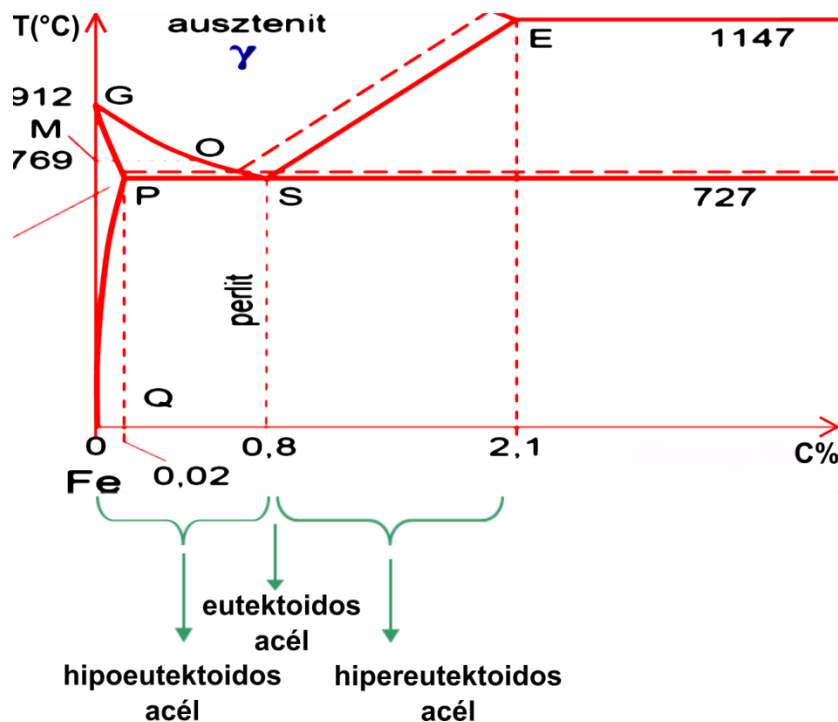


ACÉLOK HŐKEZELÉSE

Az acél alapvetően Fe-C ötvözet, melyet tulajdonságainak javítására további anyagokkal ötvözhetnek. (Az ötvözetlen acélok maximális széntartalma 2,1 %, de néhány erősen ötvözött szerszámacél esetében ez nagyobb mennyiség is lehet – 1. ábra).



1. ábra. Fe-C állapotábra acélokra vonatkozó része

Az acélok ma is a gépészeti anyagok legfontosabb csoportját képezik. A világ acéltermelése az elmúlt évben elérte az 1,7 milliárd tonnát, ez azt jelenti, minden személyre évente 200 kg-nyi acéltermelés jut. A nagymértékű felhasználás lehetővé válik, mert:

- gazdaságosan előállítható, nagyüzemi előállítása jó hatásfokú, újra feldolgozhatósága igen előnyös,
- technológiai eljárásokkal (alakítással, ötvözéssel, hőkezeléssel és ezek kombinációival) széles tartományban befolyásolhatók különböző tulajdonságai (pl. mechanikai jellemzők, korróziós viselkedés, stb.).

Hőkezelés hatására az acélok tulajdonságai széles határok között változtathatók, így szívóssági és szilárdsági értékeik a felhasználás követelményeinek megfelelően beállíthatók. A hőkezelés szó egy eljárásrend gyűjtőneve, melynek segítségével a fémek és ötvözeik szövetszerkezetét igényeinknek megfelelően termikus aktiválás révén változtatni tudjuk, a kezelt tárgy alakjának és kémiai összetételének megváltoztatása nélkül.

A hőkezelés programozott hevítésből, hőtartásból és lehűtésből álló művelet, amely változtatott paraméterek mellett akár többször is megismételhető, és melynek célja a munkadarab szövetszerkezetének illetve feszültségállapotának megváltoztatása az előírt tulajdonságok (szilárdság, szívósság, kopásállóság, megmunkálhatóság stb.) elérése érdekében.

Minden fémes anyag hőkezeltető, azonban az acélok ($C < 2,1 \%$) különösen alkalmasak arra, hogy tulajdonságaikat hőkezeléssel befolyásoljuk, mert:

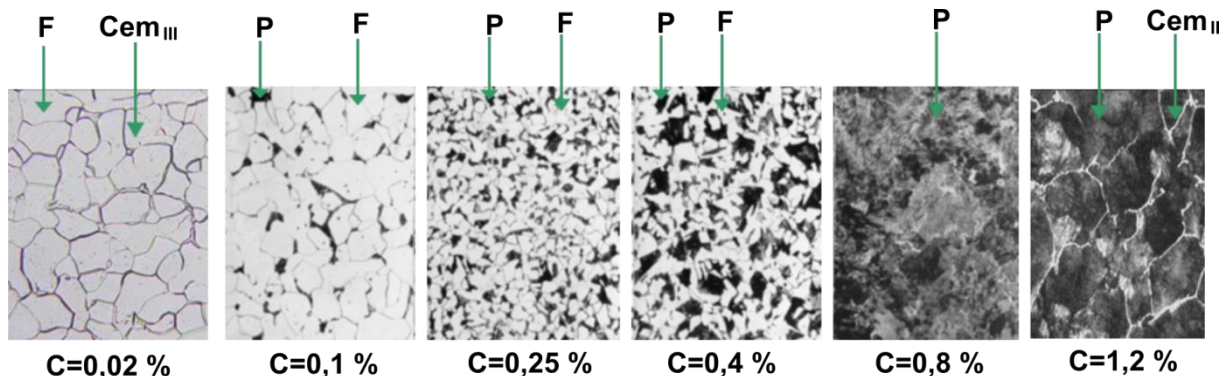
- olyan allotróp módosulatai vannak, amelyekhez ugrásszerű szénoldóképeség tartozik - γ ($C = 0,8\%$) fkk \rightarrow α ($C_{\max} = 0,02\%$) tkk térrács,
- ES, PQ vonal mentén a karbonra nézve korlátolt oldás van.

Az acélokat az általunk tárgyalt leggyakoribb hőkezelési műveletek előtt ausztenitesítjük. Az ausztenites szövetszerkezetet valóságos körülmények között *izotermikus* hevítéssel vagy *folyamatos* hevítéssel lehet létrehozni.

Az acélok szövetszerkezete

Az acélok szövetszerkezete lehet közelítőleg *egyensúlyi* (ahol a szövetelemeket alkotó fázisok koncentrációjának kiegyenlítéséhez szükséges diffúzióhoz elegendő idő áll rendelkezésre) és az egyensúlytól lényegesen eltérő, *nem egyensúlyi*. Az acélok egyensúlyi szövetszerkezete elméletileg végtelen kis sebességű hűtés, vagy hevítés során – a diffúziós folyamatok végbemenetelét segítő hosszú idő alatt – keletkezik. Ideálisan lassú hűtéskor az acélok egyensúlyi szövetlemeinek összetétele az Fe-C állapotábra szövetlemeinek összetételével egyezik meg.

A 2. ábra a hipoeutektoidos ($C < 0,8 \%$), az eutektoidos ($C = 0,8 \%$) és a hiper-eutektoidos acél ($0,8 \% < C < 2,1 \%$) egyensúlyi körülmények mellett lejátszódó átalakulásokat szemlélteti. Megállapítható, hogy a $0,8 \%$ széntartalmú (eutektoidos összetételű) ausztenit az S pontban a perlités vonalon (A_1 hőmérsékleten) alakul át perlités szövetszerkezetté. Ezt az átalakulást a hipoeutektoidos acélnál a GOS vonal alatt ferrit, a hipereutektoidos acélnál az ES vonal mentén, a szekunder cementit kiválása előzi meg. A perlit egy kétfázisú, rétegesen ferritből és cementitből álló szövetszerkezet.



2. ábra. Különböző széntartalmú acélok egyensúlyi körülmények közt kialakult szövetszerkezete
F- ferrit (α fázis), P- perlit ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$), Cem - Fe_3C - cementit

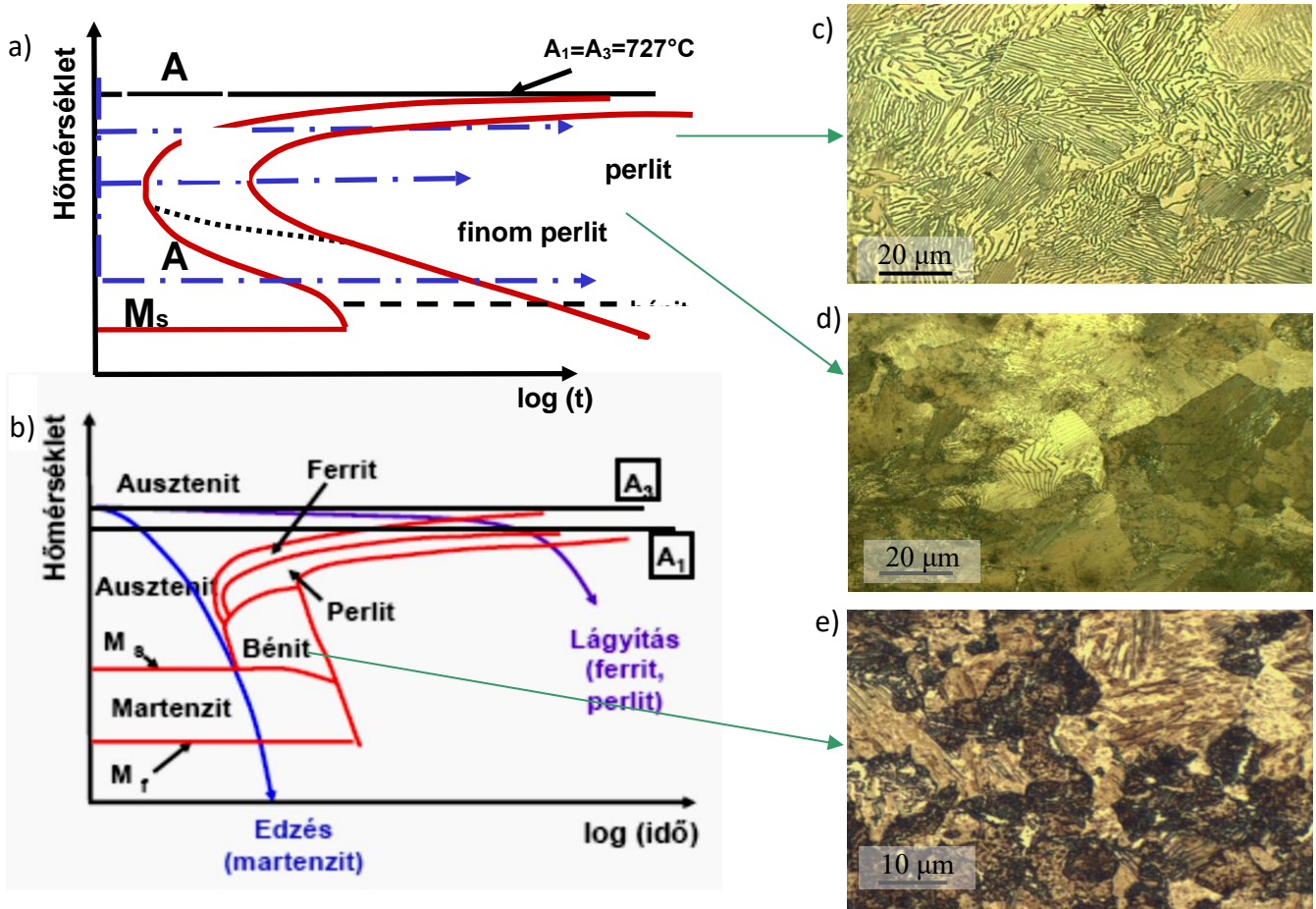
A **perlités átalakulás** az ausztenit krisztallit határain kiváló vaskarbid csírákkal veszi kezdetét. A C atomok az ausztenitből a csíra felé vándorolnak, így a csíra hosszirányban gyorsan növekedve cementit lemezzé növekszik, míg a környezete szénben elszegényedik és átalakul ferritté. Az így keletkező szövetelem a lemezes szerkezetű perlit. A jelenség az ausztenit krisztallit határain körben következik be, a perlitcsomók nagyjából azonos sebességgel növekszenek a szemcse belseje felé mindaddig, míg összeérve, összenöve be nem fejeződik az ausztenit átalakulása.

