

# Anyagismeret

***A II. Nemzeti Fejlesztési Terv Társadalmi Megújulás Operatív  
Program***

***TÁMOP-4.1.2/A/2-10/1-2010-0018***

***azonosító számú programja keretében készült jegyzet.***

***A projekt címe:***

***„Egységesített jármű- és mobilgépek képzés- és tananyagfej-  
lesztés”***

***A megvalósítás érdekében létrehozott konzorcium résztvevő:***

***a Kecskeméti Főiskola***

***a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem  
az AIPA Alföldi Iparfejlesztési Nonprofit Közhasznú Kft.***



M Ű E G Y E T E M 1 7 8 2

**BUDAPESTI MŰSZAKI ÉS GAZDASÁGTUDOMÁNYI EGYETEM  
KÖZLEKEDÉSMÉRNÖKI ÉS JÁRMŰMÉRNÖKI KAR**

# **Anyagismeret**

**Budapest, 2011**

**SZERZŐK:**

***Balla Sándor, Dr. Bán Krisztián, Dr. Lovas Antal, Szabó Attila***

***SZERKESZTETTE: Dr. Lovas Antal***

***LEKTORÁLTA: Dr. Buza Gábor***

**ÁBRÁKAT SZERKESZTETTE:**

**Kristály Attila**

**Szabados Gergely**





# Tartalomjegyzék

<b>1. BEVEZETÉS .....</b>	<b>8</b>
<b>2. KÉMIAI ALAPISMERETEK.....</b>	<b>10</b>
FŐ KÉMIAI KÖTÉSTÍPUSOK KONDENZÁLT RENDSZEREKBE	10
<i>Az ionos kötés .....</i>	<i>12</i>
<i>A kovalens kötés .....</i>	<i>13</i>
<i>A fémes kötés .....</i>	<i>14</i>
<i>A másodlagos kötések.....</i>	<i>15</i>
A HÁROM FŐ KÖTÉSTÍPUSAL JÁRÓ FONTOSABB ANYAGI TULAJDONSÁGOK .....	16
<i>Kompresszibilitás (összenyomhatóság), atomi rádiusz és olvadáspont változása a periódusos rendszer elemei között .....</i>	<i>16</i>
TERMODINAMIKAI ALAPFOGALMAK [5] .....	18
<i>A hőenergia és az atomi szerkezet kölcsönhatása.....</i>	<i>18</i>
<i>Belső energia:.....</i>	<i>19</i>
<i>Az entalpia.....</i>	<i>19</i>
<i>Az entrópia .....</i>	<i>20</i>
<i>Szabadentalpia .....</i>	<i>20</i>
<i>Az átalakulások iránya .....</i>	<i>21</i>
<i>A termodinamikai egyensúly és a szabadentalpia .....</i>	<i>21</i>
A GIBBS–FÉLE FÁZISSZABÁLY .....	22
A KRISTÁLYSZERKEZET .....	24
<i>A kristályszerkezet osztályozása szimmetriaelvek alapján: .....</i>	<i>25</i>
<i>A kockarácsra jellemző sajátosságok .....</i>	<i>30</i>
<i>A hexagonális rács sajátossága.....</i>	<i>31</i>
<i>Allotróp módosulatok .....</i>	<i>32</i>
RÁCSRENDEZETLENSÉGEK, RÁCSHIBÁK .....	34
<i>Pontszerű hibák .....</i>	<i>34</i>
<i>Vonalszerű hibák (diszlokációk).....</i>	<i>36</i>
<i>Burgers-kör, Burgers-vektor .....</i>	<i>38</i>
<i>Diszlokációsűrűség.....</i>	<i>38</i>
<i>Diszlokációk felhalmozódása: a Frank-Read-források .....</i>	<i>39</i>
<i>Az alakítási keményedés .....</i>	<i>39</i>
<i>Diszlokációk kölcsönhatása.....</i>	<i>41</i>
<i>A kétméretű, felületszerű hibák.....</i>	<i>43</i>
TRANSPORTJELENSÉGEK ÉS A DIFFÚZIÓ .....	45
<b>3. ÖTVÖZETEK KÉPZŐDÉSE .....</b>	<b>48</b>
A KOMPONENSEK KAPCSOLATAI .....	48
AZ ÖTVÖZETEK ELŐÁLLÍTÁSÁNAK MÓDJAI .....	48
KÉTALKOTÓS ÖTVÖZETEK KÉPZŐDÉSE OLVADEKBŐL, KRISTÁLYOSODÁSSAL .....	49
<i>Az egyensúlyi fázisdiagramok.....</i>	<i>49</i>
<i>A fázisdiagramok fontosabb típusai.....</i>	<i>51</i>
A MEGSZILÁRDULÁS MECHANIZMUSA ÉS A KOMPONENSEK KONCENTRÁCIÓ-MEGOSZLÁSA SZILÁRD OLDATOK KÉPZŐDÉSEKOR .....	52
<i>A mérlegszabály.....</i>	<i>53</i>
<i>Az eutektikus ötvözetek, az eutektikus kristályosodás .....</i>	<i>54</i>
<i>Vegyület kristályosodásának nyílt maximumos diagramja .....</i>	<i>56</i>
<i>Peritektikus reakciót tartalmazó fázisdiagram .....</i>	<i>57</i>
<i>Monotektikus ötvözetrendszerek .....</i>	<i>59</i>
<b>4. FE-C ÖTVÖZETEK, FE-C FÁZISDIAGRAM.....</b>	<b>62</b>
A VAS ÉS ACÉL ELŐÁLLÍTÁSA.....	62
<i>A nyersvas gyártása.....</i>	<i>62</i>
<i>A nyersvasgyártás betétanyagai:.....</i>	<i>63</i>
<i>Az acélgártás .....</i>	<i>65</i>
<i>Acélgártási eljárások:.....</i>	<i>66</i>
<i>Minőségjavító eljárások: .....</i>	<i>67</i>
A FE–C FÁZISDIAGRAM ÁLTALÁNOS JELLEMZÉSE .....	67

<i>A metastabil Fe-C fázisdiagram</i> .....	69
AZ ACÉLOK NEM EGYENSÚLYI ÁTALAKULÁSA .....	74
<i>Az izoterm és nem izoterm folyamatok összehasonlítása:</i> .....	78
AZ ACÉLOK TULAJDONSÁGAINAK ALAKÍTÁSA HŐKEZELÉSEKKEL .....	79
<i>Normalizálás (lágyító hőkezelés)</i> .....	80
<i>Edzés (legnagyobb keménységet adó hőkezelés)</i> .....	80
<i>Nemesítés (legnagyobb szívósságot adó hőkezelés)</i> .....	82
<i>Acélok felületi keményítése</i> .....	83
AZ ÖTVÖZŐ ELEMEL HATÁSMECHANIZMUSA AZ ACÉLOKBAN: AZ ÖTVÖZÖTT ACÉLOK .....	86
<i>Krómacélok</i> .....	91
<i>Wolframacélok</i> .....	92
<i>További ötvözők:</i> .....	92
AZ ÖNTÖTTVAS .....	93
<i>A Fe-C kettős diagramja: A Fe-C stabil fázisdiagram</i> .....	93
<i>Az öntöttvas ötvözői</i> .....	94
NEM VASALAPÚ ÖTVÖZETEK .....	98
<i>Alumínium és ötvözetei</i> .....	98
<i>Színfémek és ötvözeteik</i> .....	106
<i>Réz tulajdonságai, ötvözetei</i> .....	106
<i>Magnézium és ötvözetei [15]</i> .....	109
<i>Ón tulajdonságai, ötvözetei</i> .....	111
<i>Ólom tulajdonságai, ötvözetei</i> .....	111
<i>Horgany tulajdonságai, ötvözetei</i> .....	111
POLIMEREK .....	111
<i>Polimer fogalma, csoportosítása</i> .....	111
<i>Polimerek tulajdonságai</i> .....	113
<i>A leggyakrabban alkalmazott műszaki műanyagok</i> .....	116
<b>5. KERÁMIÁK, KOMPOZITOK</b> .....	<b>121</b>
A KERÁMIÁKBAN ELŐFORDULÓ KÖTÉSTÍPUSOK ÉS KRISZTÁLYSZERKEZETEK .....	125
ATOMI KÖTÉSÁLLAPOT ÉS NÉHÁNY FIZIKAI TULAJDONSÁG KAPCSOLATA A KERÁMIÁKBAN .....	125
<i>Fázisdiagramok a kerámiákban</i> .....	126
<i>A kerámiák kémiai stabilitása</i> .....	129
<i>A kerámiák fizikai tulajdonságai</i> .....	130
<i>A kerámiák hővezető képessége</i> .....	132
<i>Termikus eredetű feszültségek</i> .....	133
<i>A kerámiák optikai tulajdonságai</i> .....	134
<i>A kerámiák elektromos vezetőképessége</i> .....	135
A KERÁMIÁK GYÁRTÁSA .....	136
<i>Hagyományos kerámiák, az üvegyártás</i> .....	136
<i>Szinterelés</i> .....	138
<i>Kerámiák gyártástechnológiai lépései általában</i> .....	140
KARBON SZÁLAK .....	140
KOMPOZITOK .....	141
<i>A kompozit szerkezetek célja</i> .....	141
<i>Erősítő szálak elrendezési módjai</i> .....	142
<i>Szálanyag jellemzők</i> .....	143
<i>Mátrix gyanták jellemzői</i> .....	143
<i>Alkalmazási területek</i> .....	144
CEMENT ÉS BETON .....	144
<i>A cement rövid története és gyártása</i> .....	146
<i>A cement kötési mechanizmusa:</i> .....	146
<i>A beton</i> .....	148
FÉM HABOK .....	149
<i>Fémhabok előállítási technológiái</i> .....	149
<i>Folyékony fémek habosítása</i> .....	150
A GUMI [19] .....	151
<i>A térhálósítás</i> .....	151
<i>Molekulák mérete</i> .....	152
<i>A polimermolekulák hajlékonysága</i> .....	152

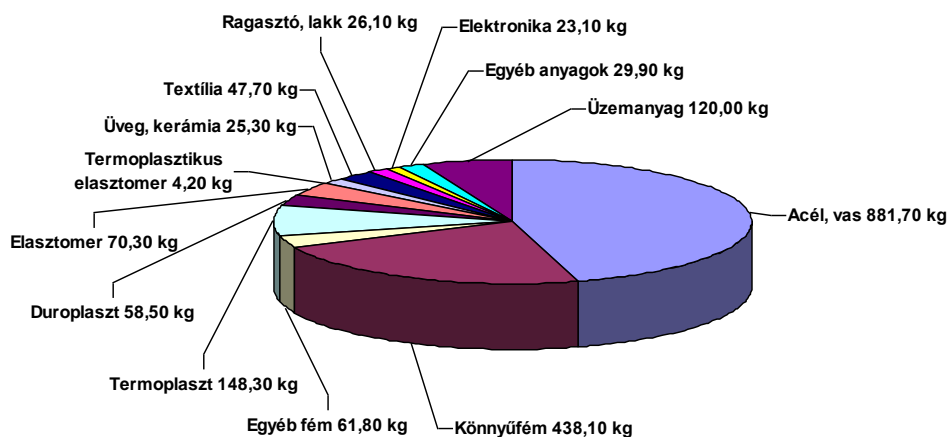
<i>A molekulák mozgékonyága</i> .....	153
<i>A gumikevérek összetétele</i> .....	153
<i>A gumigyártás alapműveletei</i> .....	153
<i>A gumi legfőbb járműipari vonatkozása – a gumibroncs</i> .....	155
<i>A gumibroncs felépítése</i> .....	155
<b>6. ANYAGVIZSGÁLAT</b> .....	<b>157</b>
A SZERKEZET ÉS A FIZIKAI TULAJDONSÁGOK KAPCSOLATA .....	158
<i>Az atomi szintű szerkezet és a kapcsolódó tulajdonságok</i> .....	158
<i>A mikroszerkezet</i> .....	158
A „SZÖVETSZERKEZET”; A FÁZISOK ÉS REAKCIÓTÍPUSOK KAPCSOLATA .....	159
A HIBASZERKEZET (DISZLOKÁCIÓK), PÓRUSSZERKEZET .....	163
RONCSOLÁSMENTES ANYAGVIZSGÁLAT .....	164
<i>Az optikai és elektronmikroszkópia</i> .....	164
<i>Optikai mikroszkópok felépítése, működésük</i> .....	164
<i>Mikroszkópia alapfogalmak</i> .....	166
<i>Optikai képképzési hibák, lencsehibák</i> .....	167
<i>Elektronmikroszkópok</i> .....	169
<i>A pásztázó elektronmikroszkóp (SEM) felépítése, működése</i> .....	170
<i>A TEM működése</i> .....	172
RÖNTGENDIFFRAKCIÓS VIZSGÁLATOK .....	173
<i>A röntgensugárzás előállítása</i> .....	174
<i>Röntgensugaras anyagvizsgálati módszerek</i> .....	175
<i>Röntgendiffraktométer</i> .....	179
EGYÉB RONCSOLÁSMENTES ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK .....	179
<i>Barkhausen–zaj mérésén alapuló kiolvasás</i> .....	179
<i>Szórt fluxus mérésén alapuló kiolvasás</i> .....	180
<i>Örvényáramú repedésvizsgálat</i> .....	181
<i>Ultrahang előállítása és érzékelése</i> .....	186
<i>Izotópos repedésvizsgálat</i> .....	190
<i>Folyadékpenetrációs hibakeresés</i> .....	191
<i>Hibakereső röntgenvizsgálat</i> .....	192
<i>Termofeszültségmérésén alapuló roncsolásmentes anyagvizsgálat</i> .....	197
RONCSOLÁSOS ANYAGVIZSGÁLAT .....	198
<i>Keményiségmérés</i> .....	198
<i>Szakítóvizsgálat</i> .....	207
DINAMIKUS SZILÁRDSÁGI VIZSGÁLATOK .....	214
<i>Bemetszett próbatest ütővizsgálata (MSZ EN 10045-1)</i> .....	215
KORRÓZIÓ [24] .....	219
<i>A korrózió fogalma és fajtái</i> .....	219
<i>A normálpotenciál és a fémek elektrokémiai feszültségi sora</i> .....	219
<i>Az elektrokémiai korrózió folyamatai</i> .....	221
<i>A korrózió megjelenési formái</i> .....	221
<i>Védekezés a korrózió ellen</i> .....	226
<i>Korróziós vizsgálatok</i> .....	227
<b>7. KÖRNYEZETVÉDELEM, ÚJRAHASZNOSÍTÁS [25-28]</b> .....	<b>232</b>
GLOBALIS PROBLÉMÁK, AZ ALTERNATÍV ENERGIAFORRÁSOK HELYZETE ÉS A KÖZLEKEDÉSMÉRNÖKI GYAKORLAT .....	232
<i>A globális környezetszennyezés és az üvegházhatás, a közlekedés szerepe</i> .....	233
AZ ENERGIAFORRÁSOK FAJTÁI ÉS OSZTÁLYOZÁSA .....	235
AZ ANYAGOK ÚJRAHASZNOSÍTÁSA .....	237
FORRÁSMUNKÁK .....	239

# 1. BEVEZETÉS

Ezt a könyvet feltehetően olyan mérnökjelöltek forgatják, akik egyetemi tanulmányaik és későbbiekben a mérnöki tevékenységük során az anyagok széles körével találkoznak, és a legkülönbözőbb anyagi tulajdonságok megismerésében, alakításában és felhasználásában lesznek érdekeltek. A járműgyártás szakemberei számára még szélesebb körűek ezek az anyagismereti elvárások. A mobil gépek működését ugyanis nem vonatkoztathatjuk el a környezettől, amelyben mozognak. Tágabb értelemben tehát az útviszonyok, az utakat alkotó anyagok (pl. beton, aszfalt) legalább felhasználói szintű anyagismeretét tételezi fel a járművek tervezőiről és gyártóiról. Napjainkban újabb szempontként a közlekedésben is felmerül a fenntartható fejlődés gondolata és az ebből származó környezetmegőrzés célkitűzése. Ez szintén követelményeket támaszt a járműgyártás anyagainak megválasztásával, gyártástechnológiájával és üzemszerű felhasználásával szemben. A járműgyártás gyakorlatában felhasznált anyagok jelentős részét a szakterületen kívül is használja a mérnöki gyakorlat, részben mint szerkezeti, részben mint funkcionális anyagokat.

Ezek a következők:

- fémek és ötvözetek (az acélok különböző fajtái: szén- és ötvözött acélok, öntöttvas, alumínium, réz, magnézium, Ni és Ti ötvözetei);
- kerámiák: különféle fémek oxidjai, nitridjei, karbidjai ( $Al_2O_3$ , MgO,  $SiO_2$ , SiC,  $Si_3N_4$ , stb.), ugyancsak kerámiákhoz soroljuk anyagi tulajdonságaik tekintetében a cementet és az üvegek különféle fajtáit;
- kompozitok: fém-kerámia, fém-fém, kerámia-kerámia, műanyag kerámia, műanyag-műanyag, műanyag-fém stb. kompozitok;
- műanyagok: polietilén (PE), polimetil-metakrilát (PMMA, Perspex), Nylon polisztirol (PS), poliuretán (PU), polivinilklorid (PVC) stb.;
- elasztomerek (gumi).



1.1 ábra A 7-es sorozatú BMW anyagfelhasználásának megoszlása [1]

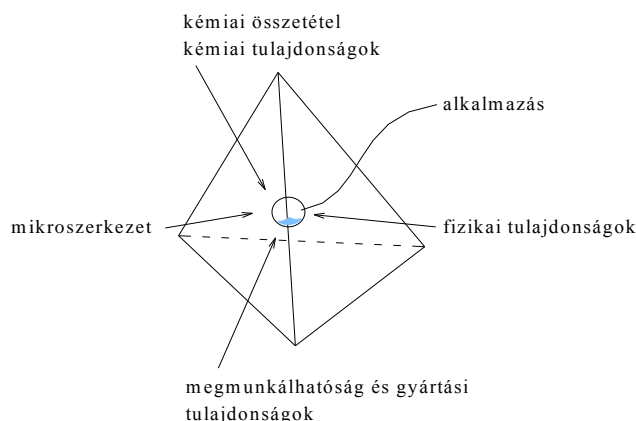
Az alkotó anyagok arányát mutatja példaként az 1.1 ábrán látható kördiagram egy BMW 7 gépkocsiban. Eszerint egy modern személygépkocsi alkotói zömében még ma is fémes anyagok, elsősorban acélok és könnyűfémek. Ez nem csupán a vázszerkezet és a futóművel szemben támasztott statikai követelmények következménye, hanem gazdasági és környezetvédelmi

okai is vannak: a súlycsökkentési törekvéseknek megfelelően több alkatrész esetén alumínium- vagy magnéziumalapú ötvözetekkel váltották ki a korábban egyeduralgkodóknak számító acélt és öntöttvasat. A fémek anyagok újrafelhasználásának technológiája – amellyel, hogy teljesen kiforrott – kis költségű.

Az anyagfelhasználás mértékében a fémeket az elasztomerek (gumi), majd a különféle műanyagok követik. A kerámiák – köztük az üveg – részaránya a legkisebb. Jelentőségük azonban mégsem lebecsülendő, hiszen szerkezeti anyagként (ablaküveg) és funkcionális elemekként is (gyújtógyertya, katalizátorhordozó, szenzorok elemei, stb.) nélkülözhetetlenek. Ennek alapján meg kell jegyeznünk, hogy az *1.1 ábrán* megadott tömegadatokról kialakuló sorrend nem tükrözi feltétlenül a felhasznált anyagok jelentőségének sorrendjét. A járművet felépítő anyagokkal kapcsolatos ismeretek tehát szorosan összefüggenek a felhasználási területeken megfogalmazott funkciókkal, igényekkel, sőt a gyártástechnológia során felmerülő különleges, sokszor gazdaságossági, vagy környezetkímélő célkitűzésekkel is.

*Mindezek indokolják az anyagismeret kiemelt jelentőségét a közlekedésmérnök képzésben.*

Az anyagismeret – az elmondottak miatt – nem jelenthet pusztán internetről letölthető, adatszerű információhalmazt, vagy szabványok gyűjteményét, bár e tananyag részleteiben számos adatszerű információval is szolgál. A tananyag nagy súlyt helyez a tulajdonságok és a szerkezet közötti kapcsolatok megértésére, ezzel előre mutatva a rá épülő további tantárgyak ismeretanyagára. Ennél fogva az „Anyagismeret” tárgy szemlélet meghatározó szerepet tölt be. A tankönyv felépítésének szempontjai és tárgyalásmódja sajátosan anyagtudományi jelleget követ, amit az *1.2. ábra* fejezi ki leginkább.



*1.2 ábra* A könyv felépítésének elvi sémája: az anyagismeret komplex rendszere az alapvető kémiai, fizikai, szerkezettani és technológiai ismeretek együtteseként adnak lehetőséget az anyagok alkalmazására

A *1.2 ábra* mutatja, hogy az anyagtudomány alkalmazás orientált: felhasználja a kémia, a fizikai eredményeit, az anyagok mikroszerkezetéből származó következtetéseket, kiegészíti a technológiai folyamatokból származó következtetésekkel. Ezáltal válik lehetővé az anyagok tudatos felhasználása, tulajdonságaik helyes megválasztásával, formálásával.

*A csatlakozó ismeretek sokrétűségéből következik, hogy e tudomány nem törekszik a fizika vagy kémia alapvetési eredményeinek elmélyítésére. A nevezett tudományokat csak olyan mélységig műveli és veszi igénybe, ami a célkitűzésben megfogalmazott felhasználáshoz szükséges. A szerzők a könyv első részében áttekintik ennek megfelelően a szükséges kémiai, fizikai–kémiai, illetve fizikai ismereteket, és ezek után térnek ki az anyagok szerkezetére, felépítésük és a tulajdonságok közötti kapcsolat megvilágítására. Ezek után az anyagvizsgálat néhány nélkülözhetetlen eszközét, az anyagvizsgálatok elveit, módszereit ismertetik.*

## 2. Kémiai alapismeretek

### *Fő kémiai kötéstípusok kondenzált rendszerekben*

A szilárd és folyadék halmazállapotú anyagokat közös néven kondenzált rendszereknek nevezzük. Lényegük, hogy alkotó atomjaik – akár kémiailag azonosak, vagy különbözőek – olyan távolságra vannak egymástól, hogy vegyértékelektronjaik között kölcsönhatás lép fel. E kölcsönhatás jellegét az atomok egyedi, kémiai tulajdonságai határozzák meg. Ennek alapján alakulnak ki a különböző kötéstípusok.

Három elsőrendű kötéstípust különböztethetünk meg: ionos, kovalens és fémes kötések. Bármelyik típus kialakulásának elektronszerkezeti alapja az, hogy a kötésben résztvevő atomok vegyértékelektron rendszere átrendeződik amiatt, hogy a partner atomok vegyérték elektronjai kölcsönhatásba lépnek. A kötéstípusok közötti különbség megértésében központi szerepe van az **elektronegativitás** fogalmának. Ezt azért vezették be, hogy a periódusos rendszer elemei között létrejövő kémiai kötések feltűnő különbözőségét kevés, és egyszerű elv alapján szemléletessé, érthetővé tegyék. E fogalom segítségével tehát kirajzolódik a kötéstípusok eredete, és a belőlük következő makroszkópos anyagi tulajdonságok magyarázata. Többféle megközelítésben tárgyalta az irodalom az elmúlt évtizedek során az elektronegativitás fogalmát. Legismertebb a Pauling [1] által javasolt elképzelés, amely ismert, tapasztalati alapokon nyugvó termokémiai jelenségekből indul ki. Eredményeit *eredetileg nem kondenzált rendszerekben végrehajtott kísérletekből származtatta, de az általa bevezetett fogalmakat a későbbiekben sikeresen általánosították*.

Ismert, hogy a kémiai reakciókat úgynevezett reakcióhő kíséri (részletesebb magyarázata a következő fejezetben). Másrészt hőt kell közölni egy már létrejött molekulával ahhoz, hogy az atomok közötti kötés újra megszűnjön: megfelelő hőmérsékleten ugyanis minden kémiai kötés felbomlik. Ez a disszociációs energia ( $D$ ), amely definíció szerint egy adott molekulán belül egyetlen kötés felbontásához szükséges. A kötések felbomlásának hőmérséklete és a velük járó hőjelenség nagysága igen eltérő lehet, így jellemezheti a szóban forgó kötés erősségét. Ha az A és B atomok között létrejött egyszeres kötés disszociációs energiája ( $D_{A-B}$ ) nagyobb, mint akár az A–A, vagy B–B kötési energiák mértani közepe, akkor a tapasztalat szerint az A–B kötés önként létrejön az  $A_2 + B_2 = 2AB$  reakció szerint, és akkor a

$$\Delta = D_{A-B} - \sqrt{D_{A-A} \cdot D_{B-B}} \quad (2.1)$$

egyenletben igaz, hogy  $\Delta > 0$ .

Belátható ezért, hogy

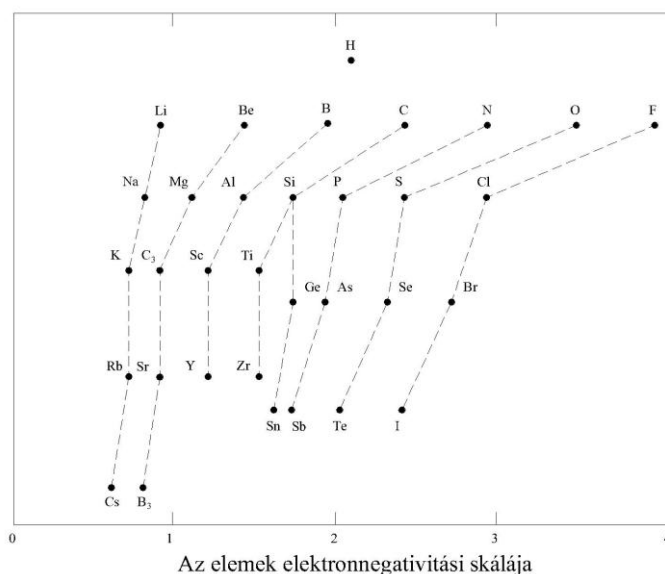
$$X_A - X_B = k\sqrt{\Delta}, \quad (2.2)$$

ahol  $X_A$  és  $X_B$  a reakcióban résztvevő elemek elektronegativitása. Ahhoz, hogy az egyes elemekhez rendelhető elektronegativitásokhoz számszerű értékeket rendelhessünk, referencia értéket kell választanunk. Pauling szerint e referencia érték a H elem (hidrogén) ( $X_H=2.1$ ) elektronegativitása. Ezek alapján tehát minden elemhez rendelhető egy szám, amelyet elektronegativitásnak nevezünk. Ez a szám jellemzi az adott elem „elektronvonzó képességét” a szóban forgó kötésben.

2.1. táblázat. Néhány jellemző kötési energia 25 °C-on, különféle elemek között (kJ/mólnyi kötés)

H	C	N	O	F	Si	P	S	Cl	Br	I	
104	99	93	111	135	70	76	81	103	88	71	H
	83	70	84	105	69	63	62	79	66	57	C
		38	48	65	–	50*	–	48	58(?)	–	N
			33	44	88	84*	–	49	–	48	O
				37	129	117	68	44	61	–	F
					42	51*	54	86	69	51	Si
						51	55*	79	65	51	P
							51	60	51	–	S
								58	52	50	Cl
									46	43	Br
										36	I

A 2.1. sz. táblázat adatai alapján látható, hogy például a HF molekula (hidrogénfluorid, más néven folyósav) disszociációs energiája nagyobb, mint akár a H<sub>2</sub> vagy a F<sub>2</sub> molekula disszociációs energiája. Ha áttekintjük a periódusos rendszer elemeihez rendelhető elektronegativitás értékeit, világossá válik a periódusos rendszeren belül érvényesülő tendencia, amit a 2.1. ábra mutat:

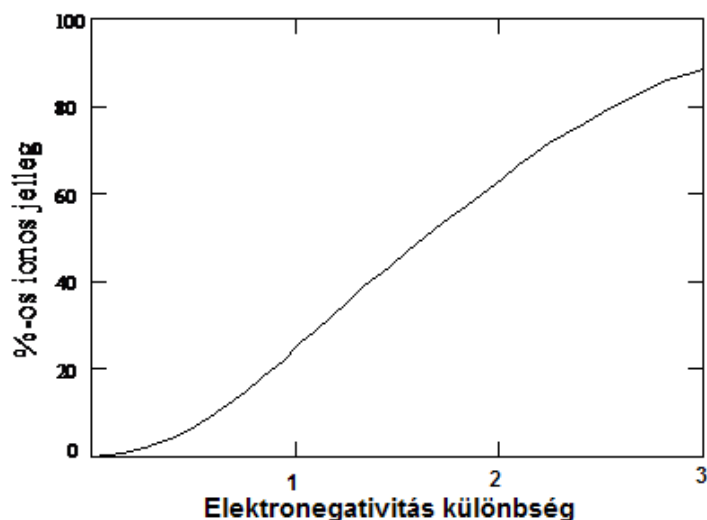


2.1. ábra A periódusos rendszerben érvényesülő elektronegativitás értékek tendenciája [1,2]

Látható, hogy az összes fémes elem kisebb elektronegativitású, mint a hidrogén. Ugyancsak figyelemre méltó, hogy az elektronegativitás egy oszlopon belül lefelé haladva csökken. Ez egyezésben van azzal a közismert megfigyeléssel, hogy a „fémesség” jelleg a periódusos rendszerben egy oszlopon belül lefelé haladva egyre határozottabb. Látni fogjuk a későbbiekben, hogy például a korróziós hajlam is jól értelmezhető az elektronegativitás fogalmával. Belátható a fentiek alapján, hogy a kötések jellege az atomok között annak megfelelően alakul, hogy mekkora elektronegativitás különbség van a kapcsolatba kerülő partneratomok között. Eszerint osztályozhatjuk a kötéstípusokat, vagyis **ezt a tulajdonságot használhatjuk a kémiai kötés jellemzésére:**

- Ha olyan elemek között létesül kapcsolat, ahol  $X_A$  és  $X_B$  nagy és  $X_A, X_B \geq X_H$ , akkor **kovalens kötés** keletkezik. Ilyen kötésekben épülnek fel a szerves vegyületek: (szénhidrogének, szénhidrátok), a gyémánt, grafit, számos oxid stb.
- Ha  $X_A \gg X_B \rightarrow$  **ionos kötés** keletkezik (pl.: NaCl, KCl).
- Ha mindkét atomi partnernek kicsi az elektronegativitása ( $X_A \sim X_B \sim 1,0-1,8$  közötti), akkor **fémes kötés** kialakulásáról beszélünk. E könyvben ismertett anyagok között mindhárom kötéstípus előfordul.

A fő kötéstípusok azonban *csak ritkán fordulnak elő tisztán* (pl. két azonos atom ( $H_2$ ,  $Cl_2$ ) általában kétatomos kovalens molekulát képez). A kötések zöme nem tisztán ionos, kovalens, hanem legtöbbször kevert jellegű. E tekintetben a fémes kötések között is vannak eltérések. Így pl.: beszélhetünk bizonyos kovalens kötések poláros (részben ionos) jellegéről is [2]. Ennek erőssége nyilván *a partnerek elektronegativitásának különbségétől függ*. Ezt fejezi ki a 2.2. ábra, amely a kötés ionos jellegét mutatja a partneratomok elektronegativitás különbségének függvényében.



2.2. ábra A kötés ionos jellege a kötést felépítő partneratomok elektronegativitás különbségének függvényében

Látható, hogy a nagy elektronegativitás különbség ( $X=3$ ) már teljesen ionos kötést eredményez,  $X=1$  alatt pedig már zömmel kovalens (vagy fémes) a kötés jellege. A következőkben az egyes kötéstípusok legjellemzőbb tulajdonságait foglalja össze a jegyzet.

### Az ionos kötés

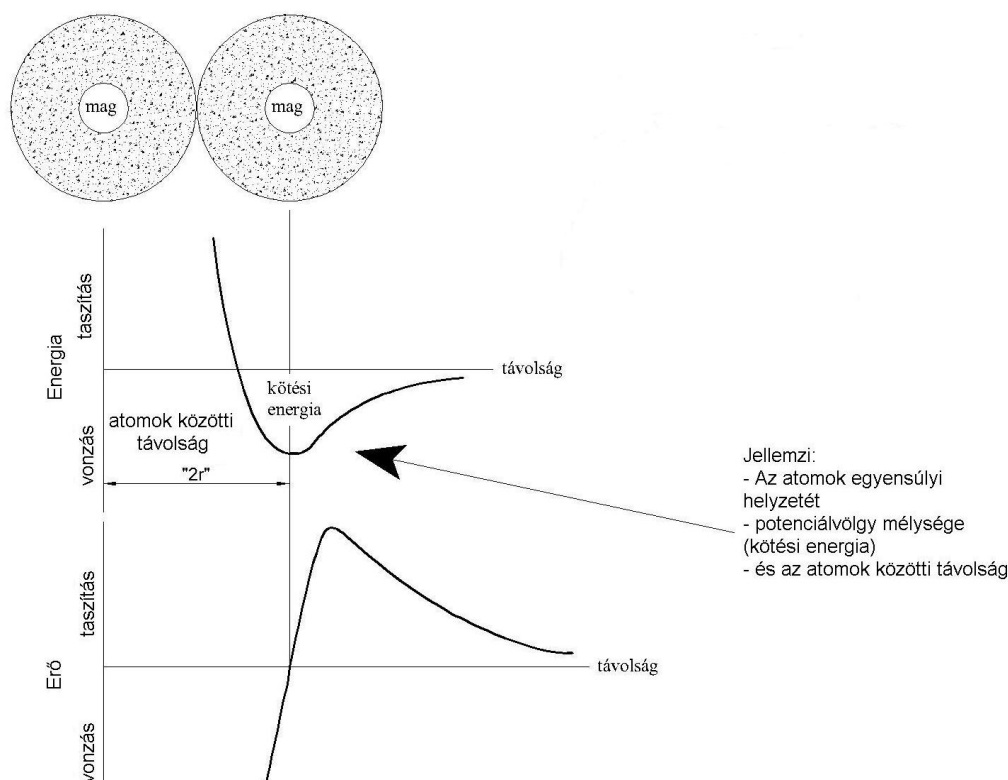
Ebben a kötéstípusban az összetartó erőt az ellentétes töltésű ionok elektrosztatikus kapcsolata képviseli. Az összetartó erő ( $U$ ) a 2.3. egyenlettel írható le,

$$U = -A \cdot \frac{e^2}{d} + B \frac{d}{p} \quad (2.3)$$

ahol:

- e** az elemi elektromos töltés,  
**d** az ionok közötti távolság,  
**A és B** állandók,  
 **$\rho$**  értékét kompresszibilitási adatokból származtatják.

Az egyenlet első tagjában  $e^2$  az elektrosztatikus kölcsönhatásra utal. A második – taszító – tagban  $d$  négyzetes függésnél meredekebb távolságfüggése annak felel meg, hogy az egyensúlyi atomi távolság csökkenésével az iontörzsek közötti taszítás meredeken növekszik az iontörzsek elektronfelhőinek összeéréséből származóan. Ez arra az eredményre vezet, hogy a kondenzált anyagok zöme gyakorlatilag összenyomhatatlan.



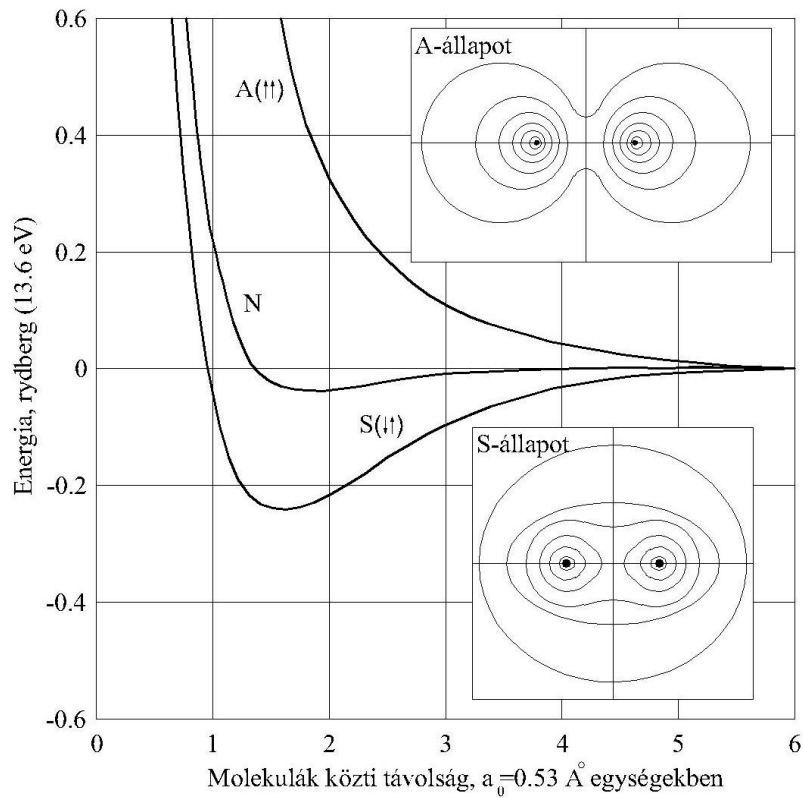
2.3. ábra Az ionos kötésben résztvevő iontörzsekre ható erők és a kötési energia az atomok közti távolság függvényében

Formailag valamennyi kötéstípus egy vonzó és egy taszító tag egyensúlyaként képzelhető el. Az elektrosztatikából ismert analógiák miatt a legtisztább az ionos kötés leírása, amely egy Coulomb jellegű, az atomi távolságtól négyzetesen függő vonzó potenciál és a négyzetes távolságfüggésnél nagyobb hatványkitevőjű taszító potenciál egyensúlyának eredményeként írják le. A vonzó és taszító erők egyensúlyban vannak a kötésben lévő atomok egyensúlyi távolságánál. (2.3. ábra) Az egyensúlyi távolság környezetében az atomok kötési energiája a potenciálvölgy mélységével arányos.

### A kovalens kötés

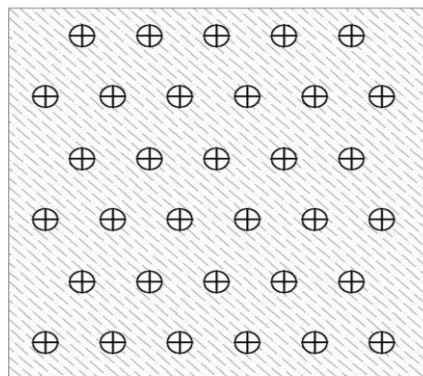
Szemben az ionos kötés elektrosztatikából ismert elveivel, a kovalens kötés elektronpárok létesítik. Az előzőek alapján akkor jön létre ilyen kötés, ha mindkét partner elektronegativitása nagy ( $X > 2,1$ ). Nagy kohéziós energia és térben irányított jelleg jellemzi ezt a kötéstípust. Itt az ellentétes spinállapotú elektronpályák vonzó és az azonos spinű elektronok taszító jelle-

gének egyensúlya eredményezi az egyensúlyi atomi távolságot, melyet az alábbi ábra A-állapot és S-állapot képe szemléltet. Láthatjuk, hogy azonos spinállapotú atomok kötésleítésékor az elektronfelhőke átlapolódása nagyobb, a kötés kevésbé stabil, mint ellentétes spinállapotú atomoknál.

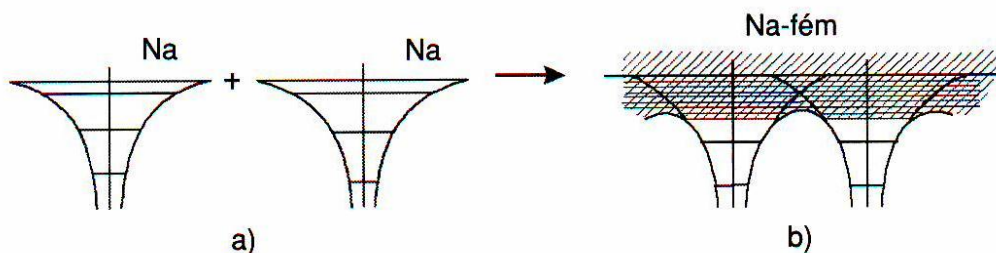


**2.4. ábra** A kovalens kötés energiája és atomtávolsága a különböző spinállapotú elektronpályák egyensúlya alapján

### A fémek kötés



**2.5. ábra** A fémionok rácsa az elektrongázban



**2.6. ábra** Kollektív elektronokból kialakuló sávszerkezet. Különálló (a) és fémekben résztvevő (b) nátriumionokhoz kapcsolódó vegyértékelektronok energianívói. A függőleges tengelyen az energia felé nő, a vízszintes tengely a nátriumatomok közötti távolságot érzékelteti. A (b) ábrán a két vízszintes vonal a vegyértéksávot, a fent sátozott rész pedig a vezetési sávot jelöli, melyben az elektronok energiája folytonosan változik, ezért elmozdulásuk a sávon belül gyakorlatilag akadálymentes [3].

A fémekben olyan elemek között jön létre, amelyeknek elektronegativitása kicsi. Tipikus megnyilvánulása az, hogy az elektronok egy közös elektronfelhőt képeznek a rácspontokon elhelyezkedő ionok körül (2.5. ábra). Nem minden elektron vesz részt a közös elektronfelhő kialakításában, csak a vegyértékelektronok. Az elektronfelhőt alkotó egyedi atomokhoz tartozó elektronok egy közös energiasávot alkotnak. Az egyes elektrontípusokhoz tartozó energiasávok elkülönülése változó lehet. Lényeges azonban, hogy a tipikusan fémekben tulajdonságok kialakulásában – úgymint jó elektromos és hővezető képesség – a legfelső (vezetési elektron-sávban) elhelyezkedő elektronok vesznek részt (lásd 2.6. ábrán az s elektronokból kialakuló sávot) [3].

### A másodlagos kötések

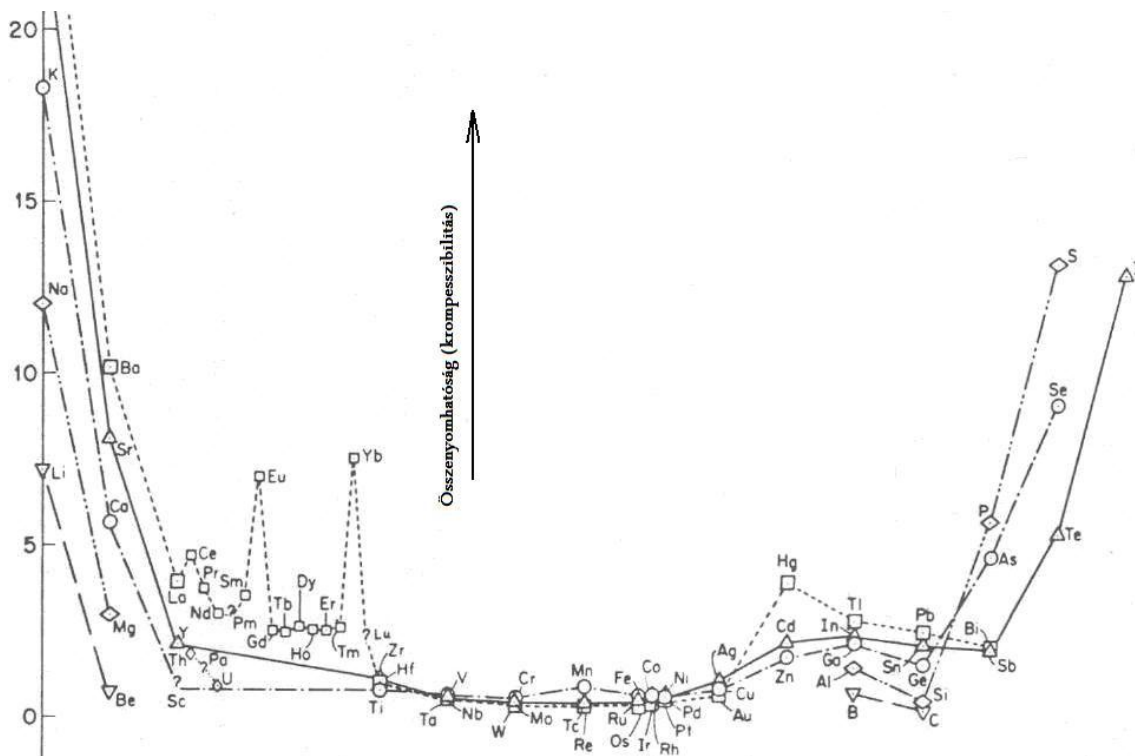
A fő kötéstípusokon kívül – gyakorlatilag függetlenül a kötéstípus jellegétől, másodlagos kötések is léteznek ugyanazokban az anyagokban. E kötéstípusokat gyakran *van der Waals* féle kötéseknek is nevezik [4], és többnyire a molekulák közötti kölcsönhatásnak kifejezői. Legtöbbször az eltérő elektronegativitású partnerek között létrejött fő kötéstípusok eredményeként keletkező poláros jelleg fellépésével hozzák őket kapcsolatba. E kötéstípusok hatóereje igen csekély és rövidtávú a fő kötéstípusokhoz képest, amit kifejez a hatótávolság erős hatványfüggése is. Eszerint a *van der Waals* erők hozzájárulása a teljes  $u$  rácsergiához a következő összefüggéssel adható meg:

$$u = 3 \cdot h \cdot \nu_o - \frac{3}{4} \cdot \frac{3 \cdot h \cdot \nu_o \cdot \alpha^2}{d^6}, \quad (2.4)$$

ahol  $\nu_o$  az atomok oszcillációs frekvenciája,  $\alpha$  a polarizálhatósággal kapcsolatos állandó,  $h$  a Planck állandó,  $d$  az atomok közötti távolság.

## A három fő kötéstípussal járó fontosabb anyagi tulajdonságok

**Kompresszibilitás (összenyomhatóság), atomi rádiusz és olvadáspont változása a periódusos rendszer elemei között**

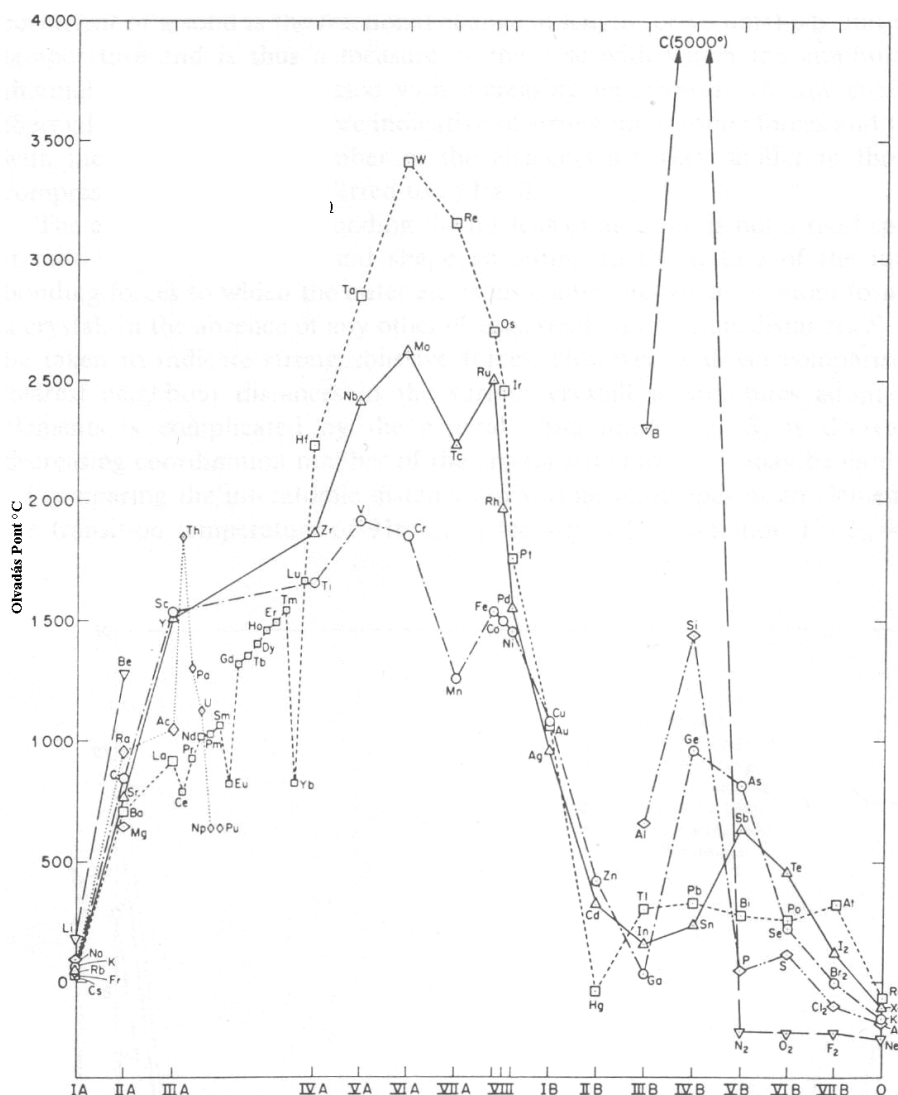


2.7. ábra Az elemek kompresszibilitásának összehasonlítása a periódusos rendszer főcsoportjaiban [4]

Két jellegzetes tulajdonság áttekintésére nyílik lehetőség a 2.7. és 2.8. ábrákon, ahol a periódusos rendszer elemeinek hidrosztatikus nyomás hatására történő összenyomhatóságát (2.7. ábra) és az olvadáspontjait (2.8. ábra) hasonlíthatjuk össze. A fémek kompresszibilitása jó egyezést mutat az elektronegativitás értékekkel. A legkisebb elektronegativitású fémekben a vegyértékelektronok kötési energiája alacsony. Ennek megfelelően az atomi térfogatok nagyok, emiatt jelentős mértékben összenyomhatók. A 3d, 4d elektronokat tartalmazó ún. átmenetifémek (lásd 2.7. ábrán az alkáli földfémek) atomjai viszont tömörök, összenyomhatóságuk csekély.

Műszaki szempontból is hasznos információkat tartalmaz a 2.8. ábra, ahol az elemek olvadáspontját hasonlíthatjuk össze. Feltűnően különbözik egymástól a fémek olvadáspontja. Az kis elektronegativitású fémekre alacsony olvadáspont jellemző, míg a nagyobb elektronegativitásúak között igen nagy olvadáspontúak is szerepelnek (W, Os stb.)

A metalloidok közül a karbon (gyémánt) a legnagyobb olvadáspontú elem.



2.8. ábra Az elemek olvadáspontjának összehasonlítása [4]

**Az ionos kötést** tartalmazó szilárd testeket az ionok közötti Coulomb-jellegű erők tartják össze. Nagy olvadási hőmérsékletű, rideg, kemény vegyületek, hőtágulási tényezőjük kicsi. Mivel a vegyértékelektronok az iontörzsekhez szorosan kapcsolódnak, ezért nem vesznek részt az elektromos vezetésben. Ezek a vegyületek szilárd halmazállapotban tehát többnyire szigetelők (esetleg félvezetők). Ha az ionos vegyület megolvad, az olvadék elektromos vezetővé válik. Olvadék állapotban az elektromosan töltött ionok az elektromos vezetés hordozói. A vezetés mindig egybekötött az ionok mozgékonyásával, tehát az anyag-transzport folyamataival.

**A kovalens kötések** térbeni irányítottsága miatt ezek az anyagok (vegyületek) szintén ridegek és törékenyek. Szemben az ionos kötésekkel, ezen anyagok olvadáskor nem vezetnek az elektromos áramot. E vegyületek között található a legnagyobb olvadáspontú szerkezeti anyagok (pl. gyémánt, karbidok, néhány oxid, nitrdek, stb.).

**A fémes kötésekkel** – az eddigiekben ismertetett tulajdonságokkal ellentétben – mechanikai képlékenység, alakíthatóság párosul. Minthogy a vegyértékelektron felhő nem kötődik az egyes atomokhoz, térbeni mozgékonyága jó elektromos vezetőképességet eredményez. Ez jó hővezető képességgel és jelentős hőtágulási tényezővel is párosul.

## Termodinamikai alapfogalmak [5]

A mindennapi gyakorlatban előforduló jelenségek, technológiai részfolyamatok (pl.: olvadás, párolgás, kémiai átalakulásokat kísérő hőjelenségek stb.) értelmezéséhez, kvantitatív leírásához szükséges a termodinamikai alapfogalmak ismerete. Szerkezeti anyagok tulajdonságváltozásának értelmezéséhez (pl.: hőtágulás, átalakulások szilárd fázisban, stb.), ugyancsak nélkülözhetetlenek ezek az ismeretek.

Az elnevezés – *hőmozgástan* – arra utal, hogy a hő áramlásáról, átadásáról, az anyagok hőfelvételéről, hőleadásáról, makroszkóposan is mérhető mennyiségek leírásáról van szó.

### A hőenergia és az atomi szerkezet kölcsönhatása

A hőenergia és az anyag kölcsönhatása az alábbi, közismert kémiai reakcióval szemléltethető:



A reakció hőenergia felszabadulásával jár, ami a környezetben szétterjed, ill. egy része munkává alakítható (pl. hidrogént alkalmazó belső égésű motorok). Az előzőekből ismert ugyanakkor, hogy a H<sub>2</sub>O hő hatására alkotóelemeire bontható. Azt is tudjuk, hogy ebben az energiaközlési folyamatban a vegyértékelektronok átrendeződnek, *tehát az elektronszerkezet átrendeződése a termikus jelenségekkel összekapcsolódik*. Már most meg kell jegyezni, hogy a vegyértékelektronok termikus gerjesztése (pl.: kémiai kötések felszakadása) akkor is megtörténhet, ha az anyagot nagyenergiájú sugárzás éri. Erről a jelenségről az anyagvizsgálatoknál említést teszünk. A hőenergia terjedésének leírásához mindenekelőtt definíciókat kell bevezetni, hogy számba vehessük azokat az anyagokat, amelyek egy termikus folyamat során egyáltalán kölcsönhatásba kerülnek. Az egymással kölcsönhatásban lévő anyagok összességét termodinamikai rendszernek nevezzük. A rendszernek egyértelmű, zárt felszínt alkotó határa kell, hogy legyen. A határ tulajdonságai alapján három fajtáját különböztetjük meg:

- Nyílt rendszer: amelynél az energia és anyagközlést a környezettel megengedjük;
- Zárt rendszer: itt anyagáramlás a vizsgált rendszer és környezete között nincs, de az energiaközlés lehetséges;
- Adiabatikus rendszer: a környezetétől anyagátvitel és energia átvitel szempontjából is elszigetelt.

A fenti definíciókat az alábbi táblázatban foglaltuk össze:

2.2. táblázat Termodinamikai rendszerek csoportosítása

	anyagtranszport	energiatranszport
Nyílt	Van	van
Zárt	Nincs	van
izolált (adiabatikus)	Nincs	nincs

A termodinamika – célkitűzésének megfelelően – makroszkópos tulajdonságok, jelenségek, közvetlenül mérhető mennyiségek leírásával foglalkozik. E leíráshoz megkülönböztetjük a termodinamikai állapothatározókat és az állapotfüggvényeket:

Az állapothatározók:

- nyomás (P),
- térfogat (V),
- hőmérséklet (T),
- összetétel (c).

Az állapotfüggvények:

- belső energia (E),
- entalpia (hőtartalom) (H),
- szabadenergia (G),
- entrópia (S).

A termodinamikai folyamatok vizsgálhatók állandó térfogaton (izochór jelenségek), állandó nyomáson (izobár folyamatok) és állandó hőmérsékleten (izoterm folyamatok).

A belső energia és az entalpia között az a különbség, hogy a belső energiát izochór, az entalpiát izobár körülmények között értelmezzük, vagyis megengedjük, hogy energiaközlés során a rendszer térfogati munkát is végezzen. Ennek főként akkor van jelentősége, ha a hőenergiát olyan közeg veszi fel, vagy adja le, amelynek jelentős a hőtágulási tényezője (pl. gázok).

**Belső energia:**

$$E = E^0 + \int_{298,16}^T C_v dT \quad (2.6)$$

ahol:

$E^0$       referenciaérték,  
 $C_v$       az állandó térfogaton mért fajhő.

**Az entalpia**

$$H = H^0 + \int_{298,16}^T C_p dT, \quad (2.7)$$

ahol  $H_0$  a referenciaérték,  $C_p$  az állandó nyomáson mért fajhő

$$H = H^0 + P \cdot V \quad (2.8)$$

$$dH = dE + P \cdot dV + V \cdot dP \quad (2.9)$$

## Az entrópia

Az entrópia ( $S$ ) az izoterm, reverzibilisen felvett hőt jelenti, vagyis

$$dS = \frac{dQ}{T} \quad (2.10)$$

**Az entrópia statisztikus értelmezése** a rendezetlenség mértékének jellemzésére szolgál, értelmezése szerint a termodinamikai állapot valószínűségének mértéke:

$$W = W_1 * W_2 * W_3 \quad (2.11)$$

Ahol  $W_1, W_2, W_3$  az egyes mikro állapotokat jelöli.

A rendszer entrópiája a részek entrópiájának összege:

$$S = f(W) = f(W_1 W_2 W_3 \dots) = S_1 + S_2 + S_3 + \dots \quad (2.12)$$

$$S = k \ln W \quad (2.13)$$

Vagyis az entrópia az állapot termodinamikai valószínűségének logaritmusával arányos:

$$k = R/N_A \quad (2.14)$$

ahol:

$k$	Boltzmann-állandó,
$R$	egyetemes gázállandó, $8,314 \text{ J/mol} \cdot \text{K}$ ,
$N_A$	Avogadro-féle szám, $6,022 \cdot 10^{23}$ .

Minden folyamat, amely növeli az atomok, molekulák mozgási lehetőségét (például olvadás, párolgás, gázkiterjedés, diffúzió), az anyag entrópia növekedésével jár együtt.

## Szabadentalpia

A szabadentalpia ( $G$ ) definíció egyenlete:

$$G = H - T \cdot S \quad (2.15)$$

A szabadentalpia a belső energiának munkára fordítható része, vagyis a teljes belső energiából le kell vonni az izoterm folyamatokkal kapcsolatos energiacsereét ( $\Delta S = \Delta Q/T$ ). Ilyen izoterm folyamat lehet például az olvadás-fagyás, egykomponensű szilárd fázison belül az allotróp átalakulással járó belső energiaváltozás stb. Ilyen izoterm folyamatok során történő hőcsere tehát nem eredményezi a vizsgált rendszer hőmérsékletének megváltozását. Például a  $-10^\circ\text{C}$ -os jég melegedésekor annak hőmérséklete növekszik, miközben belső energiája is nő.  $T=0^\circ\text{C}$ -on azonban hőmérséklete változatlan mindaddig, amíg az olvadás befejeződik. Eközben hőtartalma növekszik, vagyis az olvadáshőt a környezetéből felveszi, de hőmérséklete eközben nem változik. A víz fagyásakor ezzel ellentétes folyamat játszódik le (izoterm hőfelszabadulás).

### Az átalakulások iránya

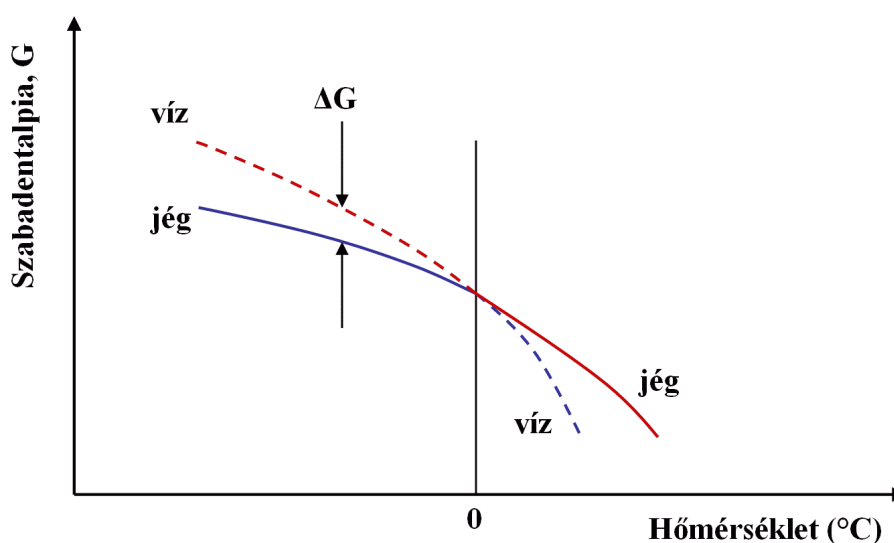
A szabadentalpia függvény megmutatja az átalakulások lehetséges irányát. Minden önként végbemenő folyamat csak olyan irányban mehet végbe, amelyben a rendszer szabadenergiája csökken, vagyis

$$\Delta G = G_2 - G_1 < 0 \quad (2.16)$$

ahol

- G1: a kezdeti állapot szabadentalpiája,  
G2: a végállapot szabadentalpiája.

Az elmondottakat a víz–jég átalakulásának példáján mutatja be 9. ábra.



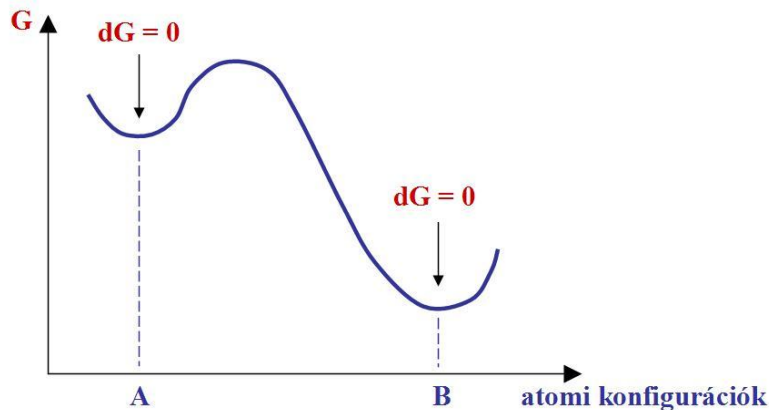
2.9. ábra A víz szabadenergiája a hőmérséklet függvényében

$T=0\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on és környezeti nyomáson a víz és jég fázisok egyensúlyban vannak. Az átalakulás lehetősége mindkét irányban adott, de a folyamat (pl. a víz megfagyása) csak akkor indul el, ha a hőmérséklet kissé a  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  alá csökken. Ekkor a víz szabadenergiája már nagyobb, tehát olyan folyamat indul el, amelynek során a szabadenergia csökkenhet, ezért a víz megfagy. A fagyási folyamat tehát csak túlhűtés hatására indul el. Ez a jelenség lényeges, és a későbbiekben erre visszatérünk.

### A termodinamikai egyensúly és a szabadentalpia

A termodinamikai egyensúly egy mérleg két karján ható erők egyenlőségének analógiájával szemléltethető: az erőegyensúly azt jelenti, hogy a mérleg karjai nem mozdulnak el, mivel a terhelő nyomatékok azonosak. Ugyanígy kell értelmezni a termodinamikai egyensúlyt is. Egy átalakulás akkor történik meg, ha szabadenergia csökkenéssel jár a folyamat (az említett víz–jég átalakulás  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on).

Egyensúlyi helyzetben tehát nincs változás, mert adott P, T körülmények között G-nek nincs alacsonyabb értéke. ( $dG=0$ , a 2.10. ábrán)



2.10. ábra A szabadenergia alakulásának sematikus ábrája az atomi konfigurációk függvényében: egyensúlyi helyzetet eredményez a  $dG=0$  állapot, amely azonban jelezhet metastabil állapotot is.

A G minimuma azt is jelenti, hogy ez az állapot határozott atomi konfigurációkhoz (elrendezésekhez) kötött. Az ábra arra is rávilágít, hogy a termodinamikai egyensúly esetenként látványosan is lehet (A állapot) és termikus aktiválással a rendszer még kisebb szabadenergia értéket is felvehet (B állapot). Az A állapotot „metastabil”-nak nevezzük, mert van ennél a stabil állapotnál kisebb szabadentalpiájú állapot is. Ilyen metastabil állapot gyakran előfordul mind a természetben, mind a műszaki gyakorlatban, anyagokban és folyamatokban. Metastabil állapotúak például az üvegek, vagy a gyémánt. A karbonnak szobahőmérsékleten és környezeti nyomáson termodinamikailag stabil módosulata ugyanis a grafit, amint ezt a kristályszerkezet tárgyalásánál látni fogjuk. Rezgés- és szennyezésmentes környezetben a desztillált víz is jelentősen túlhűthető anélkül, hogy kristályosodni kezdene. E túlhűtött állapotban a víz termodinamikai értelemben metastabil. Némely fémolvadék (pl. a nikkell) ugyancsak az olvadáspontja alá hűthető. *Az ötvözetek átalakulásainak ismertetésénél még látni fogjuk a metastabilitás nagy gyakorlati jelentőségét.*

### A Gibbs–féle fázisszabály

A termodinamika szerint a fázis az anyagnak az a makroszkópos felülettel körülhatárolt része, amelyen belül sem a fizikai, sem a kémiai tulajdonságoknak nincs törésszerű változása.

Zárt termodinamikai rendszerben a lehetséges fázisok számának meghatározása a Gibbs–féle fázisszabállyal lehetséges:

$$F + Sz = K + 2, \quad (2.17)$$

ahol:

F	a rendszerben lévő fázisok száma,
K	a rendszert alkotó komponensek (alkotók) száma,
Sz	a rendszer termodinamikai szabadsági foka.

A szabadsági fok alatt azt a számot kell érteni, ahány független termodinamikai állapotváltozót megváltoztatunk anélkül, hogy a rendszert alkotó fázisok számában változás állna be. Amint már említettük, négy állapotváltozó van: nyomás (p), hőmérséklet (T), vegyi összetétel (c), térfogat (V). Ezek közül azonban csak három független, a köztük fennálló kapcsolatot az egyetemes gáztörvény írja le:

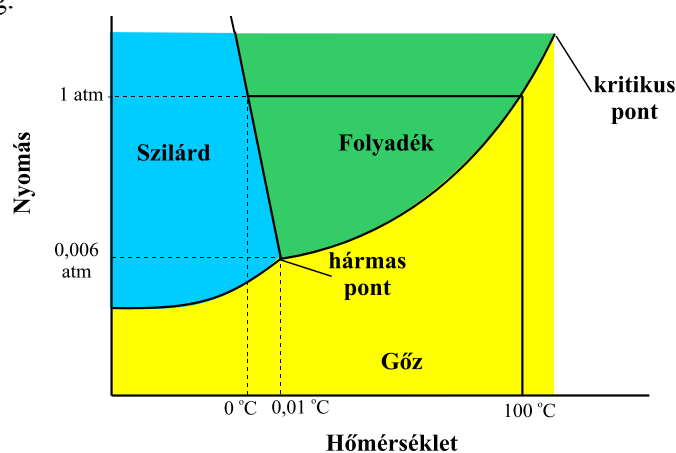
$$p \cdot V = n \cdot R \cdot T, \quad (2.18)$$

ahol:

p	a nyomás,
V	a térfogat,
n	a vegyi összetételtől függő érték,
R	az egyetemes gázállandó,
T	az abszolút hőmérséklet.

Kondenzált rendszerekben a térfogat változtatásának lehetőségétől eltekintenek, így ezeknél a nyomás, a hőmérséklet és a vegyi összetétel szerepét vizsgálják. Kondenzált rendszerek esetén tehát ezt a hármat tekintjük független termodinamikai állapotváltozóknak.

A Gibbs-féle fázisszabály értelmezése egykomponensű rendszerek – például a víz – fázisdiagramjának vizsgálatával könnyen érthető. Mivel egykomponensű rendszerről van szó, vagyis a rendszer vegyi összetétele állandó, így a fázisszabályt alkotó termodinamikai állapotváltozókból csak kettő marad. Ennek megfelelően a víz lehetséges állapotát a nyomás és a hőmérséklet határozza meg.



**2.11 ábra** A víz fázisdiagramja. A folyadék–gőz görbe csak a víz kritikus hőmérsékletéig terjed. A hőmérséklet és a nyomás skálát eltorzítottuk, hogy a hármaspont ábrázolható legyen (0,006 bar, 0,01°C)

A 2.11. ábrán vázolt nyomás és hőmérséklet tartományban a víznek három fázisa – egyben három halmazállapota – fordul elő: a jég, a víz és a gőz. Az egyes fázisokhoz tartozó területeket a termodinamikai stabilitás területeként értelmezzük. Ez azt jelenti, hogy a terület bármely pontjához tartozó nyomás–hőmérséklet állapotváltozó páros esetén a rendszer egyfázisú. Az egyfázisú területeket elválasztó vonalak mentén teljesül a halmazállapot változás termodinamikai feltétele. A diagramon látszik, hogy a víz fagyáspontja a nyomás csökkenésével nő, forráspontja pedig csökken. Ezt több tapasztalat is alátámasztja: tengerszinttől számított 8000 méter feletti kisnyomású térben a víz már 80 °C alatt forr, míg a jég a rá ható nyomás hatására megolvad.

A fázisdiagram mindhárom homogén egyfázisú területére igaz, hogy kismértékű nyomásváltozás és hőmérsékletváltozás nem eredményezi az egyfázisú állapot megszűnését. Ezt a Gibbs-féle fázisszabály segítségével is nyomon lehet követni:

$$F+S_z=K+2>1+2=1+2, \quad (2.19)$$

Az egyfázisú területeket elválasztó határvonalak mentén azonban kétfázisú a rendszer, itt víz+jég, víz+gőz vagy jég+gőz van jelen. Ha a két termodinamikai állapotváltozó közül az egyik megváltozik, az maga után vonja a másik megváltozását is, csak így tud fennmaradni a kétfázisú állapot. Például ha jeges víz hőmérsékletét növeljük, akkor a görbe által meghatáro-

zott mértékben a rendszer nyomását csökkenteni kell, különben eltűnik a szilárd fázis, a jég elolvad. A Gibbs-féle fázisszabállyal kifejezve:

$$F+Sz=K+2>2+1=1+2, \quad (2.20)$$

Különleges helyzet áll elő a három terület közös találkozási pontjánál, ahol mind a három fázis egyszerre lehet jelen. Ez azonban csak egy meghatározott hőmérséklet és nyomás esetén fordulhat elő, ahogy a Gibbs-féle fázisszabály is jelzi:

$$F+Sz=K+2>3+0=1+2, \quad (2.21)$$

Az egyenletből látható, hogy egyetlen termodinamikai állapotot sem lehet megváltoztatni, mert akkor változás állna be a fázisok számában.

### *A kristályszerkezet*

A bevezetőben említettük, hogy a mérnöki gyakorlatban használt legfontosabb anyagtípusok a fémek és ötvözeteik, a kerámiák (közülük is kiemelve az üvegeket), a műanyagok, illetve az elasztomerek. Ezeknek tekintélyes része kristályos anyag. Amíg szerkezeti anyagként felhasznált fémeket és ötvözeteket, valamint a kerámiák tekintélyes részét kristályos szerkezet jellemzi, addig a másik csoportjuk - az üvegek, műanyagok, elasztomerek - hosszú távú kristályos elrendeződést nem mutatnak.

A kristályos anyagok előfordulása földi körülmények között jóval gyakoribb, mint az ún. amorf anyagoké. Mind a kristályos, mind az amorf anyagokban különféle (az előzőek során már ismertetett) kémiai kötéstípusok fordulhatnak elő. A kristályszerkezet az atomi távolságok nagyságrendjében ( $10^{-10}\text{m}=1\text{Å}$ , azaz 1 Ångström) meghatározott szerkezeti kategória, csak a topológiai kérdésekkel kapcsolatos információkat hordozza a szóban forgó anyagról, a kötések jellegével, kémiájával nem foglalkozik. A kristályszerkezet az atomok periodikus, térbeni elrendezését jelenti. Ebben az elrendezésben központi jelentőségűek a szimmetria elvek.

A kristályszerkezet létrejöttének okaként a szabadenergia-minimumra való törekvést, mint alapvető termodinamikai elvet kell megjelölni. Ez esetben a konfigurációs entrópia minimalizálásának elvéről van szó adott hőmérsékleten és nyomáson. Ennek lesz következménye a kémiai kötéstípusok által kialakított atomi átmérők mellett az atomi elrendeződések szimmetriája is.

Ilyen feltételek mellett kell megőrizni az elektromos neutralitás elvét (elektromos semlegeség elve), a kovalens kötések diszkrét jellegét és irányát. Emellett meg kell valósulnia az atomok lehető leghosszabbban illeszkedésének is.

A fenti bevezető gondolatok alapján tehát a kristályszerkezet legfontosabb jellemzői a következők:

A szerkezet térbeni szimmetriát hordoz. Ahogy említettük, ez tisztán topológiai természetű, de több komponens esetén jellemzi az ún. kémiai rend is. Ez annyit jelent, hogy ha a kristályrács valamely pontjában egy töltést hordozó ion helyezkedik el, annak töltését a legközelebbi szomszédságban helyet foglaló ellentétes töltésű ion(ok) kompenzálják, így makroszkóposan a felépülő kristályos test elektromosan semleges.

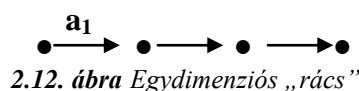
A kristályos rácsban mindhárom fő kötéstípus előfordulhat, de ugyanabban a rácsban előfordulhat kétféle kötéstípus is (pl. grafit). Itt kovalens és ún. „másodlagos” kötéstípusok vesznek részt a rács felépítésében. Ilyen másodlagos kötés a jégkristályban helyet foglaló vízmolekulák közötti ún. „hidrogén-híd” is. A másodlagos kötések - a fő kötéstípusokhoz képest - kis vonzóerőt jelentenek az atomok között. A rácpontokban helyet foglaló, kristályt alkotó elemek tehát lehetnek atomok, ionok, atomcsoportok vagy molekulák.

### A kristályszerkezet osztályozása szimmetriaelvek alapján:

Olvadáspontjánál alacsonyabb hőmérsékleten valamennyi fém kristályos szerkezetű. Ez azt jelenti, hogy a szilárd halmazállapotú fém atomjai valamilyen geometriai rendben, bizonyos kristálytani alakzat meghatározott pontjaiban helyezkednek el. Ez az alakzat egy-egy kristályokon belül az alak, a méretek és a térbeli helyzet megtartásával folytonosan ismétlődik. Az ilyen szerkezetet rácsszerkezetnek nevezünk; a rácsnak a legkisebb része, amelyen a kristálytani tengelyek és a rácsra jellemző szimmetria már felismerhető, a rácselem. A fémtan tárgyalása során a felbontóképesség határa a kristályrács.

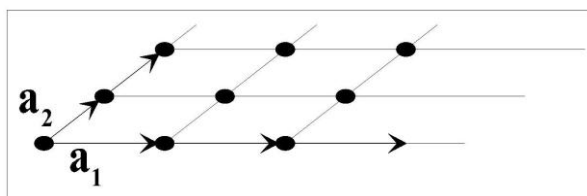
A kristályszerkezet jellemzője a periodicitás. Ennek megfelelően a legfontosabb feltétel, hogy minden rácspontnak azonos a környezete, vagyis a rácspontok között nincs különbség. Bármely rácspontot választjuk a vizsgálódás kiindulópontjaként, azonos irányban és távolságra minden esetben egy másik rácspontnak kell elhelyezkednie.

A kristályrácsot egy pontráccsal, mint matematikai fogalommal, és a rácspontokhoz rendelt atomokkal, atomcsoporttal vagy molekulákkal (atomrács, ionrács vagy molekularács) lehet leírni. Egy egydimenziós „pontrács” például egy elemi rácsvektor egész számú többszöröseként adható meg az  $\mathbf{r}' = \mathbf{r} + u \cdot \mathbf{a}_1$  összefüggéssel, ahol  $u$  befutja az összes egész számot, és  $\mathbf{a}_1$  jelöli az elemi rácsvektort (2.12. ábra).

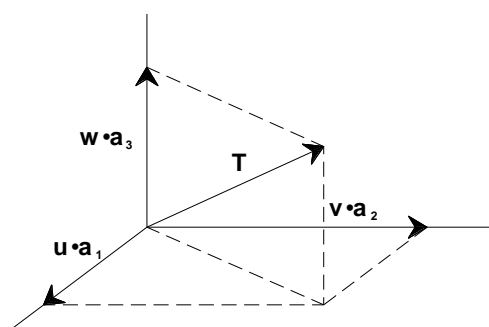


2.12. ábra Egydimenziós „rács”

A kétdimenziós (sík)rács ennek megfelelően két elemi rácsvektorral ( $\mathbf{a}_1$ ,  $\mathbf{a}_2$ ) (2.13. ábra), míg a térrács (háromdimenziós rács) a fentiek alapján az  $\mathbf{a}_1$ ,  $\mathbf{a}_2$ ,  $\mathbf{a}_3$  elemi rácsvektorokkal határozható meg, amelyek egyben a rács szimmetriatengelyei is (2.14. ábra).



2.13. ábra A kétdimenziós rács



$$\mathbf{T} = u \cdot \mathbf{a}_1 + v \cdot \mathbf{a}_2 + w \cdot \mathbf{a}_3$$

2.14. ábra A háromdimenziós rács és két rácspontot összekötő vektor képlete, ahol  $\mathbf{a}_1$ ,  $\mathbf{a}_2$ ,  $\mathbf{a}_3$  az elemi rácsvektorok;  $u$ ,  $v$ ,  $w$  pedig tetszőleges egész számok.

A háromdimenziós pontrács minden pontját az

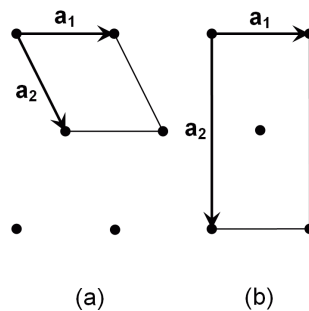
$$\mathbf{r}' = \mathbf{r} + u \cdot \mathbf{a}_1 + v \cdot \mathbf{a}_2 + w \cdot \mathbf{a}_3 \quad (2.22)$$

vektor írja le, ha  $u, v, w$  befutja az összes egész számot. Rácstranzlációs műveletnek nevezzük az olyan eltolást, amely a pontrácsot a

$$\mathbf{T} = u \cdot \mathbf{a}_1 + v \cdot \mathbf{a}_2 + w \cdot \mathbf{a}_3 \quad (2.23)$$

tranzlációs vektorral önmagával párhuzamosan eltolja, és ekkor a pontrács önmagával fedésbe kerül. Az ilyen alakban írt bármely vektor a két rácspontot összekötő vektor.

Az elemi rácsvektorok megválasztásának feltétele, hogy a három vektor nem lehet egy síkban, páronként nem lehetnek párhuzamosak és a térrács bármely pontjába mutató vektor a három elemi rácsvektor egész számú többszöröseinek összegeként előállítható. Ennek megfelelően megadható a rácsnak azon legkisebb egysége, más néven elemi cellája, amely eltolásával a teljes rács egyértelműen felépíthető. Ez általában a kijelölt elemi rácsvektorok, mint élek, által meghatározott párhuzamos oldalú és élű test (paralelepipedon). Ha a cellában rácspontok csak a cella csúcaiban találhatók meg, a cellát primitív cellának nevezzük. A primitív cellák minimális térfogatú cellák. A primitív cellával megadott pontrácsot tehát az jellemzi, hogy tetszőleges pontjából kiindulva (kezdőpont) bármely rácspont helye megadható az elemi rácsvektorok lineáris kombinációjával, vagyis a kristályrács felépíthető tranzlációs műveletekkel. A kristályrács ettől eltérően is megadható. A szimmetriaviszonyok jobb áttekinthetősége miatt nem minden esetben a rács primitív celláját célszerű alapul venni, hanem a derékszögű koordináta-rendszer használata szemléletesebb képet adhat. Így kijelölhető a rácsnak egy nagyobb fokú szimmetriával rendelkező cellája is (2.15. ábra). Az elemi cella nemcsak a csúcaiban tartalmazhat rácspontokat, viszont ebben az esetben a tranzláció megszűnik, hiszen a kijelölt elemi rácsvektorok lineáris kombinációjával nem minden rácspont érhető el (l. például a 2.15. ábrát, ahol a középponti atom tranzlációval nem érhető el).



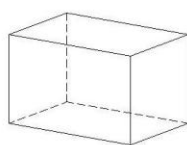
2.15. ábra Egy adott rácspan kijelölhető primitív cella (a) és a nagyobb fokú szimmetriát mutató elemi cella (b).

A primitív cellák alakját (elemi rácsvektorok nagysága és szöge) tekintve hét rácrendszer létezik, amelyekkel bármilyen kristályrács leírható. A hét rendszer kisebb szimmetriájú tagjai közül néhányhoz derékszögű rendszer is rendelhető. Így a hét alaptípushoz további hét alrác csatlakozik. Ez a megadási mód egy általános és 13 speciális rácsípust jelent, ami Bravais nevéhez fűződik. A 14 Bravais-féle rácsípust a hozzájuk tartozó szimmetria-jegyekkel a 2.16. ábrán láthatjuk. A Bravais-cella nem minden esetben a megadott kristályrács primitív cellája. A három választott tranzlációs vektor hossza megadja a Bravais-cella három rácsparaméterét.

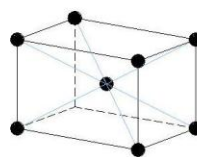
szabályos kocka :

$$|\mathbf{a}_1| = |\mathbf{a}_2| = |\mathbf{a}_3|$$

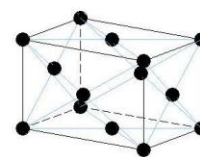
$$\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 90^\circ$$



primitív



térközepes

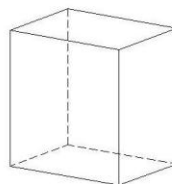


felületen  
középes

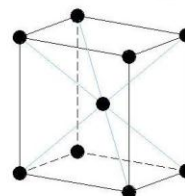
tetragonális :

$$|\mathbf{a}_1| = |\mathbf{a}_2| \neq |\mathbf{a}_3|$$

$$\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 90^\circ$$



primitív

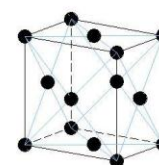
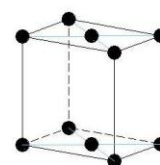
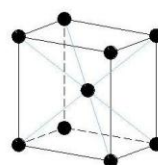
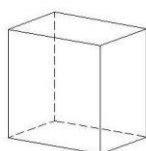


térközepes

ortorombos :

$$|\mathbf{a}_1| \neq |\mathbf{a}_2| \neq |\mathbf{a}_3|$$

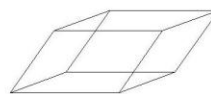
$$\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 90^\circ$$



trigonális :

$$|\mathbf{a}_1| = |\mathbf{a}_2| = |\mathbf{a}_3|$$

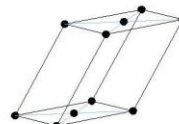
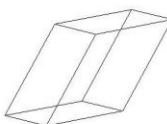
$$\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 \neq 90^\circ$$



monoklin :

$$|\mathbf{a}_1| \neq |\mathbf{a}_2| \neq |\mathbf{a}_3|$$

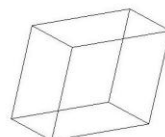
$$\alpha_1 = \alpha_2 \neq 90^\circ = \alpha_3$$



triklin :

$$|\mathbf{a}_1| \neq |\mathbf{a}_2| \neq |\mathbf{a}_3|$$

$$\alpha_1 \neq \alpha_2 \neq \alpha_3 \neq 90^\circ$$

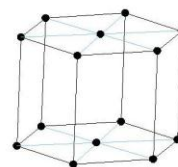


hexagonális :

$$|\mathbf{a}_1| = |\mathbf{a}_2| \neq |\mathbf{a}_3|$$

$$\alpha_1 = \alpha_2 = 90^\circ$$

$$\alpha_3 = 120^\circ$$

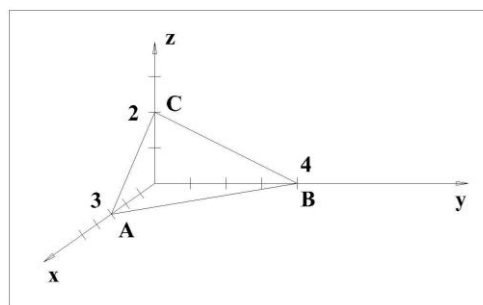


2.16. ábra Bravais-féle kristályrács típusok

A 2.16. ábra ábrái közül különösen nagy jelentőségűek a szabályos rendszerbeli térben és felületen középpontos rácselemek. Térben középpontos kocka alakú rácseleme (TKK) van az  $\alpha$ -Fe-nak (ferrit). Ez a fázis a Fe kis hőmérsékleten stabil módosulata. Lapközepes kocka alakú rácseleme (FKK) van a Fe nagy hőmérsékletű (912°C felett stabil) módosulatának ( $\gamma$ -Fe). A Ni-nek csak egyetlen allotróp módosulata van és ez a lapközepes kockarács. A Co hexagonális rendszerben, a Cu pedig ugyancsak lapközepes kockarácsban kristályosodik.

