséklettel növekvő sebességű bomlásnak indul. Azonos hőntartási idők alatt tehát a keletkezett ferrittartalom — és ezzel együtt a bomlásból származó grafit, az ún. temperszén — a hőmérséklettel nő. Ezt mutatja a 251. ábra.

A szürkevas 400—733 °C között végzett hevítése során az eredetileg perlit-grafitos szürkevas növekvő ferrittartalmú perlit-ferrit-grafitos szövettűvé válik. Ha a szürkevasat 400—733 °C közötti hőmérsékletekről gyorsan (kritikus sebességgel)

lehűtjük, ez az „edzés” keménységét nem változtatja meg, mert a lehűtés előtt nem volt benne austenit, ami martensitté alakulhatna. A keménységre tehát csak a növekvő ferrit tartalom hat, mégpedig csökkenti azt. Ezt mutatja a 250. ábra, mely szerint a keménység  $HV 30 = 260$   $kp/mm^2$ -ről  $HV 30 = 140$   $kp/mm^2$ -re csökken.

Az  $A_1 = 733$  °C-nál nagyobb hőmérsékleten a 251. ábra szerint a cementit bomlásából származó ferrittartalom rohamosan csökken. A perlit helyét itt az  $A_1$  hőmérsékleten belőle keletkező austenit veszi át és a kisebb hőmérsékleten végbement bomlásból származó ferrit is fokozatosan telítődve a grafitból visszaoldott C-nal, austenitté alakul. 800 °C-on már minden ferrit eltűnik. Az  $A_1$ -nél nagyobb hőmérsékletre hevített szürkevas edzése tehát növekvő mennyiségű austenitet alakít martensitté. Az edzési keménység ezért a 250. ábra szerint 733—800 °C-ig rohamosan nő.

A szürkevas edzés eljárása az acél edzésétől abban különbözik, hogy hőmérsékletét nem az  $A_{c3}$  vagy  $A_{c1}$  hőmérsékletek, hanem a cementitbomlás és a ferrit austenitté alakulásának hőmérséklet- és időszükséglete határozza meg. Az optimális hőmérséklet 850—900 °C. A hőntartás időszükségletét az acéléhoz képest növeli az, hogy meg kell várni, míg a ferrit a szabad grafitból elegendő C-t old ahhoz, hogy az austenit megfelelő keménységű martensitté edződjen. Ehhez jóval nagyobb idő szükséges, mint a perlit austenitté alakulásához. Tapasztalat szerint ahhoz, hogy a ferrit az  $A_{cm}$ -nek megfelelő C-nal telítődjen, 850 °C-on 3 óra, 950 °C-on egy óra szükséges. A gyakorlatban kisebb C-tartalmú austenitet adó rövidebb, 1—1/2 órás hőntartással is megelégszünk. Egyszerű alakú szürkevas öntvényeket (csapokat, tengelyeket, perselyeket) folyamatos hűtéssel, nagyméretű, bonyolult alakú öntvényeket (pl. szivattyú öntvényeket) izotermás edzéssel keményítik.

A szürkevas öntvények folyamatos hűtéssel végzett edzésének műveletei:

Előmelegítés: 500 °C-ra lassan (170 °C/h).

Hevítés: 850—900 °C-ra gyorsan.

Hőntartás: 30—60 perc.

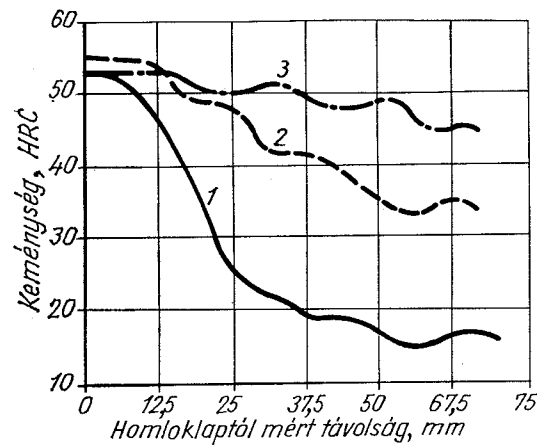
Lehűtés: olajban.

Megeresztés: 200—300 °C-on 30 percig.

Elérhető felületi keménység:  $HV 30 = 550$   $kp/mm^2$ .  $HRC = 50,8$  ötvöztelen szürkeöntvénynél. A 0,5—3% Ni, 0,5—1% Cr, 0,5—0,8% Mo ötvözésnél az edzési keménység eléri a  $HV 30 = 700$ ,  $HRC = 58$  értéket.

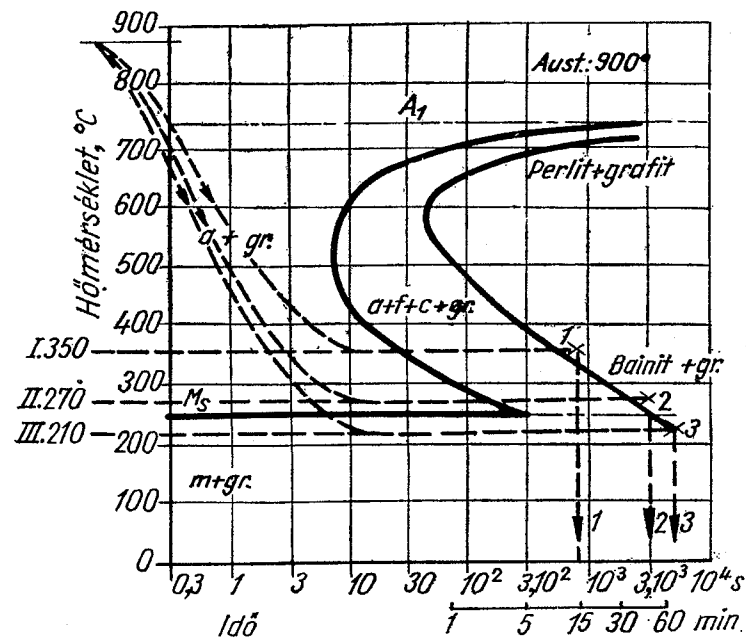
A szürkevas átedzhetőségét a homloklapedzési próba tanúsága szerint az ötvözés befolyásolja (252. ábra).

A szürkevas öntvények felületi keménységét lángedzéssel és induktív kéregedzéssel is lehet növelni. A rövid hőbehátás miatt az elérhető felületi keménység kisebb: lángedzésnél  $HRC = 45—50$ , kéregmélység 2—6 mm, induktív kéregedzésnél  $HRC = 48—54$ , kéregmélység 1—2 mm.



252. ábra. Szürkevasfajták homlokedzési próbákon mért keménységei. 1. Ötvöztelen szürkevas (Öv 16); 2. CrMo-tartalmú szürkevas; 3. CrNiMo-tartalmú szürkevas

dőben tartást határoló időpontot. Ötvöztelen szürkevas izotermás edzésének műveletei a 253. ábra szerint:



253. ábra. 3% C-, 2% Si-tartalmú szürkevas izotermás edzésének művelettervezése. 1. vezérpont 350 °C-os sófürdő, 2. vp. 270 °C-os sófürdő, 3. vp. 210 °C-os olaj

A szürkevas izotermás edzése olyan kopásállóságot fokozó hőkezelés, amely az edzési repedés veszélyének legnagyobb fokú csökkentése, tehát a legkisebb saját feszültségek keltése mellett a szürkevas öntvények magrészenek a legjobb szilárdsági tulajdonságokat, felületének a legnagyobb kopásállóságot biztosítja.

A szürkevas izotermás edzésének alapja az izotermás átalakulás diagramja (253. és 254. ábra). Művelettervezésének eljárása az, hogy a kívánt végszövet elérését biztosító állandó hőmérséklet vonalának a bomlás befejezését jelző görbeággal való metszésén túl vesszük fel a für-

Előmelegítés.

Hévítés.

Hőntartás, mint a folyamatos hűtéssel végzett edzésnél.

Lehűtés meleg folyadékban a kívánt végállapotnak megfelelően.

Legszívósabb bainites szövet elnyerésére a 253. ábra I lehülési görbéje szerint hűtünk az I közegben az ábra 1 vezérpontja szerint: 350 °C-os sófürdőben tartás 15 percig, véglehűtés nyugodt levegőn, esetleg hűtőgödörben.

Legkeményebb bainites szövet elérésére a 253. ábra 2 lehülési görbéje szerint hűtünk a II közegben az ábra 2 vezérpontja szerint: 270 °C-os sófürdőben 50 perc fürdőben tartással.

Sófürdő hiányában a melegedés 10-es viszkozitású, magas lobbanáspontú olajfürdőben is végezhető a 253. ábra 3 lehülési görbéje szerint. Ez esetben a III. olajfürdő hőmérséklete a 3. vezérpont szerint 210–230 °C, a fürdőben tartás ideje 60 perc. Mivel itt a hűtőközeg hőmérséklete az  $M_s$  hőmérséklet alatt van, a szövet martensitet is tartalmaz, az edzés után 250–300 °C-os megeresztést is alkalmazunk 60 percig.

Az ötvözőelemek a C-görbét módosítják és így a 254. ábra szerint rövidebb fürdőben tartást tesznek lehetővé (254. ábra 4, 5 lehülési görbék).

A meleg hűtőközeg mennyisége az edzett darabok tömegének 25–50-szerese legyen. Tömeges edzésnél a fürdő hőmérsékletét hűtéssel állandó értéken tartják.

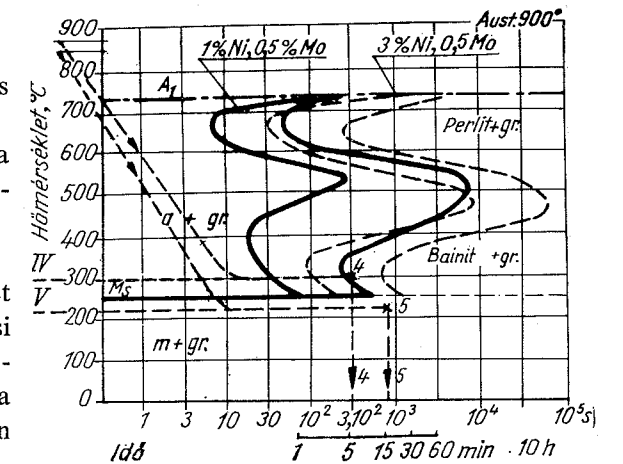
A szürkevas izotermás edzésének előnyei a Szovjetunió tömeges kísérleti és termelési tapasztalatai alapján a következőkben foglalhatók össze:

Lényegesen csökkenti az edzési feszültségeket a szokásos edzéshez képest és így lehetővé teszi a bonyolult alakú öntvények edzését is;

A jó minőségű perlites szürkevas szilárdsági és szívóssági értékeit 50–70%-kal növeli;

200–300%-ra fokozza az öntöttvas kopásálló tulajdonságait.

A szürkevas melegedésének egyik igen nagy területe a Szovjetunió természetátalakító terveinek megvalósítása során gyártott nagymennyiségű szivattyúk hengereinek hőkezelésénél van. 1947-ben a Dzserszinszkij gyár 5000 db olyan szivattyút gyártott, melyeknek hengereit melegedésnek vetették alá. A gyakorlati kipróbálás azt mutatta, hogy ezek a hengerek a régi szivattyúhengerekhez képest 100%-kal nagyobb tartósságot értek el.



254. ábra. Az ötvöző elemek hatása a szürkevas izotermás átalakulási diagramjára

A szivattyúhengerek gyártási műveletei:

Feszültségcsökkentés 520 °C-on.

Előnagyolás.

Előmelegítés 500 °C-ra 170 °C/h sebességgel.

Edzési hőmérsékletre 850—870 °C-ra hevítés gyorsan.

Hőntartás 40—60 percig.

Edzés 210—230 °C hőmérsékletű 10-es viszkozitású olajban.

Fürdőben tartás 1 óra, 3—4 percenként végzett fel-le mozgatással.

Teljes lehűtés nyugodt levegőn.

Megeresztés 300—320 °C-on.

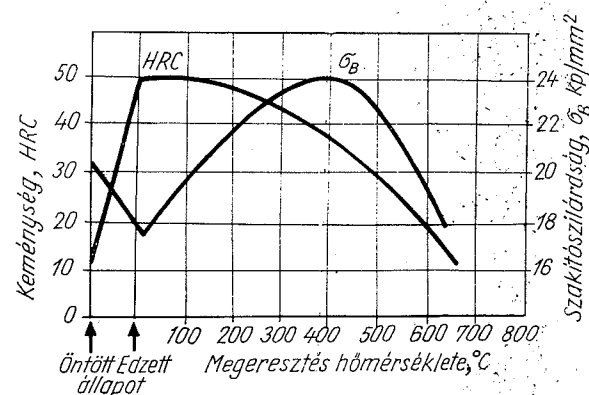
A hengerek letisztítása homokfúvással.

Keménységvizsgálat. Előírt érték 38—45 HRC.

Készremunkálás, csiszolás.

## 16.5. Szürkevas öntvények szívósságnövelő hőkezelései

A szerkezeti alkatrész gyanánt használt szürkevas öntvényeket néha érdemes szívósságnövelő hőkezelés alá vetni. Ezek a normalizálás és a nemesítés. Normalizálásnál 850—900 °C hőmérsékletre hevítjük a szürkevasat, e hőmérsékleten tartjuk 1—3 óráig, majd levegőn hűtjük le. E hőkezelés során szövete finomlemez perlit-grafittá alakul. Közben keménysége 200—250 kp/mm<sup>2</sup>-re nő.



255. ábra. A szürkevas keménységének és szakítószilárdságának változása az edzést követő megeresztés hőmérsékletének függvényében

hőmérsékleten végzett megeresztés a szakítószilárdságot újból csökkenti, ami a meginduló cementitbomlás következményének tudható be.

A nemesítés hatása éppen úgy, mint a többi hőkezelésé, igen erősen függ a grafit finomságától és alakjától. Igen jó értékek érhetők el a modifikált és gömbgrafitos öntöttvas nemesítésénél, melynél a nemesítés során a szovjet adatok szerint a szakítószilárdság 70—75 kp/mm<sup>2</sup>-re, a folyási határ 50—55 kp/mm<sup>2</sup>-re és az 5 d<sub>0</sub> jeltávon mért nyúlás 15%-ig is növekedhet.

## 17. FEHÉRVAS ÖNTVÉNYEK HŐKEZELÉSE. TEMPERÁLÁS

### 17.1. A fehérvas temperálásának elvi alapjai

A 2—3,5% C-tartalmú öntöttvas, ha Si-tartalma 1,5%-nál kisebb, karbidosan dermed ún. fehérvas. Az ilyen fehérvasból készült öntvényekben a C nem szabad grafitkristályok alakjában, hanem az Fe<sub>3</sub>C vaskarbid vegyületben, kötött alakban van jelen. A fehérvas öntvény kemény és rideg, de a temperálás néven ismert hőkezeléssel szívóssá tehető.

A fehérvas temperálásának alapja a vaskarbidnak az a tulajdonsága, hogy növekvő hőmérsékleten növekvő sebességgel bomlik egy fémes alkotórészre, A<sub>1</sub> alatt ferritre, A<sub>1</sub> fölött austenitre és szabad C-ra, grafitra. A hőkezeléssel alakíthatóvá tett vasöntvény, a temperöntvény, a hőkezelés módszere szerint kétféle minőségű.

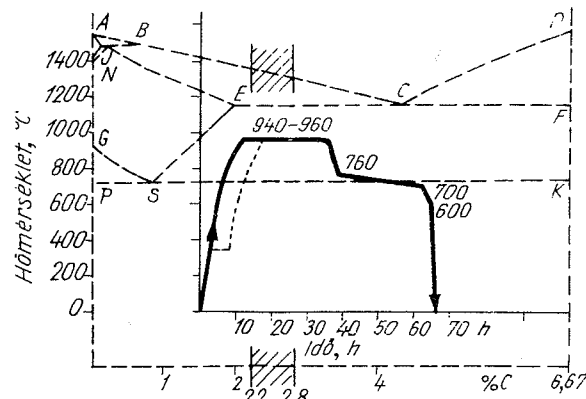
*Fekete temperöntvény* keletkezik akkor, ha a hőkezelést semleges gáztérben végzik. Ez esetben a bomlásból származó C a ferritszemcsék között elhelyezkedő csomókban, fészkekben gyűlik össze, és bent marad az öntvény anyagában.

*Fehér temperöntvény* keletkezik akkor, ha a hőkezelést C-t elvonó, oxidáló közegben végzik. Ez esetben a bomlásból származó C az öntvény felületi rétegéből a CO<sub>2</sub> + C ⇌ 2 CO reakcióegyenlet szerint CO gáz alakban távozik. Egyidejűleg az öntvény belsejében keletkezett C-atomok a C-koncentráció-csökkenést szenvedő felületi réteg felé diffundálnak. A fehér temperöntvény tökéletes hőkezelés után tisztán ferrites szövetű lesz. A gyakorlatban több-kevesebb C még marad vissza az öntvény belső magrészeiben.

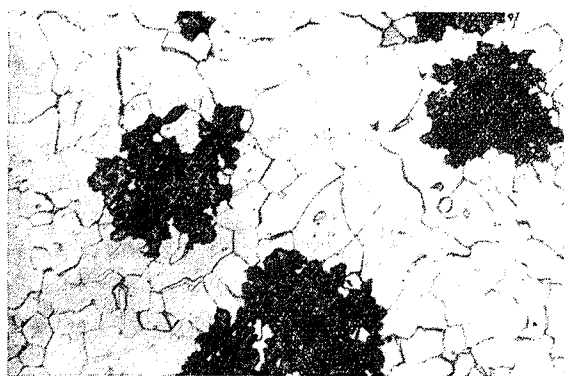
A kétféle eljárás időszükségletét és így a gazdaságos falvastagság korlátait a diffúziós utak különbsége határozza meg. A lényegesen kisebb diffúziós utakat kívánó feketetemperálás falvastagsághatára 15 mm (kivételesen 50 mm). A hosszú diffúziós utakat kívánó fehértemperálás falvastagsághatára 8 mm (kivételesen 15 mm).

### 17.2. Fekete temperöntvény készítése

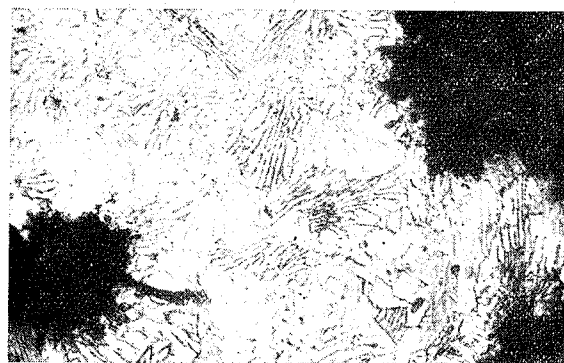
A fekete temperöntvény készítésére alkalmas fehérvas összetétele C = 2,2—2,8%, Si = 1,4—0,9%, Mn = 0,2—0,5%, P legf. 0,1%, S legf. 0,15%. Ezenkívül a Mn : Si viszony kb. 1 : 3 legyen.



256. ábra. A fekete temperálás hőmérséklet—idő diagramja



257. ábra. A fekete temperöntvény mikroszkópi szövete: ferrit és fészkes grafit. 3% HNO<sub>3</sub>, 250 : 1



258. ábra. A perlites fekete temperöntvény mikroszkópi szövete: perlit és fészkes grafit. 3% HNO<sub>3</sub>, 250 : 1

A feketetemperálás klasszikus eljárásánál a temperálandó fehérvas öntvényeket dobozokba csomagolják homokba vagy a fehér temperálás során elhasznált vörösvasérc porba ágyazva, hogy a nagy hőmérsékleten az alsó rétegben levők ne torzuljanak el a felettük levő darabok súlyától. Ez a módszer a hőkezelés idejét a régi nagy hőkapacitású kemencében 140—240 órára nyújtja.

A korszerű feketetemperálás kis hőkapacitású, tehát gyorsan felfűthető és lehűthető, jól záródó kemencében, semleges védőgázban, dobozok nélkül végezhető. Az öntvényeket 200 mm vastag rétegekben rakják tálcákra, amelyeket tartókeretben egymás fölé helyeznek. A hőkezelés műveleteit a 256. ábra vastag vonallal kihúzott hőmérséklet—idő diagramja adja meg. A szaggatott vonallal köréje rajzolt Fe-C egyensúlyi diagram a lejátszódó folyamatok értelmezését segíti.

A feketetemperálás hőkezelése 6 szakaszból áll:

Felhevítés 940—960 °C-ra, aminek időszükséglete a kemence hőkapacitása és a fűtés fajtája szerint 10—20 óra.

Kb. 950 °C-on izzítás 18—24 órán át a primer és szekunder karbidok felbontására;

Lehűtés 950 °C-ról 760 °C-ra a kemence hőkapacitásától függő gyorsasággal. Eközben az ES vonal szerint a  $\gamma$ -vasból

kiváló szekunder karbidok felbomlanak. Lassú, 3—5 °C/h hőfokajrással végzett hűtés 760 °C-ról 700 °C-ra. Eközben a keletkező perlit cementitje bomlik.

Hűtés kemencében 700 °C-ról 600 °C-ra.

Véglehűtés szabad levegőn.

A fekete temperöntvény szövete a folyamatok teljes lejátszódása után ferritbe ágyazott csomós grafit (257. ábra). Ha a 4. szakasz idejét csökkentik, a szövetben a perlit is megjelenik, ami a keménység növekedését jelenti (258. ábra).

A fekete tempervas hőkezelési folyamatának megrövidítésére szolgál:

a vas folyós állapotában való túlhevítése, a temperáláshoz való felhevítés közben 300—350 °C-on való veszteglés és az öntvények előzetes edzése. Mindezek az eljárások a grafiteloszlás finomítását, a csíráképzést és a diffúziós utak lerövidítését célozzák.

A temperálás diffúziós útjainak és így idejének leghatásosabb csökkenését az öntvények előzetes edzése útján lehet elérni. Ezt az eljárást Szaltikov, Asszonov, Prjadilov kutatók dolgozták ki és a Szovjetunióban a temperálás szupergyors módszere néven ismeretes. Eljárásuk szerint a fehérvasból leöntött alkatrészeket 850—970 °C hőmérsékletre hevítve, 15—40 percig hőntartják, majd olajban hűtik le. Ezt követi a temperáló hőkezelés 980 °C-on végzett I. és 730 °C-on végzett II. izzítási szakaszokkal, de úgy, hogy az egész folyamat időtartama mindössze 20 óra, tehát a régi eljárásnak csaknem 1/10-e.

A grafitcsomók számának növelését, átmérőjük csökkenését lehet elérni a felhevítési szakasznak a 256. ábrának pontozott vonala szerinti módosításával, tehát úgy, hogy 350 °C-on 5—8 óráig tartó vesztegléssel sok grafitcsírárt termelünk, és aztán folytatjuk a hevítést. Az ilyen fekete tempervas fajlagos nyúlása 60—80%-kal növekszik a csíráképzés nélküli tempervaséhoz képest;  $\delta_3 = 6—10\%$ -ról 10—18%-ra nő.\*

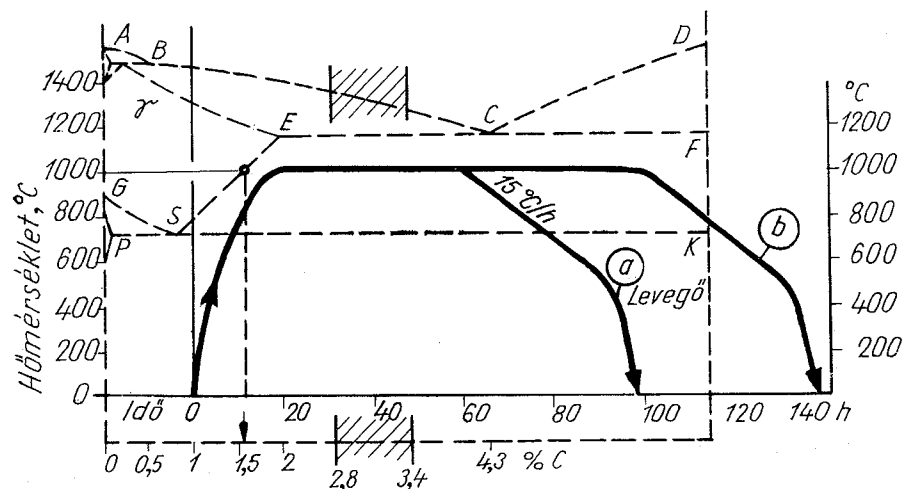
A fekete temperöntvény készítésének termelékenysége és termikus határfoka a folytonos üzemű, vagy kétkamrás kemencében való temperálással növelhető. Utóbbi esetben kis hőmérsékletű kamrában végzik a 20—600 °C-ra való hevítést és a 950—600 °C-ra való hűtést, a nagy hőmérsékletű kamrában pedig a 600—950 °C-ra való hevítés és hőntartás szakaszait kb. egyenlő időtartammal.

### 17.3. Fehér temperöntvény készítése

A fehér temperöntvény készítésére alkalmas fehérvas összetétele: C = 2,8—3,4%, Si = 0,8—0,4%, Mn = 0,2—0,5%, P legf. 0,1%, S = 0,1—0,25%.

A fehértemperálás klasszikus eljárásánál a fehérvas öntvényeket kb. 25% friss, 75% használt, mogyoró nagyságú vörösvasércbe (Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) ágyazva dobozokban izzítják 980—1000 °C-on. A doboz belsejében a következő gázreakció-körfolyam

\* Vasipari Kutató Intézet, Chapó Elek kutatási eredménye.

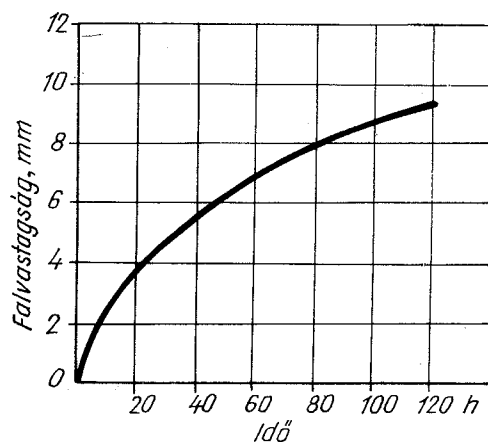


259. ábra. A fehér temperálás hőkezelésének hőmérséklet—idő diagramja a) 4 mm, b) 8 mm vastag öntvény diagramja

alakul ki: a vörösvasércben termelődő  $\text{CO}_2$  az öntvények felületéről elvonja a cementitbomlásból származó C-t, ez  $\text{CO}$ -dá alakul, a vörösvasércen pedig újból  $\text{CO}_2$ -dá oxidálódik. Az öntvény belsejében levő cementit bomlásából származó C-atomok az elszéntelenedett felületi réteg felé diffundálnak, és onnan a gázközegbe kerülnek.

A fehértemperálás hőkezelése: az eljárás hőmérséklet—idő diagramját a 259. ábra vastag vonallal rajzolt görbéje mutatja. Az „a” görbe 4 mm, a „b” görbe 8 mm vastag öntvényre vonatkozik. E görbék az eljárás négy szakaszát tüntetik fel:

Hevítés a temperálás 950—1050 °C hőmérsékletére (20—30 óra);



260. ábra. 0,5% közepes C-tartalomig 1050 °C-on folytatott fehér temperálás hőfokon tartásának időszükséglete falvastagság szerint

Hőmérsékleten (pl. 1000 °C-on) tartás. Ez alatt játszódik le a szénelyonás minden folyamata: a cementitbomlás, a C-atomok diffúziója a felületi réteg felé és innen a C-nak  $\text{CO}$  gáz alakjában való eltávozása;

Lassú, 11—15 °C/h hőfokajrással való hűtés kb. 500 °C-ig;

Végelhűtés szabad levegőn.

A fehér temperöntvény végszöve a nagy hőmérsékleten való tartás idejétől függ. Az öntvény kérge mindig szegényebb C-ban, mert a felületi oxidáció sebessége mindig nagyobb, mint a diffúzió.

A gyakorlatban csak 2—3 mm vas-

tag öntvényeket szoktak teljesen ferritesre temperálni. Nagyobb falvastagságú öntvényeknél megelégszenek a perlit-ferrites szövettel. A temperálás időszükségletét a megengedett közepes C-tartalom szabja meg. 1050 °C-on való tartás időszükségletét 0,5% közepes C-tartalom elérésére a falvastagság függvényében a 260. ábra mutatja.

A fehértemperálás fejlett módja az ún. gázfázisú temperálás. Ennél a hőkezelést jól zárható kemencében 200 mm magas rétegekben, tálcákra rakott fehérvas öntvényeken kissé oxidáló, tehát aktív gázközegben végzik. A gáz összetétele: 30%  $\text{CO}_2$ , 25%  $\text{H}_2\text{O}$ , 22%  $\text{N}_2$ .

A reakcióhoz szükséges gázt az öntvényből kivont és a kemence levegőjétől  $\text{CO}$ -dá eléggé C-ból úgy nyerik, hogy ezt megfelelő oxidálószerrel, pl. vízgőzzel keverik. Önszabályozó reakciógázt termelő berendezés, egy temperáló kemence felett elhelyezett kis gőzkazán, amelyet a kemencetérből kiáramló főlös reakciógáz fűt. Az így keletkező vízgőzt a kemencébe vezetik, és ventilátorral keverve az öntvényekre fűjják. Az önszabályozást az biztosítja, hogy a fejlődő vízgőz mennyiségét az öntvényekből kivont C mennyisége szabja meg.



SZÍNESFÉMEK HŐKEZELÉSE

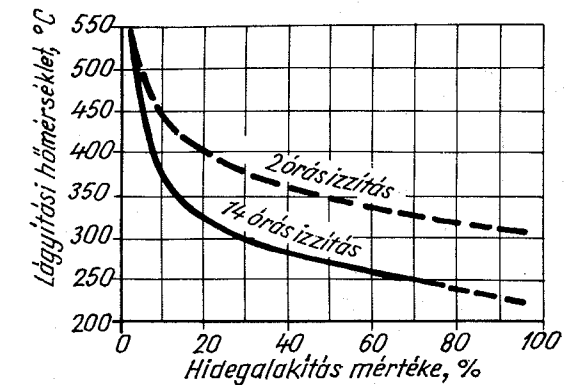
## 18.1. Színalumínium lágyítása

A színalumíniumnak legalább 98%-át Al-fém alkotja, mely a folyékony fázisából közvetlenül felületen középpontos szabályos rendszerben kristályosodik. Nincs allotróp átkristályosodása. A legfeljebb 2%-nyi ötvöző, illetve szennyező anyag, mely a kohászati folyamatban akaratlanul belé ötvöződik, okozhat szegregációt és ezzel módosíthatja szilárdsági tulajdonságait. Ez a módosítás azonban nem elég nagy arra, hogy külön hőkezelési folyamattal érdemes volna a szegregálást elősegíteni.

A színalumíniumból készült féltermékek: hengerelt és sajtolt áruk, valamint az alumínium öntvények egyetlen hőkezelési eljárása a lágyítás. A színalumínium féltermékek lágyítása közben végbemenő folyamatok: 1. a hidegen alakított színalumínium újrakristályosodása, 2. a keménység csökkenése, 3. az alakíthatóság növekedése, 4. a saját feszültségek majdnem teljes eltűnésig való csökkenése.