Az acélok nem egyensúlyi szövetszerkezetei

A valóságban a lehülési sebesség nem "végtelen lassú", hanem gyorsabb. A lehülés sebességének vagy a túlhűtés mértékének nagyságától függően változik a közel egyensúlyi állapotú ausztenit átalakulásának módja. Az ausztenit az A_1 hőmérséklet és kb. $550 \text{ }^\circ\text{C}$ között perlitésen alakul át.

Az átalakulási hőmérséklet csökkenésével a C atomok diffúziója is lelassul, azaz a C atomok kisebb út megtételére képesek, ennek eredményeként egyrészt a perlitben elhelyezkedő cementitlemezek vastagsága csökken, másrészt a ferritben maradó C atom koncentrációja növekszik. Az ilyen vékony lemezes szerkezet a finom perlit. Hasonlóképpen a lehűlés sebességének növelésekor csökken a keletkező perlit szövetszerkezetében a ferrit és a cementit részecskék mérete is.

A finom lemezes perlit szilárdsága és keménysége nagyobb lesz, mert a ferritben (túltelített szilárdoldat formájában) az ötvöző-tartalom növekedése szilárdságnövekedést okoz, míg a cementit lemezek vékonyabb és sűrűbb megjelenése az alakváltozásra képes ferrittartományok szűkítésével növeli a szilárdságot.



3. ábra. Ausztenit átalakulása
a) ötvöztelen, eutektoidos (C=0,8 %) acél izotermikus átalakulási diagramja
b) hipoeutektoidos acél folyamatos lehűlési diagramja
c) durvalemezes perlit d) finomlemezes perlit e) bénit

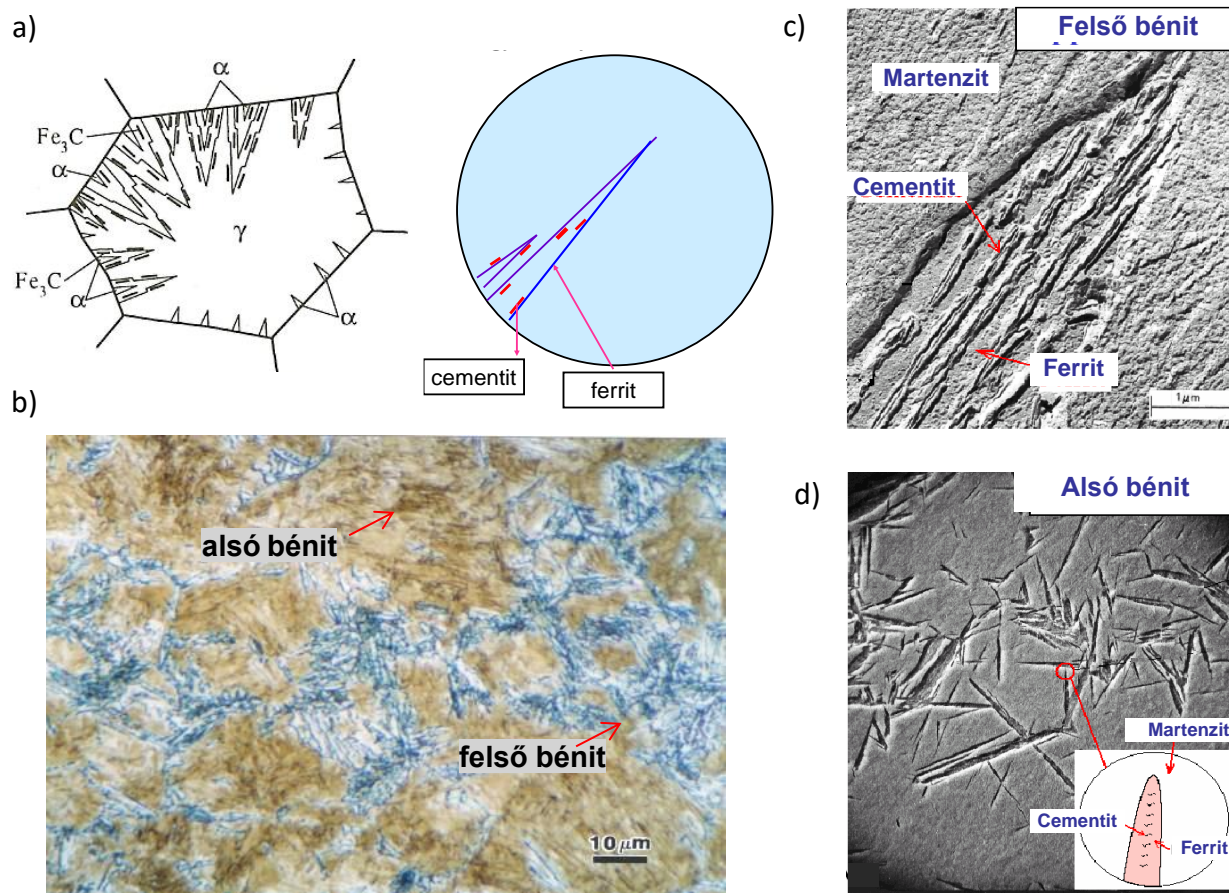
Megfelelően gyors hűtés esetén, a perlites átalakuláson kívül bénites és martenzites átalakulás is létrejöhet. Minél gyorsabb a lehűlés (minél kevesebb a diffúziós folyamat rendelkezésére álló idő), annál közelebb van az összetétel az allotróp átalakulás után is az ausztenit összetételéhez. A lehűlések során keletkező szövetszerkezetek a 3. ábrán láthatók.

Bénites átalakulás

Ha az ausztenitet 550°C és 250°C közé hűtjük, az átalakulás már más mechanizmussal megy végbe. Izotermikus átalakulásnál a perlites átalakulásnál nagyobb mértékű túlhűtés esetén már korlátozott a diffúzió sebessége. Ebben az esetben a $\gamma \Rightarrow \alpha$ átalakulás van "kedvezőbb helyzetben", a ferrit növekedése gyorsabb a szén diffúziójánál, az ausztenit

kristályhatáron tehát megjelennek a tű alakú ferrit csírák. A ferrittűk belsejében a túltelített ferritben – a C atomok kismértékű diffúziója révén – apró cementit szigetecskék (korongok) válnak ki. A ferrit növekedési sebessége lényegesen nagyobb, mint a diffúzió biztosított cementit képződés, ezért a cementit korongokat a ferrit "benövi", és kialakul a ferrit alapba ágyazott cementit korongocskákból álló szövetszerkezet, a bénit. Természetesen a bénit képződést befolyásolja a túlhűtés mértéke is. Ha a túlhűtés kisebb (a hőmérséklet 500°C körül), az ún. felső bénitot kapjuk. 250–350°C között azonban olyan nagy a $\gamma \Rightarrow \alpha$ átalakulás hajtóereje, hogy az ausztenit kristályhatáron szénnel erősen túltelített ferrit tűk jelennek meg, és a kis mértékű diffúzió nem teszi lehetővé, hogy a C atomok jelentős mennyisége kidiffundáljon Fe_3C korongokat képezve.

Az így kialakult alsó bénitben az Fe_3C már csak elektronmikroszkópi képeken fedezhető fel (4. ábra).



4. ábra. Bénit kialakulása az ausztenitből

a) A bénit képződési mechanizmusa

b) Fénymikroszkópos felvétel bénites szövetszerkezetről színes maratás után

c) 350-550 °C között kialakuló felső bénit (ferrittűk és hosszú cementit részecskék elegye)

d) 200-350 °C között kialakuló alsó bénit (vékony ferrit lemezek és nyújtott cementit részecskék elegye)

A bénites szövetszerkezetű acélok szilárdsági tulajdonságai (elsősorban a ferritben túltelített szilárdoldat formában jelen lévő C atomok szilárdságnövelő hatása miatt) jobbak, mint a perlites szövetszerkezetűeké. A bénites acélok szívóssági tulajdonságai (kontrakciója, nyúlása) sem kisebbek, mint a perliteseké, mert a cementit lemezek által okozott ridegítő hatás már nincs jelen.

A bénites átalakulás jellemzői:

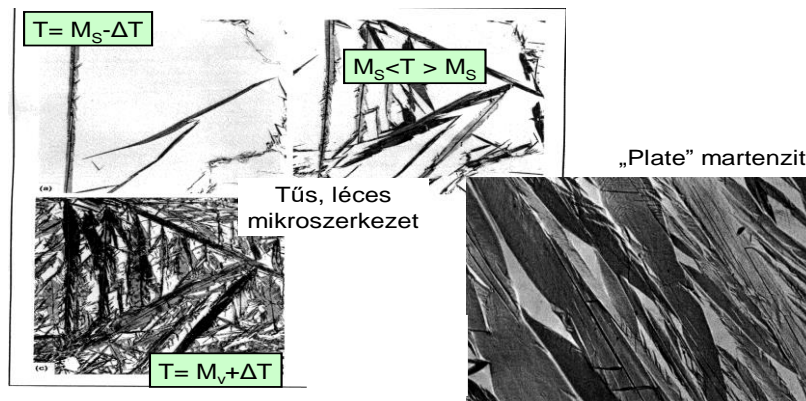
- diffúziós átalakulás,
- csíráképződéssel jár, a kezdő csíra a ferrit,
- bomlási folyamat: $\gamma \Leftrightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$,
- megfordítható, reverzibilis folyamat,

- izotermikus és folyamatos hűtéssel is létre hozható, de 100%-ban csak izotermikusan.

A jó alakváltozó képességű és szilárdságú bénites szövetszerkezetet rugóknál, dróthúzásnál, stb. használják ki, de más területeken is terjed (hazánkban a huzalgyártásnál „patentírozás”, az USA-ban „izotermikus edzés” elnevezésű az eljárás). Csak bénitből álló szövetszerkezetet kizárólag izotermikus hőkezeléssel lehet létrehozni.

Martenzites átalakulás

Ha az ausztenitet a kritikus lehítési sebességnél gyorsabban, kb. 250 C°-ra le tudjuk hűteni úgy, hogy diffúziós átalakulás ne jöhessen létre, az átalakulás egy új mechanizmussal, martenzites átalakulással megy végbe. Ilyenkor csak a $\gamma \rightarrow \alpha'$ allotróp átalakulás következik be, azaz az ausztenit átalakulása a térrács szerkezetének megváltozásával, gyakorlatilag diffúzió nélkül megy végbe. Az így keletkező szövetszerkezet az 5. ábrán látható.

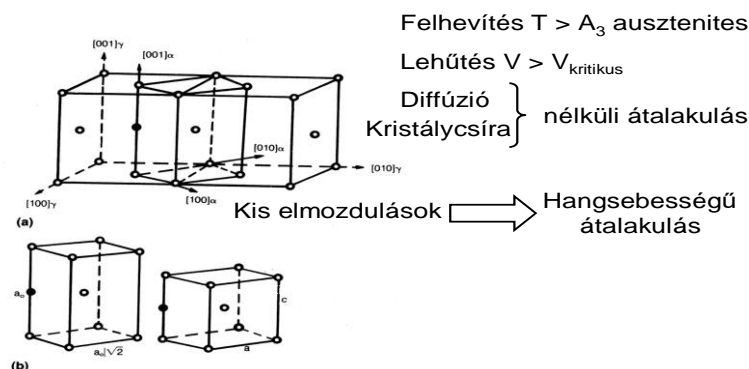


5. ábra. A martenzit különböző megjelenési formái

Fontos megjegyezni, hogy.

- **a kritikus alsó hűtési sebesség**, az a sebesség, amelynél nagyobb hűtési sebesség esetén már keletkezik martenzit.
- **a kritikus felső hűtési sebesség**, az a sebesség, amelynél nagyobb hűtési sebesség esetén már csak martenzit keletkezik.

Martenzites átalakuláskor az ausztenit fkk térrácsa tkk térráccsá alakul, miközben a szén nem tud kiválni, így tetragonálissá torzítja azt. A martenzites átalakulást egyszerű módon magyarázza a Bain-modell, ahogy azt a 6. ábrán láthatjuk.



6. ábra. A martenzites átalakulás Bain modellje

Ausztenitesítési diagramok

Az acélok hőkezelése során a programozott hevítés gyakran az ausztenites zónába történik, ahol hőntartás, majd hűtés következik.

Az ausztenit az acélokban valóságos körülmények között létrehozható izotermikus illetve folyamatos hevítéssel. Az ausztenitesedés folyamatát az ausztenitesedési diagramok mutatják (7. ábra).

Az **izotermikus** viszonyok közötti ausztenitesítéshez a hevítésnek olyan gyorsnak kell lennie, hogy annak időszükséglete az ausztenitesedés szempontjából elhanyagolható legyen, így konstans hőmérsékleten – izotermán – értékelhető az ausztenitesedés folyamata, azaz az ausztenit képződés kezdetéhez és befejeződéséhez szükséges időtartam.