A fent említett matematikai leírással összhangban a kristályrácsban megadhatók kristálytani irányok és síkok. A 2.14. ábrán szereplő képletnek megfelelően egy kristálytani irányt megadhatunk az  $[uvw]$  számhármassal. A kristálytani irány a kezdőpontot a kiválasztott rácsponttal összekötő vektor, ami az  $\mathbf{a}_1$ ,  $\mathbf{a}_2$ ,  $\mathbf{a}_3$  elemi rácsvektorokkal írható le. Jelölésére szögletes zárójelet használunk, pl. egy egyszerű kockarács egyik lapátlóját az  $[101]$  adja meg, amely az  $\mathbf{a}_1$  és az  $\mathbf{a}_3$  vektorokkal definiált síkkal párhuzamos.

A kristálytani síkok és irányok általános jellemzésére szolgálnak az ún. Miller-indexek. A Miller-indexek egész számok, sík esetén az origó és a sík által a tengelyekből kimetszett pontok távolságának reciprokával arányosak az egyes tengelyek egységeiben (éhhossz vagy rácsparaméter) kifejezve. Előállításuk a 2.17. ábrának megfelelően úgy lehetséges, hogy a síkok tengelymetszeteit meghatározva vesszük azok reciprokát, majd a nevezők legkisebb közös többszörösével felszorozva megkapjuk a Miller-indexeket. A síkok jelölésére kerek zárójelet használunk.



$$3,4,2 \begin{matrix} \rightarrow \\ \leftarrow \end{matrix} \frac{1}{3}, \frac{1}{4}, \frac{1}{2} \begin{matrix} \rightarrow \\ \leftarrow \end{matrix} \frac{12}{3}, \frac{12}{4}, \frac{12}{2} \begin{matrix} \rightarrow \\ \leftarrow \end{matrix} 4,3,6 \Rightarrow (hkl)$$

2.17. ábra A Miller-indexek levezetésének sémája

A kristályfizika tapasztalatai szerint a kristályok az egyes irányokra nézve anizotrópok, azaz a fizikai tulajdonságaik eltérnek attól függően, hogy melyik kristálytani irányban mérjük azokat. Például fémkristályok hőtágulása, hő- és villamosvezető képessége, mágneses indukciója vagy rugalmassági modulusa más nagyságú az  $[100]$ , az  $[110]$  vagy az  $[111]$  irányban. Azokban az irányokban és síkokban, amelyek az egyforma értékű elemi vektorokkal azonos helyzetűek, a fizikai tulajdonságok is megegyeznek. Az ilyen irányokat és síkokat egyenértékű irányoknak és síkoknak nevezzük. Az egyenértékű irányokban a rácspontok távolsága, az egyenértékű síkoknál a síkok egymástól mért távolsága azonos. Az egyenértékű síkokban az atomi távolság és a rácspontok száma által meghatározott illeszkedési sűrűség azonos.

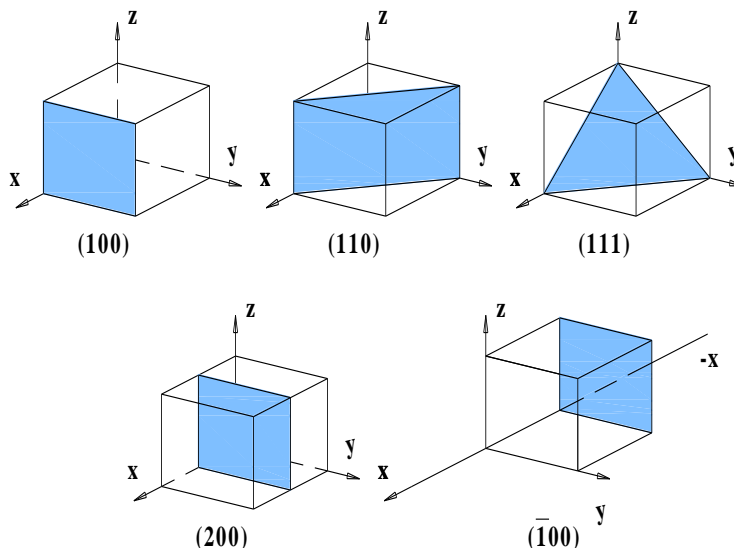
Külön felhívjuk a figyelmet a síkok és a kristálytani irányok jelölésének fontosságára. Ha egyetlen határozott síkot kívánunk megjelölni, azt gömbölyű zárójelben tüntetjük fel. Egyszerű köbös szimmetriájú kocka lapjainak jelölésekor (a kocka lapjai):  $(100)$ ,  $(010)$ ,  $(001)$ , stb. Ha az összes, egyenértékű síkot jelöljük, akkor az  $\{100\}$  jelölést, azaz a kapcsos zárójelet használjuk. Egyetlen kristálytani irány, pl. egy térátló, jelölésére az  $[111]$  (szögletes) zárójelet, valamennyi térátló általános jelölésére az  $\langle 111 \rangle$  jelölést alkalmazzuk. Így az  $\{100\}$  jelölés:

$$\{100\} = (100) + (010) + (001) + (\bar{1}00) + (0\bar{1}0) + (00\bar{1}) \quad (2.24)$$

összes egyenértékű síkot jelenti. Ebből 6 darab van, minden tengelynél az 1 és a -1 dőféspontban a másik két tengellyel párhuzamosan. Az  $\langle 111 \rangle$  jelölés összesen 8 egyenértékű irányt jelöl, mert mind a 8 térnegyedbe berajzolható egy térátló, így

$$\langle 111 \rangle = [111] + [\bar{1}11] + [1\bar{1}1] + [11\bar{1}] + [\bar{1}\bar{1}1] + [\bar{1}1\bar{1}] + [1\bar{1}\bar{1}] + [\bar{1}\bar{1}\bar{1}] \quad (2.25)$$

A továbbiakban egyszerű példákon ábrázoljuk különböző síkok Miller-indexeit egy kockarácsban (2.18. ábra).



2.18. ábra Különböző kristálytani síkok Miller-indexei

Az elemi cella a kristályrács összes tulajdonságát magában hordozza, de a Bravais-féle ráctípusokból szemléletesebben megismerhetők a kristályrács legfontosabb tulajdonságai. Áttekintésükből a következő kérdésekre kaphatunk választ.

- Melyik Bravais-féle ráctípushoz tartozik?
- Milyen a cella geometriája, mérete és alakja (aminek sokszorozásából maga a kristályrács felépül), vagyis mekkora az elemi rácsvektorok hossza (rácsparaméterek) és az általuk bezárt szög nagysága?
- Mekkora a rácsot alkotó atomok vagy ionok átmérői?
- Hány rácspont tartozik a cellához? Azokat az atomokat, amelyek több cellához tartoznak, megfelelő arányban kell számításba venni, pl. elemi kocka csúcspontját 1/8 részben. A primitív cellához mindig egy rácspont tartozik.
- Milyen a cella térkitöltése, azaz a rács illeszkedési sűrűsége? A térkitöltés:  $V_a/V_c$ , ahol  $V_a$  a cellához tartozó atomhányadok összegének térfogata,  $V_c$  pedig az elemi cella térfogata.
- Mennyi a rács koordinációs száma, azaz egy atomnak hány legközelebbi szomszédja van?
- Milyen sűrű az atomok illeszkedése adott kristálytani síkban vagy irányban? (Adott sík egységnyi területén hány rácspont van?)
- Melyek a legsűrűbb illeszkedésű síkok és irányok?
- Milyen távol vannak a kristálysíkok egymástól?
- Mekkora a rács szabad helyére beilleszthető legnagyobb gömb átmérője?

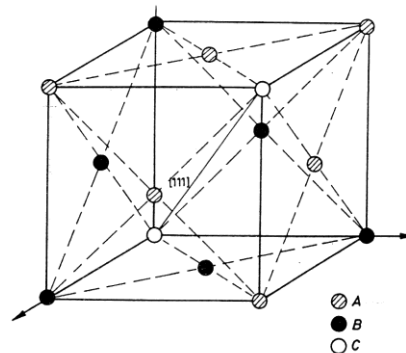
Ezek az alapfogalmak azért lényegesek, mert a gyakorlatban legfontosabb szerkezeti anyagokban (főként fémes rendszerekben, mint pl.: Fe és ötvözetei) ezek a rácsfogalmak fordulnak elő, a Fe és ötvözeteiben elforduló átalakulások megértéséhez nélkülözhetetlenek.

## A kockarácsra jellemző sajátosságok

Kockarács esetén a Miller-indexekből képzett vektor megadja a sík normálvektorát, azaz  $(hkl) \perp [hkl]$ . A Miller-indexek  $(hkl)$  segítségével kockarácsra könnyen megadható a jelölt egyenértékű síkok távolsága. Ha ismerjük a kockarács rácsparaméterét, vagyis a kocka élének hosszúságát ( $a$ ), akkor a rácstávolság a következő képlettel számolható:

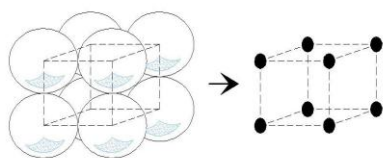
$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} . \quad (2.26)$$

A képletnek megfelelően egy síksorozat tagjai között annál nagyobb a távolság, minél kisebbek a sík indexei, és annál nagyobb a sűrűsége, azaz a területegységre eső rácspontok száma, minél kisebbek az indexei. Az előbbi összehasonlítás csak azokra a síkokra érvényes, amelyek tartalmazzák a rács összes pontját, azaz egymásra rétegzésükkel a rács felépíthető. A primitív rács bármely síkja egymásra rétegzésével maradéktalanul felépíthető. Mivel a térközepes és a felületen közepes kockarácsban a transláció nem lehetséges, valamint abból a feltételből kiindulva, hogy a síknak mindig rácsponton kell áthaladnia, az említett rács típusok nem minden síkja alkalmas a teljes rács maradéktalan felépítésére. Például az  $(111)$  sík tartalmazza a felületek középpontjában lévő rácspontokat, de nem metszi a kockarács geometriai középpontját. A térben középpontos kockarácsnál pl. az  $[100]$  irányban a rácspontok elrendeződése és abszolút pozíciója minden második síkon azonos. Így kialakul egy ABABAB... rétegződés, ahol a B-vel jelölt síkok a kijelölt kocka térközepén haladnak át. Tehát minden második síkot az  $a/2[111]$  rácspont jellemez. A felületen középpontos rács azonos elrendeződésű síkok rétegződésével az  $[111]$  irányban haladva építhető fel. Ebben az irányban az ABCABC... rétegződés figyelhető meg (2.19. ábra). A három síkot az  $a/2[110]$ ,  $a/2[101]$  és  $a/2[001]$ , oldal közepén elhelyezkedő, rácspontok jellemzik. A levezetést mellőzve, azok a síkok, amelyek Miller-indexeinek összege páros szám, a térben középpontos kockarács felépítésére alkalmasak. A felületen középpontos kockarács esetén a síkok Miller-indexeinek vagy mind páros vagy mind páratlan számra kell adódniuk (a nulla ebben az esetben páros számként értelmezendő).



2.19. ábra A legsűrűbb síkok rétegződése a felületen középpontos kockarácsban [6].

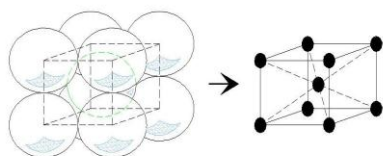
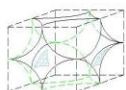
A következő (2.20. ábra) illusztrációval segíti, az elemi cellához megadható alapvető fogalmak képszerű belátását a különböző kristálytípusokban. Tekintsük pl.: az egy elemi cellára eső rácspontok számát a különböző rács típusokban: az ábrák alapján pl. primitív köbös kockarácsban az egy cellához tartozó rácspontok száma 1, a térköltési tényező számítását az ábrán láthatjuk.



$$1 \text{ cellához tartozó rácspontok száma} = 8 \text{ rácspont} \cdot \frac{1}{8} = 1$$

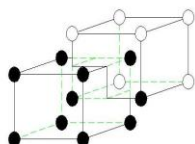
$$\text{térkitöltési tényező} = \frac{\text{atomok térfogatának cellához tartozó része}}{\text{cellatérfogat}} =$$

$$= \frac{\frac{4}{3} \pi \left(\frac{1}{2} a\right)^3}{a^3} = \frac{\pi}{6} = 0,524$$



$$1 \text{ cellához tartozó rácspontok száma} = 8 \text{ rácspont} \cdot \frac{1}{8} + 1 = 2$$

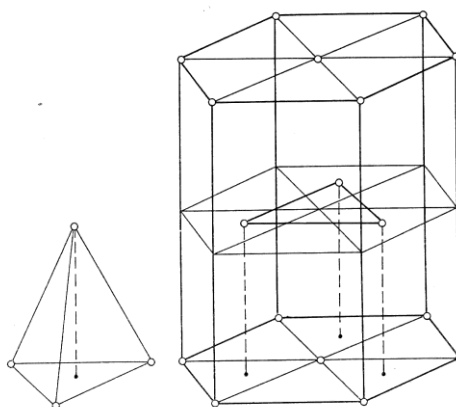
$$\text{térkitöltési tényező} = \frac{2 \text{ atom} \cdot \frac{4}{3} \pi \left(\frac{\sqrt{3}}{4} a\right)^3}{a^3} = 0,68$$



2.20. ábra Rácscellára eső rácspontok számának meghatározása

### A hexagonális rács sajátossága

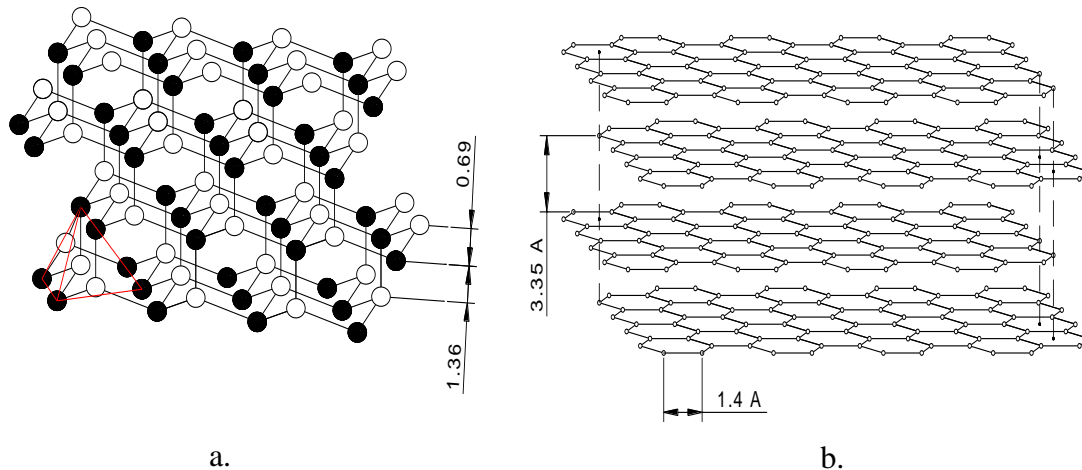
A hexagonális rács alapja egy  $120^\circ$ -os rombusz alapú hasáb. Ennek a rács típusnak csak primitív változata létezik, noha a fémek, pl. a titán, esetében gyakori az ún. sűrű térkitöltésű hexagonális rács is. A sűrű térkitöltésű változatban egy ABAB... rétegsorrend figyelhető meg, ahol a B réteg az alapréteghez képest eltolva, az alaprétegek fél magasságában helyezkedik el. A hexagonális, sűrű kitöltésű rács úgy képzelhető el, hogy az alapréteg egy rácspontjához két atom rendelhető. A második atom az alapréteg egyik rácspontja által kijelölt tetraéder csúcs pontjában helyezkedik el (2.21. ábra). Ha az alapsíkok ABCABC... sorrendben rétegződnek egymásra, akkor a felületen középpontos rácsot kapjuk, és az alapsík megegyezik annak (111) síkjával.



2.21. ábra A hexagonális rács sűrű illeszkedésű változata [6]

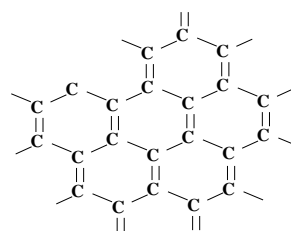
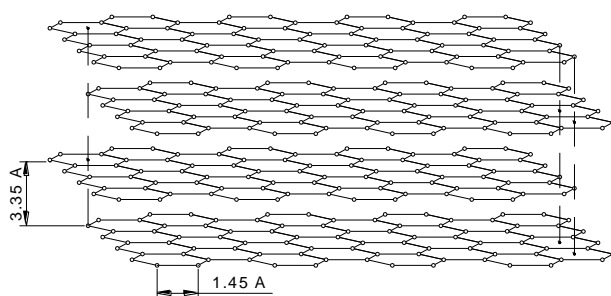
## Allotróp módosulatok

A kristályszerkezet jelentőségét mutatja a homogén, egykomponensű anyagok (elemek) allotróp módosulatainak létezése. Ez azt jelenti, hogy ugyanannak az anyagnak a hőmérséklettől és nyomástól (termodinamikai állapotjelzők értékétől) függően eltérő kristályszerkezete (ezzel együtt eltérő kémiai kötésrendszere) és jelentősen különböző fizikai és kémiai tulajdonságai lehetnek.

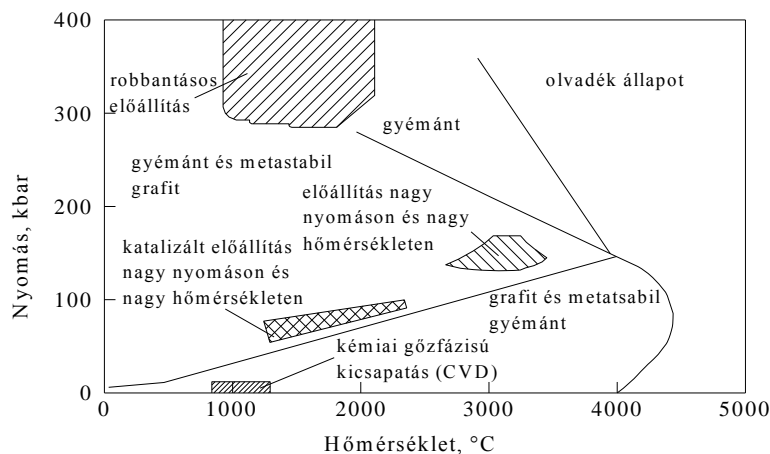


2.22. ábra A karbon allotróp módosulatai

Eszerint az allotróp módosulatok változásával jelentősen módosul ugyanannak az elemnek a kémiai reaktivitása is. Tipikus példa a karbon (C), aminek legismertebb módosulatai a grafit és a gyémánt. A 2.22/a és 2.22/b ábrák a gyémánt és grafit kristályszerkezetét mutatják. Az ábrán látható gyémánt, a karbon tetraéderes,  $sp^3$  hibridállapotú módosulata, köztudottan számos fizikai tulajdonságában különbözik az  $sp^2$  hibridállapotú grafittól, amelynek szerkezete réteges grafitsíkokat tartalmaz. Egy síkon belül elsőrendű ( $sp^2$  hibridállapot) és a síkok között Van der Waals-típusú másodlagos kötések vannak, ezért a síkok egymáson kis erővel elcsúszathatók. A grafit, a kötések metastabilabb volta miatt, kémiaileg reaktívabb is a gyémátnál. A gyémánt minden irányban nagy szilárdsággal rendelkezik, a grafit csak a grafitsíkok irányában. A gyémánt szigetelő, míg a grafit, a síkok közötti szabad elektronoknak köszönhetően elektromosan jó vezető. Feltűnő a két allotróp módosulat közötti nagy sűrűségkülönbség is. Egy anyag allotróp módosulatainak termodinamikai viszonyaira is jó példa a gyémánt. A 2.23. ábrán az figyelhető meg, hogy mely nyomáson és hőmérsékleten a karbon melyik módosulata stabil.



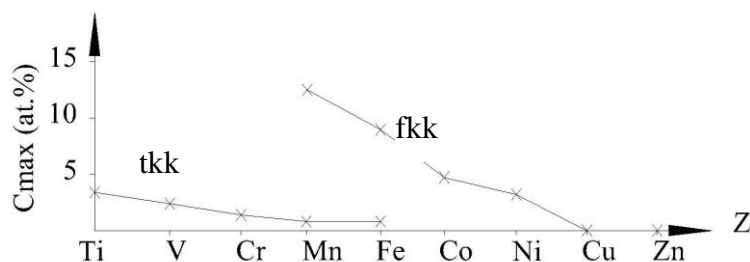
- sp<sup>2</sup> kötés a síkban
- kötés erősség 1,3
- C-C (rétegen belül)



2.23. ábra A karbon allotróp módosulatai két termodinamikai állapotjelző, a nyomás és a hőmérséklet függvényében

Normál légköri nyomáson és hőmérsékleten a grafit a stabil módosulat. A gyémánt itt metastabil. Ipari, mesterséges gyémántból előállítanak forgácsolószerszámokat, de ezeket 600°C-nál nagyobb hőterhelésnek nem lehet kitenni, mert megnő a grafitosodás veszélye. A metastabil állapot ugyanis egy termikus aktiválás hatására a stabilabb állapotba, jelen esetben a grafitba alakul át. Az ábrán láthatóak a mesterséges gyémánt előállításának termodinamikai körülményei is. A nagy nyomású, nagy hőmérsékletű módszerrel vagy a robbantásos módszerrel polikristályos (sokkristályos) gyémántot lehet előállítani, de előállítanak már 10 mm-es nagyságú egykristály gyémántot is, ami eddig csak a természetben fordult elő. Kisebb nyomáson kémiai gőzfázisú leválasztással (*PVD* = Physical Vapor Deposition) is előállítható gyémánt, de ebben nagy az amorf hányad.

Az allotróp módosulatoktól függő kémiai tulajdonságok tipikus változását figyelhetjük meg a Fe esetében is. Ennek jelentőségét az acél tulajdonságainak ismertetésekor látni fogjuk. Az alapvető kémiai jellemzők szilárd testek esetében tehát nem csupán önmagában a kérdéses elem elektronszerkezetétől függ, amint ezt a korábban definiált elektronegativitás értékei alapján várnánk, hanem szilárd állapotban jelentékeny szerepe van a tulajdonságok meghatározásában az allotróp módosulatoknak (kristályszerkezetnek) is. Így pl. a Fe felületen középpontos köbös (fkk) módosulata ( $\gamma$ -Fe) jelentékeny mennyiségű karbon képes oldani, míg a térben középpontos köbös (tkk) módosulat ( $\alpha$ -Fe) karbonoldó képessége igen csekély.



2.24. ábra Fémek allotróp módosulatainak C-oldó képessége [7]

Ez a tendencia nem csupán a Fe-ra igaz: a 2.24. ábrán láthatjuk, hogy azok az (átmeneti) fémek, amelyek a Fe-től balra vannak a periódusos rendszerben és tkk kristályszerkezetűek, rendre kisebb mértékben oldják a kARBONT, mint a Fe-től jobbra elhelyezkedő fkk fémek. Már most felhívjuk a figyelmet, hogy ezeknek a tendenciáknak fontos következményei vannak az acélok fázisátalakulási folyamataiban és az ötvözők hatásmechanizmusának megértésében.

## Rácsrendezetlenségek, rácshibák

Korábbi fejezetekben megismerkedhettünk az ideális kristályrácsok különböző típusaival. Mint ahogy az előzőekből is kiderül, tökéletesnek azt a kristályt tartjuk, amelyben bármely atom környezete az összes többi atom környezetével azonos. Ezen idealizált körülmény azonban a valóságban nem lelhető fel. A valós testek, kristályszerkezetek olyan tulajdonságait, mint például folyáshatár, nyúlás, diffúziós folyamatok stb. nem lehetett értelmezni, csak úgy, ha bizonyos rácsrendezetlenségeket, hibákat tételezünk fel a kristályrácsban. Ezen tulajdonságokat szerkezetérzékeny tulajdonságoknak nevezzük. A rácsrendezetlenségeket geometriai kiterjedésük alapján osztályozhatjuk, így a hibák lehetnek pontszerű, vonalszerű, vagy felületszerű hibák.

### Pontszerű hibák

Pontszerű hibáknak tekintjük a rácsban azokat az ideális rácstól eltérő tartományokat, amelyek hatása bármely irányban legfeljebb néhány atomátmérőnyi távolságra terjed. A pontszerű hibák lehetnek: üres rácshelyek (vakancia), idegen vagy saját atomok rácsközi helyekre beékelődése (interstició) vagy idegen atomok a rácsponton (szubsztitúció). A pontszerű hibákat vázlatosan a 2.25. ábra mutatja be.

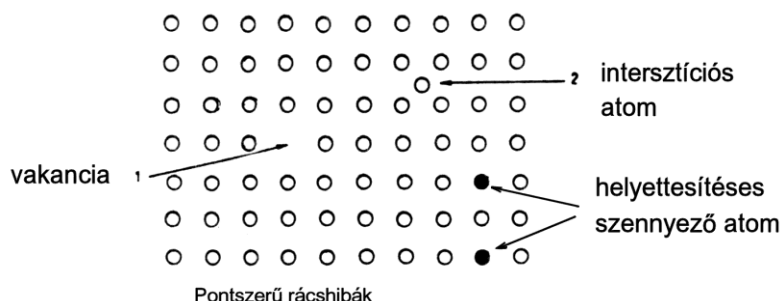
#### Üres rácshelyek

Ilyen hiba az abszolút nulla foktól eltérő hőmérsékleten mindig van, száma a hőmérséklet függvénye. Az atomok ilyenkor elhagyják a rácspontokat, így ott „üresedés” áll be, növelve ezzel a rács energiátartalmát. Létrejöttét elősegíti az is, ha energiát közlünk a ráccsal, pl. mechanikai munkával, azaz képlékeny hidegalakítással, vagy erős sugárzással. A hiba befolyásolja a hőtágulás mértékét is. Szobahőmérsékleten minden  $10^{18}$  rácshely üres, de pl. olvadáspont közelében már minden  $5 \cdot 10^3$  rácshely üres.

A statisztikus fizika szerint T hőmérsékleten, N atomból álló kristályban az üres rácshelyek száma:

$$n = N \cdot e^{\frac{-w}{k \cdot T}} \quad (2.27)$$

- ahol:  $-n$  az üres rácshelyek száma,  
 $-N$  a kristályráciban lévő rácspontok száma,  
 $-W$  a szomszédos atomok hibahely keltésének aktiválási energiája ( $10^{-23}$  J),  
 $-k$  a Boltzmann-féle állandó ( $1.38 \cdot 10^{-23}$  J/K),  
 $-T$  a hőmérséklet.



2.25. ábra Pontszerű rácshibák típusai

### Vakanciakeltés módjai

Lassú hűtés esetén az interstíciós atomok az üres rácshelyekre, a maradó üres részek pedig a szemcsehatárra diffundálnak, és ott megsemmisülnek. Gyors hűtés esetén ez a folyamat gátolt. A tiszta fémek folyáshatára gyors hűtés esetén nagyobb lesz, mint lassan hűtött állapotukban volt. A gyorsan hűtött fém folyáshatárának növekedése a rácshibák számának növekedésére enged következtetni, amelynek okát a későbbiekben tárgyaljuk.

### Idegen atomok beékelődése

Idegen atomok jelenléte is pontszerű hibának tekinthető. Ezek kétféle – szubsztitúciós (helyettesítési) és interstíciós (beékelődési) – módon foglalhatnak helyet a ráciban. Szubsztitúciós elhelyezkedés esetén az idegen atom egy saját atomot helyettesít, és így szubsztitúciós szilárd oldat keletkezik.

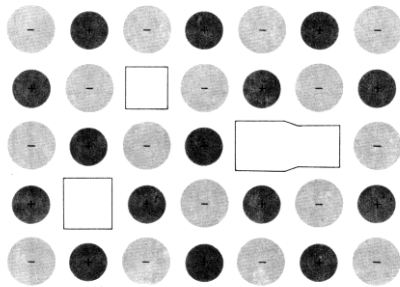
Interstíciós atom elhelyezkedése csak akkor lehetséges, ha az elhelyezkedő atom mérete a saját atomokéhoz képest kicsi. A szubsztitúciós módon elhelyezkedő atomok a rácsot méretüktől függően deformálják: a rácsot alkotó atomoknál nagyobb méretű atomok a rácsállandót helyileg megnövelik, a kisebb méretűek viszont csökkentik. Interstíciós szilárd oldatot a képeznek a fémekben az O, N, C, B, H. Ezek a rácsot jelentéktelen módon deformálják.

Különbözik ettől a saját interstíciós atomok hatása, melyek viszont a rácsot erősen deformálják. Saját atomok által előidézett interstíciós hibákat alapvetően két fő csoportba sorolhatjuk:

**Frankel-féle rácshiba:** Ez a saját atom által létrejött pontszerű rácshiba kialakulásának egyik fajtája. Létrejöttéhez nagy energia szükséges (pl. neutronsugárzás); a semleges, nagy energiájú neutron képes kiütni a rácsot alkotó atomok közül néhányat, ami később beékelődik valahol a ráciban. Ezzel két hiba is létrejött, egy „üresedés” és egy beékelődés.

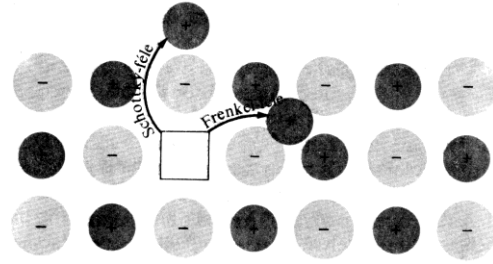
**Schottky-féle rácshiba:** Ennek kialakulásához lényegesen kisebb energia is elég (pl. az atom termikus energiája), ezért sokkal gyakoribb. Úgy jön létre, hogy a szemcsehatáron, vagy a kristályrác felszínén az atomokra nem hat minden irányból egyenletes erő, így ezen helyekről sokkal könnyebben kilépnek, „üresedést” hagyva maguk mögött. Erre az üres helyre – ugya-

nezen elv alapján – más, szomszédos atom könnyen beépülhet és a folyamat így folytatódik tovább, a hiba „vándorolni” kezd a kristályrácsban.



1. ÁBRA

Tiszta alkáli-halogenid kristálysík, pozitívion-, negatívion- és ellen-  
tétés előjelű csatolt vakanciahelyekkel.



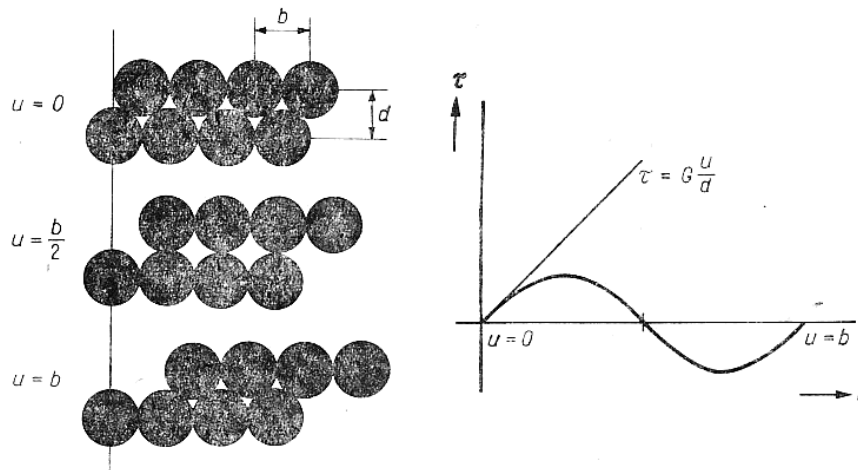
2. ÁBRA

Ionkristály Schottky- és Frenkel-féle hibahelyei. A nyilak az ionok el-  
mozdulását mutatják. Schottky-hibával az ion a kristály felületére,  
Frenkel-hibával intersticiális helyre kerül.

2.26. ábra Schottky- és Frankel-féle rácshibák [8]

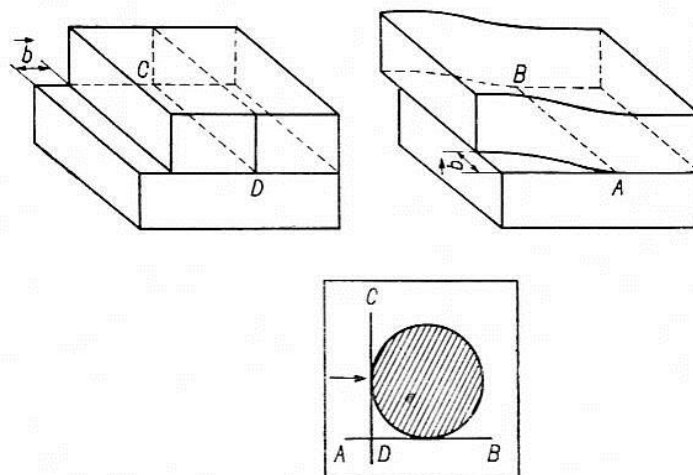
### Vonalszerű hibák (diszlokációk)

A fémek legjellegzetesebb alakváltozási módja a transláció, azaz a kristály egy részének elmozdulása a másikkhoz képest csúsztatófeszültség hatására. Természetesen itt is szerepe van a kristálytani orientációnak. A translációs sík általában az atomokkal legerősebben terhelt sík, és a transláció iránya is az az irány, amelyben az atomok a legsűrűbben helyezkednek el (2.27. ábra), így jön létre ugyanis legkönnyebben, legkisebb elmozdulással az eredetivel egyenértékű kristálytani elrendeződés.



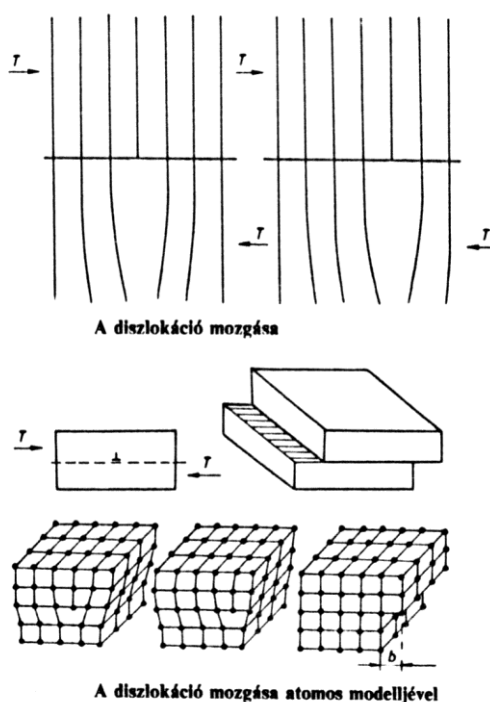
2.27. ábra Modell kritikus csúsztatófeszültség számításához

Az elcsúszott és a helyben maradt részek között csupán a csúszási sík mentén léphet fel a rácsban zavar. Ez olyan helyet jelent, amelyben átmenetileg a legkisebb energiájú állapothoz képest egy aktivált, nagyobb energiájú helyzet alakul ki. A csúszási sík képét alakváltozás közben az alábbi ábra (2.28. ábra) mutatja.



2.28. ábra A diszlokáció vonala a csúszási síkban (alsó vázlat), az elcsúszás a csúsztatófeszültség irányába eső és arra merőleges érintő mentén

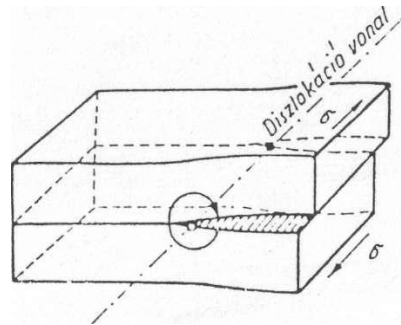
A csúszás síkja mentén a vonalkázott területen a kristály alsó részéhez képest a felső része egy atomtávolságnyi mértékben elmozdult. Az elcsúszás mechanizmusát a 2.29. ábra szemlélteti, ahol a csúszási síkot a vízszintes vonal jelzi. Ezen sík felett találhatjuk a helyben maradt atomsíkokat, míg alatta a nyírófeszültség ( $\tau$ ) hatására kialakult elcsúszás elemi lépéseit látjuk. Ezt a fajta hibát éldiszlokáció mozgásnak nevezzük.



2.29. ábra A diszlokáció mozgás modellje

Létrejöhet az előző  $\tau$  csúsztató feszültség hatására ún. Burgers- vagy más néven csavar-diszlokáció is. Abban különbözik az éldiszlokációtól, hogy a feszültség hatására a csúszás nem a teljes keresztmetszetben jön létre, hanem annak csak az egyik oldalán, míg a másik oldal nem mozdul. Így a diszlokáció vonalára merőlegesen elhelyezkedő atomsíkok csavarfe-

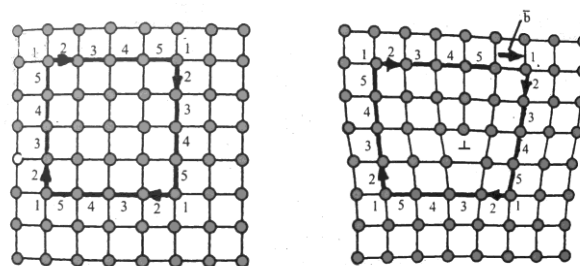
lületet alkotnak (2.30. ábra). Tehát édiszlokációnál a diszlokáció vonala és az elcsúszás iránya merőleges egymásra, míg csavardiszlokációnál ezek párhuzamosak.



2.30. ábra Csavardiszlokáció

### Burgers-kör, Burgers-vektor

A diszlokációk jellemzésére az ún. Burgers-vektor használható. A meghatározására a diszlokációt a 2.31. ábra szerinti módon határoljuk körül, vagyis a párhuzamos oldalakon azonos számú rácsponttal járjuk körbe. Ha egy adott rácsponttól valamelyik irányba elindulunk, és minden irányba ugyanannyi rácspontot haladva körbejárjuk, a hibátlan rács esetén ugyanahhoz az atomhoz érünk vissza, mint amelyiktől elindultunk. Ez a Burgers-kör. Ha a körülhatárolt rácsban hiba található, akkor a legelső és a legutolsó atom nem lesz ugyanaz, a kettőt összekötő vektor a Burgers-vektor. A körben egy meghatározott irányba haladunk, ami megadja a vektor irányát is (a zárás irányába mutat), nagysága megadja a diszlokáció mértékét (a beékelődő síkok számát). A vektor alkalmas a hiba fajtájának meghatározására is, hiszen édiszlokációnál merőleges, csavardiszlokációnál párhuzamos a diszlokáció vonalával.



2.31. ábra Burgers-vektor szerkesztése

### Diszlokációsűrűség

A diszlokációsűrűség megadja, hogy egységnyi anyagban milyen mértékű a diszlokációk jelenléte. Ennek definiálása kétféle módon is történhet. Létezik felületegységre eső diszlokációsűrűség, ahol a vizsgált síkmetszet  $1 \text{ cm}^2$ -én áthaladó diszlokációs vonalak számát kapjuk ( $\text{db}/\text{cm}^2$ ), illetve térfogategységre eső diszlokációsűrűség is, ahol az egységnyi térfogatban lévő ( $1 \text{ cm}^3$ ) diszlokációk összes hossza a mértékadó ( $\text{cm}/\text{cm}^3$ ).

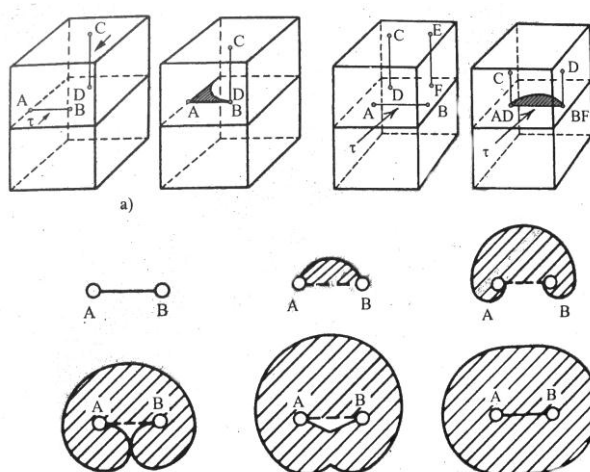
A diszlokáció sűrűsége különböző fémekben:

- szabályos, nagyon tiszta, ún. egykristályokban: kevesebb, mint  $10^3/\text{cm}^2$ ,
- polikristályos, gyakorlati fémekben:  $10^6$ – $10^7/\text{cm}^2$ ,
- hidegen erősen alakított fémekben:  $10^{11}$ – $10^{12}/\text{cm}^2$ .

### Diszlokációk felhalmozódása: a Frank-Read-források

Ha egy AB diszlokáció két, vele nem egy síkban fekvő CD és EF diszlokációval találkozik úgy, hogy a két végpontja (AD és BF) rögzítődik (2.32. ábra), akkor az AB diszlokáció többi pontja tovább mozog, először ívet, majd zárt görbét alkotva. Ez tulajdonképpen egy diszlokációt sokszorozó folyamat; az AB diszlokáció az ún. Frank-Read-forrás, míg maga a folyamat az ún. Frank-Read-mechanizmus. A felülnézeti ábra a  $\tau$  csúsztatófeszültség hatására létrejövő elcsúszás fázisait mutatja. A két rögzített pont között újra kialakuló diszlokációk megismételhetik az előző folyamatot, így egyfajta diszlokációt sokszorozó mechanizmust hoznak létre.

Tehát a plasztikus deformáció során diszlokáció-források keletkeznek (Frank-Read-források).



2.32. ábra Diszlokációk felhalmozódása

### Az alakítási keményedés

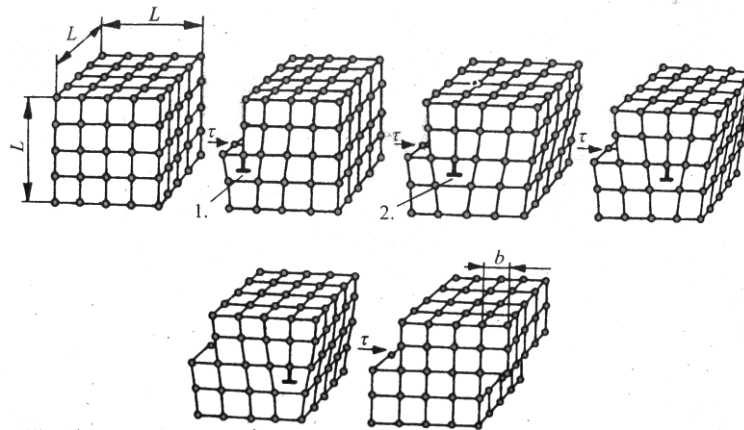
A mechanikai tulajdonságok kialakításában jelentős szerepet kapnak a diszlokációk és azok mozgékonyasága. Egy későbbi fejezetben foglalkozunk a fémek szakítóvizsgálatával, amellyel a fémek szilárdságára utaló legfontosabb mechanikai jellemzőket határozzák meg. A rúd alakú próbatest elszakításakor egyértelműen meghatározható az a feszültség szint, amelynél nagyobb feszültség a próbatest maradó, azaz képlékeny alakváltozását eredményezi. Ennél kisebb feszültség esetén a feszültség megszüntetésével a próbapálca visszakapja az eredeti hosszát. Elméleti úton az atomok közötti kötőerőkből kiszámítható az a feszültség szint, amely egy kristály adott síkjának elcsúszásához elegendő. A gyakorlati mérések azt mutatják, hogy egy próbatestben a képlékeny alakváltozás már kisebb feszültség hatására is megindul. Ennek oka a kristályokban található diszlokációk. Egy hibamentes kristályban a teljes síkot érintő elmozduláshoz szükséges feszültséget (erőt) kell leküzdeni, míg a diszlokáció a kristályban benne lévő rácssík-elcsúszást rejt magában. A diszlokáció megindításához, és a teljes sík menti eltolásához kisebb feszültség (erő) szükséges. Hasonlatos ez egy hosszú szőnyeg elmozdításához. 10 cm elmozdulást a teljes szőnyeg elhúzásával vagy egy kis hullám végigtolásával is el lehet érni. A különbség a kifejtendő erő nagyságában van.

A diszlokációmozgás alapvetően kétféle lehet:

- külső erő hatására, az extra síkra merőlegesen, ez a csúszás (transzláció),
- üres rácshelyek kialakulása révén, az extra sík irányában, ez a kúszás.

### A csúszás mechanizmusa

A csúszás előbb leírt mechanizmusát ábrázolja a 2.33. ábra.



2.33. ábra A csúszás mechanizmusa.

A csúszás mechanizmusa jól mutatja, hogy miért kell a fémek alakításánál jóval, 2-3 nagyságrenddel kisebb energia a számított értéknél.

Elméletben, ha egy  $L$  oldalhosszúságú kockát veszünk alapul, akkor ebben a kockában két sík elcsúsztatása

$$F = L^2 * \tau \text{ (N)} \quad (2.28)$$

erővel lehetséges. Ha „ $a$ ” a rácsparaméter, akkor az elmozdításhoz szükséges munka:

$$W = F * a = L^2 * \tau * a \text{ (J)}. \quad (2.29)$$

A valóságban azonban a diszlokációk végigvonulnak az anyag szerkezetén a csúsztatófeszültség hatására, és fokozatosan létrejön az egy „ $a$ ” rácsméretnyi maradó deformáció. Az ehhez szükséges munka:

$$W^* = F_{\text{diszl}} * L \text{ (J)}. \quad (2.30)$$

A munka mindkét esetben ugyanakkora:

$$W = W^*, \quad (2.31)$$

vagyis:

$$L^2 * \tau * a = F_{\text{diszl}} * L, \quad (2.32)$$

$$F_{\text{diszl}} = L * \tau * a. \quad (2.33)$$

A két erő között jelentős a különbség, a kettő aránya:

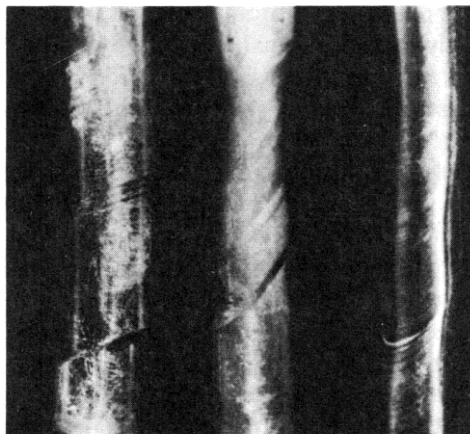
$$F / F_{\text{diszl}} = (L^2 * \tau) / (L * \tau * a) = L/a. \quad (2.34)$$

Mivel  $L$  a vizsgált kristályban a csúszósík hossza, ami minden irányban  $10^2$ – $10^3$  rácsparaméternyi méretű, „ $a$ ” pedig a rácsparaméter, a kettő aránya

$$L/a = 10^2 - 10^3. \quad (2.35)$$

Így a két erő aránya is ugyanennyi. Ez bizonyítja, hogy elméletben sokkal nagyobb erő szükséges az alakításhoz.

Ezen folyamat gyakorlati megnyilvánulását a 2.34. ábra mutatja be cink egykristály esetében.



2.34. ábra Transzlációs csúszás cink egykristályban

#### A kúszás mechanizmusa

Ebben az esetben a mozgás a csúszósíkra merőleges, vagyis a diszlokáció vonala az egyik síkból „átugrik” a másikba. Ez létrejöhet:

- kristályrácsban lévő üres helyek mozgása révén,
- interstíciós atomok (lehet saját atom, vagy idegen) mozgása révén.

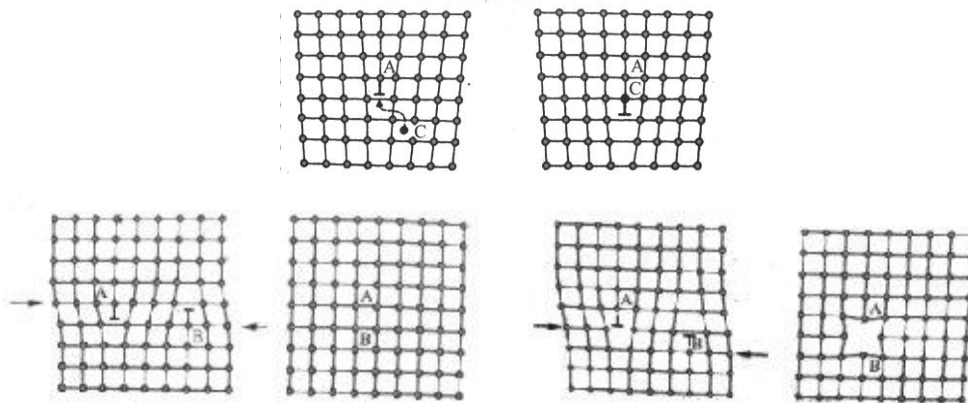
Az idegen atomok a diszlokáció mentén helyezkednek el, ezáltal nagymértékben stabilizálják azt. Mozgását erősen visszafogják, lassítják, és emiatt a csúszás megindításához jóval nagyobb feszültség szükséges.

#### Diszlokációk kölcsönhatása

A diszlokációk egymásra is hatással vannak:

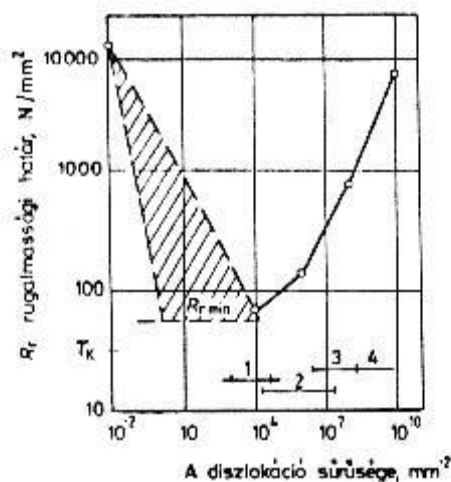
- Az azonos csúszósíkban lévő két diszlokáció – a Burgers-vektoraik irányától függően taszítja, vagy vonzza egymást.
- Ha azonos csúszósíkban levő két ellentétes irányú, de azonos nagyságú diszlokáció egymástól atomtávolságnyira van, akkor találkozásakor egyesülnek egy „normális” síkká.
- Ha hasonló esetben az atomtávolság 2-szerese az előzőnek, akkor üres hely is keletkezik a síkban.
- Ha ennél nagyobb köztük a távolság, akkor a találkozásig szabadon mozognak, de onnantól gátolják egymás mozgását.
- Ha két különböző síkban mozgó diszlokáció találkozik, összeadódnak, de a mozgásban gátolják egymást, mert mindkettő ellentétes irányba akar elmozdulni. A két diszlokáció lehorgonyzódik, az extra sík viszont tovább halad, ill. már csak e körül a

fix pont körül képes mozogni, ez pedig spirális mozgást eredményez. Ezekre a kölcsönhatásokra ad néhány példát a 2.35. ábra.



2.35. ábra Diszlokációk találkozása

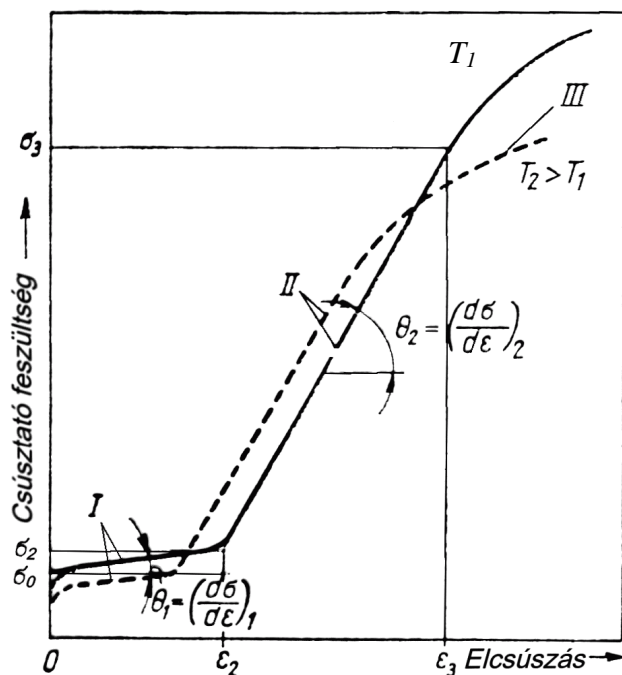
A diszlokációk nagy száma könnyíti a kristálysíkok elmozdulását, és így a fémek képlékeny alakíthatóságát, de a képlékeny alakítás a diszlokációk számának növekedésével jár. Egy bizonyos szám felett viszont a diszlokációk gátolják saját szabad mozgási lehetőségeiket, azaz egy felkeményedési hatás érzékelhető, ami pl. a rugalmassági határban kimérhető (2.36. ábra). A gyakorlatban a szilárdság növelése a csúszási síkok elmozdulásának gátlását jelenti. Ez lehetséges a diszlokációsűrűség növelésével, pl. hidegalakítással. Az alakíthatóság növelése ezzel ellentétes folyamat. A diszlokációk száma csökkenthető újrakristályosító vagy átkristályosító hőkezeléssel.



2.36. ábra A diszlokáció sűrűség és a rugalmassági határ kapcsolata különböző mechanikai előéletű fémek anyagokban.

Sraffozott terület – hibamentes egykristály; 1–kilgyított állapotú fémek; 2–hidegen alakított fémek; 3–4–hőkezeléssel és alakítással felkeményített állapot

Az alakítási felkeményedés szakaszait mutatja a 2.37. ábra a képlékeny alakváltozás megindulása (a rugalmassági határ) után.



2.37. ábra Felületen középpontos köbös kristályrácsú fémek tipikus keményedési görbéje

A felkeményedés három szakaszra bontható fel:

*I. szakasz:* rugalmas tartomány után a könnyű csúszás vagy egyszeres csúszás jelensége a domináns.

*II. szakasz:* meredek, hőmérséklettől független (csúszásvonalak rövidek, inhomogén deformációs tartományok).

*III. szakasz:* parabolikus (nem lineáris) tartomány, kevésbé ismert diszlokációmozgási-mechanizmus. Kezdeté, megjelenése hőmérséklettől függ.

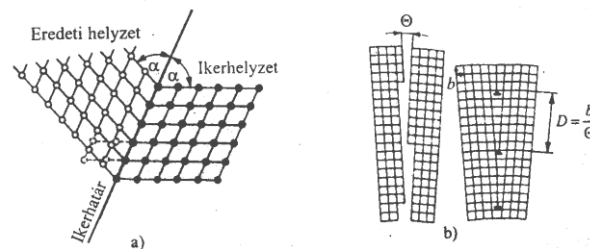
A keményedési görbe alakja a kristályszerkezettől nagymértékben függ.

### A kétméretű, felületszerű hibák

A kétméretű, felületszerű hibák mérete a tér két irányában összemérhető a kristály méreteivel, míg a harmadik irányban ezek a hibák csak néhány atomátmérőnyire (szemcsehatárnál akár több száz atomsorra) terjednek. Szerkezetüket tekintve a felületszerű hibák lehetnek koherens vagy inkoherens. Koherens hiba esetén a felületen lévő atomok mindkét kristályos tartomány rácsához egyaránt tartoznak. Az inkoherens hibánál egy átmeneti tartomány található, amely atomjairól nem dönthető el egyértelműen, hogy melyik kristályos részhez tartoznak. A koherens felületi hiba, ahhoz a kristályhoz, amelyhez tartozik, elhelyezkedését tekintve lehet kisszögű és nagyszögű is (2.38. ábra).

A szemcsehatár menti hibák létrejötte a kristályosodás folyamatával magyarázható. Amikor az olvadék fázisból kialakuló két kristálycsíra körül megindul a kristallit növekedése, ezek növekedési iránya (orientációja) egymástól nyilvánvalóan eltérő lesz. Ahogy a kristályos fázisok határa a dermedés során összeér, meghatározott hajlásszögű szemcsehatár képződik (2.38. ábra). Az ábra szerint néhány rácsállandónyi távolságra a szemcsehatár mentén rácsrendezetlenségek alakulnak ki. Az egyes rácsrendezetlenségek külön-külön éldiszlokációknak tekint-

hetők, amelyek egymástól  $D$  távolságra helyezkednek el. Ha egy diszlokáció Burgers-vektora  $b$ , a két térrács orientációja által bezárt szög pedig  $\Theta$ , akkor  $D$  az ábrán szereplő képlettel számolható a kisszögű szemcsehatárok esetén.



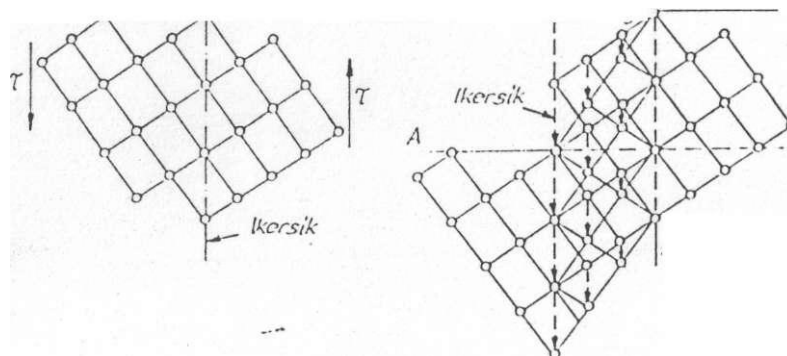
2.38. ábra Szemcsehatárok alakulása a kristályosodás során

Tehát a szemcsehatáron képződő diszlokációk távolsága, vagy más szóval a diszlokációk sűrűsége, a szemcsehatár két oldalán lévő kristallit orientáció-különbségétől függ. Minél nagyobb az orientáció-különbség, annál több éldiszlokáció helyezkedik el a szemcsehatár mentén.

Az egyes szemcsén belüli kis orientáció-különbségű tartományokat az úgynevezett szubszemcsehatárokat is a kétméretű felületszerű hibák közé soroljuk.

Két fázis érintkezésénél határfelület keletkezik, mely több szempontból hasonlít a szemcsehatárokhoz. Fázisnak itt a szerkezet kristálytani szempontból egyneműnek tekinthető részeit nevezzük.

Az ikersík kristályosodás és képlékeny alakváltozás közben keletkezhet a rácsban. Az ikersík a kristályon belül egy olyan koherens felületi hiba, amelynek két oldalán a rácspontok az ikersíkokra nézve egymás tükörképei. A 2.39. ábra egy ikertartománynak a szerkezetét mutatja metszetben. Világosan látható, hogy az ikerhatár egyben tükörsíkja is a két oldalán elhelyezkedő kristályrészeknek. Metallográfiai csiszolaton jól felismerhetők az ikerhatárok, mint olyan párhuzamos egyenesek, melyek egy kristalliton belül helyezkednek el.



2.39. ábra Ikerkristály képződése

A rétegződési hiba előfordulásakor a kristályon belül az egymás felett lévő rétegek, párhuzamos atomsíkok szabályos sorrendje, egymásutánisága bomlik meg. A hibák következtében a kristályok egyes tulajdonságai többé-kevésbé megváltoznak.

A megfigyelések azt mutatják, hogy a fémeknek vannak olyan tulajdonságai, amelyek nem érzékenyek arra, hogy milyen mértékű az elemi rácsok rendezettsége. Ilyen tulajdonságok

első közelítésben pl. a hő- és villamos vezetőképesség, hőtágulási együttható, rugalmassági modulus, fajhő, stb. Vannak viszont olyan tulajdonságai a fémeknek, amelyek a rács rendezettségének a függvényében nagymértékben, több nagyságrenddel változnak. Ilyenek pl. a folyáshatár, a nyúlás, a keménység stb.

### ***Transzportjelenségek és a diffúzió***

Transzportjelenségek alatt fizikai mennyiségek helyváltoztatását értjük. Ilyen fizikai mennyiség lehetnek például:

- tömeg (m);
- energia (E);
- impulzus (m·v).

A transzportfolyamatok lejátszódásának hajtóereje a szabadenergia minimumra való törekvés. Ez nem azt jelenti, hogy minden transzport folyamat során a vizsgált fizikai mennyiségek mozgásának iránya mindig azonos, de például a hő önként mindig csak kiegyenlítődik, míg az anyagtranszport eredményeként létrejövő koncentráció változások nem szükségképpen.

Anyagtranszport során a kezdeti koncentráció-viszony megváltozik. Amennyiben az anyagtranszportban résztvevő elemi részecske helyváltoztatások sorát hajtja végre, akkor diffúzióról beszélünk. A diffúzió egy termodinamikai rendszer egyes komponenseire a rendszerben fennálló kémiai potenciálkülönbségek kiegyenlítésére irányuló vezetéssel anyagtranszport folyamat, amely a rendszer termodinamikai egyensúlyának elérésekor megszűnik. Mivel a termodinamikai egyensúly feltétele az összes intenzív állapotjelző (kémiai potenciál ( $\mu_i$  ( $i=1,2,\dots,k$ )), hőmérséklet (T), nyomás (P), elektrosztatikus potenciál ( $\phi$ ), stb.) értékének kiegyenlítésére, ezért figyelembe kell venni a hőmérséklet-, a nyomás- és az elektrosztatikus potenciálkülönbségek anyagtranszportra gyakorolt hatását.

A mérnöki gyakorlatban – ott, ahol diffúzió játszódik le – általában állandó a hőmérséklet (pl. különböző hőkezelések hőtartási lépései), így ezekben az esetekben a diffúzió irányát a kémiai potenciál kiegyenlítésére, a kémiai egyensúly elérésének elve vezérli.

Az egyensúly feltétele tehát az azonos kémiai potenciál, nem pedig az azonos koncentráció:

$$\mu_0^A = \mu_0^B, C_0^A \neq C_0^B, \quad (2.36)$$

ahol:

$$\begin{aligned} \mu_0^A &= \mu_0^0 + R \cdot T \cdot \ln a_0^A, \\ \mu_0^B &= \mu_0^0 + R \cdot T \cdot \ln a_0^B. \end{aligned}$$

A fenti egyenletekben szereplő tagok értelmezését lásd a *Termodinamika* fejezetben.

Szilárdtestekben a diffúzió alapösszefüggései – erős egyszerűsítő feltételekkel - az empirikus eredetű Fick-egyenletekkel írhatók le:

$$\frac{\partial m}{\partial t} = -D \cdot \frac{\partial c}{\partial x}, \quad (2.37)$$

ahol:

- $D$  a diffúziós állandó,  
 $c$  a koncentráció,  
 $x$  a helykoordináta,  
 $m$  a tömeg,  
 $t$  az idő,

A fenti egyenletet nevezik *Fick I.* egyenletének.

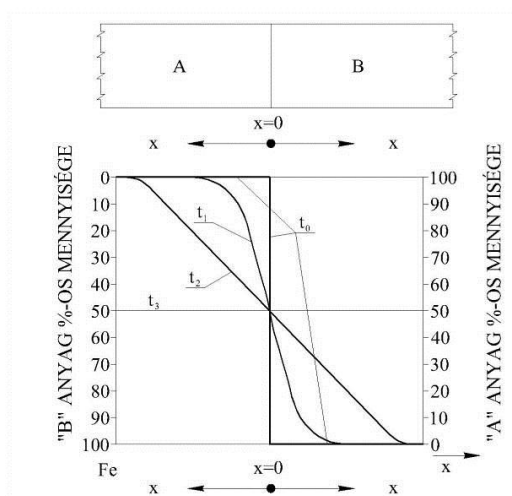
Mivel a transzportfolyamat során az anyagmennyiség változatlan, így a Fick I. egyenletből független egyenlet származtatható az anyagmegmaradást kifejező kontinuitási tételből:

$$\frac{\partial c}{\partial t} + \text{div}J = 0 \quad (2.38)$$

Behelyettesítve  $J$  helyére az (1) egyenletet – ha a koncentráció csak egy irányban változik (z-irány) – a Fick II. egyenlet adódik:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (2.39)$$

A Fick-egyenletek alapján a koncentráció-eloszlást az idő függvényében számítani lehet (2.40. ábra). Vegyünk példaként két különböző fémrudat, amelyeket egymáshoz nyomunk és hevítünk. Látható, hogy  $t=0$  időpillanatban – a diffúziót megelőzően – nem beszélhetünk koncentráció-eloszlásról. A diffúzió révén az idő múlásával egyre nő az A fém koncentrációja B-ben, és fordítva, mígnem  $t=t_3$  esetén beáll a kémiai egyensúly, ami jelen esetben az 50-50%-os koncentráció-eloszlással következik be.



2.40. ábra Egymáshoz nyomott és hevített két fémrúd koncentrációváltozása a diffúzió következtében

A diffúziós együttható értékét az alábbi egyenlet fejezi ki:

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{E_a}{R \cdot T}} \quad (2.40)$$

$E_a$  a diffúzió aktiválási energiája,

$T$  a hőmérséklet,

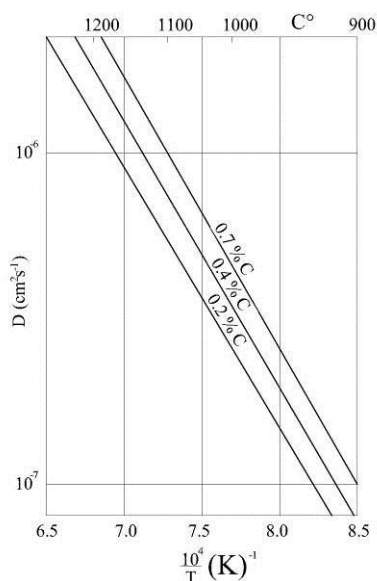
$R$  az egyetemes gázállandó,

$D_0$  hőmérséklettől független, valóban anyagi állandó.

A diffúziós együtthatónak van koncentrációfüggése is:

$$\ln D = \ln D_0 - \frac{E_a}{R} \cdot \frac{1}{T} \quad (2.41)$$

Példaként szolgáljon erre a 2.41. ábra, amely a szén diffúziós együtthatójának értékét ábrázolja különböző széntartalmak esetén, a hőmérséklet függvényében.



2.41. ábra A karbon diffúziós tényezője különböző C-tartalmú vasban [9]

Ha egy adott hőmérsékleten vizsgáljuk a diffúzió értékét, akkor kitűnik, hogy a nagyobb C-koncentráció nagyobb diffúziós együtthatót eredményez. Az ábra ugyanakkor azt is kifejezi, hogy állandó koncentráció mellett a növekvő hőmérséklet a diffúziós együttható – vagyis a diffúzió sebességét – növeli.

A diffúziót, mint egyetlen hajtóerőtől – a koncentráció gradienstől - függő tiszta lineáris törvényként értelmezni azonban csak speciális esetben lehetséges. Kísérleti tények igazolják, hogy a komponensáramot nem csak a koncentráció gradiens, hanem például a hőmérséklet is befolyásolja.

### 3. Ötvözetek képződése

Ötvözeteknek nevezzük a két, vagy több alkotóból (kémiai elemből, más szóhasználatlaltal: komponensből) álló anyagokat, amelyeknek fémes tulajdonságai vannak. A fémes tulajdonságokról (jó hő- és elektromos vezetőképesség, képlékeny alakíthatóság, stb.) természetesen akkor beszélhetünk, ha az alkotó elemek valamelyike (rendszerint a nagyobb mennyiségben jelenlévő komponens) maga is fém.

Nem feltétlenül valamennyi komponensnek kell fémes jellegűnek lennie: számos ötvözetben vesznek részt nem fémes alkotók. A nem fémes alkotókat közös néven metalloidoknak nevezük. Ilyenek pl. a karbon (C) Bór (B) foszfor (P). Némely, atomos állapotban oldott gáznak (H, N, O) is lehet metalloidokra emlékeztető hatása. A metalloid jellegű ötvözők közös jellemvonása, hogy elektronegativitásuk a fémes partnernél lényegesen nagyobb. A már felsorolt fémes tulajdonságok tehát nagymértékben romlanak a metalloid tartalom hatására, annak növekvő koncentrációjával.

#### *A komponensek kapcsolatai*

Szilárd oldat keletkezik: A kémiából ismert oldat-fogalom értelme szerint, itt is atomi szintű keveredés történik a komponensek között. A többségben jelenlévő komponenst alapfémnek (oldószer), a kisebb mennyiségben jelenlévő oldott anyagot ötvözőnek hívjuk. Az oldat tehát lehet folyékony és szilárd halmazállapotú egyaránt.

Fémes vegyület: ugyancsak a kémiából ismert szabályok szerint képződik. A vegyületet határozott (rögzített) mennyiségi viszonyt jelöl ki az alkotók között (pl.  $\text{NH}_3$ ). Ugyanígy, az ötvözetekben szereplő ún. intermetallikus vegyületeket is igen gyakran határozott összetételi arány jellemzi: (pl.:  $\text{Fe}_3\text{C}$ , vaskarbid, más néven cementit). Ez kristálytanilag is megkülönböztethető, egyedi fázist is jelent az egymásra ható komponensekkel szemben. Meg kell jegyezni ugyanakkor, hogy a fémes vegyületek tulajdonságaiban a fémes karakter részben megmarad, vagyis pl. az elektromos vezetőképesség jelentősen meghaladja a szigetelőanyagok vagy a félvezetők elektromos vezetőképességét. A vegyérték elektronok bizonyos mértékű lokalizáltsága miatt azonban a fémes vegyületek képlékeny alakíthatósága jóval kisebb, mint a tiszta fémeké.

Végül vannak olyan ötvözetek, amelyekben nem beszélhetünk konkrét kémiai kapcsolatról a komponensek között, tehát sem oldódás, sem vegyületképződés nincs. Az ilyen ötvözetek rendszerint fázis-diszperziót alkotnak, a komponensek egyedi tulajdonságaikat megtartják. Az ilyen ötvözetben a komponensek eloszlása hasonló az egymásban nem oldódó folyadékéhoz, mint pl. a benzín és a víz, vagy a homok és liszt keveréke. Itt emlékeztetünk a fázis korábban megadott definíciójára, miszerint a fázis az „Egyértelműen zárt felszínnel határolt anyagrészt, melyen belül sem a fizikai, sem a kémiai tulajdonságoknak nincs ugrásszerű változása.”

#### *Az ötvözetek előállításának módjai*

- A komponenseket direkt bemérést követően megolvasztják, gyakori, hogy csak az egyik komponenst olvasztják meg, a többi felolvasztják benne, majd adott formába (pl.: kokillába = féméből készült formába) öntik. Még napjainkban is a leggyakrabban alkalmazott módszer. Az eljárás többféle változata ismert az olvasztandó komponens-

sek kémiai tulajdonságai szerint. Leggyakoribb a védőgáz alatt, ill. a vákuumban történő olvasztás. A védőgáz alkalmazása az oxidáció elkerülését célozza. A legtöbb fém ugyanis kémiai reakcióba lép a levegő oxigénjével, különösen nagy hőmérsékleten. Ezt megakadályozhatjuk, ha Ar vagy He atmoszférában olvasztunk, vagy vákuumszivattyúval oxigén-mentesítjük az olvasztóteret. A leggyakoribb a salak alatt olvasztás. Célja és hatása azonos az említettekkel.

- **elektrokémiai módszerrel:** együtt leválasztással vékony fémes rétegek állítható elő (pl. felületvédelmi célokkal: krómozás, stb.)
- **mechanikai ötvözés:** őrlés golyósmalomban. Leginkább olyan ötvöző partnerek esetén alkalmazzák, amikor szilárd és folyékony állapotban a komponensek szétválnak, vagyis egymásban nem oldódnak. Az őrlési folyamat szobahőmérséklet környezetében történik. A fellépő mechanikai igénybevétel (nyíróerők hatására) a komponensek atomjai összekeverednek, de az alacsony hőmérséklet miatt a diffúzió irányította szétválás nem történik meg.
- **kémiai reakció:** eredményeként is létrejöhet ötvözet. Pl. fém és hidrogén kölcsönhatásakor. A hidrogén bediffundál a fémes közegbe, és ott szilárd oldatot, vagy vegyületet képezhet az abszorbens fém természetétől és a hidrogén koncentrációtól függően. Ugyanilyen kémiai reakcióval keletkezhetnek vegyületek, felületi rétegek formájában a szilárd Fe felületén pl. a karbon (C) diffúziója révén. Ez utóbbi folyamat a kéregedésnek nevezett felületkeményítő eljárás része.

### ***Kétalkotós ötvözetek képződése olvadékból, kristályosodással***

#### **Az egyensúlyi fázisdiagramok**

Az előzőekben már szó esett a víz fázisdiagramjáról (2.11. ábrát) Erről leolvasható, hogy adott hőmérsékleten, ill. nyomáson a víznek melyik halmazállapota stabil, ill. hogy adott hőmérsékleten és nyomáson milyen fázisok vannak egymással egyensúlyban. A kétkomponensű fázisdiagramok arról adnak információt, hogy adott hőmérséklet és összetétel esetén melyek az egyensúlyban lévő fázisok. Tehát itt is két állapotjelzőt változtatunk szabadon: a hőmérsékletet és az összetételt. A komponensek gőznyomását, illetve az 1 atmoszféra külső nyomást állandónak tételezzük fel, vagyis T–c (hőmérséklet – koncentráció) diagramokról beszélünk. Tammann-ábráknak is nevezik ezeket a fázisdiagramokat.

Mindenekelőtt világosan kell látnunk, hogy miért nevezzük ezeket a diagramokat „egyensúlyi”-nak. Termodinamikai egyensúlyra gondolunk, ezt pedig a szabadenergia minimumával jellemezhetjük. (lásd: 2.9-10. ábrák) A 2.10. ábra értelme szerint adott hőmérsékleten és összetételnél eltérő atomi konfigurációk (atomi elrendezés) jellemzik az egyensúlyi állapotot. Ahhoz, hogy ez az állapot megvalósuljon, ill. megváltozzon, atomi elmozdulások szükségesek, amelyeknek karakterisztikus időigénye van. Ha a hőmérséklet változása (csökkenése) túl gyors, az atomi mozgások nem képesek lekövetni az egyensúlynak megfelelő konfigurációk kialakulását. Így nem alakulhat ki a tényleges egyensúlyi állapot. Ez a 2.10. ábrán az ún. metastabil állapotnak felel meg, amint már említettük.

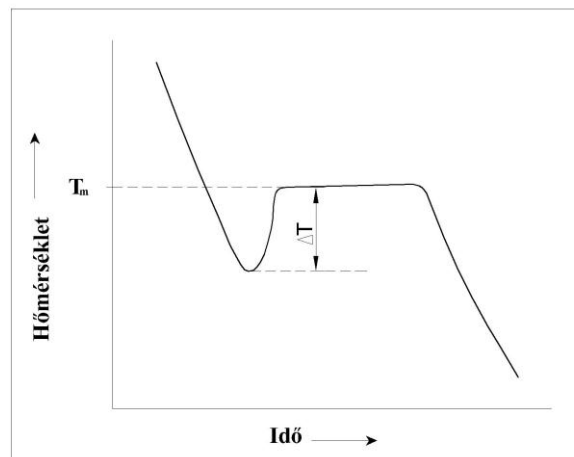
Amikor tehát egyensúlyi fázisdiagramokról beszélünk, mindig az a feltételezésünk, hogy a hőmérsékletet kellően lassan változtatjuk ahhoz, hogy az egyensúlynak megfelelő atomi elrendeződések kialakulhassanak. Még ebben az értelemben is csak az olvadékfázisban kialakuló egyensúlyi állapotra gondolunk, és nem tekintjük szükségképpen egyensúlyinak a folyamatban résztvevő szilárd fázist (vagyis az egyensúly nem globális). Ebben az értelemben beszélünk egyensúlyi fázisdiagramokról. E tekintetben tehát központi kérdés, hogy mi történik,

ha a két komponensű olvadék megszilárdul. Ennek megértéséhez először egy szívfém (egykomponensű) olvadék megszilárdulását kell nyomon követnünk.

Az olvadék–kristályos átalakulás két folyamatból tevődik össze: a kristályos csírák képződése és azok növekedése.

Az 10. ábra (2. fejezet) szerint  $T_0$  hőmérsékleten egyensúlyban van a kristályos és a folyadék fázis, de a tényleges átalakuláshoz a folyadékot (olvadékot) túl kell hűteni, hogy a kristályosodás elkezdődjön, vagyis a folyamatnak termodinamikai hajtóereje legyen ( $\Delta G < 0$ ). Amint említettük, ez a gyakorlati életben is megfigyelhető tapasztalat: a tiszta (desztillált) víz több fokkal az egyensúlyi átalakulási hőmérséklet alá hűthető, megfelelő edényben. Ugyanígy a fémek olvadékok kristályosodásához is túlhűlésre van szükség. Némely fémolvadék (pl. Ni)  $100\text{ }^\circ\text{C}$ -kal is az egyensúlyi kristályosodási hőmérséklet alá hűthető anélkül, hogy kristályosodása elkezdődne. Az átalakuláshoz szükséges túlhűlés, mint elemi atomi folyamat, a csíráképződés jelenségében ragadható meg.

Ha egy szívfém kristályosodási folyamatát időben megfigyeljük, miközben a hőmérsékletet lassan csökkentjük, a 3.1. ábrán látható módon ábrázolhatjuk a hőmérséklet időbeni változását. Ezeket nevezzük lehülési görbéknek.



3.1. ábra. A szívfémek lehülési görbéje

Kezdetben gyorsan változik hőmérséklet a hőelvonás miatt az egyensúlyi kristályosodási hőmérséklet ( $T_m$ ) eléréséig. Itt meg kell jegyezni, hogy a termodinamikában a folyadék–szilárd egyensúly hőmérsékletét  $T_0$ -al jelölik (például 2.10. ábra), míg a metallurgiában  $T_m$ -ként (**m**elting **t**emperature, melting point) szerepel. A  $\Delta T$  túlhűlés hatására megindul a kristályos csírák kialakulása, és az olvadék visszamelegszik az egyensúlyi hőmérséklet környezetébe azért, mert felszabadul a kristályosodási hő. A hőmérséklet ezután nem változik a kristályosodás befejezéséig. Az állandó hőmérsékleten történő átalakulás a Gibbs-féle fázisszabály következménye. Ennek alapján – egy egykomponensű rendszer esetében a szabadsági fokok száma:  $Sz=2-F$ , vagyis a megszilárdulás folyamatában, amikor egyidejűen szilárd és olvadék fázis is jelen van,  $Sz=0$ , tehát a  $T$  nem változhat a kristályosodás folyamán. Az egykomponensű rendszerek (tiszta fémek) tehát állandó hőmérsékleten szilárdulnak meg. Az átalakulás kezdetéhez szükséges túlhűlés, és annak mértéke kapcsolatban van a képződő szilárd fázis csíráinak kritikus méretével, vagyis a néhányszor  $10^2$ – $10^3$  atomot tartalmazó szilárd fáziskezdeményben összeálló atomok számával. Ez a kritikus csíráméret – a szilárd fáziskezdemény, amely már növekedésre képes – a megszilárduló fém tulajdonságainak és a hűtési körülményeknek (sebességnek) függvénye.

Kvantitatív kapcsolat a kritikus csíra  $r$  sugara és a szilárd fáziskezdemény képződésével járó szabadenergia változás között a 3.1. sz. egyenletből ismerhető fel:

$$\Delta G_r = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot \Delta G_v + 4 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \sigma \quad (3.1)$$

A stabil fázisok csíráinak keletkezésével járó teljes szabadenergia változás két tagból áll: Az első (térfogati) tag ( $\Delta G_v$ ) a keletkező szilárd fázis képződésével függ össze. Ez a tag szükségképpen negatív, hiszen a képződés hőmérsékletén a szilárd fázis szabadenergiája kisebb, mint az olvadéké. Ezzel ellentétben a második tag mindig pozitív, mert határfelület létrehozásával kapcsolatos, ez pedig mindig munkavégzést (energia befektetést) jelent. Vagyis a felület keletkezésével összefüggő felületi energia minden esetben csökkenti a fázisátalakulás hajtóerejét. Minél kisebbek a csírák, annál nagyobb a fajlagos felületük (felület/térfogat). Egy kritikus nagyságú fajlagos határfelület felett (kritikus csíraméret alatt!) nem képződhetnek növekedésre képes fáziskezdemények. A kritikus csíraméret ( $r^*$ ) és a szükséges túlhűlés közötti kapcsolat ezért a 3.2. egyenlet  $r$  szerinti deriválásával nyerhető. Kimutatható, hogy

$$r^* = \frac{2 \cdot \sigma \cdot T_m}{L \cdot \Delta T} \quad (3.2)$$

ahol  $\sigma$  az olvadék/szilárd fázis határfelületi feszültsége,  $\Delta T$  a túlhűlés mértéke,  $T_m$  az egyensúlyi átalakulási hőmérséklet,  $L$  az átalakulási hő (olvadáshő a túlhűlés hőmérsékletén). Ezek után ismertetjük a kétkomponensű rendszerek fázisdiagramjait, ill. ezek megszilárdulási mechanizmusát.

### A fázisdiagramok fontosabb típusai

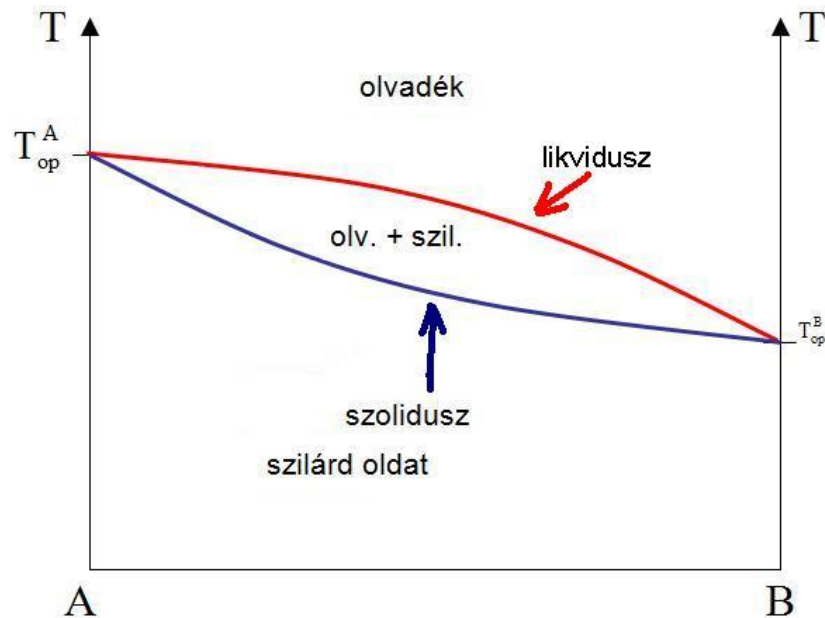
- **Szilárd oldatok:** Két típust különböztetünk meg. A komponensek közötti elegyedés korlátlan, vagy korlátos.
- **Eutektikus rendszerek:** Ezeknek is két alcsoportja van: **szilárd állapotban egyáltalán nem, vagy részlegesen oldják egymást a komponensek.**
- **Vegyületképző rendszerek**
- **Peritektikus rendszerek**
- **Monotektikus rendszerek**

#### *Szilárd oldatok*

Műszaki szempontból alapvető jelentőségűek. Lényeges tulajdonságuk, hogy a komponensek atomi szinten keverednek egymással. A korlátlan kölcsönös oldhatóságot a partner atomok tulajdonságai határozzák meg. Hume-Rothery [12] szerint a korlátlan elegyedés feltételei fém-rendszerekben a következők: 15%-ot ne haladjon meg az atomok méretkülönbsége, azonos vegyérték-állapotúak és közel azonos elektronegativitásúak legyenek, továbbá azonos legyen a kristályszerkezetük. A korlátlanul elegyedő komponensek tipikus fázisdiagramját láthatjuk a 3.2. ábrán. Ezen az ábrán ismertetjük a fázisdiagramok olvasásához, értelmezéshez szükséges fogalmakat, jelöléseket is.