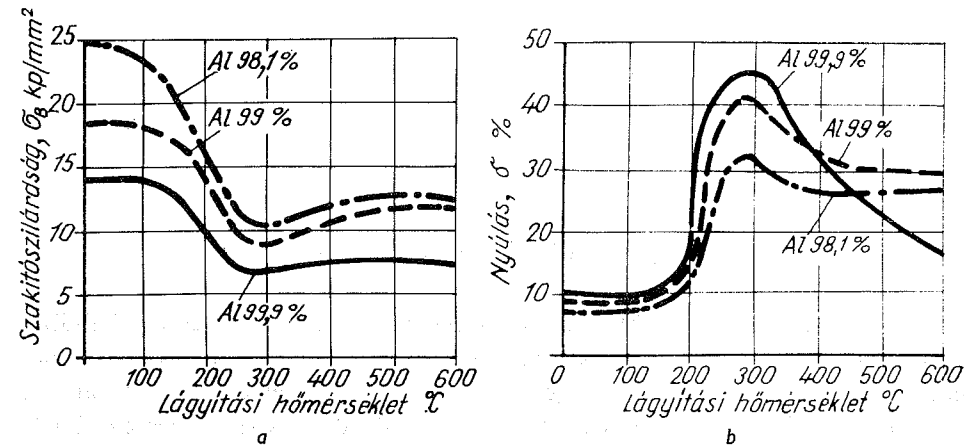
A színalumínium lágyítását jól szabályozható villamos ellenállás-fűtésű, légkavarrásos kamrás, vagy korszerűbben „aknás” kemencékben végzik. Az aknás kemencék előnye, hogy felülről daru segítségével az előre berakott kosarakkal való töltésük nagy termelékenységgel és a nehéz testi munka kiküszöbölésével, tehát korszerűen történhetik.

A hidegen alakított színalumínium újrakristályosodása annál kisebb hőmérsékleten megy végbe, minél nagyobb volt az alakítás mérvé és minél hosszabb az izzítás időtartama. Ezt mutatja a 261. ábra. E jelenség magyarázatát abban találhatjuk,



261. ábra. A hidegen alakított színalumínium újrakristályosodásának alsó hőmérséklet-határjai

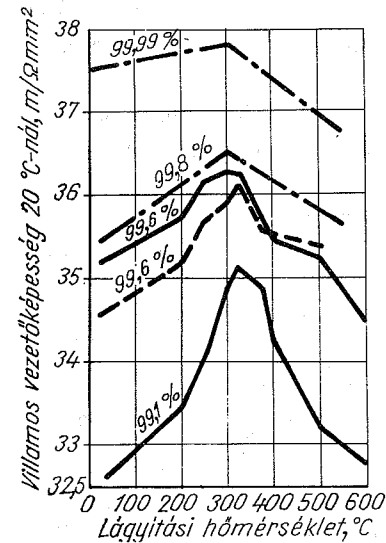
hogy a nagyobb alakítási fok több újrakristályosodási csírt termel és növeli az alakított fém energiaszintjét, az izzítás idejének növelése a hőmérséklet növelésével azonos hatású. A 261. ábrából pl. azt olvashatjuk ki, hogy az izzítás idejének 12



262. ábra. A lágyítás hőmérsékletének hatása különféle tisztaságú szinalumínium a) szakítószilárdságára, b) nyúlására 96% hidegalakítás után fél órás hőntartásnál

órával való növelése az újrakristályosodás lefolyása tekintetében ugyanolyan hatású, mint a hőmérsékletnek 75 °C-szal való növelése.

A hideg alakítás hatására megkeményedett alumínium lágyulása általában 200—300 °C között folyik le. A szinalumínium hidegalakításnál annál jobban keményedik, minél nagyobb az ötvözőelemtartalma, lágyításkor viszont annál kisebbre csökken a szilárdsága, minél tisztább. A hőmérséklet hatását a különböző tisztaságú szinalumínium lágyulására a 262. ábra mutatja. A lágyítás legjobb hőmérséklete az ábra szerint 300 °C.

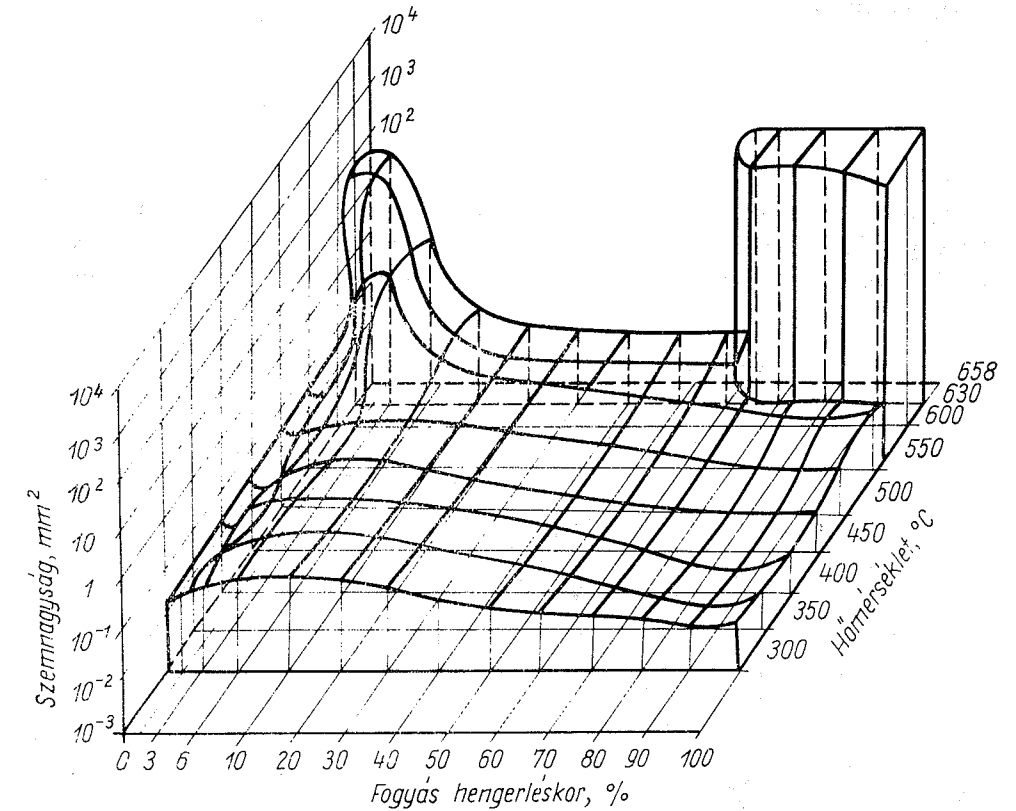


263. ábra. A lágyítás hőmérsékletének hatása különböző tisztaságú szinalumínium villamos vezetőképességére

300 °C-nál nagyobb hőmérsékleten való lágyításkor a szakítószilárdság kissé nő, a nyúlás csökken. Ennek oka az, hogy nagyobb hőmérsékleten a Si fokozatosan oldódik. Ennek következménye azonban a villamos vezetőképesség csökkenése, amint azt a 263. ábrán látjuk. A lágyítás hőmérsékletének 300 °C fölé való növelése a villamos vezetőképességet annál jobban rontja, minél nagyobb az ötvöző, illetőleg szennyező tartalom.

A hidegen alakított alumínium lágyítása közben is jelentkezik az újrakristályosodási szemcsedurulás. Az alumínium újrakristályosodása

során a 264. ábrán látható két kritikus alakítási köz is jelentkezik a diagramban: egész kis (0—10%) és egész nagy (65—98%) alakításnál. A kritikus hőköz mindkét alakításnál a legfelső, a szoliduszt megközelítő hőköz: 550—630 °C. Az ilyen kritikus értékpárokat kerülni kell. Ha a lemezfeldolgozásnál, pl. mélyhúzásnál a kis (2—15%) alakítás el nem kerülhető, akkor a mélyhúzáshoz 15—20%-ig hidegen alakított lemezt használunk.



264. ábra. Az alumínium újrakristályosodási diagramja lassú hevítésnél

A lágyítás hőmérsékletére való felhevítés sebessége a termelékenység fokozására a lehető legnagyobb legyen, mert ezt az alumínium jó hővezető képessége megengedi. Tehát mindig a lágyítás hőmérsékletére felfűtött kemencébe rakjuk be a lágyítandó anyagot.

Az alumínium nagy fajhője nagy hőkapacitású és teljesítményű légkavarásos ellenállásfűtésű kemencét igényel, hogy az adag a kemence hőmérsékletét túlságosan ne csökkentse.

Az alumínium lágyításának műveletei:

Gyors felhevítés 300 ± 10 °C hőmérsékletre.

Hőntartás: 3—6 óra.

Lehűtés szabad levegőn.

A 98% tisztaságú szinalumínium korrózióállásának javítására a Si-ot oldatba vivő lágyítás menete:

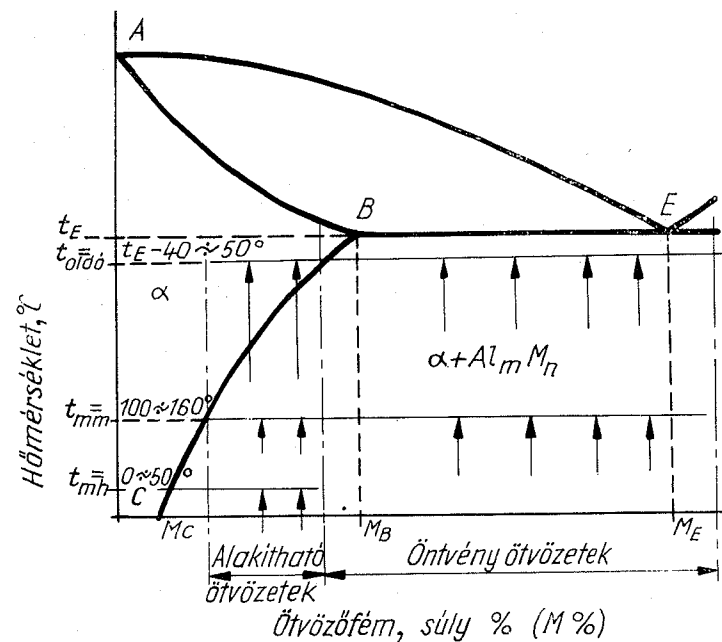
Gyors felhevítés 450—500 °C-ra.

Hőntartás 4—6 óra.

Gyors lehűtés (vízben, vagy fűjt levegőn).

## 18.2. Alumíniumötvözetek hőkezelései

Az alumínium ötvözésének célja az, hogy szilárdsági tulajdonságait javítsa. Az ötvözőelemek hatásukat úgy fejtik ki, hogy az alumíniummal bizonyos %-os határig szilárd oldatot, és fémes vegyületet alkotnak. Az Al-nak bármely ötvöző-fémével alkotott ötvözetsorozat elvi egyensúlyi diagramját a 265. ábra tünteti fel.



265. ábra. Kétalkotós Al-ötvözetek egyensúlyi diagramjának általános alakja.  $t_{mm}$  a melegen keményedő,  $t_{mh}$  a hidegen keményedő ötvözetek megeresztési hőmérséklete

E diagramok közös jellemzője, hogy az  $AB$  szolidusz-szakasz alatt szilárd oldat-sorozat keletkezik. Az  $\alpha$  szilárd oldat legnagyobb oldóképessége a  $t_E$  eutektikus hőmérsékleten  $M_B\%$ . Az oldóképesség a  $BC$  vonal mentén a hőmérséklet 0 °C-ra való csökkenésekor  $M_C\%$ -ra csökken. A  $B-C$  vonal alá hűlt szilárd oldatból az

ötvözőfém  $Al_m M_n$ , pl.  $Al_2Cu$ ,  $Al_3Mg_2$ , vagy más fémes vegyület, pl.  $Mg_2Si$  alakjában kiválik. Az ilyen szegregátum finomsága annál nagyobb (nagysága annál kisebb), minél kisebb hőmérsékleten történik a kiválás. A szegregátum szemnagysága hat az ötvözet szilárdsági tulajdonságaira.

Az alumíniumötvözeteket a szilárdoldat-tartalmuk teszi alakíthatóvá. Ezért az alakítható alumíniumötvözeteknek általában az  $M_B\%$ -nál kisebb ötvözőtartalmuk van. Az ötvényötvözetek viszont általában  $M_B\%$ -nál több ötvözőt, gyakran, például a sziluminbázisú ötvözeteknél (ÖAl-Si, ÖAl-Si-Cu, ÖAl-Si-Mg) az eutektikum %-ának megfelelő mennyiségű ötvözőt tartalmaznak.

Az alumíniumötvözeteknél háromféle hőkezelő eljárás fordul elő: a homogénizáló diffúziós izzítás, a lágyítás és a nemesítés.

A diffúziós izzítás célja a primer kristályosodásnál keletkező réteges koncentrációkülönbség kiegyenlítése. Legnagyobb a koncentrációkülönbség és így a rétegeség az Al-Mg-ötvözeteknél (hidronáliumnál). A homogénizáló diffúziós izzítást csak ennél az egy ötvözetnél használják, mégpedig közvetlenül melegalakítás előtt úgy, hogy a diffúziós izzítás a melegalakítás előmelegítéseként szerepel.

Az Al-Mg-ötvözetek homogénizáló diffúziós izzításának

hőmérséklete 400—500 °C,

hőntartási ideje 24 óra.

Utána közvetlenül végzik a melegalakítást (sajtolást, hengerlést), mégpedig az Al-Mg3-nál ugyanezen hőmérsékleten, az Al-Mg5 és Al-Mg7-nél korszerűen nagyobb, 490—510 °C-on.\*

Az Al-Mg ötvözetek melegalakítására a régi technológia 330—360 °C hőmérsékletet használt. A melegalakítás hőmérsékletének növelését az Al-Mg szilárdoldat sorozatnak az oldó Al és az oldott Mg-atom mérete és szerkezete közötti különbség indokolja. A felületen középpontos szabályos rácsú Al atomsugara 1,4309 Å, a hexagonális rácsú Mg atomsugara 1,5982 Å. Az Al rácsába szubsztitúciósan beil-

19. táblázat

Al-ötvözetek alakítási ellenállásai

Ötvözet	Alakítási ellenállás kp/mm <sup>2</sup>	Ötvözet	Alakítási ellenállás kp/mm <sup>2</sup>
Al 99,5	1	Al-Cu-Mg	4
Al-Mg-Si	2	Al-Mg 7	9
Al-Cu (5% Cu)	3	Vas	4,5

\* A Fémipari Kutató Intézetben kidolgozott korszerű technológia.

leszkező Mg-atomok a keletkezett szilárd oldat rácsát torzítva benne olyan nyomó-feszültséget létesítenek, amely az Al-Mg szilárd oldat alakítási ellenállását annál nagyobbra növeli, minél több az oldat Mg-tartalma. Tájékoztató összehasonlításul a 19. táblázat tartalmazza néhány ötvözet melegalakítási ellenállását. Látjuk, hogy az Al-Mg7 alakítási ellenállása 9-szer akkora, mint a szinalumíniumé és kétszer akkora, mint a vasé (lágú acélé).

Az alakítható alumíniumötvözetek lágúításának mechanizmusa és így gyakorlati eljárása is azonos, mint a szinalumíniumé. A különbség csak abban van, hogy az oldott fém beilleszkező atomjai a szilárd oldat lágúlását gátolják és így valamivel nagyobb a lágúítás hőmérséklete. A lágúítás hőmérséklete az ötvöző elemek atom-sugara és mennyisége szerint nő:

Az Al-Mg-Si vezetékötvözeté .....	300—320 °C
az Al-Cu, Al-Cu-Ni, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-é .....	320—360 °C
az Al-Mg-é .....	360—400 °C
az Al-Mn-é .....	450—500 °C
A hőtartás ideje 1—6 óra.	

Az alumíniumötvözetek legfontosabb hőkezelő eljárása a nemesítés. Ez lényegileg kiválásos keményítés, mely a szilárdságot mindig növeli, a nyúlást pedig vagy állandó értéken hagyja, vagy pedig csökkenti. A szívósság legnagyobb értékét akkor éri el, ha a nemesítésnél a nyúlás nem, vagy alig csökken. Ez a kedvező állapot akkor következik be, ha a megeresztés hőmérséklete nem nagyobb a környezet hőmérsékleténél, de legfeljebb 100 °C. Az ilyen módon nemesíthető alumíniumötvözeteket hidegen keményedő ötvözeteknek hívják.

A nemesíthető alumíniumötvözetek másik csoportját a melegen keményedő ötvözetek alkotják. Ezek nemesítésénél a megeresztést a környezeténél nagyobb: 100—160 °C hőmérsékleten végzik. Az ilyen melegen való keményedés közben a szilárdság nő, a nyúlás csökken. A valóságban minden nemesíthető Al-ötvözet hidegen is, melegen is keményedik. A csoportosításnál abba a csoportba sorolják, amelyben a jobb szilárdsági, illetve szívóssági értékeket nyeri. E szempontok szerint az alakítható Al-ötvözetek csoportosítása:

- Melegen keményedők: Al-Cu, Al-Cu-Ni, Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg.
- Hidegen keményedő: Al-Cu-Mg.
- Nem nemesíthető: Al-Mg, Al-Mn.

Az alakítható Al-Mg-ötvözetek 3, 5, 7 és 9% Mg-ot tartalmaznak. Az  $\alpha$  szilárd oldatuk 451 °C eutektikus hőmérsékleten 15%, szobahőmérsékleten 1,5% Mg-ot tartalmaz. Az oldóképesség csökkenése miatt tehát minden használatos Al-Mg-ötvözetnek  $\alpha$ -szilárd oldat mellett abból szegregált  $Al_3Mg_2$  fémes vegyületet kellene tartalmaznia, tehát egyensúlyi diagramjuk alapján ezeknek az ötvözeteknek nemesíthetőeknek kellene lenniök.

Az  $Al_3Mg_2$  szegregálásának diffúziós tényezője azonban oly kicsi, hogy a gyakorlatban elfogadható időn belül egyáltalában nem vagy csak igen kis mértékben jön létre. Ezért az Al-Mg ötvözetek nem nemesíthetők.

### 18.3. Alakítható alumíniumötvözetek nemesítése

Az Al-ötvözetek nemesítése általában három műveletből áll: Oldó (homogenizáló) izzítás; túltelített szilárd oldat létesítése gyors hűtéssel; optimális szemnagyságú kiválás elérése kikeményítő megeresztéssel. Az 1. és a 3. művelet hőmérsékletét és a 2. művelet hűtési sebességét az ötvözet jellege határozza meg.

Az oldó izzítás hőmérséklete a megengedhető legnagyobb szokott lenni, hogy minél több szegregátum menjen oldatba. Az eutektikus összetételű anyagrészek megolvadási veszélye miatt általában 40—50 °C-al kisebbre veszik az eutektikum hőmérsékleténél (265. ábra). A hűtést általában vízben végzik. Kivétel az Al-Cu-Ni, melynél repedésveszély miatt a hűtőközeg meleg víz, vagy olaj. A kikeményítő megeresztés hőmérséklete a melegen keményedő ötvözeteknél 120—160 °C, a hidegen keményedőknél a műhelyhőmérséklet: 15—25 °C.

#### a) Melegen keményedő ötvözetek nemesítése

Az Al-Cu-ötvözet nemesítése során lejátszódó folyamatokat Guinier\* és Preston kutatásai világították meg. A jól végzett oldó izzításnál a Cu atomok  $\alpha$  szubsztitúciós szilárd oldatot alkotnak az Al-mal. (144. ábra). Gyors hűtés után az  $\alpha$  szilárd oldat túlhűtött állapotban van: a 20 °C-on oldódó 0,5%-nál nagyobb mennyiségű Cu-atomjai az  $\alpha$  térrácsából kiválni, szegregálni akarnak. A szegregátum  $Al_2Cu$  fémes vegyület, melynek teljes kialakulása nagy diffúziós utakat kíván és így a hőmérséklettel (16) képlet szerint hatványozottan fordítva arányos idő szükséges.

Az Al-Cu nemesítésénél a megeresztés  $130 \pm 5$  °C-on történik. Ezen a hőmérsékleten a diffúziós tényező olyan kicsi, hogy a  $Al_2Cu$  szegregálása nem közvetlenül, hanem lépcsőzetesen közbenső fázisokon át történik. Az első szakaszban a Cu-atomok az Al kristallitok (100) síkjain dúsulnak. Az  $\alpha$ -szilárd oldat egyes helyein, így Cu-ben dús körzetek (zónák) alakulnak ki. Ezeket a néhány atomátmérőnek megfelelő vastagságú zónákat, melyek másik két mérete 100 Å nagyságrendű, Guinier—Preston 1. (G. P. 1.) zónáknak hívják. A G. P. 1. zónák a Cu- és Al-atomok átmérőinek különbözősége miatt helyi feszültségeket keltenek, melyek az ötvözet keménységét növelik. A keménység a G. P. 1. zónáknak a megeresztés tartamával való szaporodása miatt a 266. ábra folytonos vonala szerint nő.

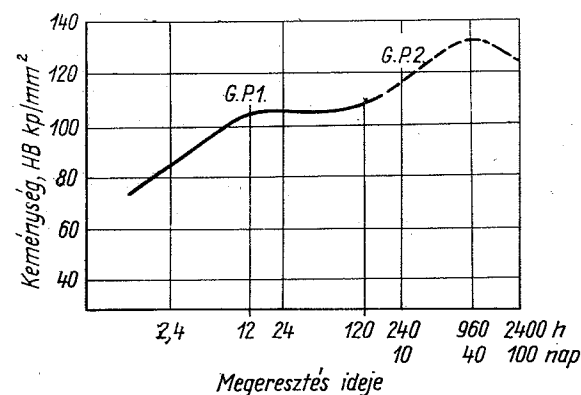
A megeresztés tartamának kb. 120 órán túl való növelése során a G. P. 2. fázis alakul ki a G. P. 1. zónák helyén. Ennek a fázisnak kémiai összetétele megfelel ugyan a  $Al_2Cu$  összetételének, de a Cu- és Al-atomok még nem alkotnak vegyületet,

\* olv. Ginié

hanem egy szubmikroszkópos átmeneti kristályszerkezetű fázist. Ennek tetragonális rácsában az (100) síkon csak Cu-atomok, két párhuzamos síkon Cu- és Al-atomok elegye, további két síkon csak Al-atomok vannak a rácpontokon. Az átmeneti fázis rácsának  $c$  paramétere 60%-kal nagyobb, mint a stabilis  $Al_2Cu$  tetragonális rácsáé. Ezért a G. P. 2. fázis kialakulása az  $\alpha$  rácsában további torzulást, feszültséget, keményedést okoz (266. ábra szaggatott vonal).

A G. P. 2. fázis kialakulása hosszú időt, kb. 40 napot igényel. Közben a keménység újból nő és a kiválás befejezésekor csúcspontot ér el.

Ha a 130 °C-on a hevítést tovább folytatjuk, a G. P. 2. fázis átalakul stabilis  $Al_2Cu$  vegyületté és a szegregátum nagyobb szemcsékké koagulál. Ekkor az ötvözet keménysége csökken egész az egyensúlyi állapotnak megfelelő keménységig.



266. ábra. A Guinier—Preston-zónák kialakulásának keménységnövelő hatása

Az Al-Cu-ötvözet eutektikus hőmérséklete 548 °C (144. ábra). Ezt a hőmérsékletet a mindig bele kerülő Mg- és Si-tartalom 520 °C-ig csökkentheti, azért ez jelenti az oldó izzítás hőmérsékletének felső határát. Az oldás határfokának növelése minél nagyobb hőmérsékletet követel, az eutektikum megolvadásának veszélye viszont a felső határ átlépését tiltja. Az oldó izzítás hőmérsékletét tehát igen szűk  $\pm 5$  °C tűréssel kell előírni.

Az alakítható, 4—5% Cu-tartalmú Al-Cu ötvözetek nemesítésének menete:

Gyors felhevítés az oldó izzítás hőmérsékletére 500—510 °C-ra.

Hőntartás: 0,5—2 óra.

Gyors lehűtés (edzés): vízben.

Kikeményítő megeresztés 125—135 °C-on 10—14 órán át.

A nemesítés hatására a 4% Cu-tartalmú lágyított Al-Cu-ötvözet folyási határa 10-ről 20 kpl/mm<sup>2</sup>-re, szakítószilárdsága 20-ról 40 kpl/mm<sup>2</sup>-re nő, nyúlása 25—15%-ról 20—10%-ra csökken.

Az Al-Cu-Ni, mely nagyjában 4% Cu, 2% Ni, 1% Mg-t tartalmaz, nemesítése a gyors hűtés közegében és a megeresztés hőmérsékletében különbözik az előbbtől.

Oldó izzítás 500—535 °C-on 1—2 órán át.

Lehűtés meleg vízben vagy olajban.

Kikeményítő megeresztés 160—170 °C-on 3—8 órán át.

Szilárdsági tulajdonságai hasonlóak, mint az Al-Cu-ötvözeté. Az Al-Cu és Al-Cu-Ni-ötvözetek Cu-tartalma a korrózióra való hajlamukat okozza, ezért ezeket csak olyan helyen használják, ahol csak szilárdsági igénybevételük van és korróziós támadásnak nincsenek kitéve.

Az Al-Mg-Si-ötvözetek már korrózióállóak és szilárdságuk is nagyobb a szín-alumíniuménál. Ezért olyan felhasználási területre valók, ahol a szilárdsági igénybevétel korróziós hatással együttesen támadja a szerkezetet. Két ilyen felhasználási terület van, amely világszerte a legtöbb alumíniumötvözetet fogyasztja: az épületek és járművek nyílászáró szerkezetei, és a villamos távvezetékek. E két főfelhasználási terület alumíniumötvözetei összetételükben és hőkezelésükben is alkalmazkodnak az anyaggal szemben támasztott igényekhez.

Al-Mg-Si szerkezeti ötvözeteknél a korrózióállás igénye mellett fontos a szilárdság és így a két csoport közül ez az erősebben ötvözött: Mg = 0,6—1,4%, Si = 0,6—1,2%, Mn = 0,6—1%, Cu > 0,1%. Keményedését az Mg<sub>2</sub>Si fémes vegyület okozza, mely az Al-mal az Al—Mg<sub>2</sub>Si kétalkotós (ún. kvázi-binér) egyensúlyi diagram szerint 590 °C-on képez eutektikumot. Ez jelenti tehát az oldó hőkezelés felső korlátját:  $t_{oldó} = t_E - 40 \sim 50^\circ$ , tehát  $t_E = 550 \sim 540$  °C.

A szerkezeti Al-Mg-Si-ötvözet nemesítésének menete:

Oldó izzítás 530—550 °C-on 1 órán át.

Gyors hűtés vízben.

Kikeményítő megeresztés 155—160 °C-on 12—16 órán át.

A nemesítés a lágyított Al-Mg-Si szerkezeti ötvözet szilárdsági tulajdonságait a következőképpen változtatja: a folyási határ 5—7 kpl/mm<sup>2</sup>-ről 18—25 kpl/mm<sup>2</sup>-re, a szakítószilárdság 11—13 kpl/mm<sup>2</sup>-ről 28—32 kpl/mm<sup>2</sup>-re, tehát kb. háromszorosára nő, a nyúlás 25—15%-ról 14—10%-ra, kb. a 60%-ára csökken.

Az Al-Mg-Si vezetékötözetek (Aldrey) fontos tulajdonsága a korrózióállás mellett a jó villamos vezetőképesség. A villamos vezetőképességet minden ötvöző rontja, ezért a vezetékötözethez a nemesíthetőséget még biztosító minimális ötvözőelemet adagolják. Összetétele: Mg = 0,4—0,5%, Si = 0,4—0,6%, Cu < 0,1%. Hőkezelésének különlegessége, hogy annak egyes szakaszait a képlékeny alakítás szakaszai közé iktatják. Technológiai sorrend:

Meleg hengerlés vagy sajtolás 480—500 °C-on. Közvetlen utána

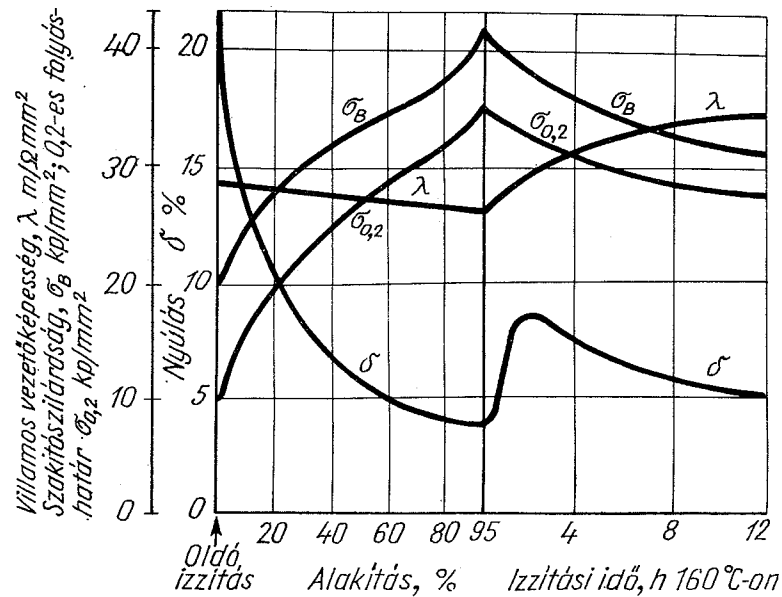
Oldó izzítás 510—535 °C-on 1 órán át.

Gyors hűtés vízben éppen csak hőkiegyenlítődésgig. Rögtön ezután 90—95% hideg húzás.

Kikeményítő megeresztés 155—160 °C-on 6—8 órán át.



Az így végzett nemesítés hatását a vezetékötívzet tulajdonságaira a 267. ábra mutatja. Az oldó izzítást követő 95%-os hideg alakítás hatására a folyási határ 10-ről 34 kp/mm<sup>2</sup>-re és a szakítószilárdság 20-ról 41 kp/mm<sup>2</sup>-re nő, a nyúlás 19%-ról 4%-ra csökken, a villamos vezetőképesség 29-ről 27 m/Ω mm<sup>2</sup>-re csökken. A 8 órai kikeményítő megeresztés közben a szakítószilárdság 33 kp/mm<sup>2</sup>-re csökken, a nyúlás 6%-ra nő, a villamos vezetőképesség 34 m/Ω mm<sup>2</sup>-re nő. A villamos vezető-



267. ábra. Al-Mg-Si vezetékötívzet tulajdonságainak változása a nemesítés közben

képesség növekedésének egyik oka az, hogy a szilárd oldatban oldott idegen atomok az elektronok szabad áramlását jobban gátolják, mint a kivált finom szegregátumok. Másrészt az is növeli a villamos vezetőképességet, hogy a megeresztés csökkenti a rácstorzulást és a fémes alapanyag lágyulása könnyíti az elektronok mozgását.

Az Al-Zn-Mg ötvözetcsoport a melegen keményedő ötvözetek növekvő felhasználási területet hódító csoportja. Nagyobb szilárdságúra nemesíthető, de viszonylag kevésbé korrózióálló a Cu-tartalmú ötvözet, melynek fő alkotói: Zn = 5–8%, Mg = 2–3%, Mn = 0,2–0,5%, Cu = 1–2,5%. A Cu-mentes ötvözet kisebb szilárdságúra, de az Al-Mg-Si-ötívzetet megközelítő korrózióállóra nemesíthető. Itt a nemesedést a MgZn<sub>2</sub> fémes vegyület szegregálása biztosítja és a Cu-tartalmú változatnál az Al<sub>2</sub>Cu szegregálása növeli.

Az Al-Zn-Mg-ötívzet nemesítésének menete:

Oldó izzítás 450–480 °C-on 1–3 óráig.

Gyorslehűtés vízben.

Kikeményítő megeresztés 130–135 °C-on 12–16 óráig.

A nemesítés hatására a lágyított Al-Zn-Mg-Cu-ötívzet folyási határa 9–15 kp/mm<sup>2</sup>-ről 40–60 kp/mm<sup>2</sup>-re, szakítószilárdsága 20–30 kp/mm<sup>2</sup>-ről 55–70 kp/mm<sup>2</sup>-re nő, nyúlása 15–10%-ról 14–5%-ra csökken. A rézmentes Al-Zn-Mg-ötívzet szakítószilárdsága csak 44–48 kp/mm<sup>2</sup>-re nő a nemesítés hatására.