Az izotermikus diagramok használhatósága korlátozott, mivel a gyakorlatban a nagyobb alkatrészek esetén nehéz, vagy nem is lehet az izotermikus hevítés feltételeit megvalósítani.

A **folyamatos hevítésre** felvett T-lg(t) diagramban egy felhevítési sebesség vonalat kiválasztva az ausztenitesedés kezdetét az Ac_1 , befejeződését az Ac_3 görbével való metszéspont fejezi ki. Az Ac_1 és az Ac_3 görbék asszimptotái az A_1 és A_3 egyensúlyi átalakulási hőmérsékletek, melyek elvben a végtelen lassú hevítéshez tartoznak.

Az ausztenitté alakulás Ac_3 hőmérsékleten ugyan befejeződik, de ekkor az ausztenit még inhomogén, vagyis az előzőleg perlites helyeken több, míg a korábban ferrites helyeken kevesebb szén tartalmaz. Az ausztenitesítés hőmérsékletét és időtartamát úgy kell megválasztani, hogy elfogadható homogenitású, de még finomszemcsés ausztenit jöjjön létre az ebből az állapotból induló hőkezelés(ek)hez. A folyamatos hevítés sebessége az átalakulást a nagyobb hőmérséklet és a kisebb idő irányába tolja el. Az ausztenitesítési diagramokról leolvasható, hogy adott hevítési viszonyok mellett mennyi idő múlva kezdődik az átalakulás, és mennyi idő múlva ér véget.

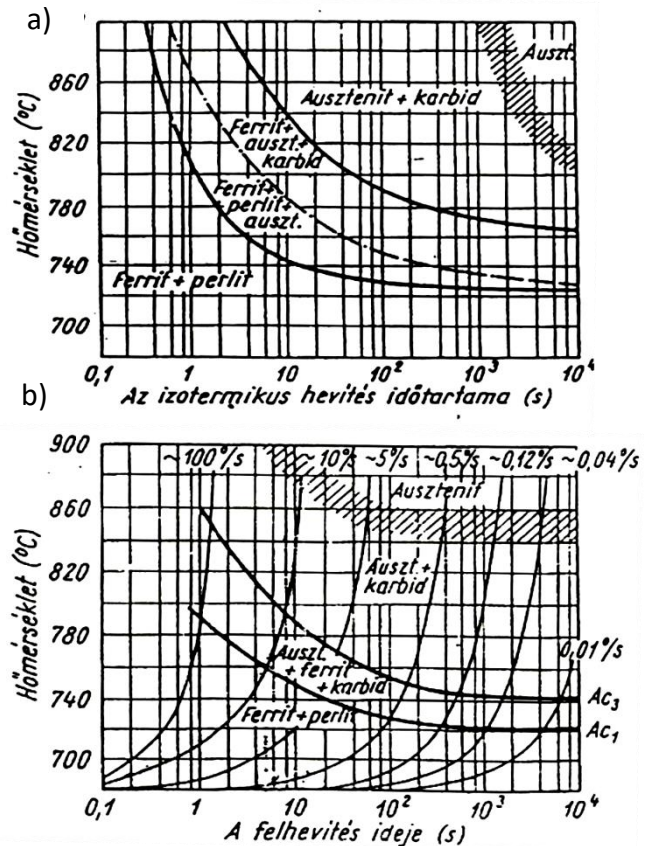
A folyamatos hevítésre érvényes diagramokat szabályozható sebességgel hevített darabok dilatációs görbéi alapján veszik fel.

A hevítéssel keletkezett ausztenit tulajdonságai

A hevítéskor keletkezett ausztenit tulajdonságai az összetételétől, annak egyenletességétől és nem utolsósorban a kiinduló szemcsenagyságtól függenek. A hevítéskor kialakuló ausztenit szemcsenagysága a hevítés hőmérsékletétől, a hőtartási időtől, az ausztenit összetételétől függ.

A szemcsenagyság szerepe elsősorban a lehülés közben bekövetkező átalakulásoknál jelentős, hiszen a szemcsehatár a legreakcióképebb.

A hevítéssel keletkező ausztenit legfontosabb tulajdonsága az, hogy szemcsenagysága nem állandó, hanem mindaddig, amíg az acél ausztenites állapotban van a szemcsenagyság állandóan nő, és hűtéskor a lehülési sebességtől függetlenül megtartja a hevítésnél



7. ábra. Hipoeutektoidos acél ausztenitesítésekor lejátszódó folyamatok
a) izotermikus hevítésekör
b) folyamatos hevítésekör

kialakult szemcseszerkezetet. Ezt a viselkedést *irreverzibilis szemcsedurvulásnak* nevezük.

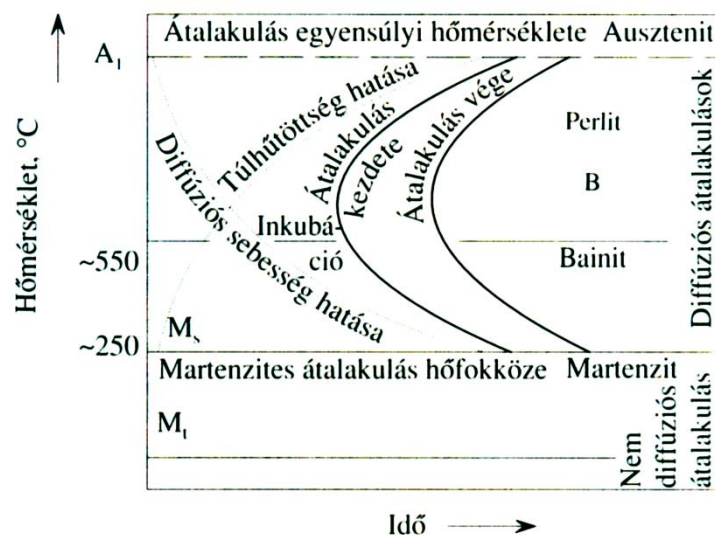
Az hevítés hőmérsékletének növelésével az ausztenit szemnagysága nő. A hőntartási idő növelése is szemcsedurvuláshoz vezet, bár ennek hatása kisebb, mint a túlhevítésé.

Lehűtés

Az ausztenitesítést követő hűtés során lejátszódó, diffúziós és diffúziómentes átalakulásokat az ausztenit átalakulási diagramok szemléltetik.

Ausztenit átalakulási diagramok

Az átalakulási folyamatot két ellentétes hatás befolyásolja: a ΔT túlhűtéssel az átalakulási kényszer nő (az átalakulásra képes kritikus csíraméret egyre kisebb lesz), viszont az így kialakult kis(ebb) hőmérsékleten a diffúzió sebessége csökken. E két hatás együttesen eredményezi, hogy az ausztenit átalakulásainak T hőmérséklettől függő t időszükségletét $T-\lg(t)$ koordináta-rendszerben, *C-alakú görbék* jellemzik (8. ábra). A C-görbék fontos segédletei a leggyakrabban alkalmazott hőkezelési technológiáknak.



8. ábra. Az ausztenit átalakulásának időszükséglete (C görbe)

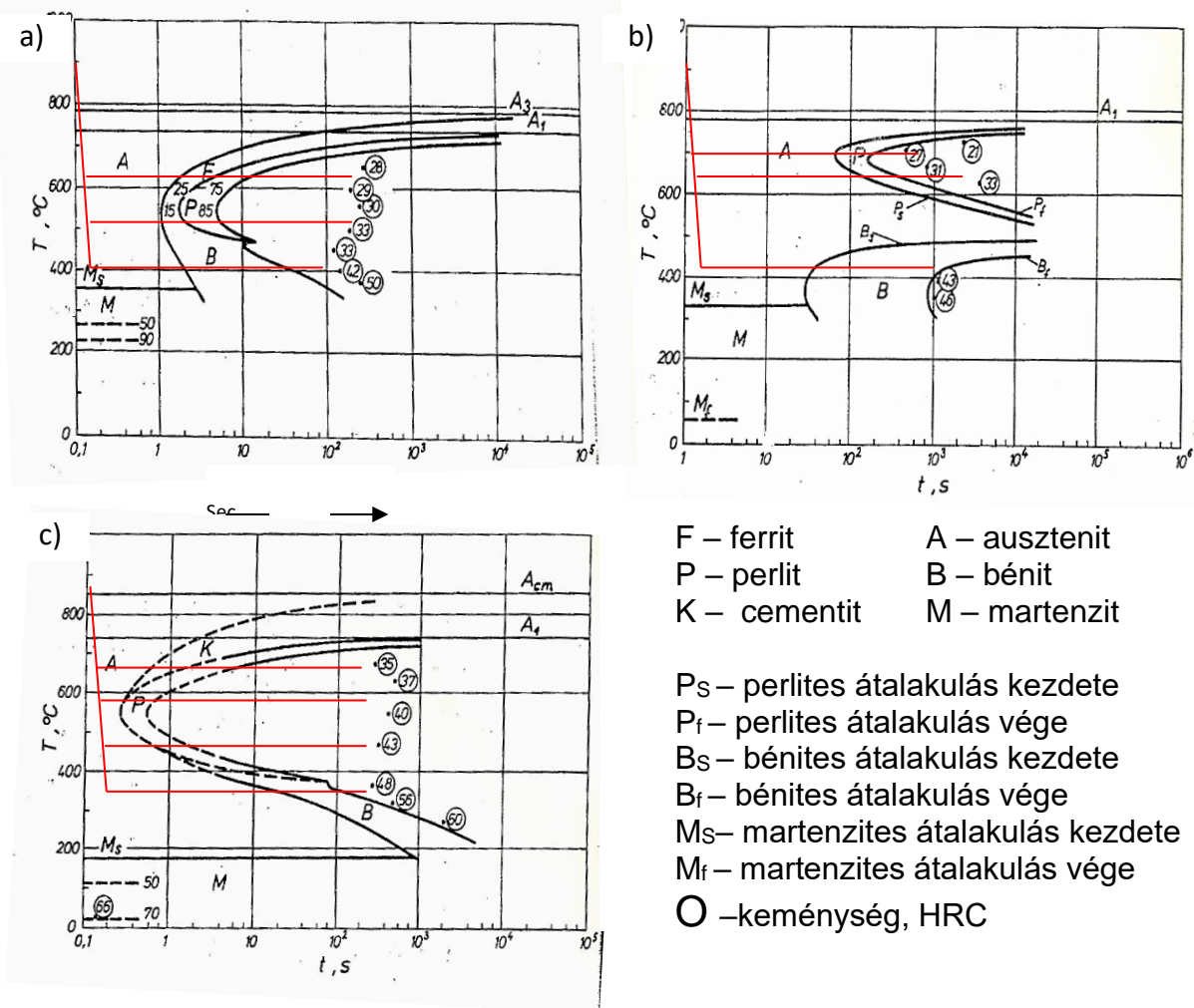
A nem egyensúlyi átalakulások nemcsak az átalakulási hőmérsékleteket, hanem a hevítéskor és a hűtéskor keletkező szövetelemek mennyiségi és minőségi viszonyait is megváltoztatják. A nem egyensúlyi átalakulásokat izotermikus (közel állandó hőmérsékleten), illetve folyamatos lehűlésnél vizsgálhatjuk.

A nem egyensúlyi átalakulási görbék az ausztenit átalakulásának kezdetét és végét valamint a belőle kialakuló szövetszerkezeteket mutatják.

Az izotermikus átalakulási diagramok konstans hőmérsékleten (izotermán) diffúziós átalakulásokra mutatja az átalakulás kezdetéhez és befejeződéséhez szükséges időtartamokat (9. ábra), továbbá a kialakuló szövetszerkezet összetevőit, keménységét

Az izotermikus átalakulás csak kisméretű próbatesteken, az ausztenit gyors hűtésével (pl.: só vagy fémfürdőben), majd hőntartással valósítható meg. A gyakorlatban az izotermikus átalakulást patentírozás műveleténél használják ki, ahol többnyire bénites szövetszerkezet létrehozása a cél.