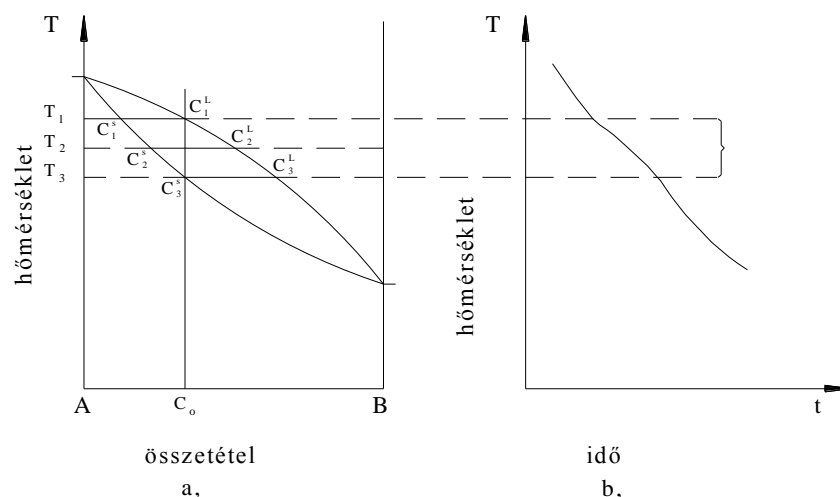
$T_A$  és  $T_B$  az A és B fémek olvadáspontjai. Az A pontban 100%, a B pontban 0% az A komponens tömegaránya. Mind olvadék, mind szilárd állapotban korlátlan az elegyedés. A pirossal

jelzett likvidusz görbe fölötti mező minden pontjában (hőmérséklet és koncentráció által meghatározott pontban) az olvadékállapot a stabil. A kékkel jelzett szolidusz görbe alatti mező minden pontjában a szilárd állapot stabil. Mind a szilárd, mind az olvadék-állapot egyetlen fázisú. Szilárd állapotban az egyfázisú jelleg azt jelenti, hogy bármelyik összetételnél azonos a kristályszerkezet. A két görbe közötti terület viszont kétfázisú tartományt jelöl. Itt az olvadék és a belőle képződő kristályos fázis együttesen van jelen.



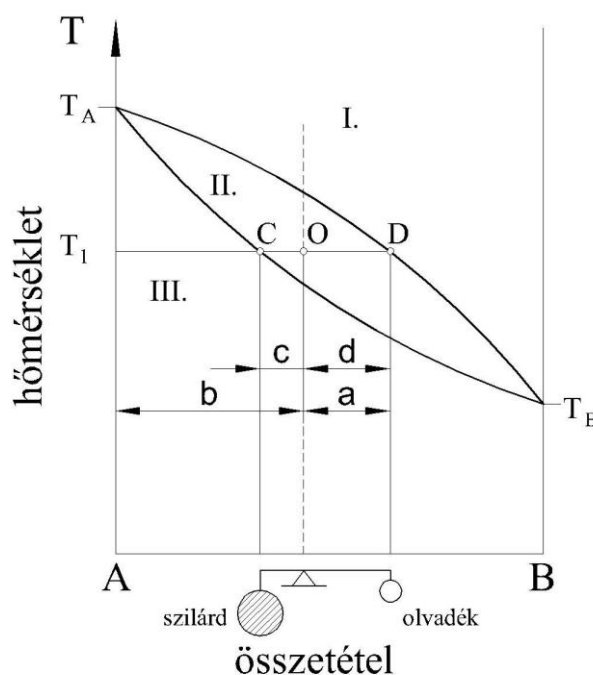
3.2. ábra Fázisdiagram az olvadék és szilárd állapotban egyaránt korlátlanul oldódó komponensekkel

### A megszilárdulás mechanizmusa és a komponensek koncentráció-megoszlása szilárd oldatok képződésekor



3.3. ábra Az egyensúlyi koncentráció eloszlás olvadék–szilárd fázisok között a kristályosodási folyamat során (a) az olvadék hőmérsékletének időfüggése a megszilárdulás során (b)

A megszilárdulás mechanizmusát szilárd oldatok képződésekor a 3.3/a,b ábrák alapján érthetjük meg. A fázisdiagramok értelmezéséhez alapvető az ún. "konódák" fogalma. A konódák olyan vízszintes szakaszok (izotermák), amelyek végpontjait az egymással egyensúlyban lévő fázisok összetétele jelöli ki. Hűtsük le pl. a  $C_1$  összetételű olvadékot (3.3/a ábrán a függőleges egyenes). Amint a likvidusz görbét elérjük (a likvidusz és a  $C_1$  metszéspontja), a  $C_1^L$  összetételű olvadékkal a  $C_1^S$  fázissal tart egyensúlyt. Kis túlhűtéssel tehát a  $C_1^S$  összetételű kristályos csíra keletkezésével indul a megszilárdulás, mivel a  $C_1$  kiindulási összetételű olvadékkal  $T_1$  hőmérsékleten, az egyensúlyban lévő szilárd fázis összetétele éppen  $C_1^S$ . A  $C_1^S$  szilárd fázis azonban **A** komponensben dúsabb. A kezdődő kristályosodás hatására így az olvadék **B** komponensben dúsul, és diffúzió útján (ami az olvadék fázisban gyors) a  $C_2$  összetétel áll be, ezért a kristályosodás előrehaladtával a likvidusz  $T_2$  hőmérsékleten már  $C_2$  összetételű lesz. A kristályosodás a  $T_3$  hőmérsékleten ér véget, amikor is a legutoljára kristályosodó szilárd fázis összetétele  $C_3$ , az egyensúlyban lévő olvadéké pedig  $C_3^L$ . *Összegezve*: a fenti megszilárdulási folyamatban az olvadék összetétele  $C_1^L$  és  $C_3^L$  között, a vele minden hőmérsékleten (tehát kellően lassú hűtés során) a szilárd kristályos fázisé  $C_1^S$  és  $C_3^S$  között változik. Maga a teljes kristályosodási folyamat tehát  $T_1$ – $T_3$  hőmérséklet között (vagyis folyamatosan változó hőmérsékleten) zajlik. Az eredetileg kémiaiilag homogén olvadékból így – egy folyamatosan változó összetételű – kristályos fázis keletkezik a kristályosodás során, azonban változatlan kristályszerkezettel.



3.4. ábra A mérlegszabály ábrázolása–(adott hőmérsékleten)– az egyensúlyban lévő olvadék és szilárd fázisok között, a megszilárdulási folyamat során.

### A mérlegszabály

A mérlegszabály kvantitatív összefüggést jelent az egymással egyensúlyt tartó szilárd és olvadék fázisok súlyaránya között, adott hőmérsékleten. Ennek megértését a 3.4. ábra segíti. Kérdés lehet pl., hogy ha a mérleg alátámasztási pontjának megfelelő összetételű olvadékot  $T_1$  hőmérsékletre hűtjük, milyen tömegarány alakul ki a még meg nem szilárdult olvadék és a

képződött szilárd fázis között. Erre adnak választ a  $T_1$  hőmérsékletű konóda metszéspontjai a likvidusz, ill. szolidusz görbével. Bebizonyítható, hogy a

$$\frac{\text{szilárd fázis}}{\text{folyékony fázis}} = \frac{x}{1-x} = \frac{d}{c} \quad (3.3)$$

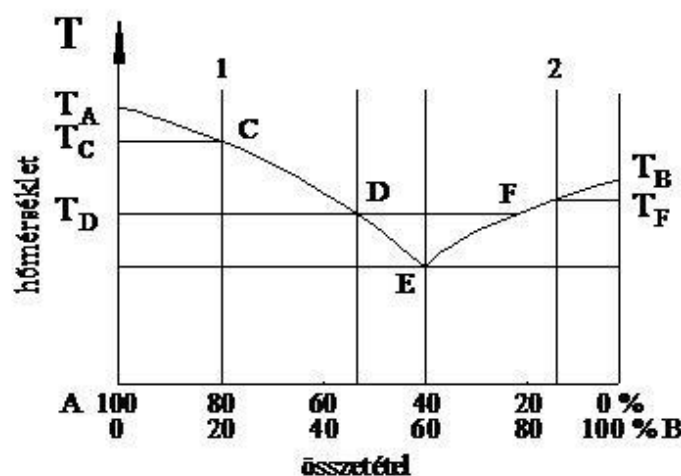
Szilárd fázis/olvadék tömegaránya inverz kapcsolatban van a konódák szoliduszt, ill. likviduszt metsző szakaszainak hosszával.

### Az eutektikus ötvözetek, az eutektikus kristályosodás

Eutektikus (görög eredetű szó): "könnyen olvadó"-t jelent. Ezek az ötvözet típusok kiemelkedő jelentőségűek a szerkezeti anyagok területén, a kompozitok szerkezetének alkotóelemeiként is. Jelentős szerepük van az acélokban lejátszódó folyamatok értelmezése szempontjából is.

Az eutektikus ötvözetek különleges, ún. „csatolt kristálynövekedés”-sel keletkeznek a kémiailag homogén olvadékból. Ez azt jelenti, hogy az olvadékból egyszerre, egyidejűleg két szilárd fázis kristályosodik. Amint már az előzőek során említettük, két alaptípusuk van:

*Eutektikus ötvözetek, szilárd állapotban egymásban nem oldódó komponensekkel*



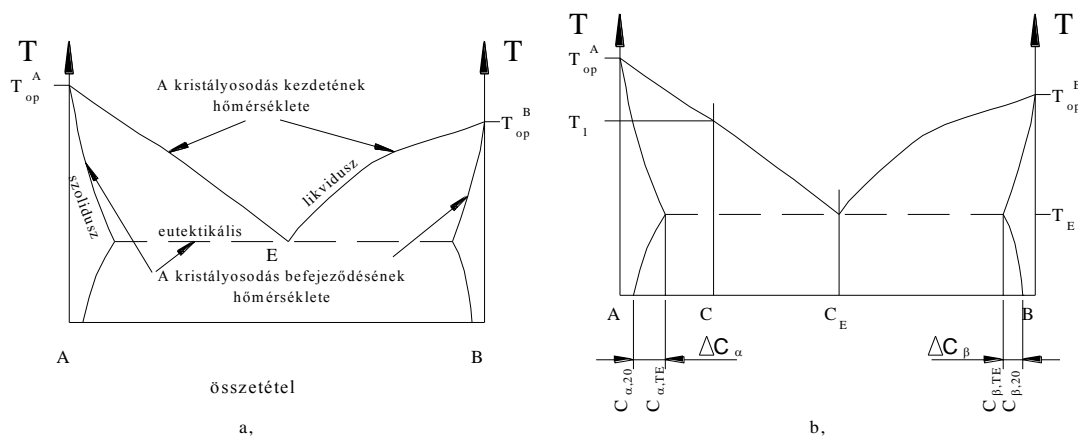
3.5. ábra Az eutektikus fázisdiagram, olvadék megszilárdulása csatolt kristálynövekedéssel

A 3.5. ábrán látható fázisdiagramon az eutektikus összetételt és hőmérséklet E-vel jelöltük. Az eutektikus összetételt két likvidusz köti össze a  $T_A$  ill. a  $T_B$  pontokkal, amelyek a tiszta komponensek olvadáspontjai. A  $T_A$ -E- $T_B$  fölötti mezőben homogén olvadék a stabil állapot. Az eutektikus összetételnek megfelelő ponton átmenő vízszintest eutektiktikálisnak nevezzük. Látható, hogy az eutektikális mindkét szakasza a színeknél végződik. Ezek az eutektikus hőmérsékletnek megfelelő konódák. A konódák fogalmának értelméből következik, hogy a komponensek szilárd állapotban nem oldják egymást. Következésképp, a homogén olvadék mező kivételével ( $T_A$ -E- $T_B$  fölötti terület) valamennyi terület kétfázisú (a háromszögű mezőkben olvadék + szilárd A, ill. olvadék + B, az eutektikális alatt pedig szilárd A és szilárd B fázisokat tartalmaz). Az E eutektikus összetételű olvadék kristályosodása során az E pont-

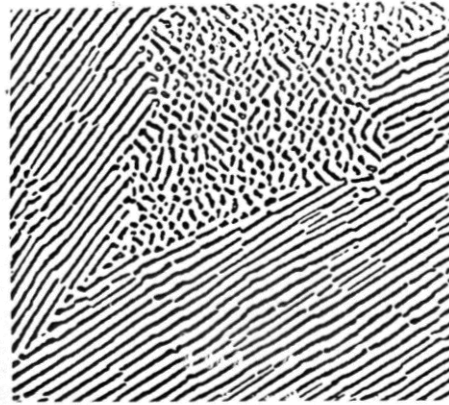
ban egyszerre két fázis (a tiszta A és tiszta B) csírái keletkeznek és növekednek. Jellegzetes eutektikus szerkezet keletkezik. Ez a típusú kristályosodás állandó hőmérsékleten zajlik, miként a színfémek kristályosodása. Ha az összetétel nem eutektikus, hanem akár az A akár a B komponens van többségben, akkor a kristályosodás már nagyobb hőmérsékleteken elkezdődik. Ezt nevezzük primer kristályosodásnak. Azokat a fázisokat, amelyek olvadékból egyedül kristályosodnak, primer fázisoknak nevezzük. Erre mutat példát az 1. függőleges egyenes által jelölt összetétel. Amikor az 1-gyel jelzett összetételnél a hőmérséklet csökkentése során elérjük a  $T_{A-E}$  likvidusz ágat, a primer folyamatként szín A fém kristályosodása indul el (lásd: a konóda az A függőlegesig tart). Ez a primer kristályosodás tovább folytatódik, ha a hőmérsékletet csökkentjük. A maradék olvadék összetétele a  $T_{A-E}$  likvidusz mentén tolódik el, közelítve az eutektikus összetételhez. Az eutektikus hőmérséklet elérésekor a maradék olvadék már eutektikus összetételű, így a folyamat eutektikus kristályosodással folytatódik, állandó hőmérsékleten. A 2. függőlegessel jelzett összetételnél teljesen hasonló mechanizmust követ a kristályosodás, azzal a különbséggel, hogy itt a folyamat primer B szilárd fázis megjelenésével kezdődik.

### *Eutektikus rendszerek, egymásban szilárd állapotban korlátoltan oldódó komponensekkel*

Az eutektikus rendszerek másik alaptípusa, amikor a komponensek szilárd állapotban kölcsönösen oldják egymást valamelyest. Olvadékállapotban az oldhatóság itt is teljes, vagyis korlátlan. Ilyen jellegű fázisdiagramokat láthatunk a 3.6/a,b ábrákon. Az „a” ábrán láthatóan csaknem minden azonos az előző ábrával. Két különbség van: az eutektikális nem ér ki a színfémekhez, jeléül annak, hogy nem színfémek keletkeznek az eutektikus kristályosodás során, ill. van szolidusz görbe, ami azt jelenti, hogy az olvadékból a primer kristályosodás során nem színfém, hanem szilárd oldat kristályosodik.



3.6. ábra Eutektikus fázisdiagramok egymásban részlegesen (korlátozottan) oldódó komponensekkel

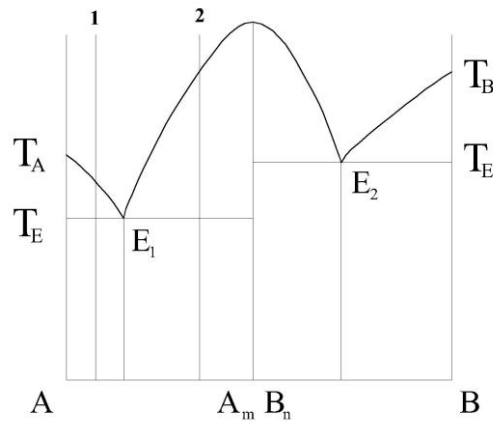


3.7. *ábra* Tipikus eutektikus szövetszerkezet, az egyszerre kristályosodott, fekete és fehér fázisok keveréke

A 3.6/a,b ábrákon látható jelölések utalnak arra, hogy nem a tiszta A ill. B komponensek kristályosodnak, hanem  $\alpha$  és  $\beta$  szilárd oldatok, amelyekben az alapfém (A ill. B), és bennük oldott állapotban a másik komponens vesz részt. A szilárd oldatokban oldott másik komponens aránya az eutektikális hőmérsékletéig növekszik, vagyis a kölcsönös oldhatóság az eutektikális hőmérsékletén maximális. Az eutektikus hőmérséklet alatt a szilárd oldatok túltelítetté válnak és, ún. másodlagos, "szekunder" folyamatokban leadják az oldott atomok egy részét: az  $\alpha$  oldatból  $\beta$ , a  $\beta$ -ből  $\alpha$  szilárd oldat válik ki (lásd 3.6/b ábrát). Ezt a folyamatot szilárd halmazállapotban lejátszódó kiválásnak nevezik. Fénymikroszkópos felvétellel készített eutektikus szerkezetet láthatunk a 3.7. ábrán, ahol láthatók sötét ill. világos színű eutektikus fázisok.

### Vegyület kristályosodásának nyílt maximumos diagramja

A vegyületet tartalmazó fázisdiagram tipikus alakját mutatja a 3.8. *ábra*. A vegyületképződésre utal az  $A_mB_n$  jelölés, ami azt jelenti, hogy olyan fázis keletkezéséről van szó, amelynek határozott összetétele és kristályszerkezete van. Ez a kristályszerkezet különbözik mindkét komponens kristályszerkezetétől. Újból hangsúlyozzuk, hogy az előzőekben tárgyalt szilárd oldatok összetétele nem rögzített, vagyis nem csak egy adott érték lehet, szemben az itt látható vegyületfázissal. Két eutektikumot is tartalmazó fázisdiagramot látunk az ábrán, amelyeknek közös fázisa épp ez a vegyület. Ha az olvadék összetétele épp azonos a vegyületfáziséval, az olvadék egyetlen lépésben vegyületfázissá kristályosodik. Bármelyik eutektikus összetételnél a tiszta fém (A vagy B), valamint az olvadékból álló eutektikum kristályosodik. Az 1 és 2 összetételű olvadékok megszilárdulása primer kristályosodással kezdődik. Primer A vagy primer vegyület kristályosodik elsőként. Ezt követik a megfelelő eutektikus reakciók, az olvadék összetételének megfelelően.



3.8. ábra Vegyület kristályosodásának nyílt maximumos diagrammja

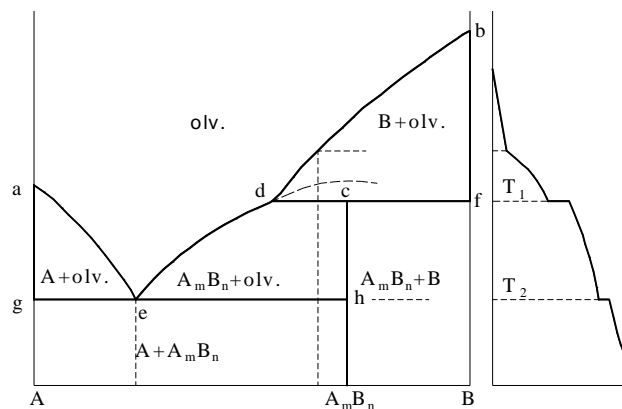
### Peritektikus reakciót tartalmazó fázisdiagram

Ezt a fázisdiagram típust az teszi jelentőssé, hogy a későbbiek során ismertetésre kerülő Fe–C fázisdiagramban ugyancsak előfordul ilyen reakció. Rendszerint olyan ötvözetekről van szó, amelyekben a komponensek között nagy olvadáspont különbség van. Gyakran egymásban nem oldódnak, vagy csak csekély oldékonyságot mutatnak. Maga a fázisreakció a nagyobb olvadáspontú komponenshez közeli összetételű olvadékok megszilárdulása során figyelhető meg.

A peritektikus reakcióban három fázis vesz részt, ezért a fázisszabály következményeként (miként az eutektikus reakciók) állandó hőmérsékleten megy végbe az alábbi séma szerint:



1. A két reakció közötti különbséget a kiinduló olvadék lehetséges eltérése okozza. A két reakciónak közös vonása, hogy egy szilárd (kristályos) fázis és egy olvadék között zajlik, és egy határozott összetételű vegyület képződik. Emiatt tehát, ha valamelyik reakciópartner elfogy – akár az olvadék, akár a  $B_{kr\ kezd}$  – akkor a reakció leáll.



3.9. ábra Vegyület kristályosodásának peritektikus diagrammja

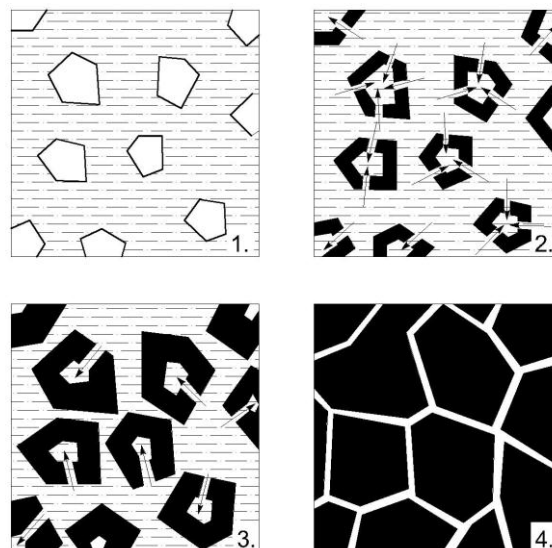
Amint a sematizált egyensúlyi diagramon látjuk, a likviduszgörbének három ága van: a két színfém *ae* és *db*, valamint a vegyület kristályosodásának *ed* kezdőhőmérsékletét mutató szakasz. Új a  $T_1$  hőmérséklet, illetve a *def* vízszintes által jelzett folyamat. Ennek a természetéről a diagramból a következőt olvashatjuk ki.

Mint hogy a *db* likvidusz görbeágon B színfém kezd kristályosodni, a *d* ponttól jobbra eső valamennyi ötvözet B-kristályokat és *d* összetételű olvadék fázist tartalmaz, amikor lehűlés közben a  $T_1$  hőmérsékletet eléri. Különbség csak a két fázis mennyisége tekintetében van közöttük: minél közelebb van az ötvözet állapotát jelző pont az *f* ponthoz, annál több benne a B-kristály, és annál kevesebb a *d* összetételű olvadék (mérlegszabály).

Közvetlenül a  $T_1$  hőmérséklet alatt a *c* és *f* pontok közé eső ötvözetek, amint a diagramból kiolvasható,  $A_mB_n$  és B kristályos fázist tartalmaznak. Ezekre az ötvözetekre a  $T_1$  hőmérsékleten végbemenő folyamatot a 3.4 egyenlet fejezi ki.

A peritektikus fázisreakció befejeződése után az ötvözetekben olvadék fázis már nincs,  $T_1$  tehát ezeknek a megszilárdulási hőmérséklete.

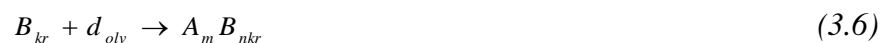
A *c* és *d* pontok közé eső ötvözetek közvetlenül  $T_1$  alatt *d* összetételű olvadék fázist és  $A_mB_n$  kristályokat tartalmaznak.



3.9. ábra Fémvegyület peritektikus kristályosodásának folyamatát szemléltető vázlat

Ezeknek az ötvözeteknek a kristályosodása nem fejeződik be a peritektikus fázisreakció befejeződésével. A reakció után tovább folytatódik a kristályosodásuk,  $A_mB_n$  fázisnak az olvadékból való közvetlen képződésével. Az olvadék összetétele eközben a *de* likvidusz görbeágon *d*-ből kiindulva *e* felé változik. A kristályosodás a  $T_2$  eutektikus hőmérsékleten fejeződik be  $A + A_mB_n$  eutektikum keletkezésével (lásd a 3.9. ábra jobb oldalán az ilyen ötvözet lehűlési görbéjét).

Ha végül az ötvözet összetétele pontosan megfelel az  $A_mB_n$  vegyületnek, tehát a *c* pontba esik, akkor  $T_1$  hőmérsékleten végbemenő reakció végén az ötvözet csak  $A_mB_n$  kristályokat tartalmaz; ilyenkor a reakcióegyenlet:



Ilyen ötvözetrendszerben a vegyület tehát kristályos fázisnak olvadékkal való fázisreakciója során keletkezik, hevítéskor pedig a vegyületkristályok tőlük különböző összetételű kristályos és folyékony fázissá bomlanak el.

A *dcf* vízszintes által jelzett  $T_1$  hőmérsékleten végbemenő reakció időtartama a képződő vegyület mennyiségével arányos. Világos tehát, hogy ez a reakció abban az ötvözetben tart a legtovább, amelynek összetétele éppen megegyezik a vegyület összetételével. A vegyülettől jobbra és balra eső ötvözetekben a reakció időtartama lineárisan csökken, a *d* és *f* koncentrációknál pedig elenyészik.  $T_1$  hőmérsékleten ezek szerint egy kristályos és egy olvadék fázis reakciójának eredményeként egy új kristályos fázis keletkezik. Nyilvánvaló, hogy a reakció a két reagáló fázis érintkezési felületén, a B-kristályok felszínén indul meg (3.10. ábra), és a reakciótermék, a vegyület is a B-kristályok felszínén keletkezik először, réteget alkotva körülöttük. Ezért a vegyületképződésnek ezt a módját peritektikusnak nevezzük (görög szóösszetételekben peri = akörül).

Gyakori, hogy a peritektikus reakció – diffúziós okok miatt – nem zajlik le teljesen, így az ötvözet lehűlés közben nem jut egyensúlyi állapotba. Ilyenkor a szilárd ötvözetnek az eutektikusnál kevéssel kisebb hőmérsékleten való izzításával állítható elő az egyensúlyi állapot. Peritektikusan kristályosodó vegyület is oldhat az alkotórészeiből; vagyis a vegyület nem szigorúan sztöchiometrikus. Ez esetben a vegyület az  $A_mB_n$  összetételnek megfelelő függőleges vonal helyett egy ötvözetspecifikus stabilitási területre terjed ki.

### Monotektikus ötvözetrendszerek



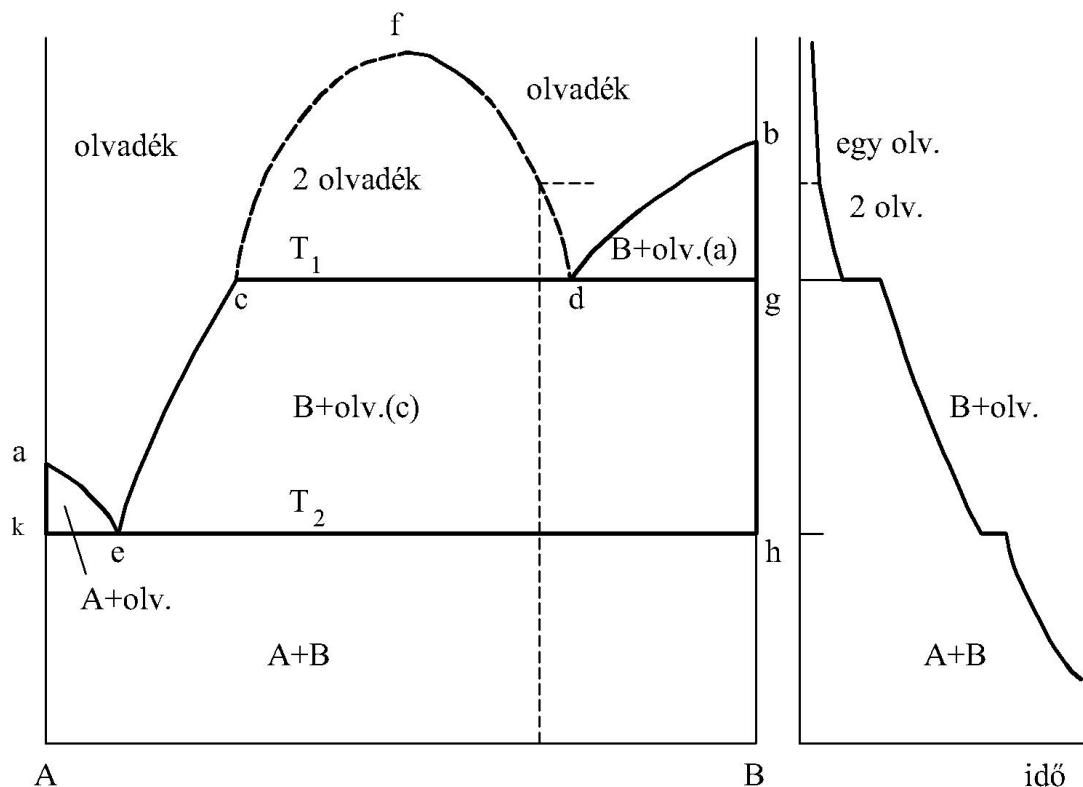
3.10. ábra Ólom–Cink ötvözet két olvadékrétegének határa. Világos: ólom, sötét: cink

A két fém olvadt állapotban nem minden arányban, szilárd állapotban pedig egyáltalán nem oldja egymást. Ha két, egymást nem minden arányban oldó folyadékot összekeverünk, akkor az egyik folyadék cseppalakban lebeg a másikban (emulzió). Ha az ilyen keveréket nyugodtan állni hagyjuk, a lebegő apró cseppek fokozatosan egybefolynak, és aszerint, amint ezek a cseppek kisebb vagy nagyobb fajsúlyúak a másik folyadéknál, felfelé vagy lefelé mozognak, és külön folyékony halmazállapotú réteggé egyesülnek. Akad az ötvözetek olvadékai között is elég sok, amelyek olvadt állapotban így viselkednek (3.10. ábra). Az ilyen esetre érvényes egyensúlyi diagram legáltalánosabb alakját a 3.11. ábra mutatja; a diagramban az *ae–ec–cd–db* vonalak jelentik az ötvözetrendszer likvidusz-görbéjét. Ennél nagyobb hőmérsékleten minden ötvözet teljesen folyékony állapotú. A likvidusz a kristályosodás kezdő hőmérsékletét jelenti. A *cfđ* vonalon nem kezdődik meg a kristályosodás, csak a homogén olvadék „szételegyedése”. Ezért ez nem likvidusz. A likvidusznak a *cd* vízszintes része fölött még a *cfđ* görbét találjuk, amely a folyékony állapotnak a likviduszgörbe fölé eső területét két részre osztja. Az *aecfđb* vonalak fölé eső ponttal jellemzett ötvözetek egyetlen folyékony fázist tartalmaznak úgy, mint az eddig tárgyalt ötvözet rendszerekbe tartozó olvadékok. A *cd* vízszintes és a *cfđ* görbe határolta terület viszont két folyékony fázisnak a területe. Ha egy ötvözet állapotát jellemző pont ebbe a mezőbe esik, akkor az ötvözetben két folyékony fázis van. A jellemző pon-

ton át húzott vízszintesnek és a *cf*d görbének két metszéspontja jelenti a két folyékony halmazállapotú fázis összetételét; mennyiségüket a mérlegszabály adja meg. Hogy a két különböző összetételű olvadék emulziót alkot-e, vagy pedig két folyadékréteggé különül el, az a fajsúlykülönbségen és azon múlik, hogy mennyi ideig volt az ötvözet zavartalanul a kétfázisú állapotban.

Mínt hogy a *cf*d görbe bezárta mező lefelé általában szélesedik, az összetartozó két folyékony fázis összetétele hűtés közben egymástól egyre eltérőbb lesz, hevítéskor pedig a két folyékony fázis összetétele közeledik egymáshoz. Bizonyos — legkésőbb az *f* pont meghatározta — hőmérsékleten a két olvadék összetétele teljesen kiegyenlítődik, és a két folyékony fázis egyetlen olvadékká lesz. Az *f* pontot meghaladó hőmérsékleten a két fém minden arányban elegyíthető egymással.

Ha valamely, a *c* és *d* pontok közé eső ötvözetet a homogén folyékony fázis területéből hűteni kezdjük, akkor az ötvözet koncentrációját ábrázoló ponton át húzott függőleges és a *cf*d görbe metszéspontjának megfelelő hőfokon az addig egynemű olvadékban egy második folyékony fázis kezd apró cseppekben elkülönülni, kiválni (folyékony halmazállapotú kiválás). Az új folyékony fázis összetételét megtaláljuk, ha a szóban forgó hőmérsékleten meghúzzuk a vízszintest, amíg az a görbe másik szaggatott ágát metszi. További lehűlés közben a két olvadék összetétele egymástól egyre jobban különbözik, az újonnan keletkezett olvadék mennyisége pedig — amint arról az emelőszabály segítségével könnyen meggyőződhetünk — mindinkább szaporodik. Ha a lehűlés elég lassú, vagy ha az ilyen ötvözetet valamely hőmérsékleten hosszabb ideig tartjuk, akkor a két olvadék egymástól elkülönült folyadékréteggé válik szét.



3.11. ábra Egymást olvadti állapotban nem minden arányban oldó fémek ötvözetrendszerének egyensúlyi diagramja

Megjegyezzük, hogy a második olvadék képződése a lehűlési görbén nem okoz észrevehető hőhatást; a *cf*d görbét kísérletileg úgy kell meghatározni, hogy a *c* és *d* pont közé eső egyik ötvözetet a *cd* vízszintes és az *f* pont közé eső valamelyik hőmérsékleten hosszú ideig nyu-

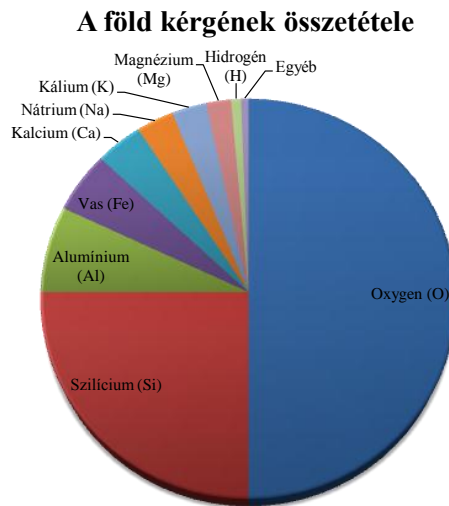
godtan állni hagyjuk. Ha végbement a két folyadék réteggé való elkülönülése, óvatosan próbát kell meríteni mind a két rétegből, és a két próbát meg kell elemeztetni. A kiadódó két összetélt a kísérleti hőmérsékletet jelentő magasságban az egyensúlyi diagramban két ponttal ábrázolhatjuk. Négy-öt különböző hőmérsékleten, ily módon meghatározott pontokon keresztül rajzolhatjuk meg a *cd* görbét.

Az ilyen rendszerbe tartozó ötvözetek kristályosodása az eutektikus rendszerbeliekétől csak annyiban különbözik, hogy a *c* ponttól jobbra eső valamennyi ötvözetben a nehezebben olvadó B fémnek egy része a *cd* vízszintes jelezte állandó hőmérsékleten kristályosodik. Valamennyi ötvözet szolidusz hőmérsékletét a *hek* vízszintes jelenti.

A *d* összetételű ötvözetben találjuk a rendszerre jellemző szövetképet: a *cd* vízszintes hőmérsékletén létrejött nagy mennyiségű B-kristályban egyenletesen elosztott csepp, tehát gömb alakú részeket, amelyek kevés B-kristályon kívül főleg eutektikumot tartalmaznak. Az ilyen szövetet és a létrejöttének módját monotektikusnak mondjuk, a *d* pont pedig monotektikus pont néven ismeretes.

## 4. Fe-C ötvözetek, Fe-C fázisdiagram

Nagy műszaki jelentősége miatt részletesen foglalkozunk a vassal (Fe) és ötvözeteivel, mert a vasalapú ötvözetek esetén napjainkban is a legnagyobb mennyiségben gyártott és felhasznált szerkezeti anyagról beszélünk. Régóta szerkezeti anyagnak minősül annak ellenére, hogy a földkéregben nem a legnagyobb mennyiségben fordul elő, amint ezt a 4.1. ábra is mutatja.



4.1. ábra A föld kérgének összetétele

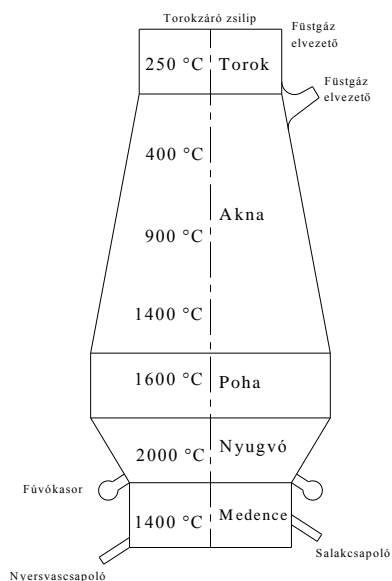
Alkalmazásának hosszú történelme több tényezőre vezethető vissza: mindenekelőtt arra, hogy lokalizáltan Fe-oxid tartalmú érctelésekben található meg, ami a bányászatát nagymértékben elősegíti (pl Svédország: felszíni bányászat). Oxidjaiból történő gyártásának műszaki jelentősége miatt a vasgyártás fontosabb lépéseit az alábbiakban ismertetjük.

### A vas és acél előállítása

#### A nyersvas gyártása

A legtöbb fémes elem a természetben csak vegyület formájában található meg (kivévelt képez az arany, ezüst vagy az ún. termérsz, de a meteorvas is, amelyek fémes állapotban is előfordulnak). A fémes elemek kovalens vagy ionos jellegű vegyületei, mint pl. az oxidok, hidroxidok, karbonátok, stb., kisebb energiaszinten lévő stabil megjelenési formák. A fémes kötés ehhez képest nagyobb energiaszintű metastabil változat. Az összes kohászati eljárás célja, hogy a fémét érceiből (az adott fémből gazdaságosan kinyerhető mennyiséget tartalmazó vegyület) kinyerje, és a nagyobb energiaszintű, fémes formába hozza.

A legtágabb határok között változtatható tulajdonságokkal a vas rendelkezik, ezért a történelem során az emberiségnek célszerű volt hamar megtanulnia kinyerési módszereit. A nyersvas előállításának jelenlegi legmodernebb módszere a nagyolvasztóban lezajló kohósítás. A nagyolvasztó ~ 30 méter magas kohó, amely felépítése, geometriája kötött. Az egyes részei a 4.2. ábrán láthatók. A kohó folyamatos üzemű, a szilárd betétanyagokat a torokzáron keresztül adagolják be. A salak és a nyersvas csapolása meghatározott időközönként zajlik.



4.2. ábra A nagyolvasztó részei és a jellemző hőmérsékletek

### A nyersvasgyártás betétanyagai:

#### Érc:

A vasércnek több formája is létezik. Ezek vastartalma különböző, a gazdaságosan feldolgozható érccnek legalább 35 – 37% vasat kell tartalmaznia. A vas legfontosabb ércei a következők: a mágnes-vasérc, azaz magnetit ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ), a hematit ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ), a limonit ( $\text{Fe}(\text{OH})_3 \cdot \text{FeO}$ ), amely hidroxidot tartalmaz és a vas-karbonát, azaz sziderit vagy vaspát, esetleg pátvasérc ( $\text{FeCO}_3$ ).

Az ércet feldolgozás előtt szemcsésítik, majd dúsítják, ezen kívül a tapadt és kémiaiilag kötött vizet eltávolítják belőle. A kohóba adagoláshoz porózus, aktív, nagy vastartalmú előtermék szükséges. Ezért a por alakú, dúsított ércből ún. zsugorítmányt készítenek, majd egy perforált futószalagon felülről begyűjtik, miközben az égéstermék alul elszívják. A végeredmény egy előredukált szemcsés anyag.

#### Koksz:

A nagyolvasztói kokszot fűtőanyagként és redukálószerként adagolják. Égése szolgáltatja a hőt, és elvonja az oxigént az ércből. Követelmény, hogy tiszta legyen, és minél nagyobb reakciófelülettel rendelkezzen. A nyomószilárdságnak nagyoknak kell lennie, mert a nagyolvasztó csaknem egész anyagoszlopának súlyát kell viselnie, izzó állapotában.

#### Mészke:

Salakképzőként adagolják be. Célja, hogy a meddő anyag (nagyreszt  $\text{SiO}_2$ ) olvadáspontját lecsökkentse, így téve csaplhatóvá azt.

#### Fűvószel:

A koksz égését táplálja. A hőveszteség csökkentése végett az ún. regenerátorokban (E. Cowper után kaupernek is nevezik)  $800^\circ\text{C}$ -nál nagyobb hőmérsékletre melegítik elő. A regenerátorok (hőcserélők) belsejét rácsosan tűzálló téglával rakják ki. A felfűtési szakaszban a

meggyújtott ill. elégett torokgáz (ami ekkor válik forró füstgázzá) átáramoltatásával felfűtik a téglákat, majd ezen ellenáramban melegítik elő a hideg fűvólevegőt a megfelelő hőmérsékletre (800-1100°C). A fűvószelet ezt követően a fűvósíkban, a nagyolvasztót körülölelő körvezetéken és az ún. fűvókasokon keresztül juttatják a nagyolvasztóba.

A nagyolvasztó különböző szintjein a hőmérséklet határozza meg, hogy milyen folyamatok játszódnak le.

~200°C: Ez a torok környékén uralkodó hőmérséklet. Először a tapadt, majd a vegyileg kötött nedvesség távozik a szilárd betétanyagokból.

~800-900°C-ig: Az aknában termikus bomlási folyamatok (disszociáció) mennek végbe. Elbomlanak pl. a karbonátok. Megkezdődik a vasoxid indirekt redukciója (indirekt, mert nem közvetlenül a karbon redukál). A redukáló anyag a szén-monoxid:



~900-1100°C: Befejeződik az indirekt redukció:



A pohában és a nyugvóban a hőmérséklet már megfelelő a direkt redukcióhoz:



Mint látjuk, az indirekt redukcióban  $\text{CO}_2$  keletkezik, a direktben pedig CO. Ez azért van, mert kb. 900°C alatt a  $\text{CO}_2$ , fölötté a CO stabil, az egyéb körülmények (nyomás, rendszer kémiai összetétele) változatlansága esetén.

~1400°C – 1800°C: Minél nagyobb a hőmérséklet, úgy növekszik a CO stabilitása, azaz a befűvás és így a hőmérséklet változtatásával szabályozható a torokgáz CO koncentrációja. A távozó torokgáz koncentrációja elérheti a 12-14%-ot, amit a léghevítőben égetnek el, így a fűvósél hevítésére használják a kémiai energiáját. Ezen a hőmérsékleten kémiai szempontból már csak a kocsz égése zajlik CO-vá:



Az aknában felfelé áramló gáz a CO koncentrációnak megfelelően redukáló hatású.

Mint látjuk, az akna lefelé bővülő, mert a lefelé haladó szilárd betét melegszik, így kitágul. A bővülés mértéke a heterogén szilárd betét hőtágulásához igazodó. Nem lehet nagyobb, mert akkor a gázok az akna fala mentén elszöknek, nem játszódnak le a kívánt folyamatok. Nem lehet kisebb, mert akkor a betét befeszül, beboltozódik az akna falára, megszakad az anyagáram, aminek súlyos következményei lehetnek.

A szilárd betét meglágyulása a pohában következik be, ezért hengeres. A nyugvóban fejeződik be a betét teljes megolvadása, ezért lefelé szűkülő keresztmetszetű. Innentől lefele már csak a kocsz szilárd halmazállapotú. A medencében is a kocsz az egyetlen szilárd halmazállapotú anyag. A kiredukált és megolvadt vas és a salak a szivacsos szerkezetű kocszal együtt tölti ki a medencét.

Az olvadt nyersvasban a szilárd betétanyag elemei oldódnak. A legfontosabb a C oldódása, amely vagy szilárd oldatként, vagy a



egyenletnek megfelelően vaskarbid vegyületfázisként, illetve önállóan grafit fázisként jelenhet meg. A kokszból kerül a vasba a S és a P, melyek a legtöbb esetben szennyezőnek számítanak. Az ércből redukció után oldódik a Mn és a Si. A Mn a cementit fázist, míg a Si a grafit fázist stabilizálja. A kristályosodás után cementit fázist tartalmazó nyersvasat törete alapján fehér nyersvasnak nevezzük. Ez az acélgyártás kiinduló alapanyaga. A szürke nyersvas a C-t grafit formájában tartalmazza, és a lemezgrafitos, valamint a gömbgrafitos öntöttvas alapanyaga.

### **Az acélgyártás**

Az acélgyártás célja a nyersvas C-tartalmának csökkentése, az acélfajtának megfelelően a C-tartalom beállítása az előírt illetve kívánt értékre, a szennyezők (P és S) mennyiségének csökkentése, valamint az ötvözés. A ~2% C-tartalom alatti Fe–C ötvözetet nevezzük acélnak. Az eljárástól függetlenül az acélgyártás legfontosabb lépései a következők. Megjegyzendő, hogy egyes acélgyártási módszerek esetén vannak lépések, melyek átfedéssel, összemosódással zajlanak. Ez azonban nem jelenti azt, hogy valamelyik lépés elhanyagolható lenne.

#### Adagolás:

Az acélgyártás betétanyaga a folyékony halmazállapotú nyersvas, amely ~4,3%-ban tartalmaz C-t és az ércből, valamint a nagyolvasztó járatásától függő mennyiségben egyéb elemeket, főleg Si-t és Mn-t. Szilárd halmazállapotban adagolnak még hulladékvasat is, valamint mészkövet.

#### Beolvasztás:

Energiaközléssel (kémiai, vagy elektromos: ívfény, ill. indukciós) hevítik a betétet, hogy teljes mértékben megolvadjon. Kialakul a két folyékony fázisból álló rendszer: alul a fémolvadék, fölül a folyékony halmazállapotú salak.

#### Frissítés:

A rendszerbe oxigént juttatva a nyersvas C tartalma kiég, és CO formájában távozik. Ekkor a Si, a Mn és a vas is oxidálódik. Az oxigént a rendszerbe lehet gáz, vagy szilárd állapotban adagolni. A levegőt vagy oxigént eljárástól függően vízzel hűtött réz csövön vezetik az olvadt vas felszínéhez, vagy alulról fúvatják át az olvadékon. Szilárd állapotban is juttatható oxigén a rendszerbe, ekkor vasércet ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) adagolnak.

#### Dezoxidálás:

A frissítés során az O oldódik az acéolvadékban. Az oldott O a szilárd acél mechanikai tulajdonságait rontja, ezért az eljárás során ki kell vonni az olvadékból. Ez a folyamat a dezoxidálás. A dezoxidáló szerekkel szembeni követelmények:

- legyen nagyobb az affinitása az oxigénhez, mint a vashoz,

- túladagolása ne rontsa az acél tulajdonságait,
- az oxidáló szer oldódjon az olvadékban, de az oxidációs termék ne,
- az oxidációs termék sűrűsége legyen kisebb, mint az acélolvadéké, azaz ússzon fel a salakba.

A dezoxidáció mértékének megfelelően sorrendben a következő dezoxidáló szereket alkalmaznak: Mn, Si, Al, Ti, Ca stb. A dezoxidálás mértékének megfelelően lesz az acél csillapítatlan, félig csillapított vagy csillapított acélminőség. Amennyiben Al-ot nem adagolnak, akkor csillapítatlan acélt kapunk. Ha az adagolt Al mind  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -má alakul, vagyis semmi nem marad a fémes furdőben, akkor félig csillapított acélt kapunk. Ha túladagoltuk az Al-ot, vagyis a megszilárdult acélban kimutatható az oldott alumínium (0,01% nagyságrendben), akkor csillapított acélt gyártottunk. A további dezoxidálószer alkalmazása speciális acélminőségek gyártása esetén indokolt.

#### Ötvözés:

A szabványban rögzített vegyi összetételt (től – ig %) állítják be. Általában előötvözeteket használnak, mint pl. FeMn (ferromangán), FeSi (ferroszilícium), FeTi (ferrotitán) stb.

#### Csapolás:

A tömegacél gyártás esetén a csapoló üstbe 100 – 150 t acélt csapolnak. A további oxidáció ellen salakréteget hagynak az olvadékon. Az oxigénhez nagy affinitással rendelkező ötvözőket (Al, Ti) és az ún. üstmetallurgiai anyagokat ekkor lehet az acélhoz adagolni. Lehetőség van még az üst vákuumozására, hogy az oldott gázok távozhassanak az olvadékból.

#### Kemence javítása:

Az acélgyártás során a betét hőmérséklete eléri az 1700-1800°C-t. A kemence bélése (tűzálló falazata) ugyan úgy fémoxidok keveréke, mint a salak, ami folyékony halmazállapotú, csak éppen más összetételű. Ebből következik, hogy különösen a salakzónában intenzív a falazat fogyása. Ezt minden adag után pótolni kell, különben a falazat átlukad. A javítás az eljárástól függően eltérő időt vesz igénybe

#### **Acélgyártási eljárások:**

A modern acélgyártást konverterekben végzik. Az első konverteres eljárások a Bessemer- és a Thomas-eljárás voltak. Mindkettő egy porózus fenekű üst, amelyen keresztül a nyersvas beadagolása után levegőt fújnak keresztül. 8 – 10 percnyi frissítés után a megfelelő mennyiségű C kiég. A konvertert külön nem fűtik, a hő nagy részét az oxidálódó C, Si szolgáltatja. A Bessemer-eljárás savas, míg a Thomas-eljárás bázikus béléssel rendelkezik. Ez meghatározza a beadagolható nyersvas összetételét.

A Bessemer-eljárás esetén a nyersvasnak nagy Si tartalma kell, hogy legyen, mert ennek kiégése fedezi a hőigény jelentős részét. A keletkező  $\text{SiO}_2$  felúszik a salakba, ez teszi „savanyúvá”, vagyis savas kémhatásúvá. Ahhoz, hogy a konverter falazata legalább egy adagot kibírjon, a bélésnek is savas kémhatásúnak kell lennie. A Thomas-eljárás esetén a foszfor játssza azt a szerepet, mint az előbb a szilícium. Ennek az oxidációs terméke pedig lúgos kémhatású, mert a salakreakciókban  $(4\text{CaO}) \cdot \text{P}_2\text{O}_5$  keletkezik. Ezek hátránya, hogy nagy mennyiségű nitrogént kell fölöslegesen felhevíteni.

A ma legelterjedtebben alkalmazott konverteres eljárás az LD (Linz-Donauwitz) konverter, amely egy zárt fenekű üst. A frissítés tiszta oxigén befúvatással zajlik, amelyet egy rézlándzsa fúj az olvadék felszínére. Ez az eljárás nem érzékeny a nyersvas összetételére. Gyengén ötvözött tömegacél gyártására alkalmazzák.

A nagyobb mértékben ötvözött, érzékenyebb acélminőségeket a konverter után ívfényes acélgártó kemencében ötvözik, ahol az olvadék fűtését a villamos ív hője adja.

### Minőségjavító eljárások:

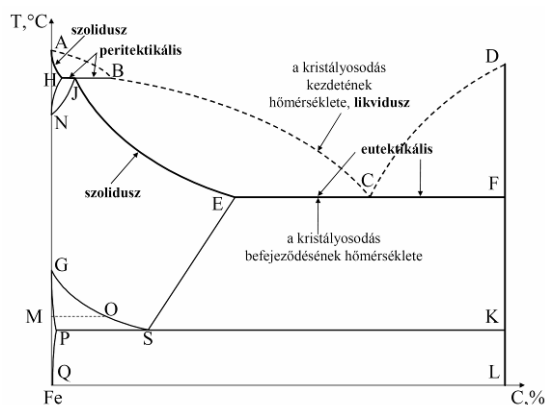
Ezek általában átolvasztó eljárások, amelyekkel az acélban oldott gázok, illetve zárványok távolíthatók el. Lehet vákuumban és védőgáz alatti átolvasztást alkalmazni. Elterjedt az elektrosalakos és ívfényes átolvasztás, de kisebb mennyiségű, speciális minőségeknél alkalmaznak elektronsugaras eljárást is.

A legújabb korban (XX. század óta) külön figyelmet érdemel az acélok felhasználásában az újrahaznosítás lehetősége. E témakörrel a könyv utolsó fejezetében még említést teszünk. A vasnak két – alapvetően különböző – alkalmazási területe van: az egyikben olyan kémiai állapotról beszélünk, amikor a Fe nem tartalmaz kARBONT (C). Ez az úgynevezett lágymágnes (transzformátok vasmagja). Ebben az állapotában a Fe mechanikailag lágy, könnyen hengerelhető, megmunkálható, de mágnesen tulajdonságait használjuk ki.

A szerkezeti anyagként felhasználásra kerülő vas ezzel szemben a legtöbb esetben kARBONT is tartalmaz, ezért szoros értelemben itt mindig Fe-C ötvözetekről ill. vasalapú ötvözetekről beszélünk. Ezen belül is meg kell különböztetnünk azt az esetet, amikor a vas csak kevés kARBONT tartalmaz, mint ötvözött. Ezeket az ötvözeteket nevezik szénacéloknak. Az Fe-alapú ötvözetek tulajdonsága azonban nemcsak a karbon tartalomtól függ, hanem attól is, hogy karbon milyen állapotban (szilárd oldat, vagy vegyület, esetleg grafit formájában) van jelen a Fe alapfémekben. Függ továbbá attól is, hogy a karbon melyik fázisban (allotróp módosulatban) van jelen. Itt emlékeztetünk arra, hogy az allotróp módosulatok karbonoldó képessége lényegesen eltérő. Ennek alapján érthető, hogy a Fe-C fázisdiagramok ismeretének műszaki jelentősége kiemelkedő.

### A Fe–C fázisdiagram általános jellemzése

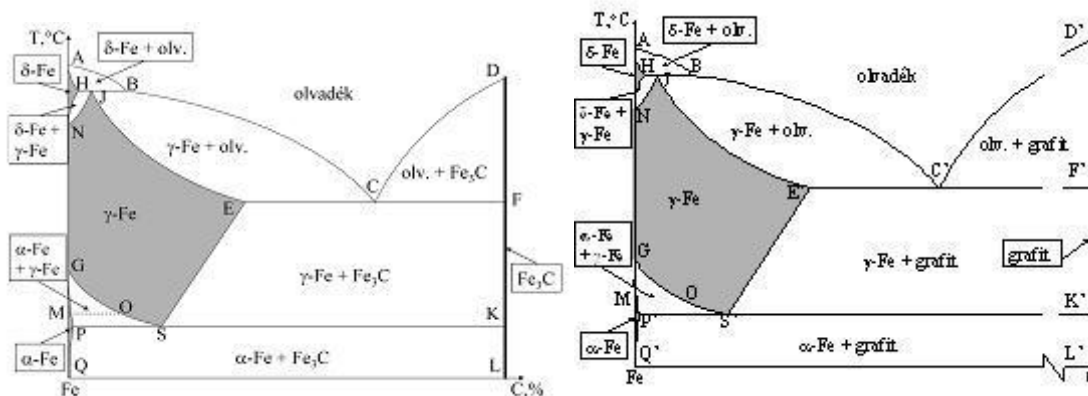
Elsőként a Fe-C fázisdiagram általános ismertetésével kezdjük, és a diagram legfontosabb alaki jellemzőit vesszük szemügyre a 4.3. ábra alapján.



4.3. ábra A Fe-C fázisdiagram legfontosabb alaki jellemzői

Ezt az alaki áttekintést a fázisdiagram relatív bonyolultsága is indokolja. *Csaknem minden szerkezeti jegyet tartalmaz, amelyeket az egyszerű binér fázisdiagramok tartalmaznak: található benne szilárd oldat és vegyületfázis.* Ami az átalakulás típusait illeti: primer, eutektikus, eutektoidos, peritektikus reakciókat egyaránt fellelhetünk a diagramban. Látható, hogy eutektikus rendszerről van szó, két likvidusz ággal, de az egyiknek törése van a peritektikus reakció hőmérsékletén.

A gyakorlatban a 0-4,3 tömeg% C-tartalmú tartománynak van nagy jelentősége, amely felöleli az elektro-, a szerkezeti és szerszámacélokat, valamint a gyakorlatban használt öntöttvasak is. A Fe-C fázis fázisdiagram tárgyalása során két fázisdiagrammal találkozunk: a FeC metastabil, és a Fe-C stabil fázisdiagramokkal. Ennek oka a  $\text{Fe}_3\text{C}$  (vaskarbid, cementit) különleges termodinamikai tulajdonsága, annak metastabil jellege. Ez azt jelenti, hogy *az ötvözet – a karbontartalomtól és az olvadék megszilárdulási sebességétől függően – eltérő szövetszerkezetekkel rendelkezhet. Ennek nagy gyakorlati jelentősége van.* A metastabil fázisdiagram koncentráció-tartománya 6,69 tömeg% C-tartalomig terjed, ami az  $\text{Fe}_3\text{C}$  metastabil vegyületfázis összetételének felel meg. Ezzel szemben a Fe-C stabil fázisdiagramot az 0-100 tömeg% összetételi tartományban értelmezzük (lásd 4.4/a,b ábrák és a 4.1-2. táblázatok). Alapvető különbség a kettő rendszer között az, hogy a stabilban nincs cementit fázis, helyette a karbon grafitos kristálytani módosulata van. A grafit fázis megjelenésének termodinamikai következménye azok a fázisátalakulások és reakciók, amelyekben a cementit, ill. a grafit képződik. Az ábrák közötti különbség azért kicsi, mert a cementit és a grafit szabadentalpiája egymással közel azonos.



4.4. ábra Fe-C állapotábra

3 táblázat Az Fe-C metastabil fázisdiagram nevezetes pontjaihoz tartozó C-tartalom és hőmérsékletek

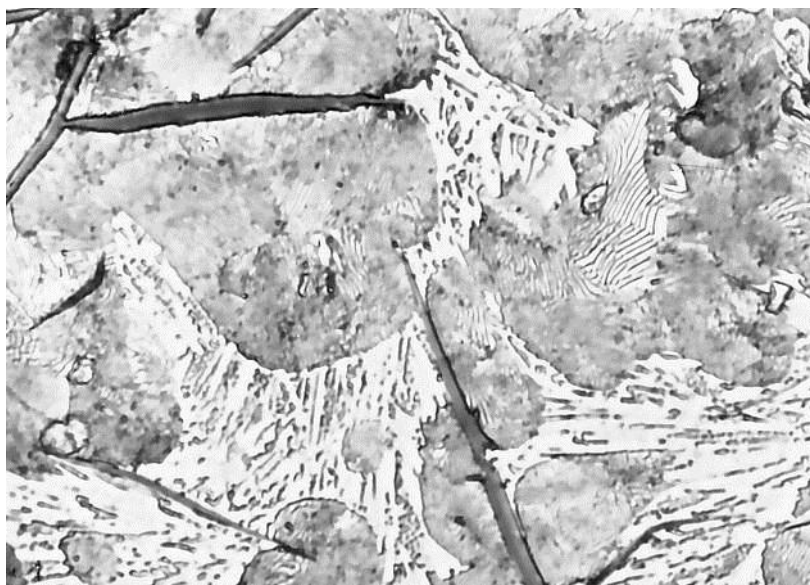
	Hőmérséklet, °C	C, t%		Hőmérséklet, °C	C, t%		Hőmérséklet, °C	C, t%
A	1538	0,0	B	1495	0,53	C	1148	4,3
D	1227	6,69	E	1148	2,11	F	1148	6,69
G	912	0,0	H	1495	0,09	J	1495	0,17
K	727	6,69	L	20	6,69	M	770	0,0
N	1394	0,0	O	770	0,48	P	727	0,022
Q	20	0,001	S	727	0,77			

4 táblázat Az Fe-C stabil fázisdiagram nevezetes pontjaihoz tartozó C-tartalom és hőmérsékletek

	Hőmérséklet, °C	C, t%		Hőmérséklet, °C	C, t%		Hőmérséklet, °C	C, t%
A	1538	0,0	B	1495	0,53	C'	1154	4,26
D'	>5300	100	E'	1154	2,08	F'	1154	100
G	912	0,0	H	1495	0,09	J	1495	0,17
K'	738	100	L'	20	100	M	770	0,0
N	1394	0,0	O	770	0,48	P'	738	0,021
Q'	20	0,0	S'	738	0,68			

### A metastabil Fe-C fázisdiagram

A fázisdiagram a 4/a ábrán, nevezetes pontjainak összetétele (tömeg% karbon) az 3. táblázatban látható. A 4. diagram mutatja, hogy eutektikus fázisdiagramról van szó, amelynek két likvidusz ága a B-C illetve a D-C. Az AC likvidusznak a B pontban törése van. A H-J-B izotermán peritektikus reakció zajlik (lásd 4. ábrát és magyarázatát). Az AHN, NJESG, valamint a GPQ pontok által határolt területek szilárd oldatok. Jelölésükre a  $\delta$ -Fe,  $\gamma$ -Fe, és  $\alpha$ -Fe kifejezések is használatosak. Ezek egyfázisú területek, de összetételük (C-tartalmuk) értelemszerűen – a szilárd oldat fogalmának megfelelően – változhat. Az ECF pontokat összekötő eutektikális egyik végén tehát  $\gamma$ -szilárd oldat, a másik végén vegyület fázis ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) található, ez utóbbi neve *cementit*. A 4/b. ábra mezői egyértelműen jelölik a kétfázisú területeket is. A fázisdiagram leolvasása az előzőekben már ismert elvek szerint történik. Kövessük pl. a C pontnak megfelelő, eutektikus összetételű (4,3 tömeg%) olvadék megszilárdulását: a C pontban három fázis van egyensúlyban: olvadék,  $\text{Fe}_3\text{C}$  (cementit) és a 2,11 tömeg% összetételű ausztenit. A Gibbs-fázis szabályból következően a megszilárdulás állandó hőmérsékleten (1148 °C) megy végbe. Ennek megfelelően két fázis csíráképződése indul el az eutektikus hőmérsékleten: eutektikus ausztenit és cementit kristálycsírák jelennek meg. A kristályosodás eredménye e két fázisból álló ledeburit, aminek metallográfiai képét a 4.5. ábra mutatja:

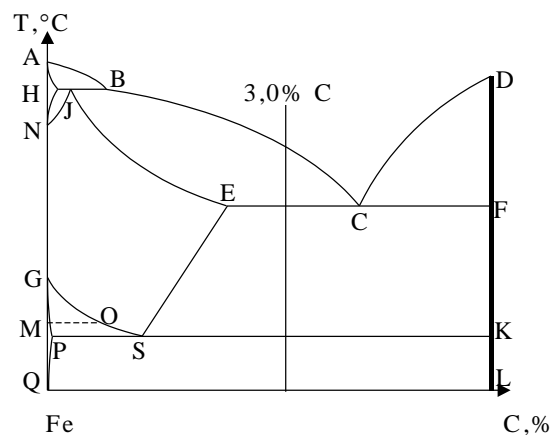


4.5. ábra A ledeburit szövetképe

Ha a hőmérsékletet 1148 °C-ról 727 °C-ra csökkentjük, az ausztenit fázis karbonban túltelítet- té válik. Az S pontnak megfelelően a vas csak 0,77% karbon old ezen a hőmérsékleten. A C egy részé kiválik Fe<sub>3</sub>C (cementit) formájában. Ennek neve – mivel nem közvetlenül az olvadék megszilárdulásakor jön létre – *szekunder cementit*. Ezen a hőmérsékleten tehát a 4,3 súly% karbontartalmú olvadékból eutektikus szövet (ledeburit) keletkezik. Hasonlóan követ- hető nyomon más összetételű olvadékból is a megszilárdulási folyamat.

Jellemző és gyakorlati szempontból is jelentős összetételek megszilárdulási folyamatait, ill. szilárd fázisban megfigyelhető átalakulásait a csökkenő hőmérséklet függvényében az alábbi- akban ismertetjük.

### 3,0% C-tartalmú ötvözet

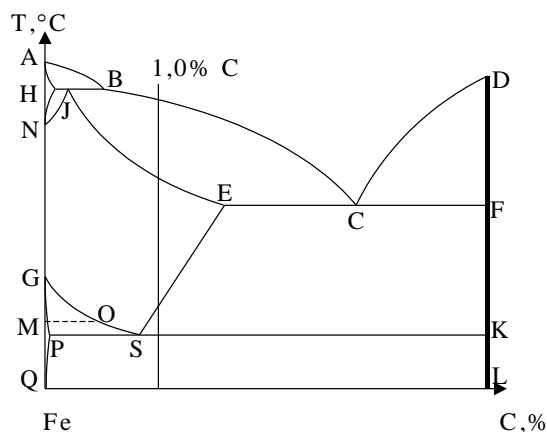


4.6. ábra Fe–C állapotábra, jelölve a 3 tömeg% C-tartalom

Az ötvözet kristályosodása primer ausztenit kristályosodásával kezdődik az ötvözet vegyi összetételét jelző függőleges vonal és a **BC** likviduszvonal metszéspontjának hőmérsékletén. Az **ECF** hőmérsékletre hűlt ötvözet az eutektikus reakció megkezdődése előtt  $((3,0-2,11)/(4,3-2,11))*100\% = 40,64\%$  4,3% C-tartalmú olvadékot és  $100\% - 40,64\% = 59,36\%$  2,11% C-tartalmú ausztenit tartalmaz. Az olvadék eutektikus reakcióban az **E** pontnak megfelelő vegyi összetételű ausztenitre és az **F** pontnak megfelelő vegyi összetételű cementitre bomlik. Ezen a hőmérsékleten befejeződik az ötvözet kristályosodása. Az olvadékból az eutektikus hőmérsékleten képződött heterogén (kétfázisú) szövetelemet ledeburitnak nevezik, mennyisége megegyezik az olvadék mennyiségével, amelyből képződött. Az ötvözetben  $((3,0-2,11)/(6,69-2,11))*100\% = 19,43\%$  cementit és  $100\% - 19,43\% = 80,57\%$  ausztenit fázis van. A képződési körülményeit tekintve kétféle ausztenit C-tartalma a kristályosodás befejeződének pillanatában 2,11%, ami az ausztenit hőmérséklettel csökkenő C-oldó képességének csökkenésével csökken (**ES**-vonal) egészen a **PSK** hőmérsékletig, amikorra C-tartalma 0,77%-ra csökken. Az eutektoidos reakció megkezdődése előtt a **PSK** hőmérsékleten kétfázisú az ötvözet,  $((6,69-3,0)/(6,69-0,77))*100\% = 62,33\%$  ausztenit és  $100\% - 62,33\% = 37,67\%$  cementit tartalmaz. Az ausztenit képződési körülményeit tekintve kétféle: primer és eutektikus, a cementit szintén kétféle: eutektikus és szekunder. A szekunder cementit összes mennyisége (tekintet nélkül az ausztenit képződési körülményeire, amelyből kivált) az eutektikus hőmérsékleten volt, és az eutektoidoson meglévő ausztenit mennyiségének különb- sége, tehát  $80,57\% - 62,33\% = 18,24\%$ . A 62,33% ausztenit (a primer és a ledeburité) a **PSK** hőmérsékleten eutektoidos reakcióban két fázisra bomlik, eutektoidos ferritre és eutektoidos cementitre. A reakció befejeztével az ötvözet kétfázisú: ferritből és cementitből áll. A ferrit képződési körülményeit tekintve ugyan egyféle, de a cementit háromféle: eutektikus, szekun-

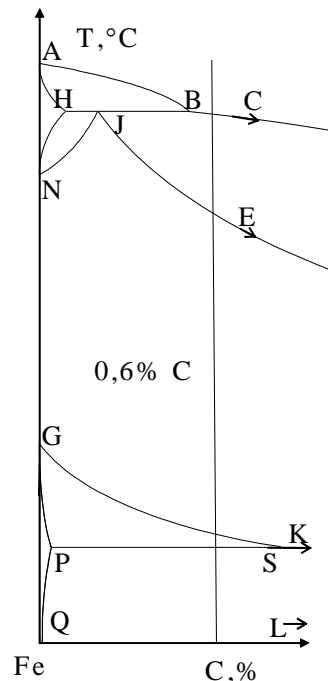
der és eutektoidos. A PSK hőmérséklet alatt a ferrit hőmérséklettel csökkenő C-oldó képessége miatt, belőle tercier cementit válik ki. Ez a tercier cementit tehát a ledeburit austenitének bomlásával létrejött ferritből vált ki. Szobahőmérsékleten az ötvözet  $((3,0-0,001)/(6,69-0,001))*100\% = 44,83\%$  cementitet és  $100\% - 44,83\% = 55,17\%$  ferritet tartalmaz.

#### 1,0% C-tartalmú ötvözet megszilárdulásának mechanizmusa



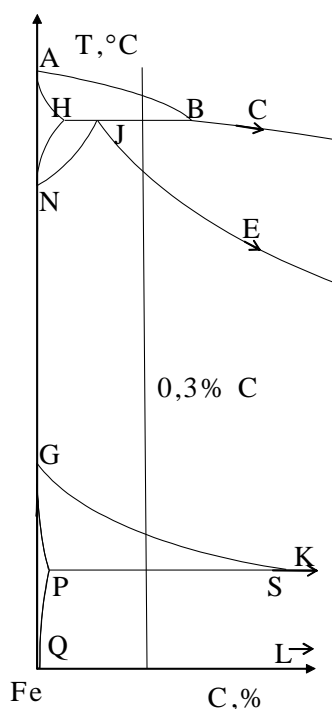
4.7. ábra Fe–C állapotábra, jelölve a 1 tömeg% C-tartalom

Az ötvözet kristályosodása austenit kristályosodásával kezdődik az ötvözet vegyi összetételét jelző függőleges vonal és a **BC** likviduszvonal metszéspontjának hőmérsékletén. A kristályosodás az ötvözet vegyi összetételét jelző függőleges vonal és a **JE** szoliduszvonal metszéspontjának hőmérsékletén fejeződik be. A kristályosodás során az egymással egyensúlyt tartó austenit és olvadék fázisok vegyi összetételét hőmérsékletről hőmérsékletre a konóda két végpontja mutatja a **JE** és **BC** vonalon. A szilárd halmazállapotú ötvözet most is csak egy fázist, ill. szövetelemet tartalmaz, az austenitet, ami az **SE** hőmérsékletig semmilyen fázisátalakulást, vagy kiválást nem szenved. Az **SE** vonal elérésének hőmérsékletén az austenit a karbonoldó képességének határára jut. Alatta az oldhatósági határ fölötti mennyiségű karbon szekunder cementit formájában válik ki. A kiválási folyamat a **PSK** hőmérsékletig tart. Összesen  $((1,0-0,77)/(6,69-0,77))*100 = 3,89\%$  szekunder cementit képződik. A **PSK** hőmérsékletre hűlt ötvözet tehát primer austenitet és a belőle kivált szekunder cementitet tartalmazza. Az **S** pontnak megfelelő C-tartalmú austenit ezen a hőmérsékleten az eutektoidos reakcióban két fázisra, eutektoidos ferritre és eutektoidos cementitre bomlik (ezt a két fázist együtt perlit szövetelemnek nevezzük). A perlit mennyisége megegyezik annak az austenitnek a mennyiségével, amelyből képződött, tehát  $100\% - 3,89\% = 96,11\%$ . Az állandó hőmérsékleten (727 °C) lezajlott fázisátalakulás után az ötvözetet ismét két fázis alkotja,  $\alpha$ -ferrit és cementit. 727 °C alatt az  $\alpha$ -ferrit hőmérséklettel csökkenő C-oldó képessége miatt, belőle tercier cementit válik ki. Mint látjuk, ebben az ötvözetben már nincs proeutektoidos ferrit, mert az **S** ponttól jobbra eső az ötvözet C-tartalma, helyette viszont van szekunder cementit (elvileg ezt is nevezhetnénk proeutektoidos cementitnek, de nem ez az elnevezés terjedt el).

0,6% C-tartalmú ötvözet

4.8. ábra Fe–C állapotábra, jelölve a 0,6 tömeg% C-tartalom

Az ötvözet kristályosodása austenit kristályosodásával kezdődik az ötvözet vegyi összetételét jelző függőleges vonal és a **BC** likviduszvonal metszéspontjának hőmérsékletén. A kristályosodás az ötvözet vegyi összetételét jelző függőleges vonal és a **JE** szoliduszvonal metszéspontjának hőmérsékletén fejeződik be. A kristályosodás során az egymással egyensúlyt tartó austenit és olvadék fázisok vegyi összetételét hőmérsékletről hőmérsékletre a konóda két végpontja mutatja a **JE** és **BC** vonalon. A homogén, egyfázisú austenites ötvözetben a további hűlés során az előző három példában megismert fázisátalakulási folyamatok látszódnak le.

0,3% C-tartalmú ötvözet

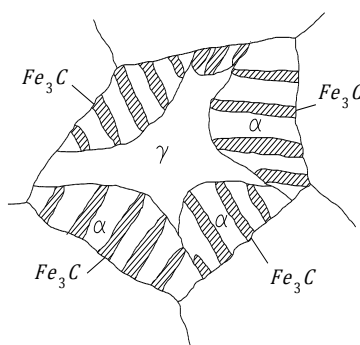
4.9. ábra Fe–C állapotábra, jelölve a 0,3 tömeg% C-tartalom

Az olvadék kristályosodása az ötvözet vegyi összetételét jelző függőleges vonal és az **AB** likviduszvonal metszéspontjának hőmérsékletén kezdődik meg. A kristályosodás során az olvadék karbonban dúsul. A **HJB** hőmérséklet elérésének pillanatában az ötvözet kétfázisú, 0,09% C-tartalmú  $\delta$ -ferritet és 0,53% C-tartalmú olvadékot tartalmaz. A olvadék mennyisége  $((0,3-0,09)/(0,53-0,09))*100 = 47,73\%$ , a  $\delta$ -ferrit 52,27%. Ezen a hőmérsékleten az olvadék és a  $\delta$ -ferrit peritektikus reakcióban 0,17% C-tartalmú austenitké egyesül. A peritektikus reakcióban nem fogy el az olvadék teljes mennyisége, marad  $((0,3-0,17)/(0,53-0,17))*100 = 36,11\%$ , tehát a kristályosodás még nem fejeződik be. Ez a 36,11% olvadék a **HJB** hőmérséklet és az ötvözet vegyi összetételét jelző függőleges vonalnak a **JE** szoliduszvonallal alkotott metszéspontjának hőmérséklete között kristályosodik. A szilárd halmazállapotú ötvözet csak austenitet tartalmaz, tehát homogén, egyfázisú, amely állapot a **GOS** vonal eléréséig megmarad. A **GOS** vonal alatt a 0,05% és a 0,13% C-tartalmú ötvözetek esetében elmondottakkal azonos fázisátalakulások játszódnak le. Természetesen a fázisok és a szövetelemek mennyiségére vonatkozó szám adatok most is változnak az előző példákhoz képest.

*Az acélok tulajdonságainak alakításában legnagyobb jelentőségű folyamat az ausztenit fázis elbomlása, amint a hőmérsékletet csökkentjük. A metastabil fázisdiagramban tehát ennek ismerete nélkülözhetetlen. Az S pont körül lejátszódó eseményekről van szó.*

Az eutektikus pontnál lejátszódó folyamatokhoz nagyon hasonlóak ezek a jelenségek. A különbség az, hogy míg a C pont esetén az olvadék két szilárd fázissá kristályosodik, addig az S pontban egy homogén szilárdoldat bomlik két másik szilárd fázissá. *A gyakorlati szempontból legfontosabb vasalapú szerkezeti anyagok éppen a 2 tömeg%-nál kisebb széntartalmú Fe-C ötvözetek.* Az itt lejátszódó folyamatok megértése révén alakíthatók, tervezhetők leginkább az acélok tulajdonságai.

Tételezzük fel, hogy olyan acélunk van, amelynek 0,77 tömeg% a karbontartalma. Ezt az összetételt eutektoidosnak nevezzük. Az S pontban három fázis lehet egymással egyensúlyban: a  $\gamma$ -Fe (szilárdoldat: 0,77% C), az  $\alpha$ -Fe (szilárd oldat: 0,022% C) és az úgynevezett eutektoidos cementit (vegyületfázis: 6,69% C). Az egyensúlyi bomlási reakció azonos mechanizmusú, mint az eutektikus kristályosodás. Mivel az S pont nonvariána (egyetlen állapot-határozó sem változtatható meg), az átalakulás állandó hőmérsékleten megy végbe hasonlóan az eutektikus megszilárduláshoz, vagy a színtémek kristályosodásához. A 0,77 tömeg% C-tartalmú ausztenit bomlásának eredménye, ha a hűtési sebesség nem túl gyors(!) egy tisztán perlites szövetszerkezet (4.10. ábra).



4.10. ábra Perlit szövetekepe

*Az S-ponttól eltérő C-tartalom esetén az ausztenit átalakulása nem csak perlitet eredményez: ha a  $C\% < 0,77$ , akkor a **GOS** vonal mentén először  $\alpha$ -Fe válik ki. Ennek a szénoldó képessége ppm nagyságrendű, így a visszamaradó – még nem átalakult – ausztenit karbontartalma nő. Ez a folyamat a 0,77% eléréséig tart. Ezt követően az S-pontra jellemző, tisztán eutektoidos bom-*

lás játszódik le. Az így kialakuló szövetszerkezet tehát primeren kiváló  $\alpha$ -Fe-t – proeutektoidos ferritet: neve abból következik, hogy az eutektoidos fázisreakciót megelőzően keletkezett – és perlitet tartalmaz. A ferrit C-oldó képessége a hőmérséklet csökkenésével tovább mérséklődik, így a PQ vonal mentén további cementit kiválás játszódik le. Az így kivált cementitet tercier vagy harmadlagos cementitnek nevezzük. Az ausztenit C-oldó képessége is csökken hőmérséklet csökkenésével, így ha a C-tartalom meghaladja a 0,77%-ot, akkor a lehülő ausztenitből az SE-vonal ( $A_{Cm}$ ) mentén szekunder cementit ( $Fe_3C$ ) válik ki. A visszamaradó ausztenit C-tartalma így közelít az eutektoidos értékhez, végül a 0,77%-ot elérve eutektoidos reakcióval perlitte bomlik.

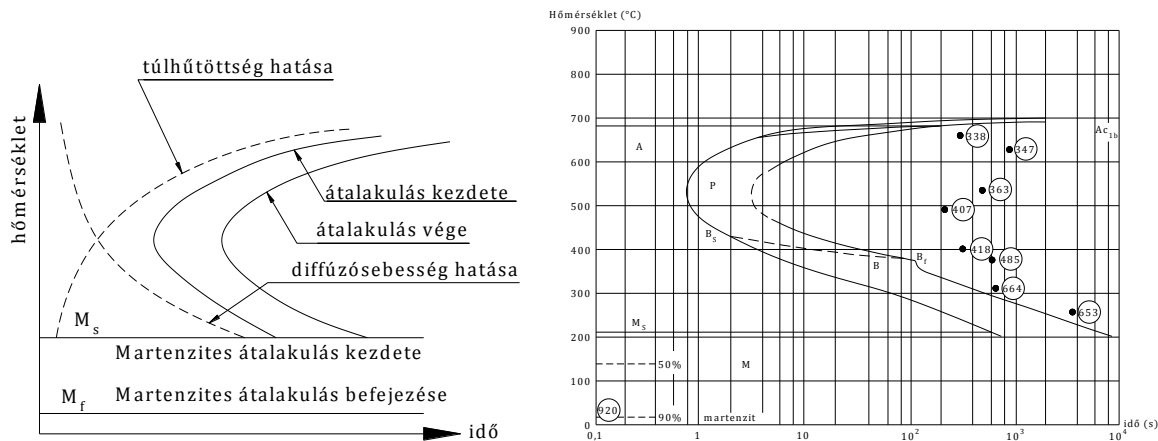
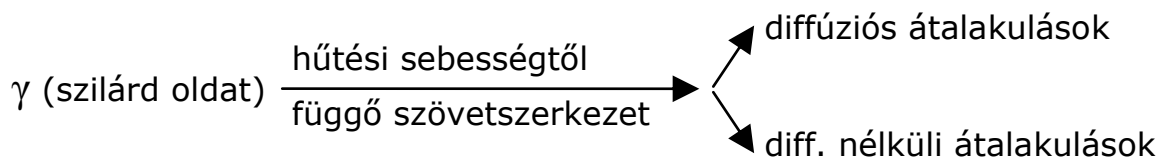
Már többször említettük, hogy az átalakulások megindulásához túlhűlésre van szükség, hogy létrejöhessen az átalakulás hajtóereje. Az egyre növekvő hűtési sebességgel egyre nagyobb lesz ez a termodinamikai hajtóerő, így a képződő fázisok is különböző morfológiájúak lesznek. Ennek megfelelően a lassú (egyensúlyi) hűlésre jellemzőtől eltérő szövetszerkezet alakul ki. Az egyensúlyi viszonyoktól történő eltérés mértékétől függően az átalakulás mechanizmusa is megváltozik. Ez fogja meghatározni a szerkezetet, és ezen keresztül annak legfőbb tulajdonságait is, mint például a keménység, szakító szilárdság, ridegség, szívósság stb.

### ***Az acélok nem egyensúlyi átalakulása***

A következőkben a nem egyensúlyi átalakulás mechanizmusairól lesz szó. Ezek tárgyalása az úgynevezett nem egyensúlyi átalakulási diagramok segítségével történik, melyeket alakjuk alapján gyakran C-görbéknek is neveznek. Az átalakulások vizsgálatakor mindig három jellemző adat segítségével lehet leírni a folyamatokat. Ezek rendre a hőmérséklet, az összetétel és az idő. Egyensúlyi reakcióknál nem beszélünk túlhűtésről, vagyis az átalakulás számára rendelkezésre álló idő gyakorlatilag végtelen. Ennek megfelelően az egyensúlyi átalakulások két változó segítségével – hőmérséklet és összetétel – egy diagramban ábrázolhatók (lásd egyensúlyi fázisdiagramok). Nem egyensúlyi esetben a túlhűtés következtében az átalakulás ideje megjelenik, mint változó, ezért egy 2D-s diagramban csak egyetlen diszkrét összetétel átalakulási folyamatai kísérhetők figyelemmel. Ebből adódóan a nem egyensúlyi diagramok tengelyein a hőmérséklet és az idő – mint független változó – szerepel, és minden összetételhez ill. ausztenites állapothoz külön nem egyensúlyi átalakulási diagram rendelhető.