A melegen keményedő ötvözetek közül a Cu-tartalmú Al-Mg-Si-Cu, az Al-Cu-Ni és az Al-Zn-Mg-ötívzetek 15–50 °C között több napon át hevertetve, tehát hidegen is kikeményednek. Ehhez az Al-Mg-Si-Cu és Al-Cu-Ni-nél 5–6 nap, az Al-Zn-Mg-nél 90–180 nap szükséges. Az ilyen hideg keményedésnél elért szilárdsági tulajdonságok azonban gyengébbek, mint a melegen végzett kikeményítéssel nyerhetők.

Az Al-Zn-Mg hideg keményedésének lassú lefolyását két alkalmazási területen lehet hasznosítani: a szegecseknel és a hegesztésénél. Az Al-Zn-Mg-ötívzetből készített szegecsekkel azok oldó izzítása után 24 óráig lehet hidegen is szegecselni, mert jelentős mértékben csak később keményedik. A hegesztővarrat hőhatásövezete a zsugorodási feszültségek hatására képlékeny alakváltozáson átesve csak később keményedik.

#### b) Hidegen keményedő Al-ötívzet nemesítése

Hidegen keményedő ötvözetként egyetlen ötvözet szerepel a gyakorlatban, az Al-Cu-Mg. Tájékoztató összetétele: Cu = 2,5–5%, Mg = 0,2–2,5%, Mn = 0,3–1,5%, Si < 1,00%, Fe < 0,5%. A nemesítést lehetővé tevő szegregátum éppúgy, mint az Al-Cu-ötívzetnél, itt is az Al<sub>2</sub>Cu fémes vegyület. Az Al-Cu-ötívzetből az Al<sub>2</sub>Cu finom kiválása normális hőmérsékleten csak akkor következik be, ha az ötvözet teljesen Fe-mentes. A gyakorlati Al-ötívzetek azonban mindig tartalmaznak 0,2–0,5% vas szennyezést. Ez a Fe oldódik az Al-ban és gátolja a Cu oldódását. A nagyobb atomsugarú Mg oldása az Al, illetve a szilárd oldat rácsát annyira tágítja, hogy a Cu oldhatóságát és az Al<sub>2</sub>Cu normális hőmérsékleten való kiválását egyaránt biztosítja.

Az Al-Cu-Mg nemesítésének oldó izzítására ugyanaz érvényes, mint az Al-Cu-éra, csak a hőntartási idő rövidebb a Mg tágító hatása miatt. A nemesítés menete:

Gyors felhevítés az oldó izzítás 495–505 °C hőmérsékletére.

Hőntartás 30 perc.

Gyors lehűtés vízben.

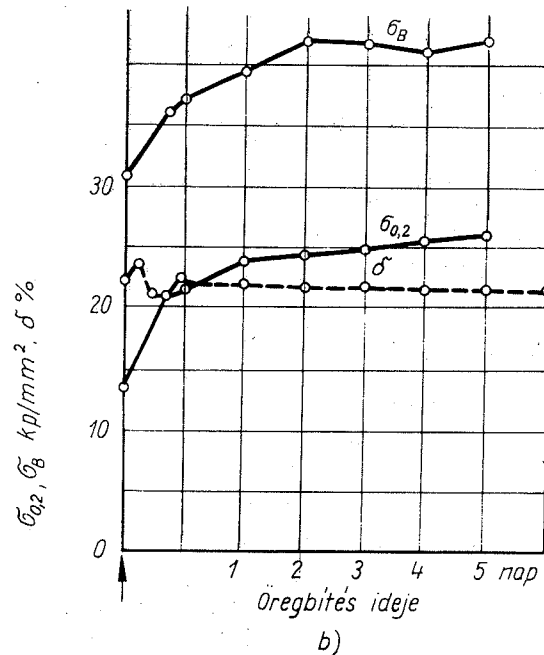
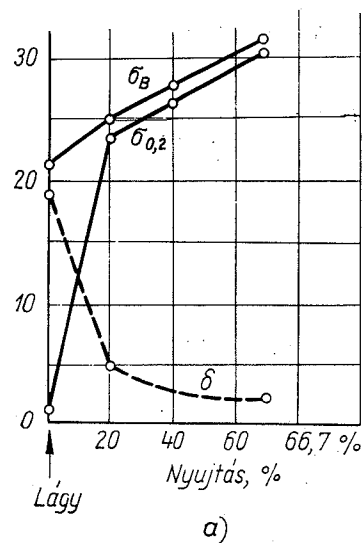
Kikeményítő hevertetés 15–50 °C-on 2–5 napig.

Az Al-Cu-Mg nemesítésénél vigyázni kell arra, hogy az oldó izzítást az edzés közvetlenül kövesse. Az 500 °C-ról a hűtővíz hőmérsékletére való lehűtésig csak 2–3 percnél szabad eltelnie. 5 percnél késedelem a szilárdsági tulajdonságokat 20%-kal rontja!

Az Al-Cu-Mg-ötívzet hideg alakításának és hideg kikeményítéssel végzett nemesítésének hatását a szilárdsági tulajdonságaira a 268. ábra mutatja. Látható

a diagramból, hogy a kikeményedés az első napon a legnagyobb és két nap alatt megközelíti a legnagyobb szilárdságot. A nyúlás a kikeményedés alatt gyakorlatilag nem változik.

A kikeményedés sebességét a hevertetés hőmérsékletével lehet szabályozni: 0 °C-on a kikeményedés erősen késleltethető, 40—50 °C-on pedig gyorsítható. Ennek az Al-Cu-Mg-ötvözetből készült szegecsekkel való szegecselésnél van jelen-



268. ábra. Az Al-Cu-Mg-ötvözet szilárdsági tulajdonságainak változása a) hideg alakítás, b) azt követő hideg kikeményítéssel végzett nemesítés hatására

tősege. A szegecselést vagy az oldó izzítást követő két-három óra alatt el kell végezni, vagy a szegecseket az oldó izzítástól a szegecselésig 0 °C alatt kell tartani, mert különben azok természetes kikeményedése megakadályozza a szegecselés végrehajtását.

#### 18.4. Alumíniumöntvény ötvözetek hőkezelése

Az ötvények gyártására használt alumíniumötvözetek négy csoportba sorolhatók: Szilumincsoport: ÖAl-Si, ÖAl-Si-Cu, ÖAl-Si-Mg; ÖAl-Mg-Si; ÖAl-Cu-Ni és dugattyúötvözetek. Ezeknél az ötvözeteknél kétféle hőkezelést alkalmaznak: a feszültségcsökkentést és a nemesítést.

A feszültségcsökkentés célja, hogy az öntés utáni egyenlőtlen lehűlés okozta saját feszültségeket ártalmatlan nagyságúra csökkentse. Ezt a hőkezelést tanácsos minden egyenlőtlen falvastagságú öntvényen elvégezni. Kötelező az elvégzése olyan egyenlőtlen falú öntvényeken, amelyeket felületük egy részén egy másik munkadarabhoz való tűrésezett illeszkedés miatt nagy pontossággal munkálnak meg. Tipikus esete ennek a könnyűfém dugattyú megmunkálása. Itt a félakkora hőtágulási együtthatójú öntöttvas hengerbe, vagy perselybe való illesztés a dugattyú külső palástjának nagy pontosságú finom megmunkálását követeli meg. A dugattyú öntvényeket tehát megmunkálás előtt mindig feszültségcsökkentő hőkezelésnek kell kitenni.

Az alumíniumöntvény-ötvözetek feszültségmentesítő hőkezelését a lágyulási hőmérséklet (250—350 °C) alatti hőközben légcirkulációs villanyfűtésű kemencében végezzük. Menete:

- Lassú felhevítés 150—300 °C-ra,
- Hőntartás 2—3 óra.
- Lassú lehűtés.

Nemesítéssel az Al-Si és az Al-Si-Cu kivételével minden öntvényötvözet melegen kikeményíthető.

A szilumincsoportnál van egy másik olyan kezelés, amelyet ugyancsak „nemesítés” néven ismernek. Ez azonban nem hőkezelés, hanem mesterséges csíráképzéssel és a folyékony ötvözet erős mozgatásával finomszemcsés dermedést létrehozó metallurgiai kezelés. Ezt úgy végzik, hogy a 750—780 °C hőmérsékletű fémfürdő fenekére lyuggatott haranggal alumínium fóliába csomagolt fémkáliumot nyomnak. A kálium a fürdő oxidjait redukálva elég és a közben fejlődő gázok a folyékony fémot erős buzgásba hozzák.

A szilumincsoport ÖAl-Si-Mg-ötvözte eutektikus, 9—13% Si tartalom mellett 0,3—0,4% Mg-ot tartalmaz. Hőkezelés nélkül szilumin béta, hőkezelt állapotban szilumin gamma néven is ismerik. Nemesíthetőségét az Mg<sub>2</sub>Si-fémes vegyület szegregálása biztosítja. A nemesítés menete:

- Oldó izzítás 520—530 °C-on 4—3 órán át.
- Vízhűtés.
- Kikeményítés 160—165 °C-on 8—10 óráig.

Az ÖAl-Mg-Si ötvözet összetétele hasonló az alakítható ötvözetéhez (Si = 2—5%, Mg = 0,5—3%). Nemesítésének menete azonos az ÖAl-Si-Mg-ével.

Az ÖAl-Cu-Ni összetétele hasonló az ugyanilyen alakítható ötvözetével (Y ötvözet). Nemesítésének menete:

- Oldó izzítás 500—530 °C-on 4—6 órán át.
- Hűtés meleg vízben vagy olajban.
- Kikeményítés 100—160 °C-on 2—20 óráig.

Hűtését egyszerű alakú ötvénynél hideg vízben is lehet végezni. Változó falvastagságú ötvények csak meleg vízben, vagy olajban hűthetők, mert ez az ötvözet repedésérzékeny.

A nemesített ötvényötvözetek tulajdonságai gyengébbek az alakítható ötvözetekhez képest. Nagy átlagban lágy állapotukhoz képest nemesített állapotban

folyási határuk 10 kp/mm<sup>2</sup>-ről 20 kp/mm<sup>2</sup>-re

szakítószilárdságuk 20 kp/mm<sup>2</sup>-ről 30 kp/mm<sup>2</sup>-re nő. Fajlagos nyúlásuk 3—1%-ról 2—1%-ra csökken.

### 18.5. Magnéziumötvözetek hőkezelése

A magnéziumnak alumíniummal képezett ötvözeit használja fel az ipar. A Mg-Al kétalkotós egyensúlyi diagram a 265. ábrával egyezik. Az  $\alpha$ -szilárd oldat legnagyobb Al-tartalma ( $M_B$ ) 12,5%, az eutektikumé ( $M_E$ ) 32%. Az eutektikum hőmérséklete  $t_E = 432$  °C. Az  $\alpha$ -szilárd oldat alumíniumoldó képessége 150 °C-on már csak 2,5%. A diagram szerint a Mg-Al-ötvözeteknek 12,5% Al-tartalomig a nemesíthetősége lehetséges. A gyakorlatban ezt a lehetőséget csak kb. 9% Al-tartalmú ötvözetnél, az ún. *elektronnál* használják ki. A Mg-ötvözeteknél előforduló hőkezelések:

Feszültségcsökkentés: 150—200 °C-on 1/2 órás hevítés.

Lágyítás: 300 °C-on 1 órás hevítés.

Hűtés levegőn vagy kemencével.

A nemesítés igen hosszú homogenizáló izzítást igényel, mert az  $\alpha$  mező fölött a likvidusz és szolidusz távol esik egymástól. Az oldó izzítást itt is  $t_E - 40^\circ = 490$  °C-on kezdik 5—8 órán át, de azután még 400 °C-on és 410 °C-on is izzítják az ötvözetet 10—10 órán át. A gyors hűtést 150 °C-on végzett megeresztő kikeményítés követi.

A Mg-ötvözetek hőkezelésénél figyelemmel kell lenni az oxigénhez való nagy vegyrokonságára, ezért 400 °C-t meghaladó hevítést csak védőgázban szabad végezni.

## 19. NEHÉZFÉMEK HŐKEZELÉSE

### 19.1. A színrez és rézötvözetek hőkezelése

Hőkezelés szempontjából a réz és ötvözeitei két csoportba oszthatók. Az első csoportba tartoznak a színrez és azok az ötvözeitei, amelyek egyfázisú szilárd oldatból állnak. A másik csoportba tartoznak a két- és többfázisú rézötvözetek.

Az első csoportba tartozik a színrez, a 38%-nál kevesebb Zn-ot tartalmazó sárgarézt, a 10%-nál kevesebb Sn-ot tartalmazó ónbronzt, a 9,5%-nál kevesebb Al-ot tartalmazó alumíniumbronzt, és a 10—25% Ni-tartalmú sárgarézt, az alpakka. Ezeket az ötvözeteket közösen az jellemzi, hogy a szennyező anyagoktól eltekintve csak felületen középpontos, szabályos térráccsal felépült szemcsékből állnak. Az ilyen fémeket és ötvözeteket a kitűnő hideg alakíthatóság jellemzi. Ezt az ipari gyakorlat ki is használja és az ilyen ötvözetekből olyan félkész- és készáru gyárt, amelyeknél a hidegalakítás a legfontosabb technológia. Azért ezeknél az ötvözeteknél a hideg alakítás közben végzett újrakristályosító lágyítás az egyetlen hőkezelés.

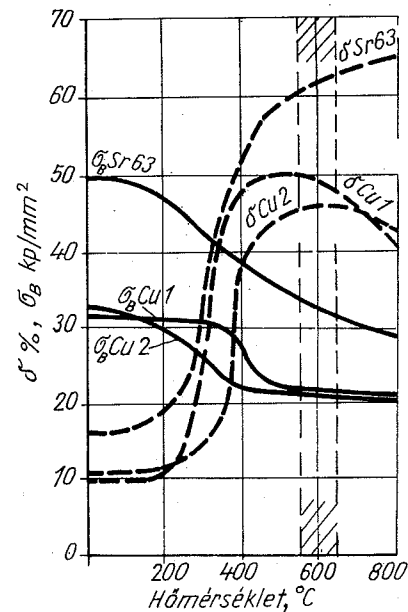
a) *A színrez és egyfázisú szilárd oldatból álló ötvözeiteinek* újrakristályosító lágyítását 90—95% hidegalakítás után legcélszerűbben villamosfűtésű kemencében végzik. A kemence légtérének nem szabad redukálónak lennie, mert az, különösen a hidrogéntartalmú légtér, a színrez esetleges Cu<sub>2</sub>O tartalmának H<sub>2</sub>O, vízgőz keletkezésével járó redukálását a „hidrogén betegség”-et okozza. A vízgőz nagy nyomása a szemcsehatáron elhelyezkedő Cu<sub>2</sub>O mentén repedést okozhat. *A színrez hevítését ezért gyengén oxidáló hatású légtérben kell végezni.* Erősen oxidáló légtérben, vagy túl nagy, 1000 °C körüli hőmérsékleten történő hevítésnél a réz felületi rétege túl sok O<sub>2</sub> felvétele miatt rideggé válik, ezért hidegalakításkor, pl. hajlításkor a felületén berepedések keletkeznek.

Az újrakristályosodás megindulása 180—400 °C, annál kisebb, minél nagyobb volt az előzetes hidegalakítás. A lágyítás legkedvezőbb hőmérsékletét a kísérletileg felvett lágyulási diagramok alapján állapítják meg. Ilyen diagramokat mutat a 269. és 270. ábra.

A 269. ábra a rafinált (Cu 1) és az elektrolitréz (Cu 2), valamint az Sr 63 ( $\alpha$  sárgarézt) szakítószilárdságának és fajlagos nyúlásának változását mutatja különféle hőmérsékleten 1 óráig végzett izzítás hatására. A lágyítás legkedvezőbb hőmérsékletköze

550—650 °C. A 270. ábrán az ón-, alumínium- és berilliumbronz hasonló diagramjait látjuk. Ezeknél a legkedvezőbb lágyítási hőmérsékletköz: 600—700 °C.

A lágyítás hőmérsékletére való felhevítést gyorsan végzik, mert az ötvözetek jó hővezetőképessége és képlékenysége ezt megengedi és az oxidáció csökkentése, a termelékenység növelése ezt kívánatosabbá teszi. A hőtartás 90%-os előzetes alakítás után fél óra, egyébként egy, legfeljebb két óra. A lehűtés tetszőleges. Legegyszerűbb a levegőn való lehűtés. Legkedvezőbb a vízben való gyors hűtés, mely a homogén  $\alpha$  szövet rögzítése miatt a legszívósabb állapotot biztosítja.



269. ábra. A réz és a 63% Cu-tartalmú sárgaréz lágyulási diagramjai. Cu 1 rafinált, Cu 2 elektrolitréz. Egy órás izzítás

A színrez és az egyfázisú  $\alpha$ -rézötvözetek lágyítási menete:

Gyors felhevítés 550—700 °C-ra.

Hőtartás 0,5—2 óráig.

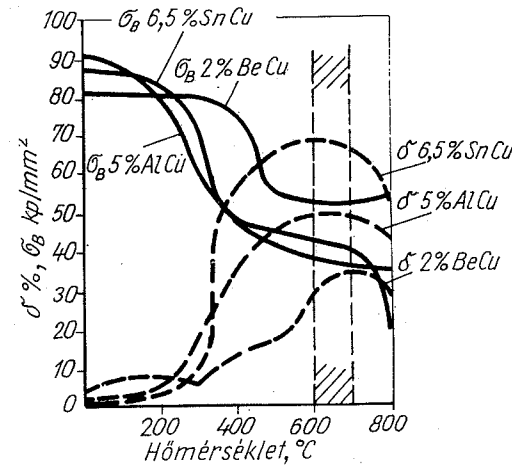
Gyors lehűtés.

Az újrakristályosodási szemcsedurvulás jelensége itt is előfordul éppúgy, mint az alumíniumnál. Az újrakristályosodási diagram is hasonló a 264. ábrához, csak a hőmérsékletek tolódnak el felfelé. A rekrisztallizációs szemcsedurvulás feltételei:

Igen kis 1—5%, vagy igen nagy 90—100%-os hidegalakítás és a legnagyobb: 900—1000 °C hőmérséklet.

Ezeknek az értékpároknak összeesését el kell kerülni.

Az  $\alpha$ -rézötvözeteknél ritkábban előfordulhat a homogenizáló izzítás. Így a 62—67,5% Cu-tartalmú sárgarezek jelzővonalai folyékony halmazállapotból való hűlés



270. ábra. A bronzok lágyulási diagramjai. Egy órás izzítás

közben az  $\alpha + \beta$  mező bal oldali határvonalát metszik (147. ábra). Ezek a sárgarezek tehát  $\alpha + \beta$  szövetet tartalmaznak, mert a  $\beta$  kb. 450°-on  $\beta'$ -vé alakul (lásd 8.4.). Tiszta  $\alpha$  szilárd oldattá alakító homogenizáló izzításuk 550—600 °C-on 4—5 órán át való hevítéssel és azt követő viszonylag gyors hűtéssel történik.

Homogenizáló izzítással biztosítják a 10% Sn-nál kisebb óntartalmú bronzok tiszta  $\alpha$ -szilárd oldat szövetét oly módon, hogy a stabil  $\alpha$ -mezőben 600—650 °C-on izzítják 4—5 órán át. Ekkor a réteges dermedés okozta koncentrációkülönbség a szemcséken belül megszűnik. Izzítás után gyors hűtéssel rögzítik az  $\alpha$ -szövetet.

Előfordulhat még, hogy öntés után, vagy nagyoló megmunkálás után visszamaradt saját feszültségeket kell csökkenteni. Az ilyen feszültségcsökkentő hőkezelést rézötvözeteknél 200—300 °C hőmérsékleten egy órás hevítéssel végzik.

b) A kétfázisú rézötvözetekhez tartoznak:

a 62—54% Cu tartalmú, ún.  $\alpha + \beta$  sárgarezek;

a többalkotós nemes sárgarezek;

a 10—25% Sn-tartalmú ónbronzok;

a 2—2,5 Be-tartalmú berilliumbronz.

Ezeknek a kétfázisú rézötvözeteknek a lágyítását hidegalakítás után — a 10—25% Sn-tartalmú ónbronz kivételével, amelyet a  $\delta$ -fázis okozta ridegsége miatt hidegen alakítani nem lehet — hasonlóan végzik, mint az előbbi csoportt. A lágyítás hőmérséklete az  $\alpha + \beta$  sárgaréznél 500 °C, a több alkotós nemes sárgaréznél 600 °C, a berilliumbronznál 650—700 °C.

Az  $\alpha + \beta$  tartalmú rézötvözeteknél megvan a nemesítés lehetősége is. Ez a nemesítés a nemes sárgaréz, a 10%-nál több Sn-tartalmú ónbronz és a 2%-nál több Be-tartalmú berilliumbronz esetében a  $\beta$ -fázis túlhűtése és viszonylag nagy hőmérsékletű megeresztéssel történő kiválása, illetve a gyors hűtéssel nyert martensiteszerű szövet szabályozott bomlása útján történik.

A Cu = 52%, Ni = 5%, Mn = 1%, Zn = 42% összetételű nemes sárgaréz nemesítésének menete:

Felhevítés a  $\beta$ -mezőbe 750—800 °C-ra.

Vizedzés.

Megeresztés 400 °C-on 4—5 órán át.

Végelhűtés levegőn.

A 22—23% ónbronz 750 °C-ról edzve martensites szerkezetű lesz. Nemesítő megeresztése a  $\beta - \gamma$  átalakulás 586 °C kritikus hőmérséklete alatt 580 °C-on történik.

A 9—10%-os Al-bronzot a homogén  $\beta$ -mezőbe 900—950 °C-ig kell hevíteni és onnan vízben hűteni, amivel martensites szerkezet adódik. A nemesítés legjobb megeresztési hőmérséklete 600—650 °C.

A 2—2,5% Be-tartalmú berilliumbronz az alumíniumötvözetek mintájára az  $\alpha$ -mező korlátolt oldóképességet jelző jobb oldali határvonala miatt szegregálással kikeményíthető. Ennek menete:

Oldó izzítás 700—750 °C-on.

Gyors hűtés.

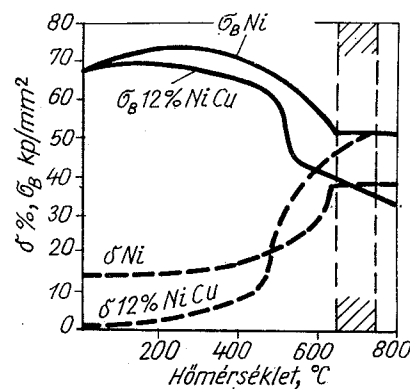
Kikeményítő megeresztés 250 °C-on 10—12 óra.

E hőkezelés következtében keménysége, 30%-os előzetes hidegalakítás után háromszorosára, HB 5/750/15 = 120 kp/mm<sup>2</sup>-ről 360 kp/mm<sup>2</sup>-re nő.

## 19.2. Egyéb nehézfémek hőkezelése

### Nikkel és ötvözetek

A színnikkel szabályos térrácsa allotróp átalakuláson hűlés közben nem megy át. Ezért egyetlen hőkezelése a lágyítás. Ugyanez vonatkozik ötvözetekre is. Legáltalánosabban a réznikkel-ötvözetek használtak. A Ni a Cu-mal 0—100% között kor-



271. ábra. A Ni- és a 12% Ni-tartalmú Cu—Ni-ötvözet lágyulási diagramjai

látlan szilárd oldat sorozatot képez. A kétalkotós egyensúlyi diagramja a Tammanrendszer 6. típusdiagramjának felel meg. Szilárd halmazállapotban semmiféle átalakulás nincs. Lágyításhoz a 271. ábrán látható lágyulási diagramok alapján 650—750 °C-on végzett 1—2 órás izzítás és azt követő tetszőleges, előnyösen gyors hűtéssel történik.

A Ni ötvözetek közé tartozik még a Ni-tartalmú sárgaréz, az ún. újezüst vagy alpakka is. Ennek összetételi határai: Cu=50—65%, Zn=35—15%, Ni=10—30%. Leggyakoribb a kb. 25% Ni-tartalmú sárgaréz. Ezek a háromalkotós ötvözetek is homogén allotróp átalakulás

nélküli szilárd oldatok. Egyetlen hőkezelésük a lágyítás, melynek legjobb hőmérséklete 700—800 °C.

### Az ólom

Rendkívül lágy fém. Szerkezeti alkatrészekhez csak ötvözetek használhatók. Leggyakoribbak az ónnal és az antimonnal képzett kétalkotós ötvözetek. Ezek a 265. elvi ábrához hasonló egyensúlyi diagramok szerint korlátolt oldóképességű szilárd oldat sort tartalmaznak és így a szegregációs kikeményítéssel hőkezelhetők.

Így pl. a 3% Sb-tartalmú keményólmom — lágy állapotban — 4 kp/mm<sup>2</sup> szakítószilárdsága 240 °C hőmérsékletű 1 órás oldó izzítás után, 10—12 órán át 55 °C-on hevertetve 10—20 kp/mm<sup>2</sup> szakítószilárdságúvá keményedik. 55 °C fölé növelve a megeresztés hőmérsékletét, a hidegen alakított keményólmom fokozatosan kilágyul.

## 20. AZ ANYAGVIZSGÁLAT FELADATA, ELJÁRÁSAI, PRÓBAVÉTEL

Ipari termelő tevékenysége közben a gépszerkesztő mérnök legfőbb igyekezete, hogy a lekülönbözőbb igénybevételekhez a legmegfelelőbb fémes anyagot kiválassza. Az anyagelőírásnál ismernie kell az anyagok ama tulajdonságait, amelyek a beépítés helyén meghatározzák az illető anyagból készült alkatrész tartósságát. A gépgyártó mérnök az átvételi próbák útján győződik meg arról, hogy a szállításra jelentett anyag a követelményeknek megfelel-e.

A fémes anyagok ama tulajdonságait, amelyek alapján a rendeltetésszerű felhasználásra való alkalmasságát elbírálják, az anyagvizsgálat módszereivel határozzák meg. Ezeknek a módszereknek olyanoknak kell lenniök, hogy a vizsgált tulajdonságot egyértelműen és hibátlanul, tehát megbízhatóan állapítsák meg. Az anyagvizsgálat megbízhatóságának próbaköve az, ha a vizsgált tulajdonság szempontjából egynemű anyagnak még ellentétes érdekű (pl. gyártó és felhasználó) vizsgálóhelyen történt vizsgálata többször ismételve is azonos, vagy a mérési pontosság és tulajdonság megengedett szórási határain belül eső eredményt ad.

Az anyagvizsgálatok egyértelműségét és a megismételhetőséget biztosító szabátosságot úgy érik el, hogy az eljárásokat kötelező erejű, vagy legalább ajánlott szabványokba foglalják. Az anyagvizsgálati eljárásokat, amennyire az lehetséges, az üzem közben előforduló igénybevételek laboratóriumban való utánzásával dolgozzák ki. A megisméltés egyértelmű eredményét a vizsgálati körülmények szabatos meghatározása biztosítja. Az anyagvizsgálat eljárásait a fémes anyagok tulajdonságai, feldolgozási technológiája és a készgyártmány hibátlanóságának ellenőrzési módszerei szempontjából lehet csoportosítani.

A *kémiai vizsgálatok* legfontosabb feladata a gyártmányok kémiai összetételének meghatározása. Ezzel a kémia foglalkozik. De ide tartozik a félkészárak *korrozioállóságát* és a készáru korroziovédelmét ellenőrző vizsgálat. Ez már a gépszerkesztőt és gépgyártót egyaránt érdekli, azért ezzel a 29. fejezet foglalkozik.

A *fizikai vizsgálatok* feladata a fajsúly, fajmeleg, hőtágulás, hővezetés, villamos vezetőképeség, villamos ellenállás, mágneses tulajdonságok meghatározása. Ezek a vizsgálati módszerek a fizika körébe tartoznak.

A *fémteni vizsgálat* a fémek szerkezetének és átalakulási tulajdonságainak meg-



állapításával, felvételével foglalkozik. Ezeket az előzőkben és a metallográfiai gyakorlatokon ismertettük.

A *mechanikai vizsgálat* a későbbiekben részletesen ismertetett szabványos mechanikai tulajdonságok meghatározásával foglalkozik.

A *szilárdsági vizsgálatok* olyan anyagjellemzők meghatározására irányulnak, melyek alapul szolgálnak egy szerkezet megengedett igénybevételeinek számításához a szilárdságtan módszereivel. Ilyen anyagjellemzők a folyáshatár, valamint az újabb kutatások eredményei nyomán a törésmechanikai anyagjellemzők.

Az *érzékenységi vizsgálatok* olyan anyagjellemzőket határoznak meg, melyekből az anyagnak a vizsgálatról eltérő körülmények között mutatott viselkedésére csak tapasztalati összefüggésekkel következtethetünk.

A mechanikai anyagvizsgálatokról az MSZ 105 szabvány rendelkezik.

A *technológiai vizsgálat* legtöbbször azt ellenőrzi, alkalmas-e az anyag a feldolgozás közben előforduló technológia: pl. hidegalakítás, hegesztés elvégzésére.

A technológiai tulajdonságok megismerése általában többváltozós probléma megoldását jelenti, ezért a technológiai vizsgálat gyakran több érzékenységi vizsgálat elvégzését követeli.

A *hibakereső vizsgálatok* a felszíni, vagy belső repedések, rejtett belső folytonossági hiányok: odvaság, hólyagok, salakzárványok felderítésére szolgálnak. Ezek az eljárások a szerkezet, vagy alkatrész épségének veszélyeztetése nélkül végezhetők és így a legtöbb más jellegű eljárástól megkülönböztetésül nem roncsoló vizsgálatoknak is nevezik őket.

A mechanikai vizsgálatok próbaanyagát az átvételt képező szállítási tételből, mennyiségből úgy kell kivenni, hogy a belőlük kimunkált próbatestek a tételt jellemző mechanikai tulajdonságértékeket adjanak. Minden vizsgálati eredmény helyessége elsősorban a próbavétel helyességétől függ. Az acélokból történő próbavétel módját az MSZ 103—57 és az egyes anyagszabványok részletesen előírják.

Olyan esetben, amikor az azonos kémiai összetétel, alakítási mód és hőkezelési állapot nagyobb mennyiségű félkész áru nagyjában egynemű minőségét biztosítja, elégséges viszonylag kis számú próbatest vizsgálata. Így pl. szabványos szerkezeti acélnál adagonként, illetve hőkezelési tételenként 3—4 próbatestet vizsgálnak. Nagyobb keresztmetszetű félkész áru felületi rétege általában más, legtöbbször jobb szilárdsági tulajdonságú mint a magrésze. Ennek oka a nagyobb anyagtisztaság, előnyösebb alakítási mód és a primer szemcsék kisebb mérete. Ezért ilyenkor az anyag jellemzésére mindig egy megfelelő átlagértéket adó helyről, pl. hengeres alaknál az átmérő 1/3-ából munkálják ki a próbatestet.

Öntvényeknél a dermedés során bekövetkező dúslás okoz nagy különbségeket. Az acélöntvényeket ezért lágyító, ill. normalizáló hőkezelés után vizsgálják. Rendes körülmények között az öntvényeket hozzáöntött próbahasábokból kimunkált próbatestek vizsgálati eredményei alapján értékelik. Egyes esetekben főként öntöttvasnál ugyanazon adagból öntött, külön beformázott próbadarabokat, illetve alakra öntött próbatesteket vizsgálnak. Azonos adagból öntött különböző önt-

vényekhez, alak- és súlykategóriák szerint több, legalább két próbatestet vizsgálnak.