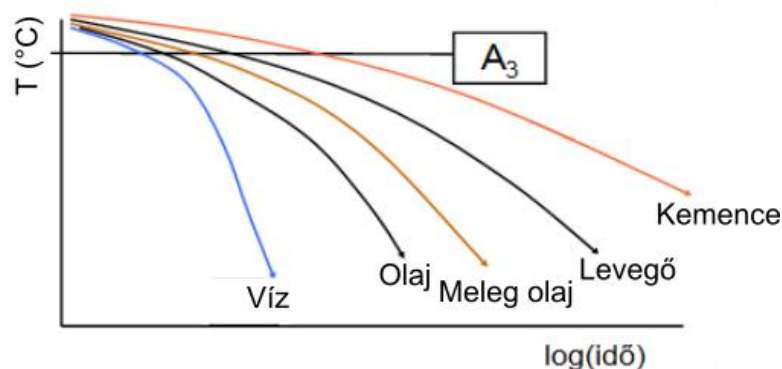
A gyakorlatban a hűtés ritkán izotermikus, leggyakrabban folyamatos, azaz a lehűtés az hevítési hőmérsékletről szobahőmérsékletre szabályozottan történik. A lehűtés sebességét az elérni kívánt szövetszerkezeti változás határozza meg.



9. ábra. Különböző acélok izotermikus lehülési görbéi

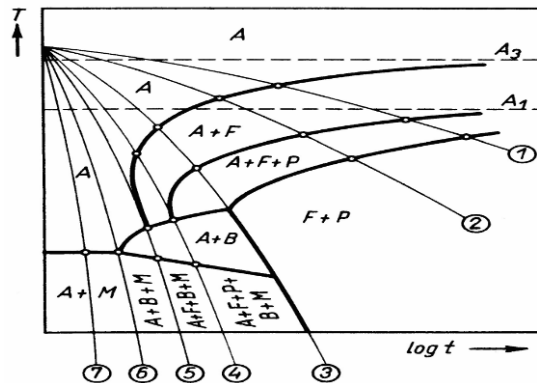
- a) Ötvöztelen hipoeutektoidos acél (C=0,44 %, Mn=0,66 %, Si=0,22 %, P=0,022 %, S=0,029 %) $T_{\text{ausztenitesítés}} = 880^{\circ}\text{C}$
- b) Közel eutektoidos, gyengén ötvözött acél (C=0,43 %, Mn=0,04 %, Si=0,14 %, Cr=3,52 %, P=0,015 %, S=0,012 %) $T_{\text{ausztenitesítés}} = 1050^{\circ}\text{C}$
- c) Ötvöztelen hipereutektoidos acél (C=1,03 %, Mn=0,22 %, Si=0,17 %, P=0,014 %, S=0,012 %) $T_{\text{ausztenitesítés}} = 860^{\circ}\text{C}$

A folyamatos hűtésre vonatkozó ausztenit átalakulási diagramok, T-lg(t) koordináta-rendszerben, egy bizonyos hűtőközeg által meghatározott hűtés (lehülési görbe) mentén mutatják az átalakulások kezdő és véghőmérsékletét, a hozzájuk tartozó időtartamokat, valamint a várható szövetelemeket, ill. keménységértékeket is. A hűtési sebesség lehet gyors (edző, rögzítő hatású), normál (rendszerint levegőn) és lassú (lágyító hatású) (10. ábra).



10. ábra. Hűtőközegek hatásai folyamatos lehülések során

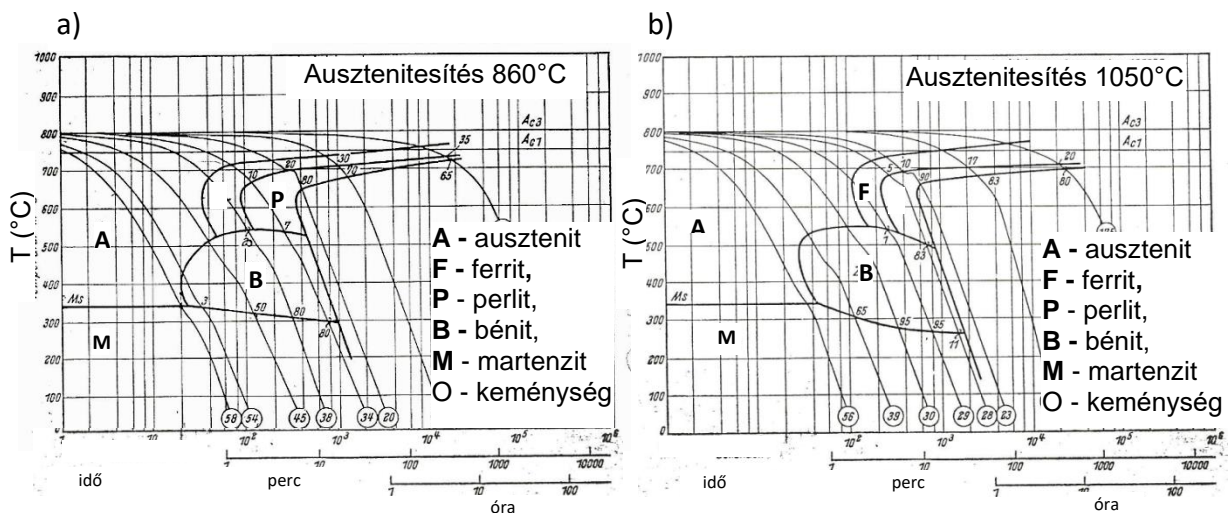
A folyamatos lehülési görbe kezelése hasonló az izotermikushoz. Természetesen, míg izotermikusnál az ausztenit átalakulásának kezdetét és végét az izotermákon, úgy a folyamatos átalakulásnál a lehülési görbéken adjuk meg. Az egyes átalakulások végét jelző vonalaknál az átalakult szövetelemek %-os mennyisége, a lehülési görbék végén a keletkezett szövetszerkezet keménysége van feltüntetve (11. ábra).



11. ábra. Egy hipoeutektoidos acél elvi folyamatos átalakulási diagramja

A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramokon (T-lg(t) diagramok), az ausztenitesítés hőmérsékletét, valamint a kritikus átalakulási hőmérsékleteket (A_{c1} , A_{c3} , A_{cm}) mindig fel kell tüntetni.

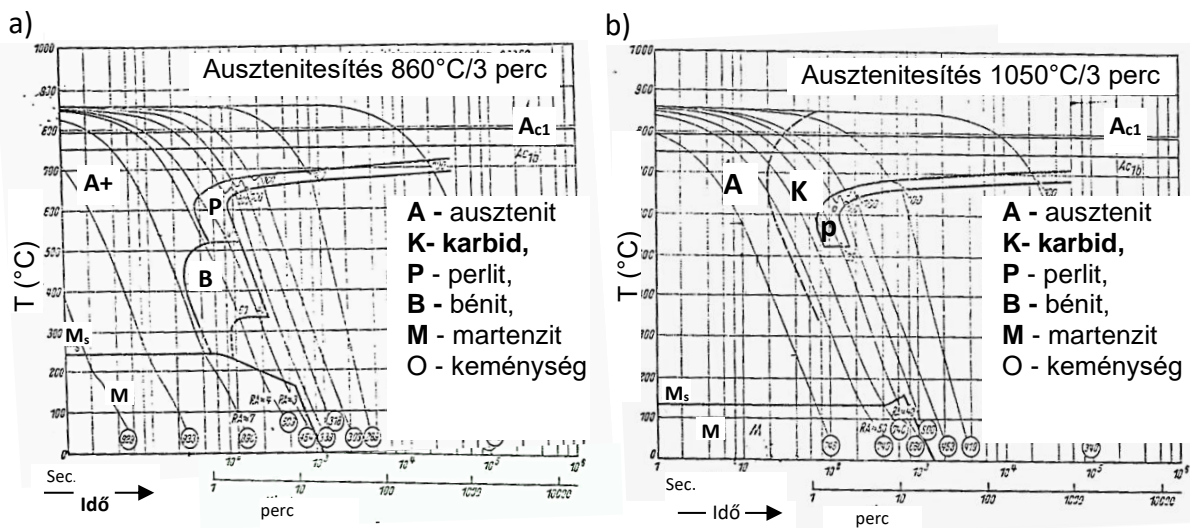
Az átalakulások mindig csak a különböző hűtési sebességekre vonatkozó lehülési görbék mentén elemezhetők. A diagramon nem szereplő hűlés görbe berajzolható, figyelembe véve, hogy a hűlés görbék egymást nem keresztezhetik.



12. ábra. Különböző hőmérsékleteken ausztenitesített 36Cr6 összetételű hipoeutektoidos acél (C=0,36 %, Mn=0,49 %, Si=0,35 %, Cr=1,54 %, P=0,021 %, S=0,020 %) folyamatos lehülési diagramjai

a) $T_{\text{ausztenit}}=860^{\circ}\text{C}$

b) $T_{\text{ausztenit}}=1050^{\circ}\text{C}$



13. ábra. 100Cr6 összetételű (C=1,04 %, Mn=0,33 %, Si=0,26 %, P=0,023 %, S=0,008 %) hipereutektoidos acél különböző ausztenítési hőmérsékletekről végzett folyamatos lehülési diagramjai

a) $T_{\text{ausztenítés}} = A1 + 50^{\circ}\text{C}$;

b) $T_{\text{ausztenítés}} = A_{\text{cem}} + 50^{\circ}\text{C}$

A lehülés során az egyensúlyi és a nem egyensúlyi fázisok, szövetelemek csak ausztenitből keletkezhetnek, a kialakult szövetszerkezet tovább már nem alakul. A keletkezett átalakulási, bomlási termék izotermás átalakulásnál csak az átalakulási hőmérséklet, míg folyamatos hűtésnél a hűtési sebesség függvénye.

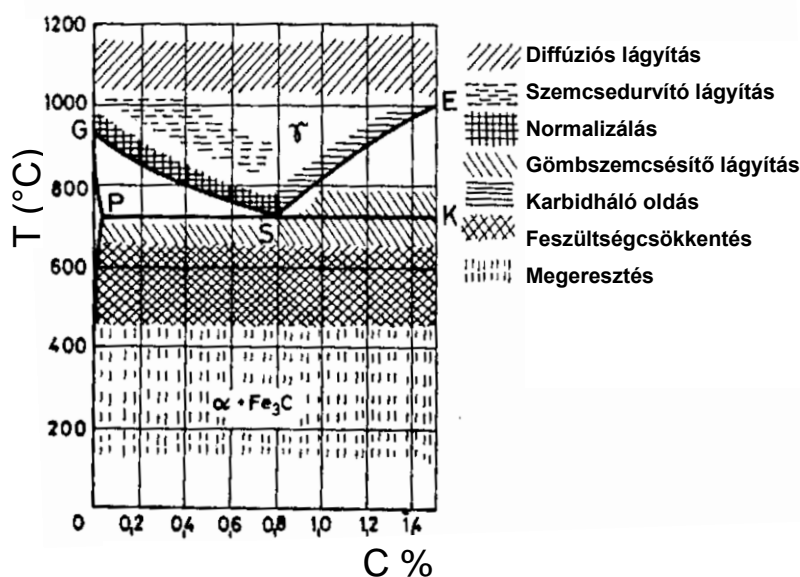
Egy ausztenit átalakulási diagram csak adott kémiai összetételre és kiinduló ausztenites állapotra (homogenitás, szemcseméret) vonatkozik. Különböző hőmérsékleteken végzett ausztenítés után, azonos hűtési feltételekkel végzett hőkezeléssel a létrejövő szövetelemek mennyiségi aránya, ezáltal a darab keménysége különböző.

Az átalakulások folyamatos hűtésnél kisebb hőmérsékleten hosszabb lappangási idő után játszódnak le, mint az izotermikus átalakulásoknál. Az átalakulási görbék a folyamatos hűtés esetén az izotermikus átalakulási diagramokhoz viszonyítva lefelé és jobbra tolódnak el. A 12-13. ábrán különböző összetételű acélok lehülési görbéi láthatók.

Hőkezelési eljárások

A hőkezelési eljárások alaptípusai: a lágyítás, a feszültségcsökkentő hőkezelés, a normalizálás (lehűtés levegőn), az edzés, a megeresztés, valamint a patentírozás.

Az ausztenítési hőmérsékletek betartása nagyon fontos, mert a szükségtelenül nagy hőmérséklet a szemcse eldurvulását, fokozott elhúzódadást, bizonyos esetekben repedések kialakulását eredményezi. A nagyon kis hőmérséklet szintén káros, mert nem kapjuk meg a kívánt szövetszerkezetet pl. túl kicsi edzési hőmérséklet esetén a ferrit nem tud átalakulni,



14. ábra. A hőkezelési műveletek hőmérséklettartománya a vas-szén ötvözetek egyensúlyi diagramjában

a martenzit mellett nagyon lágy ferrit lesz. A vas-szén állapotábrán található különböző hőkezelési tartományok a 14. ábrán láthatók.