Kétféle fázisátalakulási diagramot különböztetünk meg:

- a. az átalakulás folyamatát izoterm (állandó hőmérsékleten) körülmények között követjük nyomon,
- b. nem izoterm, azaz változó hőmérsékleten, folyamatos hűlés során figyeljük az átalakulás sebességét. A kétféle átalakulási diagram nem vezet azonos eredményre, de hangsúlyozni kell, hogy mindig a  $\gamma$ -Fe (ausztenit) fázis átalakulásáról van szó. A folyamatok fizikai természetét alapján kétféle átalakulási mechanizmusról beszélhetünk attól függően, hogy az ausztenit ( $\gamma$ ) fázis hőmérséklet tartományából milyen sebességgel hűtjük a vizsgált anyagot:

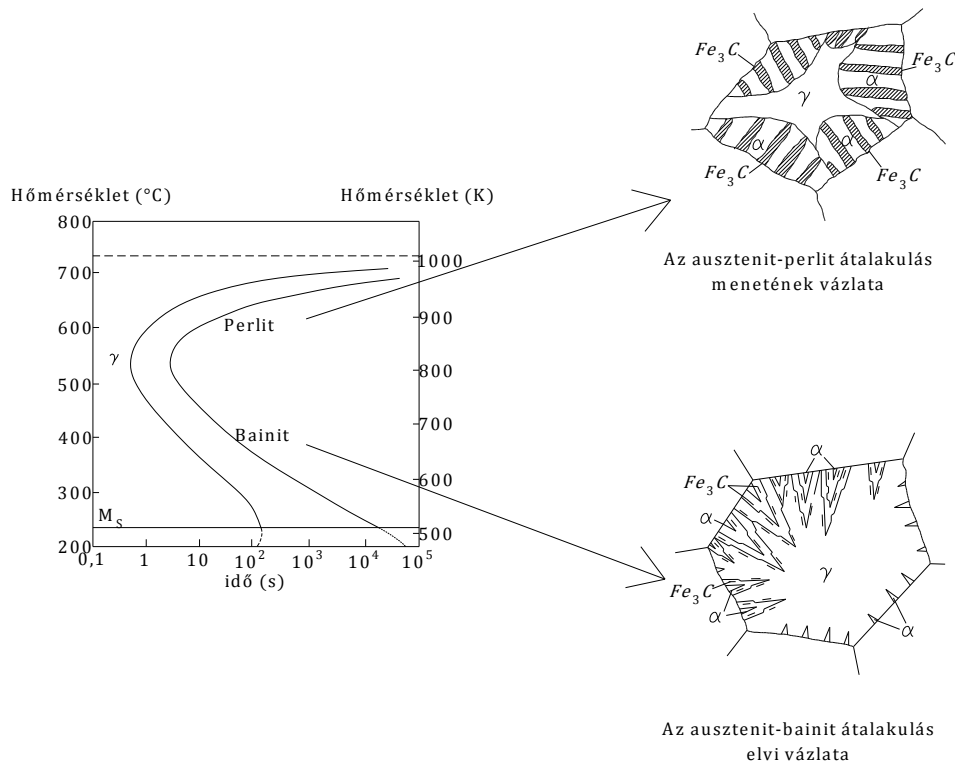


4.11. ábra a.: C-görbék felépítése; b.: 0,8% C-tartalmú C-görbe

A 4.11. ábrán két, folytonos vonallal húzott görbét látunk, amelyek az átalakulás mértékét ábrázolják az idő függvényében logaritmikusan léptékben, miközben a hőmérséklet az A<sub>c3</sub> vízszintessel jelölt kritikus hőmérsékletéről csökken. Ez a próbadarab hőmérsékletének változását jelenti. Az A<sub>c3</sub> kritikus hőmérséklet azonos az S pont hőmérsékletével, mivel vizsgálódásunknak ezt az összetételt választottuk (eutektoidos pont hőmérséklete). Észre kell vennünk, hogy az átalakulásnak két burkológörbéjéről van szó: a baloldali az átalakulás kezdetét, a jobboldali az átalakulás végét jelöli. Az ábrán szaggatott, egymást metsző vonalak is láthatók: az egyik a „túlhűlés” a másik a diffúzió szerepéről szól. A túlhűlés szerepének lényege termodinamikai kérdés: a 4.11. ábra mutatja, hogy a túlhűlés növekedése a termodinamikai hajtóerő növelésével jár együtt, ami az átalakulás sebességét növeli. Összhangban van ezzel az a megfigyelés, hogy a folytonos görbék „orránál” indul el leghamarabb az átalakulás. Itt a legrövidebb az úgynevezett inkubációs idő, amely az átalakulás csíráképződéséhez szükséges. A diffúzió sebessége folyamatosan csökken a hőmérséklet csökkenésével. E két ellentétes tendencia szükségképpen olyan jellegű átalakulási görbéhez vezet, amit a burkológörbék mutatnak. A burkológörbék önmagukban nem jelölik részletesen, hogy ténylegesen mik lesznek az átalakulási termékek. Ennek részletezését a 4.11/b ábra mutatja, amely már tartalmazza, hogy milyen az átalakulásra jellemző szövetszerkezet.

Az ábra itt konkrétan az eutektoidos acél izotermás átalakulását mutatja be. Itt már látható az idő hatása is: a kezdő görbe orra 1 másodperc körüli. Az ábrán különböző mezők vannak: az A mezőben -ami egy hőmérséklet-idő intervallumot jelent- ausztenit fázis van jelen. A P mezőben úgynevezett perlites szövetelem keletkezik az ausztenitből. A B mezőben bainit képződik ugyanabból az összetételű ausztenitből. Mind a perlit, mind a bainit diffúziós átalakulással alakul ki. Ezekkel szemben ha a hőmérséklet az M<sub>s</sub> hőmérséklete alá kerül anélkül, hogy a diffúziós mechanizmus elindulna, diffúziómentes átalakulás kezdődik el. Ez a martenzitképződés. Ez utóbbi azonban nem lesz teljes az M<sub>s</sub> (martenzit start) hőmérsékletén. Ha a hőmérsékletet tovább csökkentjük, a martenzitképződés tovább halad, és szobahőmérsékleten már 90%-ban martenzitté alakul a kiindulási ausztenites szerkezet. Ha a hőmérsékletet tovább csökkentjük, a martenzitképződés tovább folytatódik és az átalakulás mértéke megközelítheti a 100%-ot.

Az ábrán kör alakú mezőkben feltüntetett számok a különböző hőtartási hőmérsékletek alkalmazása után mérhető átlagos keménység értékeket jelölik. A kis hűtési sebességek alkalmazása esetén, amint látható, perlites szerkezet alakul ki. Ennek a diffúzió kontrollált folyamatnak a mechanizmusát a 4.12. ábrán mutatjuk be:

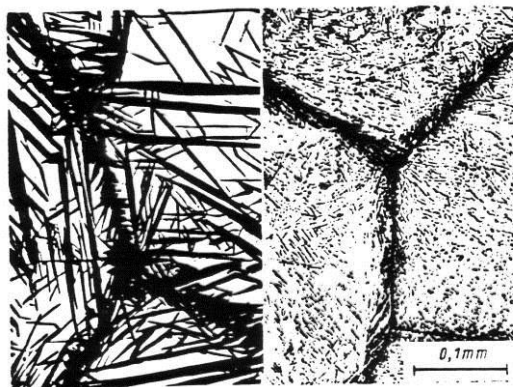


4.12. ábra Perlit és Bainit kialakulása

Látható, hogy mind a perlites, mind a bainites szerkezet keletkezése az ausztenit szemcsék határáról indul el. A ferrit és a cementit csírák egymás mellett keletkeznek a szemcsehatáron. Az átalakulás lényege, hogy a határfelületről kiindulva fokozatosan az egész ausztenit szemcse átalakul a hőmérsékletnek megfelelő szerkezetté. Az ábra alapján is belátható, hogy ilyen szerkezet csak diffúziós folyamattal alakulhat ki, mivel a szövetet alkotó fázisok összetétele nem egyezik meg a kiinduló (ausztenit) fáziséval.

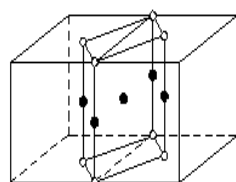
A 4.12. ábra alapján látható, hogy ugyanolyan összetételű ausztenitből a hűtési sebesség, vagyis a túlhűtés mértékének változtatásával különféle szövetszerkezetek keletkezhetnek. Ez az alapja annak, hogy az acél mechanikai jellemzői (pl. a keménység) is széles tartományban változhatnak, vagyis a tulajdonságok tervezhetők.

Szemben a fenti diffúziós mechanizmussal kialakuló szerkezetekkel, a martenzit fázis a túlhűtött és túltelített ausztenitből diffúziómentesen, rácsstorzulással alakul ki. Mechanizmusát a 4.14. ábra szemlélteti:

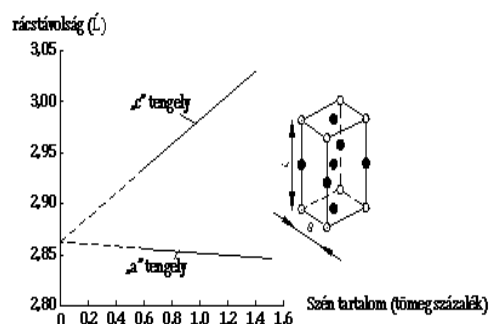


4.13. ábra A martenzit metallográfiai felismerése

## Az átalakulással járó deformáció mechanizmusa



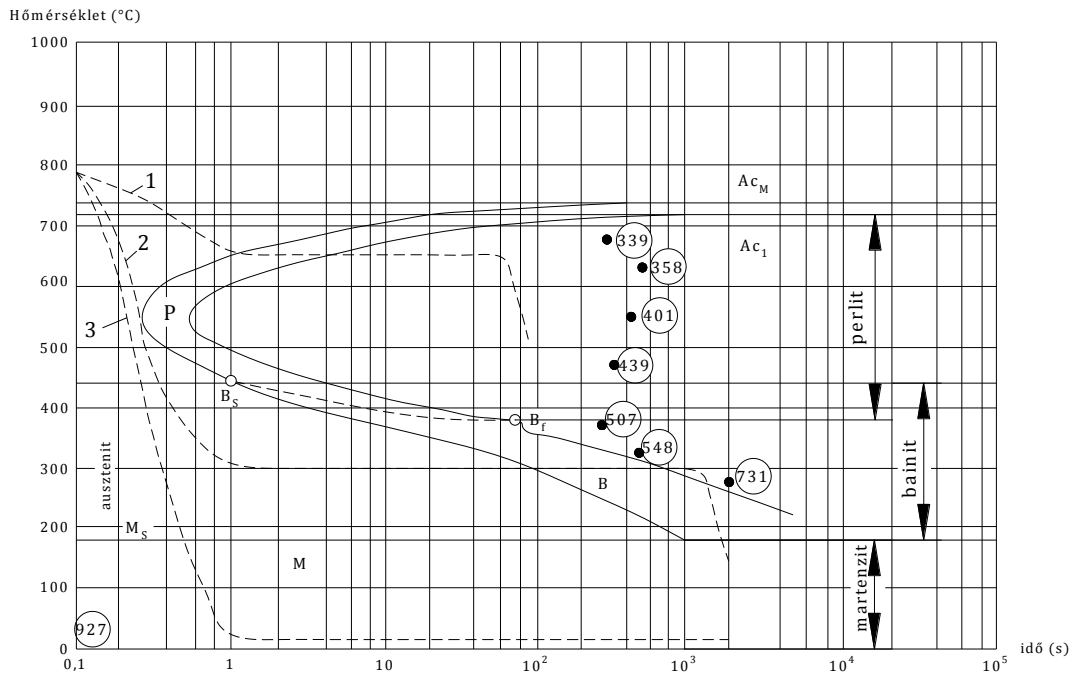
○ Vas  
● Szén



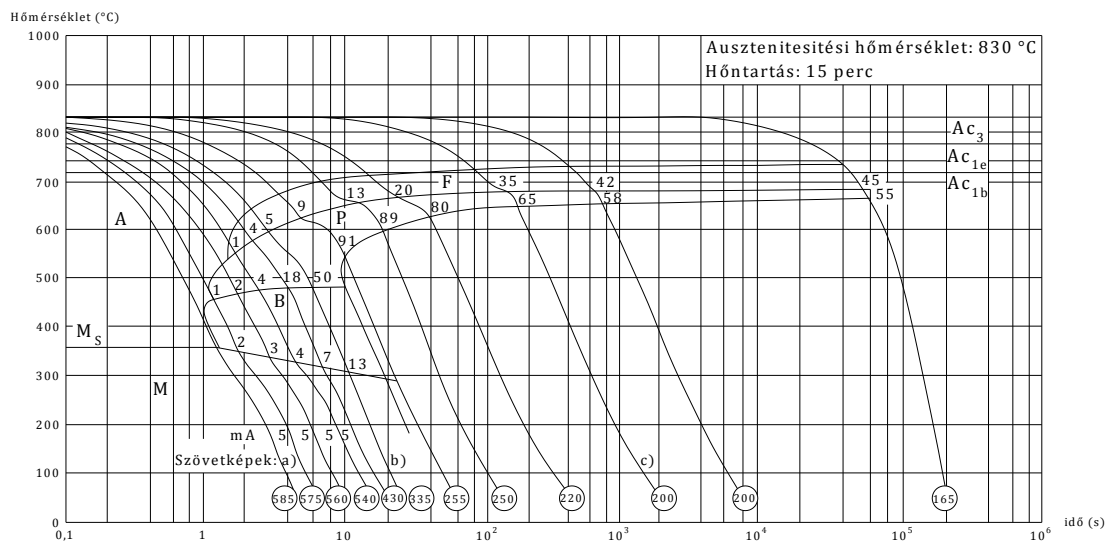
4.14. ábra Martenzites átalakulás és vele kapcsolatos torzulás mechanizmusának vázlata

Jellemző rá a tűs szerkezet, amely a metallográfiai felvételeken jól látható (4.13. ábra). Ezek a tű alakú egységek a térben kollektíven átalakult tartományokat jelentenek. A jelenséget a következővel magyarázhatjuk: a gyors hűlés során az fkk rácsokból a karbon atomoknak nincs idejük kilépni, abban lokalizálódnak. Mivel az fkk kristályrács adott hőmérsékleten már nem stabil ezért egy számára stabilabb, tkk rácsba billen. Mivel az átbillenés következtében a rácsparaméterek csökkennek, ezért a rács karbon oldó képessége is csökken. A csökkent karbon oldó képesség ellenére a C-atomok azonban továbbra is a rácsban maradnak, s jelenlétükkel tetragonálissá torzítják azt.

### Az izoterm és nem izoterm folyamatok összehasonlítása:



4.15. ábra 1% C tartalmú acél izotermás átalakulási diagramja



4.16. ábra 1% C tartalmú acél átalakulási diagramja állandó hűtési sebességek esetén

Az izoterm és nem izoterm folyamatok összehasonlítására két átalakulási diagramot mutatunk be a 4.15. és 4.16. ábrákon. A 4.15. ábra 1% korbont tartalmazó diagram izoterm átalakulás eredményét mutatja. A három, különböző hőmérsékletre beálló szaggatott vonal mutatja a próbatest hőmérsékletének változását az idő függvényében (megjegyzendő, hogy a próbatestnek az ausztenítés hőmérsékletéről, elvileg zero idő alatt kellene elérnie a kívánt izoterma hőmérsékletét. Ez a valóságban nem érhető el, de kellően kis tömegű és nagy hőátadási felülettel rendelkező próbatest esetén jó közelítéssel megvalósítható). A hőmérséklet állandósul az inkubációs idő alatt, mielőtt az átalakulás elkezdődne. Maga az átalakulás néhány száz másodpercig zajlik. Technikailag ezt úgy valósítják meg, hogy ausztenitesítő hőkezelés után a próbadarabot a szaggatott vonalak által jelzett hőmérsékletű sófürdőbe helyezik. A 3-as gör-

bével jelzett hőmérsékletváltozás pl. olyan gyors, hogy a perlites, bainites szerkezet inkubációs idejébe beleesik a görbe minden pontja, ezért diffúziós folyamatok észrevehető mértékben nem indulnak be, így martenzites szövet keletkezik. A szövetszerkezet átalakulásának eredményét az mutatja meg, hogy a lehülési görbe milyen mezőben metszi az átalakulási görbét. Az 1. izoterma pl. csak a P mezőt metszi, ezért ezen a hőmérsékleten tiszta perlites szövet képződik. A 2. izotermán bainites szerkezetű az átalakulás eredménye. Az ábrán látható  $A_{c1}$ ,  $A_{cm}$  hőmérsékletek (vízszintes vonalak) az ausztenitesítés határhőmérsékleteit jelzik, amely hőmérséklet meghaladására van szükség ahhoz, hogy a próbadarab C-tartalmát szilárd oldatba vigyük. Miután ez megtörtént, ezután következik a fentiekben leírt hűtési folyamat.

A fentiekkel ellentétben a 4.16. ábra nem izoterm átalakulásokat ábrázol. Az átalakulási diagram itt bonyolultabb. A két burkológörbe közötti területet a folyamatosan változó hőmérséklet-idő görbe több mezőben is metszheti. Ezért itt összetett szövetszerkezet (pl perlit-bainites szövetszerkezet) is kialakulhat. A lehetőségeket a számos hűlési görbe mutatja. Az ábrán láthatók olyan ( $A_{c1}$ ,  $A_{cm}$ ) jelölésű izotermák is, amelyek szerepeltetése az átalakulási diagramon magyarázatot igényel. Ezekhez tartozó hőmérsékletek nagyobbak, mint az eutektoidos ( $A_{c1}$ ) hőmérséklet. A magyarázat a következő: az 4.16. ábra hipoeutektoidos acélokra vonatkozik, emiatt az átalakulás már a GOS vonal mentén elkezdődik annak megfelelően, hogy a GPS terület kétfázisú. Ennek megfelelően az átalakulás úgynevezett pro-eutektoidos ferrit képződésével kezdődik. Ez látható a nagy hőmérsékletű F-mezőben.

### ***Az acélok tulajdonságainak alakítása hőkezelésekkel***

Az előzőekben már a hőkezelések alapjaival ismerkedtünk. Az acélok tulajdonságának alakítási lehetőségei:

- hőkezelés,
- ötvözés,
- képlékenyalakítás.

Az alábbiakban a hőkezelések lehetséges céljait ismertetjük

A hőkezelés célja a fém vagy ötvözet tulajdonságainak olyan megváltoztatása, hogy az a tervezett célnak legjobban megfeleljen. Mivel ez a cél a szövetszerkezet megváltoztatásával érhető el, a hőkezelés csak olyan fémek ill. ötvözetek esetén lehetséges, amelyek szövetszerkezete hőmérsékletváltozás során átalakul. Ez alól képez kivételt például a feszültségmentesítés.

A hőkezelési eljárásokat az általuk elérni kívánt cél alapján csoportokba lehet sorolni. Így beszélünk:

- Lágylító,
- Legnagyobb keménységet,
- Legnagyobb szívósságot,
- Legnagyobb felületi keménységet

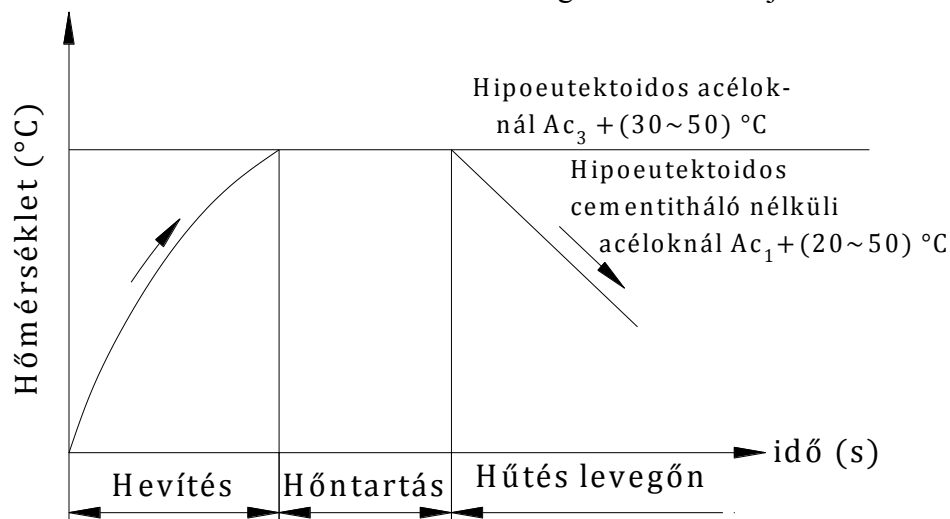
eredményező eljárásokról.

## Normalizálás (lágyító hőkezelés)

Normalizálás célja az, hogy

- Megszüntesse az acélöntvények durva, heterogén (dúsulásokkal terhelt), dendrites primer szövetét, és helyette szívós, egyenletes, finomszemcsés szövetet alakítson ki;
- A diffúziós izzításkor eldurvult szemcséket finomítsa;
- A kovácsolás, melegalakítás nagy kiindulási hőmérsékletén eldurvult és az egyenlőtlen alakítás miatt inhomogénné vált szövetet egyenletes finomszemcséssé tegye;
- A hegesztett kötések varratának és hőhatásövezetének szövetét az alapanyaggal azonosan finomszemcséssé alakítsa;
- Az anyagot további hőkezeléshez, pl. kéregedzéshez, nitridáláshoz, stb. előkészítse.

Akkor tekinthető az átkristályosítás teljesnek, ha az  $\alpha$ - $\gamma$ - $\alpha$  átalakulásokat magába foglaló fázisváltozások végbemennek. Az átalakulási termék szemcsemérete az ausztenit szemcsenagyságától függ; ez pedig az ausztenit keletkezési hőmérsékletén a legkisebb. Ezért a hipoeutektoidos acélok átkristályosítási hőmérséklete az  $A_{c3}$  felett  $30\text{--}50^\circ\text{C}$ -kal van. Nagyobb hőmérsékleten az acél szemcseszerkezete eldurvul. A hipoeutektoidos acélok  $\alpha$ - $\gamma$  átalakulása az  $A_{c1}$  hőmérsékleten megindul. Amennyiben azonban az acélban cementitháló is van, ez jelenlétével rögzíti a kiinduló szemcseméretet és így akadályozza a szemcserefinomodást. Ilyen esetekben a cementitháló feloldása után az  $A_{cm}$  hőmérséklet fölött lehet finomítani a szemcseszerkezetet. Erről a hőmérsékletről gyorsan kell hűteni az acélt, nehogy a háló újraképződjön. A hálómentes hipereutektoidos acél átkristályosítása pedig már az  $A_{c1}$  hőmérséklet felett  $20\text{--}50^\circ\text{C}$ -kal elvégezhető. Normalizálás során a hűtést szabad, nyugodt levegőn végzik. Ez a lassú hűlés a szemcserefinomodáson túl kismértékű szilárdság-növekedéssel jár.



4.17. ábra A normalizálás hőmérséklet-idő diagramja

## Edzés (legnagyobb keménységet adó hőkezelés)

Az edzés célja az, hogy az acél szövetszerkezetét a lehető legnagyobb mértékben martenzitessé alakítsa. A martenzites szövet kialakulásának három feltétele van:

1. A gyorshűtést megelőző, kiinduló szövetszerkezet ausztenites
2. Megfelelő kémiai összetétel (leggyakrabban C-tartalomhoz kötik)
3. A kritikusnál nagyobb hűlési sebesség.

Edzéskor az oldott C-ben gazdag ausztenit diffúzió nélkül alakul martenzitté úgy, hogy a rácsátbillenéskor bentrekedő szénatomok eltorzítják a térközepes kockarácsot. Az így kialakuló szövet rendelkezik a legnagyobb keménységgel az acélok között, ugyanakkor ezzel a pozitív tulajdonsággal nagyfokú ridegség párosul.

Edzéskor a munkadarab hűtését a fellépő belsőfeszültségek miatt  $100^{\circ}\text{C}$  felett be kell fejezni.

A helyes edzési hőmérsékletet az állapotábrákból lehet könnyen meghatározni. Az átalakulási hőmérséklet eltolódhat a hevítés sebességétől függően. Az edzendő tárgyat a lehető leggyorsabban kell az ausztenitmezőbe vinni, így mérsékelhető a C kiégésének veszélye.

A hipoeutektoidos acélok edzési hőmérséklete a  $\gamma$ -mező alsó zónája, pontosabban az  $A_{c3}+(20-50)^{\circ}\text{C}$ .

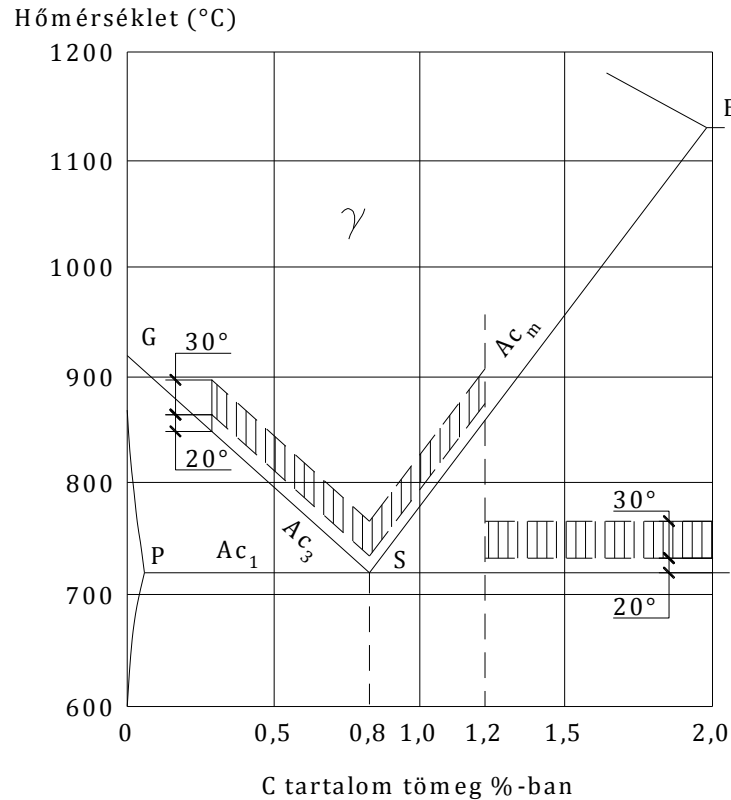
A hipereutektoidos ötvöztelen acélok esetén is a  $\gamma$ -mezőből kell kezdeni a hűtést, azonban a az  $A_{cm}$  vonala igen meredeken emelkedik és 1,2% C-tartalom mellett eléri a  $900^{\circ}\text{C}$ -ot. Ennek túllépése az ötvöztelen szerkezeti acél szemcsedurvulását eredményezheti, ezért ez kerülendő.

Csupán a keménység növeléséért nem is kellene az acélt az  $A_{cm}$  hőmérséklet fölé hevíteni, ugyanis a már  $A_{c1}$  fölött jelenlévő, hálós elrendezésű szekunder cementit keménysége alig különbözik a martenzitétől. Így az  $A_{c1}$ -ről edzett hipereutektoidos acélok gyakorlatilag ugyanolyan kemények, mint az  $A_{cm}$ -ről edzettek. Ezért a hipereutektoidos acélok edzési hőmérséklete:

- 0,8-1,2% C-taralmú acéloknál  $A_{cm}+(20-50)^{\circ}\text{C}$
- 1,2-2,0% C-taralmú acéloknál  $A_{c1}+(20-50)^{\circ}\text{C}$ .

Edzés hatására általában nem lesz az egész keresztmetszet martenzites szövetszerkezetű, mivel az anyagrészek keménysége a hűlési sebességtől függ, ami pedig nem azonos mindenhol. A darab felülete közvetlenül a hűtőközeggel érintkezik, míg a belső részek lehűlési sebessége függ a felület távolságától, az anyag hővezető képességétől és a darab tömegétől. A gyakorlatban azt az acélt tekintik edzettnek, amelynek szövetszerkezetében legalább 50% martenzit van. Átedzhető az acél akkor, ha az edzési keménység a teljes keresztmetszetre kiterjed. Jellemezhető az átedzhetőség azzal a legnagyobb rúdátmérővel is, amelynek közepe még éppen félmartenzitesre edzhető.

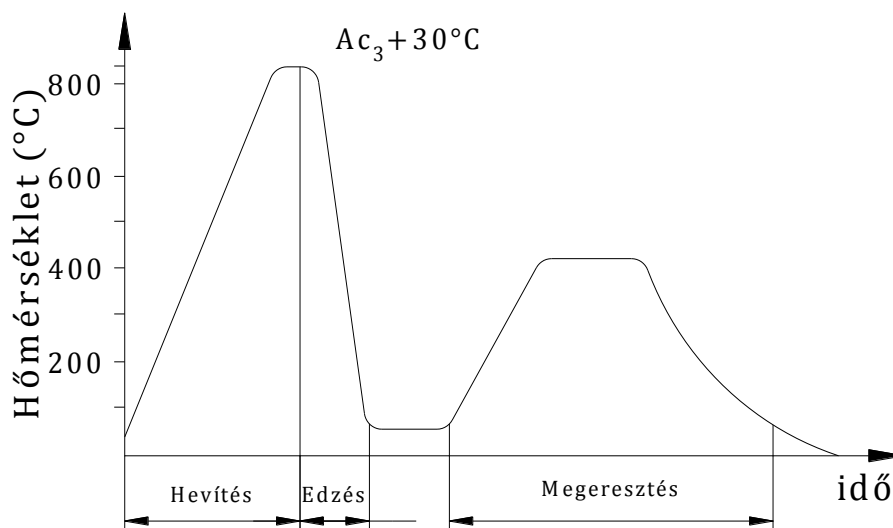
Az acél annál inkább átedzhető, minél kisebb a kritikus lehűlési sebessége és minél nagyobb az ausztenit átalakulásának lappangási ideje. Ez utóbbi kritérium, vagyis az inkubációs idő, a nemegyensúlyi diagramon az átalakulás kezdetét jelző C-görbe orrponájának idő koordinátája. ***Az átedzhetőség növelhető ötvözéssel és az edzési hőmérséklet növelésével.***



4.18. ábra Az ötvöztelen acélok edzési hőmérsékletei

### Nemesítés (legnagyobb szívósságot adó hőkezelés)

A nemesítés két lépésben végzett szívósságfokozó hőkezelés, amelynek első lépése az edzés, a második lépése az  $A_{c1}$  alatt, 400-700°C között végzett megeresztés. Az edzés hatására a lehető legfinomabb szemcseszerkezet alakul ki, így a megeresztéskor végbemenő kiválási folyamat során a diffúziós utak is a rövidek lesznek. Megeresztéskor a martenzit ferritre és karbidra (cementitre) bomlik úgy, hogy a karbid apró korongok formájában válik ki és ágyazódik be a ferritbe. A megeresztés legnagyobb hőmérsékletén a karbidkorongok fokozatosan vastagodnak, gömbösödnek.



4.19. ábra A nemesítés hőmérséklet-idő diagramja

A nemesítést általában a szerkezeti acélok, különösen a nagy fárasztó igénybevételnek ki-tett alkatrészek (rugók, tengelyek) végső hőkezelésére használják.

A nemesítés megeresztési hőmérsékletének pontos meghatározására az ún. nemesítési dia-gramok használhatók, amelyek az acél szilárdsági jellemzőinek változását ábrázolják a me-eresztési hőmérséklet függvényében. A diagram alapján választható meg az a hőmérséklet, amelyhez tartozó szilárdsági értékek a hőkezelendő alkatrész számára a legmegfelelőbbek.

### Acélok felületi keményítése

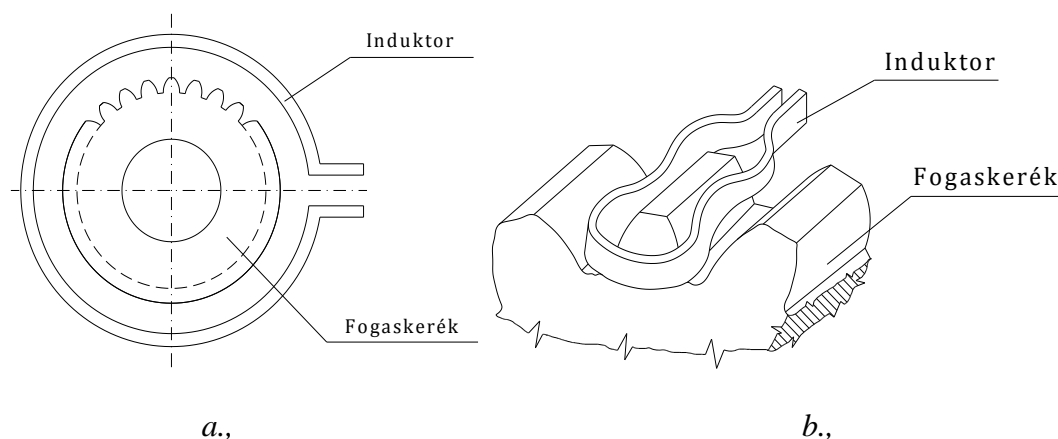
Számos esetben olyan alkatrésze van szükség, amelynek szívósnak és kopásállóknak kell lennie. Ennek megfelelő tulajdonságokkal ruházható fel a munkadarab kéregedzéssel és ké-regötvtvő eljárásokkal. A kéregedésnek több módját különböztetjük meg az edzeni kívánt anyag minősége és az edzési eljárás alapján.

#### Indukciós edzés

Indukciós kéregedés során a munkadarab felületi rétegét nagyfrekvenciájú váltakozó árammal hevítik. Az áramot az egész tárgyat vagy a tárgy egy részét körülvevő tekercsbe, az ún. induktorba vezetik. Az induktor mágneses erőterében, a **tárgy felületi rétegében örvény-áramok keletkeznek**, amelyek Joule-hője, a hővé alakuló hiszterézis-veszteségekkel együtt **a réteget hevíti**. Az indukált örvényáram sűrűsége a felületen a legnagyobb, a tárgy belseje felé exponenciálisan csökken. Ez a csökkenés annál nagyobb, minél nagyobb az áram frekvenciá-ja. Tehát a hevítés mélysége, így az edzett réteg vastagsága annál kisebb, minél nagyobb az áram frekvenciája.

A kéregvastagság az áram behatolási mélységén kívül függ még a fajlagos hevítési teljesí-ménytől, az anyag hővezető képességétől és a hevítés időtartamától.

Az összes hagyományos kéregedző eljárás közül az indukciós edzés adja a leggyorsabb ké-reghevítést, a legnagyobb termelékenységet és a legpontosabban beállítható kéregvastagságot. A lézersugaras edzés ebben a tekintetben alternatíva, akár versenytárs is lehet.



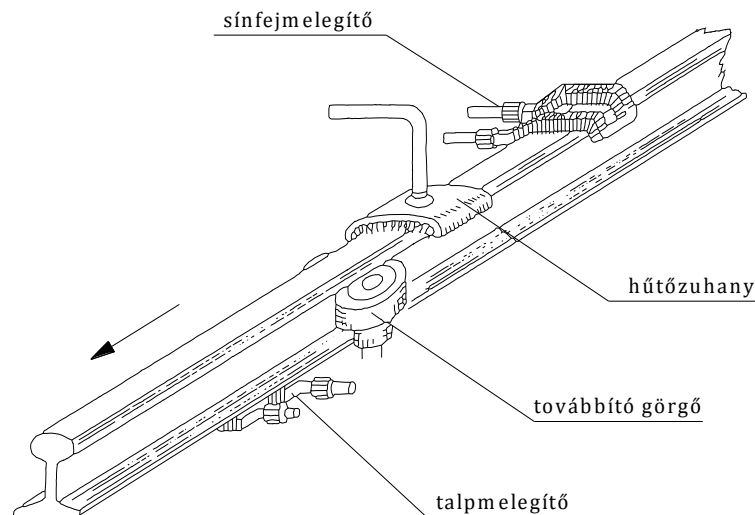
4.20. ábra Kismodulú fogaskerekek (a) és nagyméretű kerékfogak (b) indukciós hevítése

A munkadarab felületi rétegének felhevítése után a nagyobb tárgyakat általában vízzuhany-nyal hűtik, míg a kisebbeket hűtőfolyadékba ejtik.

### Lángedzés

Lángedzéskor az alkatrészek felületi rétegét megfelelő éghető gáz és oxigén keverékének szúrólángjával hevítik fel az edzési hőmérsékletre. A hevítés sebessége függ a láng hőmérsékletétől, az égő teljesítményétől és a hőközlés koncentráltságától.

A hőenergia sugárzás és vezetés útján jut az anyag felületi rétegébe, a hőközlés tehát lassabb, mint az indukciós edzésnél. A felületegységre jutó legnagyobb fűtőteljesítmény nagyjából 1/10 része annak, mint amennyi indukciós edzésnél elérhető. Ezért az elérhető minimális kéregvastagság 1,5 mm, tehát nagyobb, mint az indukciós edzésnél.



4.21. ábra Sín futófelületének folyamatos lángedzése

### Betétedzés

A betétedzés a 0,1-0,2% C-tartalmú acélok felületi keményítési módszere. Ezek az acélok edzéssel vagy nemesítéssel nem keményíthetők jelentősen, ha azonban a felület C-tartalmát megnövelik, a réteg edzhetővé válik. A betétedzés több részműveletet foglal magában, ezek a cementálás, a szemcsefinomítás, az edzés és a megeresztés.

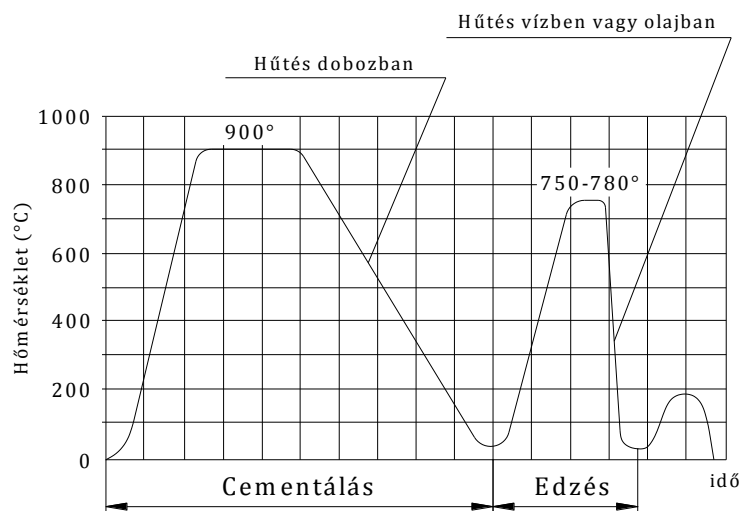
*Cementálás*nak nevezik a kis C-tartalmú acél felületi rétegének karbonnal való dúsítását. A C-tartalom növelésére az acéltárgyat aktív karbont leadó közegben 850-950°C hőmérsékleten 8-24 óráig izzítják. A karbon a nagy karbonoldó képességű ausztenit rácsába interstíciósan épül be és diffundál az anyag belseje felé. A cementált kéreg C-tartalma, vastagsága, a szívós magba való átmenet minősége függ az acél és a cementáló közeg minőségétől, a cementálás hőmérsékletétől és idejétől. A C-tartalom **ideális mennyisége** a cementált kéregben **0,6-0,9%**.

A cementálás végrehajtható szilárd, folyékony és gáznemű közegben. Mindegyik esetben a cementáló közeg és a kis széntartalmú anyag C-aktivitása igyekszik kiegyenlítődni.

A cementálást általában  $A_{c3}+50^{\circ}\text{C}$ -on végzik, a  $930^{\circ}\text{C}$ -ot azonban nem célszerű túllépni, mert nagyon megnő a kéreg C-tartalma, a szemcsézet durvul.

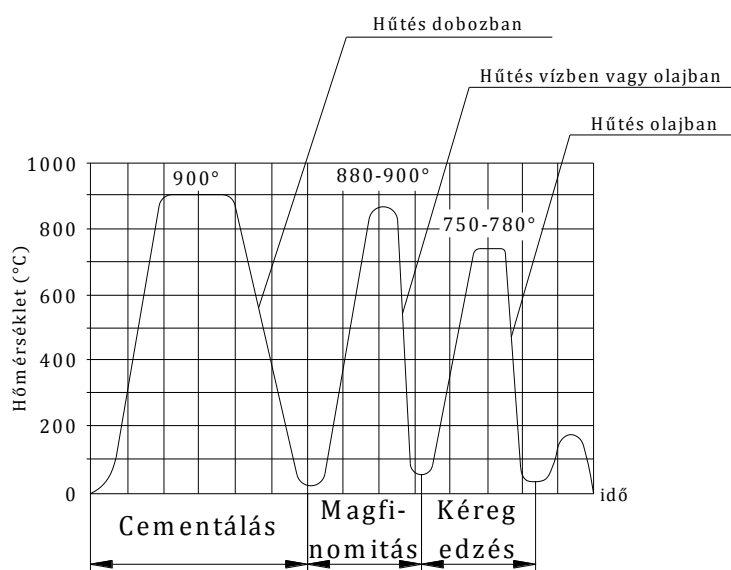
A cementálást követő hőkezelések

A kéreg keménysége és a mag szívóssága a cementálás utáni hőkezeléstől függ. A cementálás során általában mind a kéreg, mind a mag durvaszemcséjűvé válik. A cementálás hőfokáról való közvetlen edzés tehát nem adja a legkedvezőbb szövetszerkezetet. Ha a cementálás után lassú hűtés majd 750-780°C-ról történő edzés következik, akkor finomabb szemcseszerkezet érhető el. A kéreg  $A_{c3}$  hőmérséklete a megnövelt széntartalom miatt kisebb, mint a magé, ezért elegendő a 750-780°C-ra történő hevítés. Az ilyen hőkezelés során az edzett kéreg finomszemcsés szövétű lesz, a magja azonban durvaszemcsés marad, hiszen az edzési hőmérséklet nem éri el annak átalakulási hőmérsékletét.



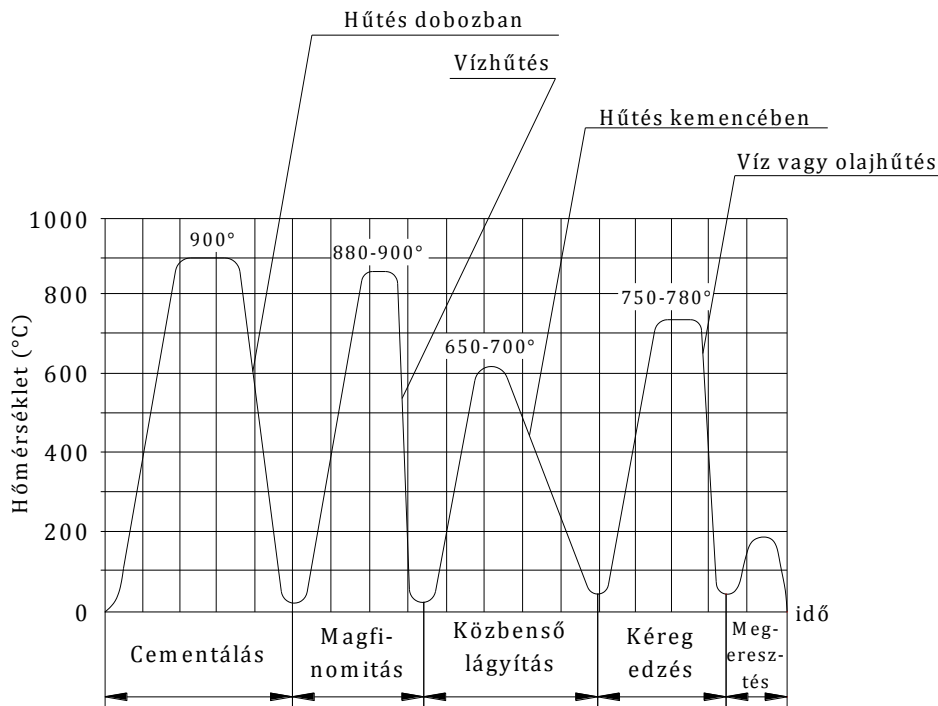
4.22. ábra Cementálást követő lassú hűtés, majd ismételt hevítés és edzés

Nagyobb igénybevételek esetén kettős edzésre van szükség. Ilyenkor a cementálás után lassan hűtött anyagot a mag szemcsefinomítása érdekében annak átalakulási hőmérséklete fölé, 880-900°C-ra hevítik, és gyorsan lehűtik. Ezzel a mag finomszemcsés lesz, a túlhevített kéreg szerkezete azonban eldurvul. Ezért még egyszer felhevítik a darabot, most azonban csak a kéreg átalakulási hőmérséklete fölé, majd hűtés következik többnyire olajban (edzőolaj).



4.23. ábra Cementálást követő kettős kéregedzés

A szívósság fokozására a magfinomítás és a kéregedzés közé lágyítás is beiktatható. A martenzites kéreg feszültségének csökkentése végett a befejező hőkezelési művelet itt is a 150-200°C-on 0,5-1 óráig tartó megeresztés.



4.24. ábra Cementált munkadarab kettős kéregedzése közbeiktatott lágyítással

### ***Az ötvöző elemek hatásmechanizmusa az acélokban: az ötvözött acélok***

Az eddigiek során csak a szénacélok tulajdonságait és a bennük lejátszódó átalakulásokat ismertük meg, tehát olyan Fe-ötvözetekről volt szó, amelyekben egyetlen ötvözőelem a karbon. A gyakorlatban felhasznált acélok azonban mindig többalkotósak. Ha az ötvözők szerepét tágabban értelmezzük: minden olyan elemet ötvözőnek kell tekintenünk, amelyet szándékosan, valamely tulajdonság javítására - vagy éppen elkerülésére - viszünk be a Fe alapfémbe. Tudnunk kell, hogy néhány elem a gyártástechnológia során szándékunktól függetlenül, annak ellenére kerül az acélba. Ezeket szennyező elemeknek nevezzük. A leggyakoribb képviselői a kén és a foszfor. Meg kell azonban jegyezni, hogy egyes vasötvözetekben ezek jelenléte kifejezetten kívánatos. Ilyen pl.: az úgynevezett automataacél, amiben a gépi megmunkálás során a jelentős kéntartalom biztosítja a töredező forgácsot; vagy a vasúti kocsik féktuskói, melyeknek nagy foszfortartalma következtében nem a kerék, hanem a tuskó kopik a fékezés során.

Kémiai tulajdonságaik alapján a vas ötvözőinek két nagy csoportját különböztetjük meg: *metalloidok és a fémes jellegű ötvözők*. A metalloidok közül természetesen a karbon (C) a legfontosabb, de modern acélok ötvözői között gyakran megtaláljuk a bórt (B), a szilíciumot (Si), ritkábban a nitrogént (N) is. Az acélfajták és öntöttvasak összetételének, mechanikai jellemzőinek szabványszerű összefoglalására számos korszerű forrás áll rendelkezésünkre [13].

Célunk itt nem csupán az ötvözött acélok adatszerű feldolgozása. Sokkal inkább az ötvözőelemek hatásmechanizmusának megismerésében kívánunk eligazítást nyújtani, megemlítve természetesen az ötvözők által okozott legalapvetőbb tulajdonságváltozásokat is.

Az ötvöző hatást szűkebben értelmezve olyan ötvözetekről beszélünk tehát, amikor a karbon kívül további, rendszerint fémes komponens is jelen van az ötvözetben. Mindenekelőtt összefoglaljuk az alapvető mechanizmusokat, amelyek eredményeként az ötvözetek kívánt műszaki tulajdonságaik kialakulnak. Az ötvözők hatásmechanizmusának értelmezésekor a következő szempontokat kell figyelembe venni:

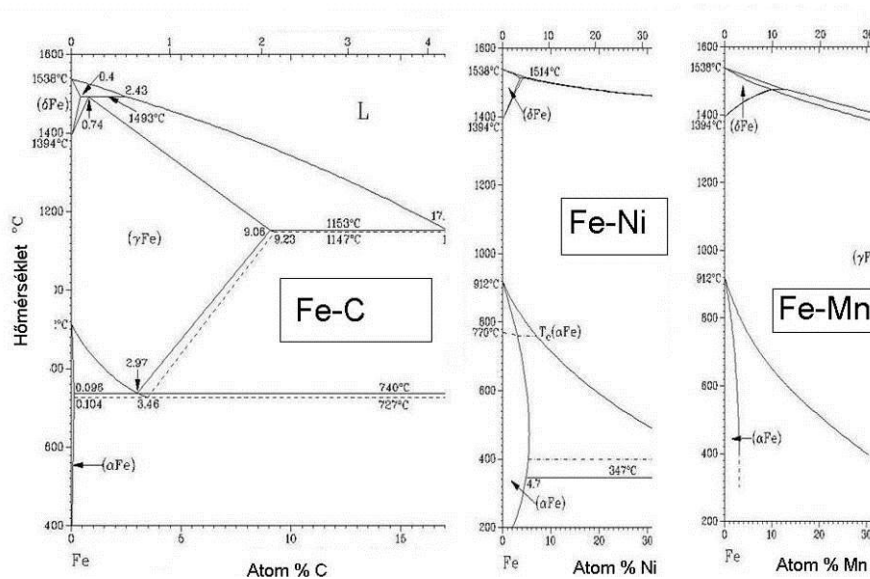
- milyen az ötvözőelem oldékonysága a vas ausztenit (fkk) és ferrit (tkk) fázisaiban,
- miként változtatja az ötvözőelem az ausztenit fázis bomlását leíró átalakulási görbék helyzetét és alakját,
- milyen kapcsolat van az ötvözőelemek és az ötvözőként ugyancsak jelenlévő oldott karbon között, vagyis milyen a kialakuló karbidok stabilitása?

**1.** Elsőként azt vizsgáljuk meg, miként alakul a vizsgált ötvözőelem oldékonysága az lkk és tkk fázisokban.

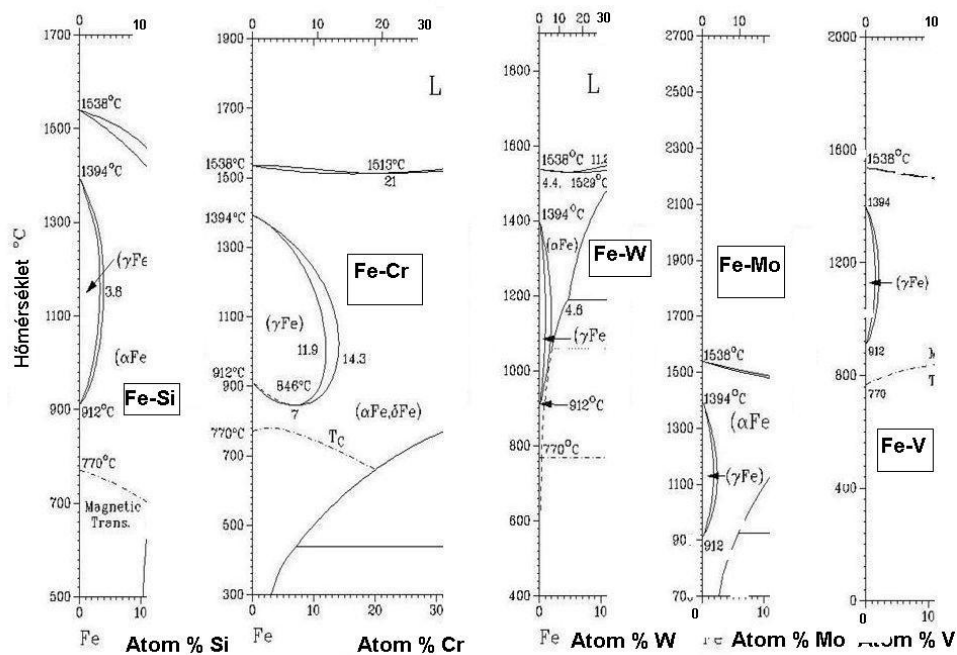
Már a biner Fe-C ötvözeteknél is láttuk, hogy a C oldékonysága nagyon eltérő a Fe **fkk** (ausztenit, nagy hőmérsékleten stabil), illetve **tkk** (ferrit, alacsony hőmérsékleten stabil) módosulataiban. Az oldékonyság lényegesen nagyobb az ausztenit fázisban (22. ábra). A hőmérséklet csökkentése kiválasztási folyamatokat indít el, és az ausztenit karbon tartalma diffúziós mechanizmus útján két fázis között – a szekunder és eutektoidos cementit, valamint ferrit - oszlik meg.

Hasonló jelenségeket láthatunk néhány fémes ötvöző esetén is. Az ötvözők két csoportját különböztetjük meg: ausztenit- és ferritképzőkről beszélünk. Egyik típus az ausztenitben, másik a ferritben mutat nagyobb oldékonyságot. A leggyakoribb eseteket mutatják be a 4.25. és 26. ábrák. A 25. ábrán az ausztenit mező alakját hasonlíthatjuk össze Fe-C, Fe-Ni és Fe-Mn ötvözetekben. Mindhárom ötvöző megegyezik abban, hogy az ausztenit fázisban nagyobb az oldékonyság, és ezzel az ausztenit mező stabilitási tartományát kiszélesedik a koncentráció- és hőmérséklet-tartományban egyaránt. Az irodalom ezt a jelenséget úgy nevezi, hogy az ötvöző az ausztenites mezőt „nyitja” a karbon ausztenit mezejéhez képest. Noha az ausztenit mező a Fe-C-diagramban jelentős a ferritmezőhöz képest, a mező mégiscsak zárt. Ilyen értelemben a C-t a zárt  $\gamma$ -mezőt képező elemekkel rokon viselkedésűnek kell tekinteni. Másik figyelemre méltó hasonlóság a fázisdiagramok között, hogy kis ötvöző tartalomnál a  $\gamma$ - $\alpha$  mezők között jelentős a kevert fázisú tartomány.

Lényeges különbség viszont a karbon és a két fémes ötvöző között, hogy csak a Ni és Mn terjeszti ki jelentősen az ausztenit fázis stabilitási tartományát a kis hőmérsékletek irányába. Ezzel ellentétben a karbon eutektoidos (izoterm!) reakcióval lezárja le az ausztenit fázis alsó határát 723 °C-on (S pont).



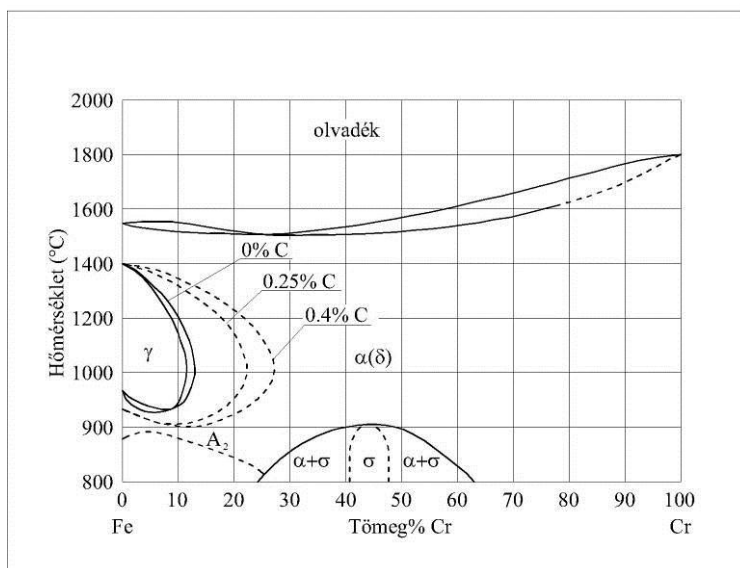
4.25. ábra A Fe-C, Fe-Ni és Fe-Mn fázisdiagram ausztenit ( $\gamma$ ) mezőinek összehasonlítása



4.26. ábra Fe-Si, Fe-Cr Fe-W, Fe-Mo és Fe-V zárt hurkot képező ausztenit mezői

Az ötvözőelemek másik jelentős csoportját az úgynevezett ferritképző elemek alkotják, amelyeknek néhány gyakorlati szempontból is fontos képviselője a 4.26. ábrán látható. A ferritképző elemek mindig zárt ausztenit mezőt alkotnak. Megszilárdulás után ezekben az ötvözetekben rendszerint nem jelenik meg a Fe  $\delta$ -fázisa, hanem az olvadékból közvetlenül térközepes köbös rácsú ferrit fázis kristályosodik. Ekkor elmarad a peritektikus fázisreakció. Ezt váltja fel a hőmérséklet csökkenésével egy zárt  $\gamma$ -hurkok, amely koncentrációban csak néhány atom% tartományra terjed ki, mindegyik ötvözet esetében. A zárt  $\gamma$ -mező feletti és alatti hőmérsékleteken tehát egyaránt ferrit a stabil fázis. Ezért nevezik ezeket az ötvözőelemeket **ferritképzőknek**.

A zárt  $\gamma$ -mező stabilitási tartományát C és a fémes ötvöző együttes jelenléte esetenként jelentős mértékben módosíthatja. Tipikus példa erre a Fe-Cr-C terner ötvözet, ahol a  $\gamma$ -mezőt már kis mennyiségű C jelenléte is kiterjeszti (4.27. ábra).



4.27. ábra Az ausztenit mező tartományát Fe–Cr ötvözetekben csekély mennyiségű karbon is jelentősen megnöveli

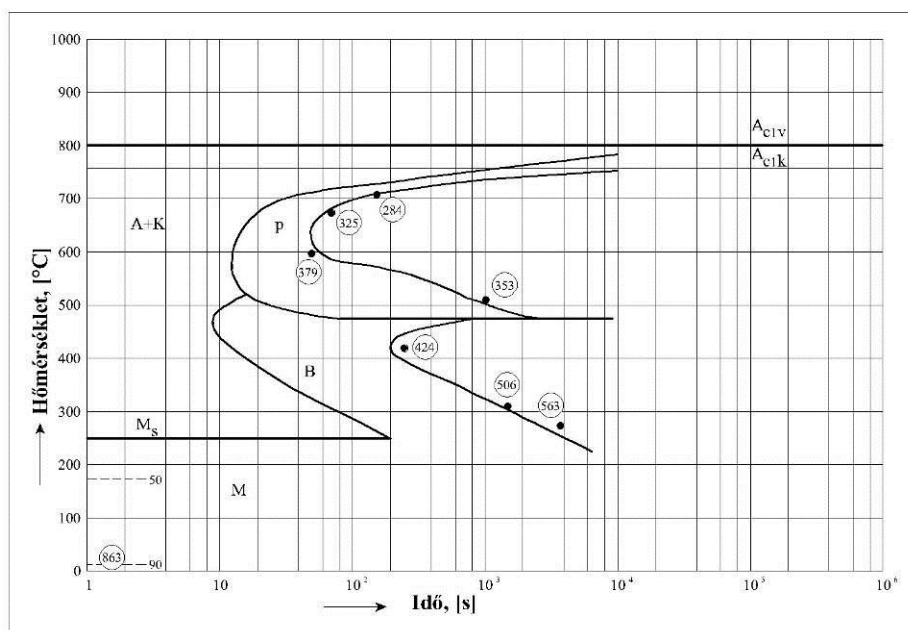
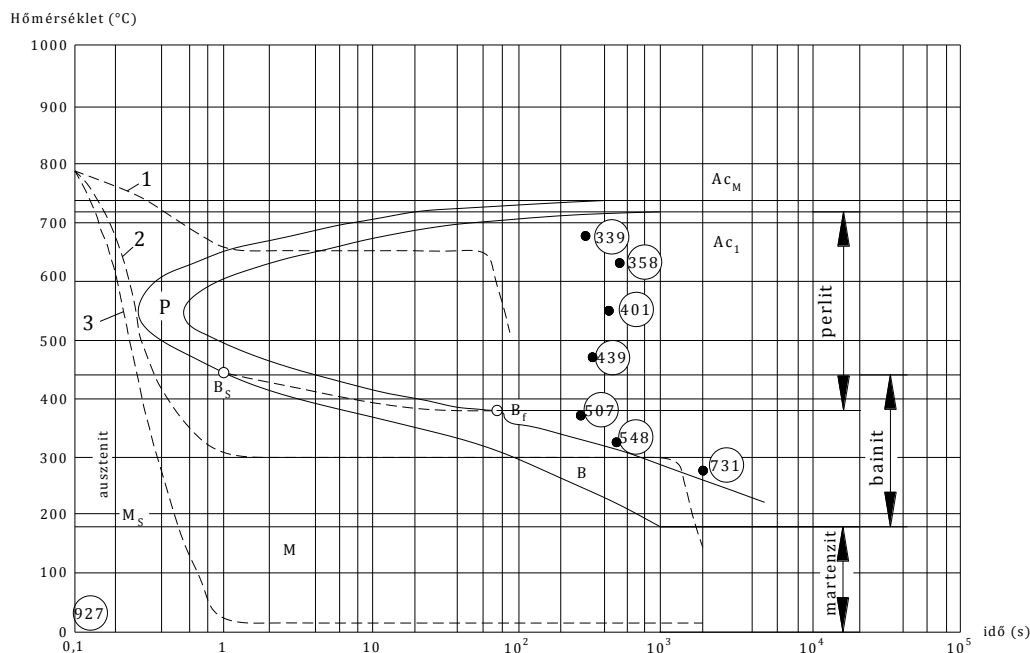
2. Ugyancsak lényeges kérdés az, hogy miként változtatja az oldott ötvözőelem az ausztenit fázis bomlásának sebességét, illetve miként változtatja meg az azonos karbon tartalmú biner Fe–C átalakulási görbéinek alakját.

Már a szénacélnál is láthattuk, hogy a karbon koncentrációja önmagában is lényeges hatással van az átalakulás mechanizmusára (lásd 4.6-9. átalakulási diagramok) és az átalakulás kezdeti hőmérsékletére egyaránt.

A hipoeutektoidos összetételi tartományban (lásd 4.16. ábra) primer ferrit keletkezésével indul az átalakulás az  $A_{C1}$  vonal mentén. Ebben a koncentráció tartományban az átalakulást megelőző inkubációs idő rövid, ezért az ilyen ötvözetek átédző képessége igen csekély.

Az 4.25. ábrán látható, hogy a  $\gamma$ – $\alpha$  átalakulási hőmérsékletet a Ni és Mn a kisebb hőmérsékletek irányába tolja el. Így az ausztenit fázis túlhűthetőségét jelentősen megnövelik. Minél kisebb hőmérsékleten indulnak be ezek a diffúziós átalakulások, annál inkább növekszik az acél átédző képessége.

Önmagukban az erős karbidképző elemek is lecsökkentik a karbon diffúzióját, vagyis növelik az átalakulások inkubációs idejét. Ilyen jellegű összehasonlítást láthatunk a 4.28. ábrán.



4.28. ábra Az 1 tömeg% C-tartalmú acél izotermás átalakulási diagramja: felső ábra szemlélteti a biner Fe–C, az alsó ábra pedig az 1,53 tömeg% Cr-t is tartalmazó ötvözet átalakulási görbéjét.

Azonos C-tartalmú (1 tömeg%) acélok átalakulási görbéit láthatjuk itt izoterm átalakulások során. A 4.28. ábra alsó részén szereplő acél 1,53% Cr-ot is tartalmaz. Ennek hatására például a 600 °C-on mérhető inkubációs idő – vagyis az új kristályos fázisok csíráinak megjelenéséhez szükséges idő – nagyjából egy nagyságrenddel növekszik a Cr ötvözés hatására. Az átalakulási görbe alakja is megváltozott. Hőmérsékletben és időben egyaránt szétvált a perlit és bainites átalakulási folyamat, amelyeket a biner ötvözetben egyetlen burkológörbe jellemez ennél a C-tartalomnál. Látható, hogy a Cr hatására a perlités átalakulás inkubációs ideje növekszik, míg a bainites átalakulásé csökken.

**3.** Az ötvöző hatás mechanizmusát befolyásoló harmadik tényező az, hogy milyen kémiai kapcsolat van a fémes ötvözők és a jelenlévő karbon között, vagyis hogyan viszonyul a Fe alapfém és a fémes ötvözők karbidjának stabilitása.

Kétféle ötvözőt különböztetünk meg ebből a szempontból: az alapfémnél (Fe) nagyobb, vagy kisebb az ötvözőelem karbidjának stabilitása. A vegyületek termodinamikai stabilitását a képződésükkel járó szabadenergia változás nagysága jellemzi. A stabilitást azonban elég megbízhatóan jelzi a vegyület olvadáspontja is. Néhány átmenetifém karbidjának olvadáspontját gyűjtöttük össze a 4.2. táblázatban.

4.2. táblázat Néhány átmenetifém karbidjának olvadáspontja

<b>TiC</b>	<b>V<sub>2</sub>C</b>	<b>Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub></b>	<b>Mn<sub>23</sub>C<sub>6</sub></b>	<b>(Fe<sub>3</sub>C)</b>	<b>(Co<sub>3</sub>C)</b>	<b>(Ni<sub>3</sub>C)</b>
3140	2200	1580	1010	*g	*g	*g
<b>ZrC</b>	<b>Nb<sub>2</sub>C</b>	<b>Mo<sub>2</sub>C</b>	<b>Tc</b>	<b>Ru</b>	<b>Rh</b>	<b>Pd</b>
3550	3100	2410	g?	g	g	G
<b>HfC</b>	<b>Ta<sub>2</sub>C</b>	<b>W<sub>2</sub>C</b>	<b>Re</b>	<b>Os</b>	<b>Ir</b>	<b>Pt</b>
3890	3400	2800	g	g	g	G

TC köbös(B1)

T<sub>2</sub>C szorosan pakolt hexagonális (L'3)

T<sub>23</sub>C köbös(D8<sub>4</sub>)

T<sub>3</sub>C orthorombos (fig.4.8, DO<sub>11</sub>)

\* a karbid olvadt állapotban nem létezik

G a grafittal egyensúlyban van

Amint az adatok mutatják, a karbidok olvadáspontja balról jobbra haladva csökken, ami tehát a vegyületek stabilitásának csökkenését jelenti, vagyis a Co és Ni karbidok stabilitása kisebb, mint az Fe<sub>3</sub>C. Így ezek az ötvözők a vassal olvadékot, vagy éppen szilárd oldatot képezve csökkentik a Fe-mátrix karbonmegkötő képességét.

*A következőkben néhány konkrét ötvözött acél fontosabb tulajdonságát és felhasználási területét ismertetjük*

### Krómacélok

A Cr-tartalom, valamint a Cr mellett jelen lévő a karbon mennyiségétől függően többféle krómacél különböztethető meg. A Cr passzíváló hatású, oxidációt megakadályozó szerepe a Cr-tartalomtól függően különböző mértékben érvényesül ezekben az ötvözetekben. A krómacélok csoportjai a következők:

- 0–12% Cr–ot tartalmazó ötvözetek: ausztenit–ferrites átalakuláson mennek át a hőmérséklet csökkenésével. A Cr szerepe itt az átédzhetőség növelésében nyilvánul meg (lásd 4.28. ábrán az átalakulási görbéket), így a nemesíthető szerkezeti acélok és a szerszámacélok többsége sorolható ebbe a kategóriába, ahol is a nagy szilárdság, illetve a nagy keménység a legfontosabb szempont.
- 12–30% Cr-tartalom közötti acélok esetén a króm első sorban a korróziógátló hatása miatt van jelen. A krómötvözés két hatásmechanizmuson keresztül segíti a korrózióál-

lóság kiépülését: tömör, az acél felületén jól tapadó oxidréteget képez, valamint elősegíti a homogén egyfázisú szövetszerkezet kialakulását. A 12–30% Cr-tartalmú korrózióálló acélok három csoportját különböztetjük meg:

- ferrites Cr-acélok: az ilyen acélok – túl azon, hogy legalább 12% a Cr-tartalmuk – legfeljebb 0,08% korbont tartalmazhatnak, így biztosítható a homogén ferrites szövetszerkezet. A C mennyiségének növelésével – a ferrit korlátolt szénoldékonysága miatt – az ausztenitmező kiszélesedik, így a széntartalom 0,01%–os növekedését 0,9% Cr-mal kell ellensúlyozni. A kis korbontartalom következtében nem edzhetők, de jól hegeszthetők. Élelmiszeripari és háztartási eszközök készülnek ezekből az anyagokból.
- martenzites acélok: olyan alkalmazásoknál, ahol a korrózióállóság és a nagy mechanikai szilárdság a gépalkatrésszel szemben támasztott követelmény, a ferrites korrózióálló acélok – a kis folyáshatáruk és keménységük miatt – nem alkalmazhatók. A korbontartalom növelésével és a megfelelő hőkezeléssel (nemesítés) a mechanikai tulajdonságok jelentős mértékben javíthatók. Az ilyen acélok C-tartalma 0,08–1,2% lehet. A korrózióállóság megtartására a megemelt C-tartalmat jelentős Cr adagolással érik el. Itt azonban nem pusztán az Cr-ötvözés biztosítja a korrózióval szembeni ellenálló képességet: a Cr inkubációs idő növelő hatása a döntő. Ugyanis az edzés hatására létrejövő homogén martenzites szövetszerkezet az, amely biztosítja a homogén egyfázis kialakulását. Az ilyen acélokból korrozív közegekben üzemelő, nagy szilárdságú gépelemek készülnek (pl. kések, csapágyak, adagolócsigák stb.).
- Ausztenites Cr-Ni acélok: A ferrites acélok korrózióállósága erős savakkal szemben nem megfelelő. Ezért a Cr mellett további Ni-ötvözést használnak. A Ni erős ausztenitképző, 10% jelenlétére a szövetszerkezet homogén ausztenites marad szobahőmérsékleten is. Az ausztenit stabilitását szobahőmérsékleten a Ni, Mn, N és a Cu segíti elő. Az ausztenites korrózióálló acélok mechanikai szilárdsága hőkezeléssel nem változik, azonban nitrogénötvözéssel és hidegalakítással növelhető. Felhasználási területük rendkívül széles: vegyipari, textilipari, élelmiszeripari gépek korrózióknak kitett alkatrészei, háztartási eszközök stb.

### Wolframacélok

Az acélban jelen lévő W zárja az ausztenit mezőt, a ferrit fázis stabilitási tartományát pedig kiterjeszti. Az oldékonysága korlátolt ebben a fázisban, így  $Fe_3W_2$  vegyület fázis válik ki, amely a W nagy karbidképző hajlama következtében, a kiváló wolfrámkarbiddal (WC) együtt úgynevezett „kiválásos keményedéssel” fokozza az acél mechanikai szilárdságát. Ezek az intermetallikus vegyület fázisok – összetételtől függően – 600°C felett bomlanak csak el, így ezek az anyagok melegalakító szerszámok és forgácsoló szerszámok alapanyagaként használatos.

### További ötvözők:

**Molibdén:** önmagában nem, csak más ötvözőkkel együtt használják. Hasonlóan a W-hoz szintén a ferrit fázist stabilizálja, továbbá vegyület formájában kiválásos keményedést idéz elő. Hatására nő az acél szívósság és a különböző vegyi hatásokkal szembeni ellenállósága. Növeli az acélok megeresztődés állóságát.

**Vanádium:** Szintén más ötvözőkkel együtt használják. A Cr-hoz hasonlóan szűkíti a  $\gamma$ -mezőt. Mind a vassal, mind pedig a karbonnal vegyületet képez. Szemcsefinomító, dezoxidáló és nitridképző hatású.

**Titán:** erős dezoxidáló hajlamú és szemcsefinomító hatású. Ezen kívül erős karbidképző, így ausztenites korrózióálló acélok kristályközi korróziójának megakadályozásában játszik jelentős szerepet. Csaknem valamennyi ötvözőnél nagyobb a karbidképző hajlama.

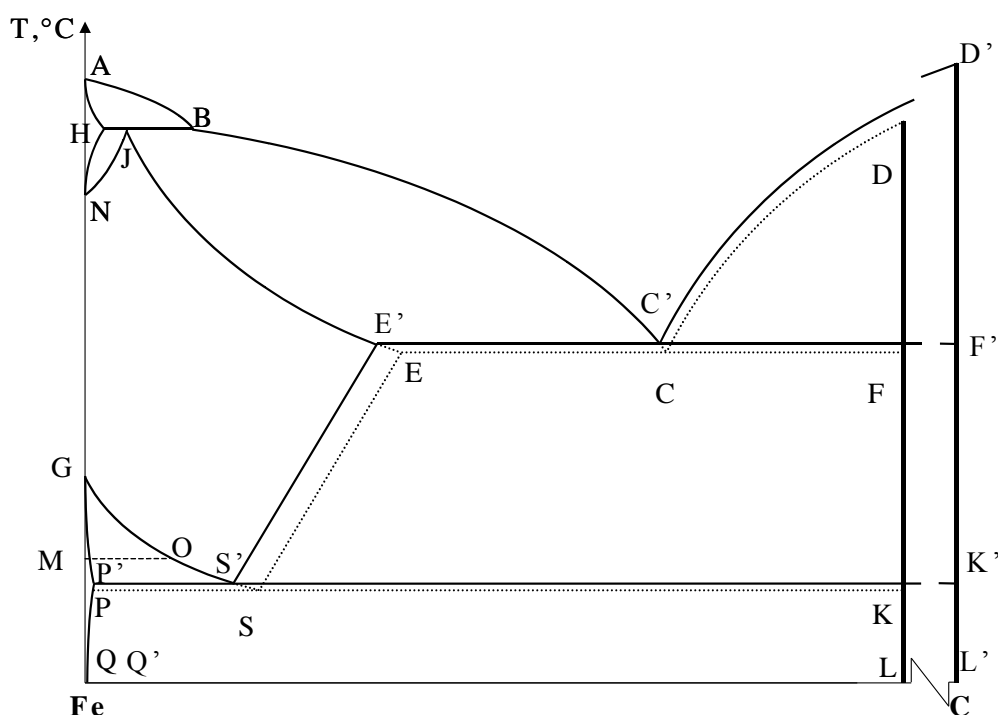
**Szilícium:** fő alkalmazási területe a lágymágneses acélok családjában van (transzformátorok, villamos forgógépek vasmagjai), de alkotója egyes ausztenites korróziómentes acéloknak is. A nagy Si-tartalmú ötvözeteket vegyipari alkatrészek készítésére is alkalmazzák.

## Az öntöttvas

### A Fe-C kettős diagramja: A Fe-C stabil fázisdiagram

Az eddigiek során a Fe-C metastabil fázisdiagram szerkezetét és legfontosabb átalakulásait tárgyaltuk. Amint láttuk, a metastabilitás oka az, hogy a  $\text{Fe}_3\text{C}$  (cementit), mint intermetallikus vegyület maga metastabil, és a hűlés során részben vagy teljesen grafittá alakulhat. Az átalakulás mértéke az ötvözetolvadék karbontartalmától és a dermedés (hűtés) sebességétől, valamint az ezt követő hőkezelésektől, vagyis az egész termikus előéletétől függ. (Most nem vesszük figyelembe az ötvözők hatását.) Ezek szerint a karbon két formában lehet jelen a Fe-C rendszerben:

- kötött állapotban cementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) formájában: a ledeburit, perlit és bainit szövetek alkotójaként, vagy
- grafit formájában. Ebben az esetben beszélünk egyensúlyi fázisdiagramról. A fázisviszonyokat és a jellemző szövetszerkezetet szemléletesen foglalja össze az úgynevezett kettős diagram, amelyet a 4.29. ábrán láthatunk.

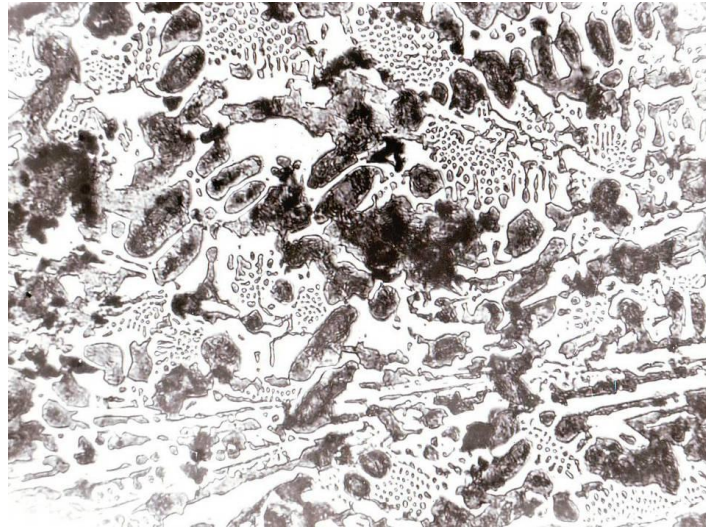


4.29. ábra A Fe-C ötvözetek kettősdiagramja

A „nagy karbontartalmú”, többnyire a hipoeutektikus tartományban ( $2\% < C < 4.3\%$ ) megszilárduló anyagféleséget öntöttvasnak nevezzük.

Ezekben a nagy karbontartalmú ötvözetekben is elérhető olyan nagy hűtési sebesség, hogy a karbon csaknem teljesen kötött formában van (lásd, acélgártás). Ekkor nevezzük az öntöttvasat **fehér nyersvasnak** (nevét töretfelületének fehér színéről kapta). Kemény, kopásálló, de rideg, törékeny anyag, dinamikus jellemzői rosszak. Az öntöttvas ebben a formájában kevésbé alkalmazható, korábban úgynevezett kéregöntvény készítésére használták [13].

Lényeges tehát, hogy a fehér nyersvas mindig viszonylag gyors megdermedés következményeként keletkezik.



4.30. ábra Fehér nyersvas jellemző szövetszerkezete

### Szürke nyersvas

Szürke színét a primer kristályosodással keletkező grafitkiválások eredményezik. Dinamikus tulajdonságai a fehér nyersvasnál jobbak, de ez is törékeny a lemezes alakú, durvaszemcsés grafit miatt. A biner, ötvözetlen grafitos öntvényeket ezért ma már ritkábban használják, azonban az alkatrészek egy részét ma sem lehet másból készíteni. A következőkben összefoglaljuk, hogy a ténylegesen alkalmazott grafitos öntvények (öntöttvasak) tulajdonságait milyen adalékanyagokkal és öntési (gyártási) módszerekkel javítják.

### **Az öntöttvas ötvözői**

Az ötvözőelemek hatásmechanizmusának ismerete az öntöttvasokban lejátszódó folyamatok megértésében is segítséget nyújthat. A felsorolt elvek ugyanis a nagy karbontartalmú Fe-C ötvözetekben is érvényesülnek, így eligazítást adhatnak az öntöttvas tulajdonságainak tudatos alakításában is.

#### *A grafitkiválást elősegítő ötvözők*

Az öntvény tényleges szilárdsági jellemzőit a kiváló grafit fázis mennyisége, eloszlása határozza meg. Ez viszont nem csak a karbontartalomtól, hanem az öntéskor ténylegesen érvényesülő dermedési sebességtől is függ. Így tehát az öntött szelvény vastagságától is – a hűlési sebességre gyakorolt hatása révén – függ tehát grafit eloszlása.

#### **Három alapelv szerint alakítják az öntöttvasak tulajdonságait:**

- a lehető legkisebb legyen a grafit fázis térfogataránya,

- a lehető legegyszerűsebb eloszlásban, kicsi, gömb alakú szemcsék formájában jelennek meg az öntöttvas szövetében,
- ne függjön érzékenyen a szerkezet a hűtési sebesség lokális változásától.

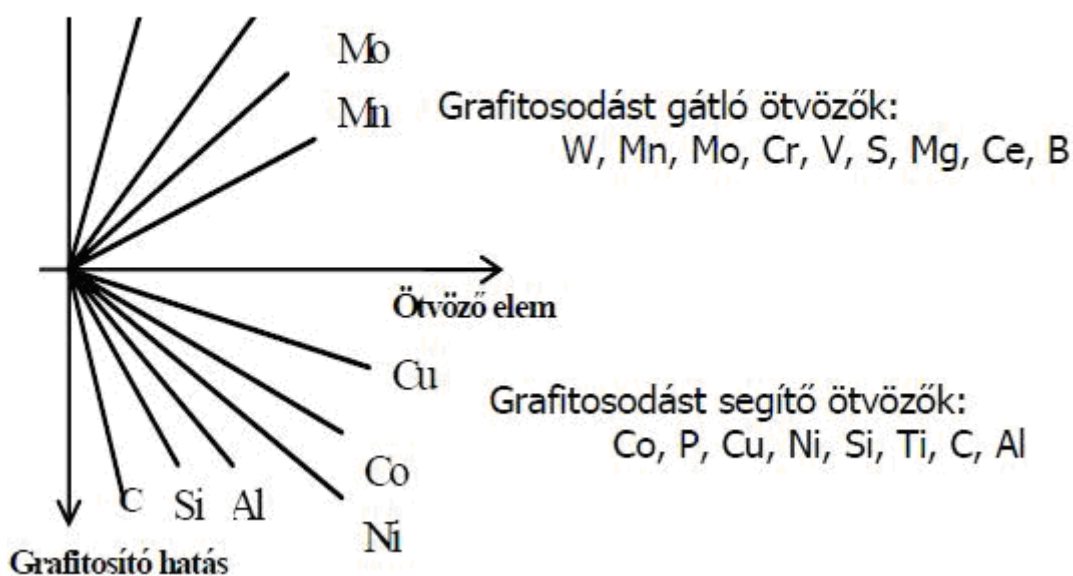
#### Nukleációt elősegítő ötvözők

A grafit kiválását a tapasztalat szerint elősegíti a Ni, vagy a Si adagolása. A két ötvözőelem nem teljesen azonos mechanizmussal segíti elő ezt a folyamatot. A Ni még a Fe-nál is kevésbé stabil karbidot képez, így a Fe olvadék karbonmegkötő képessége csökken, mivel a  $\text{Ni}_3\text{C}$  már olvadék állapotban nagyrészt lebomlik (lásd 4.2. táblázat).

A Si egyértelműen ferritképző és grafitképző. A ferritben pedig a karbon gyakorlatilag nem oldódik, ezért a karbon kilökődik a Fe mátrixból, és grafit szemcséket alkot.

Az említett két ötvöző tehát elősegíti a grafit fázis kiválását, mert a karbon megkötő képességet csökkenti.

#### Karbidosító hatás

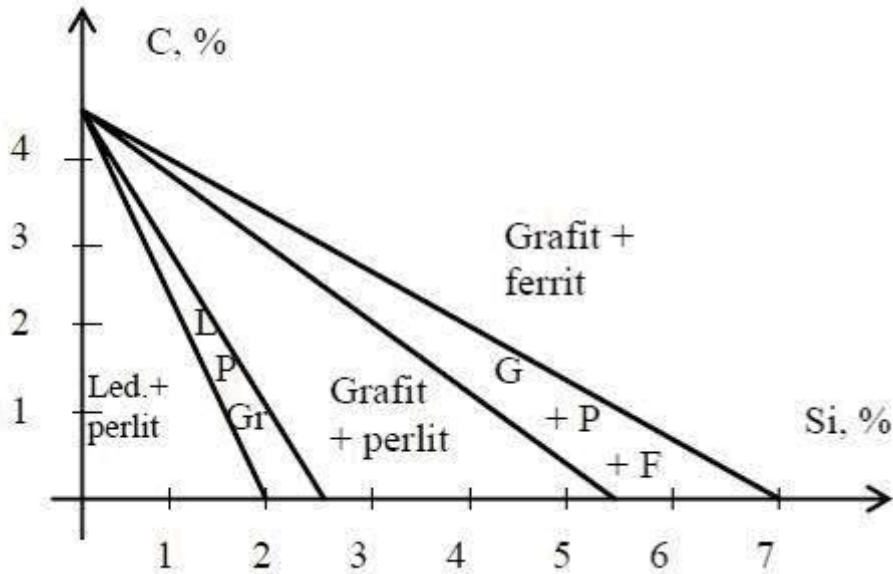


4.31. ábra A grafitosodást befolyásoló ötvözők összefoglaló ábrája

A 4.31. ábrán összegyűjtve látható, hogy melyek a grafitosodást elősegítő és gátló ötvözők. A grafitosodást gátló ötvözők leggyakoribb hatás-mechanizmusa a stabil karbidok képződése és a ferrites szerkezet kialakulásának elősegítése.

A grafitosodást elősegítő ötvözők hatásmechanizmusa ezzel szemben a karbidok destabilizációjára, valamint a ferrites alapfázis csekély karbon-oldékonyságának elősegítésére vezethető vissza.

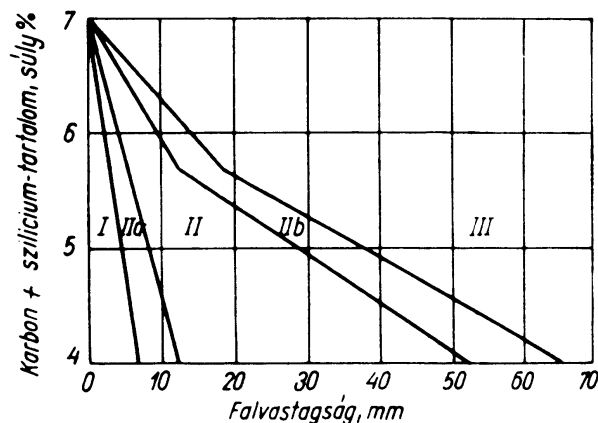
A C és a Si szerepe gyakorlati szempontból a legjelentősebb, a kívánt szövetszerkezet kialakulását éppen ezen ötvözők arányával lehet beállítani. A képződő szöveteket a Maurer-diagram foglalja össze (4.32. ábra).