Van olyan gyártmány is, amelynek hibátlan állapotát beépítés előtt minden egyes darabon ellenőrzik. Ilyenek azok a gyártmányok, amelyeknek jó minősége nagy gazdasági érdek, vagy életbiztonságot jelent. Ilyenkor ismételt próbavételre számítják a félkész gyártmány méreteit. Járművek tengelyeit, repülőgépek alkatrészeit darabonként kell felületi repedésre, hőkezelési állapotra, keménységre, sokszor egyéb szilárdsági tulajdonságokra is ellenőrizni.

A fémek alkalmasságát az üzem közben rájuk ható igénybevételek károsodás nélküli elviselésére az anyagvizsgáló eljárásokkal úgy állapítják meg, hogy a különböző egyszerű terhelési módot utánozzák és a próbatesteket általában törésig, vagy legalább nagymérvű alakváltozásig terhelik.

A szerkezeti elemek anyagaira ható igénybevételek — így a mechanikai vizsgálatok —, a terhelő erőkből származó feszültségeknek az idő függvényében mutatott értékei szerint az alábbi főcsoportokra oszthatók:

1. *Sztatikai igénybevételek.* Ezekre jellemző, hogy az igénybevétel időben állandó (pl. gépágyak, öntvények, önsúlyból származó igénybevételek stb.). Vizsgálatokat tekintve a sztatikai vizsgálatok két csoportba sorolhatók:

a) Szobahőmérsékleten végzett lassan növekvő húzó, nyomó, hajlító, csavaró és nyíró igénybevétellel végzett vizsgálat, valamint a keménységvizsgálatok túlnyomó többsége.

b) Nagyobb hőmérsékleten végzett vizsgálatok: — Ide tartozik a melegsakító és melegkeménység-mérő vizsgálat. Legfontosabb az állandó nyugvó terheléssel hosszú ideig végzett húzóvizsgálat, az ún. kúszási tulajdonságok vizsgálatára.

2. *Dinamikus igénybevételek.* Jellemzőjük, hogy az időben nem állandóak; mint pl. motorok indításánál, fékezésénél fellépő lökésszerű igénybevételek. Az ütészzerű igénybevételek hatásának vizsgálatára alkalmas dinamikus vizsgálatokhoz tartozik az ütve hajlító és ütve szakító vizsgálat. A dinamikus igénybevétellel való keménységmérés sztatikai tulajdonságot jellemez, ezért azok az 1. csoportba sorolandók. Hasonlóképpen az ütve hajlító vizsgálat is alkalmas sztatikus terhelésnél fellépő rideg törés feltételeinek jellemzésére.

3. A fárasztó igénybevételek tulajdonképpen a dinamikus igénybevételek egyik alcsoportját képezik, fontosságuknál fogva mégis külön csoportot képeznek, amelyeket az erőhatás időben ismétlődő változása jellemez (pl. robbanómotorok főtengelyén ható igénybevétel stb.). A fárasztóvizsgálat sokszor ismétlődő, az egyszeri hatásra törést okozó igénybevételnél kisebb, dinamikus jellegű terhelések hatásának vizsgálatára szolgál. Az igénybevétel módja szerint lehet húzó, nyomó, húzónyomó, hajlító, hajtogató, forgó-hajtogató vagy csavaró. Ritkábban használják az ütve fárasztó és a korróziós fárasztó vizsgálatokat.

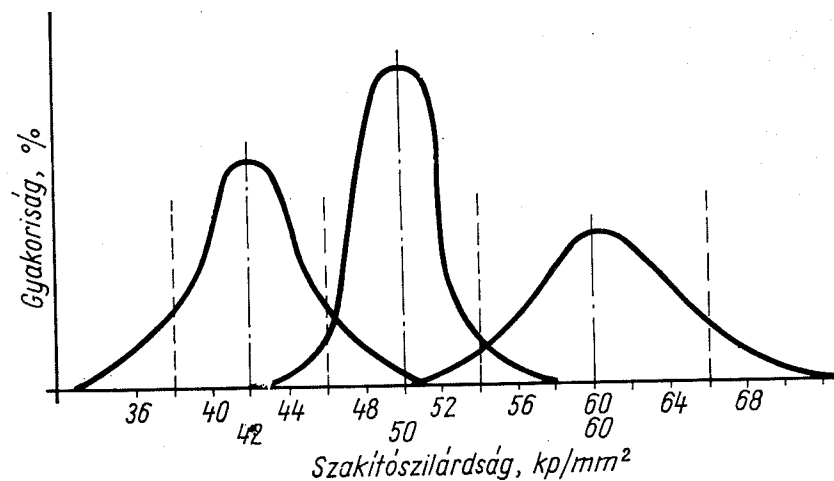
Fárasztó vizsgálatot szokás végezni szerkezeteken vagy szerkezeti elemeken és a szerkezet anyagából készült kis próbatesteken. Előbbi szilárdsági, utóbbi érzékenységi vizsgálatnak minősül.

A felsorolt igénybevételi módok a szerkezeti elemen egyszerre is felléphetnek, ilyenkor az alkalmazandó vizsgálati módokat az anyagra leginkább károsodást okozó igénybevétel alkalmazásával választják meg.

A szilárdsági vizsgálatok értékei általában még egynemű azonos anyagnál sem teljesen egyenlők, hanem több-kevesebb szórást mutatnak. Fontos kérdés, hogy az ilyen különböző értékekből melyik használható az anyag jellemzésére. Régebben az egyszerű számtani középértéket használták. Ez csak akkor engedhető meg, ha a középérték és az alsó és felső határérték közötti különbség nem nagy és az alsó határ is nagyobb a megkívánt értéknél. Ezért ilyen esetben mindig helyes megadni a két határértéket.

Szokás az ún. gyakorisági diagramok elkészítése különösen sok vizsgálati eredmény megítélésénél, amilyent a 272. ábra szemléltet. E diagramban a vízszintes tengelyen felrakott szilárdsági értékek fölé rajzolt előfordulási gyakoriság százalékban kifejezett értékei valamilyen haranggörbét adnak. A legnagyobb gyakoriság adja a jellemző értéket. A vizsgált adag annál homogénebb, minél magasabb és keskenyebb a „harangja”.

A mechanikai jellemzők meghatározásánál nehézséget okoz a nagy szórás. Nagy szórást mutatnak általában az ütő és a fásztó vizsgálati eredmények. A szórások csökkentése elérhető a próbatest-megmunkálás gondosságával és a vizsgálati körülmények azonosságának biztosításával. Ez azonban még nem elég. Jó jellemző érték



272. ábra. Három acélfajta szakítószilárdságának gyakorisági diagramja

nyerésére ilyenkor a matematikai statisztika tudományos elemző módszereit kell igénybe venni. Így kell meghatározni az egy bizonyos szóráshoz szükséges próbatetszámot. Az eredményekből pedig egy bizonyos törési valószínűséghez tartozó jellemző értéket matematikai statisztikai módszerrel számítják ki.

## 21. SZAKÍTÓKÍSÉRLET SZOBAHŐMÉRSÉKLETEN

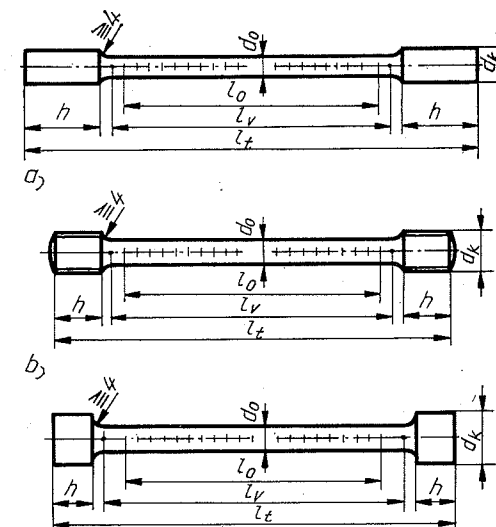
### 21.1. A szakítókísérlet és a szakítódiagramok jellemzése

A szakítókísérlet célja, hogy a fémek hűvös állapotban húzó igénybevételre való ellenállóképességét meghatározza. A szakítókísérletet úgy végzik, hogy a fémek anyagból kimunkált, vagy öntött szabványos próbatestet az e célra szolgáló anyagvizsgáló gépben a szabványban előírt sebességgel pontosan tengelyirányban húzzák.

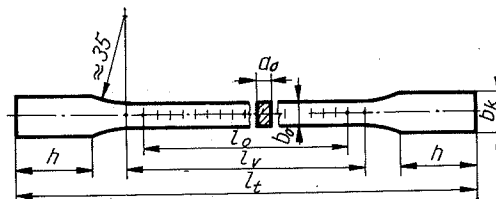
A szakítókísérlet során adatokat szereznek a próbatestre ható húzóerők nagyságára és az ezek okozta alakváltozására. A kísérletnél kapott eredmények függenek: a próbatest alakjától, méreteitől, felületi simaságától; a befogás módjától; a berendezés jószágától (pl. az erő- és alakváltozás mérésének pontosságától); a kísérlet lefolytatásának módjától; a terhelésnövelés egyenletességétől, de főleg a szakítás sebességétől.

A szakítókísérlethez használt próbatest általában egész hosszán hengeres, hasáb alakú, vagy alakos. Az egész hosszán hengeres, vagy hasáb alakú próbatestet rúdáruból vagy huzalból egyszerű darabolással veszik ki és teljes keresztmetszetében szakítják. Az így kapott eredmények a félkész áru terhbírását a leghívebben jellemzik, de a nyers felület a mérést nehezíti és a fejrész hiánya gyakran a próbatest fejében szakadását okozhatja.

Alakos próbatestet rúdáruból, lemezből, öntvényből vagy kovácsolt da-



273. ábra. Rúdáruból kimunkált szakító próbatestek



274. ábra. Lemezből kimunkált szakító próbatest

rabból munkálnak ki. Főbb típusait a 273., 274. és 275. ábrán látjuk. A 273. és 274. ábrák olyan fémes anyagok próbatestjeit mutatják, melyeknek szakítószilárdságán kívül az alakváltozó képességét is meg akarják határozni. Az öntöttvasnak maradó nyúlása olyan kicsi, hogy azt, mint anyagjellemzőt általában nem használják. Ezért ennél a szakítószilárdság meghatározására alkalmas 275. ábra szerinti próbatestet használják.

A 273. és 274. ábra szerinti próbatesteken három fő rész különböztethető meg: a mérések helyéül szolgáló  $l_0$  mérőhosszúság; a befogásra való  $h$  hosszúságú fejrész és e két rész között levő átmeneti szakasz. A szakító kísérlet eredményeinek meghatározására csak az  $l_0$  mérőhosszúságot szabad felhasználni.

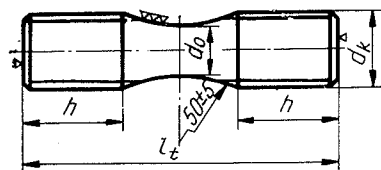
A mérőhosszúság a próbatest átmérője szerint  $l_0 = nd_0$ , ahol  $n$  legtöbbször 10 vagy 5.  $l_0 = 10d_0$  hosszúságú próbatestet arányos hosszú, az  $l_0 = 5d_0$  hosszúságú arányos rövid próbatestnek hívják. Négyzet keresztmetszetű próbatesteknél a keresztmetszet:  $A_0 = a_0b_0$ , ahol  $b_0 : a_0 \leq 4 : 1$ , vagyis a mérőhosszúságon belül a próbatest szélessége legfeljebb a vastagság négyszerese lehet. Az ilyen négyzet keresztmetszetű próbatestek mérőhosszúsága:

$$l_0 = 10d_0 = 10 \sqrt{\frac{4}{\pi} A_0} = 11,3 \sqrt{A_0} = 11,3 \sqrt{a_0b_0}, \quad (48)$$

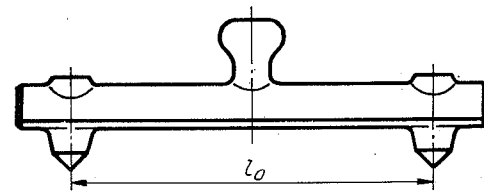
illetve az arányos rövid próbatesteké:

$$l_0 = 5d_0 = 5,65 \sqrt{A_0}. \quad (49)$$

A szakító kísérlet előtt a próbatesten erre a célra készült pontozóval (276. ábra) bejelölik a mérőhosszúságot és több helyütt megméri az átmérőjét, illetve vastagságát és szélességét. Az  $l_0$  hosszúságot osztóképen készített rövid karcokkal is szokás  $d_0$  vagy  $d_0/2$  mm-es közökre osztani.



275. ábra. Öntöttvas szakító próbatest

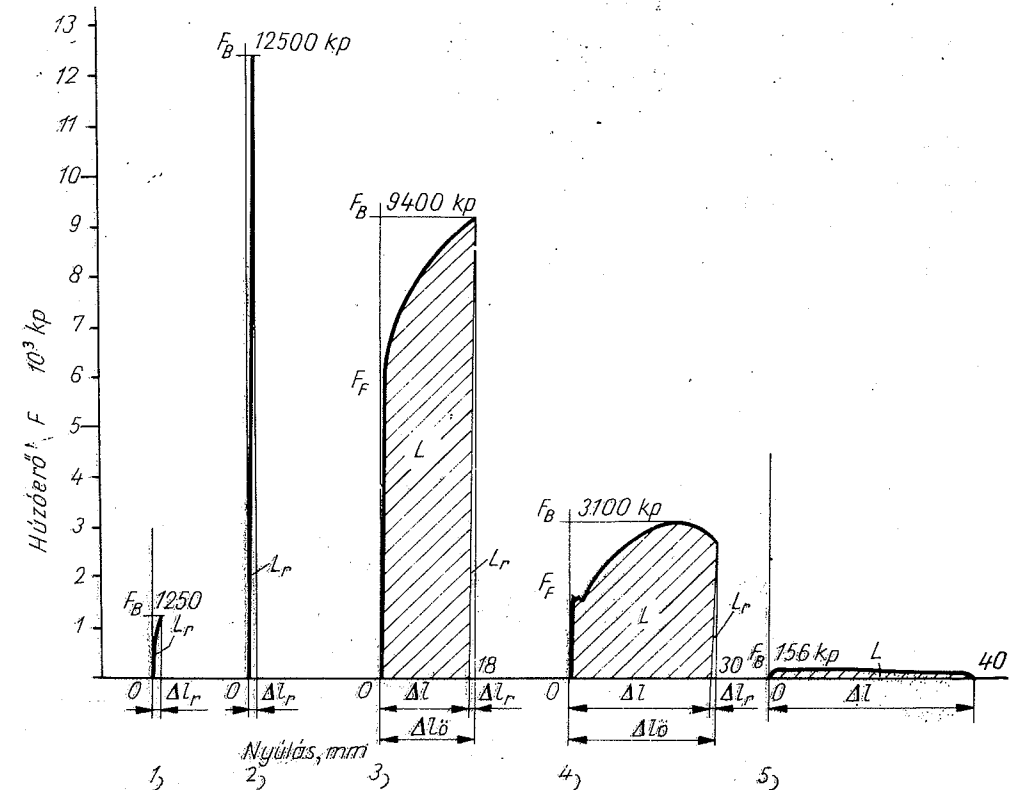


276. ábra. Az  $l_0$  mérőhosszúság kijelölésére való pontozó

A szakító kísérletet az egyetemes anyagvizsgálógépen a központosan befogott próbatest lassan növekvő terhelésével annak szakadásáig végzik. Kísérlet közben az erőmérő mutatója előtt tolt jelzőmutató megállása helyén a legnagyobb erőt lehet olvasni. Az elszakadt próbatest pontos összeillesztése után a jeltávolság legnagyobb értéke is megállapítható. Előbbiből a szakítószilárdság, utóbbiból a fajlagos nyúlás számítható.

A korszerű egyetemes anyagvizsgáló gépek fel vannak szerelve diagramfelvevő készülékkel. E diagram a próbatest mérőhosszúságú ( $l_0$ ) részének megnyúlását rajzolja fel a húzóerő függvényében. Az így keletkezett szakítódiagram bármely pontjának a függőleges tengely irányú koordinátája a pillanatnyi húzóerőt adja az erő léptékében ( $F$  kp), a vízszintes koordinátája pedig az  $l_0$  hosszúságú próbatest szakasz összes nyúlását adja a nyúlás léptékében ( $\Delta l$  mm).

A 277. ábra öt különböző fémes anyag szakítódiagramját tünteti fel. Az összehasonlíthatóság kedvéért mindegyik anyag próbateste  $d_0 = 10$  mm átmérőjű,  $l_0 = 100$  mm mérőhosszúságú; az erő léptéke egységesen  $1 \text{ mm} = 100 \text{ kp}$ , a nyúlás léptéke  $1 : 1$ . A 2. diagram, az edzett C 50-es (0,5% C-tartalmú ötvöztelen acél) szakítódiagramja: egyetlen ferde egyenes, mely alig tér el a függőlegetől. Ha a



277. ábra. Különböző fémes anyagok szakítódiagramjai. 1. öntöttvas (ö. 16, szürkevas). 2. edzett acél (C 50). 3. ötvözött szerkezeti acél nemesített állapotban (CrV 150). 4. ötvöztelen szerkezeti acél lágyított állapotban (C 15). 5. szinólom,  $d_0 = 10$  mm,  $l_0 = 100$  mm

húzó kísérlet közben a terhelést a szakadást okozó legnagyobb erő,  $F_B$  elérése előtt megszüntetik, akkor a diagramfelvevő készülék íróeleme a diagram ferde vonalán visszatér a kiindulási pontba. Az edzett acél húzó kísérlet során jelentkező megnyúlása a terhelés megszüntetése után eltűnik. Az ilyen visszafejlődő alakváltozást

*rugalmasnak* hívják. A legnagyobb rugalmas alakváltozást a szakadás pontjából a vízszintes tengelyre bocsátott merőleges, és a 0 pont közti távolság,  $\Delta l$ , adja\* Az edzett acél szakadásáig túlnyomóan csak rugalmas nyúlást szenved, maradó alakváltozást alig. *A maradóan nem deformálódó anyagokat rideg anyagoknak hívják.*

A 3 és 4 diagram szakadási pontjaiból a vízszintes tengelyre bocsátott függőleges talppontja és a 0 pont között jelentkező összes nyúlás ( $\Delta l_0$ ) két részből áll: a szakadási pontból a diagram kezdeti egyenes szakaszával párhuzamosan húzott (elméleti) egyenes talppontjáig tartó, egész kis  $\Delta l$ , rugalmas és az innen az 0 pontig tartó jól mérhető, nagy  $\Delta l$  maradó megnyúlásból. Ha az alakváltozást, az erő irányában történő nyúlást az erő elmozdulásának tekintjük, akkor, mivel az erő és az elmozdulás skaláris szorzata a munkát adja,

a szakítódiaagram területe a szakadásig végbement alakváltozás munkájával arányos.

A 3 és 4 diagram szerinti anyagokat, a nemesített ötvözött szerkezeti acélt és a lágított ötvöztelen szerkezeti acélt azt jellemzi, hogy

maradó alakváltozás közben keményednek és hogy alakváltoztatásukhoz tekintélyes nagyságú maradó alakváltozást okozó ( $L$ ) és viszonylag kis rugalmas alakváltozást okozó ( $L_r$ ) munka szükséges. Az ilyen anyagokat *szívós* anyagoknak nevezik.

A 277. ábra 5 diagramjának, az ólom szakítódiaagramjának nincs rugalmas, hanem csak maradó alakváltozási része. A szakítás során keletkező legnagyobb erő viszonylag nagyon kicsi:  $F_B = 156 \text{ kp}$  ( $d_0 = 10 \text{ mm}$ -nél). A maradó megnyúlása a többihez képest a legnagyobb ( $\Delta l = 40 \text{ mm}$ ,  $l_0 = 100 \text{ mm}$ -nél).

Az olyan anyagokat, amelyek a törésükig viszonylag kis erő hatására viszonylag nagy maradó alakváltozást szenvednek, és maradó alakváltozás közben nem keményednek, *képlékeny* anyagoknak hívják.

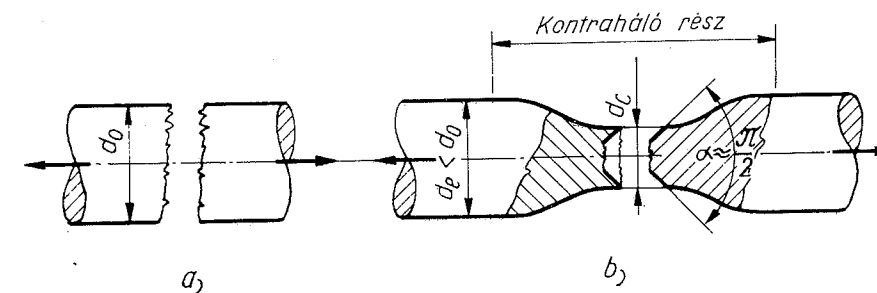
A képlékeny és a szívós anyagok közös jellemzője, hogy maradó alakváltozásra képesek. Megkülönböztetésük csak a maradó alakváltoztatásukhoz szükséges munka nagysága alapján lehetséges. (Ez az oka annak, hogy több anyagvizsgáló a csak képlékeny anyagokat is a szívós anyagok közé sorolja. Ezek szerint az anyagok csak két csoportba: a rideg és a szívós anyagok csoportjába sorolhatók.)

A 277. ábra 1 és 2 diagramjait összehasonlítva látható, hogy azonos keresztmetszetű próbatestet szakítva szürke öntöttvas szakításához tízed akkora erő szüksé-

\* A  $\Delta l$ , hosszúság 1 : 1 nyúláslépték és  $l_0 = 100 \text{ mm}$  adatoknál csak századmilliméter nagyságrendű. A diagramokban szemléletesség kedvéért van nagyítva.

ges, mint az edzett acéléhoz. Néha a töréshez szükséges erő nagysága alapján a rideg anyagok között is különbséget tesznek és a kis erővel törhető rideg anyagokat *törékenyeknek* hívják.

Az anyagok rideg és szívós jellege a szakítókísérletnél a próbatest törés utáni alakjában és a töret minőségében is megnyilvánul. Rideg anyagok elszakított próbatestjének darabjai teljes hosszukban megtartják eredeti keresztmetszetük méreteit, mert hiszen a rugalmas alakváltozásuk eltűnt. Törésfelületük nagyjában merőleges a húzóerő irányára és legtöbbször szemcsés (278a ábra).



278. ábra. Rideg (a) és szívós (b) anyagból készült próbatest alakja a szakadás környezetében

Szívós anyagokból készült szakító próbatesteken a maradó alakváltozás kétféleképpen folyhat le. A maradó alakváltozás megindulása után egy darabig a próbatest teljes hossza egyenletesen nyúlik, a keresztmetszete egyenletesen csökken. Ezt követően a nyúlás egy kisebb darabra korlátozódik (278b ábra) és e rész középső keresztmetszete erősen lecsökken ( $d_c$ ). A szakadás a kontrakció helyén egy közel 90 fokos kúpszögű felületen való csúszás után a tölcser fekéken a húzóerő irányára merőleges felületen szemcsés, rideg töréssel fejeződik be. A törés környezete tehát az anyag rideg, vagy szívós jellegét jól jellemzi.

## 21.2. A szakítókísérlettel meghatározható szilárdsági jellemzők

A szakítókísérlettel meghatározható jellemzők egy része az anyag teherviselő képességét, másik része pedig a maradó alakváltozó képességét jellemzi. Két különböző anyag tulajdonságait csak olyan szilárdsági és alakíthatósági számértékek alapján lehet összehasonlítani, amelyeket azonos méretű próbatestek szakításakor nyertek (ilyen értékeket tartalmaz a 277. ábra). Ennek a követelménynek nem mindig lehet eleget tenni. Ezért alakult ki az anyagvizsgálatban az a rendszer, hogy az anyagokat jellemző számértékeket a térfogat, a keresztmetszet vagy a hosszúság egységére számítják át. Az anyagvizsgálati jellemző számok tehát legtöbbször fajlagos számok. Vannak olyan anyagvizsgálati módszerek, melyeknek fajlagos jellemző

zót az igénybevételnek megfelelő egyéb számítással határozzák meg (pl. a hajlítós és csavarószilárdság).

Az anyagok fajlagos teherviselő képességét kifejező anyagjellemző számokat annak feltételezésével számítják, hogy a próbatest  $l_0$  mérőhosszúságán belül a fejrészeken átadott húzóerő a reá merőleges keresztmetszetekben egyenletesen oszlik el. Az erő irányára merőleges keresztmetszet egységére eső (fajlagos) erőt feszültségnek nevezik.

A szakítókísérletből közvetlenül két feszültségjellegű szilárdsági jellemzőt lehet megállapítani: a szakítószilárdságot ( $\sigma_B$ ) és néha a folyás határát ( $\sigma_F$ ).

A szakítószilárdságot úgy határozzák meg, hogy a szakítókísérlet alatt az erőmérő műszeren leolvasott, vagy a szakítódiaagram legmagasabb pontjából a függőleges tengelyre való vetítéssel meghatározott legnagyobb erőt ( $F_B$ ) osztják az eredeti keresztmetszettel ( $A_0$ ):

$$\sigma_B = \frac{F_B}{A_0} \quad (\text{kp/mm}^2). \quad (50)$$

A  $\sigma_B$  nem valódi feszültség, mert az  $F_B$  erő már az  $A_0$ -nál kisebb megváltozott keresztmetszeten oszlik el. Az anyagok húzóigénybevétellel való terhelhetőségének szilárdsági jellemző számául a  $\sigma_B$  fenti meghatározási módját a nemzetközi szabványokban azért rögzítették, mert az  $F_B$  és  $A_0$  mérése a leghatározottabban végezhető és biztonságot ad, mert a szakadáskor keltett valódi feszültség ennél biztosan nagyobb.

A folyás határát a szakítódiaagramból abban az esetben lehet meghatározni, ha a diagram a 277. 4 ábra szerinti alakú, tehát a „folyás”, a nagymérvű maradó alakváltozás kezdete az erő növekedésének szünetelése, vagy éppen csökkenése útján határozottan jelentkezik. A diagram kezdeti egyenes szakaszának legmagasabb pontja adja meg azt az erőt ( $F_F$ ), amelyből a folyás határát ( $\sigma_F$ ) rendszeren meghatározzuk:

$$\sigma_F = \frac{F_F}{A_0} \quad \text{kp/mm}^2. \quad (51)$$

Az így meghatározott folyás határát a folyás felső határának hívják, mert ennek elérése után a húzóerő sokszor csökken és egy darabig való ingadozás után kezd újból emelkedni. Az ingadozás legkisebb erejéből számítják a folyás alsó határát (291. ábra). Anyagjellemzőként a folyás felső határát használják. A folyás határáig a próbatest nagyjából csak rugalmas megnyúlást szenved, ami egész kicsi. Még kisebb a keresztmetszet rugalmas csökkenése. Ezért a folyás határa valódi feszültségnek tekinthető.

Az anyag maradó alakváltozó képességének is két jellemző értéke számítható ki a szakítókísérlet során: a fajlagos nyúlás ( $\epsilon$ , ill.  $\delta$ ) és a fajlagos keresztmetszetcsökkenés (kontrakció,  $\psi$ ).

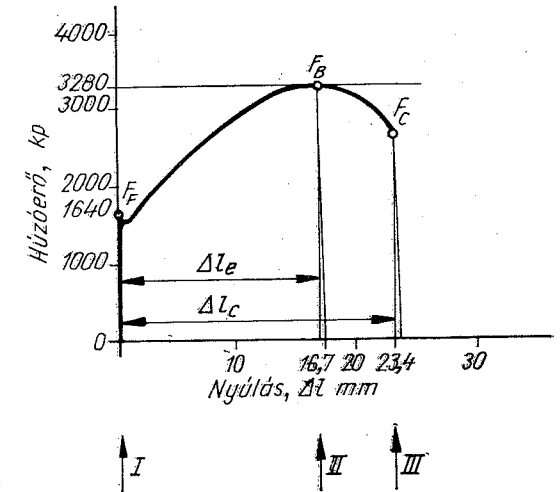
A fajlagos nyúlás jellemzésére a vizsgált  $l_0$  hosszúság  $\Delta l$  megnyúlásának a hosszegységre eső részét számítjuk. Ennek abszolút számban kifejezett nagysága:

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0}. \quad (52)$$

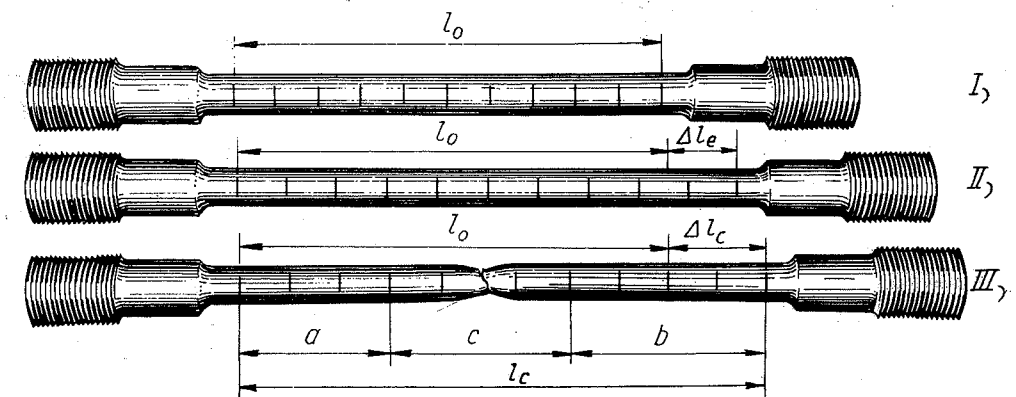
A gyakorlatban a fajlagos nyúlást százalékban szokták megadni. Ennek jele és nagysága:

$$\delta = \frac{\Delta l}{l_0} 100 \% = 100\epsilon, \quad (53)$$

A próbatest megnyúlásának lefolyását a szakítókísérlet közben viszonylag nagy maradó alakváltozást, nyúlást és kontrakciót mutató lágy acélnál a 279. és 280. ábrák szemléltetik. A 279. ábrán látható szakítódiaagram próbatestjének alakjait a szakítókísérlet I., II. és III. időpontjaiban a 280. ábrán látjuk. A terheletlen állapotú próbatest  $l_0$  (=100 mm) jeltávolságát 10 részre osztották. A terhelésnek  $F_F$ -ről  $F_B$ -re való növelése közben a próbatest minden egyes osztásköze egyenletesen nyúlik, úgy hogy a próbatest alakja az  $F_B$  erő elérésekor még végig hengeres (280. II.). Ekkor a jeltáv maradó megnyúlása  $\Delta l_e = 16,7$  mm.



279. ábra. Lágyított kis C-tartalmú ötvöztelen acél (C 15) szakítódiaagramja



280. ábra. A 279. ábrán közölt szakítódiaagram próbatestjének alakjai I. szakítás előtt, II. az  $F_B$  erő elérésekor, III. szakadás után

A szakítódiagramon a vízszintes tengellyel párhuzamos érintővel kijelölt érintési ponthoz ( $F_B$ ) tartozó  $\Delta l_e$  megnyúlás fajlagos értéke az ún. *egyenletes nyúlás*:

$$\varepsilon_e = \frac{\Delta l_e}{l_0}; \quad (54)$$

$$\delta_e = \frac{\Delta l_e}{l_0} 100 \% \quad (55)$$

Az  $F_B$  elérése után a szakítóerő csökken. Ennek oka az, hogy a további maradó alakváltozás a próbatest egy rövid szakaszára, a 278b) ábrán jelölt kontraháló részre korlátozódik. A 280. III. ábrán az *a* és *b* részhosszúságok nagyjából az egyenletes nyúlás határáig nyúltak, a szakító kísérlet utolsó szakaszában már csak a közepe *c* próbatestrész nyúlt tovább és az ún. *kontrakciós nyúlást* szenvedte. E nyúlás a próbatest kontraháló részének hossza mentén a törési helyig növekvő.