Lágyítás

A lágyítás célja: az egyensúlyi állapothoz közeli állapot beállítása. A nagyobb ($C > 0,4\%$) C tartalmú acélok csak lágyított állapotban forgácsolhatók könnyen.

Megvalósításának módja: az ausztenit mezőből ($A_3 + 20-50^\circ\text{C}$) való igen lassú – kemencében történő – hűtés. Erősen ötvözött anyagoknál az ötvözők (pl. karbidképzők) oldatba vitele céljából alkalmazzák a nagy hőmérsékletű, úgynevezett diffúziós lágyítást

A lágyítás speciális módja a lemezes cementit gömbszerűvé alakítása (szferoidizálás), mely anyagok hidegen kiválóan alakíthatók. A hasonló, gömbszemcsés cementitet létrehozó lágyításnál a hevítési hőmérsékletek:

- hipoeutektoidos acélnál PS alatt,
- hipereutektoidos acélnál ingázás az SK vonal körül vannak.

Feszültségcsökkentő hőkezelés

A feszültségcsökkentő hőkezelés célja: a gyors hűtési folyamatok által okozott belső feszültségek csökkentése, edzés, hegesztés vagy alakítás közbeni elhúzóadásra vagy repedésre érzékeny darabok esetén.

Megvalósításának módja szobahőmérsékletéről $550-670^\circ\text{C}$ hőmérsékletre hevítés utáni 2-4 óra hőntartás, majd lassú hűtés.

Normalizálás

A normalizálás célja: a szövetszerkezetre ható változtatások hatásának visszaállítása teljes vagy részleges újrakristályosítással, illetve az előzőleg durvaszemcsés acél szilárdsági tulajdonságainak javítása. Kis széntartalmú anyagoknál a lágyított állapothoz viszonyítva jobb a normalizált anyag forgácsolhatósága is. Gyakran ebben az állapotban adják meg az anyag mechanikai tulajdonságait.

Megvalósításának módja az ausztenitesítés hőmérsékletéről nyugvó levegőn történő lehűtés. A hőntartási idő hosszabb, mint 30 perc.

A normalizálás előtti hevítés hőmérsékletei:

- hipoeutektoidos acélok esetén $30...50^\circ\text{C}$ a GS vonal felett,
- hipereutektoidos célok esetén $30...50^\circ\text{C}$ az SK vonal felett, vagy (ritkán) a szemcsedurvulás miatt) $30...50^\circ\text{C}$ az SE vonal felett vannak.

Edzés

Az edzés célja: a martenzites vagy bénites szövetszerkezet létrehozása.

Megvalósításának módja a teljes- vagy részleges ausztenitesítés után az ausztenitesítés hőmérsékletéről ($A_3 + 30-50^\circ\text{C}$) az acélra jellemző felső kritikus sebességnél nagyobb hűtési sebességgel történő hűtés.

Az acél összetételétől függően a felső kritikus sebességet biztosító hűtőközeg különböző (víz, olaj vagy akár levegő) lehet.

A gyakorlatban a martenzit tulajdonságainak, valamint a kritikus hűtési sebesség biztosítása miatt, az edzhető ötvözetlen acélok széntartalma nagyobb, mint $0,2\%$.

Ötvözetlen acélok estében csak a víz hűtés biztosítja a kritikus hűtési sebességnél nagyobb sebességet.

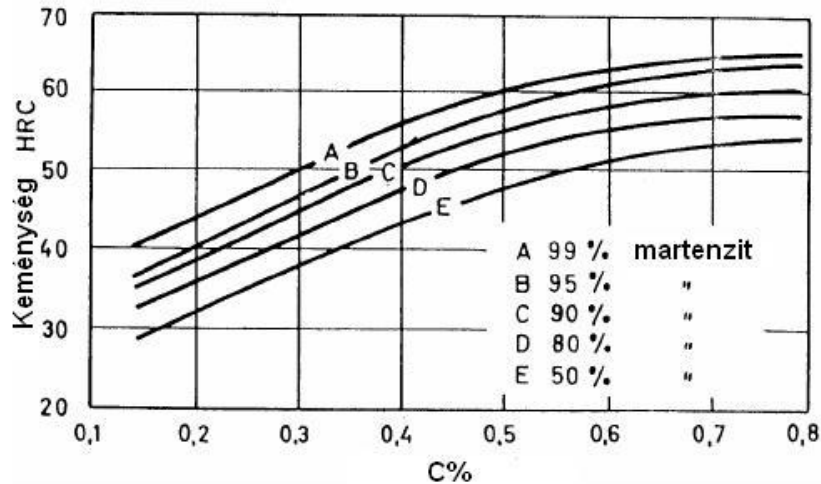
Hipoeutektoidos acélok edzésénél a teljes austenitesítés hőmérséklete $30-50^\circ\text{C}$ -al a GS vonal felett van. Edzés után a martenzit mellett maradék ausztenit is keletkezik, ha a C-tartalom $0,5-0,8\%$ között van.

Hipereutektoidos acélok edzésénél a részleges ausztenitesítés hőmérséklete 30-50°C fokkal az SK vonal felett helyezkedik el. Az eredmény: finomszemcsés martenzit és kevesebb maradék ausztenit, mint az SE vonal feletti hevítésnél. Az edzés után a szövetszerkezet martenzitet, vaskarbidot és maradék ausztenitet tartalmaz.

Az acél gyakorlati edzhetőségi feltételei:

- szénttartalom nagyobb, mint 0,2 %,
- a hevítés az ausztenites mezőbe történik,
- a kritikusknál gyorsabb a hűtési sebesség.

A kialakuló keménység az acél szénttartalmától és a létrejött martenzit mennyiségétől függ (15. ábra).



15. ábra. A keménységváltozása a szénttartalom és a martenzit arány függvényében

Megeresztés

A megeresztés célja az edzett, rideg martenzites szövetszerkezet módosítása, hogy a dinamikus igénybevételekkel szembeni ellenállás és a szívósság növekedjék.

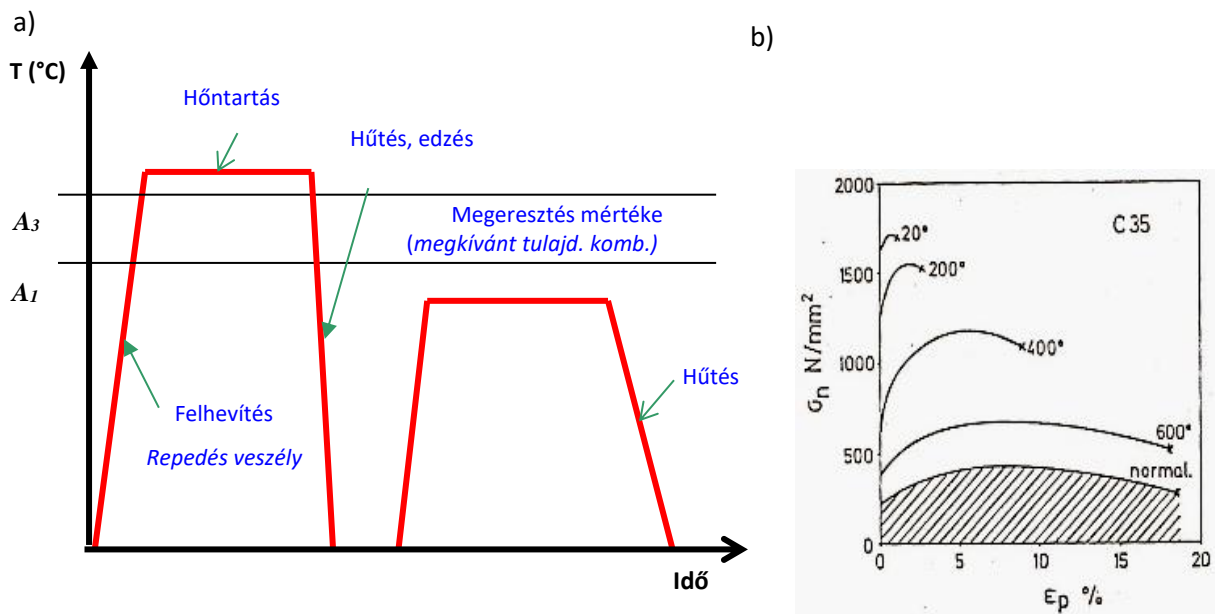
Megvalósításának módja az, hogy az edzést követően a célnak megfelelő hőmérsékletre hevítjük az alkatrészt, majd megfelelő ideig hőn tartjuk és azt követően lehűtjük (16a) ábra). Az anyagjellemzők a hőmérséklet és a hőntartási idő függvényében változnak (16b) ábra).

A kis hőmérsékleten (100-300°C) végrehajtott megeresztés során a martenzites állapottal járó ridegség csökkenthető, miközben a keménység nem, vagy csak alig változik. A nagy hőmérsékleten (500-680°C) végrehajtott megeresztés során a martenzit megbontásával, finom karbid-eloszlás és jelentős szívósság növekedés érhető el. A lejátszódó folyamatokat a 17. ábra szemlélteti.

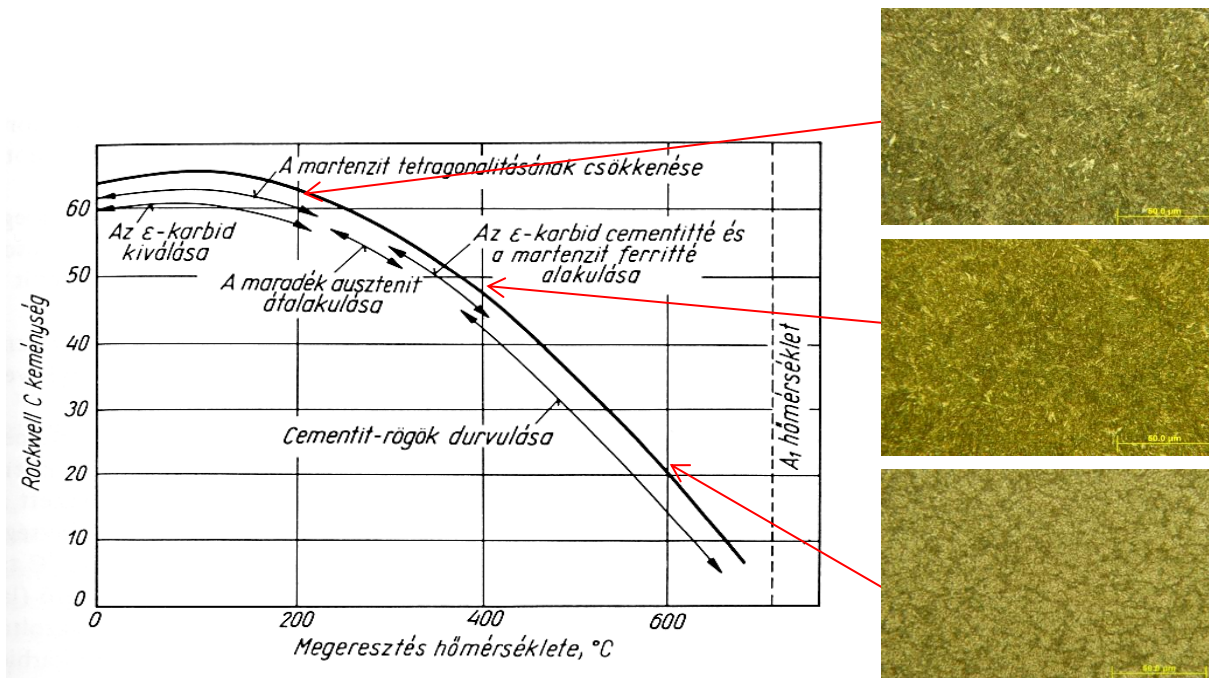
A kisebb hőmérsékleteknél és rövidebb idő alatt a keménységcsökkenés kicsi, ugyanakkor a képlékenység- illetve szívósság kevésbé növekszik.

A megeresztés hőmérsékletére a rideg (edzett állapotú) darabokat óvatosan kell felhevíteni, mert a hőfeszültségekre nagyon érzékenyek.

Adott idejű megeresztéseknél, a megeresztési hőmérséklet növelésénél, a keménység és a szilárdság változása kezdetben nem jelentős. A hőmérséklet jelentős növelésével a keménységcsökkenés (és az alakíthatóság ill. szívósságnövekedés) mértéke jelentős lesz.