4.32. ábra A C- és a Si-tartalom hatása az öntöttvas szövétére (Maurer-diagram); L-ledeburit, P-perlit, F-ferrit, G-grafit;

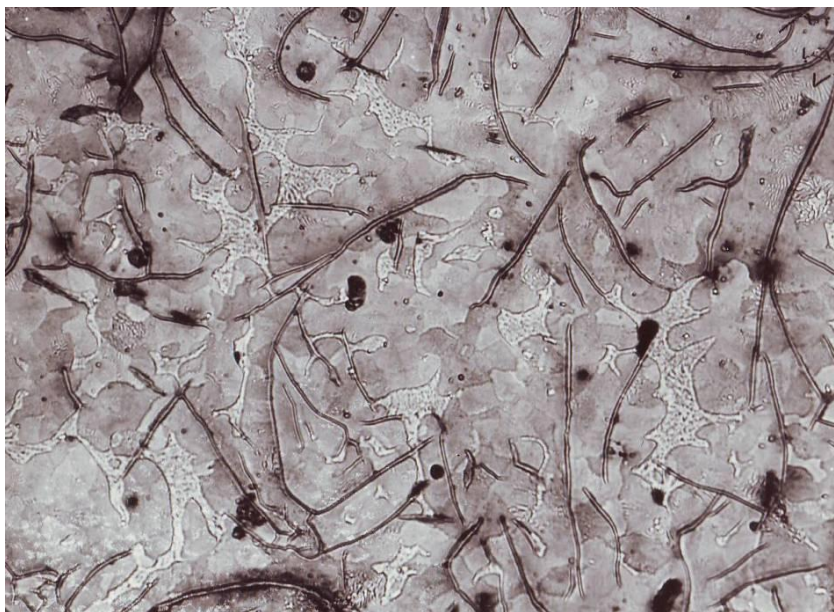
Kis Si-tartalomnál a kristályosodás és az átalakulás is metastabil rendszerben megy végbe (I. terület), a szövetszerkezet szobahőmérsékleten ledeburit és perlit. Nagy Si- tartalomnál a kristályosodás és az átalakulás is stabil rendszer szerinti (III. terület), a szövetszerkezet grafit és ferrit. Közepes Si- tartalomnál a kristályosodás stabil, az átalakulás metastabil rendszerben következik be (II. terület), tehát grafit-perlites szövet jön létre. A diagramban vegyes területek is találhatóak (II.a és II.b területek). Itt arról van szó, hogy az eutektikus és az eutektoidos átalakulás a stabil, vagy a metastabil rendszer szerint megy végbe.

A lehülési sebesség és a vegyi összetétel együttes hatását a Greiner–Klingenstein diagram foglalja össze (4.33. ábra; a területek jelölése megegyezik a Maurer–diagram jelöléseivel).



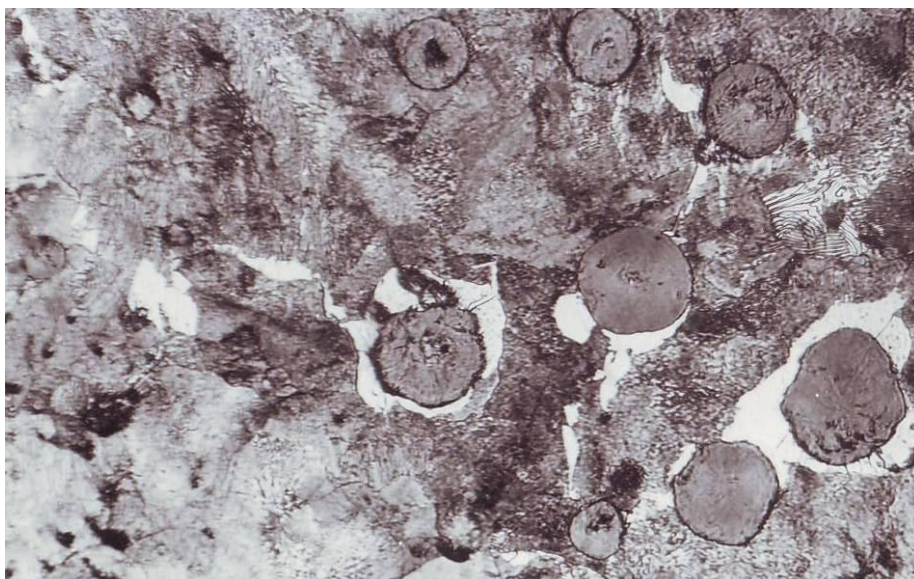
4.33. ábra A lehülési sebesség és a C- és Si-tartalom együttes hatása az öntöttvas szövétére

A közönséges szürke öntöttvasak lemezgrafitosak. Az eutektikumot szírom alakú grafit és köztes ausztenit alkotja. Az ilyen öntöttvasak szilárdságát a teljes szemcsén áthaladó grafitlemezek szilárdsága határozza meg. Így olyan alkalmazásokban kaphat szerepet, ahol nem a nagy szilárdság, hanem – éppen a grafit tulajdonságaiból fakadóan – a jó hővezető képesség és a rezgéscsillapítás az elsődleges szempont (pl. alaplapok, díszöntvények stb.).



4.34. ábra Lemezgrafitos szürke nyersvas jellemző szövetszerkezete [10]

A lemezes grafit a szilárdság és szívósság szempontjából nem előnyös, ezért részben a grafitméret csökkentésére, másrészt alakjának megváltoztatására (gömbösítésére) töreksenek. Különböző ötvözők hatására (pl. ferroszilícium) az éles grafit lekerekítettebb és kisebb lesz, az eljárást modifikálásnak nevezik, hatására a keletkező grafit vastkos, görbült és tompa végű. Grafitlemezek gömböszemcsésítését Mg- vagy Cs-ötvözéssel (beoltással) érik el, így keletkezik a gömbgrafitos öntöttvas. Ebben az esetben – mivel a fémes mátrixban a gömbszerű grafit szemcsék nem kapcsolódnak, egymástól elszigetelten helyezkednek el – a mechanikai jellemzőket a fémes mátrix határozza meg. Szakítószilárdságuk, ütőmunkájuk az acélok azonos tulajdonságait elérheti, így nagy igénybevételeknek kitett gépalkatrészeket gyártanak ezekből az anyagokból (pl. szivattyú alkatrészek, motor főtengely, stb.). A szürke nyersvas szilárdsága az öntési körülmények változtatásával (túlhevítés növelésével) is növelhető, ez ugyanis finomabb grafit szemcsé eloszlást eredményez.



4.35. ábra Ferrit-perlites gömbgrafitos szürke nyersvas jellemző szövetszerkezete [10]

Ledeburítosan kristályosodott öntvények szilárd állapotban történő hőkezelése – temperálása – (900–1050°C) során csomós grafit (tempergrafit) keletkezik a cementit elbomlásának eredményeként. A tempergrafit csomók miatt az öntvény törege sötét, ezért fekete temperöntvénynek nevezik. A mátrix lehet ferrites, ferrit–perlites vagy tisztán perlites. Ha a temperálás dekarbonizáló közegben megy végbe, fehér temperöntvény jön létre. Ekkor az öntvény felületi rétege ferrites lesz, a mélyebben elhelyezkedő tartományokban a cementit tempergraffttá alakul át.

Ha az öntvény dermedése vegyesen metastabil–stabil módon megy végbe, akkor olyan öntvény keletkezik, amelynek felületi rétege gyorsabban, tehát ledeburítosan, magja pedig lassabban, grafitosan (grafit–perlit) dermed. Ezeket az öntvényeket kéregöntvényeknek nevezük.

Öntöttvasak esetében a szívósságot növelő hőkezelések közül a normalizálásnak és a nemesítésnek van jelentősége, különösen a modifikált és gömbgrafitos öntöttvasaknál.

### ***Nem vasalapú ötvözetek***

Nem vas fémeket a mérnöki gyakorlatban kétféle módon használnak fel: szerkezeti anyagként (például járművek vázelemei, motoralkatrészei, karosszériája, stb.), vagy funkcionális anyagként (forrasztóanyag, hő- és vagy elektromos vezető elem, stb.). Amikor egy szerkezeti elem gyártásakor a korábban használt acélt vagy öntöttvasat váltják ki valamilyen nem vasalapú fémmel, akkor – túl a tömegcsökkentésen – a cél mindig a jó mechanikai anyagjellemzők elérése. Mivel a színesfémek jellemzően lágy anyagok, így csak ötvözeteik felelhetnek meg ennek a célnak. Az ötvözés háromféle módon járulhat hozzá a szilárdságnöveléshez:

- Az ötvöző fém mennyisége akkora, hogy az alapfém képes oldatban tartani azt. Ekkor szilárd oldatos keménységnövelésről beszélünk;
- Amikor az oldó fém nem képes oldatban tartani az ötvöző elemet, akkor kiválások jönnek létre. Színes- és könnyűfémek esetén gyakran alkalmazzák ezt a szilárdságnövelő eljárást;
- Egyes Al-Li ötvözetekben a képlékeny hidegalakítás szilárdságnövelő hatását ötvözők hozzáadásával segítik elő.

A szilárdságnövelés mellett gyakran a gyárthatóság – első sorban az önthetőség – is elérendő célként jelenik meg az ötvözőelemek megválasztásakor. Így például egyes önthető alumínium, magnézium és rézötvözetek összetétele ezt a törekvést tükrözi.

A jelen fejezet összefoglalja a szilárdságnövelést és az önthetőséget elősegítő jelenségeket, majd bemutatja a fontosabb könnyű- és színesfém ötvözeteket.

### **Alumínium és ötvözetek**

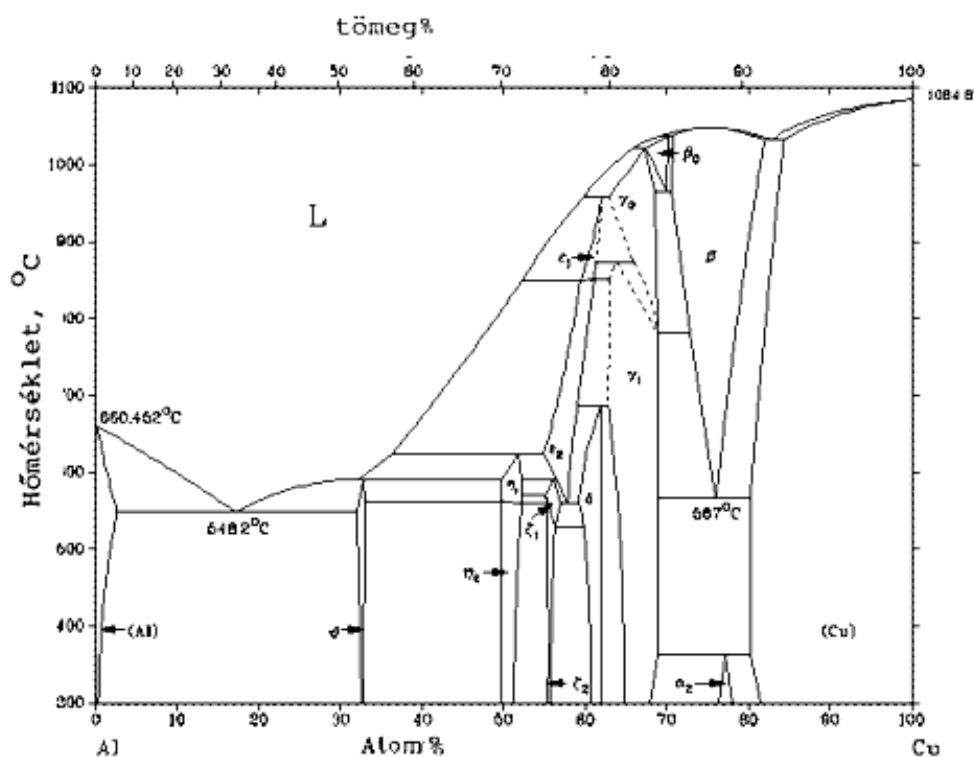
Az alumínium és annak különböző ötvözetek napjaink egyik közkedvelt műszaki alapanyaga. Tetszetős megjelenése, könnyű alakíthatósága, kis sűrűsége, súlyához képest kiváló szilárdsági mutatói tették széles körben felhasználhatóvá és a mindennapok termékévé. A korrózióval szembeni nagyfokú ellenálló képessége egyik legkedvezőbb tulajdonsága. A levegő oxigénjének hatására a felszínén szinte azonnal oxidréteg alakul ki, ami megvédi a további korróziós hatásoktól. Ezért az erősebb védelem érdekében ezt a védő oxidréteget mesterségesen

sen is szokás vastagítani, amely eljárást eloxálásnak nevezünk. Leggyakoribb alkalmazási területei többek között a gépjárműipar, a csomagolóipar, az elektronika, a háztartási eszközök, a repüléstechnika és a sporteszközök világa.

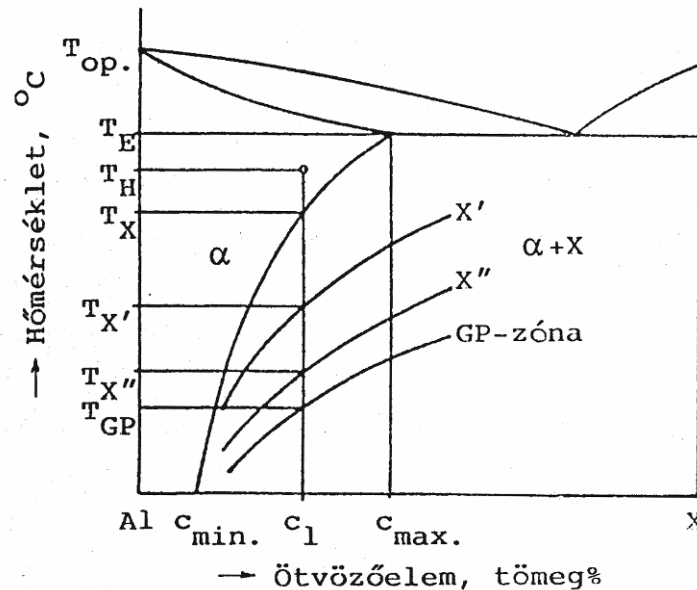
#### *Al-Cu ötvözetrendszer – a kiválósos keményedés mechanizmusa*

A kétalkotós alumíniumötvözeteket tekintve az Al-Cu ötvözet (36. ábra) az egyetlen nemesíthető ötvözet. A nemesíthető alumínium ötvözetek zöme három- vagy négyalkotós, ahol az egyik ötvöző minden esetben a magnézium.

A 4.37. ábra az ötvözetcsoporthoz kapcsolódó elvi egyensúlyi diagram részlete, amelyen a különböző metastabil állapotokhoz tartozó szolvusz vonalak (oldhatósági határt jelölő vonalak) is láthatók. Az  $\alpha$  szilárdoldat ötvözőtartalmának felső határa  $c_{\max}$ , ami azt jelenti, hogy ennél több ötvöző nem vihető oldatba, az ezt meghaladó mennyiség tehát a nemesíthetőséget illetően hatástalan. Az ötvöző-tartalom alsó határa  $c_{\min}$ , ami azt jelenti, hogy az ennél kevesebb ötvözőt tartalmazó ötvözetben kiválási folyamat nem megy végbe.



4.37. ábra Az Al-Cu rendszer egyensúlyi fázisdiagramja [14]



4.38. ábra A nemesíthető ötvözetekben végbemenő kiválási folyamat értelmezése

A  $c_1$  ötvözőtartalmú ötvözet a  $T_H$  hőmérsékleten homogén, csak  $\alpha$  fázisból áll. Az összes ötvöző az  $\alpha$  fázisban, oldott állapotban van. Ha ezt az ötvözetet a  $T_H$  hőmérsékletre megfelelően nagy sebességgel hűtjük szobahőmérsékletre, akkor ez a homogén állapot megmarad, de az  $\alpha$  szilárd oldat túltelítetté válik. Ha ezt a túltelített szilárd oldatot  $T_{GP}$  hőmérsékletnél kisebb hőmérsékleten tartjuk, akkor az ötvözetben úgynevezett Guinier-Preston-zónák jönnek létre. A GP-zónák sűrűn elhelyezkedő, egyenletes eloszlású, igen kis méretű (1-1,5 nm), önálló ráccsal nem rendelkező, ötvözőfémekben dús képződmények. A GP-zónák környékén a kristályrács rugalmasan torzult állapotban van, emiatt a szilárdsági jellemzők nőnek, és a fajlagos villamos ellenállás is nő.

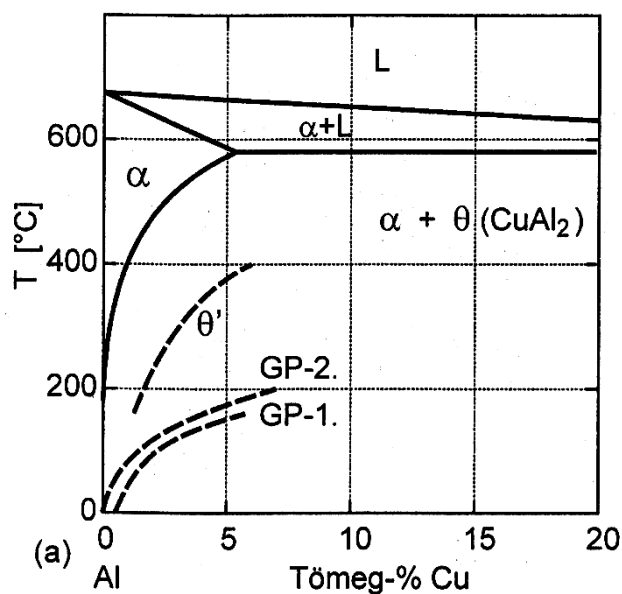
Ha a GP-zónás anyagot a  $T_{GP}$  hőmérséklet fölé melegítjük, akkor a zónák feloldódnak. Ezzel egy időben – mivel a túltelített szilárd oldat nem stabil – megkezdődik az  $X''$  metastabil fázis kiválása. A GP-zónákban dúsult ötvözőfém-atomok lesznek az  $X''$ -fázis képződésének helyei, ezért az  $X''$ -fázis sűrűségére a GP-zónák sűrűsége és visszaoldódásának sebessége komplex módon hat. Az  $X''$ -fázis részecskéinek méretei a GP-zónák méreteinél sokkal nagyobbak (15-100 nm).

A  $T_{X''}$  hőmérséklet fölött az  $X''$ -fázis nem stabil, ezért eltűnik, és helyette az  $X'$ -fázis jelenik meg. A hőmérséklet további növelésével, a  $T_X$  hőmérséklet fölött, ez az  $X'$ -fázis sem stabil, ezért eltűnik, és megjelenik a stabil  $X$ -fázis, amely már nem változik.

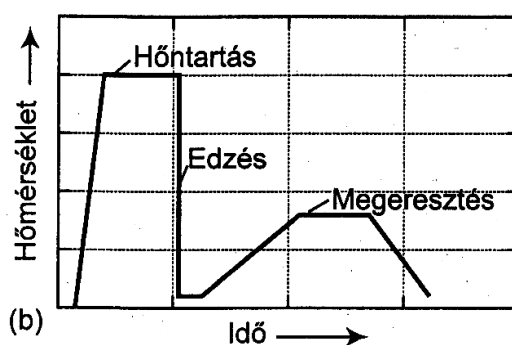
Az egész kiválási folyamat a következőképpen írható fel: túltelített  $\alpha$ -szilárd oldat  $\rightarrow \alpha$ +GP-zóna  $\rightarrow \alpha$ + $X''$ -fázis  $\rightarrow \alpha$ + $X'$ -fázis  $\rightarrow \alpha$ + $X$ -fázis. A nagyobb hőmérsékleten létrejövő stabil fázis mindig ritkábban elhelyezkedő és nagyobb méretű képződmény ( $> 1 \mu\text{m}$ ), amelynek megjelenésével az ötvözet lágyabb állapota jár együtt.

#### A kiválások keményedés mechanizmusa Al-Cu ötvözetekben (Guinier-Preston-zónák)

Az Al-Cu ötvözetrendszer állapotábrájának a gyakorlat számára fontos része a 4.38. ábrán látható. Az állapotábrán a szaggatott vonalak és azok jelölései az ötvözetben – a megadott feltételek mellett – nem egyensúlyi fázisok kiválását jelzik.



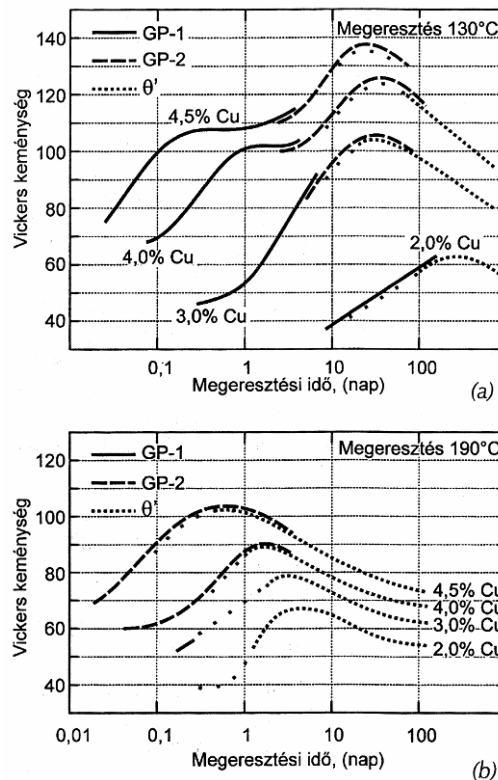
4.39. ábra Az Al-Cu állapotábra részlete



4.40. ábra Kiválóan keményíthető ötvözetek hőkezelési technológiájának lépései

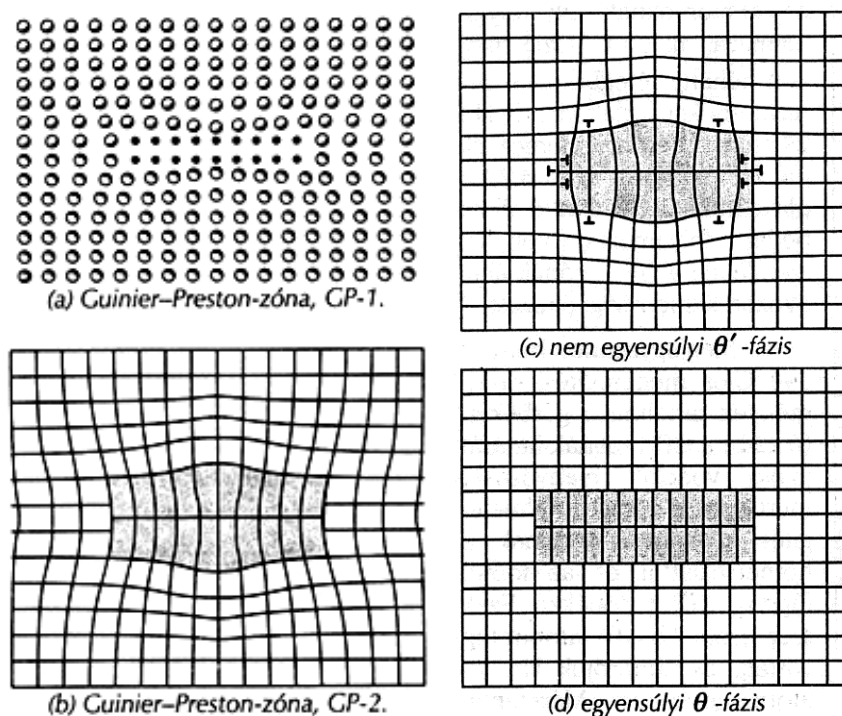
A kiválóan keményíthető ötvözetek hőkezelési technológiájának (nemesítésének) hőmérséklet idő kapcsolatát szemlélteti a 4.39. ábra. Az eredményesen kezelhető ötvözetek Cu tartalma 2,0-4,5% közötti. Néhány ötvözet Vickers-keménységét mutatja az 4.40. ábra a két megeresztési hőmérsékleten a megeresztési idő függvényében. Először fel kell hevíteni az ötvözetet az állapotábrának az egyfázisú tartományába ( $\alpha$ ), az oldhatósági határt 50-60 °C-kal meghaladó, de mindenképpen az eutektikusnál kisebb hőmérsékletre. Az adott hőmérsékleten kell tartani addig, amíg a Cu egyenletesen eloszlik az Al-alapú szilárd oldatban. Ezt a homogenizáló hevítést egy gyors hűtés követi, hogy a réz atomok oldatban maradjanak, majd fel kell melegíteni az anyagot egy megfelelően kiválasztott megeresztési hőmérsékletre, és ott tartani addig, míg a kívánt kiválási folyamat az anyagban végbemegy.

Az Al-Cu rendszerben három, az egyensúlytól eltérő átalakulás mehet végbe a hőmérséklet-től és az időtől függően. Az állapotábra tartalmazza azokat a metastabil átalakulási görbéket, amelyeken a megeresztéskor a kiválás adott szerkezetű zónái vagy a  $\theta'$ -fázis megjelenik.



4.41. ábra Az Al–Cu ötvözetek keménységének változása a megeresztési idő függvényében

A gyors lehűtés eredménye, hogy a homogén szilárd oldatban a lehűléskor megjelennek az elsőrendű **Guinier-Preston-zónák** (GP-1.), amelyek a Cu-atomoknak egy olyan halmaza, mely az  $\{100\}$  síkokon néhány rétegből áll, csak rézatomokat tartalmaz, és körülbelül 25 atomátmérőnyi a lemezkék mérete, ahogyan azt a 4.41/a ábra mutatja. Az 4.40. ábra pedig folyamatos vonallal szemlélteti a GP-1. zónák által okozott keménységváltozást. Megjegyzendő, hogy a 190°C-os megeresztés eredményeit tartalmazó görbéken (4.40/b ábra) a GP-1. zónák hatását jelölő vonalak hiányoznak, mert ezek a zónák a felmelegítés közben átalakulnak a hőmérséklettől és az időtől függően GP-2., másodrendű Guinier-Preston- zónákká. Ezek szerkezete körülbelül 10 atomréteg vastag, és átmérőjük körülbelül 75 atom méretű. Méretüknek megfelelően sokkal nagyobb mértékben torzítják a rácsot, mint a GP-1. zónák, amint ezt a 4.41/b ábra szemlélteti. A GP-2. zóna Al-atomokat is tartalmaz, nagyjából a Cu-atomokkal egyező arányban.



4.42. *ábra* A kiválási folyamatban megjelenő zónák illetve fázisok az Al–Cu rendszerekben

A megeresztési idő növelésének további eredménye a harmadik, nem egyensúlyi átalakulási termék, a  $\theta'$  fázis megjelenése. Ennek kémiai összetétele megegyezik, vagy legalábbis közel áll az egyensúlyi  $\theta$  fázis összetételéhez. Szerkezete azonban erősen torzult, és így az őt körülvevő szilárd oldattal koherens vagy szemikoherens fázishatárt alkot. Ez azonban a  $\theta'$ -fázis méretétől függ. Minél nagyobb ennek a fázisnak a mérete, annál kevésbé koherens, annál több diszlokációt tartalmaz a fázishatár, amint az látható az 4.41/c ábrán. Végül pedig elég hosszú megeresztés után kialakul az egyensúlyi  $\theta$ -fázis a maga alaplapon középpontos tetragonális szerkezetével és normális fázishatárral (4.41/d ábra).

A zónáknak és a fázisoknak a diszlokációkkal való kölcsönhatása határozza meg azokat a keménységi értékeket, melyeket az 4.40. ábra szemléltet. Ezt tükrözik mindkét megeresztési hőmérsékletre és időre a réztartalmat is mutató keménységi görbék. A gyors hűtés után az ötvözetnek a keménysége kisebb, mint az egyensúlyi ötvözeté, mert az ilyen ötvözetben a  $\theta$ -fázis helyett a GP-1. zónák vannak, amelyeknek torzító hatása sokkal kevésbé akadályozza a diszlokációk mozgását, mint az egyensúlyi fázis.

A 190°C-os megeresztési görbékről a GP-1. zónák keménysége hiányzik, mert a két megeresztési hőmérséklet közötti 60°C többlet miatt a GP-1. zónák már a melegedéskor eltűnnek.

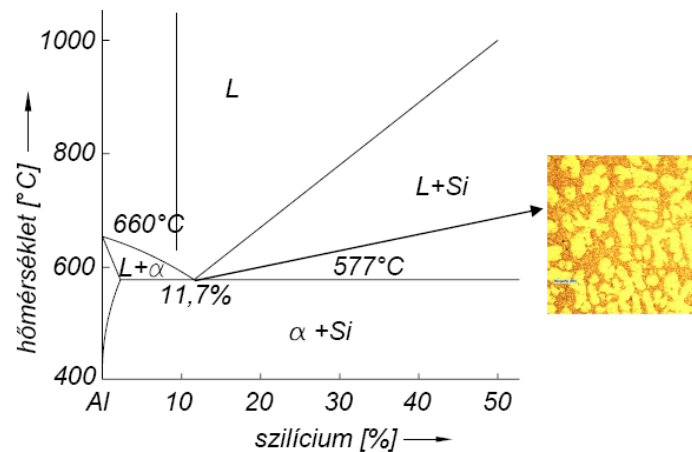
A GP-2. zónák a keménységet sokkal jobban növelik, mint a GP-1. zónák, részben a zónák nagyobb mérete, részben pedig a sokkal nagyobb rácstorzulás miatt, annak ellenére, hogy a zónák és a szilárd oldat között folytatódnak az ábrán függőlegesen rajzolt kriptálysíkok. A keményedési folyamat kialakulásáért tehát itt a koherencia feszültségek a felelősek, amelyek több rácállandónyi távolságra is kiterjednek. A két ábra görbéi azt is érzékeltetik, hogy a nem egyensúlyi zónák létezési időtartamai átfedik egymást, és két-két, nem egyensúlyi szerkezetű tartomány egymás mellett létezik.

A legjobban a  $\theta'$ -fázis akadályozza a diszlokációk mozgását, amit a keménységi görbék maximuma bizonyít minden ábrán. Ennek oka részben az, hogy e körül a fázis körül jóval nagyobbak a torzulások a kiválások mérete miatt, részben pedig az, hogy az addig összefüggő fázishatárt felváltja a részben összefüggő, szemikoherens fázishatár. Ezeken a kiválásokon a

diszlokációk már nem tudnak keresztülhatolni, és a képlékeny alakváltozás csak úgy mehet végbe, hogy a diszlokációk a kiválásokat megkerülik, diszlokációs hurkok keletkeznek.

### Öntészeti alumínium ötvözetek

Az öntészeti alumíniumok alapja az **Al–Si eutektikus** rendszer, a legtöbb öntészeti Al–ötvözet Si–tartalma az eutektikus összetételhez közeli (4.42. ábra).



4.43. ábra Az Al–Si rendszer egyensúlyi fázisdiagramjának részlete

Az Al-Si rendszeren alapuló terner **Al-Si-Mg ötvözetek** kiválóan keményíthetők. Önthetőségük a szilícium tartalom csökkenésével romlik. Az **Al-Si-Cu ötvözetek** szintén kiválóan keményíthetők. Az önthetőségük csökkenő Si és növekvő Cu tartalommal romlik. Nemesített állapotban a folyáshatáruk az  $R_{p0,2}=200$  MPa értéket is eléri.

A belsőégésű motorok alumínium dugattyúanyagai hipereutektikus összetételűek. A Si-tartalom növelése a hőtágulási tényező csökkenését eredményezi. Az ötvözetek melegszilárdságát Cu és Ni ötvözéssel biztosítják. A dugattyúk méretpontosságát az öntvények hőkezelésével, a maradó feszültségek leépítésével érik el.

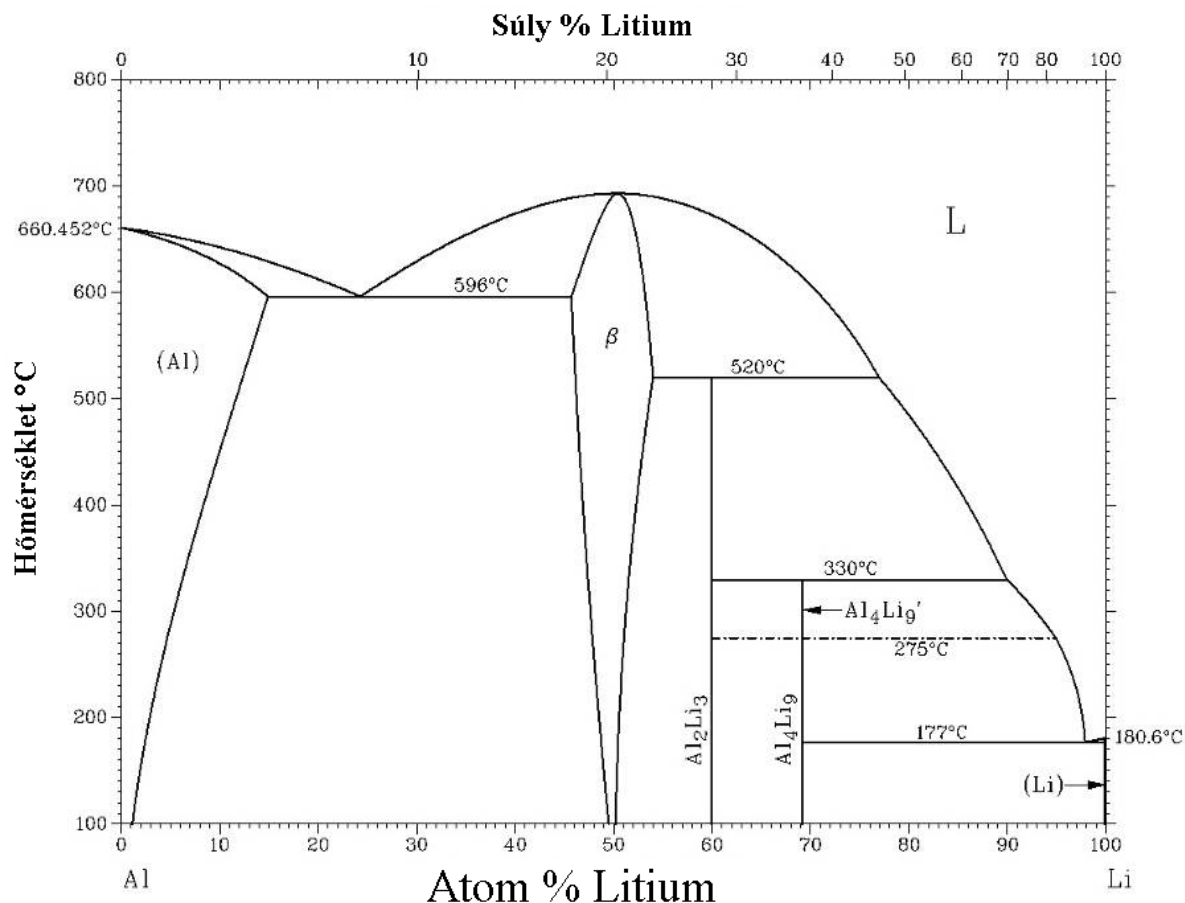
### Alumínium–lítium ötvözetek

Az alumínium–lítium ötvözeteket azzal a céllal fejlesztették ki, hogy a repülés– és az űrtechnikában súlycsökkentést érjenek el egyes alumínium alkatrészek közvetlen kiváltásával. Az ilyen ötvözetek alkalmazásával elkerülhető az alkatrészek méreteinek csökkentése, ami a tapasztalatok alapján kisebb merevséget és kifáradási határt eredményez. Al–Li ötvözetekből készülnek például repülőgépek vázszerkezetének elemei, burkolatok, vagy éppen űrjárművek folyékony oxigén– és hidrogéntartályai. A legfontosabb Al–Li ötvözetek összetételét foglalja össze a 4.3. táblázat.

4.3. táblázat A leggyakrabban alkalmazott Al–Li ötvözetek ötvözői (tömeg%–ban)

Ötvözet	Cu	Li	Zr	Egyéb ötvöző
<b>2090</b>	2.7	2.2	0.12	–
<b>2091</b>	2.1	2.0	0.1	–
<b>8090</b>	1.3	2.45	0.12	0.95 Mg
<b>Weldalite 049</b>	5.4	1.3	0.14	0.4 Ag 0.4 Mg

Az gyakorlatban alkalmazott Al–Li ötvözetek lítiumtartalma nem éri el a 4,2%–os oldékonysági határt (4.43. ábra). A lítium a legkönnyebb fémes elem, móltömege 7g/mól, sűrűsége 0,534 g/cm<sup>3</sup> 20°C–n, térfogatos kockarácsú, olvadáspontja 181°C. Az elemi alumínium lapközepes kockarácsú, sűrűsége 2,7g/cm<sup>3</sup>. Ez azt jelenti, hogy minden 1% Li nagyjából 3%–kal csökkenti az Al–Li ötvözet sűrűségét, és nagyjából 5%–kal növeli a szilárdságát.



4.44. ábra Az Al–Li rendszer egyensúlyi fázisdiagramja

A nagyszilárdságú alumínium-lítium ötvözetek – hasonlóan a hagyományos nagyszilárdságú alumínium ötvözetekhez – kiválasztott keményedés útján nyerik el a kedvező szilárdsági tulajdonságokat. Egyes ötvözetek szilárdsága csak hidegalakítással fokozható. Az Al-Li ötvözetek általában tartalmaznak segédötvozőket is, amelyek közül a Zr hatása – a hőkezelések során a mikroszemcsés szövetszerkezet megőrzésében játszott szerepe révén – nagyon jelentős. Az egyes kiválasztott keményedő Al-Li ötvözetek mechanikai jellemzőit foglalja össze az 4.4. táblázat nemesített állapotban.

4.4. táblázat A leggyakrabban alkalmazott, kiválasztott keményedő Al–Li ötvözetek mechanikai tulajdonságai kemény állapotban

Ötvözet	Sűrűség (g/cm <sup>3</sup> )	Alakíthatóság (El %)	Rugalmasági modulus (GPa)	Szakítószilárdság (MPa)	Feszültségintenzitási tényező K <sub>1c</sub> (MPa m <sup>1/2</sup> )	Olvadáspont (°C)
2090	2.59	3–6	76	500	44	580–660
2091	2.58	6	75	550	>130	560–670
8090	2.55	4–5	77	480	75	600–655

## Színesfémek és ötvözeteik

A nehézfémek egy csoportját alkotják a színesfémek. Általában azokat a nehézfémeket sorolják a színesfémekhez, amelyeket nem használnak a vas ötvözésére.

### A legfontosabb színesfémek:

- Réz (Cu);
- Ón (Sn);
- Ólom (Pb);
- Horgany (Zn).

## Réz tulajdonságai, ötvözetei

Kémiaiilag ellenálló, száraz levegőn, szobahőmérsékleten nem oxidálódik, nedves levegőn zöldes színű réz-karbonát vonja be a felületét. Oxidáló savakban oldódik. Jó elektromos- és hővezető, bár az elektromos vezetőképességét a szennyezőanyagok (As, P, Cr, Mn, Sn, Sb), valamint a hidegalakítás erősen rontja. Olvadáspontja 1083 °C. Kristályszerkezete felületen középpontos köbös (fkk). Keménysége lágy állapotban 40 HBW, erősen alakítottan 100 HBW. Szakítószilárdsága ( $R_m$ ) 250 – 450MPa. Hidegen jól alakítható, nagy gázoldó képessége miatt rosszul önthető. Színe vörös.

### Rézötvözetek

A rézet önmagában, mint szerkezeti anyagot kis szilárdsága, rossz önthetősége miatt ritkán alkalmazzák. Ilyen célra főleg ötvözeteit használják. A réz technológiai tulajdonságai, szilárdsági jellemzői ötvözéssel javíthatók.

### A réz fontosabb ötvözői:

- Horgany (Zn);
- Ón (Sn);
- Alumínium (Al);
- Ólom (Pb),
- Króm (Cr),
- Berílium (Be).

### Egyéb ötvözők:

- Ni, P, Pb, Mn, Cd, Zr, Mg.

### Rézötvözetek csoportosítása:

#### *1, Sárgarézt (Cu-Zn)*

- Különleges sárgarézek

#### *2, Bronzok*

- Ónbronz
- Alumíniumbronz
- Különleges bronzok

*Sárgaréz (réz–horgany):*

A sárgarézréz ötvözője a cink, amelynek hatására a réz keménysége és szilárdsága nő, öntetősége javul, gázoldó képessége csökken. Elektromos vezetőképessége romlik, légköri hatásoknak ellenáll, jól polírozható lesz. A kis horganytartalmú sárgarézek a **tombakok**, melyek lágyak, hidegen is jól alakíthatók. A nikkelt is tartalmazó sárgaréz az *alpakka*. Az egyéb ötvözőket (pl. Mn, Al, Fe, Ni) is tartalmazók a **különleges sárgarézek**.

*Ónbronzz (réz–ón):*

Hatására a réz keménysége és szilárdsága nő, 8% óntartalomig javul a nyújthatósága, felette romlik.

A gyakorlati felhasználás szempontjából az ónbronzzokat az ón százalékos mennyisége alapján alkalmazzák:

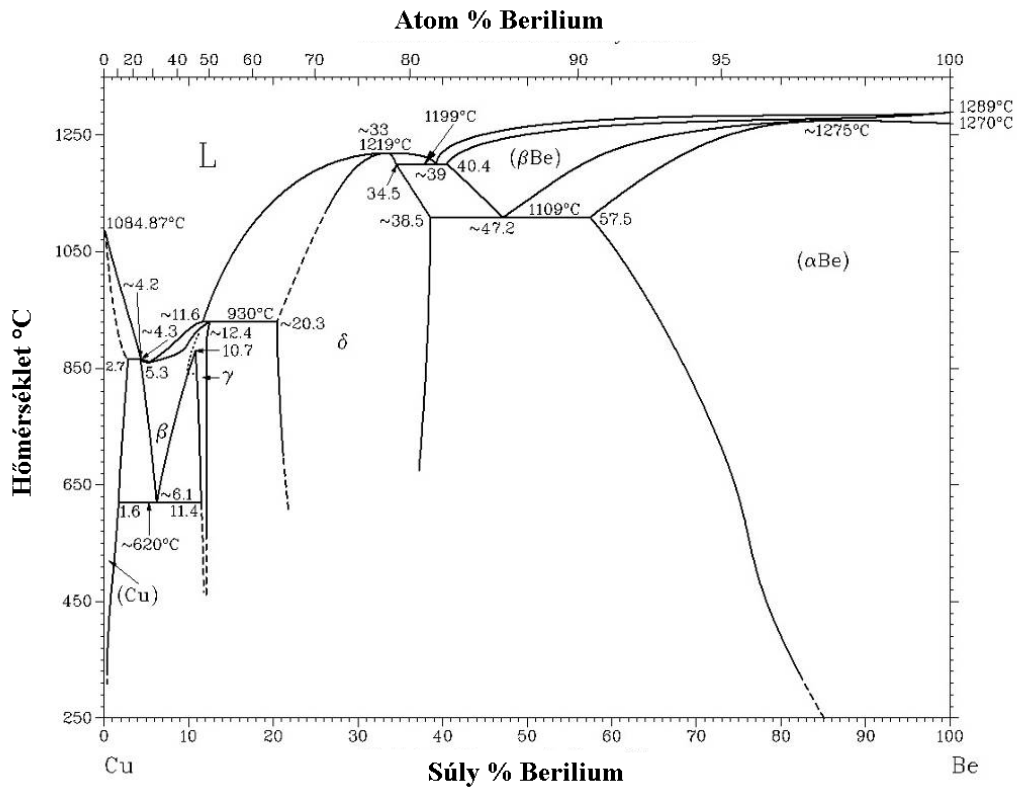
- 1,5–5% óntartalom: **érembronzzok**, melyeket érmék, dísz tárgyak készítésére használnak;
- 6–10% óntartalom: **gépbronzzok**, a legkedvezőbb szilárdsági tulajdonságokkal rendelkeznek;
- 10–14% óntartalom: **csapágybronzzok**, lágyabb alapanyagban keményebb hordozókristályok;
- 14%–nál több óntartalom: **harangbronzzok**, képlékenyen nem alakíthatók, csak önthetők.

*Alumíniumbronzz (réz–alumínium)*

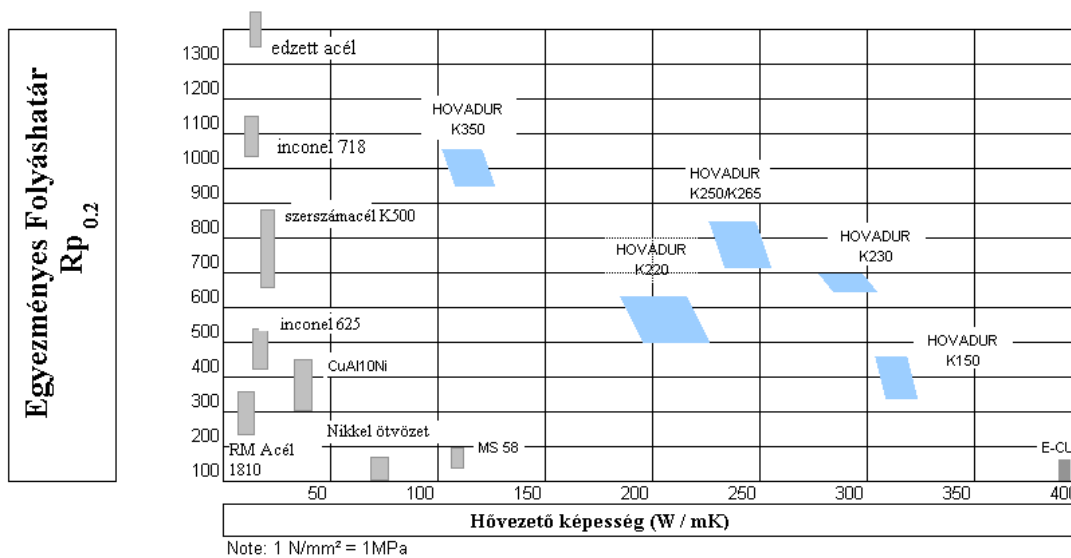
A réz ötvözője az alumínium, amelynek hatására a réz szilárdsága nő, korrózióállóvá és egyes vegyi anyagokkal szemben ellenállóvá válik. A különleges alumíniumbronzzok nagy hőmérsékleten is nagy szilárdságúak, melegen jól alakíthatók, eróziós és kavitációs hatásokkal szemben (pl. hajócsavaroknál) stabilak, kifáradásra nem érzékenyek.

*Különleges bronzz*

A különleges bronzzok mechanikai szilárdsága egyes esetekben a nemesített acélok szilárdságát megközelíti a nagy hő- és elektromos vezetőképesség megtartása mellett. Közös tulajdonságuk az, hogy a nagy mechanikai szilárdságot rendszerint kiváló keményedés okozza. Így olyan ötvözők segítségével lehet elérni a réz esetén nagy keménységet, nagy folyáshatárt, stb., ahol az ötvöző oldékonysága korlátolt. Erre mutat példát az 4.44. ábra, ahol is a Cu-Be egyensúlyi fázisdiagramon látható a Cu korlátolt Be-oldó képessége. A gyakorlatban legfeljebb 2-3 tömeg% Be-t használnak szilárdságnövelésre, aminek következtében a rézötvözetek között a legnagyobb keménység és folyáshatár érhető el. A berilliumon kívül ezek az ötvözők lehetnek a Cr, Fe, Al, Zr, Co. A 4.45. ábra néhány különleges bronzz egyezményes folyáshatárát és hővezető képességét szemlélteti egyes rozsdamentes és edzett szerszámacélokhoz, titán- és nikkelötvözetekhez és hagyományos rézötvözetekhez képest.



4.45. ábra A Cu–Be rendszer egyensúlyi fázisdiagramja [14]



4.46. ábra A kiválósz keményedési mechanizmussal megnövelt szilárdságú különleges bronzok (HOVADUR Kxx) egyezményes folyáshatára a hővezető képesség függvényében, viszonyítási alapként az ábrán látható többek között szerszámacél, nikkel- és titánötvözet, stb.

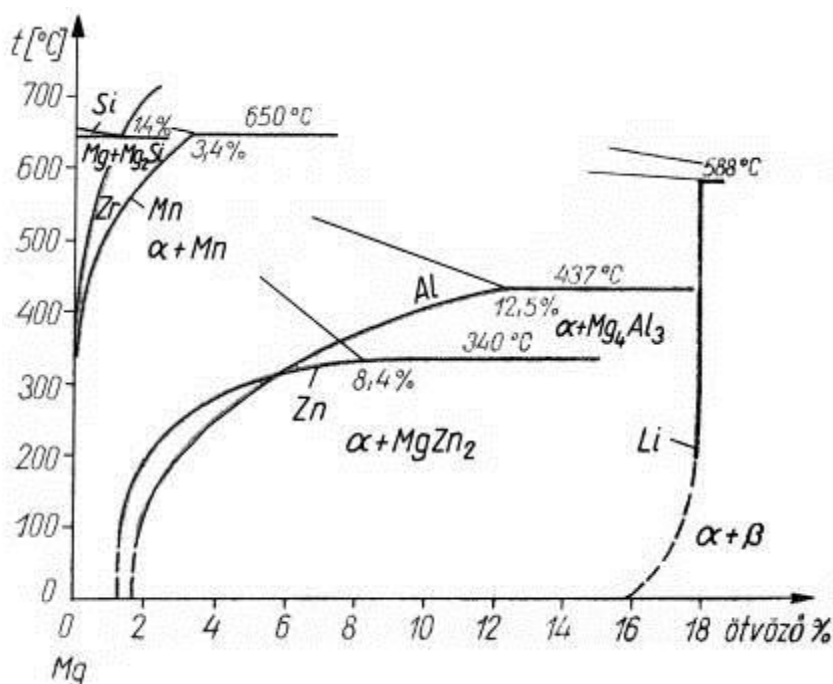
## Magnézium és ötvözetei [15]

A magnézium az alkáliföldfémek csoportjába tartozik. Az alkáliföldfémekre jellemző a kis sűrűség és kis keménység. A Mg két vegyértékű, az elektromos áramot jól vezeti.

A magnézium a legkönnyebb anyag, ami szerkezeti alkalmazásban szóba jöhet, azonban csak ötvözet formájában. Ennek oka részben hexagonális kristályszerkezete, aminek következtében rosszul alakítható, szakítószilárdsága kicsi, azonban jól forgácsolható. Oxigénhez való affinitása igen nagy, de a felületén képződő oxidréteg nem olyan tömör, mint az alumíniumé. A korrozív közegek könnyen áthatolnak rajta. Ezért legtöbbször ötvözetekben fordul elő ötvözőként, vagy bázisként.

Leggyakoribb ötvözői: Al, Zn, Mn, Si, Y, Nd, Zr, Ag. Ezek közül is a legjelentősebb az Al. A Mg további jellegzetes tulajdonsága a gyúlékonyság, ami olvadt állapotban, illetve por vagy forgács formában fokozottan jellemző. Oxidációja igen heves reakció, vakító fehér lánggal, gyorsan ég. Emiatt öntése és forgácsolása fokozott elővigyázatosságot kíván.

Leggyakoribb ötvözőit, a hozzá vegyértékben legközelebb álló Li kivételével szilárd állapotban nagyon kis mértékben oldja. Ezt szemlélteti az 4.46. ábra.



4.47. ábra A magnézium és leggyakrabban használt ötvözőinek egyensúlyi állapotábra részlete

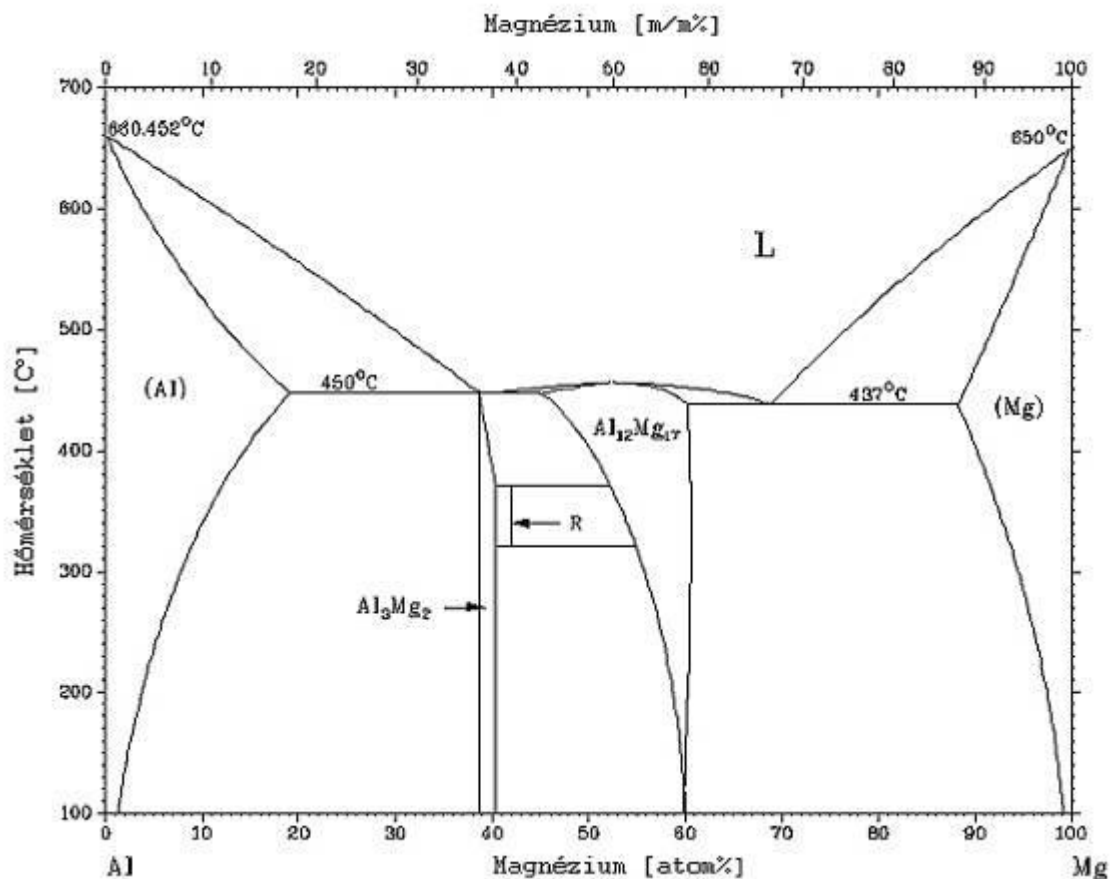
Az alumínium növeli a szakítószilárdságot és a keménységet is, javítja az öntési tulajdonságokat, valamint finomítja a szemcseszerkezetet. A legjobb rugalmasság-szilárdság viszonyt 6% Al-tartalomnál éri el az ötvözet, azonban 9% felett a szilárdság nemesítéssel tovább növelhető. Cink és alumínium együttes hozzáadása növeli a szakítószilárdságot szobahőmérsékleten, de 1% Zn és 7-10% Al tartalomnál hajlamos a melegrepedésre. Cirkóniumot azokhoz az ötvözetekhez adnak, amik cinket, ritkaföldfémeket, tóriumot és ezek kombinációját tartalmaznak szemcsefinomítás, valamint a folyáshatár növelésének érdekében. A mangántartalom a kis oldékonyság miatt korlátozott, azonban hozzáadásával nő a folyáshatár és a tengervízzel szembeni ellenálló-képesség.

Két nagy csoportra oszthatjuk a magnézium ötvözeteket:

- I. A 2–10% Al tartalmú és minimális Zn-t és Mn-t tartalmazó ötvözetek. Ezek gyártási költsége kicsi, ezzel szemben jó mechanikai és korróziós tulajdonságokkal rendelkeznek.
- II. Ebbe a csoportba azok tartoznak, amelyek sokféle ötvözőn kívül (Mn, Zn, Th, Ag és Si az Al helyett) cirkóniumot jelentős mértékben tartalmaznak, ezek az ötvözetek nagy hőmérsékleten is alkalmazhatók, jóllehet az ötvözők növelik a gyártási költségeket.

### Mg–Al ötvözetek

Az alumínium a magnézium leggyakoribb ötvözője, ezért a következőkben az Mg–Al rendszerrel részletesen foglalkozunk. A két anyag olvadék állapotban korlátlanul oldja egymást, szilárd állapotban szilárd oldatot vagy eutektikumot alkotnak, illetve többféle vegyületet képeznek:  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{Mg}_3$ ,  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ . Kis alumínium-tartalomnál (~2-8%) alakítható, nagyobb alumínium tartalomnál (~6-9%) önthető ötvözetet kapunk, persze ezt a tulajdonságát nagyban befolyásolja a többi ötvöző is.



4.48. ábra A Mg–Al rendszer egyensúlyi fázisdiagramja [14]

### Öntészeti ötvözetek

Az Európában gyártott magnézium alapú ötvözetekből készült termékek 80-90%-át öntészeti ötvözetekből gyártják. Ezek közül is a leggyakrabban alkalmazott ötvözetek az AZ91 és az AZ31, 9%, illetve 3% Al és nagyjából 1% Zn tartalommal, valamint az AM50 és az AM60

ötvözetek, 5%, illetve 6% Al és <1% Mn tartalommal. Ezekre általában jellemző a jó önthetőség, különösen igaz ez a nagy nyomást alkalmazó technológiákra, úgymint nyomásos öntés, présöntés. Ezek az ötvözetek a jó önthetőség mellett jó mechanikai tulajdonságokkal is rendelkeznek. Ezért alkalmasak nagyobb méretű öntött alkatrészek - mint például kormánykerék, keréktárcsa, autóülés vázák - és kisméretű elektronikai eszközök házáinak - például telefonok, notebookok, kamerák - gyártására.

### Ón tulajdonságai, ötvözetei

Ezüstfehér színű, lágy, hidegen jól alakítható, korrózióálló, olvadáspontja 232°C, sűrűsége 75 g/cm<sup>3</sup>.

#### Ónötvözetek:

- **ón-réz-antimon** (Sn-Cu-Sb) Ónalapú csapágyfém, amelyben a lágy alapfémekben kemény hordozókristályok vannak. Jó siklási tulajdonságokkal rendelkezik.
- **Ón-ólom** (Sn-Pb) Ónforrasztók, igen jó diffúziós képességekkel rendelkezik, olvadáspontja kisebb, mint 450°C.

### Ólom tulajdonságai, ötvözetei

Lágy, kis szilárdságú, képlékeny, mérgező, korrózióálló, jól önthető, olvadáspontja 326°C, sűrűsége 11,3 g/cm<sup>3</sup>.

#### Ólomötvözetek:

- **Ólom-ón-antimon** (Pb-Sn-Sb): Betűfém, a nyomdaiparban használják, jól kitölti a formát, többször felhasználható.
- **Ólomalapú csapágyfémek:** Kis szilárdságú, csapágybélésre alkalmas.
  - **Óntartalmú** (Pb-Sn-Sb-Cu)
  - **Ónmentes** (Pb-Na-Ca-Li-Al)

### Horgany tulajdonságai, ötvözetei

Korrózióálló, légköri hatásokkal szemben ellenálló, szakítószilárdsága kicsi.

#### Horganyötvözetek:

- Horgany-alumínium (Zn-Al);
- Horgany-alumínium-réz (Zn-Al-Cu).

Ezek jól önthetők, 140–170°C-on jól alakíthatók, 200°C-on rideggé, törékennyé válnak.

## Polimerek

### Polimer fogalma, csoportosítása

Polimernek nevezik a kovalens kötéssel összekötött, ismétlődő egységekből, mint láncszemekből felépített makromolekulákból álló anyagokat. Az ismétlődő egységek a monomerek. Ha a monomer egységek azonos típusúak homopolimerekről, eltérő típusú monomer egységek esetén pedig kopolimerekről lehet beszélni. A természet is állít elő óriásmolekulákat, ezek a természetes polimerek:

- • poliszacharidok, pl.: keményítő, a monoszacharidokból felépülő cellulóz,

- • polipeptidek, aminosavakból felépülő fehérjék,
- • kaucsuk, gumi.

Ezek a természetes polimerek egy évenként megújuló nyersanyagbázist adnak, melyeket a fa-, papír-, bútór-, bőr-, textilipar használ fel.

A mesterséges polimerek, a műanyagok különböző oldalágakkal rendelkező szénláncok. A polimereket különböző szempontok szerint lehet csoportosítani. Elsődlegesen a láncokat felépítő monomerek szerint:

- Szénlánc: az etilén (C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>) molekulákban lévő két szén atom közötti kettős kötés felszakad, „mindkét oldalra” lesz szabad vegyérték, mellyel a szomszédos molekulák összekapcsolódnak,
- polietilén (PE): tisztán etilén monomerből építi fel az óriás molekulákat,
- polipropilén (PP): a monomerben egy hidrogén (H) atom helyén egy CH<sub>3</sub> csoport helyezkedik el,
- polivinilklorid (PVC): a monomerben egy hidrogén (H) atom helyén egy klór (Cl) atom helyezkedik el,
- polisztirol (PS): a monomerben a hidrogén (H) atom helyén stirol gyök helyezkedik el.
- Heterolánc: az alapláncban van torzulás, a szén atomokat helyettesítik valamilyen más atommal (R=monomer),
- poliéter: - R – O – R – O –
- poliészter: - R – O – CO – R' –
- poliamid: - R – CO – NH – R –
- poliuretán, poliszulfid,
- szilikonok.

A monomerek összekapcsolásától, az óriás molekulák előállításától függően:

Polimerizáció: olyan folyamat, amelyben a telítetlen alapvegyület molekulák melléktermék keletkezése nélkül kapcsolódnak egymáshoz. Önfenntartó, igen gyors reakció, amely erősen éghető (szénhidrogén) monomerekből, sok ezer lánctagú valóságos molekulaláncot, polimert hoz létre exoterm reakcióban, erőteljes hőfelszabadulás mellett. (PE=polietilén, PP=polipropilén, PVC=polivinilklorid, PS=polisztirol, polioximetilén, teflon=politetrafluoretilén)

• Polikondenzáció: olyan folyamat, amelyben két vagy több vegyület molekulái melléktermék (többnyire víz) keletkezése közben óriásmolekulákká kapcsolódnak. (PA = poliamid, PET=.....,

PC=polikarbonát, PI=poliimid)

• Poliaddíció: a polikondenzációhoz hasonló folyamat, de a reakció nem jár melléktermék keletkezésével (PUR=poliuretán, epoxigyanták, szilikonok).

• Természetes alapú polimerek (cellulóz, fehérje).

A mesterségesen előállított polimerek, a műanyagok aszerint, hogy hogyan reagálnak a hőmérséklet változására, milyen a termikus viselkedésük, lehetnek:

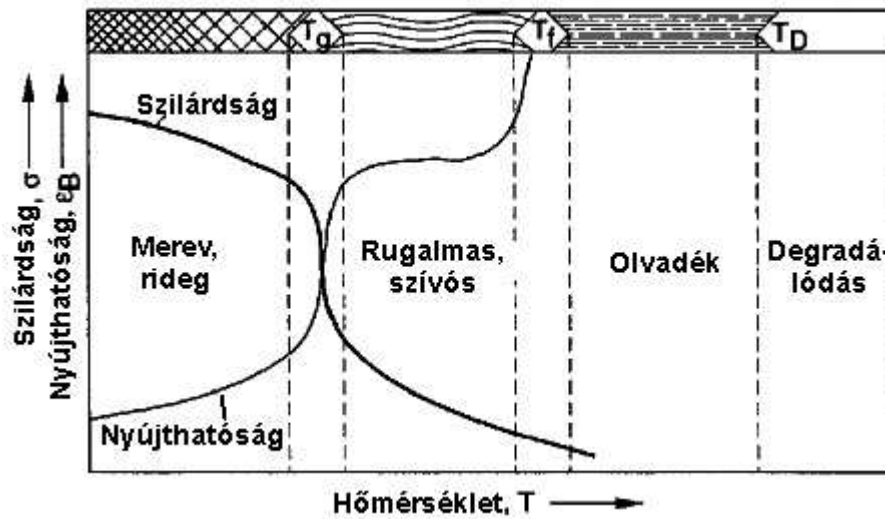
- Hőre nem lágyuló műanyagok (duroplasztok): kémiai fővegyértékekkel összekötött térhálós óriásmolekulái miatt feldolgozás után már nem alakíthatók, kemények, ridegek lesznek, nem olvashatók és nem oldhatók, kemény állapotukat bomlási hőmérsékletükig megtartják (bakelit).
- Hőre lágyuló műanyagok (termoplasztok): amorf vagy részben kristályos anyagok, hosszú, fonal alakú lineáris vagy elágazó molekulaláncokból állnak, melyek csupán fizikai (mellékvegyérték) erőkkel kötődnek egymáshoz (Poli-etilén, PE Poli-propilén, PP, Poli-vinilklorid, PVC Poli-sztírol, PS)
- Hidegen keményedő (ragasztók): A polimer lánc alakja szerint:
  - lineáris: kovalens kötésekkel, lánc alakú fonalak (hőre lágyuló műanyagok),
  - elágazó fonal: a gyengébb kötés dönti el, hogy milyen tulajdonságai lesznek a lineáris láncoknak,
  - kissé térhálós: nagy rugalmasságot adnak az anyagnak,
  - térhálós: meleg hőkezeléssel állíthatók elő (hőre nem lágyuló, hidegen keményedő).

A polimerek mikroszerkezetét vizsgálva:

- Amorf: alacsonyabb hőmérsékleten lezajló folyamatok eredményeként üvegszerű polimer anyag képződik. Átlátszó, jól színezhető. Üvegesedési hőmérsékletük alatt, ha lágyítókat nem tartalmaznak, ridegek, fölötté képlékenyen alakíthatók. A nyújtás hatására kiegyenesedő és részben orientálódó molekulák hatására a szilárdság az egyik irányban erősen nő, a rá merőleges irányban pedig csökken (pl.: PMMA=polimetilmetakrilát, ismertebb nevén plexi üveg, PC=polikarbonát).
- Kristályos: Nem a kristálytani értelemben vett kristályok építik fel, részben rendezett tartományok található az ilyen polimerekben. A kristályosság foka (nem 100%!) elérheti az 50-90%-ot. Mint a kristályos anyagok, átlátszatlanok, vagy opálosak. Közel azonos hosszú, nem elágazó láncmolekulákból épül fel. A molekulák között esetleg H-híd kötés alakul ki. Alkalmazási hőmérsékletük az amorf fázis üvegesedési hőmérséklete és a kristályos fázis olvadási hőmérséklete közé esik. Ebben az intervallumban szívósak.

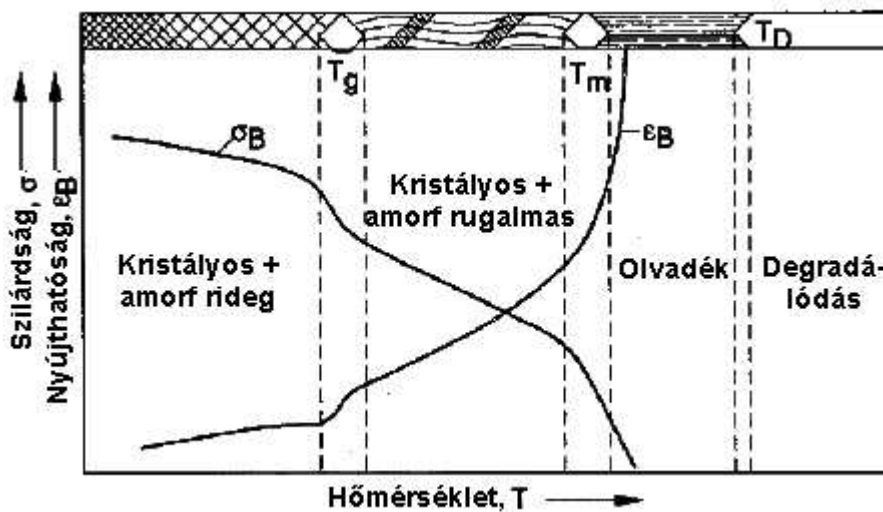
### Polimerek tulajdonságai

A legtöbb mesterséges polimert kőolajból vagy földgázból állítják elő. A polimerek óriásmolekuláit a polimerizáció fokkal és az átlagos móltömeggel jellemzik. A polimerizáció fok növekedésével a mechanikai szilárdság hirtelen nő, majd egy határértéket nem haladnak meg. A viszkozitás viszont kezdeti lassú növekedés után hirtelen és folyamatosan tovább nő. A közepes tartományba eső polimerizáció fokkal rendelkező polimerek műszaki alkalmazása a gazdaságos.

Termikus tulajdonságok

4.49. ábra Amorf polimerek termomechanikai görbéi

A 4.49. ábrán láthatóan a hőmérséklet emelkedésével a  $T_g$  transzformációs hőmérséklet tartományban a polimerek szilárdsága jelentősen megváltozik és megnő a nyújthatóság. A  $T_f$  lágyulási hőmérséklet elérése után olvadék állapotú lesz és a  $T_D$  degradálódási hőmérsékleten a molekulaszervezet is sérül. A görbéből leolvasható a alakítási hőmérséklet tartomány. Ez jellemzi a PS-t, a PMMA-t.



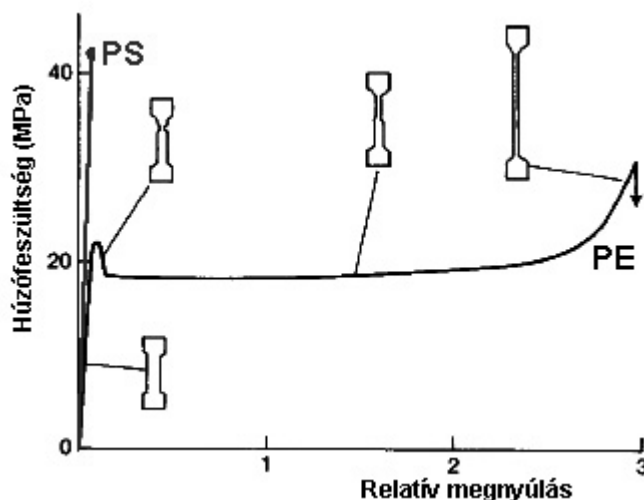
4.50. ábra A Részben kristályos polimerek termomechanikai görbéi

A 4-50. ábrán a részben kristályos polimerek tulajdonságainak változása látható a hőmérséklet függvényében. Ezek a plimerek a  $T_g$  és a  $T_f$  ( $T_m$ ) közötti hőmérséklet tartományban használhatóak. A  $T_m$  hőmérséklet a kristályos fázis olvadáspontja. A polimerek közül a PET, PVC tartozik például ebbe a csoportba.

mechanikai tulajdonságok

A polimerek mechanikai tulajdonságai nagymértékben függenek az óriásmolekulákat felépítő monomerektől, a belőlük felépített láncok méretétől és alakjától, továbbá az adalékoktól. A mechanikai tulajdonságokat befolyásolja a termék kialakítása is (pl. szál, fólia általában na-

gyobb szilárdságú, mint a tömb). Így egy tartományon belül szinte tetszőleges tulajdonságokkal rendelkező polimerek állíthatók elő.



4.51. ábra Polietilén és polisztirol nyújtási diagramja.

#### kémiai tulajdonságok

A polimerekre általában a jó vegyszerállóság jellemző, savaknak, lúgoknak ellenállnak, nem lépnek reakcióba a környezettel. Ennek hátrányos következménye az, hogy lebomlásuk általában hosszú idő alatt megy végbe. Amennyiben a kötésekben nitrogén vagy oxigén is részt vesz, a természet számára lebonthatóvá válhatnak ezek a polimer anyagok. Vannak oldószerben felduzzadó és vízben oldódó polimerek. Bár a korróziós károsodás mértéke csekély, de mechanikai feszültséggel együtt feszültségkorrózió kialakulhat. A polimereket tönkremenedelét előidéző további károsodási folyamat az öregedés, elszíntelenedés és a lassú oxidálódás.

#### optikai tulajdonságok

Az amorf szerkezetű anyagok átlátszóak, a kristályos szerkezetűek nem átlátszóak. A PMMA plexiüveggént ismert PC nagyon jó optikai tulajdonságokkal rendelkezik. UV fény hatására károsodnak, elszíneződnek, bomlanak.

#### villamos tulajdonságok

A polimerek általában jó villamos szigetelők, kis veszteség és kis dielektromos állandó jellemzi őket. A villamosiparban a polietilént és a polipropilént és a PVC-t is használják szigetelőként. A polisztirol fóliát kondenzátorokba építik. A teflon és a szilikon rendkívül jó szigetelési tulajdonságokkal rendelkezik, ezért különleges célokra használhatók. Üvegszállal, üveg-szövetrel erősített epoxigyanták, poliészterek a nyomtatott huzalozású lapok tartó és szigetelőanyagaként ismertek. Meg kell említeni a vezető polimereket, amelyeket az utóbbi években egyre több helyen alkalmaznak.

#### különleges tulajdonságok kialakítása, kopolimerek, adalékok

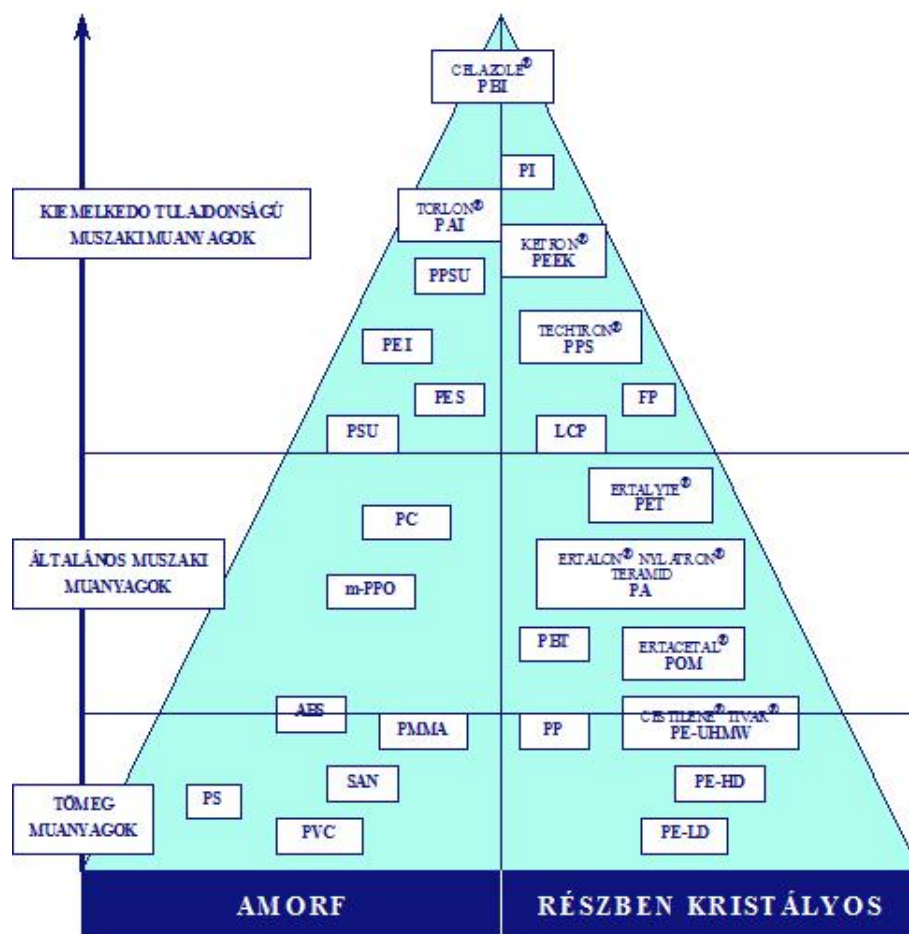
Több monomert együtt polimerizálva úgynevezett kopolimer állítható elő. A polimerizálás hatására a láncban belül keveredés történik (pl.: PE+PP: felhasználhatósági hőmérséklet intervallum kitágul). Adalékanyagok hozzáadásával a tulajdonságok nagymértékben befolyásolha-

tók. Ugyancsak adalékanyagok hozzáadásával lehet a technológiai folyamatokat megkönnyíteni, pl.: lágyító anyagok adalékolásával.

Adalékanyagok lehetnek:

- töltőanyagok,
- vázanyagok,
- lágyító anyagok: a transzformációs hőmérsékletet, a lágyuláspontot csökkentik,
- stabilizátorok, öregedésgátló anyagok: antioxidánsok, amelyek az öregedési folyamatot lassítják,
- UV stabilizátorok,
- öregedést gyorsító anyagok: lebomlási folyamatok gyorsítása, egy gyenge pont beépítése, „zöld polimerek”, környezetben lebomló polimerek,
- lánggátló adalékok
- színező anyagok,
- antisztatizáló anyagok.

### A leggyakrabban alkalmazott műszaki műanyagok



4.52. ábra A műanyagok összefoglaló ábrája: balra láthatók az amorf, jobbra a részben kristályos polimerek. A piramis alsó részén helyezkednek el az általános felhasználású műszaki műanyagok. A fizikai, kémiai tulajdonságok felfelé haladva jelentősen javulnak

poliolefinek – polietilén (PE)

Mivel könnyen megmunkálható, olcsó, tulajdonságai könnyen beállíthatók, a legelterjedtebb műanyag. Tisztán etilén polimerizációjával előállított lineáris vagy elágazó, de nem poláros láncmolekulákból épül fel. Részben kristályos műanyag. Attól függően, hogy hány százaléka kristályos, beszélhetünk kis sűrűségű ( $0,918-0,94 \text{ kg/dm}^3$ ; 55%; LDPE) és nagy sűrűségű ( $0,94-0,97 \text{ kg/dm}^3$ ; 60-70%; HDPE) polietilénről.

Technológiai adatai:

- üvegesedési hőmérséklete ( $T_g$ ):  $-80 \text{ }^\circ\text{C}$ ,
- olvadási hőmérséklete ( $T_m$ ):  $140 \text{ }^\circ\text{C}$ ,
- degradálódási hőmérséklete ( $T_D$ ):  $190 \text{ }^\circ\text{C}$ ,

Mivel a műanyagok között a legalacsonyabb lágyulási és üvegesedési hőmérséklettel rendelkezik, jól megmunkálható, alakítható. Alkalmazható technológiák:

- vákuumformázható vagy fújható:  $110-130^\circ\text{C}$  között,
- fröccsenhető, extrudálható:  $150-200^\circ\text{C}$  között.

A jellemző hőmérsékletek a szerkezet függvényei. A szerkezet viszont az előállítási technológiától függ. Így a felhasználási igényekhez igazodó tulajdonságok és a megmunkálásokhoz szükséges jellemzők széles határok között beállíthatók. Alkalmazásának hőmérséklet-tartománya  $-100^\circ\text{C} - +90^\circ\text{C}$  között használható. Szilárdsága a molekulatömeg, a kristályos hányad és a sűrűség növekedésével nő. A feszültséghosszabbal szembeni ellenállása a szilárdsággal nő. Képlékeny, bár alakváltozás közben kristályosodik, a keménysége nő. Nyújtáskor a láncok rendeződnek és kiegyenesednek, de egy idő után a láncon belüli kovalens kötések hatása érvényesül.  $60^\circ\text{C}$ -ig oldószereknek ellenáll. Villamosan jó szigetelő, vízfelvételre nem hajlamos, permittivitása, veszteségi tényezője kicsi, szigetelőként alkalmazzák. Alkalmazása: Csomagolástechnikában fólia, fröccsöntött és fűvott technológiával készült flakonok, dobozok, edények, szerelvények készítésre alkalmas. Extrudálható, vákuumformázható, tehát csövek, profilos szerelvények állíthatók elő belőle. Előnyös villamos szigetelési tulajdonságait az elektronikai ipar hasznosítja.

poliolefinek – polipropilén (PP)

Az óriásmolekulák propilén homopolimerizációjával, ill. etilénnel kopolimerizálva állíthatók elő. A polietilénhez legközelebb álló poliolefin. Három különböző térbeli szerkezettel állítható elő. A kristályos és amorf hányad beállításával a tulajdonságok nagymértékben befolyásolhatók. Ez az arány a lehűlés sebességével és az alakítottság mértékével is változtatható.

Technológiai adatai:

- üvegesedési hőmérséklete ( $T_g$ ):  $-20^\circ\text{C}$ ,
- kristály-olvadási hőmérséklete:  $150^\circ\text{C}$ ,
- olvadási hőmérséklete ( $T_m$ ):  $170^\circ\text{C}$ ,
- degradálódási hőmérséklete ( $T_D$ ):  $250^\circ\text{C}$  felett.

Éppen úgy, ahogy a polietilénnél, itt is a tulajdonságok megváltoztatása a kristályos-amorf hányad beállításával érhető el. A polipropilén jellegzetes hőmérséklet értékei nagyobbak, mint a polietiléne, így az egyes alakítási technológiák hőmérsékletei is magasabbak.

### Tulajdonságai:

Alkalmazhatósági hőmérséklet-intervalluma 0-150°C. Szilárdsági tulajdonságai kedvezőbbek, mint a polietiléné. Képlékenysége szobahőmérsékleten és fölötté szívós, de rideggé válik 0°C alatt. Áttetsző, színezhető. Kémiai tulajdonságai szinte teljesen azonosak a polietilénnel, feszültségkorrózióra viszont kevésbé hajlamos, de UV sugárzásra érzékeny. A polipropilénnek dielektromos vizsgálat szerint két diszperziós csúcsa van, az egyik a magasabb hőmérsékletnél szereplő csúcs 418 kJ/mol aktiválási energiával és a második csúcs alacsonyabb hőmérsékleti tartományban 109 kJ/mol aktiválási energiával. Az első csúcs a kristályos fázissal kapcsolatos, míg a második csúcs amorf fázisra utal.

### Alkalmazása:

A 100°C feletti tartományban is használható, konyhai, laboratóriumi eszközöket készítenek polipropilénből. Mivel nagyobb hőmérsékletet is elvisel, orvostechikai alkalmazása esetén, forró, túlnyomásos gőzzel sterilizálható. Fecskendők, számos műszaki és orvostechikai szűrők és kábelek készülnek polipropilénből. Sodrás nélküli, egykomponensű szálból készült sebvarró fonalat, és tűt is gyártanak belőle. A fonalat és a tűt együtt steril csomagolásban hozzák forgalomba. A tű furata a hossz tengely irányba a fonal irányából indul és a fonalat beszorítással, esetleg beragasztással rögzítik. Szálerősítéssel kompozitként gépkocsik szellőző és fűtővezetékeinek anyagaként is ismert.

### polisztirol (PS) és kopolimerjei, SAN, ABS, SB

A polisztirol lineáris láncmolekula kapcsolódó gyűrűs benzol gyökökkel. Sztirolból polimerizálással állítható elő. Amorf szerkezetű.

### Technológiai adatai:

- üvegesedési hőmérséklete ( $T_g$ ): 80°C,
- olvadási hőmérséklete ( $T_m$ ): 160°C,
- degradálódási hőmérséklete ( $T_D$ ): 200°C körül.

A legrégebben alkalmazott fröccsöntő anyag, mert kis olvadási hőmérséklete és kedvező viszkozitása van. Molekulái folyásirányba rendeződnek, kicsi a keresztirányú szilárdsága, szálkáisan törik, ilyen irányban feszültségkorrózióra érzékeny.

### Tulajdonságai:

Üvegesedési hőmérséklet alatti hőmérsékleteken formatartó, rideg. Szilárdsága, képlékenysége nem túl jó. Mivel amorf szerkezetű, kristálytiszta átlátszó, jól színezhető. A legtöbb szerves oldószerben, benzinben oldódik. Viszont ellenáll víznek, lúgnak, alkoholnak, zsírnak és olajoknak. Feszültségkorrózióra hajlamos, de az UV sugárzásnak ellenáll. Nagyon jó vilámlamos szigetelő, fóliakondenzátorok alapanyaga. Kiváló optikai tulajdonságai vannak, de ridegsége miatt inkább kopolimerjeit használják.