A próbatest maradó megnyúlása a szakadás után a tengelyirányban összeszorított próbatestrészeken határozható meg (280. ábra, III):

$$\Delta l_c = l_c - l_0,$$

és ebből a *maradó fajlagos nyúlás*

$$\varepsilon_c = \frac{\Delta l_c}{l_0} \quad (56)$$

és

$$\delta_c = \frac{\Delta l_c}{l_0} 100 \% \quad (57)$$

A  $\delta_c$  elvi jelölés helyett a gyakorlatban a  $\delta_{10}$  és  $\delta_5$  vagy általában  $\delta_n$  nyúlásértékekkel találkozunk. A  $\delta_{10}$  az  $l_0 = 10d_0$ , a  $\delta_5$  az  $l_0 = 5d_0$  és a  $\delta_n$  az  $l_0 = nd_0$  jel-távolságokon mért összes megnyúlásból számított fajlagos maradó nyúlás %-ban kifejezett értékét jelenti. A  $\delta_5$  főleg akkor előnyös, ha a próbatest kimunkálására rendelkezésre álló anyag az  $l_0 = 10d_0$  hosszúságú próbatestet csak nagyon kis keresztmetszettel adná ki. Szokás még  $\delta_5$ -öt mérni olyan anyagok vizsgálatánál, melyek kisebb nyúlásúak. Így az öntvényeknél általában  $\delta_5$ -tel jellemzik a fajlagos nyúlást.

A  $\delta_{10}$  és  $\delta_5$  mérőszámok értelmezését és azonos anyagnál jelentkező viszonylagos nagyságát a 281. ábra adja. Az  $l_0 = 10d_0 = 100$  mm jeltávolság 20 egyenlő részre volt osztva. Az osztóközök helyi nyúlását a hosszmentén függőlegesen felrakva megkapjuk a nyúlás eloszlási görbéjét. A  $\delta_{10}$  maradó fajlagos nyúlás %-ban a teljes görbe alatti területtel azonos területű  $l_{c10} = 10d_0 + \Delta l_{10}$  alapú derékszögű négyszög magassága. A  $\delta_5$  viszont a kontrahált részt tartalmazó  $l_{c5} = 5d_0 + \Delta l_5$  alapú derékszögű négyszög magassága. Kézenfekvő, hogy a  $\delta_5$  számértéke mindig nagyobb, mint a  $\delta_{10}$ -é, mert a megnyúlásnak nagyobb, kontrakciós része a  $\delta_5$ -nél kisebb alaphosszon oszlik meg, mint a  $\delta_{10}$ -nél.

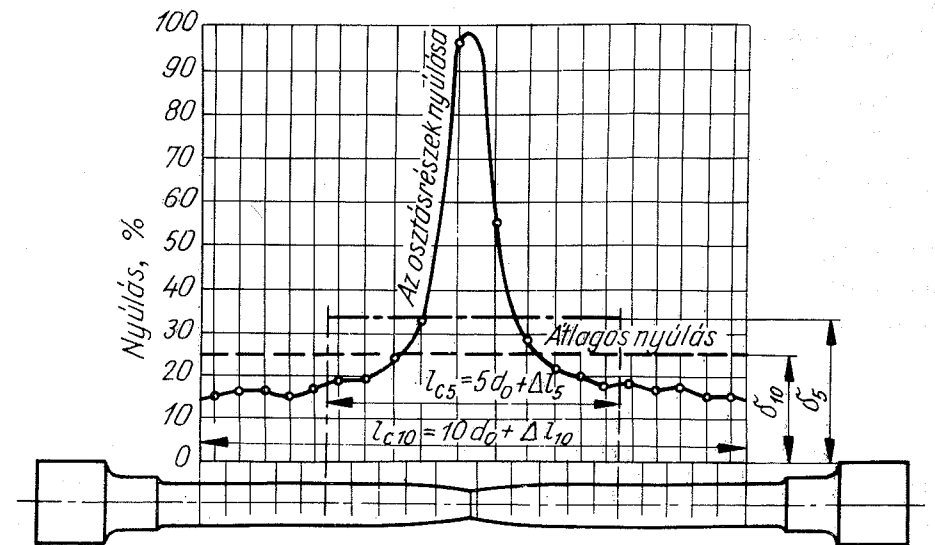
A nyúlások átszámítására *Rabbena – Bertella* tapasztalati képletét használhatjuk:

$$\frac{\delta_1}{\delta_2} = \left( \frac{l_2}{l_1} \right)^p, \quad (58)$$

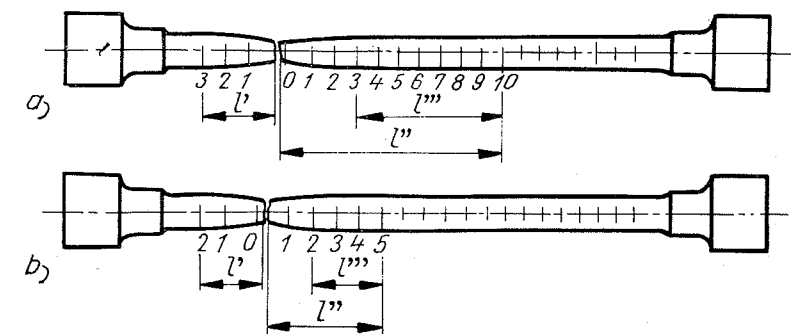
$$\frac{\delta_5}{\delta_{10}} = \left( \frac{10d}{5d} \right)^p = 2^p.$$

Ferrites lágyacélra  $p \approx 0,4$ ;  $\delta_5 \approx \frac{4}{3} \delta_{10}$ ;  $\delta_{10} \approx \frac{3}{4} \delta_5$ .

Perlites ötvözetlen acélra  $p \approx 0,33$ ;  $\delta_5 \approx \frac{5}{4} \delta_{10}$ ;  $\delta_{10} \approx \frac{4}{5} \delta_5$ .



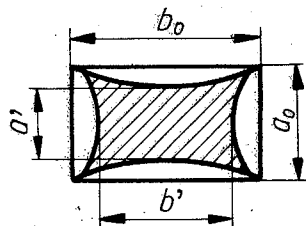
281. ábra. A maradó nyúlás eloszlása elszakított lágyacél próbatesten; a  $\delta_5$  és  $\delta_{10}$  értelmezése



282. ábra. A szélső harmadában kontrakcióval szakadt próbatest megnyúlt hosszának megállapítása. a)  $\delta_{10}$ , b)  $\delta_5$ -nél



A 281. ábrán a szakadás helye a próbatest jeltávolságának közepére van helyezve. A fajlagos maradó nyúlás ugyanis így kapható meg helyesen, ha a kontrahált rész a jeltávolság középső harmadába esik. A szakadás azonban gyakran ezen kívül a fejhez közelebb következik be. Ilyenkor a  $\delta_c$  helyes meghatározására felhasználják azt a tapasztalatot, hogy a próbatest helyi nyúlásait mutató görbe abban az esetben, ha a szakadás helye a jeltáv közepére esik, a szakadás helyére nagyjából tengelyszimmetrikus. Ezért abban az esetben, ha a kontrakciós szakadás a szélső harmadba esik, a  $\delta_c$  kiszámítására használt megnyúlt hosszúságot a 282. ábra szerint úgy határozzák meg, hogy a rövidebb darab megnyúlt hosszát kiegészítik a hosszabb darab szimmetrikus darabjával úgy, hogy a szakadás helye a közepre kerüljön. A 282. ábra szerint tehát a  $\delta_{10}$  kiszámításához felhasznált maradó megnyúlt hosszúság



283. ábra. Négyzög keresztmetszetű szakítópróbatest kontrahált keresztmetszete

való kivonása útján megállapított keresztmetszet-csökkenésnek az eredeti keresztmetszettel való osztásával nyerik. Rendesen %-okban kifejezett értéke

$$\psi = \frac{A_0 - A_c}{A_0} 100 \% \quad (59)$$

Az  $A_c$ -t hengeres próbatestnél a kontrahált átmérőből (278b),  $d_c$  számítják. Hasáb alakú próbatest kontrahált keresztmetszete a 283. ábra szerint homorú oldalélű. A  $\psi$  kiszámítására a kontrahált keresztmetszet legkisebb méreteit ( $a'$ ,  $b'$ ) használják fel.

### 21.3. A finom nyúlásméréssel meghatározható anyagjellemzők:

$$\sigma_{0,2}, \sigma_{0,02}, \sigma_{0,002}$$

A 277. 3 diagram olyan nagy nyúlású acél szakítódiagramja, amelynél a rugalmas alakváltozásból a maradóba való átmenet folyamatos. A közepes vagy nagyobb C-tartalmú ötvöztelen és ötvözött acélok, valamint az acél nemesített állapotát jellemzi az ilyen diagram. Az ilyen acélok, illetőleg fémötvözetek jellemzésénél a folyás határát helyettesíti az ún. 0,2-es határ:  $\sigma_{0,2}$ . Ez az a feszültség, amely a próbatest  $\delta = 0,2\%$ -os maradó nyúlást okozó terhelésénél keletkezik:

$$\sigma_{0,2} = \frac{F_{0,2}}{A_0} \quad \text{kp/mm}^2 \quad (60)$$

A 0,2-es határt elvileg úgy kellene meghatározni, hogy a szakítódiagramot a 0,2% maradó megnyúlást jelző pontból a kezdeti egyenes szakasszal párhuzamosan bemetszik és az így nyert  $F_{0,2}$  erőt osztják  $A_0$ -lal. A gyakorlatban azonban ezt a szerkesztést nem lehet végrehajtani, mert az  $l_0 = 100$  mm és pl. 1 : 1 nyúláslépték mellett a vízszintes tengelyen mért távolság 0,2 mm lenne, ami beleesik a vonalvastagságba. Ezért a 0,2-es határ megállapítását úgy végzik, hogy a szakítógéphe befogott próbatestre olyan nyúlásmérő eszközt szerelnek, amellyel 0,01 mm pontossággal tudják mérni a terhelésfokozatokhoz tartozó megnyúlásokat. A 0,2-es folyáshatár mérésénél kétféle módon lehet eljárni:

1. Fokozatosan növekvő  $F_1, F_2 \dots F_i$  kp-dal terhelik a próbatestet és mindegyik terhelésnél leolvassák a  $\Delta l_{\delta 1}, \Delta l_{\delta 2} \dots \Delta l_{\delta i}$  mm összes (rugalmas és maradó) megnyúlásokat. Ezeket az értékeket táblázatba foglalják. Kiszámítják a

$$\sigma_i = \frac{F_i}{A_0} \dots \sigma_i = \frac{F_i}{A_0} \quad \text{kp/mm}^2 \quad \text{feszültségeket, valamint a hozzájuk tartozó}$$

$$\varepsilon_{\delta i} = \frac{\Delta l_{\delta i}}{l_0} \dots \varepsilon_{\delta i} = \frac{\Delta \varepsilon_{\delta i}}{l_0} \quad \text{összes fajlagos nyúlásokat. Az összetartozó értékekből}$$

feszültség — fajlagos nyúlás diagramot szerkesztenek úgy, hogy az  $\varepsilon_{\delta}$  fajlagos nyúlás léptékét pl. 10 000 : 1-re, ennek megfelelően a  $\delta_{\delta}$  százalékos nyúlás léptékét 100 : 1-re választják. Így szerkesztették meg a 284a diagramot.

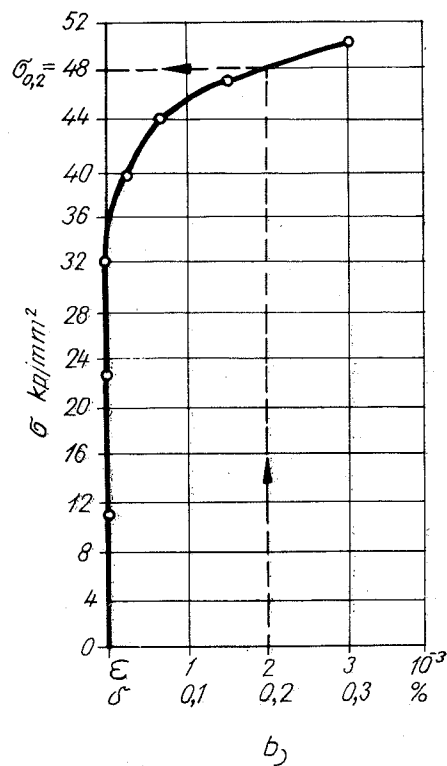
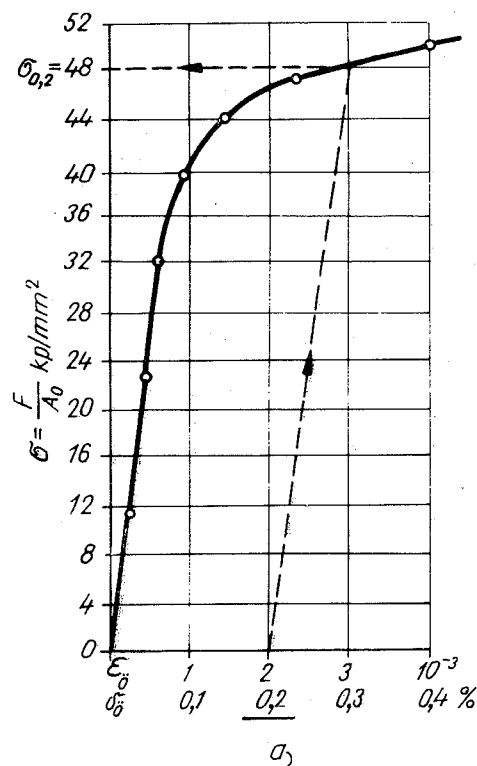
A 0,2-es határt úgy kapják meg, ha a vízszintes tengelyen megkeresik az  $\varepsilon = 2 \cdot 10^{-3}$  ( $\delta = 0,2\%$ ) pontot és a diagram kezdő egyenesével párhuzamosan vetítik a görbére. A diagram természetesen elkészíthető úgy is, hogy a függőleges tengelyre az erőket rakják fel kp-ban, a vízszintes tengelyre pedig a mért összes megnyúlásokat mm-ben. A 0,2%-os fajlagos maradó nyúlásnak megfelelő helyről a kezdő egyenessel párhuzamos vetítéssel nyert erőből az  $A_0$ -lal való osztás adja a  $\sigma_{0,2}$ -t.

2. A másik módszernél a terhelési fokozatok után megszüntetik a terhelést és így mérik a maradó nyúlásokat. A  $\sigma - \delta$  diagram a 284b ábra szerint olyan, hogy kezdő egyenes a függőleges tengelybe esik. A vetítést a  $\delta = 0,2\%$ -nak megfelelő tengelypontból ekkor függőlegesen végzik.

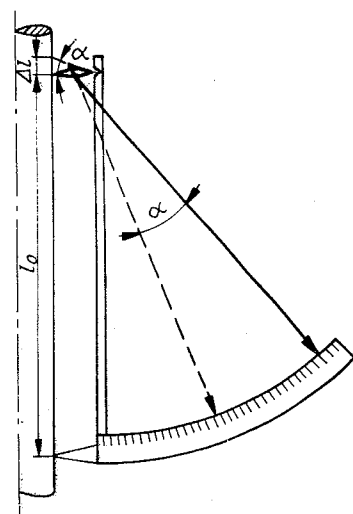
A rugalmasság határának azt a húzófeszültséget fogadják el, amely 0,002% vagy 0,02% maradó nyúlást okoz. Az első a

$$\sigma_{0,002} = \frac{F_{0,002}}{A_0} \quad \text{kp/mm}^2, \quad \text{a második a} \quad \sigma_{0,02} = \frac{F_{0,02}}{A_0} \quad \text{kp/mm}^2,$$

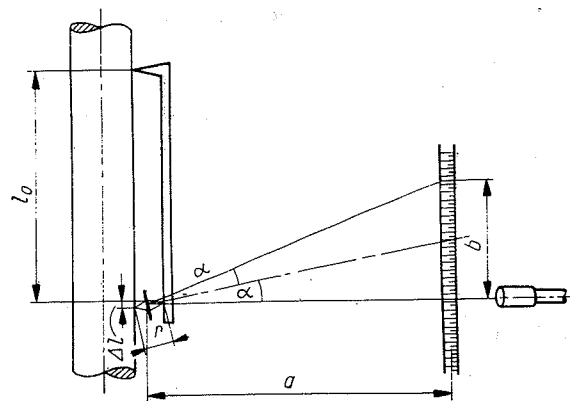
a 0,002-es, illetve 0,02-es rugalmassági határ. Megállapításuk lényegileg azonos módon történik, mint a 0,2-es határé, de a két nagyságrenddel kisebb nyúlásokat nagyobb nagyítást lehetővé tevő finom nyúlásmérőkkel kell megállapítani. A szerkesztésnél a nyúlás léptékét nagyobbra választják, pl.  $\delta\%$  léptékét 1000 : 1-re. Ekkor az  $l_0 = 100$  mm-es jeltávolság miatt a 0,002%-os pont a 0 ponttól 2 mm-nyire esik, tehát a vetítés még jól végezhető.



284. ábra. A 0,2-es határ meghatározása nyúlásméréssel és szerkesztéssel



285. ábra. Nyúlásmérés elve a Martens—Kennedy-készülékkel



286. ábra. A Martens-tükrös nyúlásmérő elve

A 0,2-es, 0,02-es és 0,002-es határok mérésére mérőórás, karátteles mechanikus nyúlásmérőket, tenzométereket, vagy villamos ellenállás-változáson alapuló nyúlásmérő bélyegeket használnak.

A mechanikus nyúlásmérésnek a 0,2-es határ meghatározására alkalmas egyik módszerét mutatja a 285. ábra. Az éles prizma próbatesten levő élének  $\Delta l$ -lél való elmozdulását, az  $l_0$  ugyanakkora megnyúlását a reá erősített mutató az ívben elhelyezett skálán 25-szörös nagyításban mutatja. A mérés hibája, a prizma magasságának megfelelő  $r = 4$  mm sugarú  $\alpha$  szögű ívhossz és a  $\Delta l$  befogó közötti különbség, elhanyagolható. A mérés pontosságát azzal fokozzák, hogy egymással szemben két készüléket szerelnek a próbatestre. A megnyúlás helyes értékéül a két műszer kitérésének középértékét használják.

A 0,02 és 0,002 rugalmassági határok mérésére legrégebben a Martens-tükrös nyúlásmérőt használják (286. ábra). Ennek alapja ugyanaz, mint az előbbié, csak a mutatót a prizma erősített tükrötől  $a = 250 r = 1000$  mm távolságban felállított skálán elmozgó sugár helyettesíti. Míg a prizma próbatesten levő éle követi a  $\Delta l = r \sin \alpha$  elmozdulást, a tükröz  $\alpha$  szöggel való elfordulásakor a rajta visszaverődő fénysugár  $2\alpha$  szöggel fordul el. A skálán leolvasott távolság  $b = a \tan 2\alpha$ . Az  $\alpha$  szög kicsisége miatt  $\tan 2\alpha = 2 \sin \alpha$  és így

$$\frac{\Delta l}{b} = \frac{r \sin \alpha}{a \tan 2\alpha} = \frac{r \sin \alpha}{a 2 \sin \alpha} = \frac{r}{2a}$$

$$\Delta l = b \frac{r}{2a} \quad (61)$$

Itt is a próbatest mindkét oldalán felszerelt készülékkel mérnek és  $b = \frac{b_1 + b_2}{2}$ -vel számolnak.

Gyakran használt mechanikus nyúlásmérő az 1200 : 1 nagyítású tenzométer, amelyet rövidebb 20—5 mm jeltávolságokon használnak. Egy kivitelének vázlatos rajzát a 287. ábra mutatja. Az  $l_0$  jeltávolság változásakor a  $H_1$  hosszú  $c$  kar az élétől  $h_1$  távolságban levő tengelye körül elfordul és elforgatja a  $h_2$  karon a  $H_2$  hosszú mutatót. A műszer nagyítása tehát

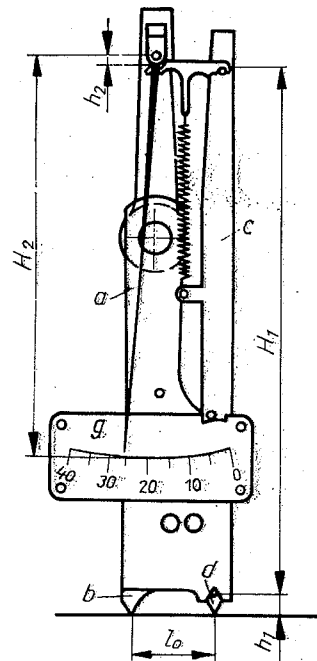
$$N = \frac{H_1 H_2}{h_1 h_2}$$

Az ellenállás-változás mérésén alapuló nyúlásmérés abból a megfigyelésből fejlődött ki, hogy a fémek elektromos ellenállása az alakváltozással megváltozik. Ha a 288a ábra szerint egy  $l_0$  jeltávolságra csévél  $\Sigma l_0$  hosszúságú  $R$  ellenállású vezető műanyagba szöve, azt a mérendő darabra műgyantával vagy nitro-cellulóz alapú ragasztóval felerősítik úgy, hogy az a próbadarabbal együtt változtatja alakját, akkor a huzal  $R$  ellenállása  $\Delta R$ -rel megváltozik. Ha a huzal anyaga megfelelő, elérhető, hogy az alakváltozással az ellenállás változása lineáris legyen. A  $\Delta R$  és  $R$  viszonya tehát

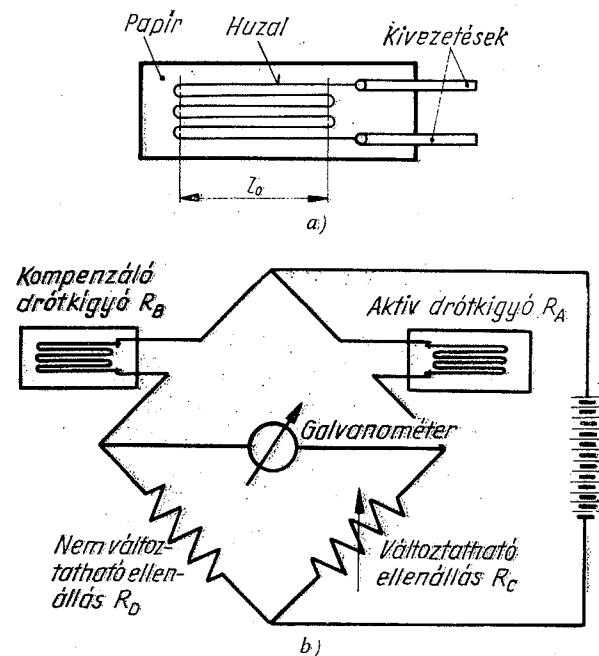
$$\frac{\Delta R}{R} = \eta \epsilon, \quad (62)$$

ahol  $\eta$  a nyúlásmérő szalag érzékenysége, mely a leggyakrabban használt huzaloknál: 1,8—3,2. A huzalok anyaga általában: konstantán vagy mangánin. A mérő-ellenállásos nyúlásmérő sztatikai és dinamikus mérésekre egyaránt alkalmas. Sztatikai mérésekhez kiterjedten az ellenállás-változást Wheatston-híddal, kompenzációs méréssel végzik a 288b ábra szerint.

Az ellenállások hőmérséklettől való ingadozását kompenzáló bélyeggel küszöbölik ki, melynek azonos hőmérsékletűnek kell lennie a mérő bélyeggel. Az aktív



287. ábra. Tenzométer



288. ábra. a) Nyúlásmérő ellenállás-bélyeg, b) a Wheatstone-híd kapcsolási vázlata méréskor

(mérő) bélyeg ellenállás-változását az  $R_C$  változtatásával mérjük le úgy, hogy a galvanométer 0 áramot mutasson. Így az

$$R_A = R_C \frac{R_B}{R_D}$$

$R_B$  és  $R_D$  állandó, tehát

$$R_A = CR_C$$

A mérendő próbatest vagy tárgy terhelésekor az aktív bélyeg kezdeti ellenállásának ismeretében rendre lemérhető az  $F_1, F_2 \dots F_i$  erők hatására bekövetkezett  $\Delta R_1, \Delta R_2 \dots \Delta R_i$  értékek az  $R_C$  változtatásával.

$$\frac{\Delta R}{\eta R_A} = \varepsilon \quad \text{így meghatározható.}$$

A bélyeg, azaz az  $\varepsilon$  irányába eső feszültség pedig:

$$\sigma = \frac{\Delta R}{\eta R_A} E \quad \text{alapján adódik.}$$

A finom nyúlásmérésekkel kísérletileg igazolható a rugalmas alakváltozást mutató anyagokra vonatkozó törvényszerűség (Hooke-törvény), hogy a rugalmas alakváltozás alatt a fajlagos alakváltozás arányos a feszültséggel:

$$\sigma = E\varepsilon. \quad (63)$$

Az  $E$  arányossági tényezőt rugalmassági modulusznak nevezik. Mérése nagy érzékenyséű és nagy pontosságú, tehát pl. a 0,002-es rugalmassági határ meghatározására alkalmas berendezéssel történhet. Kiszámítását úgy végzik, hogy két terhelési lépcső között keletkező feszültségkülönbséget osztják a hozzájuk tartozó összes fajlagos nyúlások különbségével:

$$E = \frac{\Delta \sigma}{\Delta \varepsilon} = \frac{\sigma_k - \sigma_i}{\varepsilon_{\delta k} - \varepsilon_{\delta i}} = \frac{(F_k - F_i) l_0}{(l_k - l_i) A_0} \quad \text{kp/mm}^2. \quad (64)$$

Az  $E$  dimenziója egyezik a  $\sigma$ -éval, mert a  $\varepsilon_{\delta}$  dimenzió nélküli viszonyszám. Az  $E$  átlagos értékét több ( $n$ ) terhelési lépcsőn végzett mérésből számítják:

$$E = \frac{1}{n} \left( \sum_{i=1}^n \frac{\Delta \sigma_i}{\Delta \varepsilon_{\delta i}} \right). \quad (65)$$

## 21.4. Valódi feszültségi diagram

A szakítókérdésnél a szakító gép automatikusan felrajzolja a szakítódiagramot, mely az erőt (kp) az összes nyúlás (mm) függvényében ábrázolja. Ha az erőt a szakítószilárdság meghatározásához hasonlóan az eredeti keresztmetszetre, a nyúlásokat pedig a jeltávolság hosszegységére vonatkoztatják, akkor az  $F-\Delta l$  szakítódiagramból a tengelyek átjelölésével  $\sigma-\varepsilon$  vagy  $\sigma-\delta$  feszültség — fajlagos nyúlás diagramot nyerik. Ez a diagram azonban nem írja le a húzófeszültségnek a megnyúlás szerinti tényleges változását, mert a próbatest terhelése közben nemcsak az erő, hanem a keresztmetszet is folyamatosan változik.

A szakítódiagramból úgy lehet szerkeszteni valódi feszültségi diagramot, ha a terhelőerőkhöz meghatározzák az azokhoz tartozó megváltozott keresztmetszeteket és e tényleges összetartozó értékek osztásával kiszámítják a valódi feszültségeket. A valódi feszültségeket a fajlagos megnyúlás függvényében csak az egyenletes nyúlás határáig, a szakítódiagram legmagasabb, a nyúlástengellyel párhuzamos érintő első érintési pontjáig lehet ábrázolni. A kontrakciós nyúlás alatt ugyanis a csökkenő erőkől számítható feszültségek pontosan számíthatatlan helyi nyúlásokhoz tar-

toznak. Kontraháló anyagok valódi feszültségi ábráit azért célszerűbb a fajlagos keresztmetszet-csökkenés:

$$\psi' = \frac{A_0 - A}{A_0} \cdot 100\% \text{ függvényében ábrázolni.}$$

A valódi feszültséget megkülönböztetésül  $\sigma'$ -vel jelölik. Az egyenletes nyúlás határáig összefüggését a fajlagos nyúlással a térfogatállandóság feltételéből lehet számítani. Egész kis ritkulástól eltekintve ez a feltétel a szakítókísérlet alatt teljesül. A pillanatnyi térfogatot  $V$ -vel, erőt  $F$ -fel, jeltávot  $l$ -lel, az összes fajlagos nyúlást  $\varepsilon_\delta$ -vel, illetve annak %-os értékét  $\delta_\delta$ -vel, mindezek kezdeti értékeit  $0$  indexszel jelöljük.

$$V = V_0$$

$$Al = A_0 l_0$$

$$A = A_0 \frac{l_0}{l}$$

$$\varepsilon_\delta = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{l}{l_0} - 1;$$

$$\frac{l}{l_0} = 1 + \varepsilon_\delta.$$

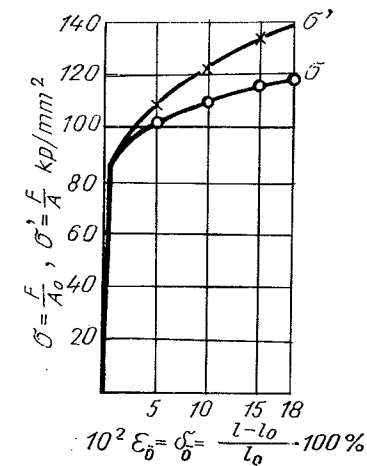
Az  $\varepsilon_\delta$  fajlagos nyúláshoz tartozó megváltozott keresztmetszet:  $A = \frac{A_0}{1 + \varepsilon_\delta}$ , a hozzátartozó valódi feszültség

$$\sigma' = \frac{F}{A_0} (1 + \varepsilon_\delta) \quad \text{kp/mm}^2. \quad (66)$$

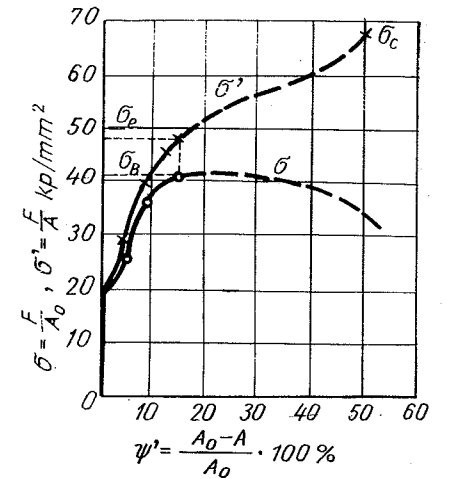
A  $\sigma' - \varepsilon_\delta$  függvényt a szakítódiagram  $F_B$ -ig terjedő részéig úgy szerkesztik meg, hogy a felvett különböző fajlagos nyúlásoknak megfelelő  $\Delta l_\delta$ -khöz tartozó  $F$  értékeket a kiszámított  $A$  megváltozott keresztmetszetekkel osztják és az összetartozó  $\varepsilon_\delta$ , ill.  $\delta_\delta$  és  $\sigma'$  értékeket diagramba rajzolják. A 289. ábra a 277. 3 ábra szerinti  $F - \Delta l$  diagramból megszerkesztett  $\sigma = \frac{F}{A_0}$  és  $\sigma' = \frac{F}{A}$  feszültségek  $\varepsilon_\delta$ , illetve  $\delta_\delta$  szerinti változását tünteti fel. Kontrakcióval szakadó anyagoknál szokásos  $\sigma' - \psi'$  görbét a  $\sigma - \psi'$  görbével szembeállítva mutat a 290. ábra. Ennek a diagramnak kísérleti meghatározása a  $F_B$  erőig a szakítódiagramból számítható a  $\Delta l_\delta$ -höz tartozó  $\psi'$  kiszámításával:

$$\psi' = \frac{A_0 - A}{A_0} \cdot 100 = \frac{A_0 - A_0 \frac{1}{1 + \varepsilon_\delta}}{A_0} \cdot 100 = \left(1 - \frac{1}{1 + \varepsilon_\delta}\right) 100 = \frac{\varepsilon_\delta}{1 + \varepsilon_\delta} 100;$$

$$\psi' = \frac{\delta_\delta}{1 + \varepsilon_\delta} \% \quad (67)$$



289. ábra. Szívós acél valódi és látszólagos feszültségi diagramja, a fajlagos nyúlás függvényében



290. ábra. Lágyacél valódi és látszólagos feszültségi diagramja a kontrakció függvényében

Az így kiszámított  $\psi'$ -höz tartozó valódi feszültség az egyenletes nyúlás határáig

$$\sigma' = \frac{F}{A_0} (1 + \varepsilon_\delta).$$

Az  $F_B$  erőn túl az egyes  $\psi'$  értékekhez tartozó  $\sigma'$  értékeket úgy határozzák meg, hogy a szakítógépet többször leállítják, leolvassák a húzóerőt és megméri az addig bekövetkezett legnagyobb keresztmetszet-csökkenés helyén a próbatest keresztmetszetét.