16. ábra. a) Edzés+ megeresztés folyamata, b) C35 acél szakítógörbéinek változása a megeresztési hőmérséklet függvényében

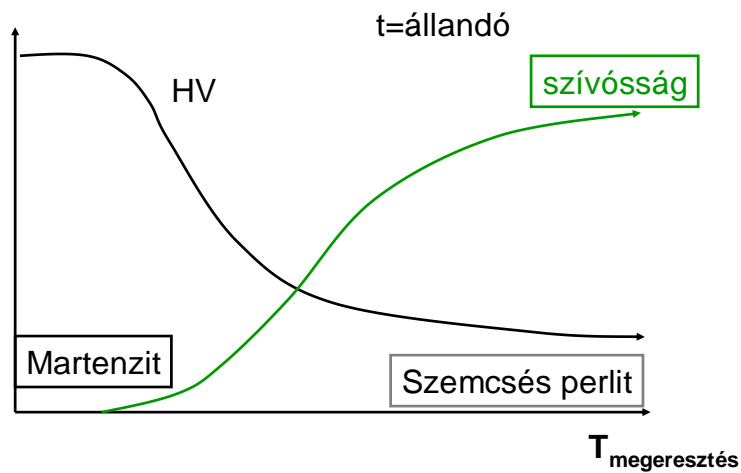


17. ábra - A megeresztési hatására létrejövő változások edzett eutektoidos acélban

Nemesítés

Az edzést és a nagy hőmérsékletű megeresztést (550-650°C) nemesítésnek nevezzük. Célja a dinamikus igénybevételnek kitett gépalkatrészek (tengelyek, hajtóműalkatrészek) anyagát olyan ferrites-cementites szövetszerkezetűvé tenni, hogy az anyag a nagy folyáshatár és a jelentős kifáradási határ ellenére is szívós maradjon. A nemesítés után nyert szövetszerkezet sferoidit vagy szemcsés perlit.

Erősen ötvözött acélok esetén a nagy hőmérsékletű megeresztés kiváló keménységet hozhat létre. A megeresztés okozta tulajdonságváltozások a 18. ábrán láthatók.



18. ábra. A megeresztés hőmérsékletének hatása a szívósságra és a keménységre

Felkészülést segítő kérdések:

- Fogalmazza meg a hőkezelés fogalmát!
- Ötvöztelen szénacéloknál milyen szövetszerkezeti elemeket különböztetünk meg egyensúlyi körülmények között történt lehűlés után (szobahőmérsékleten)?
- Ötvöztelen szénacéloknál milyen szövetszerkezeti elemek alakulnak ki az ausztenitből egyensúlyitól eltérő körülmények között történő lehűlés során?
- Hogyan képződik a *durva perlit*?
- Hogyan jön létre a *finom perlit*?
- Milyen szövetszerkezeti elem a *bénit*?
- Milyen szövetszerkezeti elem a *martenzit*?
- Melyek az alapvető hőkezelési eljárások?
- Milyen hőkezelés a *lággyítás*?
- Milyen hőkezelés a *feszültségcsökkentő hőkezelés*?
- Milyen hőkezelés a *normalizálás*?
- Milyen hőkezelés az *edzés*?
- Mik az edzhetőség feltételei?
- Milyen hőkezelés a *megeresztés*?
- Milyen hőkezelés a *nemesítés*?
- Hogyan változik adott ötvöztelen szénacél keménysége a megeresztési hőmérséklet függvényében?
- Hogyan változik adott ötvöztelen szénacél szívóssága a megeresztési idő függvényében?

Felhasznált és ajánlott irodalom:

- Szombatfaly Árpád: A hőkezelés technológiája. Franklin nyomda, Budapest, 1985.
- Dr. Gillemot László: Anyagszerkezettan és anyagvizsgálat. Tankönyvkiadó, 1972.
- Artinger-Kator-Romvári: Fémek Technológiája. Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1975.

KEMÉNYSÉGMÉRÉS

Elméleti áttekintés

A korai keménységmérési eljárások (1822) a természetes ásványokon alapultak, mégpedig azon a jelenségen, hogy a keményebb anyag karcolta a lágyabbat. Meghatározott anyagok ezen tulajdonságát sorba rendezve az úgynevezett Mohs-skála adódik, amelynek tetején a gyémánt található (keménységindexe 10), míg a skála alján a zsírkő helyezkedik el (keménységindexe 1). A bázisnak választott ásványokkal elvégezve a karcolási tesztet, az adott anyag viszonylag egyszerűen besorolható két ásvány közé (az egyik ásványt az adott anyag már nem karcolta, a Mohs-skálán alatta elhelyezkedő ásványt pedig már igen). A pontosabb, mennyiségi vizsgálatok a későbbiek során alakultak ki, amelyek adott geometriájú (nagy keménységű) behatolótestet definiált körülmények között (erőhatás, sebesség, időtartam) a mérendő anyagból készült próbatest felületébe kell nyomni. A behatolótest által okozott képlékeny alakváltozás nyomát lemérve, egyszerű összefüggésekkel meghatározható a keménységre jellemző számérték, amely relatív mennyiség, ami azt jelenti, hogy pontosan csak az azonos eljárással meghatározott mennyiségek hasonlíthatók össze.

A többi mechanikai anyagvizsgálathoz képest, a keménységmérési eljárások:

- egyszerű, viszonylag gyors eljárások, valamint a próbatest előkészítése általában nem igényel különleges módszert.
- alapvetően roncsolásmentes eljárásokról van szó, mivel a keménységmérés minimális felületi nyomot hagy a darabok felületén.
- más mechanikai tulajdonságok is származtathatók a keménységmérési adatokból.

A keménységmérő eljárásokat az alábbiak szerint csoportosíthatjuk:

- Statikus mérések: Brinell-, Vickers-, Knoop-, Rockwell-eljárások
- Dinamikus mérések: Poldi-eljárás, Szkleroszkóp, Duroszkóp
- Különleges mérések: Műszerezett mérés

Statikus mérések

Brinell-eljárás

A keménységmérés során keményfémből készített golyót kell F erővel a próbatest előkészített és síknak tekinthető felületébe nyomni (1. ábra). A mérőszerszám által okozott lenyomatról feltételezhető, hogy egy gömbsüveg (2. ábra). A Brinell-keménységmérés mérőszáma a terhelőerő és a lenyomat felületének a hányadosa:

$$HBW = \frac{F}{D\pi h}$$

ahol D - golyóátmérő (mm), F - a terhelő erő (kp). Mivel a fenti keménységdefiníció megfogalmazásakor a geometriai adatokat mm-ben az F terhelőerőt kp-ban mérték (ma N-ban) az azóta eltelt időszakban óriási adatmennyiség halmozódott fel, és azért hogy a régebben és a ma mért adatok könnyen összevethetők legyenek, a fenti képletet az alábbi alakban használjuk:

$$HBW = \frac{0,102F}{D\pi h} = \frac{0,204F}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}$$

ahol D - golyóátmérő (mm), h - gömbsüveg magassága (mm), d - a gömbsüveg átmérője (mm) és F - a terhelő erő (N). A kp és N közötti átváltás:

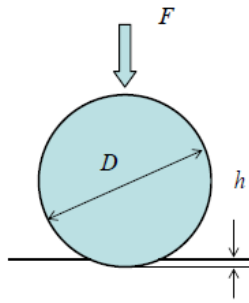
$$1(kp) = 1(kg) \cdot 9,81 \left(\frac{m}{s^2} \right) = 9,81(N)$$

Ebből kifejezhető:

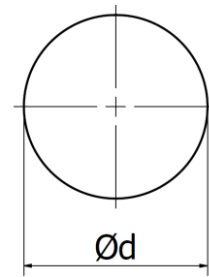
$$1(N) = 0,102(kp)$$

Mivel az 1 kp, az 1 kg tömegű test súlyát adja meg. A következőkben ismertetésre kerülő eljárásoknál, szintén ezt az átváltást alkalmazom részletesebb magyarázat nélkül.

A vizsgálatl foglalkozó szabványok pontos előírást tartalmaznak a méréshez használt golyók méretére (1-10 mm), a terhelő erőre (9,807 N – 29,42 kN), a vizsgálat időtartamára és a próbatest minimális vastagságára vonatkozóan. Ezeket az adatokat jelen segédlet nem tartalmazza, a vonatkozó szabvány családban (MSZ EN ISO 6506:2006) lelhetők fel.



1. ábra A Brinell mérés elrendezése



2. ábra A Brinell mérés lenyomata

A Brinell mérés során azonos anyag vizsgálatakor is különböző számértéket kaphatunk eredményül. Jellemző a terhelőerőnek a mérés eredményére gyakorolt hatása (3. ábra). Egy megadott átmérőjű golyóval különböző nagyságú erővel végezve a kísérleteket, a kapott lenyomatok és a terhelő erő közötti kapcsolat

$$F = ad^n$$

alakban adódik, amelyet Meyer-féle hatványtörvénynek nevezünk. Az a és n paraméterek, anyagtól függő állandók. A kísérleti eredmények alapján n értéke különböző anyagokra különböző és általában 1,8-2,4 közé adódik. Az erő kifejezését az visszahelyettesítve az alábbi egyenletet kapjuk:

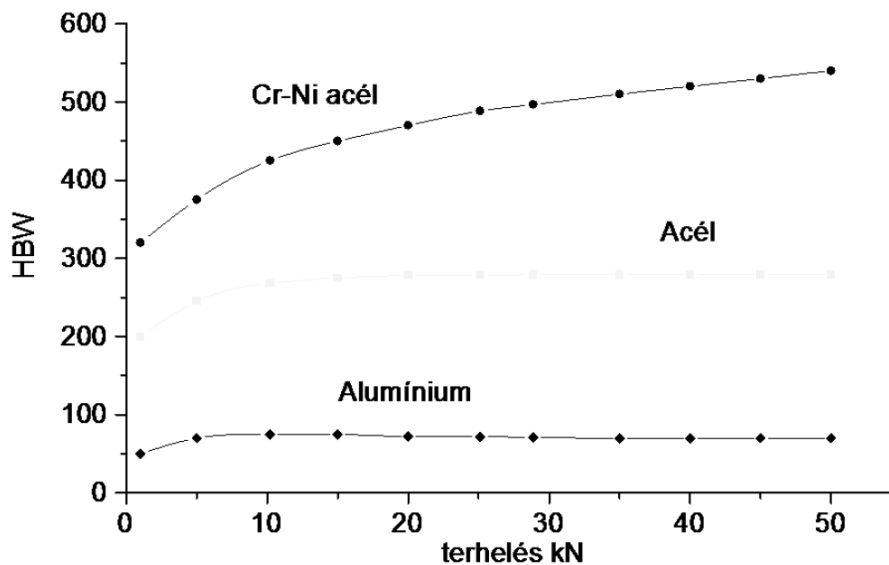
$$HBW = \frac{0,204F}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - \left(\frac{F}{a} \right)^{\frac{2}{n}}} \right)}$$

amiből látható, hogy az F érték nem esik ki az egyenletből, tehát a keménység értéke az erőtől függő érték. Amiatt, hogy egyértelmű legyen a keménység megadása a számértéket a $HBW/D/F/t$ (Brinell-keménységérték/ golyóátmérő (mm) / terhelőerő (kp) / terhelés időtartama (s)) jelölés követi. Például a 120 HBW/10/3000/10 jelölés azt jelenti, hogy a vizsgált anyag keménysége 120 volt, melyet egy 10 mm átmérőjű keménységmérő golyóval mértek, 3000 kp terheléssel és 10 másodperces terheléssel.

Az előre kiválasztott golyóátmérőhöz (1 mm, 2,5 mm, 5 mm vagy 10 mm) a terhelőerőt úgy kell megválasztani, hogy a lenyomat átmérője, a behatolótest átmérőjének a 0,24-szerese és 0,6-szorosa közé essen.

A többi eljárással összehasonlítva a Brinell-módszernél keletkezik a legnagyobb (mély és széles) lenyomat. Ennek megfelelően a mérési eredmény mintegy átlagolja a lenyomat alatt elhelyezkedő anyag keménységét. Tipikusan öntöttvasak, színes- és könnyűfémek valamint ötvözeteik, továbbá lágycélok vizsgálatára alkalmazzák.

Mivel a keményfémét szűrőszerszámként viszonylag nem régóta használják és nagyon sok helyen még acélgolyót is alkalmaznak, ezért ebben az esetben a Brinell-mérőszámot HBS-sel jelöljük (S - steel, acél).