### Kopolimerjei:

**SAN**=sztiroil akrilnitril: (akrilnitril  $C_3H_3N$ ) üvegtiszta, kémiailag ellenállóbb, jobb a hőállósága, valamint a feszültségkorróziós tulajdonságai is kedvezőbbek.

**ABS**=akrilnitril butadién sztiroil: A SAN és a butadién kaucsuk keveréke. Nem átlátszó, de kaucsuk tartalma miatt tartósan terhelhető aránylag nagy hőmérséklet tartományban. Könnyen újrafeldolgozható. Az autóipar műszerfal, belső burkolat készítésére, az elektronikai ipar készülék házak és számítógép házak készítésére használja.

**SB**=sztirol butadién: A polisztirol és a butadién elágazó kopolimerizációjával készül. Az arányok és az eljárás függvényében akár bőrszívósságú anyag is nyerhető. – 40°C-ig ütészálló és nagyjából 75°C-ig hőálló.

#### polivinil klorid (PVC)

A vinilklorid polimerizációjával állítják elő a lineáris, poláros láncmolekulákat. Amorf szerkezetű. Nagy molekulaközi kötőerőkkel rendelkezik, a klór nagy elektronegativitása miatt fellépő poláros jelleg következtében. Lágyítókkal a poláros kötések közömbösíthetők.

Technológiai adatai:

- üvegesedési hőmérséklete ( $T_g$ ): 60°C körüli, lágyítókkal akár negatív hőmérséklet is lehet,
- olvadási hőmérséklete ( $T_m$ ): 150°C körüli,
- degradálódási hőmérséklete ( $T_D$ ): 200°C körüli,
- feldolgozási hőmérséklete max.: 170°C.

Tulajdonságai lágyítók, stabilizátorok, töltőanyagok hozzáadásával nagymértékben változtathatók. Gyengén terhelt szerkezetekben használható az üvegesedési hőmérséklet alatt. A kemény PVC szilárdsága a polisztirolénál nagyobb, lágyítókkal jelentősen csökken. Áttetsző, de átlátszatlan kivitelben minden színre színezhető. Viszonylag rossz a fény- és hőállósága. Vegyszerállósága kitűnő, de egyes szerves oldószerek duzzasztják, és kismértékben oldják. Jó villamos szigetelő, nagyfrekvenciás tulajdonságai nem megfelelőek. A PVC-nek dielektromos spektruma alapján két relaxációs tartománya van.

Alkalmazásai: Mivel lágyítókkal a gumielasztikus viselkedéstől a viszonylagos keménységig bármilyen tulajdonság beállítható, valamint az ismertett tulajdonságoknak köszönhetően, egyike a legelterjedtebb műanyagoknak. Legnagyobb hátránya, hogy az újrahasznosítása nehéz, csak speciális égetőműben lehet elégetni, terheli a környezetet. Klórtartalma miatt környezetszennyező, elégetésekor rákkeltő dioxinok keletkeznek. Kemény PVC: vízcsövek, csatornák, nyílászáró keretek, kábelvezető csövek, elosztó- és biztosíték dobozok, kapcsoló alkatrészek; edények, tartályok; bútorok és bútorok alkatrészei, játékok gyártásánál alkalmazták. Orvosi egyszerű használatos eszközök készülnek belőle.

Lágy PVC: villamos szigetelések, vezetékek bevonata; fóliák, műbőrök, tapéta, padló, ruházat, tömítés; használati eszközök készülhetnek belőle.

#### polikarbonát (PC)

Az előállítás difenilol propán és foszgen polikondenzációjával sósav felszabadulással lehetséges. Lineáris láncmolekulákból épül fel. Mivel gyűrűs tagokat tartalmaz, amorf szerkezetű, kristályosodásra nem nagyon hajlamos. Fröccsöntéssel, extrudálással dolgozható fel, 240–300°C közötti hőmérsékleten. Az amorf anyagok szilárdságával összehasonlítva nagy szilárdságú anyag. Szilárdsága erősítőanyag hozzáadásával tovább fokozható. Rendkívül ütészálló, golyóálló üvegek gyártására használható. Szívós – 40–130°C közötti hőmérséklet intervallumban, teherhordó elemként használható. Nagy vastagságban is víztiszta, színezhető, de karcolásra érzékeny. Vegyszereknek kevésbé áll ellen, UV sugárzás károsítja, ezért stabilizátorokat kell alkalmazni. Villamosan jó szigetelő. Tulajdonságai együttesen olyanok, amelyeket más műanyagokkal nem lehet megvalósítani, ezért igen drága.

Alkalmazása: nagyon sokrétű. Fröccsöntött szigetelők, műszerdobozok, világítótestek burái, biztonságtechnikában átlátszó védőburkolatok, maszkok, sisakok; élelmiszer konténerok, csarnok kupolák, szemüveglencsék, lámpatestek gyártására alkalmas.

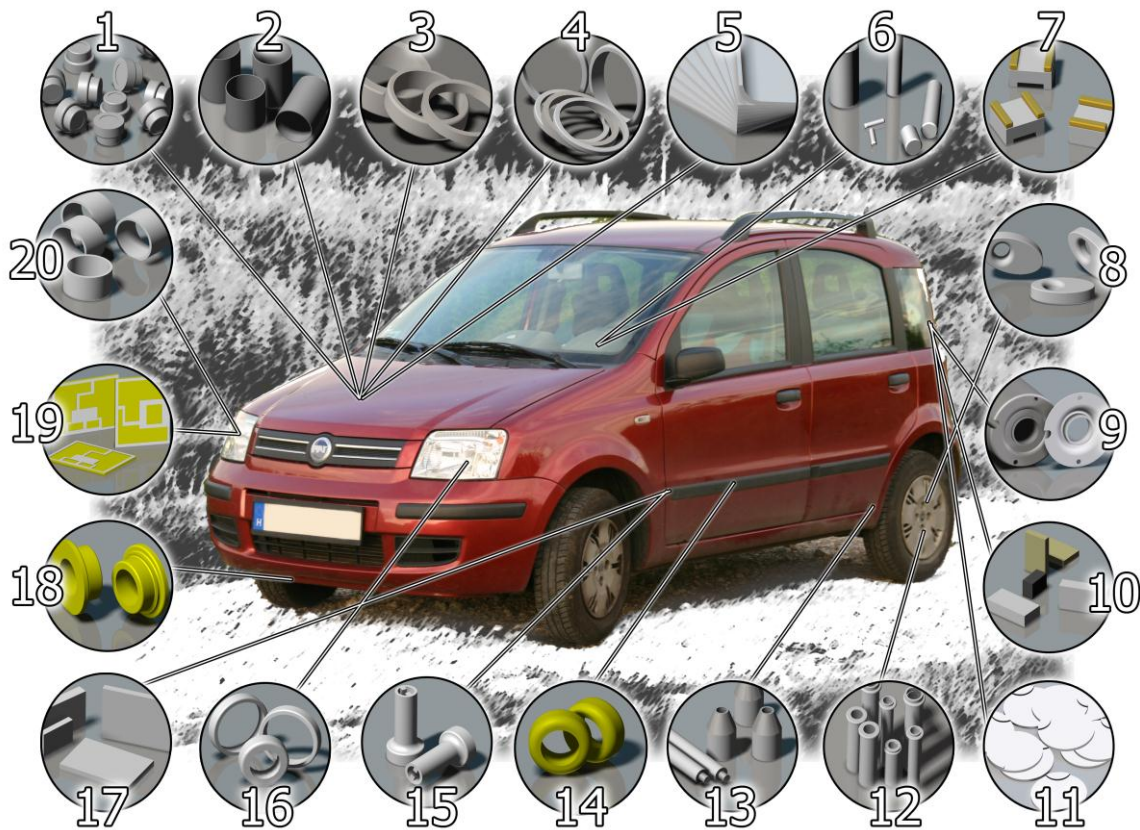
*politetrafluoretilén (PTFE, pl. teflon)*

Tetrafluoretilénből polimerizációval állítják elő. Lineáris láncmolekulákból áll, nem poláros, kristályosodásra hajlamos. Kristályos hányada akár 95% is lehet. Molekula tömege nagyon magas. Rendkívül nagy a hőállósága, ez a tulajdonsága feldolgozását nehézkessé teszi. A feldolgozási hőmérsékleten agresszív, így a feldolgozás eszközeit speciális korrózióálló anyagból készítik, esetleg keménykróm bevonattal látják el. Komplikált feldolgozása miatt a legdrágább műanyagok közé tartozik. A monomerrel ellentétben rendkívül stabil. Mikro kristályos anyag, csak 327°C felett lesz átlátszó és lágy. Ez alatt a hőmérséklet alatt nem oldódik, és nem duzzad semmiféle oldószerben. Korrózióálló, erős savakkal szemben is jól ellenáll. A legellenállóbb műanyag, nem oxidálódik, nem ég. Csak olvasztott alkáli fémek támadják meg. Megmunkálása szinterezéssel, forgácsolással megmunkálható. Rendkívül ellenálló, kiváló villamos tulajdonságokkal rendelkezik. Csak 400°C felett bomlik. Stabilitása kiváló. A felületi feszültsége kicsi, ezért a teflonnal bevont edények faláról az olajjal, zsírral sült ételek leválaszthatók. Villamos szempontból kiváló dielektrikum, még nagy frekvenciás elektromos térben is igen kicsi a veszteségi tényezője ( $\tan \delta$ ), és nagy az átütési szilárdsága, mert apoláros makromolekulákat képez. Amorf állapotban kaucsukszerű. Az ömledék gyors lehűlésekor lesz ilyen, de ez az állapot nem stabil, már szoba hőmérsékleten is, de melegítés hatására gyorsan megkeményedik, mert kristályosodik. Szilárdsága, képlékenysége mérsékelt. Szívóssága az üvegesedési hőmérséklet alatti tartományban rideg. A kaucsukszerű amorf rész és a magas olvadáspontú kristályos rész együttes jelenléte miatt a teflon keménysége nem nagy, ridegedési pontja nagyon alacsony, a polimer hajlékony, és nyújtáskor bizonyos fokig elasztikus. Tartós nyíró erő vagy kompresszió hatására folyik, és maradó alakváltozást szenved, vagyis a kúszása nagy.

Alkalmazása: bevonatok konyhai edényeken, borotvapengéken, stb. Kitűnő siklócsapágy anyagok, magas hőmérsékleten, szilárd kenőanyagok, tapadásgátló bevonatok, tömítések, szelepek, műszeralkatrészek készítésére használják. Szilárdsága kicsi, így erősítőanyagokkal (üveg, szén szálerősítéssel) kompozit anyagot gyártanak belőle.

## 5. Kerámiák, kompozitok

A műszaki életben általában is, de a modern járműgyártásban különösen nagy jelentőségű a kerámiák szerkezeti, illetve funkcionális anyagokként történő felhasználása. Bár e könyv bevezető ábráján, amely a különféle anyagfajták százalékos szereplését mutatja egy korszerűnek mondható személygépkocsiban. Ez a jelentőség nem feltétlenül tükröződik, mert a vázszerkezet és a futómű túlsúlya a domináns a fémek (főként Fe) felhasználása miatt (részben gazdasági, részben gyártástechnológiai okok). A kerámiák műszaki szerepe ennek ellenére mégis rohamosan növekszik, főként, mint funkcionális anyagoké (pl gyújtógyertya, ablaküveg, stb). A járműgyártásban és fejlesztésben résztvevő szakemberek figyelve ennek megfelelően fokozottan a kerámiák és a kompozit anyagok felé irányul. Ezt az 5.1. ábra támasztja alá, amelyik rámutat a modern gépkocsikban alkalmazott kerámiaelemek sokoldalú felhasználhatóságára.



5.1. ábra Modern gépkocsiban alkalmazott kerámiaelemek felhasználása

Ez indokolja, hogy a fémes anyagi tulajdonságok ismertetése mellett nagy súlyt helyezünk ez utóbbi anyagcsalád áttekintésére is. Noha a modern műszaki kerámiák kifejlesztése csak az utóbbi évszázad vívmánya, és történelmileg ezen anyagok gyártástechnológiája csak a múlt században kapott lendületet a fémkohászat fejlődésével szemben, meglepően régen alkalmazták az emberi kultúrák a kerámiákat (természetesen akkor azokból az anyagokból készítve, melyek a természetben előfordultak).

A földkéregben a három leggyakoribb elem: oxigén, Si és Al (eltekintve a vízben kötött oxigéntől) melyek ásványok, vegyületek formájában vannak. Az előforduló elemek tekintélyes

részének kémiai állapota olyan, hogy mint vegyületek, kerámiának minősülnek. A kerámia szó tipikus gyűjtőfogalom, éppúgy, mint a „fém”. Kémiaileg azonban sokkal több, eltérő karakterű vegyületet jelöl a szó, így a definíció is meglehetősen általános. *Kerámia: szervesen nemfémességű anyagokat jelöl, amelyek között kristályosak és amorfok egyaránt előfordulnak.* A mérnöki gyakorlat a természetben készen található kerámiákat is alkalmazza (pl. kőzetek). A jelenleg inkább átalakított anyagokat szokás kerámiáknak nevezni. A görög eredetű „keramos” szó fazekasföldet jelent, ami arra utal, hogy kezdetben fazekas ősi foglalkozást: agyagedények, kőedények gyártását jelentette. Ezt követően porcelántárgyak üvegedények, építőanyagokat

tűzálló anyagokat értettek kerámiákon. Ezek az ún. tradicionális, hagyományos kerámiák. Jelenleg a korszerű műszaki kerámiákat advanced technical ceramics, structural ceramics, high performance ceramics” angol elnevezéseket alkalmazzák a modern kerámiákra.

A kerámiák főbb jellemzőit leginkább a fémek tulajdonságaival való összehasonlításban érthetjük meg. Ezeket az összehasonlításokat láthatjuk az 5.1. táblázatban.

5.1. táblázat A kerámiák és fémek tulajdonságainak összehasonlítása

Tulajdonság	Korszerű kerámia	Fém	Kerámia:fém tulajdonságarány
Alakíthatóság	Nagyon kicsi	Nagy	(0,001-0,01):1
Sűrűség	Kicsi	Nagy	0,5:1
Törési szívósság	Kicsi	Nagy	(0,0-0,1):1
Keménység	Nagy	Kicsi	(3-10):1
Hőtágulás	Kicsi	Nagy	(0,1-0,3):1
Hővezető-képesség	Kicsi	Nagy	(0,05-0,2):1
Elektromos ellenállás	Nagy	Kicsi	(100-1000):1

Az összevetésből világos, hogy a kerámiák fizikai tulajdonságai ellentétesek a fémek anyagkéval. Legszembetűnőbb az elektromos vezetőképességbeni különbség, a hővezető képességben is jelentős az eltérés, de a mechanikai jellemzők is nagy különbségeket mutatnak. Az alakíthatóság különbözősége külön magyarázatot igényel.

A sűrűségbeni jelentős különbség pedig annak következménye, hogy a kerámiák rendszerint könnyűelemeket is tartalmaznak (oxigén, Nitrogén karbon). Tulajdonságaik alapján néhány egykomponensű anyag (grafit, gyémánt) is kerámiák közé sorolható. Ugyancsak tulajdonságaik alapján sorolhatók a kovalens üvegek (szilikátüvegek) is a kerámiák közé. A következőkben a kerámiák felhasználásának feltűnő előnyeire hívjuk fel a figyelmet:

5.2. táblázat Néhány példa kerámia alkatrészek felhasználásából származó előnyökre

Alkalmazás	Előny	Kerámiai anyagok
Hűtés nélküli, kis teljesítményű dízelmotor	A fajlagos üzemanyag-fogyasztás 10-15%-kal csökken	ZrO <sub>2</sub> , Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> , SiC, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Al <sub>2</sub> TiO <sub>5</sub>
Nagyteljesítményű adiabatikus dízelmotorok	A fajlagos üzemanyag-fogyasztás 20%-kal csökken	ZrO <sub>2</sub> , Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> , SiC, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Al <sub>2</sub> TiO <sub>5</sub>
Kisteljesítményű gázturbinák autókhoz	A fajlagos üzemanyag-fogyasztás 27%-kal csökken	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> , SiC, Li-Al-szilikátok
Kohászati kemencék hőcserélője	Fajlagos energiafelhasználás 41%-kal csökken	SiC
Egyes forgácsoló szerszámok	A termelékenység 220%-kal nő	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> , SIALON
Rézdrót húzókö	A termelékenység 200%-kal nő	ZrO <sub>2</sub>

A 5.2. táblázat alapján az előnyök nyilvánvalók: valamely gépalkatrész nagy hőmérsékleten történő üzemelését, nagy kopásállóságot tesz lehetővé megmunkáló szerszámok elemeként. További felhasználási területeket mutat a következő táblázat:

Nem oxid alapú, ún. „nagyteljesítményű” különleges kerámiák alapanyagait soroljuk fel, megjelölve az alkalmazási területeket:

Ezeknek felhasználása négy nagy területre terjed ki:

A fémfeldolgozás szerszámai, a motorkerámiák, a kohászati gyártástechnológia elemei és az ún kopóalkatrészek, valamint alapvető anyagai, az ún. élkerámiák.

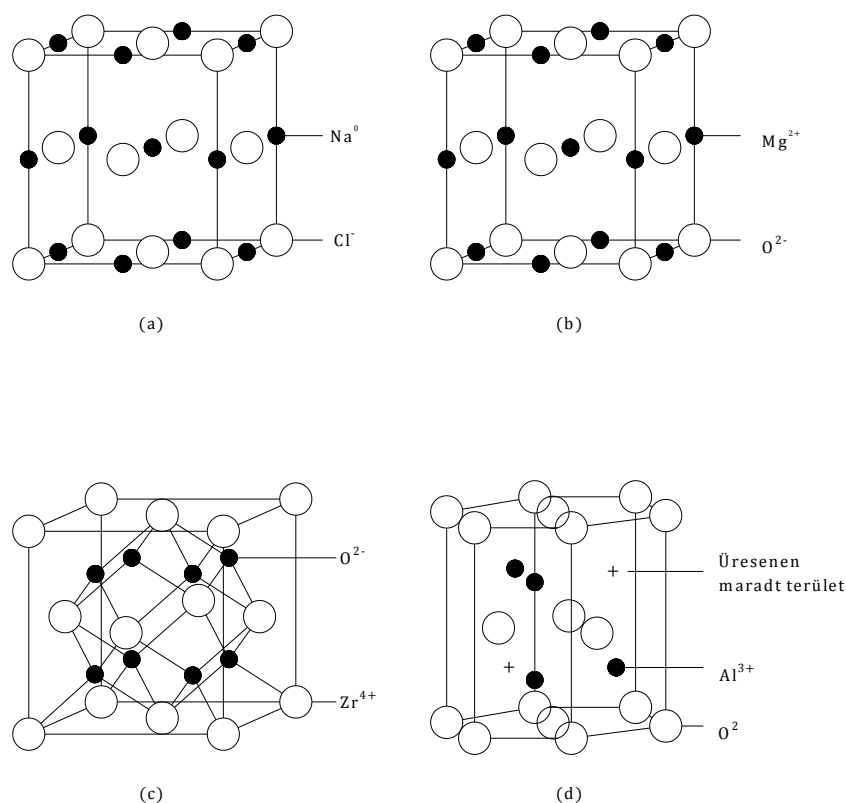
5.3. táblázat Kerámiák felhasználási területei

Felhasználási területek	Anyag megnevezése
<b>1. Szerkezeti kerámiák</b>	
1.1 A fémfeldolgozás vágó- és alakítószerszámai pl. vágólapkák, szálhúzógyűrűk, terelőgörgők, hengerek	Szilícium-nitrid Titán-karbid Titán-nitrid Titán-borid
1.2 Motorkerámiák: pl. dízel izzítógyertyák, dízel előégetőkamrák, turbótöltők, szelepek	Szilícium-nitrid Szilícium-karbid
1.3 Kohászat és gyártástechnológia elemei: pl. tégelyek, elpárologtatók, golyósmalmok, hőcserélők	Szilícium-nitrid Szilícium-karbid Alumínium-nitrid Bór-nitrid Titán-borid
1.4 Kopó alkatrészek: pl. szivattyútömítések, forgórészek, homokszóró, fűvőkák, golyóálló mellények	Szilícium-nitrid Szilícium-karbid Bór-karbid Titán-borid Titán-karbid
1.5 Precíziós gépalkatrészek: pl. golyóscsapágyak, turbinalapátok, géporsók, idomszerek	Szilícium-nitrid Szilícium-karbid
<b>2. Elektrokerámiák</b>	
2.1 Szubsztrátok integrált áramkörökhöz	Alumínium-nitrid Alumínium-karbid
2.2 Mágnesfejek	Szilícium-nitrid Titán-karbid
2.3 Szenzorok, gyújtók	Cirkon-borid Titán-nitrid Alumínium-nitrid Szilícium-karbid
2.4 Ellenállások	Titán-nitrid Króm-nitrid Alumínium-nitrid Lantán-hexaborid
<b>3. Különleges tűzálló anyagok</b> pl. kádbélések, csapolónyílások, befűvatóláncsák porlasztói	Bór-karbid Szilícium-karbid Bór-nitrid
<b>4. Élkerámiák</b>	Szilícium-nitrid Titán-nitrid, gyémánt

### A kerámiákban előforduló kötéstípusok és kristályszerkezetek

A kerámiákban előforduló leggyakoribb kötéstípusok kovalens és ionos jellegűek (lásd 2.3-2.4. ábrák). Kovalens kötés jellemzi pl. a szilikátokat (Si-O kötések), amelyek irányítottak. Ugyancsak kovalens kötések áll a gyémánt, a grafit (egy rétegen belül), a bórkarbid, bórnitrid SiC stb. E vegyületek nagy keménységűek és ridegek. Kerámia jellegű anyagként tartjuk számon a jeget is (kovalens kötés az O-H között).

Ionos jellegű kerámiák az alkáli-halogenid sók (NaCl, KCl). Tipikus, gyakori a köbös kristályszerkezet az ionos kerámiákban, amint ezt az 5.2. ábra mutatják:



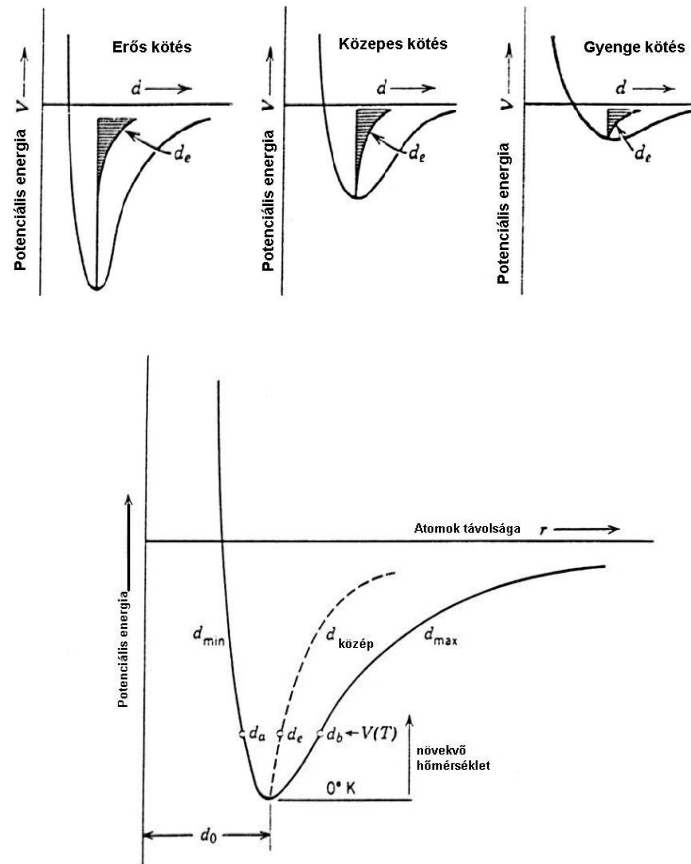
5.2. ábra Kerámiákban előforduló fő kötéstípusok

A fenti kristályszerkezetek tipikus sűrű illeszkedésűek, tehát lapcentrált köbösök (felületen középpontos kockarácsúak), vagy hexagonális szerkezetűek. A sűrű illeszkedésű atomsíkokban az ellentétesen töltött ionok az első koordinációs környezetek távolságán belül kölcsönösen semlegesítik egymás töltését.

### Atomi kötésállapot és néhány fizikai tulajdonság kapcsolata a kerámiákban

Az 5.1. táblázatban foglalt összehasonlításból már láttuk, hogy a (műszaki gyakorlatban használt) kerámiák tulajdonságai ellentétesek a fémek anyagkéval. Az említett ellentétes fizikai tulajdonságok az atomok eltérő kötésállapotából direkt módon következnek, de – ugyanúgy, mint a fémek szerkezeti anyagok esetében is, néhány jellemzőre nagy hatással vannak maguk az előállítási folyamatok is. Az atomi kötésállapot szerepének megvilágítására újból visszatérünk az korábban ismertetett alapelvekhez, mert ennek alapján érthetőek meg olyan jellegzetesen keramikus tulajdonságok, mint a termikus stabilitás, a hőtágulási tényező,

a hővezetőképesség stb. Külön visszatérünk a technológia által befolyásolt tulajdonságokra, amelyek az ún. „reálszerkezeten” keresztül fejtik ki hatásukat.



5.3. ábra Az atomok közötti kötésállapotok potenciális energiái

A 5.3. ábrán az atomok közötti kötésállapotra jellemző potenciális energiát láthatjuk különböző erősségű kötések esetén. A kötés erősségét a potenciálvölgy málysége jelzi, amivel arányos az olvadási hőmérséklet, ill. a az „ún szublimációs hő” vagyis az az energia, amellyel az atomot a szilárd testre jellemző kötésállapotból eltávolíthatjuk. A Young modulus fordított viszonyban van a potenciálvölgy görbületének sugarával a görbe alján. A hőtágulási tényező kapcsolatban van a görbe asszimmetriájával. Látható tehát, hogy azok az anyagok, amelyekben az atomi kötésállapot erős (így a műszaki kerámiák zöme ide tartozik) nagy olvadásponttal, nagy szublimációs hővel, nagy Young-modulussal és kis hőtágulási tényezővel rendelkeznek. A hőtágulási tényező kvalitatív értelmezését a 5.3. ábrából olvashatjuk le: növekvő hőmérséklettel az egyensúlyi rácspont körül egyre növekvő amplitudójú rezgőmozgást végeznek az atomok. A rácspan rögzített helyzetéhez képest ez a rezgés asszimmetrikus, és a növekvő hőmérséklettel növekvő amplitudójú. Ez vezet a makroszkóposan is kimutatható hőtáguláshoz.

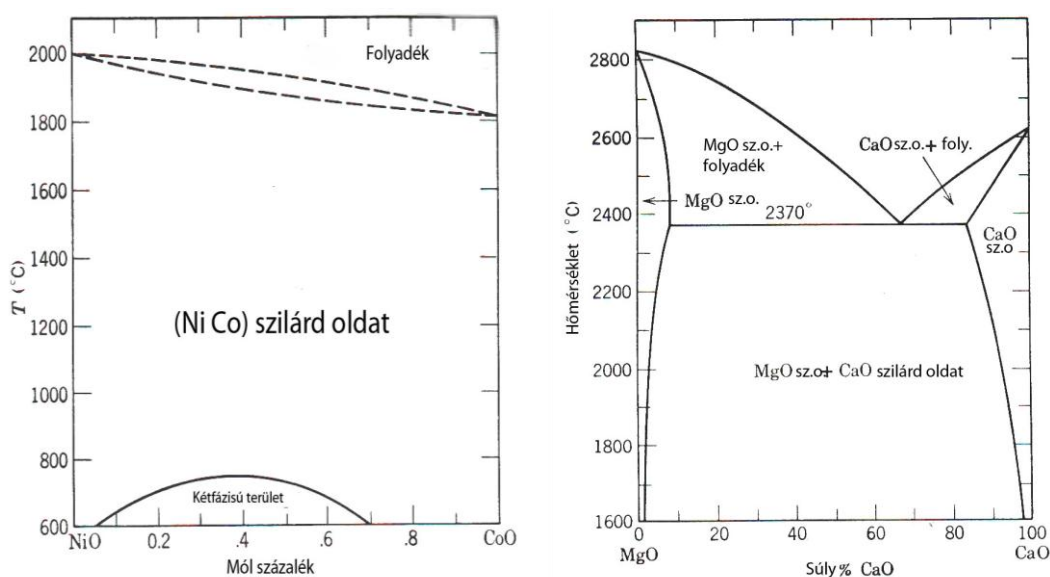
### Fázisdiagramok a kerámiákban

Miként a fémeknél, ill. ötvözeteknél, a kerámiáknál is a fázisdiagram ismerete nyújt tájékoztató szintű információt a kerámiák legalapvetőbb termikus tulajdonságairól. Első közelítésben megbecsülhető ezekből a kerámia termikus stabilitása. Itt elsősorban az olvadási hőmérsékletre és a fázisdiagramok által jelzett polimorf átalakulásokra kell gondolnunk. A fázisdiagram

itt is arról szólnak, hogy adott hőmérsékleten és összetételnél milyen fázisok vannak egymással egyensúlyban.

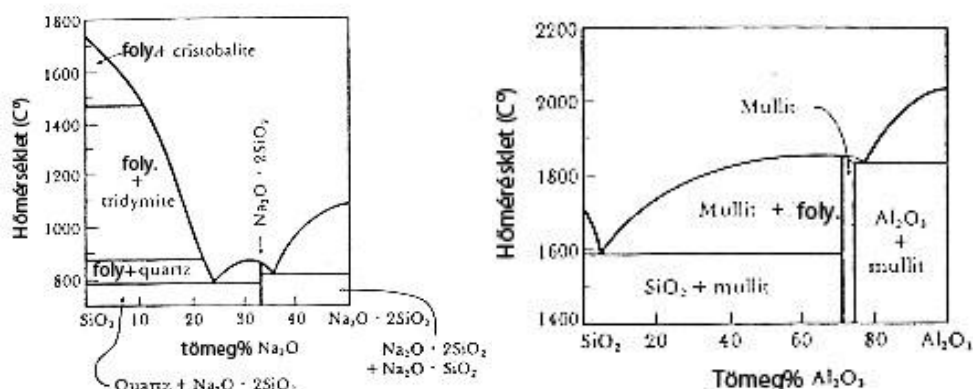
Itt is megtaláljuk a már korábban megismert fázisdiagram típusokat és reakciókat. Hasonlóan az ötvözetekhez, itt is szerepelnek korlátlanul és korlátozottan elegyedést mutató diagramok.

A korlátlan és a korlátos elegyedésre mutat példát a CoO és NiO ill a MgO CaO rendszer. Ha a fázisdiagramokat szemléljük, nyilvánvaló, hogy itt kémiai szempontból nem biner, hanem terner rendszerekről van szó, mert a fázisdiagram komponensei maguk is vegyületek, míg fémes fázisdiagramokban az alkotók kémiai elemek. Az 5.4 ábra szerint két oxid korlátlan elegyedéséről van szó oly módon, hogy közös kristályrácsot alkotnak, és ebben a fémionok koncentrációjuktól függő arányokban kölcsönösen helyettesíthetik egymást a rácspontokban anélkül, hogy a rácsszerkezet megváltozna. Látható ugyanakkor az is, hogy kis hőmérséklet tartományban fázis-elkülönülés van, ami kétféle rácsszerkezet megjelenésére utal. A korlátos elegyedésre jó példa az 5.4. ábrán látható MgO-CaO-ból álló rendszer.



5.4. ábra NiO-CoO és MgO-CaO fázisdiagramja

Az ábra értelmezése követi a fémes rendszerek megszokott logikáját azzal a különbséggel, hogy a szilárd oldatok MgO vagy CaO alaprácsot képeznek, amelyekben a másik fémek korlátozottan helyettesíthetik egymást.



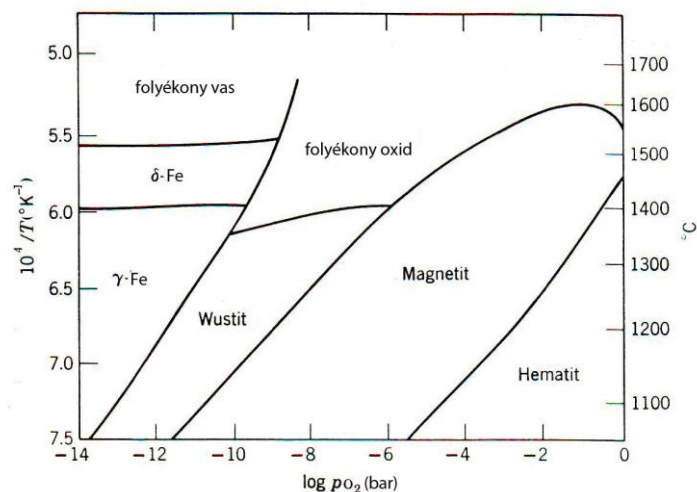
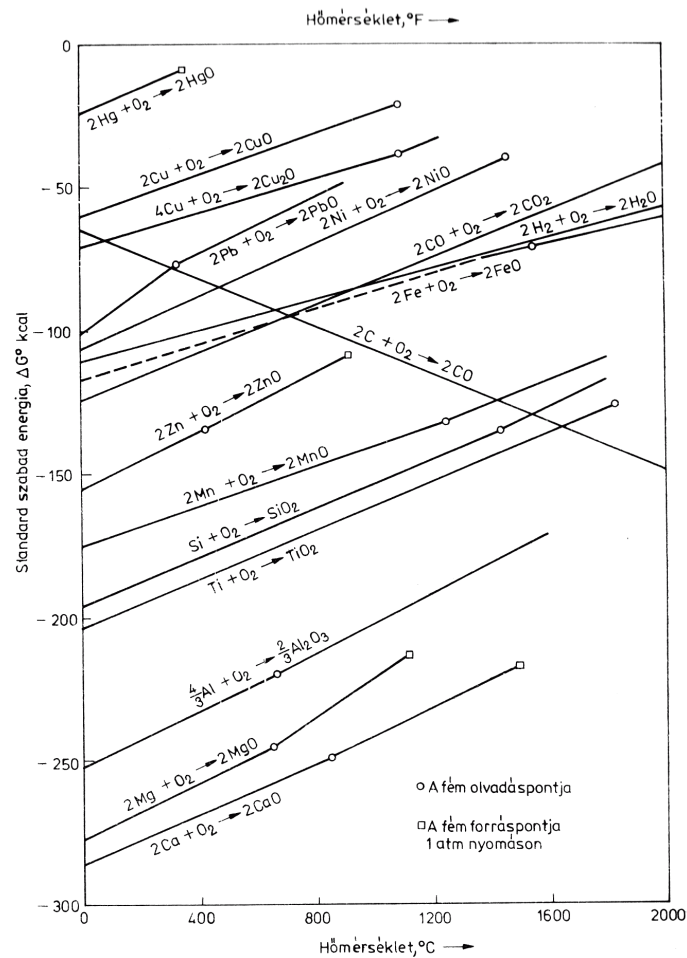
5.5. ábra  $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$  illetve  $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  fázisdiagramja

Lényegesen bonyolultabb fázisdiagramokat látunk a 5.5. ábrán. Kiemelkedő műszaki jelentőségük miatt mutatjuk be őket. A fázisdiagramok egyik komponense a  $\text{SiO}_2$  (szilíciumdioxid). A tiszta szilíciumdioxidnak több polimorf módosulata van (többféle kristályszerkezete lehetséges az olvadási hőmérséklet eléréséig. Az olvadáspont rendkívül nagy, és maga a vegyület is stabil ezen hőmérséklet eléréséig.

Az  $\text{SiO}_2$  igen fontos alapanyaga a legkülönbözőbb üvegeknek, sőt az  $\text{Al}_2\text{O}_3$  alapú műszaki kerámiáknak is. Az 5.5. ábrán látható, hogy a tiszta  $\text{SiO}_2$ -ba nátriumoxid bekeverésével kapjuk a későbbiek során tárgyalásra kerülő ablak- és palacküvegeket. A NaO adagolás célja az olvadáspont csökkentése, ahogy ezt a gyártási folyamatok ismertetése során látni fogjuk. Jelentős olvadáspont-csökkenés eutektikus jellegű olvadáspont-csökkenést idéz elő. A másik jelentős ötvöző-partner a CaO. A fázisdiagramon szereplő mullit elnevezésű fázis képezi az alapját a kohászati kerámiák (tégelyek, stb.) gyártásának. Ennek a fázisnak az igen kis hőtágulási tényezője következtében kevésbé érzékeny a hőlökésekre, emiatt olvasztó tégelyek alapanyagául alkalmazzák.

Miként a fémeknél, a kerámiáknál is megkülönböztetünk egy- és többkomponensű rendszereket. Egykomponensű, tehát egyetlen kémiai elemből álló kerámia a gyémánt, a grafit (mindkettő a karbon elem allotróp módosulata), vagyis a kettő kristályszerkezetben, de az atomok közötti kötési állapotban is különbözik egymástól.

## A kerámiák kémiai stabilitása



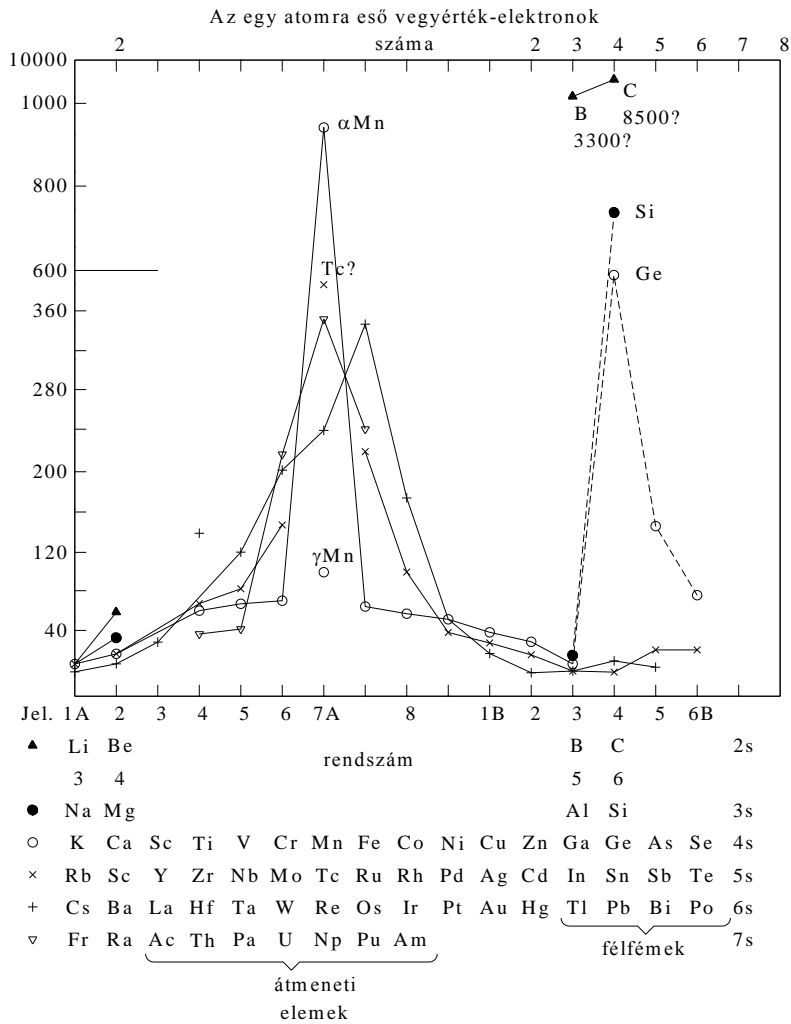
5.6. ábra Ellingham diagram

A kerámiák túlnyomó többsége vegyület (oxidok, szilicidok, nitrdek karbidok), így a termikus stabilitás megítélésében felmerül az a kérdés is, hogy növekvő hőmérséklettel milyen hőmérsékleten bomlanak el, mint vegyületek. A kémiai stabilitást a megfelelő vegyületképződé-

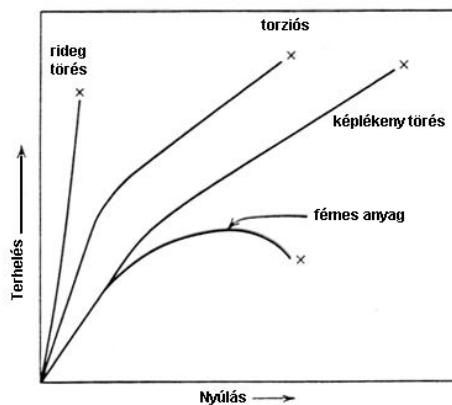
si szabadenergia változás mutatja. A nagy képződéshőjű vegyületek termodinamikai értelemben stabilak, ez azt is jelenti a hőmérséklet növekedésével a vegyület kristályrácsának stabilitása (olvadáspont) nagyobb. Speciális azonban a helyzet akkor, ha a vegyület egyik komponense gáz halmazállapotú (oxid, nitrid kerámiák). A kémiai stabilitás jellemzésére ezeknél a vegyületeknél figyelembe kell venni a komponensnek, mint gázoknak a koncentrációját a szoban forgó kerámiát körülvevő gáztérben. Egy gázkeverékben (pl a levegőben) a komponensek koncentrációja a komponensek parciális nyomásával arányos. (Szemléletes példája ennek az, hogy a föld felszínén érvényesülő 1 bar nyomás kialakításához az oxigén 0.2 bar nyomás értékkel járul hozzá, mivel jelenléte az atmoszférában 20%-os). Ennek alapján szerkesztették meg a 5.6. ábrán látható ún. Ellingham-diagramot. A különböző fémoxidok képződésével járó Standard szabadenergia változások hőmérséklet függése látható. A  $\Delta G = R \times T \times \ln p_{O_2}$  összefüggés alapján nyilvánvaló a kapcsolat az oxid termodinamikai stabilitása és a körülvevő közeg oxigén parciális nyomása között. Adott oxidra vonatkozó egyenes fölötti (nagyobb) oxigénparciális nyomás meghaladásával az oxid képződése elindul, a kisebb nyomás-értékeknél pedig az oxid elbomlik egy adott hőmérsékleten. A szilárd oxidokra vonatkozóan pozitív iránytangensű egyenesek visszatükrözik azt az általános tapasztalatot, hogy növekvő hőmérsékleten az oxidok elbomlanak, vagyis növekvő hőmérsékleten egyre nagyobb oxigénparciális nyomás szükséges az oxid képződéséhez. Egyezésben van az ábra szellemével az a tény is, hogy pl. a Hg, Ag, Cu, Pb fémek az oxidációval szemben ellenállóak alacsony hőmérsékleten és atmoszférikus körülmények között. A Fe már lényegesen könnyebben oxidálódik (adott hőmérsékleten nagyobb a  $\Delta G$ -je). Ugyanakkor nagy a Fe olvadási hőmérsékletének tartományában a Fe-oxidok bomlási tendenciáját jól nyomonkövető a 5.6. ábrán. Az is jellegzetes, hogy a különböző összetételű vasoxidok képződéséhez és bomlásához eltérő oxigén parciális nyomásértékek tartoznak. Leolvasható az ábráról az a megállapítás is, hogy pl. az  $Al_2O_3$  képződési szabadenergiája sokkal nagyobb, mint a vasé. Ennek megfelelően az Al adagolása a vas olvadékba annak oxigéntartalmát csökkenti, ezzel  $Al_2O_3$  képződik, ami a salakba kerül. Ezzel a vas olvadékot dezoxidálja. Ezt a folyamatot az acélgyártásban használják fel.

### A kerámiák fizikai tulajdonságai

*Mechanikai jellemzők.* A kerámiák között található a legkeményebb anyagok, mint pl a gyémánt, bórkarbid bóridok és nitridek stb. Ezért alkalmazhatjuk őket a keménységvizsgálatban, vagy nagyteljesítményű forgácsoló szerszámok készítésére. A 5.7. ábra összehasonlítást ad az elemek keménységének változásáról a periódusos rendszerben elfoglalt helyük alapján. Ez alapján már nyilvánvaló az elektronszekezet, a kötéstípus és a keménység kapcsolata. Az ún. átmenetifémek (Cr, Mn, Fe), amelyeknél a d-elektronok alapvető szerepet játszanak a kötéstípus kialakításában, a legkeményebbek, de még ezek is több mint egy nagyságrenddel maradnak el a kovalens kötésekkel jellemezhető „metalloid” elemek mögött.



5.7. ábra Az elemek keménysége a periódusos rendszerben elfoglalt helyük, illetve a különböző elektronszerkezeteik függvényében

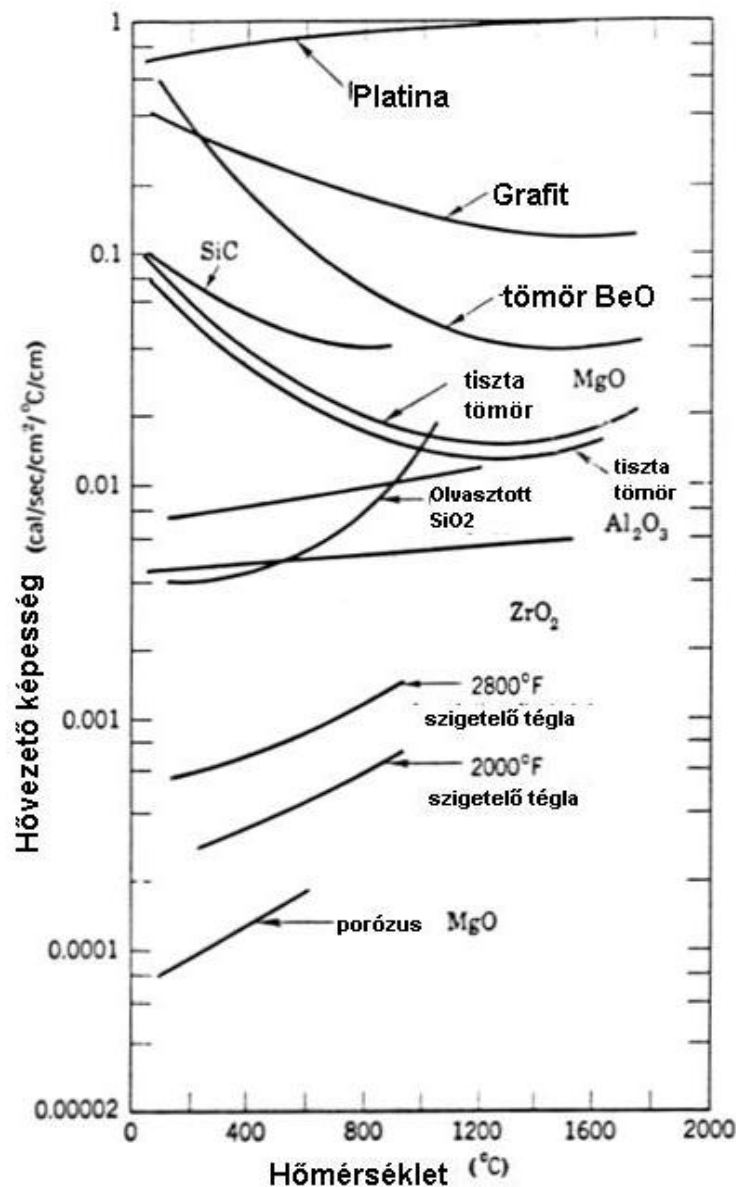


5.8. ábra Az erő-megnyúlás diagram különböző szerkezeti anyagok esetén

A keménység a Ge, Si, B sorrendben növekszik és legnagyobb a gyémánt (C) keménysége. Hasonlóan nagy keménységűek a metalloidok egymással alkotott vegyületei, mint pl a BC, SiC stb. A nagy keménységet rendszerint rideg-törékenység kíséri. Ezt mutatja a 5.8. ábra, ahol az erő-megnyúlás diagram jellegzetes vonásait hasonlíthatjuk össze az eddig ismert szerkezeti anyagokban. A fémek anyagra jellemző a Young-modulus kis értéke és a növe-

vő terhelés hatására elkezdődő folyás. (pl. tiszta fémek). A másik csoportba tartoznak a képlékeny törési karaktert mutató anyagok (több ötvözet). A kerámiákra jellemző a nagy Young-modulus és a ridegtörésre való hajlam. Ezért az ütészerrű igénybevételt nem viselik.

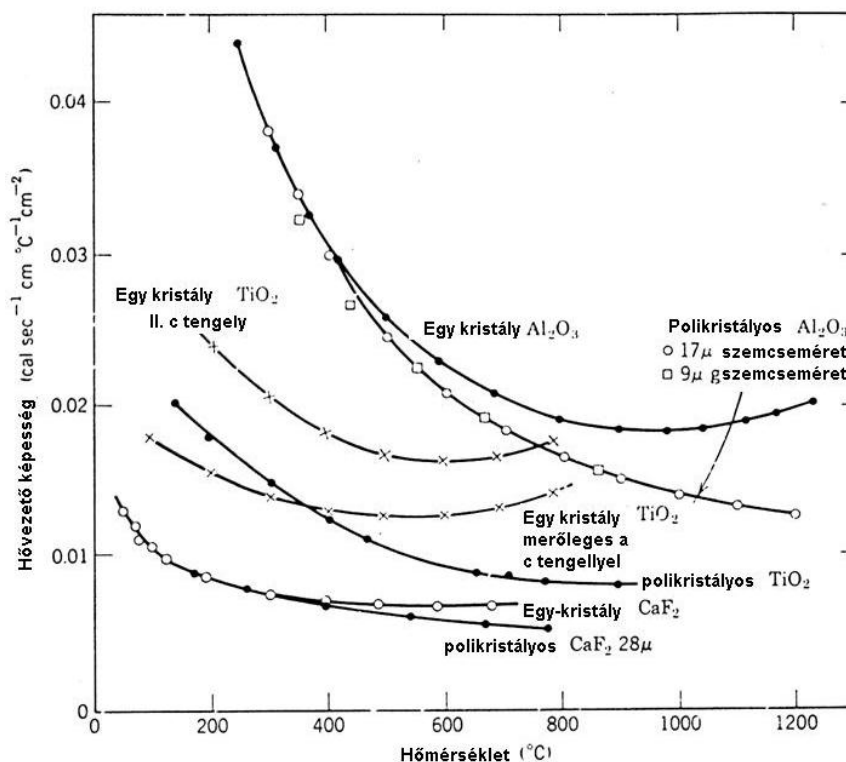
### A kerámiák hővezető képessége



5.9. ábra Kerámiák hővezető képességének hőmérsékletfüggése

A kerámiák hővezető képessége a fémekénél nagyságrendekkel kisebb azonos hőmérséklet tartományban. A hővezető képesség hőmérsékletfüggése eltérő, és jelentősen függ a vizsgált hőmérséklet tartománytól. Ez utóbbi megállapítás különben a fémekre is igaz. Ha a 5.9. ábrán szereplő kerámiák hővezető képességének hőmérsékletfüggését pl. a Pt fémével összehasonlítjuk, a nagyságrendi különbség mellett szembetűnő, hogy a fémekkel többnyire ellentétes a hőmérsékletfüggés. Ez utóbbi azonban nem általános: pozitív és negatív előjelű hőmérsékletfüggést egyaránt megfigyelhetünk a kerámiák között. Különösen nagy a különbség tekintetben a porózus és tömör kerámia anyagok között. A hővezetés hőmérsékletfüggésének

jellegzetes vonásai jelentősen függenek a kristálytani iránytól és a reálszerkezettől (mikroszerkezettől) is. Ezt láthatjuk a 5.10. ábrán.



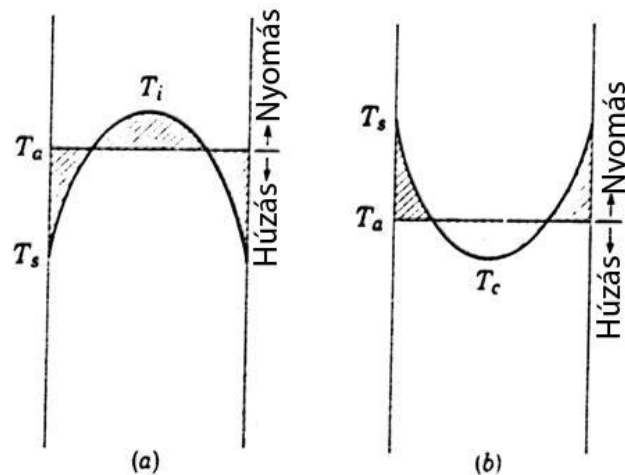
5.10. ábra Szemcseszerkezet és a kristálytani irány hatása a kerámiák hővezető képességére

Látható pl., hogy az  $\text{Al}_2\text{O}_3$  egykristály és a polikristályos szerkezetű minta hővezetőképesége a hőmérséklet növekedésével fokozatosan elkülönül: az egykristály nagyobb hőmérsékleten jobb hővezető.

### Termikus eredetű feszültségek

Az előzők során abban az értelemben beszéltünk a kerámiák termikus stabilitásáról, hogy mi a határa kristályrács stabilitásának (olvadási hőmérséklet) ill. hogyan viszonyul ehhez a kémiai értelemben vett stabilitás, vagyis az a hőmérséklet és oxigénparciális nyomás, amelyek között a kerámia, mint vegyület stabilnak tekinthető. Az alábbiakban azt vizsgáljuk, hogy milyen kockázatot hordoz a kerámiák lökészerű hőterhelése az egyébként üzemzerű használat közben. A széleskörű alkalmazásnak ugyanis leginkább ezek jelentik a korlátait. Ennek lehetnek következményei ugyanis a termikus eredetű repedések és törések.

A hőlökések okozta repedések kialakulásának eredete a kerámiák fent tárgyalt csekély hővezető képessége, ami a hőmérsékletnek is függvénye. Ha a felületet nagy hőtermelési folyamatokkal járó terhelés éri, (pl. nagysebességű forgácsolási művelet) a felszín közeli kerámia rétegekben a hőmérséklet növekszik az állandó hőfejlődés miatt, a korlátozott hővezetés következtében a kerámiatest belsejének hőmérséklete lényegesen kisebb. Emiatt húzó és nyomóterhelések egyidejűen kialakulnak a technológiai művelet során, (lokális hőtágulás) ami egy kritikus érték felett repedések keletkezéséhez vezet. (5.11. ábra).



5.11. ábra Nyomó és húzófeszültség és hőmérséklet-eloszlás kialakulása egy lemezalakú kerámiatest felületén és a belsejében a felület intenzív melegítésével nagy hűtésével

A termikus hatásokra ébredő belső feszültségek egyszerűsítve a következőképp számolhatók a hőtágulási együttható, a rugalmas modulus és a hőmérsékletkülönbségek alapján:

Hőtágulás és termikus feszültségek (elasztikus rúd alakú minta)

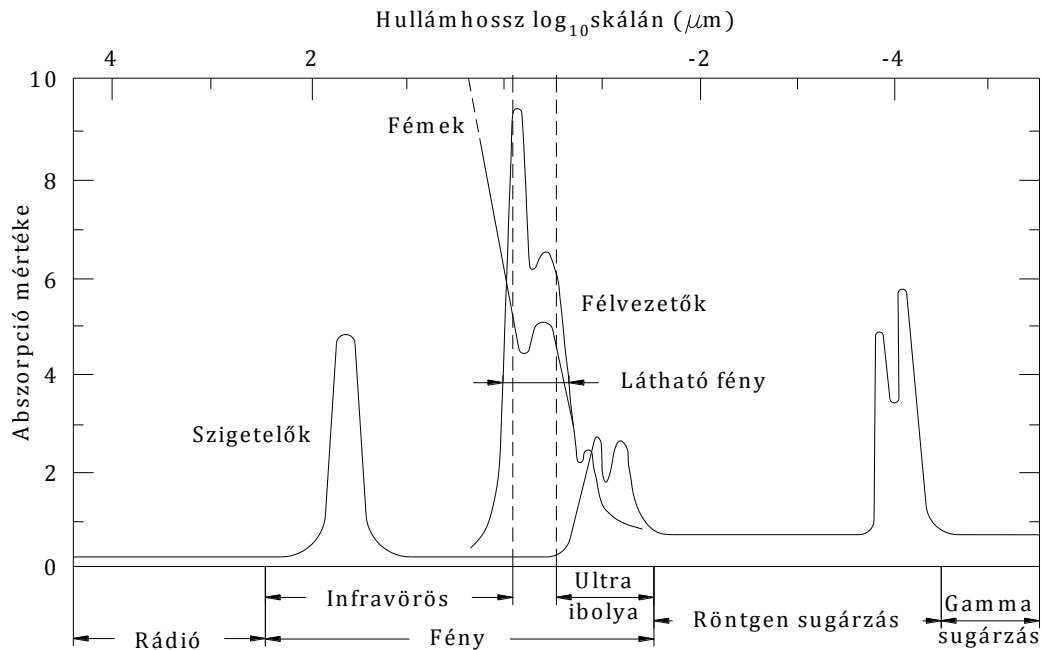
$$\sigma = -Ea(T_1 - T_0) \quad (5.1)$$

E – rugalmas modulusz  
 a – lineális hőtágulási együttható  
 T<sub>0</sub> – kezdeti hőmérséklet  
 T<sub>1</sub> - véghőmérséklet

### A kerámiák optikai tulajdonságai

Mivel dielektrikumok, az elektromágneses hullámokat a látható fény tartományában általában nem abszorbeálják, ezért optikai felhasználásuk jelentős. Ennek alapján működnek az optikai eszközök, lencsék, prizmák az ablaküvegek).

Összehasonlításként különböző anyagtypusok abszorpciós tényező frekvenciafüggését ábrázolja a 5.12. ábra. Itt az abszorpciós tényezőt ábrázolják az elektromágneses sugárzás frekvenciájának függvényében.

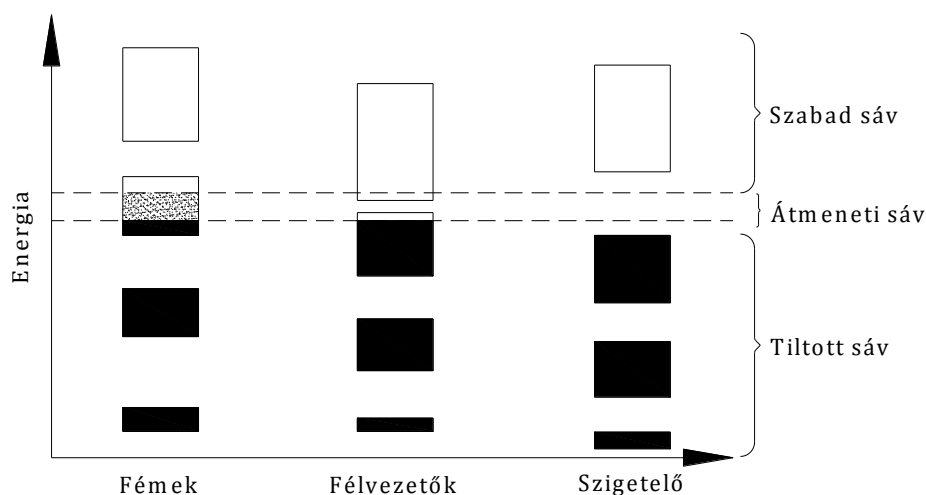


5.12. ábra Abszorpciós tényező az elektromágneses sugárzás frekvenciája függvényében

Látható, hogy a fémeknek és félvezetőknek abszorpciós maximuma van a látható fény tartományában. A dielektrikumok ezzel szemben az infravörös, kismértékben az ultraibolyában és a röntgensugárzás hullámhossz tartományában mutatnak jelentős abszorpciót. Az abszorpció mechanizmusa azonban különböző. abszorpció kis hullámhosszú tartományban: az elektronok átgerjesztése másik (vezető) sávba. Az abszorpció nagy hullámhosszú tartományban rácsvibráció megváltozásával történik.

### A kerámiák elektromos vezetőképessége

Az elektromos vezetés mechanizmusa különböző anyagokban: fémek, félvezetők, szigetelők:



5.13. ábra Elektron energiaszintek fémekben, félvezetőkben és szigetelőkben

Anyagok	Ellenállás (ohm-cm)
<b>Fémek:</b>	
Réz	$1.7 \times 10^{-6}$
Vas	$10 \times 10^{-6}$
Molibdén	$5.2 \times 10^{-6}$
Wolfrám	$5.5 \times 10^{-6}$
ReO <sub>3</sub>	$2 \times 10^{-6}$
CrO <sub>2</sub>	$3 \times 10^{-5}$
<b>Félvezetők:</b>	
Szilícium-karbid	10
Bór-karbid	0.5
Germánium (tisztá)	40
Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	$10^{-2}$
<b>Szigetelők:</b>	
SiO <sub>2</sub> üveg	$> 10^{14}$
Szteatit-porcelán	$> 10^{14}$
Samott-tégla	$10^8$
Porcelán kis feszültségre	$10^{12} - 10^{14}$

5.14. ábra Különböző anyagok elektromos ellenállása

## A kerámiák gyártása

### Hagyományos kerámiák, az üvegyártás

A kerámiák gyártása lényegesen különbözik a fémek és ötvözetek előállításánál alkalmazott technológiáktól. A fémek előállításánál ugyanis a technológia döntő lépése az olvadék állapot létrehozása, és az ezt követő öntési, kristályosodási folyamat. A kerámiák gyártásánál ez a lépés rendszerint hiányzik. Egyetlen kerámiatípust jellemez ez a technológiai lépés: Ez az üvegyártás. Az üvegyártást, valamint a ma is használatos tradicionális kerámiagyártásban azonban ez az eljárás még mindig alkalmazott technológia. Az üvegyártást nagy technikai jelentősége miatt kiemelten tárgyaljuk, nemcsak a műszaki jelentősége, hanem az üveg olvadékának hűtésével járó különös jelenségek miatt is.

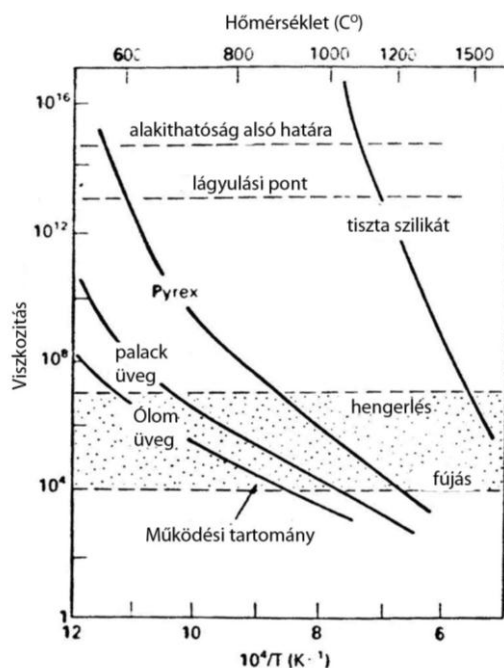
5.4. táblázat Az üvegek leggyakoribb típusai

Üveg	Tipikus összetétel (tömeg%)	Felhasználás
Ablaküveg	70SiO <sub>2</sub> , 10CaO, 15Na <sub>2</sub> O	Ablak, palack, stb., könnyen formázható, alakítható
Boroszilikát üveg	80SiO <sub>2</sub> , 15B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 5Na <sub>2</sub> O	Pyrex; tűzálló üveg háztartásban és a vegyiparban nagy hőmérsékleten is szilárd, kis hőtágulási együtthatójú, hőlökést jól tűri

Az üvegek leggyakoribb típusait a hagyományos ablaküvegek, valamint a kémiai és egyes műszaki üvegek képviselik. A 5.4. táblázat szerint az alapanyaga a szilíciumdioxid. Ebbe az alapanyagba CaO-ot és NaO-ot adagolnak, aminek célja a hosszú SiO<sub>2</sub> láncmolekulás feldarabolása, a viszkozitás csökkentése céljából. A megmunkálás alapja tehát az olvadék speciális (nagy) viszkozitása és ennek tipikus hőmérsékletfüggése,

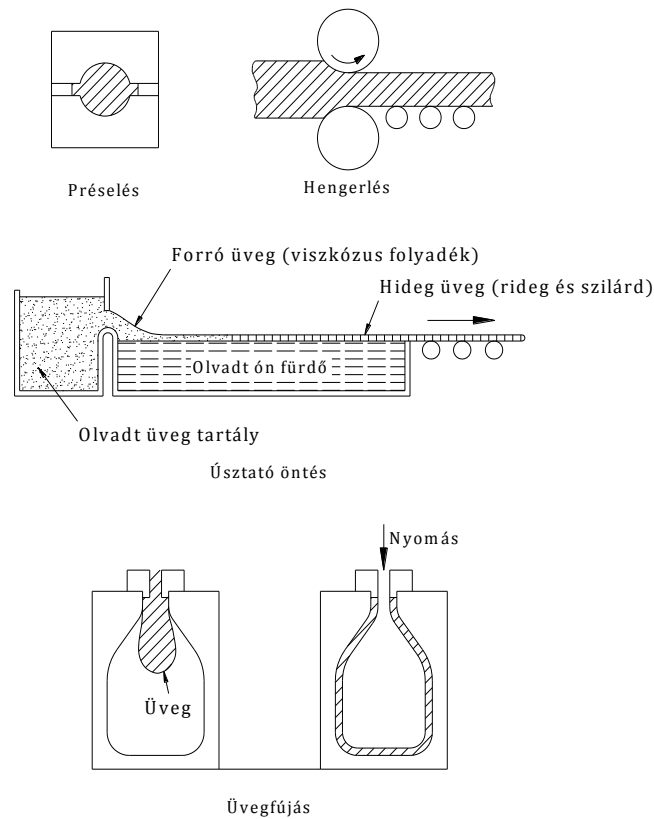
$$\eta \approx e^{\frac{Q}{R \cdot T}} \quad (5.2)$$

Ahol  $Q$  az atomi mozgások aktiválási energiája az olvadékon belül,  $T$  a hőmérséklet. Ennek a kísérletileg is meghatározható hőmérsékletfüggés ad lehetőséget a technológiai folyamatok irányítására. Ennek tipikus alkalmazása a 5.15. ábra.



5.15. ábra Az üvegek viszkozitásváltozása a hőmérséklet függvényében

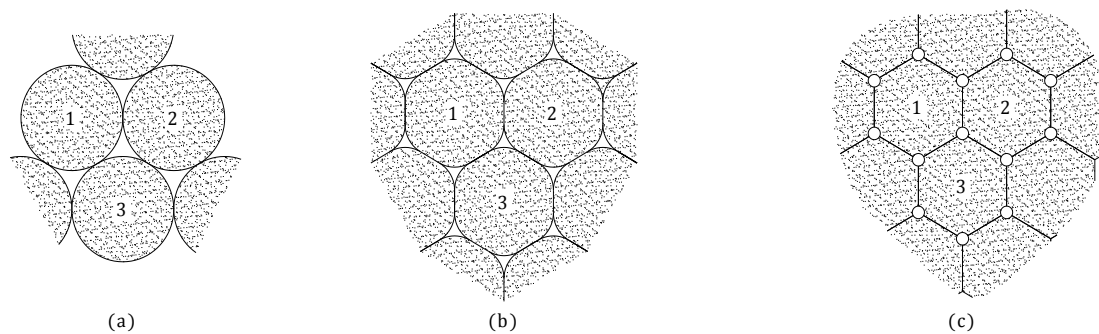
Az 5.15. ábra különböző üvegek olvadékok viszkozitását mutatja a hőmérséklet függvényében (logaritmusos lépték). Különböző, technológiai szempontból fontos viszkozitás-tartományok vannak bejelölve: a „mégmunkálási tartomány” négy nagyságrendnyi viszkozitás-tartományt ölel fel. Ebben a tartományban kerülhet sor az olvadék termomechanikai megmunkálására (hengerlés, fújás). Az üvegolvadékok összetételétől függően, különböző hőmérséklettartományban érnek ebbe a viszkozitás tartományba. Legalacsonyabb hőmérsékleten munkálhatók meg az ún. ólomüvegek és a kereskedelmi üvegárúk. Legmagasabb a tiszta szilikátüvegek megmunkálási hőmérséklettartománya.



5.16. ábra Üvegformálási eljárások

## Szinterelés

A szinterelés a poroknak hidrosztatikus nyomással egybekötött hőkezelési folyamata, amelynek folyamán a porszemcsék tömbi anyaggá állnak össze. Nem csak kerámia-porok tömbösítésére, hanem fémporok adott méretre történő tömbösítésére is gyakran alkalmazott művelet, mert ezzel csökkenthetők a forgácsolással kapcsolatos költségek (szinter-vas). Amint a 5.17. ábrán látható, a nyomás és hőmérséklet hatására a kezdetben különálló porszemcsék közös határfelületeik növelésére (a közös határfelületi energia csökkentése miatt egyre nagyobb közös határfelületet alakítanak ki, ezzel csökken a szemcsék közötti pórusok térfogata. Közel gombszerű szemcserendszer alakul ki, amely geometriailag hasonlít a megszilárdulás-kor keletkező globulitos szemcsékhez.



5.17. ábra A pórusok térfogatának csökkenése a szinterelés során

A szinterelés energetikai hajtóerejét tehát a porszemcsék nagy felületi energiájának csökkenése fedezi. pl.:  $1\mu$ -os  $\text{Al}_2\text{O}_3$  por esetén  $10\text{ cm}^3$  anyag felülete  $\approx 1000\text{ m}^2$ , a határfelületi energiája pedig kb.  $1\text{ kJ}$ .

$$\Delta G = -\frac{4\pi}{3} r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \quad (5.3)$$

A szintereléssel tehát - önmagából a 5.17. ábrából is belátható módon - sűrűségnövekedés jár együtt:

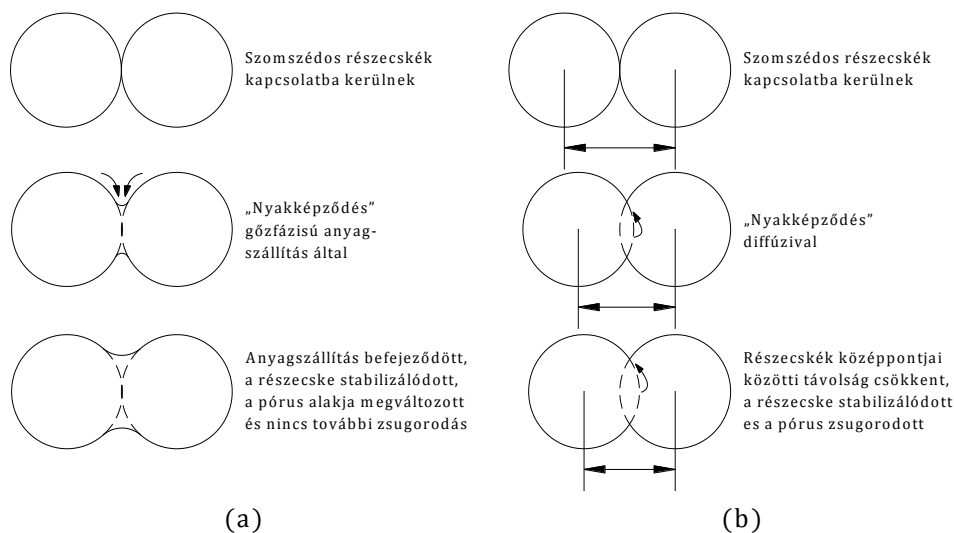
A sűrűségváltozás idő- és hőmérsékletfüggése az alábbi egyenlettel írható le:

$$\frac{d\rho}{dt} = \frac{C}{a^n} \cdot e^{\frac{-Q}{R \cdot T}} \quad (5.4)$$

amelyben

- a: szemcseméret
- C: konstans
- Q: aktiválási energia

A szintereléskor bekövetkező sűrűségváltozás illetve ennek hőmérséklet és időfüggése nagymértékben függ a kiindulási szemcsemérettől.

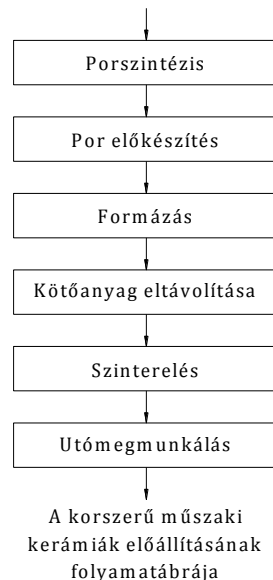


5.18. ábra Szinterelés mechanizmusa, a kötés kialakulása

A folyamat mechanizmusát a 5.18. ábra mutatja: a kezdetben különálló szemcsék között a kezdődő felületi diffúzió (felületi összeolvadás) következtében ún. „nyakképződés” indul el, ami a kezdeti jelensége a szemcsék fokozatos összeolvadásának. A szinterelés  $T$  hőmérséklete kb.  $\approx 2/3 T_{\text{olvadáspont}}$ .

### Kerámiák gyártástechnológiai lépései általában

1. a kerámia-por alapanyagának előállítása, ill. egyéb anyagok előállítása
2. formázás, a kívánt munkadarab kormájának kialakítása
3. a porszemcsék közötti kötés létrehozása
4. kikészítés



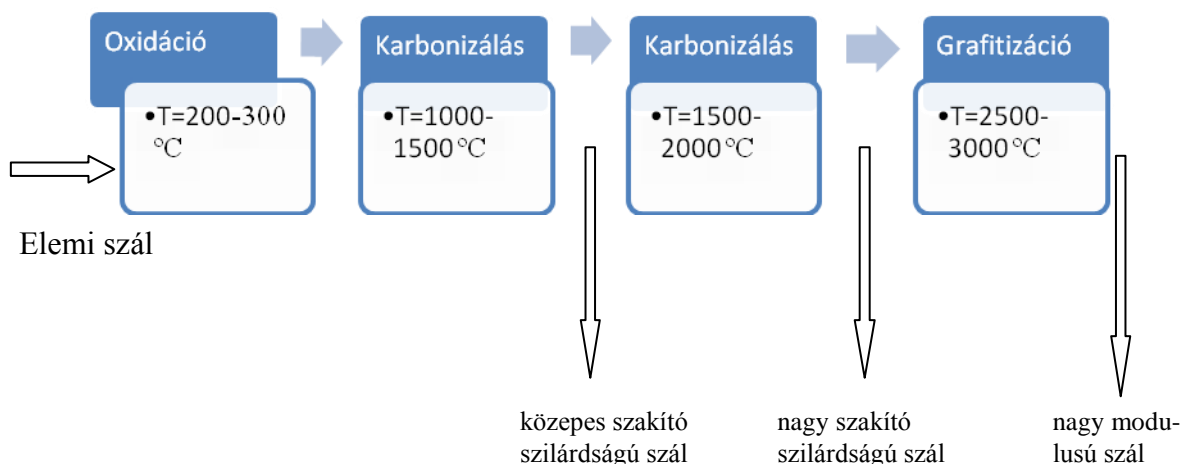
5.19. ábra Kerámiák gyártástechnológiai lépései

### Karbon szálak

A karbon szál-anyagokat organikus elővegyületekből vonnak ki, majd kötegelik le. A leggyakrabban használt szál-anyagot poliakril-nitrilből állítják elő. A karbon-szálakat háromféleképpen állítanak elő – a három módszerrel egymástól eltérő tulajdonságú karbon szálakat:

- nagy szakító szilárdságú
- nagy Young-modulusú
- közepes szakítószilárdságú

Készítenek még szintén eltérő technológiával ultranagy Young-modulusú szál-anyagokat is, de ezek felhasználása ritkább, mint az előző háromnak. Érdekes módon, annak ellenére, hogy már jó ideje gyártanak ezzel a technológiával, még mindig kísérleti – tapasztalati stádiumban van.



5.20. ábra Karbonszálak gyártási folyamata

5.5. táblázat Karbonszálak fő mechanikai tulajdonságai

	szakítószilárdság [MPa]	Young-modulus [GPa]	sűrűség [kg/m <sup>3</sup> ]
nagy szakító szilárdságú	2757,9	262	1799,2
közepes szilárdságú	2482,1	186	1743,8
nagy Young-modulus	2068,4	379	1937,6

## Kompozitok

### A kompozit szerkezetek célja

A kompozitok megjelenése elsősorban annak köszönhető, hogy a fémes alapú, vagy tisztán keramikus anyagszerkezetek sokszor nem feleltek meg a különféle elvárásoknak. Sosem volt olyan anyag, amely az összes követelményt kielégítette volna, mert a követelmények gyakran egymásnak ellentmondók: pl. a fémes szerkezeteknek mindig jelentős az elektromos vezetőképességük, amint a 5.14. ábrából megismerhettük. Ugyanakkor magasabb hőmérsékleten hőstabilitásuk nem megfelelő. Léteznek ugyan nagy hőmérsékleten is használható fémes szerkezeti anyagok, de ezeknek többnyire nagy a sűrűsége. Vagy: láttuk a kerámiáknál, hogy termikusan stabilak, nagy szilárdságúak, de ridegtörésre hajlamosak. Látható, hogy nem minden tulajdonság javítható egyszerre (pl.: merevség-szívósság). Így született meg az a – koncepció, hogy két anyag kombinálásával, egybeépítésével fejlesszük ki, egyesítsük az egymásnak egyébként ellentmondó előnyös tulajdonságokat.

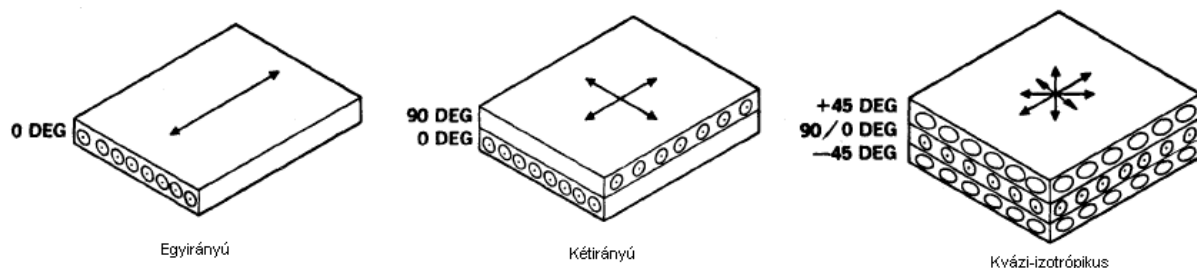
A kompozitok osztályozásának számos módja lehetséges: az osztályozás történhet a partner fázisok tulajdonságai alapján; így pl. megkülönböztethetünk: kerámia-fém (cermet), fém-fém, kerámia-kerámia, műanyag-műanyag műanyag- fém stb kompozitokat. Klasszikus példa a műanyag-kerámia kompozitokra a szénszállal erősített műanyagok (pl. sportszerek). Fém-fém kopozitok pl. a szupravezető kábelek, Kerámia-kerámia kompozit pl. a beton.

A kompozit anyagoknak a nagy előnye versenytársaival szemben különösképpen a repülőiparban, az űrtechnikában vált nyilvánvalóvá. Igen nagy szakítószilárdságot, Young-modulust érhetünk el kis sűrűség mellett. Így fejlődtek ki pl. a szálerősített anyagok és a rétegszerkezetek. A szóbanforgó kompozit szerkezetek előállításának az is gyakori előnye, hogy nem kell az alkatrészek előállításánál anyagleválasztó műveleteket (forgácsolást) végezni. A kompozitok bevezetésével így nem csupán az előnyös tulajdonságok tervszerű egyesítése történt meg, hanem nagyfokú gyártási rugalmasságot értek el, amely tisztán fémekkel nem lehetséges. A tervezés és gyártás új dimenziója nyílt meg, amit a 5.21. ábra szematikusan ábrázolása egyértelműen mutat:



5.21. ábra A kompozit – és alkotóelemei tulajdonságainak összevetése

Az ábra szerint a szálerősítéses kompozitnál a magas szakítószilárdságot és alacsony sűrűséget a szálak biztosítják, a matrix biztosítja a jó nyírási tulajdonságokat stb.



5.22. ábra Kompozit lemez rétegelési módok

A kompozitoknál alkalmazott rétegelési módok jelentősége világít rá a szálendezés irányának viszonya a matrix (beágyazó) elemhez. Ennek figyelembevétele teszi lehetővé az izotróp (minden irányban egyenlő mértékben terhelhető) kompozit szerkezetek előállítását.

### Erősítő szálak elrendezési módjai

A kompozitok előnyüket azzal érik el a fémes strukturális anyagokkal szemben, hogy a várható és tényleges igénybevételhez lehet igazítani szerkezetüket, illetve a merevségük bizonyos határok között tetszőlegesen alakítható, így anyagot, ezáltal tömeget takaríthatunk meg.

A kompozitok kialakításának kedvező tulajdonságai ennek alapján a következőkben foglalható össze:

- Igen kedvező merevség – tömeg-, illetve szakító szilárdság – tömeg arányuk
- Egyszerre növelhetők a merevségi és szakító szilárdsági tulajdonságok a tömegcsökkentéssel
- Anyagleválasztó eljárás nélkül végleges formára (vastagságra) készíthetők

- Kiváló kifáradási karakterisztika
- Integrált felkeményítési tervezés – többszörösen összetett anyagok, plusz merevítő elemek kiküszöbölhetők
- Nagy, bonyolult alkatrészek is könnyen gyárthatók (pl repülőgépek szárnyának elemei)

### Szálanyag jellemzők

A korszerű kompozitok esetében leggyakrabban alkalmazott szálanyagok a magas szakító szilárdságú karbon és aramid (kevlár) szálak. Léteznek más szálerősítések is (pl.: bór; ultranagy Young-modulusú grafit, szilícium bázisú stb. szálak), de ezek kevésbé elterjedtek, elsősorban előállítási költségük, illetve mechanikai tulajdonságaik miatt.

#### Aramid szál (kevlár 49)

A kevlár az aramidszálak családjának tagja (a DuPont cég szabadalmi védeleme alatt). Igen magas speciális szakítószilárdsággal rendelkeznek. A speciális szakító modulusa a kevlárnak magasabb, mint az üvegszálaknak, de nem éri el a karbon- vagy bór szálakét. A kevlár legfőbb tulajdonságai:

- szál: polibenzimidazolból készül
- szokásos átmérője: 12 mikrométer
- sűrűsége:  $1439,3 \text{ kg/m}^3$
- szakító szilárdsága:  $2757,9 \text{ MPa}$
- modulusa:  $124,1 \text{ GPa}$
- nyúlási vesztesége: 2,5%

#### Üvegszál

Az üveg -gyakran alkalmazott szál- eleme a kompozitoknak. Közülük az ún. „E” és „S” típusú üvegszálak használatosak. Az „E” típusú üvegszálak boroszilikát alapúak, viszonylag egyszerű szerkezettel, és könnyen alakítható „szövésmintákkal”. Az „S” üveg szilícium-alumínium-magnézium alapúak, elsősorban a sűrűségi jellemzői miatt használják, nem szőtt mintáknál. A legtöbb üvegszálát műanyag formák megerősítése céljából alkalmazzák.

Az E üvegszálak legfőbb jellemzői:

- szál:  $\text{SiO}_2$  és  $\text{B}_2\text{O}_3$ -ból, illetve fém-oxidokból készülnek
- nominális átmérő: 7-8 mikrométer
- nominális sűrűség:  $2546,5 \text{ kg/m}^3$
- szakító szilárdság:  $3447,4 \text{ MPa}$
- modulus:  $72,4 \text{ GPa}$
- nyúlási veszteség: 4,8%

### Mátrix gyanták jellemzői

A repülőgép ipar, valamint az autóipar ipar által alkalmazott leggyakoribb szerves mátrix gyanták az epoxy módosított változatai a leggyakoribbak, melyeket adott célra fejlesztettek ki. Azon helyeken, ahol a gyanta magas hőmérsékletnek ( $>85 \text{ }^\circ\text{C}$ ) van kitéve, füsttel, vagy egyéb toxikus anyaggal érintkezik, polyimidet vagy fenolitokat használnak. Használnak hőre lágyuló

gyantákat is – mint például polyszulfátok – elsősorban azok előformázási képességeik miatt. Mátrix anyag gyanánt alkalmaznak fémes anyagokat is, szubszonikus felhasználás esetén elsősorban alumíniumot vagy titánt. Az epoxi illetve polyimid legfőbb jellemzői a következők:

5.6. táblázat Mátrix gyanta jellemzők

Mátrix anyag	Maximum üzemi hőmérséklet	Általános jellemzők
módosított epoxi	50 °C	Hőre keményedő gyanta, alacsony lamináló nyomással, és 120 °C-os hőkezeléssel állítják elő.
	80 °C	Szintén hőre keményedő gyanta, alacsony lamináló nyomással és 180 °C-os hőkezeléssel előállítva.
Poliimid	320 °C folyamatosan 370 °C szakaszosan	Hőre keményedő gyanta, 180-320 °C-os hőkezelés szükséges előállításához, és plusz előalakítások, kb. 13 bar nyomáson laminálják. A polyimid gyanta-család igen drága, bonyolult előállítani, viszont jók a dielektromos jellemzői, és laminálás során alacsony a gázképződés.