A kontrakcióval szakadó anyagoknál elméletileg jelentős érték az egyenletes nyúlás határa, az a valódi feszültség, mely a szakítókísérlet alatt a próbatest minden keresztmetszetében uralkodik akkor, amikor az egyenletes nyúlás eléri a legnagyobb értékét. Ez gyakorlatilag egybeesik a legnagyobb erőhöz ( $F_B$ ) tartozó nyúlással. Ekkor a fajlagos nyúlás  $\varepsilon_{e\delta}$  és az  $A = A_e$ , az egyenletes nyúlás határára keletkező valódi feszültség.

$$\sigma_e = \frac{F_B}{A_e} = \frac{F_B}{A_0} (1 + \varepsilon_{e\delta}) = \sigma_B (1 + \varepsilon_{e\delta}) \quad \text{kp/mm}^2. \quad (68)$$

A  $A_e$  gyakorlati közelítő meghatározása kétféleképpen történhet: a szakítódiagramból meghatározzák az  $F_B$ -hez tartozó  $\varepsilon_{e\delta}$ -t, vagy az elszakított próbatest egyenletesen megnyúlt osztásrészsein lemérik a  $d_e$  értékeket és azok középértékéből számítják ki az  $A_e$ -t.

A valódi húzófeszültségek diagramjának utolsó feszültségértéke a szakadáskor

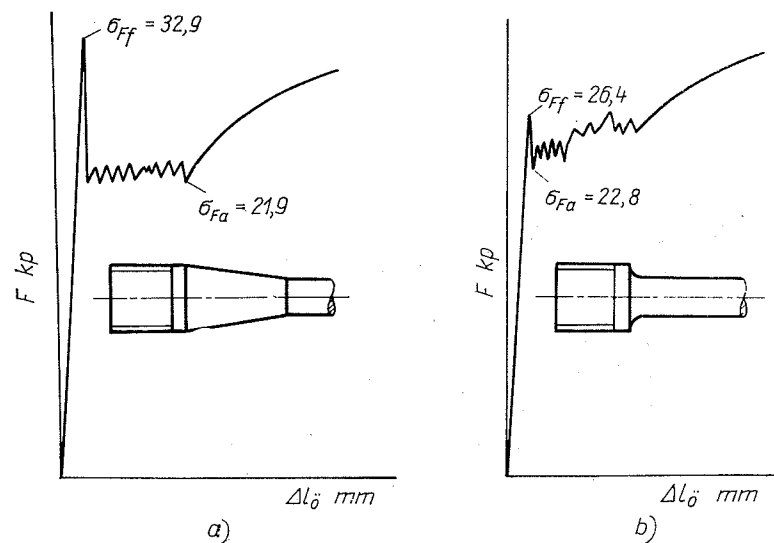
mért erő  $F_c$  és a hozzátartozó keresztmetszet, tehát a kontrakcióval szakadó anyagoknál a kontrahált keresztmetszet,  $A_c$  hányadosa.

$$\sigma_c = \frac{F_c}{A_c} \quad \text{kp/mm}^2. \quad (69)$$

E két érték meghatározása nagy gonddal sem sikerül tökéletes pontossággal, így a gyakorlatban meghatározott  $\sigma_c$  mindig csak tájékoztató jellegű.

## 21.5. A próbatest alakjának, méretének és a húzás sebességének hatása az eredményekre

A gépalkatrészek méretezésének alapja sokszor a folyáshatár. Méretezéskor a szerkezeti elemek keresztmetszeteiben feltételezett feszültségértéket az anyag folyáshatárával, illetőleg az ezáltal korlátozott megengedett igénybevétellel hasonlítják össze. Ezért van jelentősége a folyáshatár szabatos ismeretének.



291. ábra. Azonos acél folyáshatárjai a szakítópróbatest fejrészének különböző kialakításánál

A fémes anyag „megfolyása” a szakítókérdésnél a 291. ábra szerint úgy jelentkezik, hogy a húzóerő a rugalmas alakváltozás után hirtelen csökken, vagy legalább állandó marad, miközben a próbatest a fejrésztől kiindulva teljes hossza mentén nagymérvű, 1—2% maradó megnyúlást szenved. A folyás során mérhető legnagyobb erőből számítják a felső folyáshatárt, a legkisebb erőből számítják az alsó folyáshatárt. A gyakorlatban a felső folyáshatárt használják anyagjellemzőül.

Ezért fontos az a megfigyelés, amelyet a 291a és b ábrájának összehasonlítása rögzít, hogy

azonos anyag felső folyáshatára lényegesen, 20—25%-kal nagyobb értékkel jelentkezik, ha a próbatest fejrészének átmenetét a hengeres részébe egyszerű lekerekítés helyett enyhe kúposzággal képezik ki. Az alsó folyáshatárt a fej kiképzése csak kevésbé módosítja.

A gyakorlatban a gépalkatrészek váll-átmeneténél csak a lekerekítések fordulnak elő, azért a folyáshatár kísérleti meghatározására leggyakrabban ilyen alakú próbatestet használnak.

A próbatest mérőhosszúságán is van hatása a keresztmetszet alakjának a folyási határra: minél rövidebb a keresztmetszet kerülete, annál nagyobb erő tudja megindítani a folyást. Hengeres próbatest adja a legnagyobb, azonos anyagból készült azonos területű négyzetes kisebb és téglalap keresztmetszetű a legkisebb folyáshatárt.

A szakítószilárdság nagysága is függ a keresztmetszet alakjától és méretétől. Megfigyelés szerint a  $\sigma_B$  annál nagyobbak adódik, minél kisebb a próbatest keresztmetszete. Ezért szabványosították az ún. normális próbatest átmérőjét  $d_0 = 20$  mm-ben. A 10 mm átmérőjű próbatesten 10%-kal nagyobb szakítószilárdságot mérhetnek ugyanazon az anyagon. Négyeszeres keresztmetszetenövelés 10%-os csökkenést okozhat a  $\sigma_B$  mérésénél.

A szakítás sebessége is hat a mért feszültségértékekre. A folyás nagy képlékeny alakváltozás útján megy végbe. A maradó alakváltozás megindulásánál a terhelés sebességének növelésekor hiszterézis jelensége lép fel: a folyás a terhelés sebességének növelésekor egyre nagyobb erőnél indul meg, tehát a folyáshatárt nagyobbak mérik. Az a terhelési sebesség, amelynek közelében a folyáshatár már csak kissé változik, a  $v = 0,05$  mm/s. Ennek az  $l_0 = 100$  mm-es jeltáv mellett  $\Delta\delta_s = 0,3\%/min$  nyúlásváltozás felel meg. A szabványban ezt a sebességet írják elő arra az esetre, ha a folyáshatár szabatos meghatározása szükséges.

Ha a terhelés sebességét  $v = 0,1$  mm/s-ra, a megengedett érték 20-szorosára fokozzuk, a folyáshatár kb. 4 kp/mm<sup>2</sup>-rel nagyobb értékkel jelentkezik, mégpedig pl. a  $\sigma_F = 28, 36$  és 42 kp/mm<sup>2</sup> folyáshatárú acéloknál egyaránt és így 32, 40, illetve 46 kp/mm<sup>2</sup> adódik.

A folyáshatár meghatározására a szabványos sebességet az egész szakítás alatt fenntartani nem szükséges és nem is gazdaságos. Egy  $\delta_{10} = 30\%$  nyúlású  $l_0 = 100$  mm jeltávú próbatest teljes elszakítása ugyanis  $v = 0,005$  mm/s sebességgel 100 percet venne igénybe. Ezért a maradó alakváltozás megkezdése, a folyáshatár jelentkezése után a szakítás sebessége növelhető úgy, hogy a nyúlás sebessége  $\frac{\Delta l}{\Delta t}$  mm/min legfeljebb 0,25  $l_0$  legyen. Ennek a 100 mm-es jeltávnál 0,417 mm/s, tehát a folyáshatár méréséhez előírtnak több, mint 80-szorosára felel meg. Az ilyen sebességnél a folyáshatár már nem is mindig jelentkezik.

A szakítás sebességének további növelése a folyás határát egész a szakítószilárdságig növeli, sőt a szakítószilárdságot is megnöveli. Szélső esetben az egész hirtelen ún. kritikus sebességgel való szakításnál a próbatestnek nincs ideje az alakváltozásra és így a szívós és képlékeny anyag is maradé nyúlás nélkül, de jóval nagyobb erő hatására szakad, mint a szabványos sebességnél.

## 21.6. A szakító kísérlet berendezései

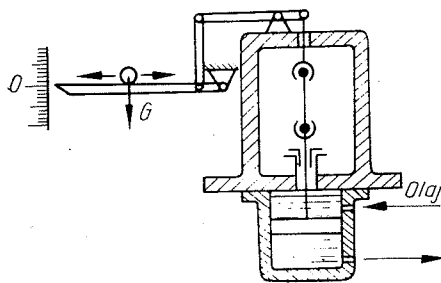
A szakító gépek feladata, hogy a szakítandó próbatest központos befogását lehetővé tegyék, azt lassan, lehetőleg egyenletesen növekvő erővel terheljék és a terhelő erőt mérijék. Korszerű szakító gépek még a húzóerő—nyúlás görbe felrajzolására alkalmas diagramfelvevő készülékkel is el vannak látva.

A szakító gépek egyik csoportjánál a próbatest húzását mechanikus szerkezettel úgy végzik, hogy a gép mozgó befogó fejét forgásában gátolt ékvezetésű csavarorsóhoz erősítik, és azt csavarkerék agyában kimunkált anyával húzzák meg. Végezhetik a húzást hidraulikus úton is úgy, hogy a mozgó befogó fejet egy dugattyú rúd végére erősítik és a dugattyú hengerébe fojtószelepen át bevezetett olajnyomással húzzák meg.

A húzóerő mérésére *a)* a mérleggel és *b)* a manométerrel való mérést alkalmaznak. Nem nagy pontosságot kívánó méréseknél előfordul a mérődobozos mérés is. A legpontosabb mérést a mérleggel való mérés teszi lehetővé. A legelső szakító gépeket karátteles mérlegként kialakított erőmérleg berendezéssel szerkesztették, melyet súlyok felrakásával hoztak egyensúlyba. A fejlődés során a következő erőmérő rendszerek alakultak ki:

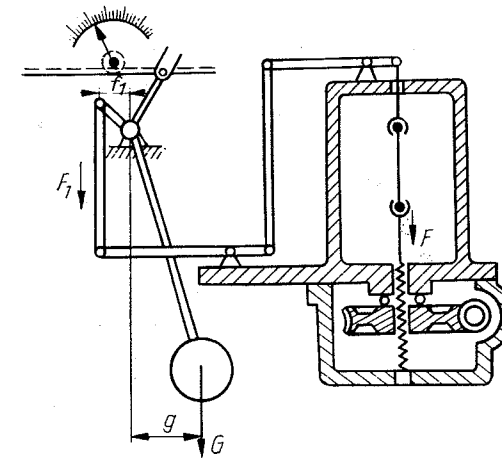
- Futósúlyos mérleg karáttelettel.
- Ingás mérleg karáttelettel.
- Ingás mérleg hidraulikus áttétellel.
- Erőmérő cellával.

A futósúlyos karátteles mérleggel felszerelt szakító gép leegyszerűsített vázlatát mutatja a 292. ábra.

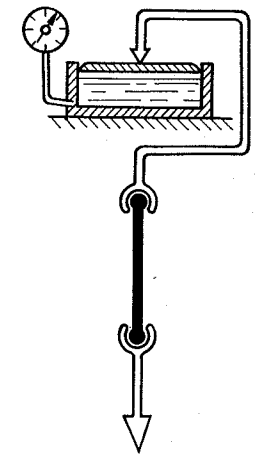


292. ábra. Futósúlyos erőmérés szakító gépnél

A próbatest meghúzását itt nagynyomású olajjal működtetett dugattyú, az erőmérést a karáttelesen futósúly végzi, melyet vagy kézi hajtással, vagy önműködően mozgatnak úgy, hogy a mérleg nyelve a 0 helyzetbe álljon. Hátránya, hogy a súly mozgását egyik módon sem lehet úgy szabályozni, hogy a diagram folytonos erővonalat adjon. Az erőmérés tehát ezzel a módszerrel is lépcsőzetes lesz.



293. ábra. Ingás erőmérés



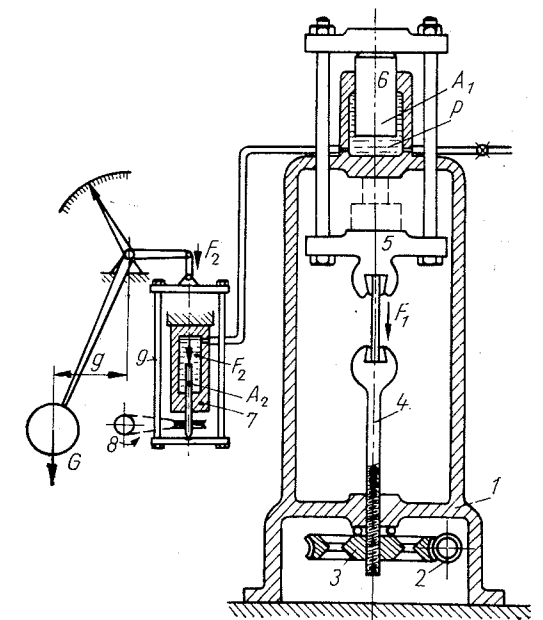
294. ábra. Mérődobozos erőmérés

Az erőmérés folytonosságát biztosítja az ingás erőmérő mérleg, melynek karátteles elvi megoldását a 293. ábra tünteti fel. Lényege, hogy a próbatestet terhelő  $F$  húzóerő megfelelő karáttelettel jóval kisebb  $F_1$  értékre csökken. Ez az  $F_1$  erő a  $G$  súlyú ingát nyugalmi helyzetéből növekedésének mindenkor megfelelő mértékben forgatja el és így folytonosan egyensúlyban van a húzóerő által létesített  $F_1 f_1$  nyomatéka az erőmérő  $Gg$  nyomatékával. Az inga szárához erősített harmadik kar egy fogaslécet mozgat el az inga kilengésével arányosan, mely egy vele kapcsolódó fogaskerékkel forgatja el az erőmérő mutatóját úgy, hogy a mindenkori terhelést közvetlenül le lehet olvasni.

A mérődobozos erőmérő berendezés elvi vázlatát a 294. ábrán látjuk. A húzóerő egy dugattyúra hat és nagyságát a dugattyúval terhelt olaj nyomásának manométeres mérésével olvassák le.

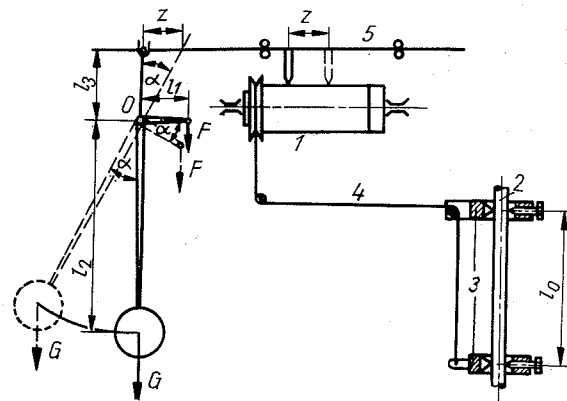
A hidraulikus áttétellel működő ingás erőmérő berendezéssel felszerelt szakító gép elvi vázlatát a 295. ábra tünteti fel, egyetemes anyagvizsgáló gép kivételben.

A gép állványának (1) alsó részében helyezkedik el az alsó befogófej



295. ábra. Egyetemes anyagvizsgáló gép. Ingás erőmérés hidraulikus áttétellel

(4) mozgatására szolgáló csiga (2) és csigakerék (3). A csigakerék agyrésze csavaranyaként le-, illetve felfelé mozgatja a befogófej — siklóretesszel ellátott — rúdját, az alsó gerendában (5) elhelyezett befogószerkezettel rögzített próbatest hosszúságának megfelelően a befogáskor, majd húzáskor. Az alsó gerenda két rúddal mereven csatlakozik a felső gerendához, így a munkadugattyúhoz (6). Húzáskor a szabványos sebességgel lefelé mozgatott befogófej az  $A_1$  keresztmetszetű munkadugattyú révén  $F_1 = pA_1$  húzóerővel terheli a próbapálcát. A munkahengerhez a nyomóve-



296. ábra. Szakítódiagram felvevőkészüléke

teléssel átellenes oldalon csatlakozik a mérővezeték, mely a  $p$  nyomású olajat a mérőhengerbe (7) juttatja s az abban mozgó  $A_2 \ll A_1$  keresztmetszetű bűvárdugattyún az  $F_1$  erőt  $F_2 = pA_2$ -re redukálja. A kis átmérőjű bűvárdugattyút a mérési pontosság fokozására, illetve annak állandósítására állandó forgómozgásban tartja egy zsinórkerekes hajtás (8). Az  $F_2$  erőt keretszerkezet (9) viszi át egy háromkarú emelő egyik kar-

jára. Az emelő másik — egyben leghosszabb — karján elhelyezett  $G$  súly nyomatéka egyensúlyt tart az  $F_2$  erő nyomatékával. A harmadik kar itt közvetlenül az  $F_1$  húzóerő nagyságát mutatja egy skálán. E karral mozgatható a 293. ábrán jelölt fogasrúd vagy a diagram felvevőkészülék irónja. A diagramfelvevő készülék működési elvét a 296. ábra világítja meg. A diagrampapíros az 1 dob palástjára van felerősítve. A dobot a próbapálcá (2)  $l_0$  jeltávolságban felerősített gyűrű (3) eltávolodása forgatja el a (4) zsinór útján, mely az egyik gyűrű zsinórkerekén átvetve a másikhoz van rögzítve. A megnyúlás tehát az (1) dob kerülete irányában rajzolódik a diagramra. Ha a megnyúlás léptékét növelni akarják, a zsinórt a dob kisebb átmérőjű zsinórkerekére csévélik. Az erőt a dob alkotó irányában vezetett (5) lécben erősített irón alkotó irányú elmozgása viszi át a diagrampapírosra. Ez a lécben csuklós kulisszával kapcsolódik az erőmérő inga  $l_3$  karjához, melynek kilengése arányos  $F$  erővel. Ugyanis: nyomaték a 0 pontra:

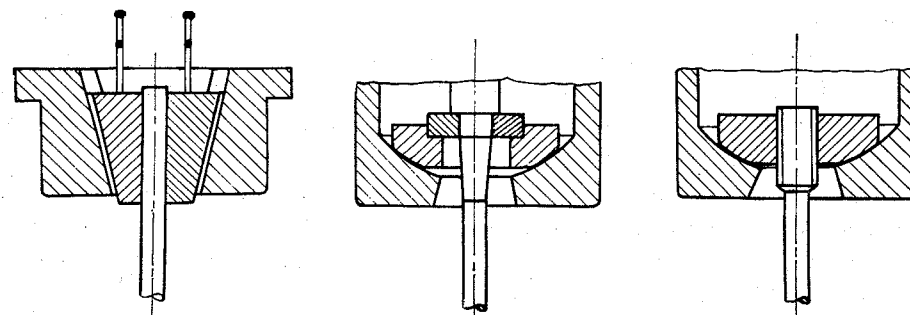
$$Gl_2 \sin \alpha = Fl_1 \cos \alpha, \quad F = G \frac{l_2}{l_1} \operatorname{tg} \alpha,$$

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{z}{l_3}, \quad F = \frac{Gl_2}{l_1 l_3} z = Cz.$$

Tehát az  $F$  húzóerő arányos az irón alkotó irányú elmozdulásával,  $z$ -vel.

A legegyszerűbb szakítógépek erőmérő cellával működnek, amely a próbatest-befogó- és a szakító gép kerete között helyezkedik el. Az erőmérő cella egy mérőhasáb, melynek rugalmas megnyúlása arányos a terhelő erővel. A mérőhasáb megnyúlását nyúlásmérő bélyegek értékelik. A bélyegek ellenállásváltozása a terhelő erővel analóg villamos jelet ad, melyet elektronikus erősítés után kompenzációs vonalíróval regisztrálnak. Hasonló elven történik a próbatesteken végzett finom nyúlásmérés is.

A szakító kísérlet berendezéseinek fontos tartozékai a próbatestek befogó berendezései. A leggyakrabban használt befogóberendezés, a szorítóékes befogó, melyet a 297. ábra mutat. Ez a berendezés lapos és hengeres próbatestek fejkiképzés nélküli befogására alkalmas. A pófák belső felülete, illetve a hengeres próbatestek befogásánál  $90^\circ$  csúcshögű ékalakú vájatának felülete recés. A terhelő erő a pófákat



297. ábra. Szorítóékes befogó berendezés

298. ábra. Hengeres fejű próbatest központos befogása

299. ábra. Menetes fejű próbatest központos befogása

a próbatesthez szorítja és a befogást végző súrlódás erejét a terheléssel arányosan növeli.

Pontos méréseknel a külpontos befogásból származó hajlítóhatást ki kell küszöbölni. Erre a célra olyan befogóberendezések és módok szolgálnak, melyeknél a befogóberendezés gömbösen fekszik fel a gépkeretben és így a próbatest befogásának, illetve terhelésének központosságát biztosítja. Ilyen befogóberendezés vázlatait mutatják a 298. és 299. ábrák. A fejes pálcát két részes gyűrűvel fogják be a gömbfelületű lencsébe (298), a csavarosfejűt pedig (299) becsavarják.



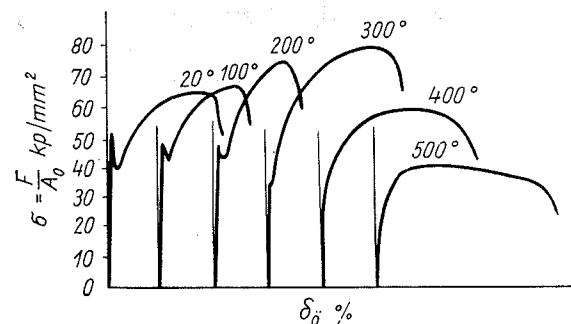
## 22. SZAKÍTÓVIZSGÁLAT NAGYOBB HŐMÉRSEKLETEN

### 22.1. Melegsakító-vizsgálat és diagramjai

A melegsakító-kísérletet úgy végzik, mint a szobahőmérsékleten, csak arról kell gondoskodni, hogy a próbatest a kísérlet tartama alatt teljes tömegében a kiválasztott vizsgálati hőmérsékleten legyen. Ezt úgy érik el, hogy a próbatestet terhelő rudazatra többnyire olyan ellenállás-fűtésű hengeres melegítő kemencét szerelnek, amellyel a próbatestet a kívánt, általában 100—800 °C közé eső hőmérsékletre tudják hevíteni és a kísérlet ideje alatt  $\pm 2$  °C határral hőmérsékleten tartani.

A terhelést lassan, de folyamatosan növelik. A terhelés növelésének sebessége még kisebb, mint a szobahőmérsékleten végzett szakító-kísérletnél. A meleg folyáshatár mérésénél a húzás sebességét  $v = 0,03$  mm/s-re állítják be a szobahőmérsékleten megengedett 0,05 mm/s helyett.

A kis C-tartalmú ötvöztelen acél melegsakításakor a növekvő hőmérsékleten kapott diagramok jellegzetes alakját a 300. ábra szemlélteti. A melegsakító-szilárdság, mint anyagjellemző nem szerepel. A nagysága ugyanis erősen változik nemcsak a hőmérséklettel, hanem a terhelés növekedési sebességével, tehát a kísérlet időtartamával. Ezért csak a melegfolyáshatár meghatározására szorítkozik a gyakorlati anyagvizsgálat. A kazánok és egyéb melegen dolgozó berendezések anyagelőírásaiban is csak ez az anyagjellemző szerepel.



300. ábra. Lágycél különböző kísérleti hőmérsékleteken felvett szakítódigramjai

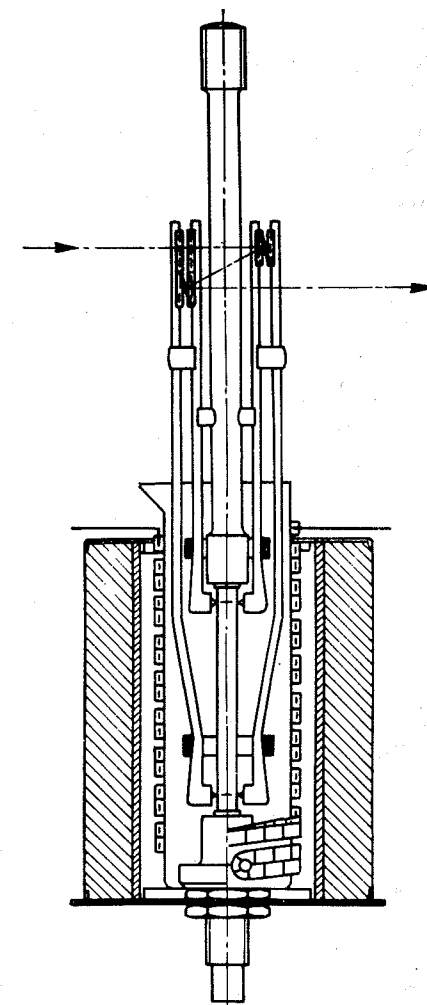
A 300. ábrán látható, hogy a folyáshatár a 20 °C-on felvett diagramhoz hasonlóan határozottan jelentkezik még 100 és 200 °C-on végzett melegsakításnál, de nagysága csökken. 300 °C fölött a folyáshatár helyett csak a 0,2-es határ meghatározása végezhető. Meghatározása a 20.3. fejezetben leírt módszerrel történik a melegentartó kemencéből kivezetett szárú finomnyúlásmérők segítségével. Az ilyen berendezés vázlatos rajza a 301. ábrán látható.

### 22.2. A kúszás jelensége

A 21. fejezetben tárgyalt szakító-kísérlettel meghatározott anyagjellemzőket olyan vizsgálatnál nyerik, melynek során a terhelő erő, helyesebben a próbatestben létrejövő valódi húzófeszültség folyamatosan, lassan növekszik. Az ilyen közönséges (szoba-)hőmérsékleten végzett szakító-kísérlettel összehasonlítható értékeket nyernek a  $\sigma_B$ -re és  $\delta_c$ -re, ha a nyúlás percenkénti növekedése nem nagyobb 0,25  $l_0$ -nál, tehát 25%-nál. Ha az időegységben végbement nyúlást nyúlássebességnek hívjuk, akkor ez a nyúlássebesség  $v = 25\%/min = 1500\%/h$ . Ilyen nyúlássebesség mellett egy nagy, pl.  $\delta_{10} = 40\%$ -os nyúlást mutató austenites CrNi acél szakító-kísérlete 1,6 percig tart. Nem változik a  $\sigma_B$  és  $\delta_c$  értéke, ha a szakítást sokkal lassabban, a  $\sigma_F$  meghatározására szabványosított  $v = 0,3\%/min = 18\%/h$  sebességgel végzik. Ez esetben az austenites acél szakító-kísérlete már 2 óra 15 percig tart.

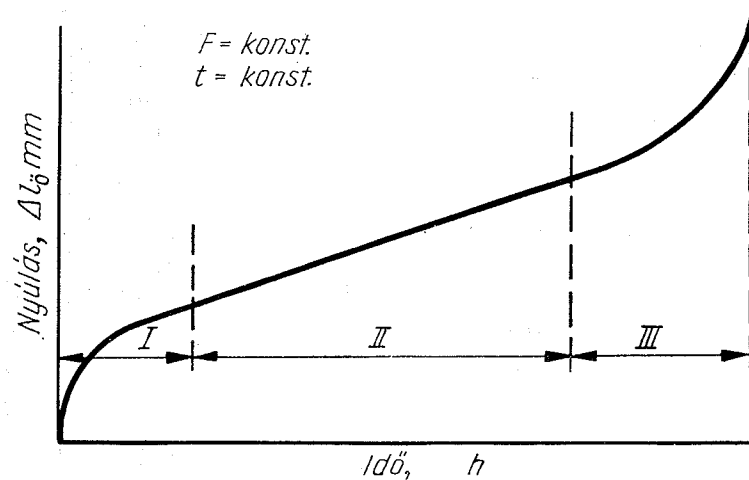
Ezek a kísérleti feltételek azonban csak legfeljebb 300 °C-ig adnak egyértelmű anyagjellemzőket. Ennél nagyobb hőmérsékleten jelentkező lágyulás (megújulás, illetve újrakristályosodás) azonos acélnál a hőmérséklettől függ. Minél nagyobb hőmérsékleten történik a szakító-kísérlet, annál rövidebb idő kell a lágyuláshoz (10.2. pont). Ezért nem nyerhetünk a 2 óra 15 perc alatt végzett szakításnál az 1,6 perccel azonos értékeket.

Ha a szakító próbatest szobahőmérsékleten  $F_F < F < F_B$  állandó erővel terhelik,



301. ábra. Finomnyúlás mérő berendezés meleg 0,2-es határ felvételére és kúszás-vizsgálathoz

akkor az  $\Delta l$  maradó megnyúlást szenved. Ezt az állandó terhelést a próbatest további számottevő alakváltozás nélkül évtizedekig, gyakorlatilag tetszés szerinti ideig bírja. Ha azonban a próbatest hőmérsékletét fokozzák, akkor a hideg keményedés hőhatásra bekövetkező csökkenése miatt a próbatest alakváltozása az állandó erő hatására tovább folyik. Az állandó terhelés okozta nyúlás sebessége azonos anyagú fémötvözetnél a terhelés és a hőmérséklet függvénye.



302. ábra. Nagy hőmérsékleten állandó terhelés mellett felvett nyúlás — idő diagram (kúszás)

A fémötvözetekre jellemzően elég nagy, pl. acélnál  $350\text{ }^\circ\text{C}$ , ólomnál  $20\text{ }^\circ\text{C}$  hőmérsékleten tartós állandó terhelés hatására végbemenő folyamatos alakváltozást kúszásnak nevezik.

Az állandó húzóerő hatására bekövetkező kúszás közben a próbatest az állandó erő hatására végül is elszakad. Állandó nyomásnál a hőmérséklet hatására kilágylt próbatest alakváltozása a keresztmetszetet növeli. Állandó nyomó terhelésnél végül is az alakváltozás megszűnik és így itt a kúszás jelenségével nem találkozunk.