3. ábra A Brinell-keménységérték és a terhelőerő közötti kapcsolat bemutatása acél és alumínium minták esetén

Vickers-eljárás

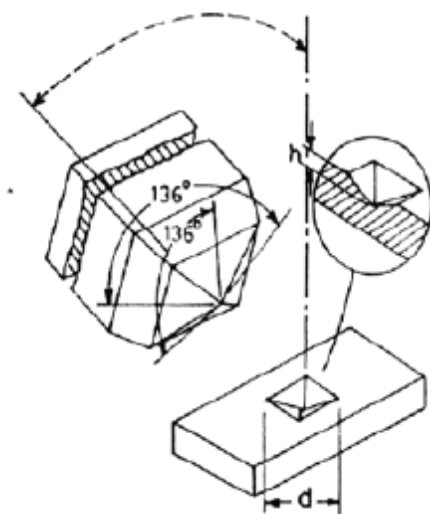
A Vickers-eljárásnál (4. ábra) alkalmazott szűrőszerszám gyémántgúla, amelynek lapszöge 136° -os. A keménység mérőszámának definíciója hasonlít a Brinell-keménységéhez és számszerű értékét a következő összefüggés adja:

$$HV = \frac{0,102F}{A} = \frac{0,189F}{d^2}$$

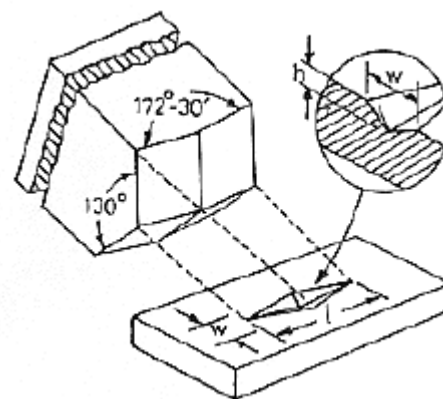
ahol F - terhelő erő (N), A -lenyomat felület (mm^2), d - a lenyomat átlóinak átlaga (mm). A lenyomatra felülről ránézve egy négyzetet látunk, mely sok esetben torzult. A Brinell-keménységméréssel összehasonlítva, a Vickers-eljárás során alkalmazott terhelőerő jóval kisebb (9,81 N - 1177,2 N), ennek megfelelően a lenyomat is kisebb. Emiatt a lenyomat leolvasásához 50-100 szoros nagyítású mikroszkópra van szükség, és a mérés előtt gondosan elő kell készíteni a felületet. A Meyer-törvény a Vickers-mérés esetén is érvényes, csak a golyóátmérő helyett a lenyomatátlót kell a képletbe helyettesíteni. Mivel az n kitevő nagyon közel van a kettőhöz, emiatt a Vickers-keménységi érték gyakorlatilag független a terhelő erőttől. A pontos keménységmegadáshoz a számértéket követően a $HV/F/t$ (Vickers-keménységérték/terhelőerő (kp)/mérési időtartam (s)) adatokra van szükség. Ez az eljárás a Brinell-keménységgel szemben,

sokkal inkább a vizsgált anyagi környezet lokális jellemzőjét szolgáltatja. Mindenféle anyagminőséghez használható.

A fentiekhez képest még kisebb terhelőerő tartományokban ($1,961 \leq F < 49,03 \text{ N}$ és $0,09807 \leq F < 1,961 \text{ N}$) kialakították, az úgynevezett mikrokeménység mérést, amellyel az anyag mikroszerkezeti jellemzői határozhatók meg (pl. szemcse keménység, egymás melletti eltérő fázisok keménysége) illetve nagyon vékony réteg mechanikai tulajdonsága vizsgálható. Mikrokeménység mérésnél a keménység érték mellett fontos megadni az alkalmazott terhelés nagyságát, HV jelet követően kp-ban, valamint a mérési időtartam értékét másodpercben kifejezve.



4. ábra Vickers mérés elrendezése



5. ábra Knoop mérés elrendezése

Knoop-eljárás

Egy másik mikrokeménységmérő eljárás a Knoop-keménységmérés, amelynél szintén gyémánt gúlát használnak. A mérőelem alakja az 5. ábrán látható. A gúla élei páronként 130° és $172,5^\circ$ -kal hajlanak egymáshoz. A lenyomat vetülete egy olyan rombusz, amelynek hosszabbik átlója 7,11-szer nagyobb, mint a rövidebbé. A keménységi mérőszámot változatlanul a terhelő erő/lenyomat felület definíciónak megfelelően határozzuk meg:

$$HK = \frac{0,102F}{A} = \frac{1,451F}{l^2}$$

ahol F - terhelő erő (N), A - lenyomat felület (mm^2), l - lenyomat hosszabbik átlója (mm). A mérésnél alkalmazott maximális erő 19,614 N. A keménységi mérőszám megadását követően a HK jelet valamint a terhelő erőt kp-ban és a mérési időtartamot

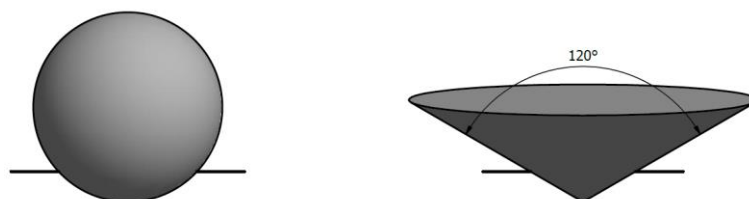
másodpercben kifejezve kell megadni. A megbízható mérés a felület gondos előkészítését kívánja meg.

A Vickers- és Knoop-mikrokeménységmérő eljárásokat összehasonlítva a következők állapíthatók adott terhelés és anyag esetén:

- a Vickers-behatolótest kb. kétszer mélyebbre hatol az anyagba, mint a Knoop-behatolótest
- a Vickers-lenyomat átlójának hossza kb. harmada a Knoop-lenyomat nagy átlójának
- a Vickers-eljárás jobban érzékeny a mérési hibákra, mint a Knoop-eljárás
- a Knoop-eljárás alkalmasabb nagyon kemény, rideg anyagok vizsgálatára (pl. kerámia, üveg) mint a Vickers-eljárás, mivel kisebb a behatolási mélysége
- a Knoop-eljárás alkalmasabb elnyújtott mikroszerkezeti jellemzőkkel (szemcse, szövetelem) rendelkező anyag vizsgálatára, mint a Vickers-eljárás

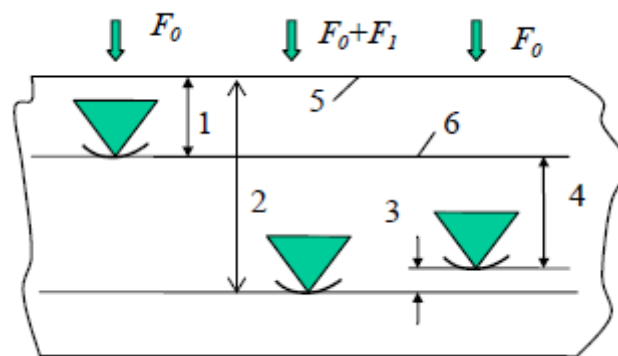
Rockwell-eljárás

A Rockwell-eljárás a mérés egyszerűségével tűnik ki a többi eljárás közül. Nincs szükség a felületi lenyomat geometriájának meghatározására, a szúrószerszám behatolási mélysége van közvetlenül kapcsolatban a keménységi számmal. A próbatest felületi előkészítésével kapcsolatban kisebbek a követelmények, mint az előző eljárásoknál. A mérőelem kétfajta kialakítású (6. ábra). Az egyik 120° -os csúcshögű gyémántkúp, a másik edzett acél vagy keményfém golyó, amelynek átmérője az eljárás típusától függ. Mindegyik eljárás az előterheléssel kezdődik (F_0) ami biztosítja, hogy a felületet nem kell gondosan megmunkálni, majd ezt követi a főterhelés (F_1) ami a mérőelem további benyomódását okozza. A mérés utolsó fázisában a főterhelést meg kell szüntetni, aminek következtében a behatolótest az előző pozíciójából visszarugózik (7. ábra). A benyomódási és visszarugózási folyamat egy, a keménységre kalibrált mérőórával követhető.



6. ábra Rockwell-behatolótestek

A Rockwell-keménység mérőszáma a maradó benyomódás mélysége 0,002 mm-ben, vagy 0,001 mm-ben kifejezve. Ha a keménység mérőszámát a benyomódással kapcsolnánk közvetlenül össze, akkor a "lágyabb" anyag nagyobb mérőszámot eredményezne, mint a "keményebb anyag" és ez ellentétes lenne az eddigi keménységi mérőszámokkal. Ezért egy kellően megválasztott számból kell kivonni a benyomódás értékét ahhoz, hogy megfelelő mérőszámot kapjunk. A keménység értéke a benyomódást mérő óra megfelelő skáláján közvetlenül leolvasható.



7. ábra Rockwell-keménységmérés lefolytatásának elvi vázlata 1- a lenyomat mélysége az F_0 előterhelésnél; 2- A lenyomat mélysége az F_1 főterhelésnél; 3- a rugalmas visszarugózás az F_1 főterhelés levétele után; 4- a maradó lenyomat h mélysége; 5- a mintadarab felülete; 6- a mérés referencia síkja

A különböző eljárások adatai a következő táblázatban találhatóak. A gépészetben a legelterjedtebbek a HRB illetve a HRC mérések.

Keménységi jel	Szűrőszerszám	Előterhelés, N	Főterhelés, N	Keménység
HRA	Gyémánt kúp	98,07	490,3	$100 - \frac{h}{0,002}$
HRB	Golyó 1,5875 mm	98,07	882,6	$130 - \frac{h}{0,002}$
HRC	Gyémánt kúp	98,07	1373	$100 - \frac{h}{0,002}$
HRD	Gyémánt kúp	98,07	882,6	$100 - \frac{h}{0,002}$
HRE	Golyó 3,175 mm	98,07	882,6	$130 - \frac{h}{0,002}$
HRF	Golyó 1,5875 mm	98,07	490,3	$130 - \frac{h}{0,002}$

Keménységi jel	Szűrőszerszám	Előterhelés, N	Főterhelés, N	Keménység
HRG	Golyó 1,5875 mm	98,07	1373	$130 - \frac{h}{0,002}$
HRH	Golyó 3,175 mm	98,07	490,3	$130 - \frac{h}{0,002}$
HRK	Golyó 3,175 mm	98,07	1373	$130 - \frac{h}{0,002}$
HR15N	Gyémánt kúp	29,42	117,7	$100 - \frac{h}{0,001}$
HR30N	Gyémánt kúp	29,42	264,8	$100 - \frac{h}{0,001}$
HR45N	Gyémánt kúp	29,42	411,9	$100 - \frac{h}{0,001}$
HR15T	Golyó 1,5875 mm	29,42	117,7	$100 - \frac{h}{0,001}$
HR30T	Golyó 1,5875 mm	29,42	264,8	$100 - \frac{h}{0,001}$
HR45T	Golyó 1,5875 mm	29,42	411,9	$100 - \frac{h}{0,001}$

A golyót használó skáláknál acél golyó esetén „S”, míg keményfém golyó esetén „W” betűvel kell a keménységi jelet kiegészíteni. Az egyes Rockwell-eljárások különböző alkalmazási területei a következő táblázatban vannak összefoglalva.

Eljárás	Alkalmazási terület
HRA	Vékony acéllemezek, vékony kérgék, cementált rétegek
HRB	Lágyacélok, réz és alumínium ötvözetek, temperöntvények
HRC	Acélok, cementált acélok, titán ötvözetek, öntöttvasak, perlites temperöntvények
HRD	Vékony acéllemezek, cementált acélok, perlites temperöntvények
HRE	Öntöttvasak, alumínium és magnézium ötvözetek, csapágyfémek
HRF	Lágy rézötvözetek, vékony, lágy lemezek
HRG	Foszforbronzok, berilliumbronzok, temperöntvények
HRH	Alumínium, cink, ólom
HRK	Csapágyfémek, nagyon lágy anyagok
HRN	Ugyanaz, mint az A, C és D skáláknál, de vékonyabb rétegekhez
HRT	Ugyanaz, mint a B, F és G skáláknál, de vékonyabb rétegekhez

Dinamikus mérések

Gyors, lökésszerű erőhatással végzett méréseket hívjuk dinamikus eljárásoknak. Az egyik csoportba tartozó eljárások alapvetően nem különböznek a szűrőkeménységi módszerektől, mivel ebben az esetben is a benyomódás következtében létrejött képlékeny alakváltozásból határozzák meg a mérőszámot.