### Alkalmazási területek

Az olajárrobbanás következtében a világon egyre inkább jellemző a törekedés a minél kevesebb mennyiségű üzemanyag felhasználásra. Mivel a repülésben az üzemanyag-fogyasztás és a repülőgép tömegének kapcsolata egyenes arányosság  $B = \frac{bW}{k}$  (ahol b - specifikus fogyasztás, k - aerodinamikai jóság, W-súly), az elsődleges cél a tömegcsökkentés lett. Ekkor nőtt meg a kompozitok szerepe is. Mint már említettük, a kompozitok fejlesztése még kísérleti stádiumban van, így a legfontosabb szerkezetek még mindig nem készülhetnek kompozitból. Habár a tömegcsökkentés mértéke így is 15-25%-ra tehető, az anyagi vonzata miatt jelenleg még mindig jelentős.

### Cement és beton

Főleg az építőanyagok közé sorolható a kerámia anyagok egy jellegzetes csoportja, amelyek kötése kémiai reakció során, cementes jellegű mechanizmussal alakulnak ki. Ebbe a csoportba tartozik pl. a gipsz, vízüveg vagy a portland cement. A 5.7. táblázat felsorolja azokat az anyagokat és a hozzá tartozó reakcióegyenleteket, amelyek cementes jellegű kötással szilárdulnak. A közlekedési ipar szempontjából legfontosabb szerkezeti anyag ezek közül a cement és a beton. A közlekedés nem mobil építményeiben (pályaelemek, hidak, kiszolgáló építmények, stb.) nagy mennyiségben használnak fel belőle. A cementet önállóan ritkábban alkalmazzák, viszont fontos összetevője a kompozit anyagnak is számító betonnak és vasbetonnak. A cement és a beton összetétele jelentősen befolyásolja a megszilárdult beton szilárdságát és ezen keresztül felhasználhatóságát is (aljzatbeton, vasbeton tartóelem stb.).

A táblázatban felsoroltak közül járműipari jelentősége lehet még a vízüvegnek. A kohászatban használják formázó anyag, valamint a tűzálló falazatok, bélések samott porához kötőanyagként keverve. Jelentős a felhasználása faszerkezetek tűz elleni védelmében is.

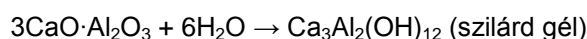
Míg a korszerű kerámiák esetében a kötés több fizikai folyamat együttes eredménye (diffúzió, gőzfázisú kicsapódás, hajtóerő: a felületi energia csökkentése) volt, ezeknél a rendszereknél kémiai reakció játszódik le (hatóerő: a reakció során felszabaduló szabadenergia). Ezért a kötési mechanizmus jelentős hőfelszabadulással jár.

5.7. táblázat Cementes jellegű kötési reakciók kerámia rendszerekben

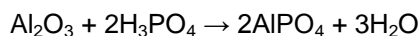
Gipsz:



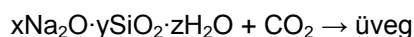
Kalcium-aluminát-cement:



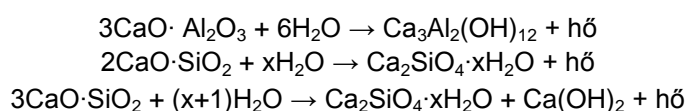
Alumínium-foszfát-cement:



Vízüveg:



Portland cement:



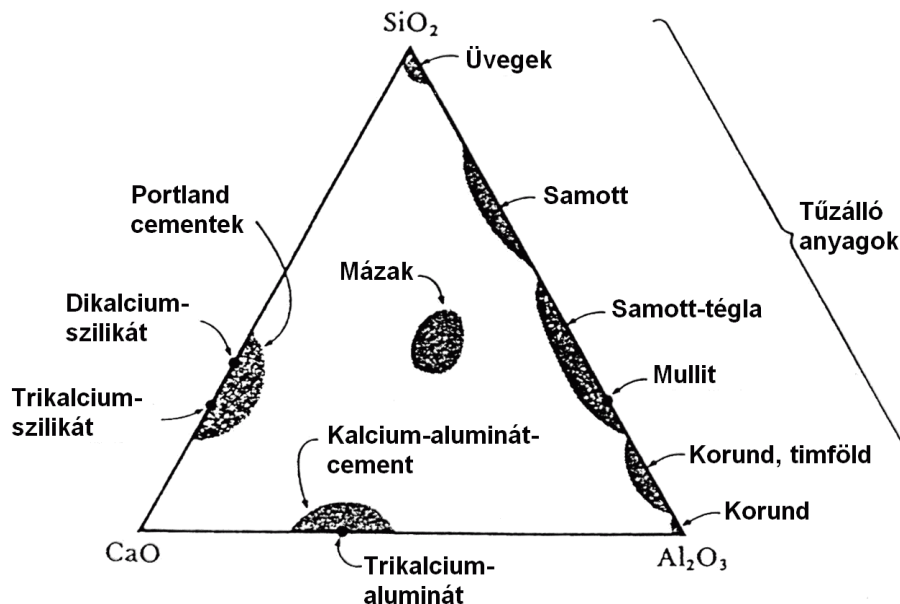
A kerámia alapanyagok ritkán állnak tisztán egy alkotóból. A nagy tisztaságú kerámia anyagok nagyon drágák, de legtöbbször a tulajdonságok alakítása követeli meg a több komponens jelenlétét (pl. üveg esetében a megmunkálás megkönnyítéséhez a lágyulási hőmérséklet két komponens hozzáadásával csökkenthető). A kerámia anyagok általában három főbb alkotót tartalmaznak, ezért kerámia rendszerekről beszélünk. Az adott anyag tulajdonságait elsősorban a három alkotó határozza meg. Ilyen kerámia rendszer a 5.23. ábrán látható  $\text{SiO}_2$ – $\text{CaO}$ – $\text{Al}_2\text{O}_3$  háromalkotós egyensúlyi fázisdiagram (turner diagram) is.

Mivel a kétalkotós egyensúlyi fázisdiagram alapja egy egyenes szakasz volt, a hőmérséklet függvényében egy sík diagramban ábrázolni lehetett az egyensúlyi fázisokat az alkotók koncentrációja és a hőmérséklet függvényében. A háromalkotós egyensúlyi fázisdiagram alapja egy egyenlő oldalú háromszög, és a hőmérséklet tengely erre merőleges irányban jelöl ki egy térbeli diagramot. Az ilyen diagramokat felülnézetben adják meg. Az egyes pontokhoz tartozó koncentráció értékek a következő szabályok alkalmazásával határozható meg:

- Valamelyik oldallal párhuzamosan meghúzott egyenes az oldallal szemközi alkotó állandó értékét jelöli ki. Például a 25%  $\text{CaO}$ -ot tartalmazó rendszereket a  $\text{SiO}_2$ – $\text{Al}_2\text{O}_3$  oldallal párhuzamosan húzott egyenes határozza meg úgy, hogy a másik két oldalt a 25%-os  $\text{CaO}$  tartalomnál metszi.

- Az egyes oldalakra állított merőlegesek olyan rendszereket jelölnek ki, amelyekben az oldalhoz tartozó két komponens állandó arányban van jelen, de ennek megfelelően a mennyiségük abszolút értékben változhat. Például a  $\text{CaO}$ – $\text{Al}_2\text{O}_3$  oldalfelvező merőlegese olyan szakaszt jelöl ki, amelyekben a  $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$  aránya 1/1, de mellettük a  $\text{SiO}_2$  mennyisége 0–100%-ig terjed.

A bemutatott háromalkotós rendszer többféle anyag alapját képezi. A különböző cementeket két alkotó túlsúlya jellemzi (vagy a  $\text{SiO}_2\text{--CaO}$  oldal, vagy a  $\text{CaO--Al}_2\text{O}_3$  oldal mentén helyezkednek el). Kis CaO tartalom jellemzi a különböző tűzálló anyagokat, ugyanis az eutektikus rendszerekhez hasonlóan a CaO lecsökkenti az olvadék fázis stabilitásának hőmérsékletét. A kisebb olvadáspont miatt a különböző mázanyagok már nagyobb mennyiségben tartalmaznak CaO-ot.

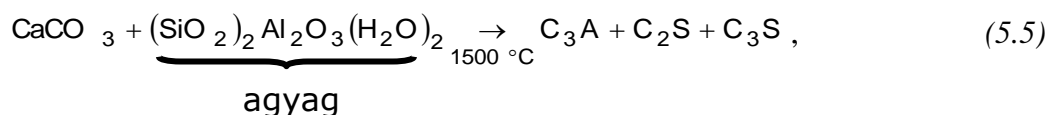


5.23. ábra A cementek, tűzálló anyagok és mázak közelítő elhelyezkedése a  $\text{SiO}_2\text{--CaO--Al}_2\text{O}_3$  háromalkotós egyensúlyi fázisdiagramban.

### A cement rövid története és gyártása

A Római Birodalomban is ismert habarcskészítés technológiáját Vitruvius írta le. Ekkor a cementet égetett mész és téglaliszt keverékéből állították elő. A cementkészítést és a hidraulikus kötőanyag technológiáját a középkorra elfelejtették. A 18. században fedezték fel újra, hogy az agyag tartalmú égetett mész nagyobb szilárdságot ad. A ma is használatos portlandcementet 1824-ben Aspdin szabadalmaztatta.

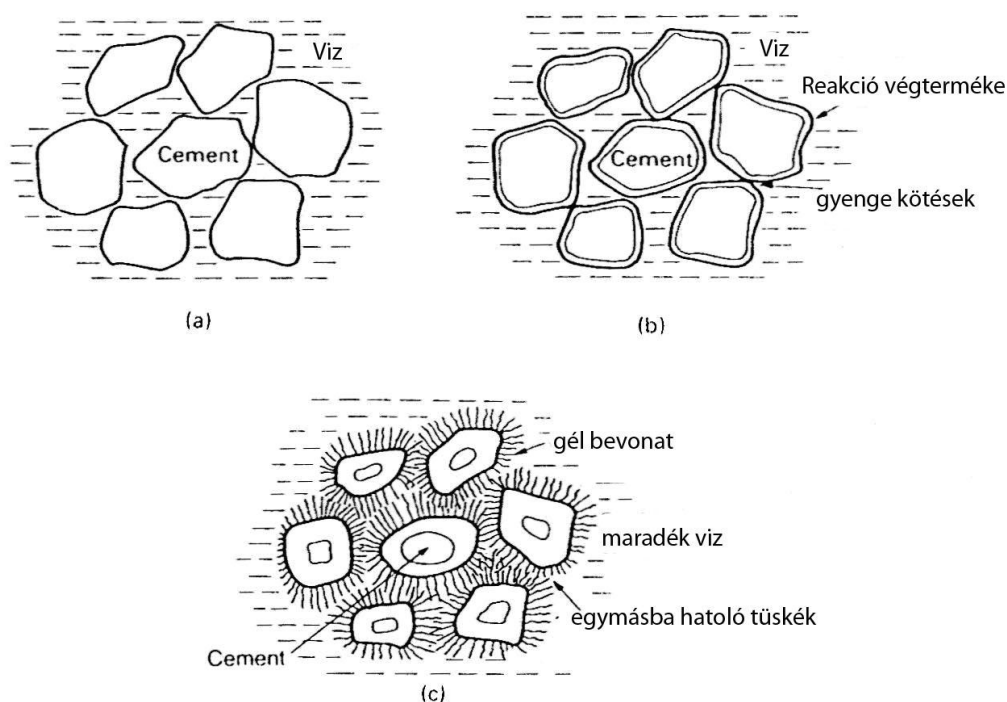
A mai korszerű cementet 75–80% mészke és 20–25% agyag keverékéből állítják elő. A keveréket előkészítés után  $1500^\circ\text{C}$ -on kiégetik. Ekkor a következő képlet szerinti reakció zajlik le:



ahol  $\text{A}=\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{C}=\text{CaO}$ ,  $\text{S}=\text{SiO}_2$ , adják a cement alapalkotóit, a  $\text{C}_3\text{A}$  a trialkalcium-aluminátot, a  $\text{C}_2\text{S}$  a dikalcium-szilikátot és a  $\text{C}_3\text{S}$  pedig a trialkalcium-szilikátot jelöli.

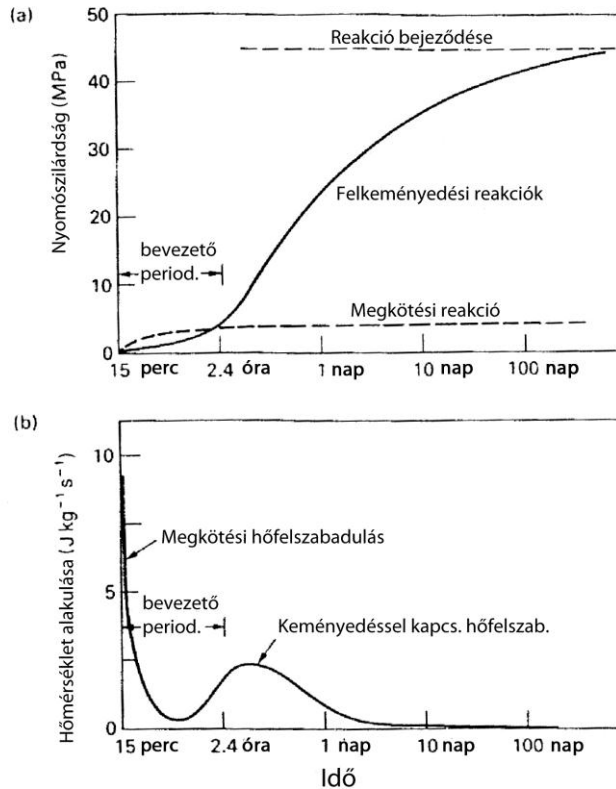
### A cement kötési mechanizmusa:

A cement kötése két alapfolyamatra osztható, amelyek párhuzamosan zajlanak le. A 5.24. ábra mutatja ezeket az összetevő folyamatokat. Megkülönböztethető a kötés és a szilárdulás folyamata, amelyek időbeli lefolyásban és az alapvető reakcióban is eltérnek egymástól.

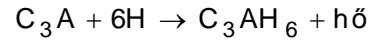


**5.24. ábra** A portlandcement kötése és szilárdulása. A cement és a víz összekeverése (a) után 15 perccel a reakció kezdeti fázisában (kötés) egy gyenge kötés alakul ki (b). A cement valódi szilárdságát a szilárdulási reakcióban éri el (c), amely több napig eltart.

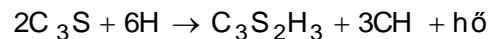
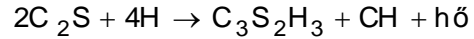
A két kémiai folyamat hatása legjobban a cement nyomószilárdsága és a reakciók által felszabaduló hő időbeli alakulásával követhető nyomon a kikeveréstől számítva (5.25. ábra). A kezdeti kötési reakció gyorsan érezteti hatását, néhány perccel a kikeverés után a reakció beindul, és ez érezhetően nagy hőfejlődéssel jár. Ennél a folyamatnál a kalcium-aluminát cement reakciója zajlik le. A reakció által eredményezett nyomószilárdság kicsi, de néhány óra alatt eléri maximális értékét. A szilárdulás folyamata 2,4 óra után gyorsul fel, ezt jelzi az egyre nagyobb hőfejlődés. A reakció jelentősen növeli a cement és így a beton nyomószilárdságát, de lassabb, mint a kötési folyamat. A cement a maximális nyomószilárdságának felét 1 nap alatt, míg 3/4-ét közel 10 nap alatt éri el. A szilárdulási reakció 3 hónap elteltével is zajlik. Ezeket az időpontokat adalékok segítségével lehet előrébb hozni vagy késleltetni, de az időbeli lefutást a környezeti hőmérséklet is befolyásolja.



kötési reakció :



szilárdulási reakció :

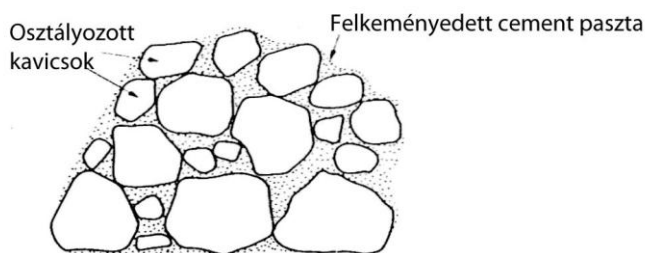


5.25. **ábra** A cement nyomószilárdságának és a kémiai reakciók által keletkező hő időbeli alakulása a kikeveréstől számítva, valamint az egyes reakciókhoz tartozó kémiai folyamatok egyenletei.

## A beton

A beton megszilárdult cement kötőanyag és töltőanyagból álló kompozit. A töltőanyag a legtöbb esetben osztályozott ásványi közusalék, vagy folyami kavics. A cement, víz és töltőanyag aránya befolyásolja a kész beton szilárdságát, ezért a felhasználás szerint adagolják az összetevőket a betonhoz.

A beton a mechanikai igénybevételek közül csak a nyomó igénybevétellel szemben fejt ki megfelelő ellenállást. Húzó és hajlító igénybevétellel nem terhelhető. A betonok szilárdságát a megfelelő szabványnak megfelelően nyomó igénybevétellel mérik, a henger vagy kocka alakú próbatestet a széthasadásáig terhelik. A hajlító, vagy húzó igénybevételnek kitett szerkezeti elemeket betonvasalattal erősítik meg. A jobb terhelésátadás érdekében a betonvasakat barázdált palástúra hengerlik. A cement kötése során keletkező 15-20%-nyi  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  a betont erősen lúgosítja (13-14 pH). Az erősen lúgos környezet leállítja az acél korrózióját, tehát a beton különösen alkalmas acélerősítésre előzetes felületvédelem nélkül is.

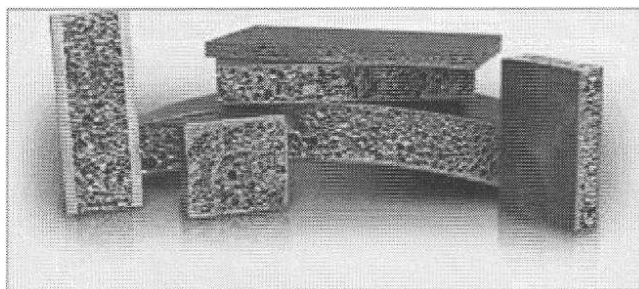


5.26. ábra A beton, mint kompozit anyag, szerkezete

## Fémhabok

Haboknak nevezzük azokat az anyagokat, amelyek pórustartalma legalább 50% és ezek a gázzal teli üregek egyenletesen eloszlata, sok kis buborék formájában vannak jelen. A buborékokat celláknak nevezzük, a köztük lévő fal pedig lehet folyadékból (fűdőhab) vagy szilárd anyagból (mosogatószivacs).

A cellás szerkezetű anyagok jól ismertek a természetben: ilyen anyagszerkezettel bírnak az emberi, vagy állati csontok, a fa, a bambusz, stb. A nagy porozitású, cellás szerkezetű anyagok könnyűek és erősek, melyhez jó hőszigetelő, hang- és energiaelnyelő tulajdonságok társulnak. A szilárdság/tömeg arány jelentősen nő a porozitás növekedtével, miközben a felhasznált anyagmennyiség csökken. Ezért kerültek a mesterséges szilárd habok az anyagtudományi kutatások és fejlesztések fókuszába. A kerámia és a polimer habok gyártása ma már nem jelent nehézséget, ezek a gyártmányok hétköznapiak (pl. Ytong falazóelem vagy a Nikecell hőszigetelőhab). Fémekből habot gyártani azonban még ma is nehéz, a fémhab gyártmányok elterjedése csak a következő évtizedre várható.



5.27. ábra Zárt cellás fémhab, oldalán fém zárólemezzel. A zárt cellás habokban a szerkezetben lévő pórusokat összefüggő és átjárhatatlan cellafal veszi körbe, így szigetelve el őket egymástól. Ennek eredményeként a zárt cellás habok kiváló szigetelők és energiaelnyelők, ezt a típust lehet szerkezeti tartóelemként is alkalmazni. Sűrűségükből és szerkezetükből adódóan úsznak a vízben

## Fémhabok előállítási technológiái

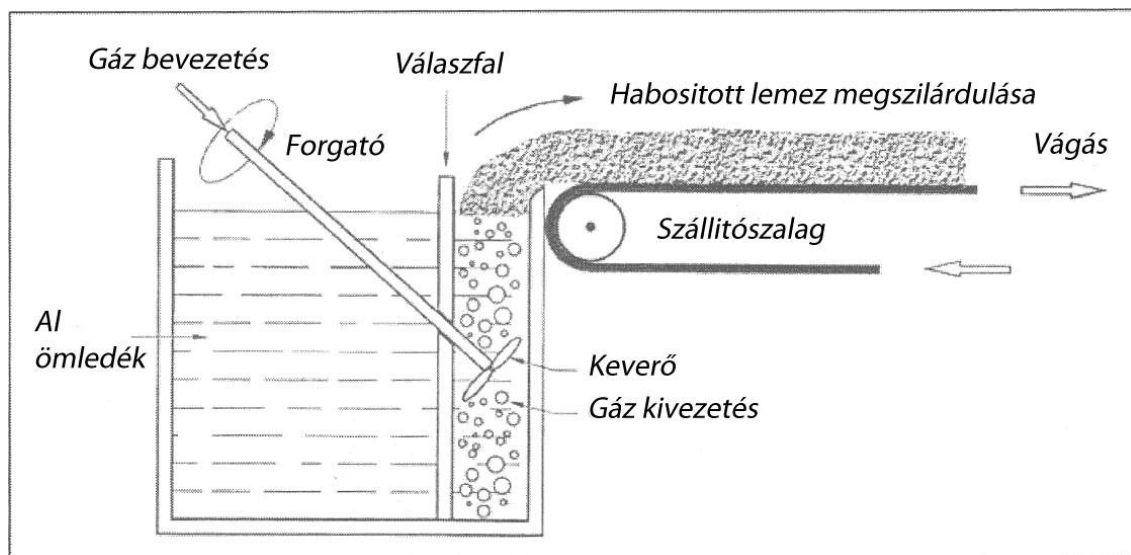
A továbbiakban a zárt-sejtes fémhabokra szorítkoznánk. Ezek alacsony sűrűségű folyadék-gáz keverékek a kialakulásuk egy szakaszában, amelyeket aztán fémhabbá szilárdítanak. Mivel a felületi feszültség alakítja a szerkezetet a folyékony állapotban - izolált gázbuborékok, egymástól fémrétegekkel elválasztva - a megfelelő szilárd fémhabok is hasonló szerkezetet mutatnak. A továbbiakban először lássuk a különböző gyártási eljárásokat, aztán a habképződés folyamatának fizikáját.

## Folyékony fémek habosítása

A fémes olvadékok habosíthatóak gázbuborékok létrehozásával a folyadékban, feltéve hogy az olvadék úgy lett előkészítve, hogy a kiemelkedő hab eléggé stabil a folyamat során. Ez elérhető például azáltal, ha finom kerámiaport vagy ötvöző anyagok adunk az olvadékhoz, amelyek stabilizáló részecskéket alkotnak.

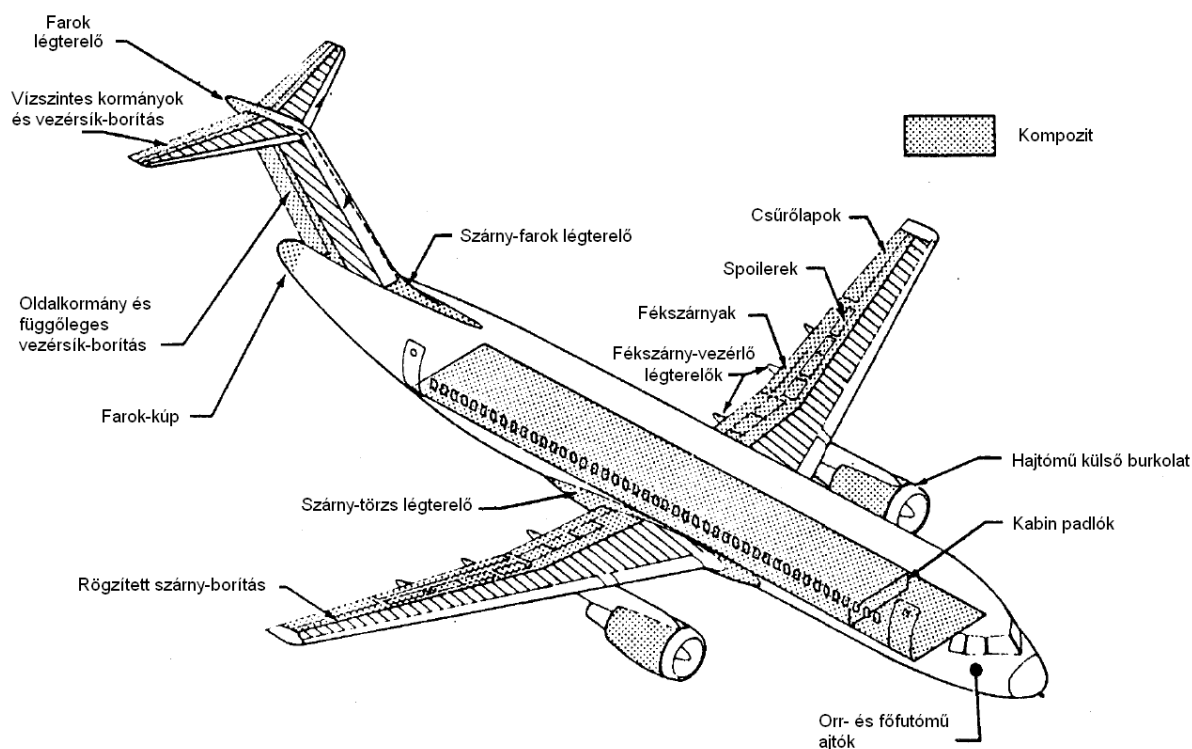
Jelenleg három módszer ismert a fémolvadékok habosítására: elsőként, hogy a gázt befújják a folyékony fémbe (5.28. ábra); másodsor, in-situ gáz felszabadulást idéznek elő a folyadékban, gázfelszabadító felfűjő hatóanyagokat hozzáadva az olvasztott fémhez, és harmadszor, a korábban a folyadékban oldott gázok kiválását idézik elő. [2]

*Olvadékok habosítása gázbefújással („Cymat/Metcomb“)*



5.28. ábra Stabilizáló részecskéket tartalmazó fémolvadék habosítása közvetlen gázbefújással [1]

Végezetül a 5.29. ábrán példaként mutatjuk be, hogy pl. a korszerű repülőgépgyártásban mely alkatrészek készülnek kompozitból:



5.29. ábra Repülőgépekben felhasznált kompozitok

## A gumi [19]

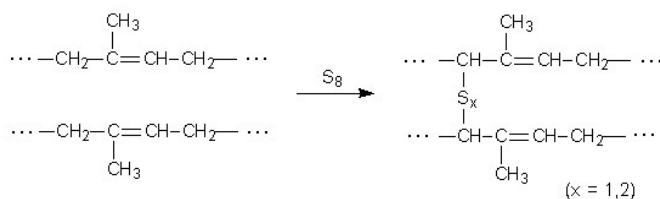
A gumi rugalmas anyag. A legtöbb anyaghoz képest már kis erővel is nagymértékben deformálható, és a deformáló erő megszűnte után (a csekély maradó deformációtól eltekintve) ismét felveszi eredeti alakját. Képes így viselkedni sokszor ismétlődő deformációs ciklusok esetén is.

A gumi alapját a kaucsuk képezi, és a kaucsuk tulajdonságai nagymértékben meghatározzák a belőle készített gumi tulajdonságait.

## A térhálósítás

Ahhoz, hogy a kaucsuk elasztomerként viselkedjen, megfelelő molekulaszervezetűnek kell lennie. Vizsgáljuk meg tehát, hogy melyek a gumirugalmasság általános előfeltételei.

Az elasztikus állapotban levő kaucsukok tökéletesen rugalmas gumi előállítására csak akkor alkalmasak, ha molekuláikat helyenként csomópontok kötik össze. A csomópontok kialakulása következtében kiszélesedik az elasztikus tartomány. Plasztikus viselkedés csak a láncok vagy a csomópontok felszakadásával, vagyis az anyag kémiai bomlásával következhet be. A rendezetlenül kialakuló csomópontok a szabályos szerkezetű kaucsukok kristályosodási hajlamát csökkentik, ezért az elasztikus tartomány alsó határát is eltolják alacsonyabb hőmérsékletek irányába.



5.30. ábra Kaucsuk polimerizációja

A polimerláncok C–C kötése és általában a kaucsukfélékben előforduló egyes kötések nehezen támadhatók meg vegyszerekkel. A csupán egyes kötések tartalmazó telített polimerek a polietilén, poli–nizo–butilén, PVC éppen ezért erősen ellenállnak vegyi anyagok hatásának. A kaucsukfélékben a kötések egy része általában C=C kettőskötés. A kettőskötéseket tartalmazó telítetlen vegyületek könnyen reakcióba vihetők különböző vegyi anyagokkal. Kémiai ellenállásukat a kettőskötések csökkentik, de lehetővé teszik, hogy viszonylag egyszerűen olyan kémiai reakciókat hajtsunk végre a kettőskötések helyein, amelyeknek eredményeként a polimer láncok összekapcsolódnak, vagyis a fonalmolekulák térhálósodnak.

A gumiiparban a térhálósítást leggyakrabban kénnel végezzük és vulkanizálásnak nevezzük. A kénes térhálósítást a kaucsuk telítetlen kötése teszi lehetővé, és így a kaucsukok gumiipari felhasználhatóságának általában előfeltétele, hogy a polimer telítetlenséget, kettőskötéseket tartalmazzon.

### Molekulák mérete

A kismolekulájú anyagok alacsony hőmérsékleten kristályosak, az olvadáspont fölött pedig folyadékként viselkednek. A fonalmolekulák hosszának növekedésével a molekulák közötti összetartó (kohéziós) erők fokozatosan nőnek. Ennek megfelelően fokozatosan változnak a tulajdonságok is, nevezetesen növekszik a viszkozitás és jelentkezni kezd a rugalmas viselkedés. Bizonyos lánchosszúság után a polimer már szilárd anyagként viselkedik. A lánchossz növekedésével nő a polimer és vulkanizált termékeinek szilárdsága, valamint javulnak más fontos műszaki tulajdonságai, pl. kopásállósága, rugalmassága stb.

A kaucsukok különböző hosszú, különböző molekulasúlyú molekulákból állnak. A gyakorlati viselkedés szempontjából nemcsak az átlagos molekulasúly lényeges, hanem az is, hogy az anyag bizonyos részei mekkora molekulákból állnak, vagyis milyen a molekulasúly–eloszlás. A kis molekulák nem vesznek részt a szilárdság kialakításában, ezek tehát csak hígítják a kaucsukot. A szilárdság tehát csak bizonyos molekulasúly után kezd növekedni. A kaucsukok molekulasúlya 100 000 — 1 000 000 körüli érték, fonal–molekuláik 1000 — 10 000 ismétlődő monomeregységből állnak.

A vulkanizált gumi tulajdonságai szempontjából általában előnyös a lánc hosszúsága, vagyis a nagy molekulasúly. A kaucsukkeverékek feldolgozása szempontjából azonban hátrányos. A túlságosan nagy molekulasúlyú kaucsukok erősen rugalmasak hosszú és sok helyen összegubancolódtott molekuláik miatt, és így nehezen alakíthatók a feldolgozási műveletek során.

A hőmérséklet emelésével fokozni lehet a plasztikus viselkedést a rugalmas viselkedés rovására, de ez a jelenség a túlságosan nagy molekulájú polimereknél már nem használható fel. A hosszú molekulák között ugyanis már olyan nagyok a molekulák közötti (szekunder) összetartó erők, hogy túlszárnyalják a molekulákon belül ható ('primer) erőket. Ezért azon a hőmérsékleten, amelyen a molekulák közötti szekunder kötések megszűnnek, már a molekulán belüli primer kötések is felszakadnak, vagyis az anyag kémiaiilag is elbomlik. Ezért a kaucsukok molekulahosszának megfelelő értékének kell lenni.

### A polimermolekulák hajlékonysága

A kaucsukszerű viselkedés másik fontos előfeltétele a molekulák hajlékonysága. A kaucsukmolekulák hajlékonysága kémiai szerkezetükkel magyarázható. A legtöbb kaucsukmolekulájában szénatomok közötti kötések alkotják a lánc vázát. A CC kötések körül mint tengely körül a kapcsolódó szénatomok elfordulhatnak. Az egyes szénatomokból kiinduló kötések – vegyértékek – 109°-os szöget alkotnak, így a C—C—C— lánc zezugos menetű, és alakját a hőmozgás következtében állandóan változtatja. A kaucsukok molekuláiban az egyes kötések kívül kettőskötések is előfordulnak; a kötések mentén a lánc merev, a kettőskötéssel kap-

csolódó atomok nem tudnak elfordulni a kötések mentén. A kaucsukláncokban azonban túlnyomó többségben egyes kötések vannak, és így a molekulák egészükben véve hajlékonyan viselkednek.

### A molekulák mozgékonyága

A gumirugalmasság további előfeltétele, hogy a fonalmolekulák a hőmozgás hatására meg tudják változtatni alakjukat, vagyis mikro–Brown–mozgást végezzenek. A kaucsukmolekuláknak tehát mozgékonyak is kell lenniük. A hajlékony fonalmolekulák csak akkor viselkednek mozgékonyan, ha környezetük nem akadályozza mozgásukat. Az egyes molekulákat azonos természetű kaucsukmolekulák veszik körül, és a mozgékonyág attól függ, hogy az egymás közelében levő molekulaláncok hogyan befolyásolják egymást. Nyilvánvaló, hogy ha nagyok az összetartó erők a molekulák között, akkor az gátolja a polimer molekula szabad mozgását.

Megállapíthatjuk, hogy a nagyrugalmasság anyagszerkezeti előfeltételei a következők:

- hosszú, fonal alakú molekulák,
- a molekulák hajlékonyága,
- a molekulák mozgékonyága
- a molekulák térhálósíthatósága

### A gumikeverékek összetétele

A gumikeverékek legfontosabb és nélkülözhetetlen alkotórésze a kaucsuk. Ezen kívül a gumikeverékek nagyon sokféle anyagot tartalmazhatnak. Ezek rendeltetése:

- a keverékek minőségének, a gumi műszaki tulajdonságainak javítása,
- a kaucsukkeverékek feldolgozhatóságának javítása; a gumikeverékek árának csökkentése.

A felsorolt okokból a gumikeverékek készítéséhez a következő anyagok használatosak:

1. *kaucsukok;*

2., *térhálósítási hatóanyagok:*

vulkanizálószeresek,

gyorsítók,

aktivátorok, késleltetők;

töltőanyagok, színezékek;

lágysítók, kémiai puhítók;

öregedésgátlók;

egyéb különleges adalékok (lángvédő anyagok, hajtóanyagok stb.)

### A gumigyártás alpműveletei

A megfelelő nyersanyagokból sok technológiai művelettel készülnek a gumigyártmányok. E technológiai műveletek függenek a nyersanyagoktól, a gyártóberendezésektől és gyártmányoktól, de a legtöbb esetben el kell végezni bizonyos alpműveleteket, amelyeknek lényege minden keverékre, minden üzemben és minden gyártmányra azonos. Döntő különbség van vi-

szont a technológiai műveletek között aszerint, hogy szilárd kaucsukból vagy latexből indulunk ki.

#### *A szilárd kaucsukok feldolgozásának alpműveletei*

**Előkészítő műveletek.** A szennyezett kaucsukot csigás szűrőprésszel tisztítani kell. A nagy bálákban forgalomba hozott kaucsuktömböket kisebb darabokra kell vágni, hogy a feldolgozó berendezésekbe adagolhatók legyenek. A vágáshoz a kaucsukot általában előmelegítik. Sok kaucsukot a keverés előtt képlékenyíteni kell mechanikai megmunkálással, hő bontással vagy lágyítókkal.

A poranyagokat, különösen a kényesebb gyártmányokhoz át kell szitálni, vagy ki kell szárítani.

A következő művelet az adalékanyagok bemérése a keverési csomagúlynak megfelelő mennyiségben. Az automatikus beméréshez a poranyagok nagy részét csak granulált (szemcsézett) alakban lehet felhasználni. Ebben az esetben ugyanígy granulálni kell a kaucsukokat és kaucsuk előkeverékeket.

- **Keverékkészítés.** A bemért alkotórészeket hengerszéken vagy zárt keverőkben összekeverjük, hogy az adalékanyagok eloszlása egyenletes legyen. Az egyenletes eloszlás a termék jó tulajdonságainak legfontosabb előfeltétele. A keverék a keverékkészítés közben felmelegszik, ezért a vulkanizálás megindulásának megakadályozására a keveréket hűtjük, ill. hűlni hagyjuk, majd a további feldolgozás előtt néhány órát vagy napot pihentetjük.
- **Alakító műveletek.** A nyerskeverékeket a feldolgozás előtt 1—2 cm vastag lemezek (levelek) alakjában tároljuk. Ezeket a vulkanizálás előtt megfelelően alakítani kell. Lemezeket és szövetre felvitt rétegeket kalandereken, csöveket és profilszalagokat extruderen, idomdarabokat csákolással alakítunk ki. A kaucsukkeverékek egy részét oldatként használjuk fel, amelyet oldógépeken készítünk. Az oldatból kenéssel, itatással, szórással vagy mártással és az oldószer elpárologtatásával hozzuk létre a kaucsukrétegeket.
- **Felépítés (konfekcionálás).** A több kaucsukkeverékből és a gumin kívül egyéb szerkezeti anyagokból (textilből, fémből) álló gyártmányok alkotórészeit a vulkanizálás előtt össze kell állítani. A felépített (konfekcionált) félkész gyártmányokat különböző célgépeken (gumiabronos–felépítő gépen, ékszj–felépítő gépen stb.) állítjuk elő.
- **Vulkanizálás.** Ebben a műveletben alakul át a képlékeny kaucsuk rugalmas gumivá. Az előre kialakított félkész gyártmányokat formában vagy szabadon, nyomás alatt vagy nyomás nélkül vulkanizáljuk.
- A vulkanizálási módok között vannak olyan új eljárások is, amelyekben nincs szükség a nyers félkész gyártmány előzetes kialakítására, mivel az alakító műveletet és vulkanizálást tulajdonképpen egy műveletben végezzük. Ilyen eljárás pl. az extrudálással vagy kalanderezéssel összekötött folyamatos vulkanizálás vagy a fröccsöntő préselés.
- **Kikészítő műveletek.** Végül a kész gumigyártmányok felületéről eltávolítjuk a vulkanizáláskor kialakuló kifolyási hulladékot (sorját), a felületeket esetleg csiszoljuk, és az árut csomagoljuk.

#### *A latexfeldolgozás alpműveletei*

A latexből kiinduló gyártástechnológiai alpműveletek lényegében a következőkben térnek el a szilárd kaucsuk feldolgozásától.

Az előkészítő műveletek során a latex ammóniatartalmát megfelelően csökkentjük, a latexet homogenizáljuk, a poranyagokból és lágyítókból homogén diszperziókat, ill. emulziókat készítünk. A vizes emulziók és diszperziók összekeverésével készül a latexkeverék.

A latexkeveréket koaguláltatással (kicsapással) alakítjuk mártó, habverő, fonalhúzó, elektroforetikus, öntő vagy egyéb eljárásokkal.

A vulkanizálás előtt, ill. a vulkanizálás közben elpárologtatjuk a kicsapott keverék víztartalmát, vagyis a latexkeveréket szárítjuk.

### **A gumi legfőbb járműipari vonatkozása – a gumiabroncs**

Manapság az abroncsok és a gépkocsik nagyon kifinomultak. A vezetők hajlamosak elfelejteni, hogy az abroncsok jelentik az egyetlen érintkezési felületet a talajjal melyeknek a következő feladatokat kell ellátniuk: kormányozhatóság, a gépkocsi tömegének viselése, lengéscsillapítás, gördülés, erőátvitel, tartósság.

*Kormányozhatóság:* Az abroncsok kormányozzák a gépkocsit függetlenül az útfelülettől és/vagy a hőmérsékleti viszonyoktól. A gépkocsi úttartása az abroncsoktól függ. Egy abroncsnak ellen kell állnia a keresztirányú erőknek, anélkül hogy a gépkocsi a helyes nyomvonalról lesodródna. Általában véve minden autó tengelyenként írja elő az alkalmazandó légnyomásokat. Az első és a hátsó tengelyekre előírt nyomások betartása biztosítja a gépkocsi ideális úttartását

*Az abroncs viseli a gépkocsi tömegét;* nemcsak akkor, amikor halad, hanem akkor is, amikor még áll. Jelentős terhelésnek van kitéve gyorsítás és lassítás során. Egy személyabroncs saját tömegének több mint 50–szeresét hordja.

*Lengéscsillapítás:* Az abroncs elnyeli az útról érkező ütések és csillapítja az úthibákból adódó rezgéseket, ezáltal kényelmes utazást biztosít és hozzájárul az autó élettartamának meghosszabbításához. Az abroncs fő tulajdonsága a függőleges irányú lengés- és rezgéscsillapítás. Az abroncsban található levegő rugalmassága lehetővé teszi az útegyenetlenségek okozta rugalmas alakváltozást. A helyes nyomás tehát komfortos utazást biztosít, megőrizve a pontos kanyarodás képességét

*Gördülés:* Az abroncs gördülése egyenletesebb, biztonságosabb, gördülési ellenállása kisebb, hogy az utazás kényelmesebb és gazdaságosabb legyen. Az abroncs közvetíti továbbá a gyorsítási és lassítási erőket. A néhány négyzetcentiméternyi tapadási felület minősége jelentősen befolyásolja az átadható erők nagyságát.

### **A gumiabroncs felépítése**

Az abroncs sok, különböző tulajdonságú alapanyag összessége, melyeknek egy termékké való összeállítása nagy precizitást igény.



5.31. ábra A gumibroncs felépítése

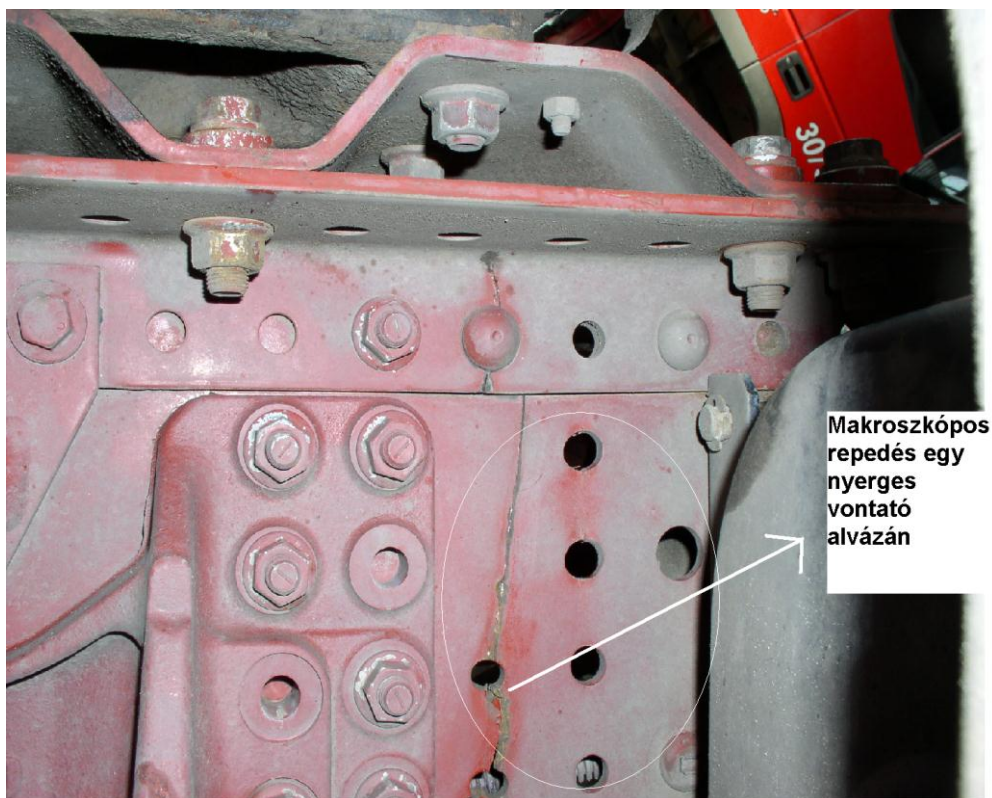
- A belső réteg nem más, mint légzáró, szintetikus gumiborítás. Ez a réteg a modern abroncs belső felületét fedi és ugyanazt a szerepet tölti be, mint a régi abroncsok esetében a tömlő.
- A karkasz. Ez a réteg vékony, párhuzamosan futó, gumiba ágyazott textil szálakból készül. Ezek a szálak adják az abroncs vázát és képesek a nyomásnak ellenállni. Minden egyes személyabroncsban körülbelül 1400 ilyen szál található, melyek egyenként 15 kg súlyú terhet bírnak el.
- A perem. Szerepe, hogy a gyorsító-, illetve a lassító-nyomatékokat közvetítse a tárcsától a futófelületig.
- A perem karika segít az abroncsot a tárcsán tartani. Akár 1800 kg súlyt is elbír károsodás nélkül.
- A rugalmas oldalfalgumi segít megvédeni a karkaszt az ütések roncsoló hatásától, pl. járdaszegély, kátyú stb. A peremkarikát borító gumi sokkal keményebb.
- Merevítő övek. Ezek gumirétegbe ágyazott acélszálakkal vannak megerősítve. Ez a kettő (esetenként több) öv szorosan illeszkedik egymáshoz és körülbelül 60 fokos szöveget zár be. A fémszálak így háromszög alakban ölelik át a karkaszt. Ezáltal válik a felső zóna merevvé. Az övek körbefutnak az abroncs felső zónájában és rendkívül összetett feladatot látnak el: megfelelően merevnek kell lenniük ahhoz, hogy ellen tudjanak állni a centrifugális erőnek és meg tudják tartani az abroncs méreteit bármely körülmény közepette is. Keresztirányban is megfelelő merevséggel kell rendelkezniük, hogy ellen tudjanak állni a kanyarban ébredő erőknek. Ugyanakkor függőleges irányban rugalmasnak kell lenniük, hogy az útfelület egyenetlenségeiből származó rezgéseket elnyeljék. Ehhez az öveket gumiba kell ágyazni. Ez meglehetősen nehéz feladat, ám a Michelin mesteri szinten tudja ezeket a merőben különböző anyagokat egymáshoz ragasztani.
- A futó a merevítő övek fölött található. Ez az abroncs mintázott része, ami a talajjal érintkezik. A futó a tapadási felületben jelentős erőhatásoknak van kitéve. A futógumi-keveréknek minden körülmények között tapadnia kell az úttesthez, ellen kell állnia a kopásnak és a lehető legkevesébe szabad csak felmelegednie.

## 6. Anyagvizsgálat

Az anyagvizsgálat célja olyan anyagjellemzők megállapítása, amelyek az anyag előállítói és felhasználói számára szükségesek. Emellett célja lehet rejtett hibák felderítése is, vagy különféle megmunkálások, hőkezelések következményeinek, ill. eredményeinek ellenőrzése.

Az anyagvizsgálatnak tehát többféle célja van: célja lehet, hogy a mérnöki tervezés számára adatokat szolgáltatson. Ilyen adatok kapcsolatosak lehetnek a kémiai összetétellel, az anyag-szerkezettel, a szilárdsági jellemzőkkel, élettartammal, esetleg korróziós jelenségekkel. Anyagvizsgálatot rendelhet el az igazságszolgáltatás is egy balesettel, vagy reklamációs ügy-gyel kapcsolatban. Az esetek zömében az anyagvizsgálat nem egyszerű szemrevételezést, hanem szerkezetvizsgálatot is jelent. Ennek alapja, hogy az anyagi tulajdonságok szorosan kapcsolódnak a szerkezethez, így a szerkezet vizsgálatából az anyagi tulajdonságokra, várható folyamatokra, jelenségekre, élettartamra következtethetünk. Mindenekelőtt azt kell tisztáz-nunk, hogy mit értünk szerkezeten, amikor az anyagvizsgálatról beszélünk.

A szerkezet-meghatározás természetesen jelenthet makroszkópos szemrevételezést is, amikor valamely szerkezeti elem (akár üzemszerű, akár az anyagszerkezetből eredő) meghibásodását észleljük, és ezt felvétellel rögzítjük. Ilyen lehet pl. egy makroszkópos, szemmel is látható anyaghiba, repedés megjelenése valamely szerkezeti elemben. (lásd 6.1. ábra)



6.1. ábra Teherautó alváz fáradásos törése

- Az anyagvizsgálat lehet *mikroszkópos szintű* (metallográfiai, materiográfiai vizsgálat)
- Beszélhetünk atomi szintű szerkezet meghatározásról is. (ezzel foglalkoznak a későbbiekben ismertetésre kerülő röntgen, és a különféle elektron-mikroszkópos vizsgálatok).

*A mintavételezés szempontjából megkülönböztetjük a roncsolásos és a roncsolásmentes vizsgálatokat. A legtöbb esetben roncsolásos vizsgálatnak minősülnek a metallográfiai*

(materiográfiai) vizsgálatok is. Az ilyen vizsgálatok során a vizsgálandó alkatrész egy darabját eltávolítva, csiszolatkészítéssel határozzuk meg a szerkezetet, vagy a szerkezet hibáit.

A roncsolásmentes vizsgálat pl. az ultrahangos, vagy mágneses vizsgálatok, termofeszültség mérés, örvényáramú veszteségmérések stb., amelyekből hibákra, folytonossági hiányokra, kémiai inhomogenitások jelenlétére következtethetünk. Ez utóbbi anyagvizsgálati módszereket szokás „fizikai” vizsgálatoknak is nevezni, mert ezek használata valamely fizikai jellemzőből enged következtetést az anyaghibákra. Az anyagvizsgálat témakörének tárgyalását először általánosan, a szerkezet és a fontosabb fizikai illetve műszaki tulajdonságok kapcsolatának ismertetésével kezdjük, majd ezután térünk rá az egyes vizsgálati módszerek részletes leírására.

## ***A szerkezet és a fizikai tulajdonságok kapcsolata***

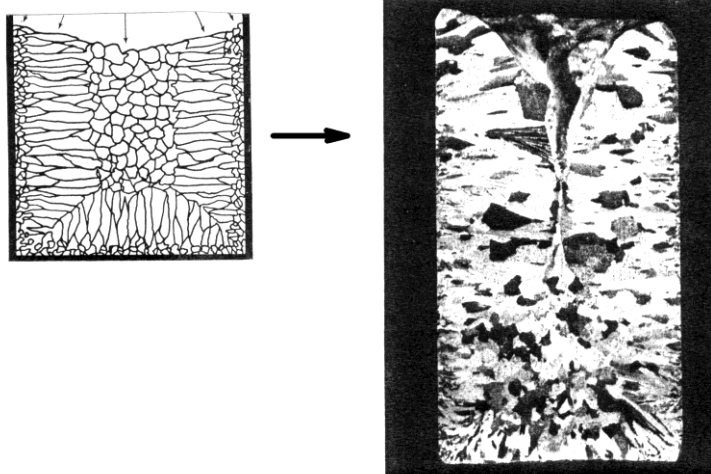
### **Az atomi szintű szerkezet és a kapcsolódó tulajdonságok**

Az előzők során már említésre került, hogy az atomi szintű szerkezetből (és a kémiai kötéstípusokból) számos tulajdonság származik: alapvetően az atomi szintű szerkezet határozza meg az anyagok elektromos és hővezető képességét, a hőtágulást, a fényáteresztő és fényvisszaverő képességet. A mechanikai tulajdonságok egy része is az atomi szintű szerkezettől függ: pl. a ridegség, képlékeny alakíthatóság, termikus stabilitás (olvadási hőmérséklet stb.). A szerkezet meghatározásnak ezzel a szintjével a röntgen, és az elektronmikroszkópiai vizsgálatok foglalkoznak.

### **A mikroszerkezet**

A mikronos, szubmikronos méret-tartományba eső szerkezeti egységeket, anyagszerkezeti megnyilvánulásokat a mikroszerkezet kategóriájába soroljuk. *A mérnöki anyagok mikroszerkezete rendszerint valamely előállítási technológiából ered, ezeknek jegyeit hordozza.* Az atomi szintű szerkezet megtartása mellett tehát a technológiából eredő szerkezeti egységekről és ezekhez köthető jelenségekről van szó. Ilyen pl. a szemcseszerkezet, vagy az alkotó fázisok diszperzitása, eloszlása. A mikroszerkezet kialakulásában tehát fontos szerep játszik a szemcsék keletkezésének mechanizmusa. Ezt tekintjük át a következőkben.

A szemcsék 1–100  $\mu$ -os nagyságrendű szerkezeti egységek a fémes és kerámia jellegű szerkezeti anyagokban. Ezek az egységek többnyire optikai mikroszkópos vizsgálatokkal elérhető nagytávolságokkal láthatóvá tehetőek. Fémes szerkezetekben (de tiszta fémekben leginkább) a szemcsék kristálytani egységek is, vagyis a kristálytani orientáció változatlan egy szemcsén belül (egykristályok). A szemcseszerkezet többféle mechanizmussal alakulhat ki, az anyagtípustól és a technológiai folyamattól függően. Lehet öntési folyamat terméke, kialakulhat a rekristallizáció mechanizmusában, vagy akár kémiai reakciók során ill.– főként kerámiáknál– szinterelési folyamatban.



6.2. ábra A szemcseszerkezet kialakulása öntési folyamat során; balra - sematikus, jobbra – ténylegesen megfigyelt

Tipikus öntési szemcseszerkezetet láthatunk a 6.2. ábrán. Az egyik sematikus ábrázolás, a másik valódi öntött szerkezetet mutat. Amint említettük, szemcsék kialakulása itt kristályosodáskor történik, amikor az olvadékot az öntőformába (kokillába) öntjük. A korábbiakban a kristályosodásnak csak arra a jelenségére figyeltünk, hogy miként alakul ki a kritikus méretű (már növekedésre képes) kristályos csíra. Maga a teljes kristályosodás azonban két folyamatból áll: a csírák képződéséből és azok növekedéséből. E két folyamat viszonylagos sebessége határozza meg a tényleges mikroszerkezetet.

A látható szemcseszerkezet úgy alakul ki, hogy az olvadék térfogatának számos pontján indul el a csíráképződés. Növekedésük során folyamatosan fogyasztják el a körülöttük lévő olvadékot. Amikor a kristályok növekedésük során egymás határához érnek, a kristályok közös határfelületet alkotnak. Így keletkeznek a szemcsehatárok. A határfelületen rendszerint véletlenszerű a kristálytani irányok találkozása, ezért a szemcsehatárokat helyet foglaló atomok nem egyensúlyi környezetben vannak. Ezért nevezzük a szemcsehatárokat ún. síkhibáknak, vagy felületi hibáknak, amint ezt már a kristályhibák tárgyalásakor említettük. A 6.2. ábrán feltűnő, hogy a kokillafal közelében nagyszámú, kisméretű szemcse keletkezik. Ez amiatt van, hogy a kokillafal katalizálja a kristálycsírák képződését, emiatt a csíráképződés sebessége (időegység alatt a térfogat-egységben képződő csírák száma) itt nagyobb. Ennek eredményeként kisméretű, nagyszámú szemcse képződik a kokillafal környezetében. A kokillatér belső zónáját az irányított szemcseszerkezet-növekedés jellemzi. Ebben a tartományban hosszú, megnyúlt kristályok (szemcsék) keletkeznek. Nagy szerepe van itt a csökkenő sebességű és irányított hőelvonásnak, és a képződő szemcsék kristálytani irányítottságának is. A legbelső zónában ismét gömbszimmetrikus, nagyobb szemcsék keletkeznek, itt a növekedés sebességének ismét nincs kitüntetett iránya, de a növekedés sebessége dominánssá válik a csíranövekedéssel szemben. A vázolt mechanizmusban inhomogén méreteloszlású szemcserendszer keletkezik. Az öntött szerkezetek előnytelen mechanikai tulajdonságúak; az öntvényeket ilyen állapotban csak ritkán használják fel.

### A „szövetszerkezet”; a fázisok és reakciótípusok kapcsolata

A mikroszerkezet vizsgálatának napi gyakorlatában gyakran felmerülnek a „szövet”, „szövetszerkezet” fogalmak, amelyek nyilvánvalóan a szerkezettel vannak összefüggésben. Ezek az olvadékból történő megszilárdulásra, majd a szilárd fázisban történő átalakulásra utaló információt hordoznak, és tipikusan a mikroszerkezet vizsgálatának témaköréhez (tehát a

mikroszkópos anyagvizsgálat) tartoznak. Az előzőekben már ismertetett átalakulások olyan, mikroszkópiai vizsgálatokkal nyomon követhető szerkezeti jegyeket hagynak a vizsgálandó ötvözetben, amelyek alapján a vizsgált ötvözet teljes termikus előéletére következtethetünk. Ebbe a témakörbe sorolható a „szövetszerkezet” fogalma. Ennek a fogalomnak a megértéséhez röviden fel kell idéznünk néhány – az eddigiek során már kifejtett – ismeretet:

- Primer reakció:** változó összetételű olvadék és szilárd fázis között zajlik, változó hőmérsékleten;
- Eutektikus reakció:**  $\text{olvadék} \leftrightarrow \text{szilárd}_1 + \text{szilárd}_2$ ;
- Peritektikus reakció:**  $\text{olvadék}_1 + \text{szilárd}_1 \leftrightarrow \text{szilárd}_2$ ;
- Monotektikus reakció:**  $\text{olvadék}_1 \leftrightarrow \text{olvadék}_2 + \text{szilárd}$ ;
- Szinektikus reakció:**  $\text{olvadék}_1 + \text{olvadék}_2 \leftrightarrow \text{szilárd}$ ;
- Eutektoidos reakció:**  $\text{szilárd}_1 \leftrightarrow \text{szilárd}_2 + \text{szilárd}_3$ ;
- Peritektoidos reakció:**  $\text{szilárd}_1 + \text{szilárd}_2 \leftrightarrow \text{szilárd}_3$ ;

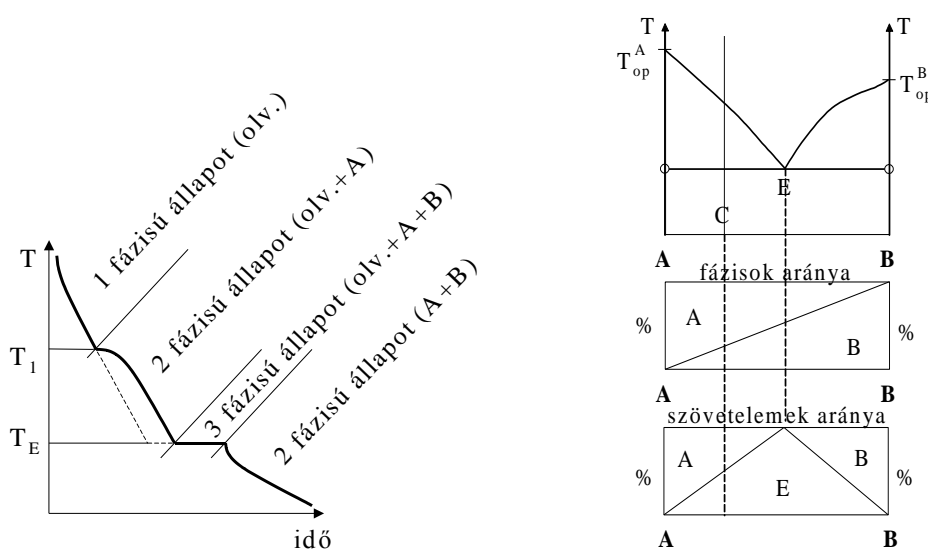
Az egyensúlyi fázisdiagramok ismertetésekor már láttuk, hogy azok nem csupán az egymással egyensúlyban lévő fázisokról adnak információt, hanem leolvashatók belőlük az átalakulások (reakciók) irányai és eredményei is, vagyis mindazok a folyamatok, amelyek végbemehetnek, ha egy adott kémiai összetételű olvadék hőmérséklete változik. Pl. számot adnak arról, hogy adott összetétel esetén milyen átalakulások történnek, miközben az olvadékállapotból kiindulva fokozatosan szobahőmérsékletre hűtjük az ötvözetet. Az eddigi tárgyalás során azonban nem világítottuk meg azt, hogy milyen kapcsolat van az átalakulásokban résztvevő fázisok és mikroszkóposan nyomonkövethető szerkezet között. Ezt a mikroszerkezetet nevezzük szövetszerkezetnek (mikroszkópos szintű morfológia). Megvilágítására újraidézzük a megszilárdulási folyamat lényeges részleteit, hozzá kapcsolva (néhány jellemző esetben) azt a vizuálisan is megjeleníthető mikroszkópos képet, amelyet „szövetszerkezetnek” nevezünk. Tekintsük át tehát a 6.3. ábrán látható sematikus lehülési görbét egy korábban már ismertetett eutektikus ötvözet lehülése folyamán. A kiindulási összetétel legyen C (6.3. ábra) Ismert, hogy olvadék állapotban korlátlan az elegyedés, szilárd állapotban viszont egyáltalán nem oldják egymást a komponensek. Minthogy az összetétel nem eutektikus, a hőmérséklet csökkentésekor, a likvidusz eléréséig monoton változik az olvadék hőmérséklete ( $T-T_1$  közötti szakasz), nincs a folyamatban átalakulás.

A  $T_1 - T_e$  szakaszon a rendszer már kétfázisú. Az olvadékból folyamatosan változó hőmérséklettel tiszta „A” fázis kristályosodik. Eközben az olvadék–fázis összetétele **B**–komponensben dúsul és közelít az eutektikus összetételhez. Ebben a szakaszban keletkező „A” szilárd fázist „primer A”-nak nevezzük. A 6.3. ábrán ez a hőmérsékleti szakasz a C függőleges likvidusz és az eutektikális metszéspontja közötti tartománya. Ezen reakció az eutektikus pontnál befejeződik, de a keletkezett A kristályok továbbra is megmaradnak és eutektikus olvadék veszi körül őket.

Sematikus ábrázolásban ezt látjuk a 6.3. ábrán is, amelyek utalnak az olvadék fázisban „úszó” primer kristályok jelenlétére. Ezután kezdődik el az eutektikus kristályosodás  $T_E$  (állandó) hőmérsékleten. A folyamat az eutektikus olvadék teljes elfogyásáig tart. Ezen izoterm folyamat egy más reakciótípus, az előzőhöz képest eltérő a keletkező reakciótermék megjelenési formája is. Ez az ún. „eutektikus” szövet. (A teljes megszilárdulás után a rendszer ismét kétfázisú, itt ismét monoton csökkenő a hőmérsékletváltozás, ha közben nincs szilárd fázisú átalakulás.)

Ha szobahőmérsékleten vizsgáljuk ennek az ötvözetnek a szövetszerkezetét, látjuk, hogy elkülönülnek egymástól a primer folyamat kristályai és az eutektikus átalakulásra jellemző lamelláris szerkezet. A teljes szövetnek a primer kristályok „szövetelemei”. Ez a szövetelem

egyetlen fázisból áll, hiszen a teljes reakciója során a tiszta A komponens keletkezett. Az eutektikus reakcióban keletkezett szövet is eleme a teljes megszilárdult szövetnek, így adott esetben ez is szövetelemként minősíthető. Ez a szövetelem azonban kétfázisú, hiszen szín A és szín B-ből áll. A példaként ismertetett megszilárdult szövetet tehát két szövetelem, egy A primer kristályokból álló, és egy eutektikus szövetelem alkotja. Mindkettő külön, egymást követő reakciókban keletkezett. Hangsúlyozni kell, hogy akár a primer A, akár az eutektikus A-ról beszélünk, ugyanarról a fázisról van szó, kristályszerkezetük ugyanis azonos, függetlenül attól, hogy melyik reakcióban keletkeztek.



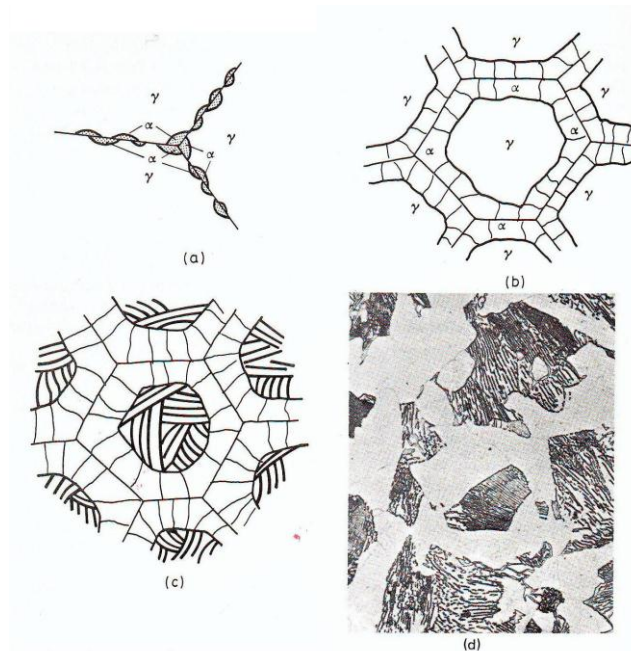
6.3. ábra Kétfázisú rendszer kristályosodása (komponensek szilárd állapotban egyáltalán nem oldják egymást)

Ennek megfelelően mást jelent egy metallográfiai szerkezetben a fázisok, és mást a szövetelemek aránya, ahogyan ez az 6.3. ábráról nyilvánvaló: a tiszta A és B fázisok aránya ennélfogva fordítottan arányos. A szövetelemek arányát illetően nyilván más a helyzet: ahol a primer A vagy B 100%, ott nyilván nincs eutektikum, az eutektikus összetételnél viszont csak eutektikus szövetelem van, a primer szövetelemek teljesen hiányoznak.

A primer kristályok és az eutektikum szövetelemei együttesen járulnak hozzá a teljes szövet-szerkezet képi megjelenítéséhez.

Bár a 6.3. ábra nem jelöl átalakulást az eutektikus hőmérséklet alatt, tudjuk, hogy szilárd állapotban is lezajlanak reakciók túltelített oldatokból (szekunder folyamatok)

Nagy gyakorlati jelentősége van a Fe–C ötvözetben lejátszódó eutektoidos reakciónak, amelyben három fázis vesz részt: az ausztenit ( $\gamma$ -Fe), amelynek izoterm bomlásából keletkezik az eutektoidos ferrit és az eutektoidos cementit. Amint már szó volt róla, ennek a reakciónak a mechanizmusa azonos az eutektikus reakcióéval, azzal a különbséggel, hogy itt szilárd oldat (és nem olvadék) bomlásáról van szó. A keletkező két fázis morfológiája is hasonló: ugyanúgy csatolt növekedéssel keletkeznek a termékfázisok. Együttesen e két fázist perlitnek nevezzük. Ha pontosan eutektoidos biner ausztenit a kiinduló fázis, lassú hűtéssel (kis túlhűléssel) tisztán perlit szövet keletkezik (lásd 6.4. ábra).



6.4. ábra Az ausztenit bomlása, perlitképződés mechanizmusa

A perlit szövetelemei ebben az esetben az eutektoidos cementit és az eutektoidos ferrit fázisok. Ha az ausztenit karbon tartalma kicsi, (pl. 0.45%), az ausztenit bomlása már nagyobb hőmérsékletnél, (a karbon tartalomtól függően) az  $ac_3$  vonal mentén indul meg, és primer reakcióban „proeutektoidos ferrit keletkezik, amint ezt már az átalakulási diagramoknál ismertettük. Itt a primeren keletkező ferrit külön szövetelemként jelenik meg. Az ausztenit–szemcsék határain induló kiválás kezdetét az 6.4/a ábrán láthatjuk. A primer  $\alpha$ -ferrit szemcsék végül összefüggő „szemcsehatár” tartományt alakítanak ki. A maradék – már eutektoidos ausztenit – perlites szövetet képez a kiindulási ausztenit belsejében.

A valóságban kialakuló szerkezeti képet a 6.4/d felvétel mutatja. Az átalakulási folyamat eredményeként keletkező ferrit–perlites szövet itt tehát proeutektoidos ferritből és perlitből áll. Mindkét szövetelemben megtalálható a ferrit, mint fázis.



6.5. ábra Különböző hűtési sebesség hatására kialakult eltérő diszperzitású perlites szövetrész

A szövetszerkezet változásának előbbi példája mutatja, hogy ugyanaz a fázis kétféle reakció-típusban is megjelenhet. Ezzel a szövetszerkezetnek jellegzetes megjelenési formát (morfológiát) adhat anélkül, hogy a fázis azonossága megváltozna (pl. primer és eutektikus ferrit együttes megjelenése ugyanabban a szövetszerkezeti képen). Az 6.5. ábra arra ad példát, hogy ugyanannak a szövetszerkezeti elemnek a jellege amiatt is megváltozhat, hogy a szövet-

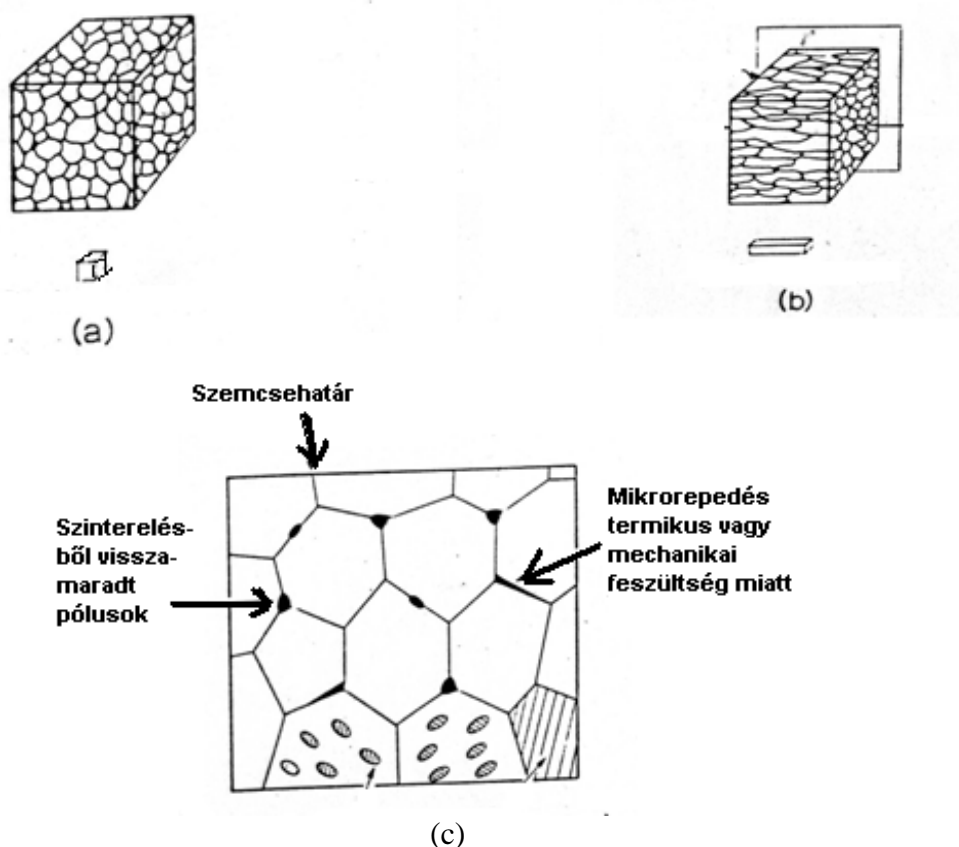
elemet létrehozó reakció során a hőmérsékletváltozás sebessége módosul, s emiatt ugyanolyan jellegű, de eltérő diszperzitású szerkezet válthatja egymást. Az 6.5. ábrán a jellegzetes perlit-szerkezet megváltozik a hűtési sebesség hirtelen növekedésével. A változás hatására a perlit-szövetre jellemző lamellák távolsága hirtelen lecsökken anélkül, hogy az átalakulás jellege megváltozna. Ennek oka a párhuzamosan növekvő fázisok keletkezéséhez szükséges diffúziós távolság csökkenése.

A felsorolt reakciótípusokhoz köthetjük a mikroszkópos vizsgálatokkal azonosítható szerkezeteket, ahol egy-egy átalakulás jellegzetes mikroszkópi képe jelenik meg. Ezt a megjelenési formát nevezzük szövetszerkezetnek. *A szövet tehát egy adott reakciótípust tükröző szerkezeti-megjelenési forma.*

### **A hibaszerkezet (diszlokációk), póru szerkezet**

Szemben az öntött szerkezetekkel, homogén eloszlású szemcserendszer jöhet létre rekristallizáció során, amint ezt a 6.6/a ábrán láthatjuk. Az ilyen szerkezetek fizikai tulajdonságai izotrópok, (minden irányban azonos tulajdonságokat tapasztalunk).

Az előző, izotróp szerkezettel szemben kitüntetett orientáció alakul ki a szemcsék együttesében határozott irányú képlékeny alakítás hatására (6.6/b ábra). A megnyúlt szemcsék keletkezése folyási jelenségként, a diszlokációk képződésével és felhalmozódásával értelmezhetők. A diszlokációk kialakulása és eloszlása szintén része a mikro-szerkezetnek.



**6.6. ábra** Kristályszerkezet sematikus ábrázolása; a - globuláris, b – megújult (pl. hengerlés), c – szinterelés utáni szemcseszerkezet (mikorepedések, pórusok, fázisdiszperzió megjelenése)

A gömbszimmetrikus szemcsékből álló szerkezet alakul ki a kerámiák gyártása során már említett technológiai műveletben, a szinterelési folyamatban is. Leginkább a kerámia-előállí-

táskor keletkező lehetséges szerkezeti hibákra utal a 6.6/c ábra. A szemcsehatároknak itt más a keletkezési mechanizmusuk, mint a fémek anyagoknál. A szemcsék ill. szemcsehatárok itt a szinterelési folyamatban, a gömbszerű porszemcsék felületi folyásának eredményeként keletkeznek. A szinterelési folyamat zsugorodással, (sűrűsége növekedéssel) jár együtt. A technológiai hibáiból azonban pórusos szerkezet keletkezhet, vagy helyi repedések jöhetnek létre. Az ilyen méretű hibák megjelenése szintén a mikroszerkezet mérettartományába esik.

A mikroszerkezet hibái nagy hatással vannak a mechanikai szilárdságra, (elsősorban a szakító és hajlító szilárdságot befolyásolják előnytelenül). Fémek szerkezeti anyagokban (főként Fe-alapú ötvözetekben) az ilyen méretű hibás szerkezet a korróziós hajlamot is növeli.

## **Roncsolásmentes anyagvizsgálat**

### **Az optikai és elektronmikroszkópia**

A mikroszkóp görög szóból ered, jelentése az alábbiak szerint értelmezhető: *mikron* jelentése kicsi, a *szkopein* jelentése pedig nézni.

A mikroszkóp csaknem 400 éves múltra tekint vissza. Az első eszközök optikai elven működtek, Hollandiában készítették a 17. század fordulóján. A korai mikroszkópok lencséinek minősége igen gyenge volt, ezért torz képet adtak, azonban óriási segítséget jelentettek az állatok, a növények és az ember szervezetének megismerésében. Működésük szempontjából két nagy csoportba sorolhatók: az optika elméletét használó, valamint letapogató mikroszkópok.

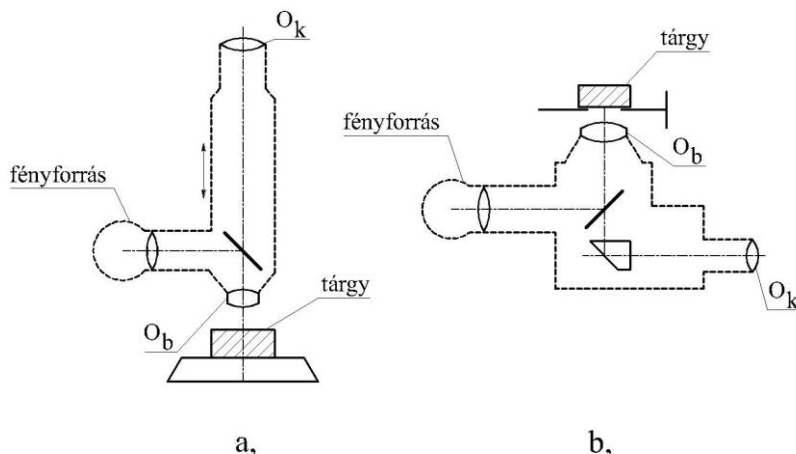
Az optika elméleti mikroszkópok működésének alapja, hogy a mintán áthaladó, vagy a felületről visszaverődő sugarakat egy optikai rendszer nagyított képpé alakítja. A használt sugarak lehetnek elektromágneses (például látható fény), vagy elektronsugarak.

A napi műszaki gyakorlatban legelterjedtebb mikroszkópféle a fénymikroszkóp. Ez egy olyan optikai eszköz, ami egy vagy több lencsét tartalmaz, amelyek segítségével a vizsgálandó tárgyról nagyított képet kaphatunk.

### **Optikai mikroszkópok felépítése, működésük**

A mikroszkóp elrendezésétől függően a vizsgálandó tárgy a mikroszkóp alatt és fölött helyezhető el. Ennek megfelelően alsó és felső tárgyasztalos mikroszkópok használatosak, az utóbbiakat le Chateller-féle mikroszkópoknak is nevezik.

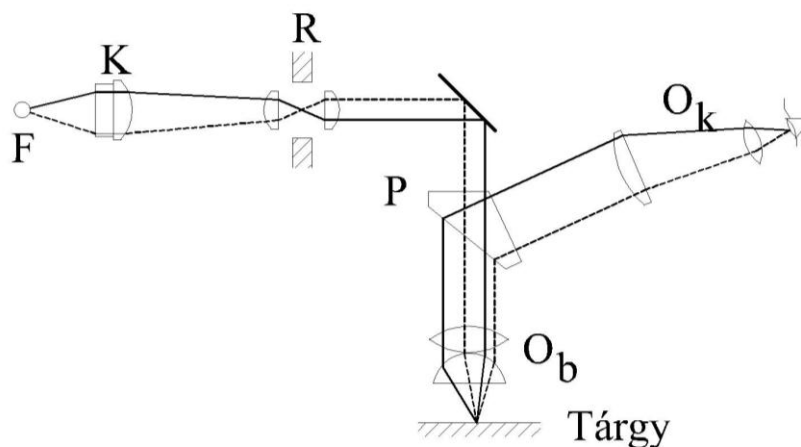
A kétféle elrendezés vázlata a 6.7. ábrán látható.



6.7. ábra A mikroszkópok elrendezése: a. alsó tárgyasztalos; b. felső tárgyasztalos

Amíg az átlátszó (elsősorban biológiai) minták vizsgálata során alsó tárgyasztalos átvilágító mikroszkópokat alkalmaznak, addig a fémek és más nem átlátszó minták felületének vizsgálata visszavert fényben történik. Az ilyen minták vizsgálata legtöbbször felső tárgyasztalos mikroszkóppal végezhető el.

A mikroszkóp alapvetően két lencserendszerből áll: a tárgyhöz közelebb eső lencséből, amit tárgylencsének (objektív), illetve a megfigyelő felé eső lencséből, amit pedig szemlencsének (okulár) nevezünk.



6.8. ábra A fénymikroszkóp felépítése, a képalkotás elmélete

#### Elvi felépítés, működés

A fénymikroszkópok működése az alábbi módon értelmezhető (6.8. ábra). Az F fényforrásból kiinduló fénysugár először egy K kondenzor lencsén halad át. Az így közel párhuzamossá vált nyalábot egy tükör (Ü) fordítja be a mikroszkóp optikai tengelyébe, a P prizma párhuzamos oldalain és az objektíven (O<sub>b</sub>) keresztül megvilágítja a mintát. A visszavert fény az objektív után a prizmán úgy tör meg, hogy a nyaláb a szemlencsébe (O<sub>k</sub>) jut, és alkot nagyított képet.

## Mikroszkópia alapfogalmai

A mikroszkópi vizsgálatoknál a mikroszkóp jellemzésére illetve a képalkotás szempontjából elengedhetetlenül fontos, legáltalánosabban használt alapfogalmak a következők:

### Össznagyítás

Az *össznagyítást* egyszerűen számolhatjuk ki: megszorozzuk az objektív nagyítását (ami lényegében a közbenső kép nagyítása) az okulár szemlencséjének nagyításával. Ez a nagyítás (lineáris) érték, ami azt mutatja, hogy a mikroszkóp egy adott tárgykiterjedést, például 10 mikrométert hányszorosára nagyít fel.

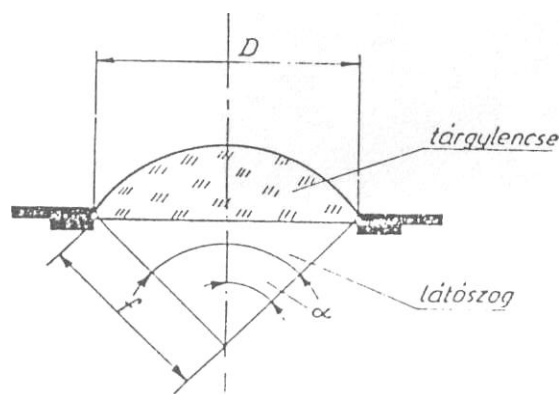
Az okulár által felnagyított közbenső képet az ideghártya csak akkor tudja feloldani, ha legalább  $2'$  látószöggel érkezik, azaz a retinán kirajzolódott kép  $0,15$  mm-nél (150 mikrométernél) nem kisebb kiterjedésű. Hiba lenne azonban azt gondolni, hogy az objektív nagyítását nagyon erős okulárral tetszés szerint lehet növelni. Az objektív mindent eldöntő feloldóképességét ily módon javítani nem lehet, a hasznos kép helyett csak egy elmosódott foltot látunk. A hasznos nagyítás a szem és az objektív *felbontóképességének* hányadosa. További nagyítással a tárgyról már újabb információkat nem kapunk. Emiatt az optikai mikroszkópokat legfeljebb 2000-szeres nagyításúra készítik.

### Felbontóképesség

*Felbontóképesség* ( $d$ ) alatt azt a legkisebb tárgytávolságot értjük, aminek végpontjait már külön pontként képezi le az optikai rendszer.

$$d = \frac{\lambda}{2 \cdot n \cdot \sin \alpha} = \frac{\lambda}{2 \cdot A} \quad (6.1)$$

ahol  $\lambda$  a megvilágító fény hullámhossza,  $n$  a tárgy és az objektív közötti ún. immerziós közeg törésmutatója,  $\alpha$  az objektívbe még bejutó, legszélső fénysugarak alkotta kúp félszöge. Az  $n \cdot \sin \alpha$  szorzatot numerikus apertúrának ( $A$  vagy  $NA$ ) is nevezik.