A kúszás időbeli lefolyását jellemzi az a diagram, amit a vizsgáló berendezés felvesz. Ez a diagram a próbatest jeltávolságának megnyúlását rajzolja fel az idő függvényében. Egy ilyen diagram jellegét mutatja a 302. ábra. A nyúlás időbeli változása három egymástól jól elkülöníthető szakaszra oszlik. A terhelő állandó  $F$  erőnek a  $t > 300\text{ }^\circ\text{C}$  állandó hőmérsékleten tartott acél próbatestre való ráhelyezését követő kezdeti szakaszban (I) a nagy értékkel meginduló nyúlássebesség lecsökken a II. szakasz  $v_e = \frac{d\Delta l_0}{dt}$  állandó értékre. E két szakaszban az  $l_0$  hosszúság megnyúlása nagyjában egyenletes. A kúszás III. szakasza elvben a kontrakció megindulásával kezdődik. Az ennek hatására bekövetkező keresztmetszet-csökkenés a húzófeszültséget növeli. Ezzel együtt jár a nyúlássebesség növekedése, ami viszont

a behúzóást fokozza. Ezért a III. szakaszban a nyúlás sebessége  $v = v_e$ -ről a törést közvetlenül megelőző  $v_{max}$ -ra nő. A III. szakasz növekvő nyúlásait az jellemzi, hogy azok nem egyenletesek, tehát nem jelentkeznek a teljes mérőhosszágon, hanem a kontrakció helyén keletkező helyi nyúlások.

A kúszás lefolyásának a 302. ábra kapcsán leírt viszonylag egyszerű, áttekinthető módjával főleg akkor találkozunk, amikor a kúszás  $300\text{--}400\text{ }^\circ\text{C}$  közötti hőmérsékleten ötvöztelen vagy kissé ötvözött acélcsőveken jelentkezett a gőzkazánoknál. Amikor a hőerőgépek, nagy nyomáson és hőmérsékleten üzemben tartott berendezések hőmérsékletét növelték és így áttértek egyre nagyobb hőszilárdságú ötvözetek alkalmazására, kiderült, hogy azok nem követik az eddig leírt egyszerű mechanizmust.

A legutolsó három évtizedben végzett kutatások azt mutatták, hogy a nagy hőmérsékleten állandó terhelés alatt hosszú ideig üzemben levő ötvözetek szövetszerkezetében olyan változások mennek végbe, amelyek lényegesen megváltoztatják a kúszás lefolyását. Azok a hőmérséklet-határok, amelyek között a kúszás tartós terhelésnél mindig bekövetkezik, néhány acél- és fémfajtára a következők:

ötvöztelen és gyengén ötvözött acél	300— 600 °C
erősen ötvözött ferrites és perlites acél	350— 750 °C
erősen ötvözött austenites acél	400—1000 °C
nikkel és ötvözetek	500—1100 °C
réz és ötvözetek	100— 400 °C
alumíniumötvözetek	100— 300 °C
ólom, ón, cink és ötvözetek	20— 100 °C.

E hőmérséklet-határok között az ötvözetek kúszására hatással van: 1. az alakítási keményedés, 2. a megújulás, 3. az újrakristályosodás, 4. a szegregálások (karbidkiválás), 5. a kiváló szegregátumok átalakulása (pl. a karbidok átalakulása stabilisabb karbidokká:  $\text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ), 6. a szegregátumok koagulálása (gömbösödése).

A kúszás I., rendszeren a legrövidebb szakaszában (302. ábra) következik be az a gyors alakváltozás, amely alatt a diszlokációk szaporodnak, a keménység nő. Egyidejűleg hat a hőmérséklet nagyságának megfelelően a megújulás vagy az újrakristályosodás. A keménység a megújulás hatására kevésbé, az újrakristályosodási lágyulás hatására erősen csökken.

A II., leghosszabb szakaszban a nyúlás okozta keményedés és a megújulás, illetve újrakristályosodási lágyulás egyensúlya következik be: az időegységre eső nyúlás, a nyúlássebesség állandó. Ez a szakasz a hőmérséklet és terhelés viszonyától függően több évig is eltarthat. Ez alatt következnek be a kiválások. Ezek kezdetben finomak, diszperzek, így a kúszással szemben az anyag ellenállását növelik, a kúszás sebességét csökkentik. Később a kiválások átalakulása, majd gömbösödése az anyag ellenállását a korábbi szakaszhoz képest is csökkentik. Ennek oka kettős:

az alapanyag ötvözőtartalma a kiválások miatt csökken, a sok, kis lapos szegregátum átalakulása kevés, nagyobb gömbszerű alakra növeli az anyag alakíthatóságát, mert kisebb ellenállást tanúsít a diszlokációs vonalak áthatolásával szemben. Ennek folytán a második szakaszban hirtelen megnőhet a kúszás sebessége. Közben újabb diszperz kiválások ismét töréspontot okozhatnak és az előbbi játék ismétlődik. A II. szakasz nem olyan folytonos görbe, amely matematikai módszerrel hűen és biztonsággal leírható volna.

A kúszás III. szakasza a II. szakaszhoz képest rövid ideig tart és törésben végződik. A fémötvözetek nagy része a kúszás végén kis, sokszor csak 1%-os maradó nyúlás után törik. Ezeknél a törés úgy következik be, hogy a törésre legkedvezőbb keresztmetszet szemcsehatárain apró üregek jelennek meg. Ezek növekednek, összeolvadnak és szemcsehatár menti törés következik be. A fémötvözetek más részéből készült próbatetek hosszan elnyúló kontrakció során kihegyesedett végekkel szakadnak el.

A II. szakasz során bekövetkező szegregátumok koagulálása tehát csökkenti a kúszásállást. Ezért

a hőszilárd ötvözött acélok szövetének az igénybevételi hőmérsékletnél nagyobb hőmérsékleten történő izzítással végzett stabilizálása általában nem javítja, hanem rontja a kúszási tulajdonságokat.

Az eddigi kutatások eredményei alapján tehát az a tanulság szűrhető le, hogy a hosszú ideig tartó hőhatás okozta szövetváltozások a kúszási tulajdonságokat nem mindig egyértelműen változtatják. Ebből következik, hogy

rövid ideig tartó kísérlet alapján nem lehet következtetni a hosszú idő után érvényes tulajdonságokra.

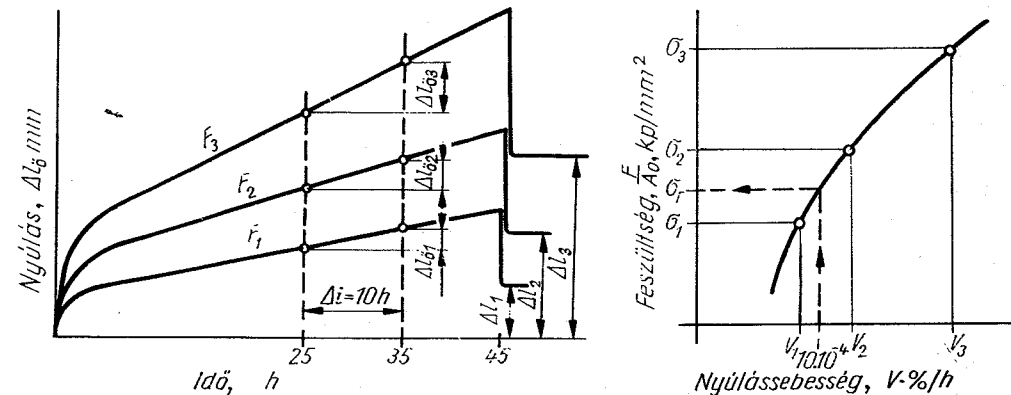
Nagy hőmérsékleten hosszú ideig tartó állandó terheléssel szemben való viselkedésre csak megközelítőleg hasonló ideig végzett kísérlet eredményei adnak elegendő biztonsággal tájékoztatást.

### 22.3. Nagy hőmérsékleten állandó terheléssel meghatározott anyagjellemzők

A nagy hőmérsékleten állandó terheléssel meghatározott első anyagjellemző, a tartós folyáshatár,  $\sigma_T$  a kúszás lefolyásának a 302. ábrán vázolt első klasszikus szemlélete alapján született. Az időegységben létrejövő megnyúlás, a tartós folyás sebessége annál kisebb, minél kisebb a terhelés. Ha az adott hőmérsékleten a terhelést megfelelően csökkentik, a nyúlás sebessége olyan kicsi lesz, hogy a gépkatarrész tervezett élettartama alatt nem következik be szakadás.

Azt a feszültséget, amelynél adott hőmérsékleten állandó terhelés mellett a meginduló nyúlás idővel megszűnik, illetve a nyúlás sebessége egy megadott kis értéket meg nem halad, de amelynél nagyobb feszültség a nyúlást állandósítja és így szakadást okoz, tartósfolyáshatárnak nevezik.

A tartósfolyáshatár kísérleti meghatározásához legalább 3, esetleg 5 azonos anyagú és méretű próbatestet kell használni. E próbatesteket a vizsgálat hőmérsék-



303. ábra. A  $\Delta l_0 - v$  meghatározására felvett nyúlás — idő diagramok

304. ábra. A  $\sigma_T$  meghatározása a  $\sigma - v$  diagramból

letére fűtött kemencetérben rendre  $F_1, F_2 \dots$  kp terhelésnek kitéve a 301. ábrán látható nyúlásmérő tükreiről visszavert fénysugárral felrajzoltatják az óraművel forgatott hengerről letekercselődő fényérzékeny papirosra. Így kapják a 302. ábrához hasonló nyúlás — idő diagramokat. A kísérletet 45 óráig folytatják. Ezután a terhelést megszüntetve a diagramíróval felrajzoltatják a maradó megnyúlásokat ( $\Delta l_1, \Delta l_2 \dots$  303. ábra).

A diagramok egyenes szakaszaiból az egyes terhelések okozta nyúlássebességeket kiszámítják:

$$v_1 = \frac{d\delta_0}{dt} = \frac{\Delta l_{01} 100}{l_0 10N} \% / h, \quad (70)$$

ahol  $N$  a nyúlásmérés nagyítása.

A  $v_1$  nyúlássebességet okozó feszültség

$$\sigma_1 = \frac{F_1}{A_0} \quad \text{kp/mm}^2.$$

Az összetartozó  $\sigma$  és  $v$  értékekből megszerkesztik a 304. ábrán látható  $\sigma - v$  diagramot. A magyar szabvány (MSZ 105—50/3) szerint

acélok egy bizonyos hőmérséklethez tartozó tartósfolyáshatára,  $\sigma_T$ , az a feszültség, mely azon a hőmérsékleten terhelő állandó súly hatására a 25. és 35. óra között  $10 \cdot 10^{-4} \%$ /h nyúlássebességet okoz.

A 304. ábra vízszintes (nyúlássebesség) tengelyén kikeresik ezt az értéket és belőle a diagramvonalra és onnan a feszültségtengelyre vetítve kapják a  $\sigma_T$ -t.

A 303. ábra szerinti nyúlásidő diagramokon ellenőrzik a 45. óra után jelentkező maradó nyúlást. Ugyanis a

$$\delta = \frac{\Delta l}{l_0} 100 \% < 0,2\%$$

feltételnek is teljesülnie kell a tartósfolyáshatárnál az említett szabvány szerint.

Színes fémek tartósfolyáshatárának a 25. és 35. órák között mért  $5 \cdot 10^{-4} \%$ /h nyúlássebességet okozó feszültséget kell a szabvány szerint meghatározni.

A hosszú ideig tartó kísérletek azt mutatták, hogy még 100 000 óra, több mint 11 év után is folytatódik a nagy hőmérsékleten állandó terhelés alatt a nyúlás. A hosszú élettartamra méretezett berendezések anyagainak alkalmasságát is hosszú ideig tartó vizsgálattal kell ellenőrizni. A tartósfolyáshatárra méretezett ilyen berendezésekben ugyanis törések fordultak elő. E törések okát a hosszú ideig tartó hevítés okozta szövetváltozásban (szegregáció és azok nagyra növekedése a szemcsehatárokon) találták meg.

Ezért acéloknál a 0,2-es melegfolyáshatárt csak 350 °C-ig, a tartósfolyáshatárt legfeljebb 450 °C-ig szabad a méretezés alapjául felhasználni. 450 °C-nál nagyobb hőmérsékleten igénybe vett szerkezeti elemeket pedig a hosszú ideig tartó tartós terheléssel meghatározott anyagjellemzők alapján kell méretezni.

Az ilyen kúszásvizsgálatokat lényegileg ugyanolyan berendezésen is lehet végezni, mint a tartósfolyáshatár meghatározását, de hosszabb: 100, 1000, 10 000 és 100 000 óras tartamokkal. E vizsgálattal meghatározható jellemzők:

1. **Kúszószilárdság** (időleges szilárdság) az a feszültség, mely a meghatározott idő, pl. 1000, 10 000, 100 000 óra után törést okozó állandó húzóerő és az eredeti keresztmetszet hányadosa. Jele pl.  $\sigma_{B/1000}$  kp/mm<sup>2</sup> 1000 órás kúszószilárdság. A „B” index után törtvonallal írt szám a vizsgálat idejét adja órákban.

2. **Kúszáshatár** az a feszültség, amely a meghatározott idő alatt meghatározott nyúlást idéz elő. Jele pl.  $\sigma_{0,2/100000}$  = 100 000 órás 0,2-es kúszáshatár. Az indexben a %-os nyúlás után törtvonallal írt szám a vizsgálati idő órákban.

3. **Kúszó nyúlás** (időleges szakadási nyúlás) a próbatest jeltávolságának a törésig bekövetkezett fajlagos maradó nyúlása %-ban. Jele pl.  $\delta_{10/10000}$  az  $l_0 = 10d_0$  hosszú jeltávolság 10 000 órás terhelés alatti nyúlása %-ban.

4. **Kúszó keresztmetszetcsökkenés** (időleges kontrakció) a kúszóvizsgálatnál bekövetkezett szakadás után az eredeti és kontrahált keresztmetszet különbsége és az

eredeti keresztmetszet hányadosából számított %. Jele pl.  $\psi/1000\%$  = 1000 órás kúszó keresztmetszet-csökkenés.

A kúszóvizsgálatok eredményeinek összefoglaló ábrázolására a logaritmikus léptékben való ábrázolást szokták alkalmazni. Egy példát mutat erre a 305. ábra. A kúszószilárdság vonalát meghatározó pontok a konkrét kísérleti adatok. Melljük írt első szám a törésig mért összes nyúlás, a zárójeles számok a kúszó keresztmetszet-csökkenést adják.

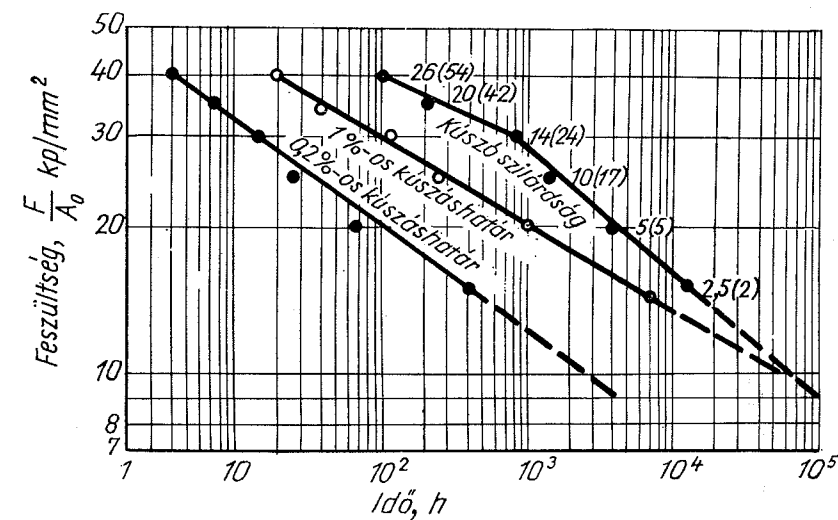
A hosszú ideig tartó vizsgálatok idő- és költségigénye, a vizsgálati kapacitás hosszú időre való lekötése arra készteti a kutatókat, hogy keressék a rövidebb vizsgálatok eredményeiből a hosszú kísérletek várható eredményeire való következtetés módját. Ilyen módszer az extrapolálás. Ennek módját mutatja a 305. ábra, a kísérleti adatokkal meghatározott adatokat összekötő folytonos egyenes vonalak meghosszabbítása a szaggatott vonalakkal. Egyes felfogás szerint az extrapolálás 300 órától legfeljebb 1000 órára, 30 000 órától 100 000 órára történhetik. Az extrapolálásnak főleg akkor van helye, ha egy olyan acélfajtának az átvételi, vagy adagellenőrzési vizsgálatáról van szó, amelyre mint típusra megfelelő hosszú (pl. 100 000 óras) vizsgálat eredményei már rendelkezésre állanak.

Egy másik extrapolálási módszer:

$$\frac{\sigma_{B/100000}}{\sigma_{B/10000}} = A \frac{\sigma_{B/10000}}{\sigma_{B/1000}}$$

$$\frac{\sigma_{B/30000}}{\sigma_{B/3000}} = B \frac{\sigma_{B/3000}}{\sigma_{B/300}}$$

$$\frac{\sigma_{1,10000}}{\sigma_{1,1000}} = C \frac{\sigma_{1,1000}}{\sigma_{1,100}}$$

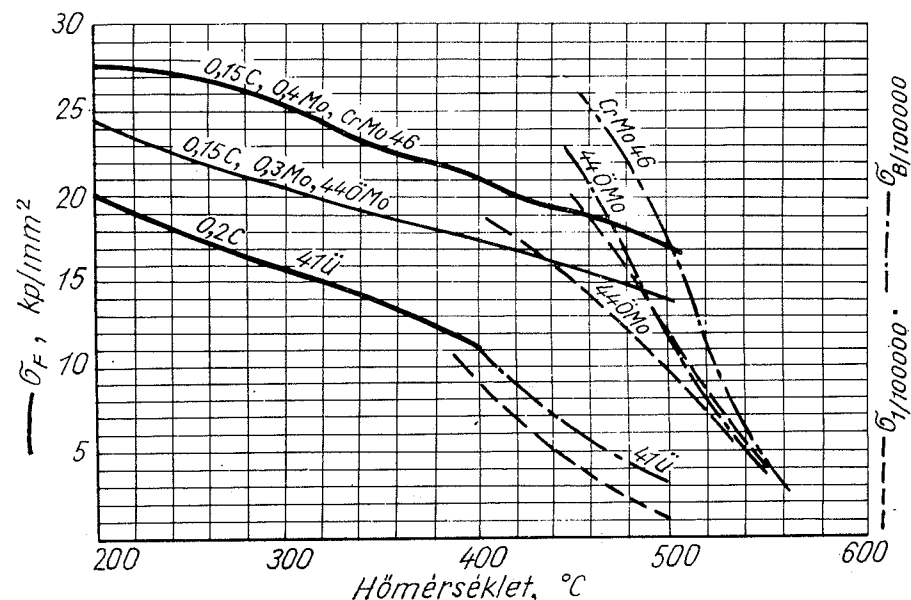


305. ábra. A kúszásvizsgálatok eredményeinek összefoglaló ábrázolása

Az A, B, C arányossági szorzókat több méréssel határozzák meg egyes acél-típusokra, pl. a ferrites és az austenites kúszásálló acélokra.

A minden irányú gyors fejlődés rohamosan növeli az energiaigényt és így gyakran nincs idő arra, hogy a hosszú ideig tartó vizsgálatok eredményeit bevárják egy újabbban kifejlesztett ötvözet felhasználása előtt. Ilyenkor az a helyes eljárás, ha a kísérleteket a felhasználás előtt megkezdik és időnként leolvasott nyúlásértékek meg nem felelő voltáról vagy az időközben bekövetkező törésről a felhasználó üzemet értesítik.

Normálnál nagyobb hőmérsékleten tartósan igénybevett kazánok, tartályok, csövek, acélöntvény- vagy kovácsolt turbinaalkatrészek méretezésének alapja a közelmúltig kb. 350 °C-ig a melegfolyáshatár, 350–500 °C-ig pedig a tartósfolyáshatár volt. A tartósfolyáshatárra való méretezés azonban gyakran túl korai törésre vezetett. Azért ma az az irányelv alakult ki, hogy kb. 400 °C-ig a melegfolyáshatárt



306. ábra. Háromféle acél melegfolyás határának, 100 000 órás kúszószilárdságának és 1%-os kúszáshatárának a hőmérséklettel való változása

(0,2-es határ), nagyobb hőmérsékleteken pedig a hosszú kúszásvizsgálatokból kapott jellemzőket:  $\sigma_{1/100\ 000}$  és  $\sigma_{B/100\ 000}$  választják a méretezés alapjául. Méretezésnél a következő 3 érték közül a legkisebbet választják:

$$\frac{\sigma_{B/100\ 000}}{n}$$

ahol  $n$  biztonsági tényező (pl. tompavarratos vékony falú hengeres

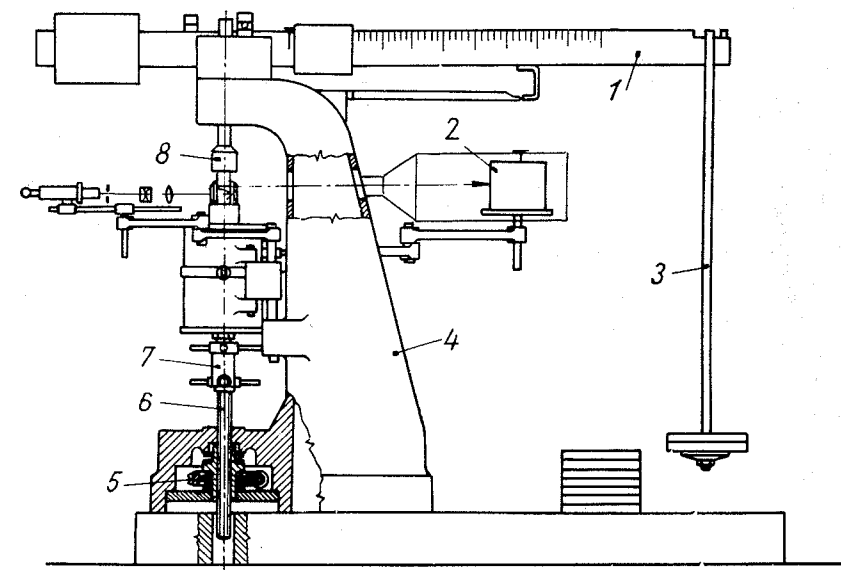
testekre, kazándobokra  $n = 1,5$ );

$\sigma_{1/100\ 000}$  az 1% nyúláshoz tartozó 100 000 órás kúszáshatár és a 15 °C-kal nagyobb hőmérsékletre tartozó  $\sigma_{B/100\ 000}$ .

Az acélművek ezért gyártmányaik katalógusában megadják a  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_{1/100\ 000}$  és  $\sigma_{B/100\ 000}$  szilárdsági jellemzőket. Ezek rendszeren középértékek. Szórásmezejük  $\pm 20\%$ . Három acélfajta adatait a 306. ábra tartalmazza. A fenti elv szerint a 44 öMo acélból hegesztett kazándobok méretezésére 450 °C-on a  $\sigma_{1/100\ 000} = 15$ , a CrMo 46 acélból 500 °C-on a  $\sigma_{B/100\ 000} : 1,5 = 11,3$  kp/mm<sup>2</sup> értéket kell használni.

## 22.4. Kúszást vizsgáló berendezések

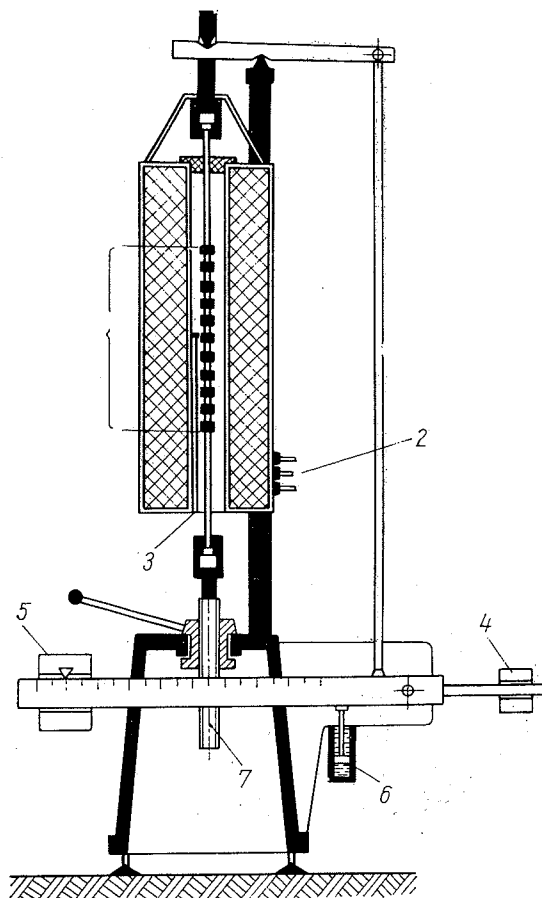
A kúszást vizsgáló berendezés három fő részből áll: az állandó terhelést biztosító berendezésből; az állandó hőmérsékleten levő kemencetérből; és a nyúlásmérő vagy esetleg regisztráló berendezésből. A nyúlás regisztrálására a Martens-féle tükrös nyúlásmérés elvét használják. A terhelést egyszerű karátteles súlyterheléssel oldják meg. Így felszerelt kúszást vizsgáló berendezést mutat a 307. ábra. A ke-



307. ábra. Nyúlásregisztráló műszerrel felszerelt kúszásvizsgáló berendezés. 1. Mérlegkar, 2. Diagrampapiros dobja, 3. Súlyterhelés, 4. Állványzat, 5. Beállító csigahajtás, 6., 7., 8. A próbatest befogó fejei

mencét és nyúlásmérő berendezést a 301. ábra mutatja. A sötétkamrában óraszerkezettel egész lassan (1000 óra/ford.) forgatott dobra feszített fényérzékeny papirosra a nyúlásmérő tükreiről rávetített éles fénysugár rajzolja fel a próbatest jeltávolságának a nyúlását. Az így felvett diagram a 302. ábrának felel meg.

A 307. ábrán vázolt berendezés egyetlen próbatest kúszásának felvételére alkalmas. A rövid, 45 órás vizsgálatokra jól megfelel. A hosszú ideig tartó kúszásvizsgálatok a berendezések kapacitásának növelését követelik meg. Erre akkor van



308. ábra. Füzérbe fogott 10 próbatetest egyidejű kúszásvizsgálatára való berendezés. 1. Próbatestek és közdarabok, 2. Hőmérséklet szabályozás, 3. Hőelem, 4. Kiegyenlítő súly, 5. Terhelő súly, 6. Olajfék, 7. Beállító orsó

próbatesten egyszerre végzett kúszásvizsgáló berendezések több száz próbatetest befogadására alkalmasak. Hátrányuk, hogy a füzérek terhelése a helyhiány miatt csak rugóval oldható meg. Ezeket minden leállásnál ellenőrizni, hitelesíteni kell.

mód, ha lemondanak minden egyes próbatetest nyúlásának folyamatos regisztrálásáról és megelégszenek a nyúlás időközönként való mérésével. Ez esetben befogásuk előtt a próbatesteken pontozóval, vagy osztógépben készített Vickers-lenyomatokkal bejelölik a jeltávolságot. Kísérlet közben 1000, 3000, 6000, 10 000 óra után kiserelik a próbatestet és lemérik az addig elért maradó nyúlást.

Ez a módszer lehetővé teszi azt, hogy csavarmentes közdarabokkal próbatestfüzéreket terheljenek azonos súllyal. Ilyen berendezést mutat a 308. ábra. A kemencetérbe helyezett próbatestfüzért a vonórúdon átadott azonos súly terheli. Ha a próbatestek átmérőjét célszerűen változtatják, akkor egyszerre 6 különböző feszültség hatását lehet vizsgálni.

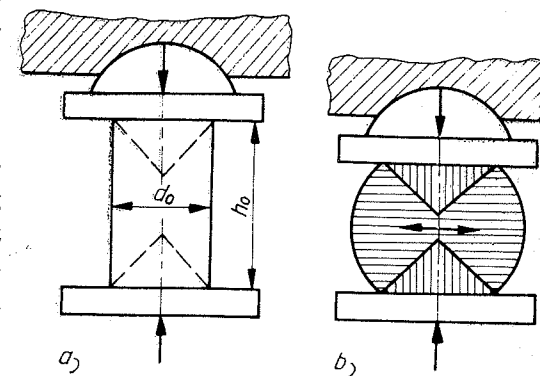
A kúszásvizsgálat termelékenységét úgy lehet még fokozni, hogy egy kemencetérbe párhuzamosan több próbatestet vagy próbatestfüzért helyeznek. Ilyen sok

A nyomóvizsgálatot a gyakorlatban leginkább a rideg anyagok vizsgálatára alkalmazzák, mert ezeknél a törőszilárdság megállapítása mindig lehetséges, tekintettel arra, hogy a nyomást a törésig lehet fokozni. Szívós anyagoknál a nyomóvizsgálattal nem lehet mindenkor törést elérni. Nagy képlékenységű anyagoknál még felületi berepedés sem keletkezik, ami a szívós anyagoknál előfordulhat.

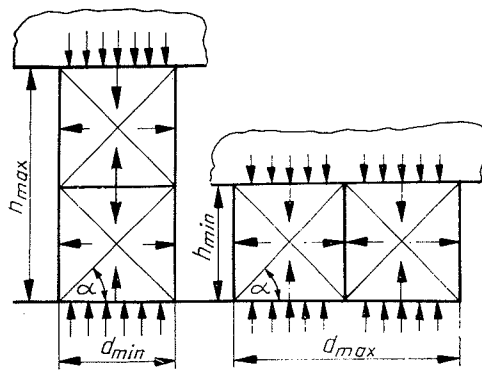
A nyomóvizsgálathoz henger vagy négyzetes hasáb alakú próbatestet használnak. Kivételesen lehet téglalap alapú hasábot is használni. Ez esetben a hosszabbik alapel nem lehet nagyobb a rövidebb kétszeresénél. A hengeres próbatestet magasságának az átmérőhöz való viszonyát a nyomásnál jelentkező alakváltozás alapján lehet ésszerűen megállapítani. Ha alakítható anyagot vetnek alá nyomásnak, palástfelületén a nyomóerő irányával közelítőleg  $45^\circ$  alatt hajló csúszásvonalak jelennek meg. Rideg anyagok nyomással végzett törésénél a próbatestnek, a nyomólapokkal érintkező része kúp, illetve prizma alakjában épen marad.

A próbatesteknek a nyomólapokkal érintkező felülete a keletkező súrlódás miatt nem tud elmozdulni és így a hengeres próbatestet két párhuzamos lapjára támaszkodó és a széleiről kiinduló csúszásvonalakkal határolt kúpos anyagrésze, az ún. nyomókúp az alakváltozásban nem vesz részt, hanem mint két kúpos szerkezet a próbatestbe hatolva azt palástírányban tágítani igyekezik (309. ábra).

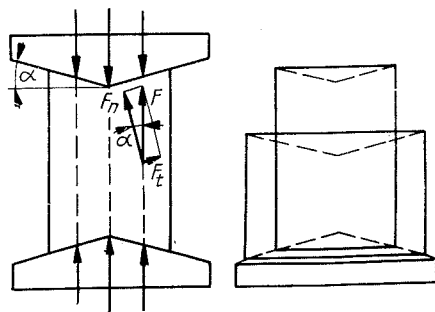
Túl magas próbatestet nyomás közben kihajlik, túl alacsonyban pedig olyan kötöttség lép fel, amely az alakváltozást csak igen nagy túlerővel engedi meg. Rejtő szerint a nyomás közben való szabályos alakváltozás elérése céljából alakítható anyagoknál a próbatestet átmérője ( $d_0$ ) és magassága ( $h_0$ ) között a kö-



309. ábra. Szívós és képlékeny anyag alakváltozása nyomókísérletnél. Nyomókúpok



310. ábra. A nyomó próbatest  $h:d$  méretarányának határértékei



311. ábra. A próbatest hordósodásának elhárítása kúpos nyomólapokkal

A vonatkozó szabvány előírása szerint a próbatestek kezdeti magasságának az átmérőhöz való viszonya abban az esetben, ha a folyáshatárt nem mérik,  $h_0 = d_0$ ; ha a folyáshatárt mérik,  $h = nd$ , ahol  $h$  és  $d$  a nyomás alatt megváltozott magasság és átmérő. A  $d_0$  10–30 mm-ig választható,  $n = 1,5 \sim 3$  lehet.