Poldi-eljárás

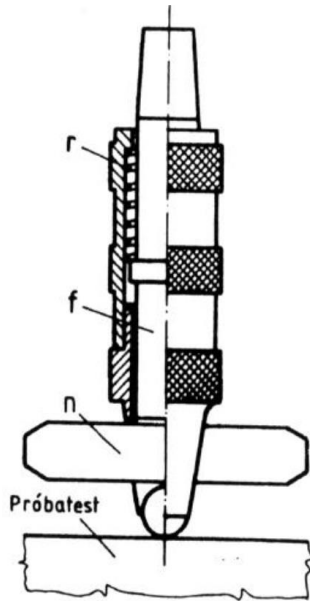
Legelterjedtebben alkalmazzák a Brinell-keménységmérésen alapuló Poldi-eljárást. A mérés lényege, hogy a mérendő tárgy keménységét egy ismert keménységű etalonnal való összehasonlítás alapján határozzák meg oly módon, hogy azonos nagyságú erő hat a próbatestre és az etalonra egyaránt. A mérés vázlata az 8. ábrán látható, ahol a Poldi-kalapács acélgolyót tartalmaz. A mérés kiértékelése az alábbi egyenlet alapján végezhető el:

$$HB_x = HB_e \frac{d_e^2}{d_x^2}$$

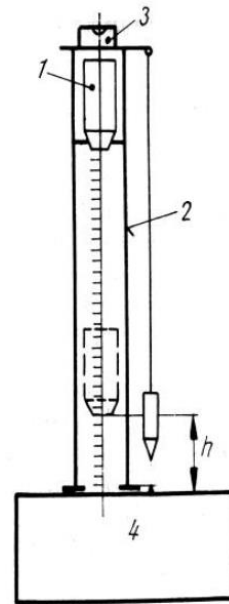
ahol HB_x, HB_e - a próbatest és az etalon keménysége, d_x, d_e - a próbatest és az etalon lenyomatának átmérője.

Szkleroszkóp

A dinamikus keménységmérési eljárások másik csoportja, a rugalmas visszahatás elvén alapul. Az egyik berendezés a szkleroszkóp (9. és 10. ábra) amelynek alkalmazása során egy gyémántfejjel ellátott kistömegű hengert ejtenek a vizsgálandó darab felületére egy függőleges csőben. A cső falán látható skálán mérhető a darabról visszapattant henger pozíciója. A szerszám gyakorlatilag nem hagy nyomot a munkadarab felületén. A mérendő tárgy tömege jelentősen befolyásolja a mérés eredményét. Minél kisebb a vizsgálandó darab tömege, annál nagyobb esély van arra, hogy a leeső szerszám rezgést keltsen a munkadarabban, csökkentve a visszapattanás energiáját. Ezért alapvetően nagytömegű tárgyak vizsgálatára alkalmazzák ez az eljárást.



8. ábra A Poldi-eljárás vázlata, ahol r- a rugó, f- acél henger, n- az etalon.



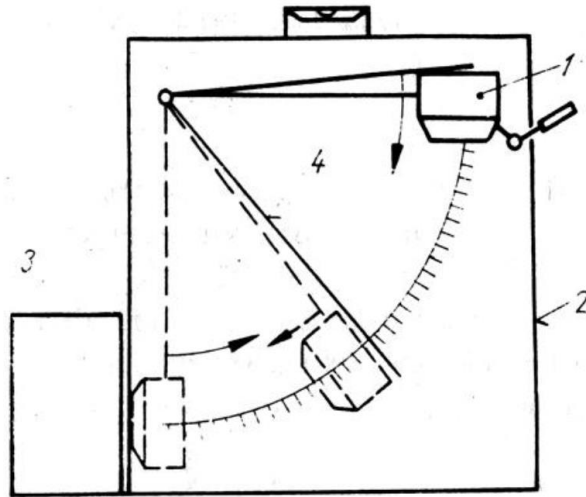
9. ábra Szkleroszkóp mérési elve: 1 - mérő súly, 2 - üvegcső, 3 - indító gomb, 4 - próbatest



10. ábra Napjainkban használt szkleroszkóp digitális kivitelben

Duroszkóp

A duroszkóp mérési elrendezése látható a 11. ábrán. A vizsgálat kezdetén a mérőkalapács a felső pozícióban helyezkedik el, adott helyzeti energiával rendelkezve. A kalapácsot a mérendő darab felületére ejtve, a visszapattanás szöge jellemzi az anyag keménységét. A próbadarab tömege és a vizsgált felület érdessége befolyásolja a mérés eredményét.

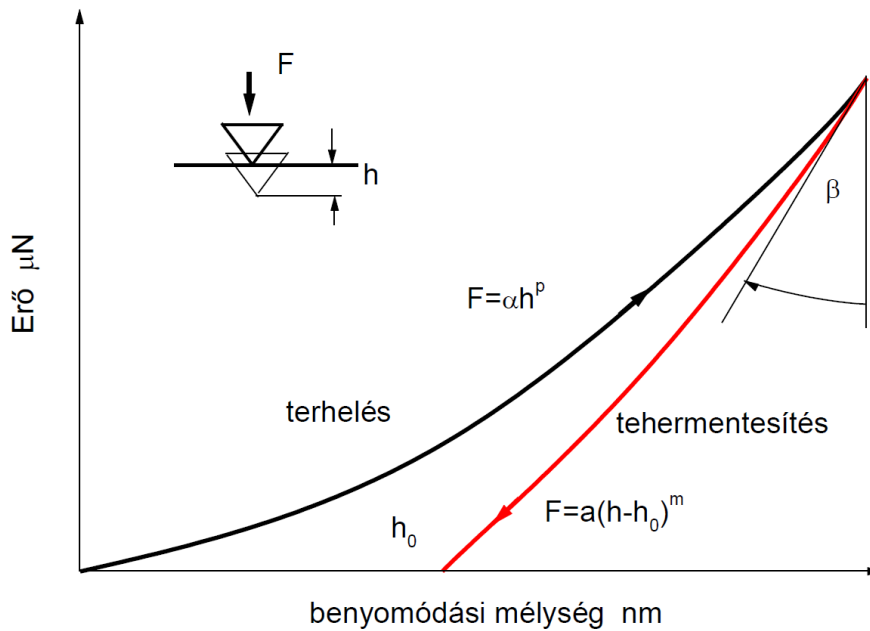


11. ábra Duroszkóp mérési elve: 1 - mérőkalapács, 2 - mérődoboz, 3 - próbatest, 4 - mutató

Különleges mérések

Műszerezett keménységmérés

Az eddig ismertetett eljárások során a mérőszerszám és az anyag kölcsönhatásának folyamata helyett csak a folyamat végeredményét elemeztük, mivel az eljárások nem adtak lehetőséget a folyamat vizsgálatára. Az utóbbi évtizedekben kifejlesztettek olyan, jellemzően igen kis terhelésű eljárásokat, amelyeknél az erő-benyomódás folyamatos regisztrálását lehet elvégezni, és amely alapján komplexebb mérőszámok határozhatók meg. A műszerezett keménységvizsgálatnál villamos erőmérő cellával és útdóval folyamatosan mérik a terhelő erőt (F) valamint az anyagba behatoló szúrőszerszám elmozdulását (h) és az így kapott adatokat számítógépes adatgyűjtő és feldolgozó rendszer segítségével kiértékelik. Egy jellegzetes erő benyomódási mélység diagram látható az 12. ábrán. A terhelés kis szintje (mN, μ N) és a benyomódás kis értéke (nm) nagyon pontos regisztrálást igényel, és emiatt az eljárás csak laboratóriumi körülmények között használható.



12. ábra A műszerezett mérés esetén rögzített erő - benyomódási mélység diagram

A görbe kiértékelése a mérési eredmény analitikus feldolgozásán alapul. A terhelés és tehermentesítés egyenletei az alábbi alakban írhatók fel.

$$F = \alpha h^p,$$

$$F = a(h - h_0)^m$$

ahol α , p és a , m a görbék illesztésére szolgáló paraméterek, h_0 - a nanoindenter benyomódási mélysége tehermentesített állapotban. A tehermentesítési görbe kezdeti szakaszához (h_{max}) kapcsolható a vizsgált anyag rugalmassági modulusza.

$$\tan \beta = \left. \frac{\partial F}{\partial h} \right|_{h_{max}} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} E_r \sqrt{A}$$

ahol A - a lenyomat felülete, E_r - redukált rugalmassági modulusz, amelynek értéke az alábbi egyenlettel számolható:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - \nu^2}{E} + \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}$$

ahol E és ν a próbatest- , E_i és ν_i az indenter rugalmas paraméterei. Az anyag keménysége, hasonlóan a szűrőkeménység definíciós egyenletéhez az alábbi módon határozható meg:

$$H = \frac{F_{max}}{A}$$

Összefoglalás

A különböző eljárásokkal meghatározott keménységértékek között átváltásra van lehetőség. Az alábbi táblázat erre ad egy példát:

Szakítószilárdság (N/mm ²)	Vickers- keménység HV	Brinell- keménység HB	Rockwell-keménység	
			HRB	HRC
210	65	62		
255	80	76		
320	100	95	56	
350	110	105	62	
400	125	119	69	
450	140	133	75	
510	160	152	81,5	
560	175	166	86	
610	190	181	89,5	
705	220	209	95	
800	250	230	99,5	22
900	280	266		27
1020	317	301		32
1110	345	328		35
1200	373	354		38
1300	403	383		41
1530	473	449		47
1730	527	501		51
1910	578	549		54
2200	655	622		58

A keménységmérés egyszerű és gyors eljárás, mely olyan mutatószámok meghatározására szolgálhat, melyek alapján közelítő és összehasonlító adatok nyerhetők, a sokkal bonyolultabb szakítóvizsgálattal nyert paraméterekre. Azonban nyomatékosan meg kell jegyezni, hogy a keménységmérés alapján becsléssel számolt folyáshatár vagy szakítószilárdság, soha nem fogadható el olyan bizonyossággal, mint a szakítással meghatározott értékek. A keménységmérés mutatószámai nemcsak a szilárdságról adnak tájékoztatást, hanem arra is következtetni engednek, hogy a munkadarab milyen hőkezeltségi állapotban van, ill. milyen képlékenyalakításon ment keresztül. Ezen kívül a keménységérték és a kopásállóság között is szoros kapcsolat áll fenn.

Felkészülést segítő kérdések:

- Rajzolja fel a Brinell-keménységmérés elrendezését.
- Adja meg a Brinell-keménység kiszámítására vonatkozó képletet.
- Rajzolja fel a Vickers-keménységmérés elrendezését.
- Adja meg a Vickers-keménység kiszámítására vonatkozó képletet.
- Adja meg a Brinell- illetve a Vickers-keménységmérések esetén a szabványos jelöléseket.
- Hasonlítsa össze a Vickers- és a Knoop-eljárásokat.
- Adja meg a HRB keménység kiszámítására vonatkozó képletet.
- Rajzolja fel a HRC keménységmérés elrendezését.
- Adja meg a HRC keménység kiszámítására vonatkozó képletet.
- Hasonlítsa össze a HRB és HRC mérések alkalmazhatósági területeit.
- Írja fel a lenyomatok ismeretében a próbatest és az etalon keménysége közötti kapcsolatot Poldi-kalapáccsal való mérés esetére.
- Írja le a szkleroszkóp mérési elvét.
- Írja le a duroszkóp mérési elvét.
- Adja meg a műszerezett mérés esetén a rugalmassági modulusz és a tehermentesítési görbe kezdeti szakaszához húzható érintő közötti kapcsolatot.

Felhasznált és ajánlott irodalom:

- Dr. Gillemot László: Anyagszerkezettan és anyagvizsgálat.
- Prohászka János: Bevezetés az anyagtudományba.
- W. D. Calister, D.G. Rethwisch: Materials Science and Engineering. 9th edition John Wiley & Sons, 2013
- Az alkalmazott szabványok:
 - MSz EN ISO 6506-1:2014
Fémek. Brinell-keménységmérés. 1. rész: Mérési eljárás (ISO 6506-1:2014)
 - MSz EN ISO 6507-1:2006
Fémek. Vickers-keménységmérés. 1. rész: Mérési eljárás (ISO 6507-1:2005)
 - MSz EN ISO 4545-1:2006
Fémek. Knoop-keménységmérés. 1. rész: Mérési eljárás (ISO 4545-1:2006)
 - MSz EN ISO 6508-1:2016
Fémek. Rockwell-keménységmérés. 1. rész: Mérési eljárás (ISO 6508-1:2016)
 - MSz EN ISO 18265:2014
Fémek. A keménységi értékek átszámítása (ISO 18265:2013)