A nyomóvizsgálatot a 295. ábrán látható egyetemes anyagvizsgáló gépen végzik az ott szaggatott vonallal feltüntetett helyen. A vizsgálat eredményeit lényegesen befolyásolja a felfogó lapok kialakítása. A két nyomólap közül legalább az egyiknek gömbös alátámasztásúnak kell lennie (309. ábra), hogy a nyomókísérlet közben a próbatest pontosan koncentrikusan álljon be. A nyomólapok üvegkeményre edzett acélból legyenek és felületüket a legnagyobb simaságúra kell készíteni, nehogy a próbatest anyaga a felület egyenetlenségeibe behatolva gátolva legyen alakváltozásában. A maradó alakváltozásra képes anyagok a nyomókísérlet során még így is hordó alakúra deformálódnak. Némileg javítani lehet a helyzetet úgy, hogy befogás után a nyomólapoknak a próbatesttel szomszédos részét finom kenőzsírral bekenik. Tudományos anyagvizsgálatoknál Siebel és Pomp szerint a próbatestek hordósodását úgy is el lehet kerülni, ha a 311. ábra szerint a nyomólapokat

vetkező arányt kell betartani:

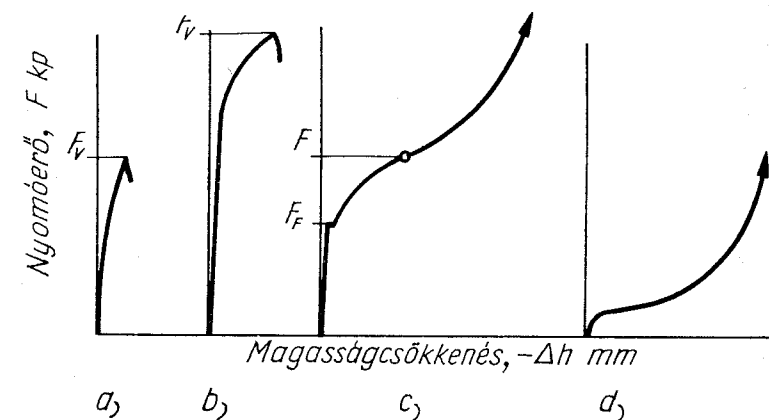
$$0,5d_0 < h_0 < 2d_0.$$

Rejtő szerint ugyanis a próbatest még nem hajlik ki, ha hosszmetébe a 310. ábra szerint egymás fölé két elcsúszási vonalhálózat rajzolható. A túlerőt igénylő kötöttség akkor kezd fellépni, ha hosszmetébe két elcsúszási vonalhálózat rajzolható be egymás mellé. Ennél alacsonyabb próbatest középrészének szabályos alakváltozását, duzzadását, az azt körülvevő körgyűrű alakú anyag rész gátolja, és így a szabályos alakítási erőn kívül e körgyűrű tágításához szükséges többleterővel kell a próbatestet terhelni. Az alakváltozásnak ezt a gátolt állapotát nevezi Rejtő kötöttségnek. A szabályos, tehát kötöttségtől mentes alakváltozás biztosítására a 310. ábra szerint:

$$\begin{aligned} h_{0\max} &= 2d_0 \operatorname{tg} \alpha; \quad \alpha = 45^\circ, \\ \operatorname{tg} \alpha &= 1; \quad h_{0\max} = 2d_0 \\ h_{0\min} &= 0,5d \operatorname{tg} \alpha; \quad h_{0\min} = 0,5d_0. \end{aligned}$$

kúposra képezik ki. A próbatest alakváltozás után hengeres marad, ha  $\operatorname{tg} \alpha = \mu = \operatorname{tg} \varrho$ , azaz a próbatest anyaga és a nyomólap között alakváltozás közben fellépő súrlódás tényezője. Megfelelő kenőanyag mellett az  $\alpha$  3°-ra csökkenthető [5].

A nyomóerők ábrái és azok értékelése. — Különböző anyagok nyomóerő rövidülés diagramjait a 312. ábra mutatja. Az öntöttvasnak, mint rideg anyagnak nincs,



312. ábra. Különböző fémes anyag nyomódiagramja. a) öntöttvas, b) szívos (nemesített) acél, c) lágyacél, d) ólom

vagy alig van maradó megrövidülése. Diagramjából megállapítható anyagjellemzők a szakítóvizsgálatnál használt jelölések szerint:

$$\begin{aligned} \text{a rugalmasság határa} \quad \sigma_{0,02} &= F_{0,02}/A_0 \quad \text{kp/mm}^2 \\ \text{nyomó-, törőszilárdság} \quad \sigma_v &= F_v/A_0 \quad \text{kp/mm}^2. \end{aligned}$$

Az öntöttvas nyomókísérleténél a próbatest helyes magassága:  $h_0 = d_0$ . Ennél nagyobb magasságú próbatest kisebb, alacsonyabb próbatest nagyobb törőszilárdságot ad. E jelenség magyarázata az előbb elmondottakban rejlik.

Szívos anyagok nyomókísérleténél felvett diagram (312b) ábra) a szakítódiagramhoz hasonlóan rugalmas egyenes és szívos alakváltozást jelző felülről konvex görbeszakaszt mutat. Az itt meghatározható anyagjellemzők:

$$\begin{aligned} \sigma_F &= F_F/A_0 \quad \text{kp/mm}^2, \text{ folyáshatár,} \\ \sigma_v &= F_v/A_0 \quad \text{kp/mm}^2, \text{ törőszilárdság,} \\ \sigma_{0,02} &= F_{0,02}/A_0 \quad \text{kp/mm}^2, \text{ rugalmassági határ.} \end{aligned}$$

A rugalmasság határa és a folyáshatár  $h_0 = 1,5 \sim 2d_0$  magasságú próbatesten megfelelő kis mérőhosszúságú nyúlásmérővel a szakítóvizsgálatnál leírt módon (21.3.) határozható meg. Szívos anyagoknál még meghatározható a fajlagos magasságcsökkenés is:

$$\varepsilon_v = \frac{\Delta h_v}{h_0}, \quad \text{illetve} \quad \delta_v = \frac{\Delta h_v}{h_0} 100\%.$$



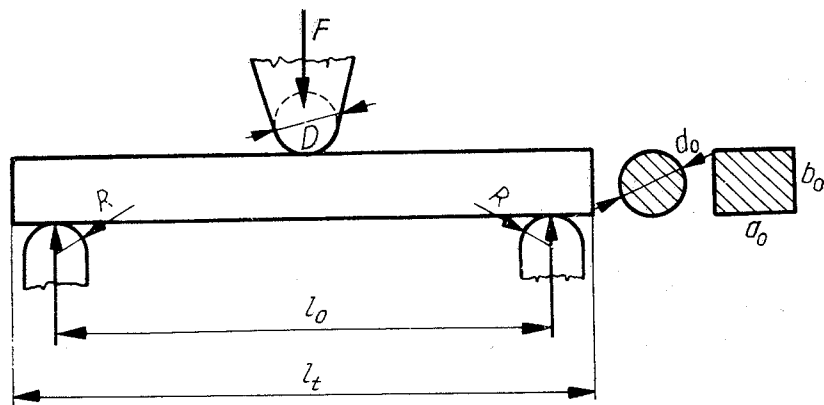
A fajlagos magasságsökkenéseket a fajlagos nyúlástól való megkülönböztetés végett negatív előjellel szokás jelölni. Ha ezt nem tesszük, akkor mindig ki kell írni, hogy  $\varepsilon$ , illetve  $\delta$  nem nyúlást, hanem fajlagos magasságsökkenést jelent.

Szívós és képlékeny anyagok nyomódiagramja a 312c ábrának megfelelő alakú. Az ilyen anyagok nyomódiagramja inflexiós ponton át a felülről konvexből konkáv alakot vesz fel. Az alakváltozás közben a nyomóerő a kísérlet végén olyan hirtelen megnövekszik, hogy eléri az anyagvizsgáló gép terhelésének határát anélkül, hogy a szívós és képlékeny anyag törést szenvedne. E jelenség magyarázata a fejezet elején említett kötöttségben van. A szívós és képlékeny anyagok nyomókísérleténél tehát a rugalmassági határ és folyási határ állapítható meg, a törési szilárdság nem. Tudományos vizsgálatoknál az inflexiós pontnak megfelelő feszültséggel lehet jellemezni az ilyen anyagokat.

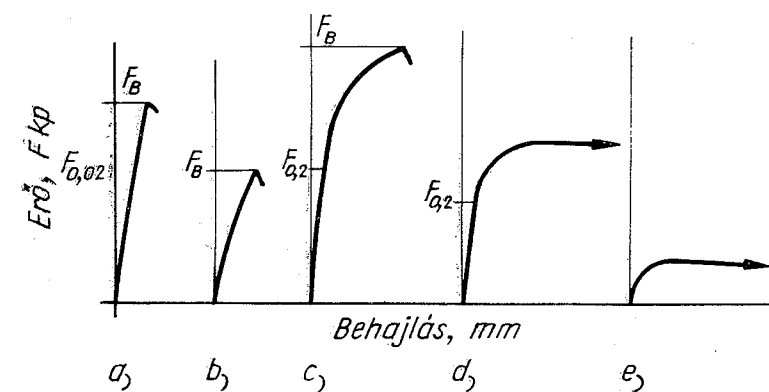
Lágy és főleg csak képlékeny anyagok nyomóerő-rövidülés diagramját a 312d diagram szemlélteti. Ezeknél az anyagoknál a diagramból, illetve a próbatesten végzett finom nyúlásmérésekkel sem lehet rugalmassági és folyási határt megállapítani. A diagram első szakasza ugyanis rendesen nagyon alacsony. Az ilyen anyagok nyomással nem törhetőek el. Jellemzésükre a 10%-os méretrövidüléshez tartozó nyomóerőnek az eredeti keresztmetszettel való osztásából számított látszólagos feszültséget szokták néha megadni.

### 23.2. Hajlítóvizsgálat

A hajlítóvizsgálatot úgy végzik, hogy az egytetemes anyagvizsgáló gép nyomóvizsgálathoz használt részébe szerelik a hajlításra szolgáló berendezést. E berendezés egyik szerszáma az  $l_0$  távolságú  $R$  sugárral legömbölyített két támasz, és a szabványos  $D$  átmérőre legömbölyített nyomótüske. Ezek közé helyezik a hengeres vagy lapos keresztmetszetű hajlító próbatestet a 313. ábra szerint.



313. ábra. A próbatest terhelése hajlítókísérletnél

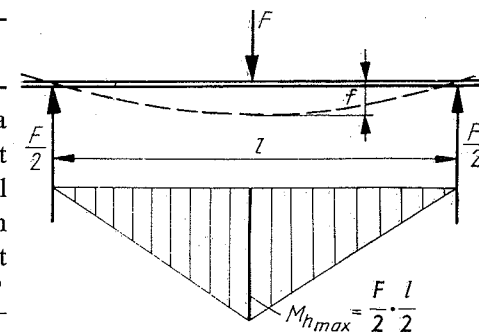


314. ábra. Különböző fémek anyag hajlítódigramjai. a) edzett acél, b) öntöttvas, c) nemesített acél, d) lágyacél, e) ólom

A hajlítókísérletnél készített diagramok a hajlításkor keletkező  $F$  erőt ábrázolják a próbatest behajlásának ( $f$ ) függvényében. A különféle tulajdonságú anyagok jellegzetes hajlítási diagramjait a 314. ábra mutatja. Hajlítással csak rideg vagy legfeljebb a szívós anyagok törhetőek el. Szívós és képlékeny, valamint csak képlékeny anyagok törés nélkül hajlíthatók át a támaszok között és gyakran a hajlítás után nyomólapok között összesajtolva törés nélkül  $180^\circ$ -ra is összehajlíthatók, amint azt a technológiai próbáknál a képlékeny hajlíthatóság ellenőrzésére el is szokták végezni.

Hajlítószilárdságot leginkább csak rideg anyagon lehet meghatározni. Szívós anyagon legtöbbször csak a folyás határáig lehet a hajlítással értékelhető feszültség jellegű anyagjellemző értékeket: rugalmasság, illetve folyáshatárt kapni.

A hajlítókísérletnek alávetett rúd terhelési körülményeit a 315. ábra világítja meg. A rúd közepére ható  $F$  erő a két támaszon keletkezett ún. reakcióerőkkel tart egyensúlyt. Mivel az  $F$  erő középen hat, egyszerűen érzékelhető, hogy a két reakcióerő mindegyike  $\frac{F}{2}$  nagyságú. Az  $\frac{F}{2}$



erő úgy akarja eltörni a rudat, hogy a  $\frac{l}{2}$  hosszú karon hat. Az az igénybevétel, amely a rúd középső keresztmetszetét veszi igénybe, az ún. hajlítónyomaték annál nagyobb, minél nagyobb a ható erő  $\frac{F}{2}$  és minél hosszabb az a kar, amelyen ez az erő hat  $\frac{l}{2}$ . A hajlítókísérletnél a próbatest hosszának nem minden egyes keresztmetszetét veszi igénybe ugyanaz a hajlító-

nyomaték, mert a rúd középső keresztmetszete a legtávolabb van az  $\frac{F}{2}$  hajlító erőtől. Ez a keresztmetszet tehát törés szempontjából az ún. *veszélyes keresztmetszet*. Ezt a keresztmetszetet támadó hajlítónyomaték nagysága tehát

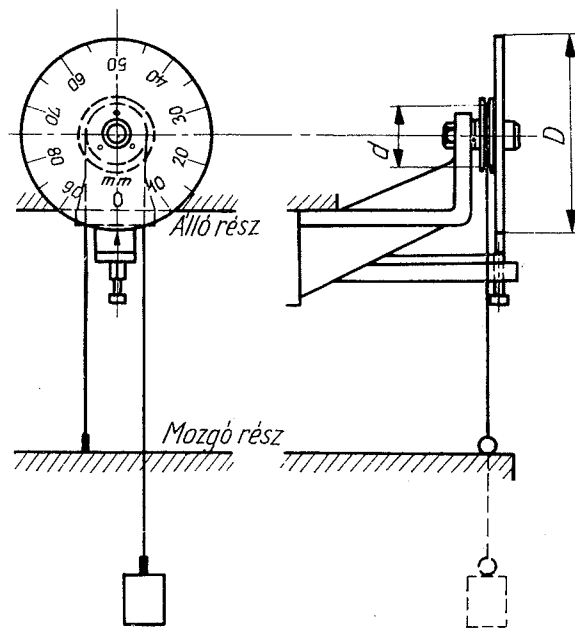
$$M_{h \max} = \frac{Fl}{4} \quad \text{kp/mm.} \quad (71)$$

A különböző keresztmetszetű próbatestek hajlítószilárdságának meghatározására olyan fajlagos erőre van szükségünk, mint amilyen fajlagos erő volt a szakítószilárdság. A szakítószilárdságot úgy kaptuk, hogy a szakítóvizsgálatnál mért erőt elosztottuk az eredeti keresztmetszettel. A *hajlítószilárdságot* mint fajlagos erőt úgy kapjuk, hogy a hajlítónyomatékat osztjuk a keresztmetszet méreteitől függő ún. *keresztmetszeti tényezővel* ( $K$ ). Ez a keresztmetszeti tényező kör keresztmetszetre  $K = d_0^3 \frac{\pi}{32}$ , négyzög keresztmetszetre pedig  $K = a \frac{b^2}{6}$ , ahol  $a$  az alátámasztásra felfekvő,  $b$  pedig arra merőleges éle a keresztmetszetnek.

Rideg anyagokra jellemző *hajlítószilárdság* tehát:

$$\sigma_{Bh} = \frac{F_B l}{4K} \quad \text{kp/mm}^2 \quad (72)$$

Szívós anyagoknál a folyáshatár, illetve rugalmassági határ értelemszerűleg



316. ábra. A nyomó- és hajlítókísérletnél használt leolvasótárca

ugyaneből a képletből állapítható meg oly módon, hogy az  $F_B$  helyébe a vonatkozó erőt:  $F_{0,3}$ , illetőleg  $F_{0,02}$  értéket helyettesítik be. Ezeknek megállapítása a finom nyúlásméréssel a maximális nyomaték helyén a húzott szál méretváltozása alapján történhet. Hajlításkor a rúd alakváltozása során a domború oldal húzó, a homorú oldal nyomó igénybevétel alatt áll, a húzott szál tehát mindig a hajlítás középső nyomó szerszámával szemben levő szélső szála a próbatestnek.

Hajlítókísérletnél mérni kell a próbatest behajlását is. E mérés az anyagvizsgáló gép

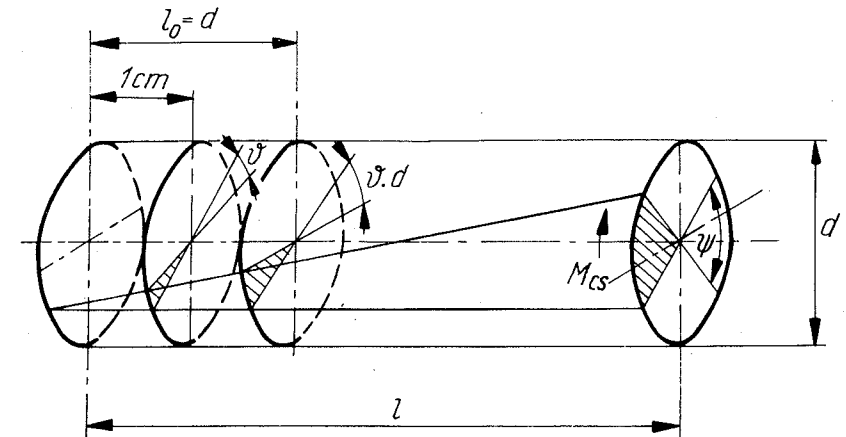
helyben maradó és mozgó lapja relatív elmozdulásának a mérésével végezhető. Erre vagy megfelelő érzékeny mérőórát, vagy nagy behajlás mérésére a 316. ábrán látható leolvasó tárcsát lehet használni.

A hajlítóvizsgálatot elsősorban a szürke öntöttvas anyagoknál használják (MSZ 2604–51). Rendszerint külön öntött próbapálcákon megmunkálatlan állapotban végzik a kísérletet. A hajlítóerőt fokozatosan lökésmentesen kell növelni. A hajlítószilárdság az öntöttvas jellemzésére sokkal szabatosabb, mint a szakítószilárdság. A szakítószilárdság megállapítása ugyanis a központos befogás nehézsége miatt öntöttvasnál sok nehézséget okoz.

A hajlítószilárdság és szakítószilárdság között szabatos összefüggés nincs, de általában a hajlítószilárdság a szakítószilárdságnak 1,8–2,3-szerese szokott lenni. A hajlítókísérletnek előnye még, hogy a behajlás lényegesen nagyobb, mint a szakítókísérletnél mérhető nyúlás. Öntöttvas hajlítóvizsgálatára többnyire 600 mm hosszú támaszközt szoktak használni, 30 mm próbatest átmérő mellett. Ilyen hosszú próbatest rugalmas behajlása 20-szor akkora, mint 100 mm jeltávolságú szakító próbatest rugalmas megnyúlása. A szürke öntöttvas alakváltozó képessége tehát a hajlítóvizsgálatnál mért behajlással sokkal érzékenyebben mérhető, mint a szakítóvizsgálat nyúlásával.

### 23.3. Csavaróvizsgálat

A csavaróvizsgálatot úgy végzik, hogy az egyik végén szilárd megfogásra alkalmas (pl. négyzet keresztmetszetű) hengeres próbatest mereven befognak és a másik végén levő négyzetes fejen a próbatest tengelyére merőleges karon ható erővel, csavaró nyomatékkal terhelik. A terhelés következtében a rúdnak alkotói csavarvonalba mennek át és egymástól  $l$  távolságban levő keresztmetszetei egymáshoz képest  $\psi$  szöggel fordulnak el (317. ábra).



317. ábra. Hengeres próbatest rugalmas alakváltozása csavarásnál

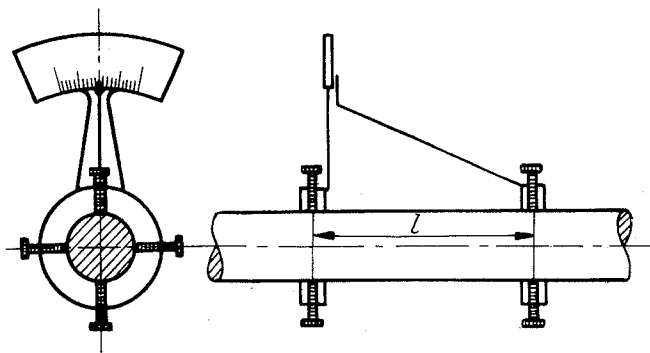
A csavarókísérletnél mérik a *csavarónyomatékot* és annak hatására keletkezett *fajlagos elcsavarodást*. A csavarónyomaték:  $M_{cs} = Fk$ , ha az  $F$  erő  $k$  karon hat. A fajlagos elcsavarodást ( $\vartheta$ ) úgy kapják, hogy a próbatest két véglapjának összes elcsavarodását ( $\psi$ ) osztják a próbatest hosszával:

$$\vartheta = \frac{\psi}{l}. \quad (73)$$

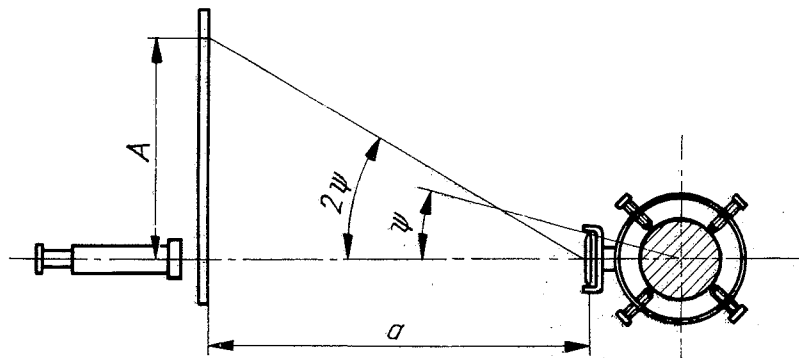
A  $\psi$  szöget ívmértékben mérik, nagysága fokokban

$$\psi_{\text{rad}} = \psi^{\circ} \frac{2\pi}{360^{\circ}}.$$

Az anyag jellemzésére felhasználható fajlagos érték, az ún. *csavarófeszültség* ( $\tau_{cs}$ ) úgy nyerhető, ha a csavarónyomatékot elosztjuk egy, a keresztmetszettől függő tényezővel, a *poláris keresztmetszeti tényezővel*. Ennek a nagysága körkeresztmetszetre  $\pi \frac{d^3}{16}$ . Ezzel az értékkel a legnagyobb csavarófeszültség, a *csavarószilárdság*



318. ábra. Nagyobb elcsavarodás mérése mutatós készülékkel



319. ábra. Kis elcsavarodás mérése tükrös készülékkel

a törő nyomatékból számítva:

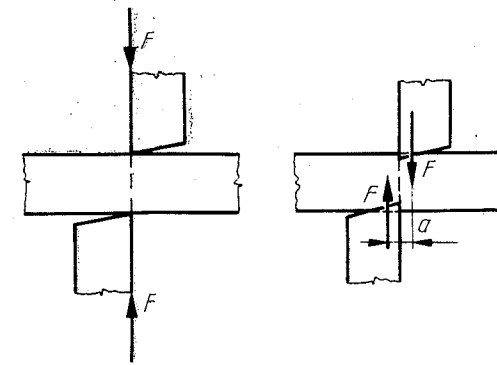
$$\tau_{csB} = \frac{16 M_{csB}}{\pi d^3} \quad (74)$$

A csavarókísérlet közben az elcsavarodást vagy a 318. ábrán látható készülékkel mérjük, amelynek skálája a jeltáv egyik végére, mutatója a jeltáv másik végére van erősítve, kis elcsavarodást a 319. ábrán látható tükrös készülékkel.

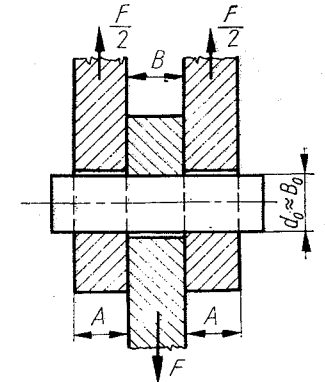
## 23.4. Nyíróvizsgálat

A nyíróvizsgálattal a  $\tau$  *csuszátófeszültséget* határozzák meg, amely olyan szerkezeti alkatrészeknél játszik szerepet, mint amilyenek a szegecsek vagy a hegesztett kötések oldalvarratai.

Tiszta nyírást a gyakorlatban nem lehet előállítani, mert az egyszerű nyírásnál a 320. ábra szerint a nyírópengék behatolása után a nyíró igénybevételén kívül még hajlító igénybevétel is keletkezik, amely a próbatestet elhajlítva a nyírópofákat egymástól távolítani igyekszik. Ennek a hajlításnak a nyoma az elnyírt darabokon meg is látszik.



320. ábra. Hajlítónyomaték keletkezése egyszerű nyírásnál



321. ábra. Kettős nyírás

A gyakorlatban a nyíróvizsgálatot kettős nyírás alakjában hengeres próbatesten végzik (321. ábra). A nyíróerő mért nagyságára hatással van 1. a nyírópofák mérete; 2. a próbatest illesztése a furatba; 3. a nyírópofák közötti hézag; 4. a nyírás sebessége. Ezért ezeket az adatokat a szabvány (MSZ 105/7—50) előírja.

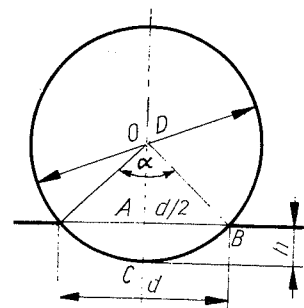
A *nyírószilárdság* a nyíróerő és a keresztmetszet hányadosa:

$$\tau_{nyB} = \frac{F_{ny}}{A_0} \quad \text{kp/mm}^2.$$

Kettős nyírásnál  $2A_0$  keresztmetszettel kell számolni.

24.1. A Brinell-keménység mérése

A keménység-vizsgálatnak a műszaki gyakorlatban két rendszere alakult ki: a szűrőkeménység és a rugalmas ütőkeménység vizsgálata. Ez utóbbi tulajdonképpen dinamikus vizsgálati mód, de a keménységnek, tehát sztatikus tulajdonságnak mérésére alkalmazzák, ezért a teljesség kedvéért itt is felemlítjük.



322. ábra. A Brinell-lenyomat méretviszonyai

A legelterjedtebb szűrőkeménység-vizsgálatnak is három főbb módja fejlődött ki: a Brinell-, a Vickers- és a Rockwell-keménység vizsgálata.

A Brinell-keménység méréséhez használt szűrőszám  $D$  átmérőjű üveggeményre edzett acélgolyó vagy keményfém golyó. A Brinell-keménység vizsgálatánál a golyót  $F$  erővel nyomják a vizsgálandó tárgy felületébe és mérik a maradó lenyomat átmérőjét,  $d$ -t. A Brinell-keménység számértékét (HB) úgy nyerik, hogy a kp-ban kifejezett  $F$  terhelőerőt elosztják a darab felületébe benyomódott gömbsüveg  $\text{mm}^2$ -ben számított felületével, a Brinell-keménység tehát

$$HB = \frac{F}{A} \quad \text{kp/mm}^2,$$

ahol a 322. ábra szerint  $A = D\pi h$ .

$$h = OC - OA; \quad OC = \frac{D}{2}; \quad (OA)^2 = \left(\frac{D}{2}\right)^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2.$$

$$h = \frac{D}{2} - \sqrt{\left(\frac{D}{2}\right)^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2} = \frac{D}{2} - \frac{1}{2}\sqrt{D^2 - d^2} = \frac{1}{2}(D - \sqrt{D^2 - d^2})$$

$$HB = \frac{2F}{D\pi(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

A Brinell-keménység számértéke a vizsgálat körülményeitől függ. Hatással van rá az erő és a vizsgált darab felülete által bezárt szög; a golyó átmérőjének a vizsgált

darab vastagságához való viszonya; azonos anyagnál és golyóátmérőnél a terhelőerő nagysága; a golyó benyomódási mérvé, vagyis a vizsgált anyag keménységének a golyó átmérőjéhez és a nyomóerőhöz való viszonya; a terhelőerő hatásának az ideje.

Alapkövetelmény, hogy a nyomóerő iránya mindig merőleges legyen a felületre. A felülettel szöget bezáró nyomóerő szabálytalan lenyomatot ad.

Vastag anyagot kis golyóval mindig lehet mérni. Vékony anyagot azonban csak olyan átmérőjű golyóval lehet mérni, amely behatolás közben nem okoz az anyagban kötöttséget. A Brinell-vizsgálatnál használt golyók átmérője 10, 5 vagy 2,5 mm. Kivételesen előfordul 1,25, illetve 0,625 mm átmérőjű golyóval való mérés is. A használt golyó átmérőjét a vizsgált anyag vastagságához arányosítják. Szabály az, hogy a vizsgált anyag vastagsága legalább tízszer akkora legyen, mint a lenyomat mélysége. A Brinell-vizsgálat körülményeit általában úgy választják meg, hogy a lenyomat átmérője  $d = (0,25 \sim 0,5) D$  legyen. Jó megközelítéssel egy golyóval legfeljebb átmérőjének a felével egyenlő vastagságú anyagot szabad vizsgálni.

A Brinell-lenyomat környéke mindig hideg keményedést szenved. Ezért a lenyomatokat egymástól olyan távolságban kell készíteni, hogy az egyik lenyomókeményítő hatása a másik lenyomat átmérőjére ne hasson ki. Ezt elérjük, ha középpontjaik egymástól legalább  $3d$ , illetve  $1,5D$  távolságban vannak.

A HB számértéke függ a terhelőerő nagyságától. Ugyanazon az anyagon különböző átmérőjű golyóval csak akkor kapunk azonos Brinell-keménységi számot, ha ugyanakkora a 322. ábra szerint  $\alpha$  középponti szögű a benyomódás.

A Brinell-keménység nagyságára kapott képlet alapján

$$HB = \frac{2F_1}{\pi D_1(D_1 - \sqrt{D_1^2 - d_1^2})} = \frac{2F_2}{\pi D_2(D_2 - \sqrt{D_2^2 - d_2^2})}$$

feltétel akkor teljesül, ha a  $d_1$  és  $d_2$  átmérőjű lenyomatok középponti szöge egyenlő. Ez viszont akkor teljesül, ha a 322. ábra szerint

$$\frac{d}{2} = \frac{D}{2} \sin \frac{\alpha}{2} \quad \text{vagyis} \quad d = D \sin \frac{\alpha}{2}.$$

A HB képletébe a vonatkozó behelyettesítéseket elvégezve és egyszerűsítve

$$\frac{F_1}{D_1^2} = \frac{F_2}{D_2^2} = \frac{F}{D^2} = \text{állandó, azaz } F = aD^2.$$

Ezért a golyóátmérőn kívül a hozzájuk tartozó terhelőerőket is szabványosították a különböző keménységű anyagok vizsgálatára. Az „ $a$ ” állandót acél és öntöttvas vizsgálatánál 30, réz, alumínium és ötvözeteik vizsgálatánál 10, szinalumíniumnál 5, ólomnál és ötvözeteinél, féhérfémnél 2,5-re választják. A szabványos golyóátmérők és terhelőerők a 20. táblázatban találhatók.