6.9. ábra Lencse geometriai jellemzői

Az immerziós közeg leggyakrabban cédrusolaj (törésmutatója 1,52, nagyon közel áll az üvegehez). Ebből egy cseppet a mintára helyezünk, majd az objektívet addig közelítjük, míg a folyadék felhúzódik a lencsére, így a fény levegő–üveg átmenet nélkül jut az objektívbe, nem szenved nagy törésmutató–ugrást és nő a felbontóképesség. A mikroszkóp felbontóképessége

tehát csak az objektívtől függ, nagyítása az objektív és az okulár rendszer nagyításainak szorzata.

### *Mélységélesség*

A *mélységélesség* az a távolság–különbség, amelyen belül a kép élessége érdemben még nem romlik. Az optikai mikroszkópoknál a nagyítás növelésével csökken (ez az alapvető oka annak, hogy csak sík minták vizsgálhatók, és hogy nagyobb nagyításokhoz gyengébben maratott mintafelületek szükségesek). A nagyítás növelésével a kapott kép kontrasztossága is csökken.

### **Optikai képalkotási hibák, lencsehibák**

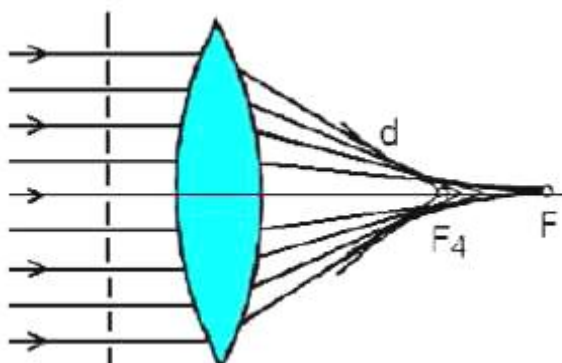
A használatos lencsék aszerint minősíthetők, hogy hibái milyen mértékben korrigáltak. Ilyen szempontból az objektíveket három osztályba sorolhatjuk: akromátos, félig apokromátos vagy fluoritlencsés és apokromátos minőségűek.

Korrektíót kívánnak a következő leképezési hibák: színi eltérés (kromatikus aberráció), gömbi eltérés (szferikus aberráció) és a kép görbültsége

### *Leképezési hibák*

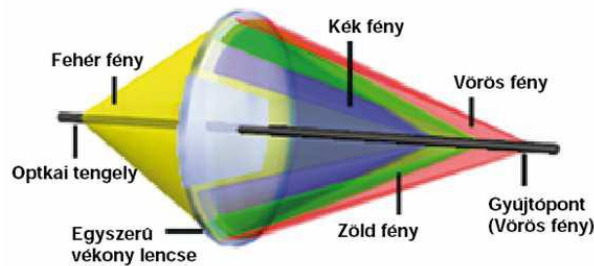
Az optikai rendszereknél fontos a leképezési hibák minimalizálása, ez sokszor egymásnak ellentmondó feltételek közötti optimalizálást jelent.

A *szferikus aberráció* (gömbi eltérés, 6.10. ábra) oka, hogy a lencse széléin áthaladó sugarak nagyobb eltérítést szenvednek, mint az optikai tengellyel kis szöget bezáró fénysugarak. Ebből az következik, hogy a párhuzamosan érkező fénysugarak nem egy pontban (F) metszik egymást. Az ideális optikai rendszerek esetén paraxiális (az optikai tengellyel párhuzamos, ahhoz közeli sugármenettel számolnak). A szferikus aberráció ellen a lencse lerekeszelésével, néha aszférikus (nem gömbfelületű) lencsék alkalmazásával védekeznek.

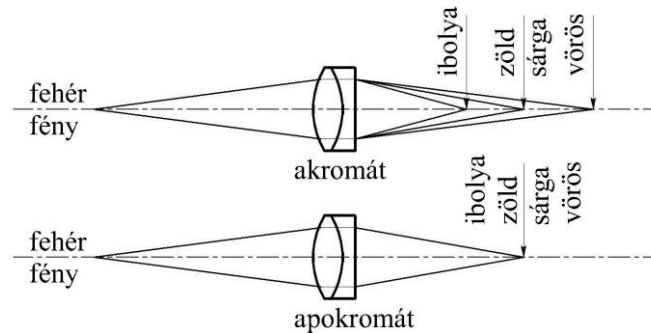


6.10. ábra Szferikus aberráció

*Kromatikus aberráció* (színfüggő eltérés, 6.11. ábra) oka a diszperzió. Ez azt jelenti, hogy a lencse törésmutatójának értéke függ a fény színétől (hullámhosszától), aminek következtében a kék színű fény erősebben, a vörös gyengébben tör meg, ugyanis a lencse prizmaként viselkedve kismértékben bontja a fehér fényt. A kromatikus aberráció ellen akromát és apokromát lencserendszerek tervezésével védekeznek, amelyeknél az eltérő törésmutatójú és görbületű lencsék megválasztásával minimalizálják a jelenséget. Néha ED (Extra Low Dispersion), azaz alacsony színszórású lencsét alkalmaznak.



6.11. ábra Kromatikus aberráció

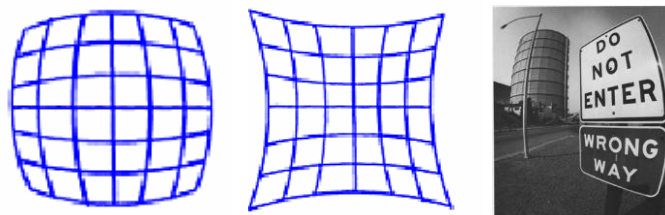


6.12. ábra Az akromátos és apokromátos lencse szinkorrekciója

### Geometriai torzítási hibák

A geometriai torzítási hibák során az optikai rendszer egy egyenest görbén képez le. Ennek jellegzetes képviselői a 6.13. ábrán láthatóak, ezeket legegyszerűbb egy négyzetrács leképezésén szemléltetni.

A kép görbültségének az a következménye, hogy a kép széle életlen, elmosódott. Ez a hiba az objektívben nem, hanem csak a szemlencsével korrigálható oly módon, hogy ellenkező hibájú szemlencsével együtt használják. Így a két lencserendszer együtt, síkban alkot éles képet.



6.13. ábra Geometriai torzítási hibák

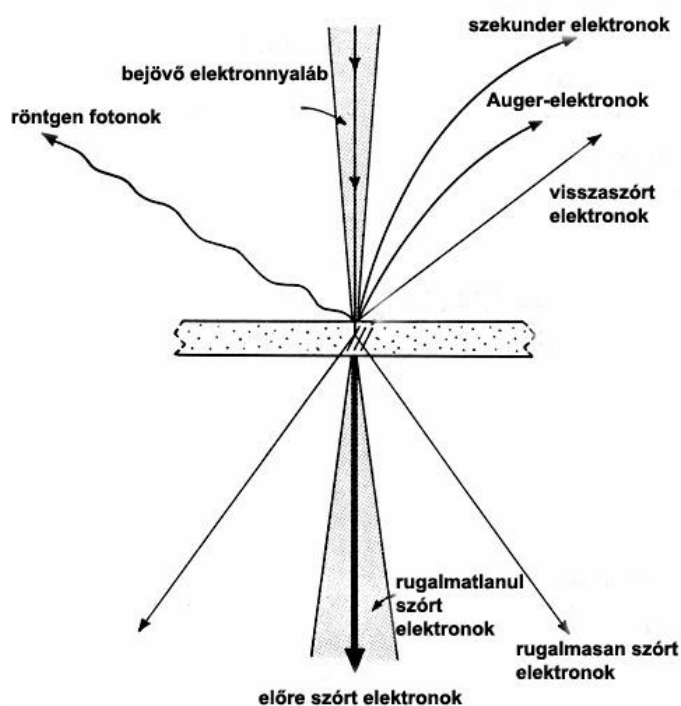
### Tükröződés

A sima fényes lencsefelületekre érkező fénysugarak egy része a lencsefelületekről visszaverődik. Minél több szabad lencsefelület van egy lencserendszerben, annál több a tükröződés. A tükröződés csökkentésére a mikroszkóp összes szabad lencsefelületét (a belsőket is), valamint a prizákat többrétegű tükröződésmentesítő bevonattal látják el (mivel egy adott vastagságú réteg csak egy adott hullámhosszra tükröződésmentesít). A bevonatokat vákuumgőzöléses eljárással viszik fel a felületekre.

## Elektronmikroszkópok

A hagyományos optikai mikroszkóp felbontóképessége a diffrakciós korlát miatt optimális esetben sem jobb (200 – 300) nm-nél. A 20. század elején a tudomány fejlődése azonban ennél jobb felbontást igényelt, és ekkorra már a technikai feltételek is adottak voltak az elektronmikroszkópok kifejlesztéséhez. A fejlesztések két irányban indultak el. Ennek eredményeként 1933-ban működni kezdett az első transzmissziós elektronmikroszkóp (TEM), amely az optikai mikroszkóphoz hasonló, párhuzamos képképzés elvét használja. A másik irány a pásztázó technika elvét alkalmazza, amely a soros, pontról–pontra létrehozott képalkotás alapján működik. Az első pásztázó elektronmikroszkópot (scanning electron microscope = SEM) Max Knoll hozta létre 1935-ben. Az első kereskedelmi pásztázó elektronmikroszkóp azonban csak az 1960-as években jelent meg. A nehézségeket elsősorban a pontos pásztázó elektronika létrehozása jelentette. Azóta a SEM rendkívül elterjedt eszközzé vált, több tízezer példány működik szerte a világon. A népszerűség oka egyrészt az, hogy a vizsgálandó minta előkészítése viszonylag egyszerű, vékonyítást nem igényel. Másrésztől, bár jobbára csak a minta felületének közeléből kapható információ, a legjobb mikroszkópokkal szerkezeti, topografikus és összetételbeli adatokat is nyerhetünk.

Az elektron–anyag kölcsönhatás során keletkező „termékeket” az 6.14. ábra mutatja.



6.14. ábra Elektron–anyag kölcsönhatás

*Előre szórt elektronok:* Nincs energiavesztés, nincs irányváltozás. Az elektronok többsége ilyen. A transzmissziós elektronmikroszkópiában a világos látóterű (bright-field) képhez felhasználható.

*Rugalmatlanul szóródó elektronok:* Kis energiavesztés, kis szögben szóródás. Felhasználható: elektron energiavesztés spektroszkópiában és speciális képalkotásra.

*Rugalmasan szóródó elektronok.* Nincs energiavesztés, az irányváltozás fok nagyságrendű. Kristályos anyag esetén az irányt a Bragg-törvény szabja meg. TEM diffrakció, TEM sötét látóterű kép (dark field), és a nagyfelbontású elektronmikroszkópia (high resolution electron microscopy = HREM) használja.

*Szekunder elektronok:* A minta nyaláb felőli oldalán keletkeznek. Elsősorban gyengén kötött, külső héjon lévő elektronoktól erednek, amelyeket a nyaláb kiüt a helyükről. Összegyűjtve topografikus (felületi) információt adnak a pásztázó elektronmikroszkópiában.

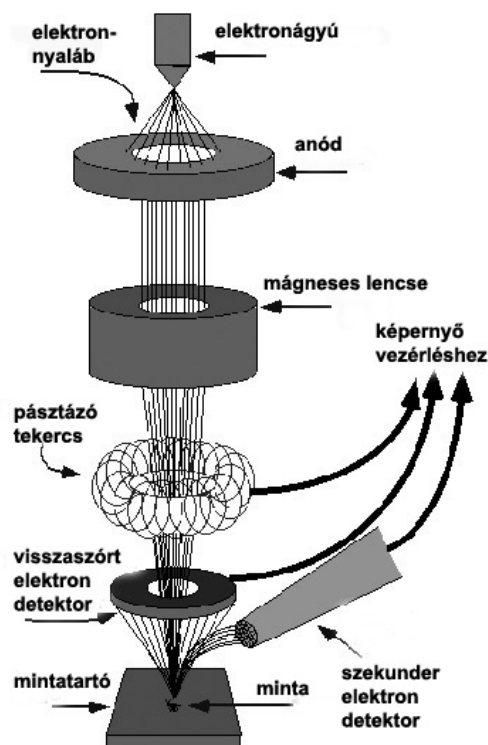
*Visszaszórt (backscattered) elektronok.* Az eredeti nyalábból rugalmas és rugalmatlan nagy-szögű szórását szenvedett elektronok. Képkalkotásra felhasználható a pásztázó elektronmikroszkópban.

*Röntgen-fotonok.* Az elsődleges elektronnyaláb hatására belső héjon elektron vakancia keletkezik. A betöltődés során röntgen foton távozik. Kémiai összetétel meghatározásra használható. Az analitikus elektronmikroszkópiában a legáltalánosabban használt jel. Sok pásztázó elektronmikroszkópba is beépítenek röntgen detektort.

*Auger-elektronok.* Az elektronnyaláb a minta atomjának belső héjáról elektront lök ki, majd az elektronhiány magasabb héjról betöltődik. A betöltődés során energia szabadul fel, amely átadódik általában egy magasabb nívón elhelyezkedő elektronnak, amely távozik az atomból. Ez az Auger-elektron, amelyet az Auger-elektron spektroszkópia használ és a minta kémiai összetételéről ad információt. Elsősorban felületvizsgálatra használható. A pásztázó elektronmikroszkópok általában nem tartalmaznak Auger-elektron detektort.

### A pásztázó elektronmikroszkóp (SEM) felépítése, működése

A mikroszkóp fontosabb egységei: elektronforrás, objektív lencse, pásztázó tekercesek, detektor(ok), mintatartó. A pásztázó elektronmikroszkóp felépítése az alábbi képen látszik.



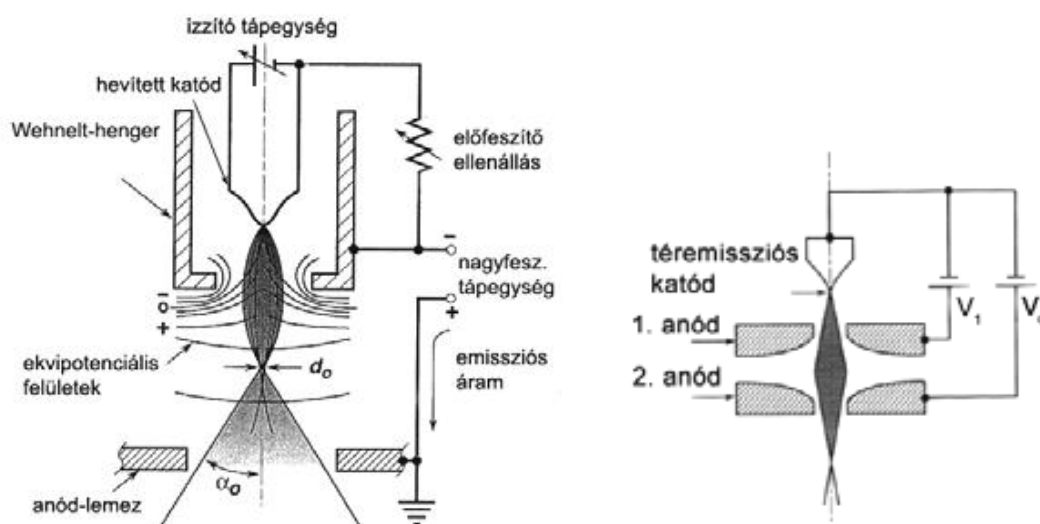
6.15. ábra A pásztázó elektronmikroszkóp felépítése

Az elektronmikroszkópokban az elektronok forrása az elektronágyú. Az elektronágyúban az elektronokat szolgáltató katód kétféle lehet:

*Izzókatódos forrás,* amelynek anyaga volfrám (W) vagy lantán-hexaborid (LaB6). Az izzókatódos forrás vákuumigénye  $10^{-3} - 10^{-5}$  Pa.

*Téremissziós forrás* (field emission gun = FEG), általában W hegygel. Ezt a forrást hidegkatódos forrásnak is szokták nevezni, mivel az elektronokat nem a katód hevítésével, hanem elektrosztatikus térrel nyerjük ki a fém felületéből. A téremissziós forrás vákuumigénye jóval nagyobb  $\sim 10^{-8}$  Pa.

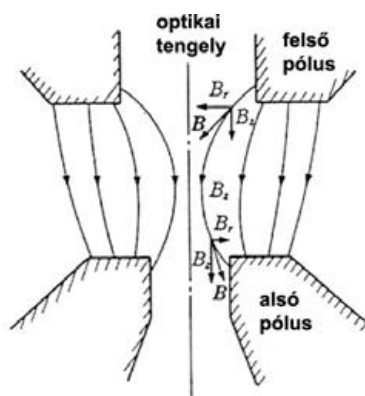
Az izzókatódos forrás egyszerűbb, és igénytelenebb, de kisebb intenzitású és rövidebb élettartamú, mint a nagyvákuumot igénylő téremissziós forrás. A korszerű SEM-ekben gyakran termikusan is segített téremissziót alkalmaznak (Schottky-forrás). Ilyenkor a forrás anyaga általában a kis elektron-kilépési energiával rendelkező zirkónium-oxid (ZrO).



6.16. ábra Az izzókatódos és a téremissziós forrás szerkezete

A katódból kilépő elektronokat elektromos tér gyorsítja a szükséges energiára. A pásztázó elektronmikroszkópban az elektronok maximális energiája általában  $E_{\max} = 30 - 40$  keV. Az elektronforrásokat a 6.16. ábra szemlélteti.

A forrásból kilépő nyalábot elektromágneses elven működő lencse fókuszálja. Az elektronmikroszkópokban alkalmazott elektron lencsék a Lorentz-erőhatás alapján működő mágneses lencsék (6.17. ábra).



6.17. ábra A mágneses tér alakja az elektron-lencsében

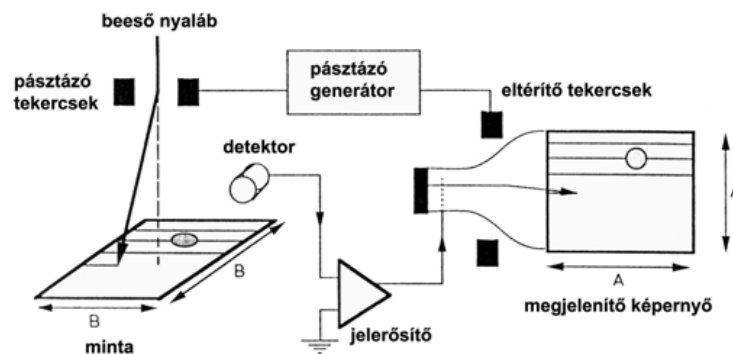
A mágneses lencsék képzőereje analógiát mutat a vékony optikai lencsék képzőerejével. Ez az analógia azonban általában csak kis nyalábnyílásszög esetén teljesül. Az elektronok a lencsében spirális pályán mozognak, a lencse fókusz távolsága az elektromágneses áramával

szabályozható. A nagyítástól függően a nyaláb átmérője a mintán az objektív lencse segítségével változtatható. A legjobb mikroszkópok esetén a nyaláb minimális átmérője a mintán  $\sim 1$  nm. A korrekciós mágnesek (6.18. ábra) (stigmator) az objektív lencse asztigmatikus hibáját korrigálják.



6.18. ábra Az objektív lencse a pásztázó tekercsekkel, korrekciós mágnesekkel és az apertúrával

A sokszor az objektív lencsével összeépített pásztázó tekercsek segítségével a nyaláb sorról-sorra végigpásztázza a minta felületét. Az elektronnyaláb a mintából különböző „termékeket” vált ki. A SEM-ben általában a szekunder elektronokat (SE), a visszaszórt elektronokat (backscattered electron = BSE) és a röntgen fotonokat használjuk képalkotásra. A legegyszerűbb pásztázó elektronmikroszkópokban (6.19. ábra) csak szekunder elektron detektor van.



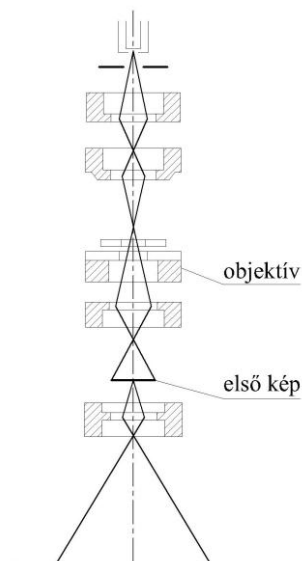
6.19. ábra A pásztázó elektronmikroszkóp működésének elve

A minta felületét pásztázó elektronnyalábot a pásztázó generátor vezérli. Ugyanez a generátor vezérli pontról-pontra a képernyő pontjainak aktiválását. A nyaláb által kiváltott elektronok vagy röntgen fotonok intenzitását az adott termékre érzékeny detektor érzékeli. A detektorok jele modulálja a megjelenítő képernyő pontjainak intenzitását. Ha a minta felületének emissziója megváltozik, akkor ez a változás látszik a képernyőn.

### A TEM működése

A TEM a vékony minta egyik oldalán elhelyezkedő megvilágító rendszerből és a minta másik oldalán elhelyezkedő képalkotó-, vetítő rendszerből áll (6.20. ábra). Az elektronforrásból kilépő elektronok az ágyú gyorsító fokozatában nyerik el jól meghatározott energiájukat. Ezt a monoenergiás nyalábot a megvilágító rendszer következő elemei, a kondenzor lencsék gyűjtik össze és terítik szét egy adott méretű folton belül közel homogén megvilágítássá. A megvilágító nyaláb lehet közel párhuzamos, azaz síkhullám (képalkotásnál), vagy fókuszált, azaz konvergens (analitikai alkalmazásnál). Ez a nyaláb világítja meg a mintát. Az elsődleges leképezést végző objektív lencse képét a vetítő rendszer további lencségei közvetítik a képrögzítőre (film, CCD vagy *imaging plate*=IP).

A kapott kép nagyítása független a megvilágított terület nagyságától, egyedül attól függ, hogy az objektív lencse képsíkjában megjelenő rögzített nagyítású (30–40-szeres) valódi képet a vetítő rendszer hánszorosára nagyítva vetíti tovább a képrögzítőre.

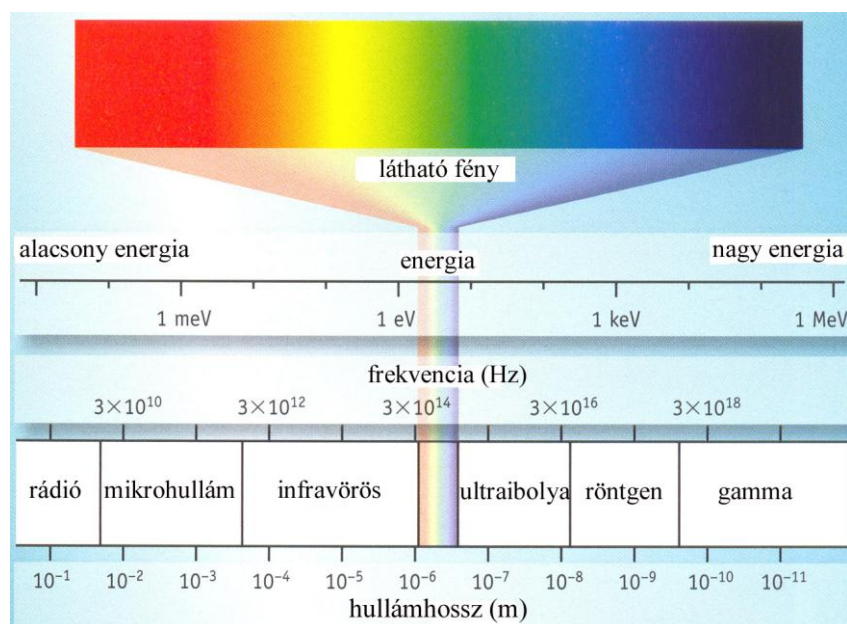


6.20. ábra TEM felépítése

Az ideálisan pontszerű forrás képe három hatás miatt nem ideálisan pontszerű, hanem kiszélesedett korong. Ezek a diffrakációs hiba, a lencse gömbi hibája (szférikus aberráció) és ha sugárzás nem teljesen monokromatikus, akkor a lencse színhibája (kromatikus aberráció). A gömbi hiba  $C_s$  állandója a lencse minőségét jellemző adat, aminek értéke gyártáskor eldől. Napjaink egyik fejlesztési iránya a változtatható  $C_s$  korrektor beépítése, szuperfelbontást ígérő rekonstrukciós eljárások számára.

### Röntgendiffrakációs vizsgálatok

A röntgensugarak elektromágneses hullámok, az elektromágneses színekben az UV- és a  $\gamma$ -sugarak által lezárt területen helyezkednek el (6.21. ábra).



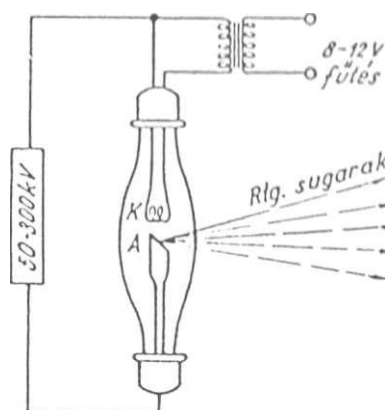
6.21. ábra Az elektromágneses spektrum

Diffrakciós vizsgálatokhoz csak a rövid hullámhossztartományba eső sugárzást alkalmazzuk (ún. „kemény” sugárzás), amely **hullámhossza a 100 pm–es ( $0.1\text{nm} = 1 \text{ \AA}$ ) tartományba esik** csakúgy, mint a legtöbb kristályos anyag rácsállandója, így megfelelő a kristályokon való elhajlási (diffrakciós) jelenségek előidézésére.

### A röntgensugárzás előállítása

A röntgensugárzás előállítására két alapvető módszer ismeretes. A sugárzást leginkább ún. **röntgensövekkel** vagy ún. **szinkrotron tárológyűrűvel** generálják.

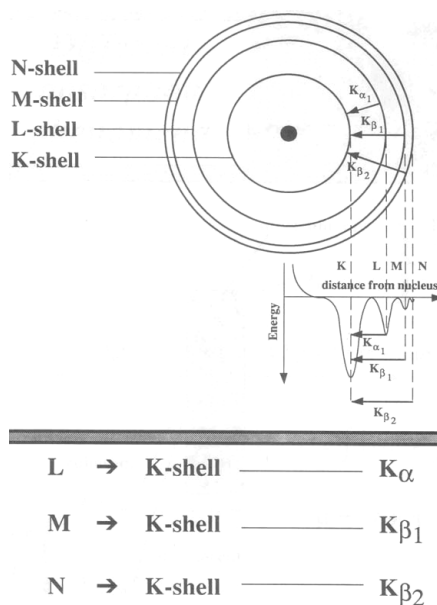
Egy röntgensőben röntgensugárzás keletkezik, ha egy fókuszált elektronsugár, amelyet nagy feszültséggel gyorsítunk fel, bombáz egy álló vagy forgó anódot. Amint az elektronok ütköznek az anód atomjaival és lelassulnak, energiájuk csökken, amit egy **folytonos spektrumú röntgensugárzás** formájában emittálnak. Az így kisugárzott energiát pedig fékezési röntgensugárzásnak nevezzük.



6.22. ábra Röntgenső felépítése

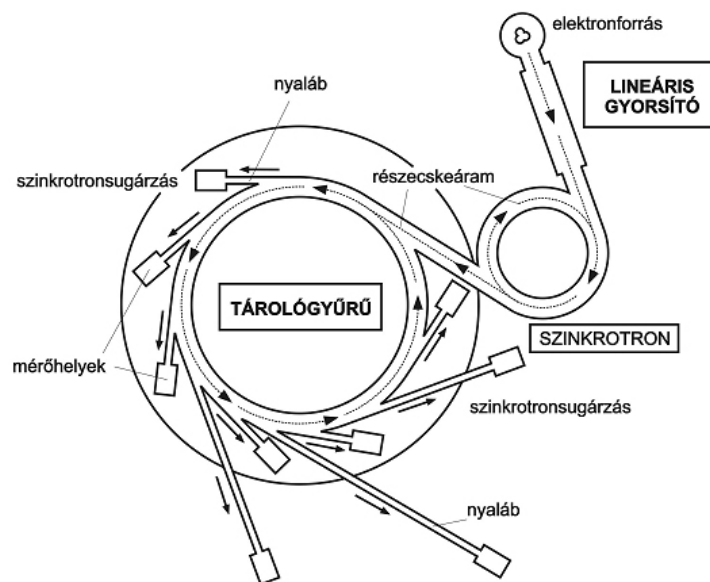
A nagyenergiájú elektronok az atomok legbelső, lezárt héjairól ki is lökhetnek elektronokat (ionizáció). Pl. egy elektronnaláb, amelyet kellően nagy feszültséggel gyorsítunk fel, és az ha becsapódik egy réz lemezbe (anódba), az ütköző elektronok elegendő energiával rendelkeznek ahhoz, hogy ionizálják néhány Cu atom 1s (azaz K–héjon levő) elektronját. A külső pályák egyik elektronja (2p vagy 3p) szinte azonnal elfoglalja a számára energetikailag kedvezőbb (kisebb energiájú) atomi pályát, és az átmenetben felszabaduló energia röntgensugárzás formájában jelentkezik. Mivel az atomi pályák energiái kvantáltak, az átmenetekhez tartozó energiák is kvantáltak, így **monokromatikus röntgensugárzást** kapunk. A réz esetében a  $2p \rightarrow 1s$  átmenet, amelyet  **$K\alpha$** -nak neveznek,  $1,54 \text{ \AA}$  hullámhosszú, míg a  $3p \rightarrow 1s$  ( **$K\beta$** ) átmenetnek megfelelő hullámhossz  $1,39 \text{ \AA}$ . A  **$K\alpha$**  átmenet jóval gyakrabban fordul elő.

A különböző atomok által keltett röntgensugárzás hullámhossza az eltérő elektronenergiák miatt eltér. **Moseley törvénye** szerint adott elem  $K\alpha$  vonalának hullámhossza csökken a növekvő rendszámmal.



6.23. ábra Elektronátmenetek alakulása

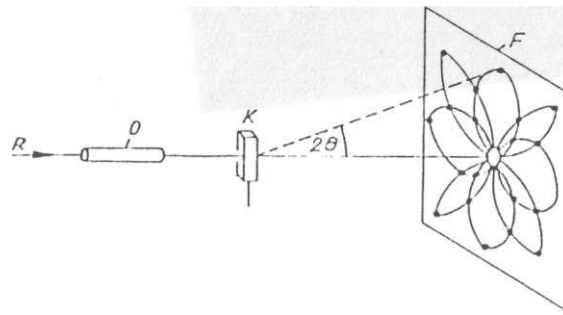
Az ún. szinkrotronsugárzást, ami egy széles frekvenciatartományt átfogó elektromágneses sugárzás, egy kör alakú tárológyűrűben (szinkrotron-gyűrű) közel fénysebességgel mozgó elektronok emittálják. Ezek a nagyteljesítményű források, amelyek több ezerszer vagy milliószor nagyobb intenzitású sugárzást bocsátanak ki, mint a hagyományos laboratóriumi röntgensövek, nélkülözhetetlenek többféle modern szerkezetvizsgálathoz, és jelentős eredményeket hoztak számos tudományterületen.



6.24. ábra Szinkrotron elvi felépítése

## Röntgensugaras anyagvizsgálati módszerek

A röntgendiffrakció felfedezése *Max von Laue* nevéhez köthető, aki arra következtetett, hogy a röntgensugarak a kristályokon áthaladva valószínűleg elhajlanak, ugyanis a hullámhosszuk nagyságrendileg összemérhető a rácsállandóval.



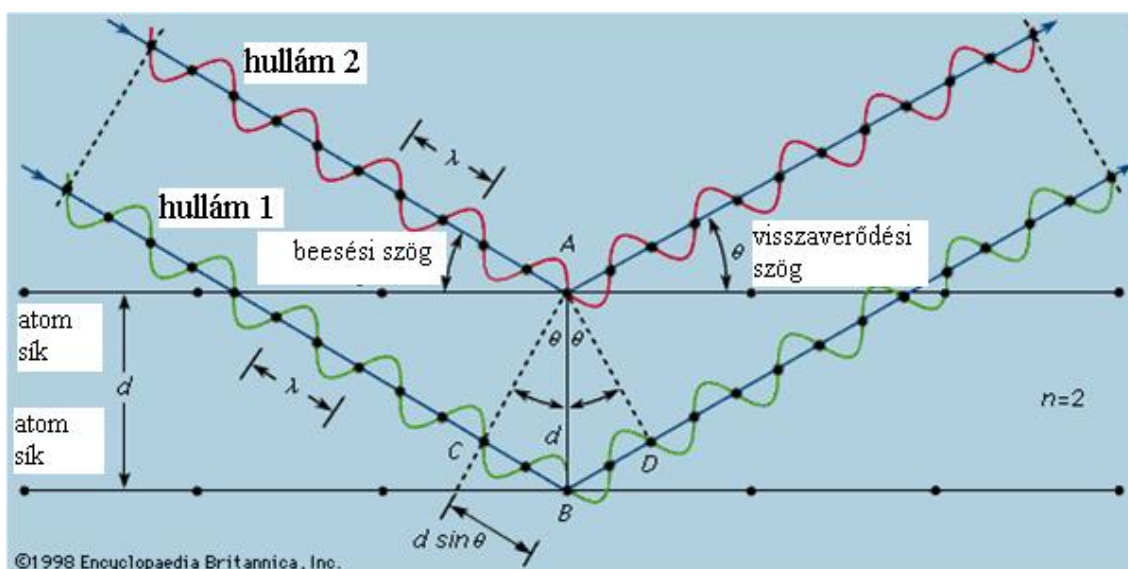
6.25. ábra Laue-módszer elve

A röntgensugarak elsősorban az atomok elektronjaival lépnek kölcsönhatásba. Szemléletesen, a sugárzásból több–kevesebb foton ütközik az elektronokkal, és eltérülnek az eredeti irányuktól. Az eredmény az, hogy az atom elektronfelhője mintegy másodlagos sugárforrásként viselkedik, a tér minden irányába sugározza a röntgenfotonokat. Ezt a jelenséget nevezzük röntgenszórásnak. Ha a röntgensugarak nem veszítenek energiájukból, a folyamat ún. Thompson v. rugalmas szórás (elastic scattering). Az is lehetséges, hogy a sugarak rugalmatlanul szóródnak (Compton v. inelastic scattering), ekkor energiájuk egy részét az elektron fel is veszi. A diffrakciós kísérletekben csak a rugalmas szórást vizsgáljuk.

A sok–sok atom által szórt röntgenhullámok egymással gyengítő vagy erősítő interferenciába lépnek, és a hullámtér egy adott helyén a sugárzás intenzitását az összes elemi hullám szuperpozíciója határozza meg. **Ha az atomok szabályos elrendeződésűek**, és az ismétlődő egységek távolsága azonos nagyságrendben van a hullámhosszal, mint a kristályokban, az erősítő interferenciá(k)nak megfelelő sugárzást úgy észleljük, mintha a beeső sugár adott szöggel (v. szögekkel) való elhajlást (diffrakciót) szenvedett volna.

A kristályokon létrejövő diffrakciós kép legkorábbi elemzésében a kristály rácssíkjait tükröknek tekintették, a kristályt pedig egymástól 'd' távolságra lévő, visszaverő síkok együtteseként fogták fel (6.26. ábra).

E modell alapján meghatározhatjuk, hogy milyen szöget kell bezárnia a kristálysíkoknak a beeső röntgensugarakkal ahhoz, hogy erősítő interferencia jöjjön létre. A modell alapján, bár az elhajlást már másként magyarázzuk, még ma is **reflexiónak** nevezzük az erősítő interferencia révén keletkezett diffrakciós sugarat, ill. a röntgendiffraktogramokon megjelenő csúcsokat. A **diffraktogramokon** a röntgensugarak intenzitását ábrázoljuk az ún.  $2\theta$  szög függvényében, ahol a  $\theta$  a kristálysíkok és a beesési sugár által bezárt szög.



6.26. ábra Röntgen diffraktogram

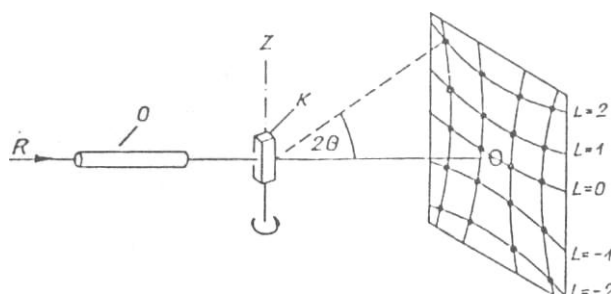
A fenti ábrán feltüntetett két sugár közti útkülönbség, egyszerű geometriai megfontolások alapján  $2d\sin\theta$ . Sokféle  $\theta$  szögnél igaz, hogy az útkülönbség nem a hullámhossz egész számú többszöröse, ezért a hullámok gyengítő interferenciát mutatnak. Ha azonban az útkülönbség a hullámhossz egész számú többszöröse, azaz  $n\cdot\lambda$ , akkor a visszavert hullámok fázisban vannak, erősítő interferenciába lépnek egymással. Mindebből következik, hogy olyankor fogunk reflexiót észlelni, amikor a  $\theta$  szög eleget tesz a

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin \Theta \quad (6.2)$$

**Bragg-egyenletnek.** Az  $n=1$  esetben ún. elsőrendű reflexiót kapunk, ez a legnagyobb intenzitású. Az  $n=2,3$  egész számoknak megfelelő reflexiókat rendre másodrendű, harmadrendű, stb. reflexióknak nevezzük, ezek 2., stb. hullámhossznyi útkülönbségeknek felelnek meg. A Bragg-egyenlet a röntgenkristallográfia alapvető összefüggése, a rácssíkok közötti távolságokat határozhatjuk meg vele: ha a vizsgált reflexióhoz tartozó  $\theta$  szög ismert (ezt mérjük), akkor  $d$  az egyenletből kiszámolható.

### Laue-módszer

Egykristályok vizsgálatára alkalmas módszer (6.27. ábra). A vizsgálandó kristályt vékony, fehér röntgensugárral világítják meg, a reflexiós pontokat filmen rögzítik, vagy fluoreszkáló ernyőn figyelik meg. Tekintettel arra, hogy a vizsgált kristályt fehér sugárzással világítják meg, nem tudják, hogy a reflexiót a sugárzás milyen hullámhosszúságú összetevője hozta létre, azaz a reflektáló rácssíkok távolságát a Bragg-egyenlet segítségével nem tudják meghatározni. Jelentősége abban van, hogy ha egy kristályt egyik kristálytani tengelyével párhuzamosan világítják meg, a keletkező kép szimmetriája megegyezik a vizsgált kristálynak az illető tengelyre érvényes szimmetriájával. Ez teszi lehetővé a kristályok orientációjának meghatározását.

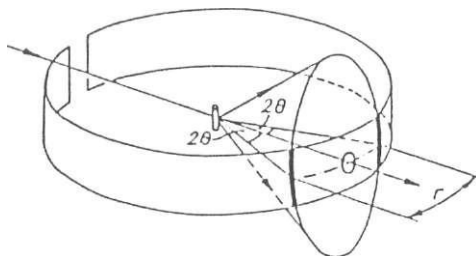


6.27. ábra Forgókristályos röntgenvizsgálási módszer

A forgókristályos eljárást szemlélteti a 6.27. ábra. Szintén egykristályok vizsgálatára alkalmas. A kristályt ez esetben homogén sugárral világítják meg. Hogy ki tudják elégíteni a reflexiók egyenletét, a kristályt valamelyik kristálytani tengelye körül forgatják. A felvillanó reflexiókat a kristály mögé elhelyezett lemezen vagy a kristály körül hengerpalást alakban elhelyezett filmen rögzítik. A forgókristályos módszer már alkalmas arra, hogy a kristály egyes rácstávolságait meghatározhassák.

### Debye – Scherrer – eljárás

Az eljárás polikristályos anyagok vagy porminták vizsgálatára alkalmas. A polikristályos anyagra monokromatikus röntgensugár nyalábot bocsátanak. A nagyszámú kristály között feltétlen lesz olyan is, amely ki tudja elégíteni a Bragg–feltételt, azaz a röntgensugár rajta reflektálódik. A kedvező helyzetű rácstíkok számának növelése érdekében a mintát forgatni is szokták. A valamely amorf kötőanyaggal összeagasztott vizsgálandó darabot egy henger alakú kamra középpontjába helyezik. A létrejövő reflexiók a 6.28. ábrának megfelelően egy–egy  $2\theta$ –nyílásszögű kúp palástjának felelnek meg. A reflexiók negyedrendű görbék, tekintettel arra, hogy a filmen található reflexiók alakja egy kúp és egy hengerfelület áthatási vonala.



6.28. ábra Debye–Scherrer eljárás

A Debye–Scherrer kamra geometriai méretének ismerete a vizsgálatához használt monokromatikus röntgensugár hullámhossza és a filmen mért távolságok alapján az egyes vonalakhoz tartozó rácstíkok távolságok számíthatók. Az egyszerűségén, olcsóságán, könnyű kezelhetőségén kívül legnagyobb előnye, hogy egyetlen felvételen felfogható és értékelhető valamennyi, a használt monokromatikus röntgensugár hatására létrejövő reflexió. Ezek alapján a Debye–Scherrer eljárás alkalmas ismert összetételű anyagok rácsparamétereinek meghatározására, ismeretlen anyagú kristályos minták azonosítására, egyes kristályos fázisok relatív mennyiségének megállapítására. Az elmondottakon kívül is léteznek egyéb továbbfejlesztett eljárások a rácsparaméterek nagyobb pontosságú meghatározására, amelyekben lehetőség nyílik pl. a próbatest felhevítésére, azaz rácsparaméter változásával járó folyamatok tanulmányozására is.

## Röntgendiffraktométer

A diffraktométerek lényegében a Debye–Scherrer módszer alapján működnek, azzal a különbséggel, hogy a reflexió intenzitását számlálócső segítségével mérik. Egy valóságos anyagról (nem egykristályról) kapott reflexiót a következő adatokkal lehet jellemezni:

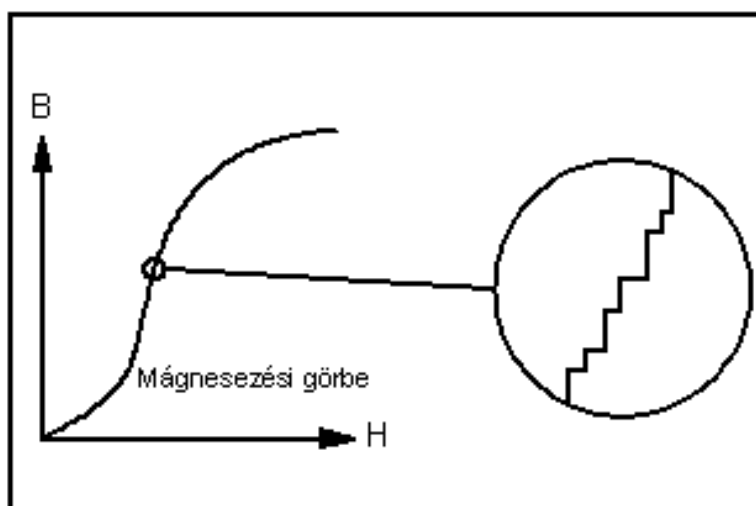
- reflexió helyével
- a reflexió intenzitásával
- a reflexió intenzitásának eloszlásával.

Ez utóbbi az, amely leginkább elkülönül eddigi ismereteinktől, mivel eddig reflexió intenzitás eloszlásról nem beszéltünk. A fogalom a következőt jelenti: a valóságos anyagokban maradós feszültségek, ideálistól eltérő rácsparaméterek, torzult rácsok, stb. vannak, amelyek azt eredményezik, hogy a reflexió egy szögterületben intenzitás eloszlással jellemezhető.

## Egyéb roncsolásmentes anyagvizsgálati módszerek

### Barkhausen–zaj mérésén alapuló kiolvasás

Változó erősségű mágneses mezőbe helyezett ferromágneses anyagok mágnesezettségét a mágnesezési görbe írja le. A változó mágneses tér hatására az anyag felmágneseződése nem folytonosan, hanem ugrásokkal történik, amelyeket felfedezőjükről Barkhausen–zajnak neveznek. A jelenséget az magyarázza, hogy a ferromágneses anyagok szerkezetére a már ismert tartományok – azaz mágneses domének – jellemzők, amelyekben az elemi atomi mágneses momentumok (spinek) beállása iránya azonos. Alapvetően a domének mágnesezettsége egymáshoz képest eltérő, az anyag eredő mágnesezettsége nulla. Változó amplitudójú, de állandó irányú mágneses tér hatására a térerővel egyező irányú domének növekedésnek indulnak az ellentétes irányú domének rovására, majd az ellentétes irányú domének is átfordulnak a térerő növekedésével.



6.29. ábra Barkhausen zaj fizikai magyarázata

A doménfalak ilyen fajta mozgása nem folytonos, ugyanis az anyagban levő hibák megállítják a falmozgást, és csak nagyobb térerő hatására ugorják át hirtelen az akadályt. Emiatt a mágnesezettség növekedése sem folytonos, a mágnesezési görbe nagyon sok kis lépcsőből áll. Ezek

az ugrásszerű átfordulások egy külső mérőtekerccsben elektromos feszültségváltozást keltenek, amely jelenséget nevezünk mágneses Barkhausen–zajnak.

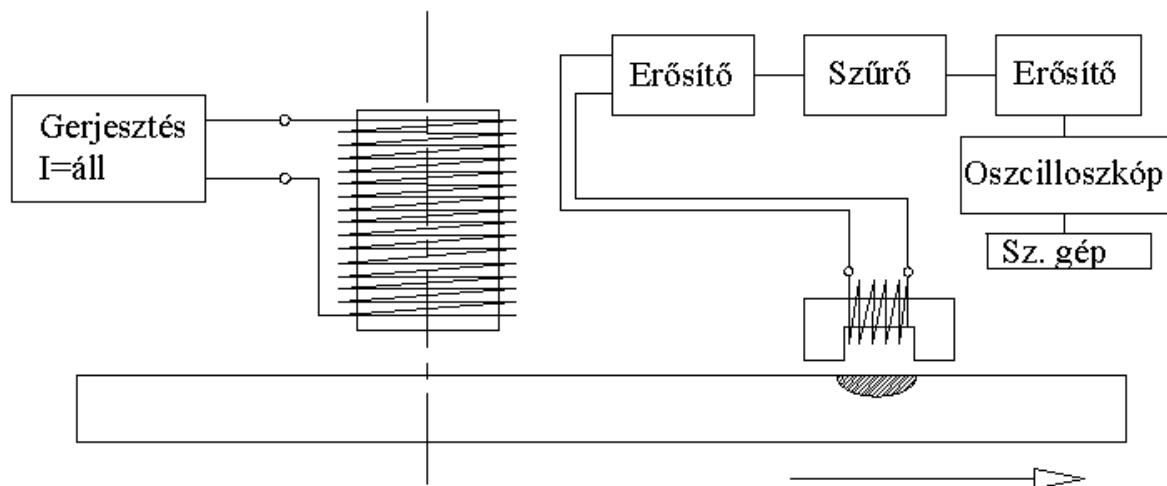
### Szórt fluxus mérésén alapuló kiolvasás

A szórt terekre és környezeti elektromágneses zajok mérésére leginkább érzéketlen detektálási mód a mozgó tekerccses. A módszer hátránya, hogy statikus mérésre alkalmatlan, relatív elmozdulásra szükség van az induktív detektálás miatt. A relatív elmozdulás kétféleképpen biztosítható:

- tekerccs, vagy
- a vizsgálandó munkadarab

vége forgó, alternáló vagy folyamatos egyenes vonalú mozgást.

Felmágnesezés nélkül a remanens mágnesezettség mérésekor a kapott jel/zaj viszony nem felel meg az elvárásoknak, mert a korong remanens mágnesezettsége a jel nagyságával egy nagyságrendbe esik, ezért a mintát fel kell mágnesezni.

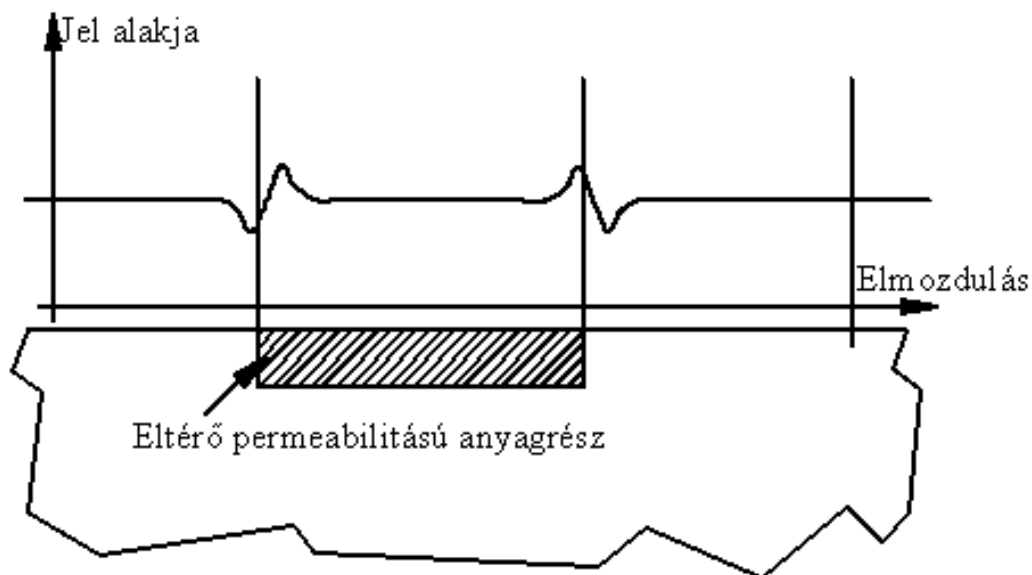


6.30. ábra A szórt fluxus mérés összeállításának vázlata

Az összeállítás vázlata a 6.30. ábrán látható. A minta felmágnesezése szolenoiddal, a jel detektálása nyitott vasmagú tekerccsel történik. A kapott jelet előerősítő sokszorozza, majd egy szűrő vágja le a zajokat. További erősítés után oszcilloszkóp szolgál a jel megjelenítésére és az adatok digitalizálására, a kapott értékeket az oszcilloszkóphoz csatlakoztatott személyi számítógép gyűjti és tárolja.

A felmágnesezést végző gerjesztő tekerccs a mérés során állandó távolságra helyezkedik el a szondához képest. A szondában tehát a homogén és álló mágneses térben nem keletkezik indukált feszültség. Egy mágnesesen homogénnek tekinthető minta mozgatása (forgatása) a szonda előtt a homogén mágneses térben szintén nem indukál feszültséget a szondában, mert a minta minden pontja azonosan mágneseződik fel és le, valamint a homogenitás miatt nem alakulnak ki a fluxus eloszlásban változások.

Abban az esetben, ha a minta nem homogén, tehát találhatóak a mintában mágnesesen lágyabb és keményebb térfogatok ( $H_{c1} < H_{c2}$ ), akkor az eltérő tulajdonságú térfogatok határán kialakuló fluxus változások feszültséget indukálnak a szondában (6.31. ábra).

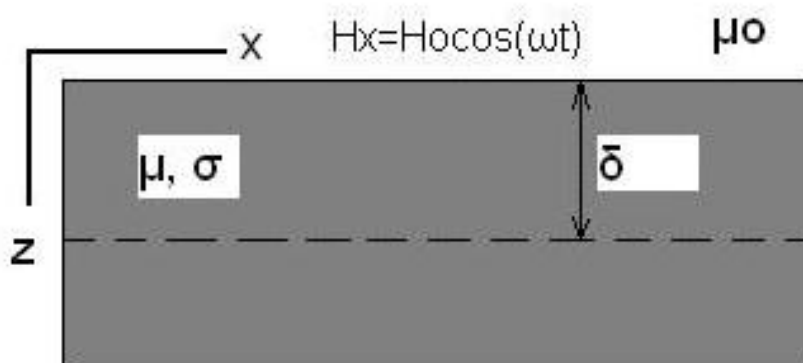


6.31. ábra Az eltérő tulajdonságú anyagrészek határain kialakuló fluxus sűrűség változásból adódó jel sematikus ábrája

### Örvényáramú repedésvizsgálat

Az örvényáramú roncsolásmentes anyagvizsgálat az elektomágneses indukció elvén alapul. Változó árammal táplált tekercset fémtárgy közelébe helyezve, abban örvényáram keletkezik, amelynek nagysága a következők függvénye:

- az anyag fizikai tulajdonságai ( $\mu$ ,  $\sigma$ ),
- geometriai paraméterek,
- folytonossági hiányok.



6.32. ábra Az örvényáram anyagbhatótlása

A  $Z > 0$  félteret kitöltő, mágnesesen vezető közeg felületére térben homogén, x irányú

$$H_x = H_0 \cos(\omega t) \quad (6.3)$$

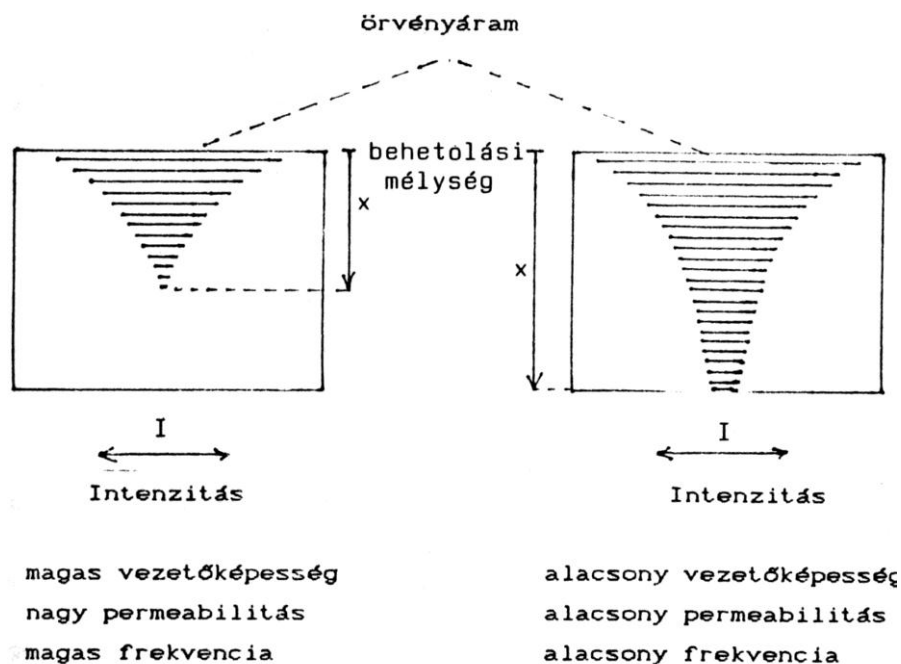
időfüggésű mágneses teret kapcsolunk  $z=0$ -ban. A közeg belsejének  $z < \delta$  tartományában lokalizált mágneses tér és áram ébred (lásd 6.32. ábra).

Az örvényáram anyagba hatolási mélységét a következő – Maxwell–egyenletekből levezethető – összefüggés írja le:

$$\delta = \sqrt{\frac{2}{\mu\sigma\omega}} \quad (6.4)$$

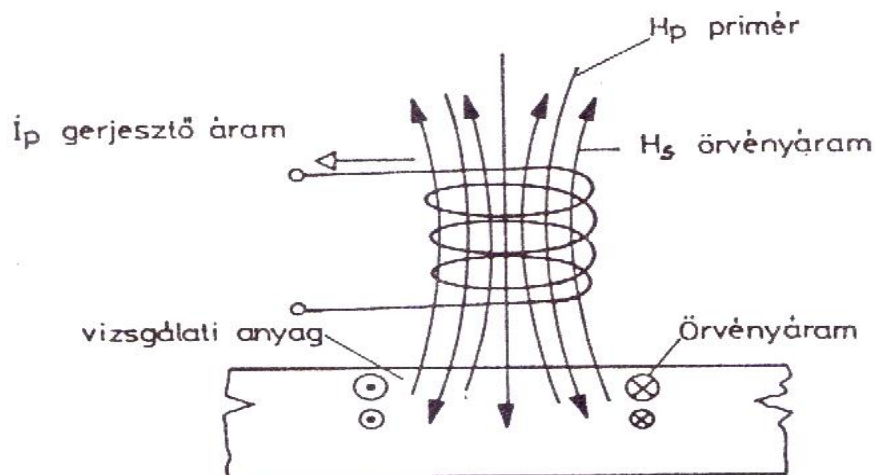
Ahol  $\sigma$  az anyag vezetőképessége,  $\mu$  a permeabilitás,  $\omega$  a gerjesztő áram frekvenciája, továbbá  $\delta$  a behatolási mélység vagy skin–mélység, ahol az örvényáram erőssége  $1/e$ -ad részére csökken.

Az örvényáram intenzitása tehát legnagyobb közvetlenül a felületen, az anyag belseje felé exponenciálisan csökken, ahogy azt az 6.33. ábra is szemlélteti.



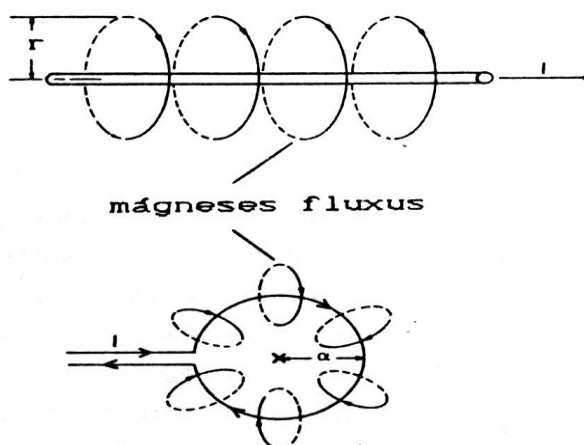
6.33. ábra Örvényáram erősségeloszlása a mélység függvényében

Az örvényáramok a mágneses fluxus irányára merőlegesen, azaz a gerjesztő tekercs illetve a fémfelület síkjával párhuzamosan folynak a fémbe, ahogy ezt a 6.34. ábrán is láthatjuk. Mivel az örvényáram csökkenti az effektív fluxust, így a fém belseje felé haladva egyre kisebb a gerjesztő tér, ezért, mint ahogy már fent említettük, maga az örvényáram is.



6.34. ábra Örvényáram kialakulása

Hasonlóan a gerjesztő térhez, az indukált örvényáramok is időben változó áramok, amplitudójuk és fázisuk azonban különböző. Az árammal átjárt egyenes vezető és egy egy-  
menetes tekercs mágneses tere ( $\Phi$  mágneses fluxus) a 6.35. ábrán látható. Láthatjuk, hogy a tér irányítottága jobb kéz szabály szerint alakul.



6.35. ábra Árammal átjárt vezető mágneses tere

A fluxus az áram lineáris függvénye. Ha a tekercs menetszáma ( $N$ ) növekszik, és minden menetben ugyanaz az áram folyik, a mágneses tér szintén lineárisan növekszik, de a téreloszlás a tekercs geometriájától függően eltérő is lehet. A teljes mágneses fluxus

$$\Phi = N \cdot I \quad (6.5)$$

Faraday törvénye szerint az időben változó áram egy tekercsben feszültséget indukál, amelynek nagysága arányos a fluxusváltozással.

$$U = N \cdot d\Phi / dt \quad (6.6)$$

Lenz törvénye szerint az indukált feszültség olyan polaritású, hogy az általa létrehozott áram mágneses tere az őt létrehozó teret visszagerjeszteni igyekszik, azaz

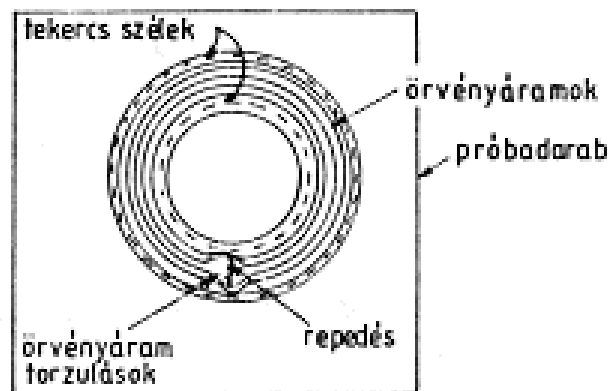
$$U_s = N \cdot d\Phi_p / dt \quad (6.7)$$

ahol  $U_s$  az indukált feszültséget,  $\Phi_p$  a gerjesztő mágneses fluxust jelöli,  $\Phi_s$  pedig az indukált feszültséggel létre hozott  $I_s$  által keltett mágneses fluxus, amely tehát ellentétes irányú  $\Phi_p$ -vel. Emiatt az egyensúlyi mágneses fluxus a kettő eredője:

$$\Phi_{\text{eff}} = \Phi_p - \Phi_s \quad (6.8)$$

Örvényáramú anyagvizsgálatnál a szekunder kör a munkadarab, illetve az abban keltett áram tere, amelyet az anyag fizikai geometriai sajátosságai szabnak meg.

A mérési elv a következő: lineáris esetben, például amikor paramágneses anyagról van szó, – így a nem lineáris  $B$ – $H$  görbével nem kell számolni – lehet a szuperpozíció elvére támaszkodva partíciónálni a problémát. A repedés illetve a gerjesztő tekercs együttes hatásaként kialakuló örvényáram eloszlást fel lehet fogni egy összegként – a repedés nélkül kialakuló úgynevezett torzítatlan örvényáram eloszlás (általában szimmetrikus), illetve egy virtuális ellenáram forrás továbbá annak árameloszlásának az összege. Ez a szuperpozíció elvének lényegi alkalmazása. A virtuális ellenáram az az áram, ami ahhoz kell, hogy a repedés helyén eredőben majd nulla legyen az áram. Így ez ott, a torzítatlan örvényáram-eloszlás  $-1$ -szerese, de csak a repedés térfogatában, mint peremfeltétel. Ha most a repedéstől is eltekintünk, és csak ezt a virtuális ellenáram forrást képzeljük magunk elé, akkor el tudjuk képzelni, hogy ennek az árama az energia minimumra törekedve miként tud a legrövidebb úton a repedés helye körül záródni. Ez a virtuális ellenáram tulajdonképpen az örvényáram perturbációja, aminek ha a mágneses terét kiszámítjuk, kapjuk a mágneses perturbációt, azaz nem a teret, csak annak a repedés hatására történő megváltozását, azaz a torzulását. Az örvényáramok torzulását láthatjuk a 6.36. ábrán. A mágneses perturbáció következtében csökken az örvényáramok mágneses terének fluxusa, így az eredő fluxus nőni fog, amelynek változását mérni lehet.



6.36. ábra Szerkezetváltozás hatása az örvényáramra

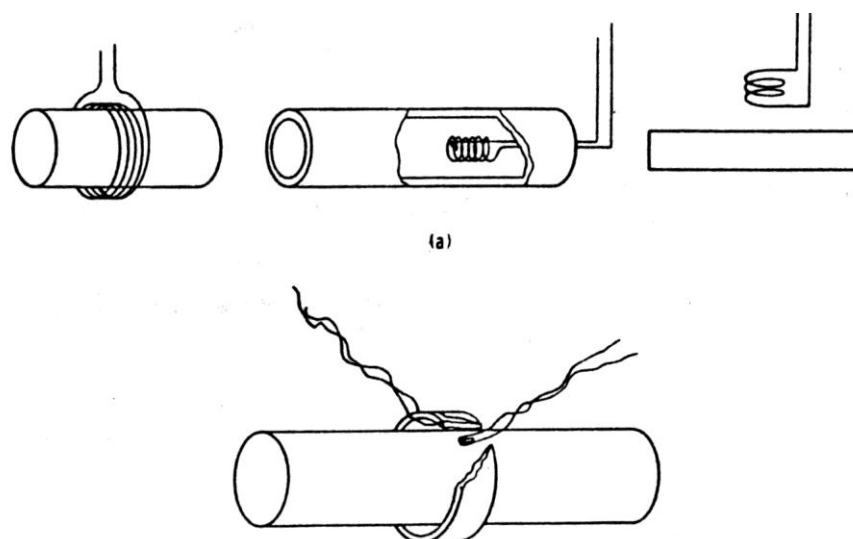
Az örvényáramú roncsolásmentes anyagvizsgálat tehát a következő részfeladatok teljesítését igényli:

- elektromágneses tér gerjesztése
- elektromágneses tér modulációja a vizsgálandó anyaggal
- a modulációs jel erősítése, zavaró tényezők kiküszöbölése
- a vizsgálati eredmény vektorkomponensekre bontása, megjelenítése, kijelzése.
- a mérési eredmények analízise

Az örvényáram egyaránt alkalmas a legkülönbözőbb alakú és méretű tömbök, lemezek, fém alkatrészek felületi és felület alatti hibáinak (repedések, varratok, zárványok, üregek) kimutatására, méretellenőrzésére, bevonatok rétegvastagságának mérésére.

A sokféle feladat nyilvánvalóan nem teljesíthető egyazon mérőtekercssel, így míg a mérőberendezések száma korlátos, addig tetszőleges számú mérőtekercset különböztethetünk meg. A

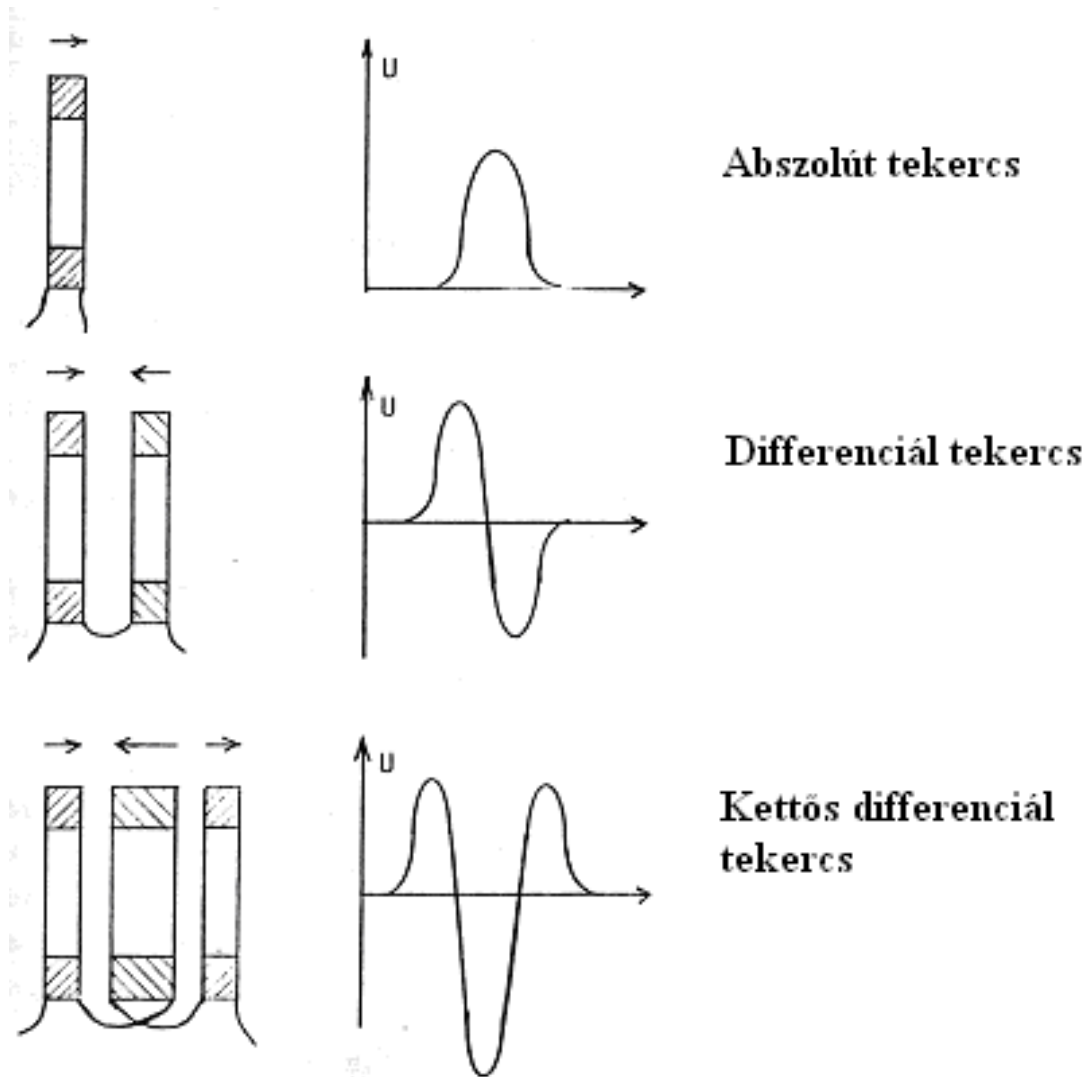
mérőtekercsek alaptípusai a 6.37. ábrán láthatók, ezek rudak, csövek ellenőrzésénél használt ún. áteresztő tekercs, hibakereső szonda és egy kombinált változat.



6.37. ábra Mérőtekercs típusok

Mivel a tekercsek impedancia változása közvetlen kapcsolatban van a mérendő tárgyak fizikai sajátosságával, ezért ezeket abszolút tekercseknek nevezzük. Hibafajták azonosítására, behatolásra többnyire abszolút tekercset használnak. Geometriai méretváltozásra, folytonossági hiányra az abszolút tekercs közel azonos módon reagál, ezért ilyen feladatra kevésbé alkalmas. Erre a célra lehetőség szerint differenciáló mérőtekercset alkalmaznak.

A differenciáló mérőtekercs nem ad kimenő jelet, ha a két tekercsben levő tárgy minden fizikai jellemzője azonos. Ha valamilyen hiba, repedés kerül az egyik tekercs közelébe, megváltozik a két tekercs kiegyenlítettége, és a kiegyenlítés arányos lesz a hiba méretével. Mivel a kimeneten többnyire nincs feszültség, ezért ennél az elrendezésnél nagyobb feszültség használható, mint az abszolút tekercseknél. A különféle tekercs elrendezések nemcsak abban különböznek, hogy eltérő fizikai tulajdonságok mérésére optimálisak, de egy meghatározott hiba esetén kimenőjelük is más és más, amelyet a 6.38. ábra szemléltet.



6.38. ábra Kimenő tekercsjelek

Egy további mérőtekercs kombináció az ún. „adó–vevő” elrendezés.

- A gerjesztő tekercs mágneses tere a vizsgálandó tárgyon keresztül csillapítva éri el a vevő tekercset, amelynek mérhető jelfeszültsége nem változik, ha a két tekercs közt mozgó lemez hibátlan, és a két tekercs távolsága sem változik. Bármilyen hiba, vagy falvastagság változás már jelentős kimenő jelet generál.
- Az adó és a vevő egyazon oldalra kerül. A nagyméretű adótekercsben helyezkedik el a két kisméretű elektromosan ellenkötött vevőtekercs. A differenciál kapcsolású vevőkör levegőben jelet nem ad, fémtárgy közelében azonban a két tekercs tere módosul, és a kimeneten feszültség mérhető.

### Ultrahang előállítás és érzékelése

Az iparban leginkább elterjedt roncsolásmentes anyagvizsgálati módszer az ultrahangos zárvány és repedésvizsgálat. Kiemelt jelentőséggel bír elsősorban öntött, illetve hegesztett szerkezetek minősítésére.

Az anyagvizsgálathoz szükséges ultrahangot a piezoelektromos jelenség felhasználásával kel­ tük és érzékelik. E jelenség során egyes kristályokban mechanikai terhelés hatására villamos

feszültség keletkezik. A kristályokból –leginkább kvarckristályból– a megfelelő kristálytani irányokban hasáb alakú részt vágnak ki. Ezek szemben fekvő lapjait nyomással terhelve, a lapokon ellentétes előjelű elektromos töltések keletkeznek. Amennyiben a mechanikus hatás iránya változik, tehát ha a lapok nyomás helyett húzó igénybevétel hatása alá kerülnek, a töltés előjele is megváltozik. Ez a jelenség fordított módon is végbemegy, vagyis ha a kristály két szemben levő lapjára ellentétes előjelű elektromos töltést adnak, változik a kristály vastagsága, a polaritástól függően növekszik, vagy csökken. A piezoelektromos tulajdonságú kvarckristály lap tehát alkalmas arra, hogy a mechanikus impulzust feszültség jellé, a feszültséget pedig mechanikus jellé alakítsa. Az előbbi tulajdonságokat felhasználva mind ultrahangok érzékelésére mind pedig gerjesztésére alkalmas detektorok építhetők.

A kristálylapot megfelelő szerkezetbe, ún. vizsgáló fejbe erősítik. A vizsgálófej biztosítja a kristálylap kellő befogását, megtámasztását, a mechanikai vagy kémiai hatásokkal szembeni védelmét, az elektromos vezetékek csatlakozását, mind pedig az ultrahangrezgéseknek a vizsgált anyagba való átvitelét. Alakjuk illetve a kibocsátott hanghullámok iránya szerint készíthetők merőleges sugárzófejek vagy szög sugárzófejek.



6.39. ábra Merőleges sugárzófejek

A kibocsátott hullámok számára a levegő igen nagy akadályt jelent, ezért biztosítani kell a vizsgálófej és a besugárzott felület között a levegő kizárását. Ezt a célt szolgálja az ún. csatolóanyag, amely kitölti a vizsgálófej és a vizsgált anyag közti teret. A csatolóanyag többnyire olaj. A csatolás céljára olyan viszkozitású anyag felel meg, mely a felület egyenetlenségeit jól kitölti, a felületről nem csorog le és a vizsgálófej könnyed mozgását is lehetővé teszi. Az ultrahangfejtől a jel árnyékolt kábelon jut el a mérőműszerig, mely berendezés a napjainkra hordozható kézi készülék méretűre zsugorodott. A 6.40. ábra egy ultrahangos vizsgálóberendezést szemléltet.

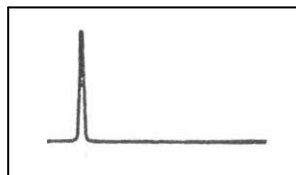


6.40. ábra Hordozható ultrahangos hibakereső műszer

### Vizsgálati módszerek

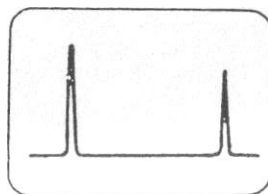
A vizsgálatokat leggyakrabban a visszaverődő hang, a visszhang érzékelése alapján, ún. impulzusvisszhang módszerrel végzik. Ilyenkor a hangimpulzus keltésére és a visszhang érzékelésére ugyanazt a vizsgálófejet használják, a készülék a megfelelő adó–vevő átkapcsolást automatikusan végzi.

Az anyagban haladó ultrahangimpulzus csak megfelelő helyzetű felületről vagy felületekről visszaverődve jut ismét a vizsgálófejbe. Ilyen felületek hiányában nem kapunk visszhangot. Ebben az esetben a készülék ernyőjén csak a belépőjel látható (6.41. ábra).



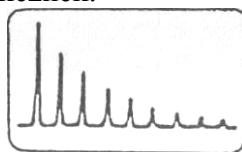
6.41. ábra Ultrahang belépőjele, nincs reflexzió

Visszaverő felület lehet a vizsgált tárgy ellentétes oldala. A véglapról visszaverődő hangimpulzus a készülék képernyőjén az alábbi módon jelenik meg. (6.42. ábra).



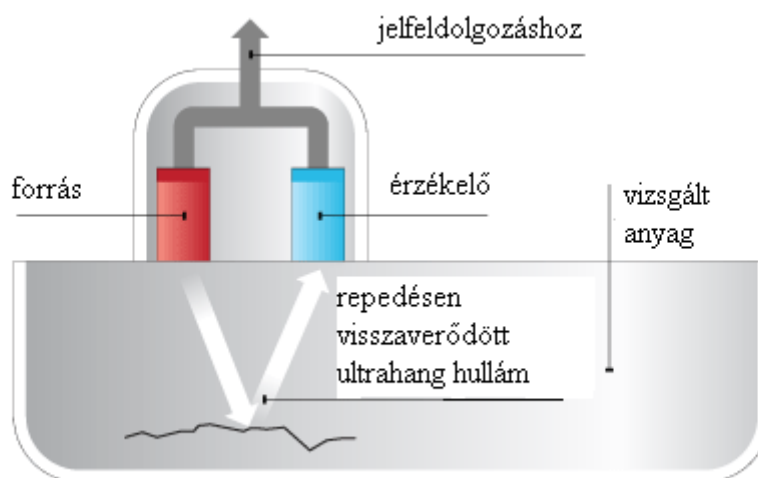
6.42. ábra Belépőjel és végvisszavert hangjel

Olyan esetben tehát, amikor a sugár útjába nem kerül hiba, és a hangimpulzus a véglapról a vizsgálófejbe visszaverődik, a készülék ernyőjén a belépőjel és a visszavert hangjel látható. A visszhangjel alacsonyabb, mint a belépőjel, mert az anyag csillapító hatása és a szóródási veszteségek miatt kisebb energia érkezik vissza a tárgy felületére, mint amennyit a fej besugárzott. A vizsgálófejbe azonban ennek a csökkent visszhangenergiának is csak egy része jut be, a többi a besugárzási felületről újból visszaverődik és útját újból megtéve az első visszhang útjának kétszereséről újabb visszhangot ad, amelyik természetesen az előzőnél is gyengébb. Ez a folyamat mindaddig ismétlődik, amíg a visszaverő felületek között ide–oda járó ultrahang energiája gyakorlatilag nullára nem csökken. A visszaverő felületről nemcsak egyetlen visszhang, hanem a visszhangok egész sora, úgynevezett többszörös visszhangok verődnek vissza, ahogy azt a 6.43. ábra is szemlélteti. A többszörös visszhangok jelei nagyon zavarnák a vizsgálatot akkor, ha a következő hangimpulzus futásideje alatt visszaverődve a belépőjel és a végjel között, azoktól különböző távolságra megjelenének. Ezek az úgynevezett fantomjelek szinte lehetetlenné teszik a vizsgálatot, mert bár az egymástól való távolságuk a visszaverő felületek távolságával arányos, az ernyőn mégsem a visszhangot adó felület távolságának megfelelő helyen jelentkeznek.



6.43. ábra Többszörös visszhangjel

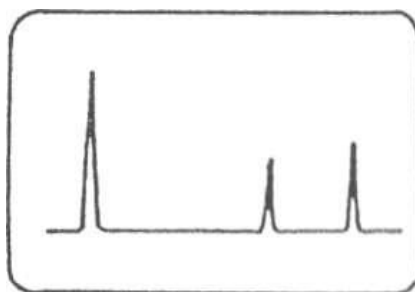
Nem keletkeznek fantomjelek akkor, ha a besugárzott anyag csillapítása nagy. A fantomjelek kiküszöbölésére a vizsgálókészülékek nem folyamatosan, egymás után bocsátják ki a fűrészfog- és az ultrahangimpulzusokat, hanem szakaszosan.



6.44. ábra Ultrahang visszaverődése repedésről

Hibás anyag vizsgálata esetén, mikor az anyagba sugárzott ultrahangnyaláb útjába más visszaverő felület, pl. repedés kerül, erről is verődik vissza hang, ahogy azt a 6.44. ábra mutatja. A visszaverő felület távolságának megfelelően a hibáról jövő visszhang hamarabb érkezik a vizsgálófejbe, mint a véglapról jövő.

A készülék ernyőjén tehát a végvisszhang előtt, a hiba helyzetétől függő távolságban hiba jelelenik meg. A hiba nagyságára a jel magasságából lehet következtetni, ahogy a 6.45. ábrán is láthatjuk.



6.45. ábra Egymást követő hang- és fűrészfogimpulzusok

A hibatávolságot a képernyő vízszintes tengelyére mérik. Ezt a távolságot azonban nem az ultrahang által megtett út, hanem az út megtételéhez szükséges idő mérése alapján határozzák meg. Ismerve a hangnak a vizsgált anyagban való terjedési sebességét, az ernyő vízszintes tengelyére a visszhangútnak megfelelő távolságokat írják. Másfajta anyag vizsgálata esetén, amikor a hang terjedési sebessége is megváltozik, az ernyő távolság-léptékét is állítani kell. Erre szolgál a lépték beállító, mely a fűrészfogimpulzus felmenő ágának hosszát változtatja olyan módon, hogy a katódsugárfolt annyi idő alatt jusson a vízszintes tengely valamelyik beosztásáig, amennyi idő szükséges ahhoz, hogy a beosztásnak megfelelő távolságról a visszhang a vizsgálófejbe visszaérjen.

## Izotópos repedésvizsgálat

A rádióaktív izotópokkal végzett anyagvizsgálat a röntgenvizsgálathoz hasonlóan végezhető. Az izotópos vizsgálat előnyei: nincs külső energiaforráshoz, illetve bonyolult berendezéshez kötve, ezért a vizsgálat bárhol elvégezhető. Használata az alábbi területeken terjedt el:

- különféle anyagokban folytonossági hiányok, anyag többletek kimutatására;
- fémek, műanyagok hegesztési varratainak vizsgálatára;
- fém és műanyag öntvények vizsgálatára;
- csomagok-, levelek ellenőrzésére (vám);
- szállítmányok átvilágítására (teherautók);
- kész-, félkész termékek vizsgálatára (konzervipar, autóipar);
- egyéb vizsgálatok (bűnüldözés).

A rádióaktív preparátum kis mérete lehetővé teszi olyan szűkös, nehezen hozzáférhető helyek vizsgálatát is, ahol a röntgenső nem fér el.

A megvilágítás ideje közvetlenül a sugárzás intenzitásától, közvetve pedig a rendelkezésre álló sugárzó preparátum mennyiségétől függ. A sugárzó anyag mennyisége nem növelhető tetszőleges mértékben, ezért általában hosszú, esetleg több órás megvilágítási időre van szükség.

Ez a hátrány bizonyos mértékig kiegyenlítődik azáltal, hogy a vizsgált darabokat a beállítás után magukra lehet hagyni, tehát a kiszolgálási költség minimális, ezenkívül a megvilágítás ideje alatti energiaigény sincs. A rádióaktív izotóp a tér minden irányában egyforma intenzitással sugároz, ezért előnyösen választható olyan megoldás, amelynél a sugárzó preparátumot a vizsgálandó tárggyal gyűrű- vagy gömbalakban körülrakják és így egyidejűleg több darabot átvilágíthatnak.

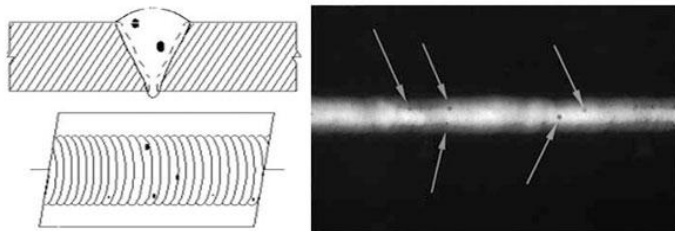
A rádióaktív izotópokat állandó sugárzásuk miatt izotóp-tartókban gondosan el kell zárni. Az izotóptartók rendszerint ólommal bélelt tartályok. A sugárzó anyagot ennek közepébe helyezik. Az alábbi ábra egyizotóptároló egységet és a vizsgálati környezetet szemlélteti.



6.46. ábra Izotópos anyagvizsgáló berendezés

Mint ismeretes, a rádióaktív sugárzás kis hullámhosszúságú elektromágneses hullám, mely igen kemény röntgensugárzásnak felel meg. Az ilyen sugarak áthatolóképessége nagy, gyengülési tényezője kicsi. E tulajdonságok megszbáják a sugarak alkalmazási lehetőségét. A sugarakat nagy áthatolóképességük különösen alkalmassá teszi olyan vastag tárgyak vizsgálatá-

ra, amelyek csak különösen nagyfeszültségű csövekkel világíthatók át. Gamma sugarakkal akár 100 – 175 mm vastag acél- vagy 70 – 150 mm vastag réztárgyak is nehézség nélkül vizsgálhatók. A gyengülési tényező kisebb értéke miatt felvételek kevésbé kontrasztosak, mint a röntgenfelvétel. Az alábbi ábra egy hegesztési varrat izotópos vizsgálatának fényképét mutatja. A nyilakkal jelölt helyeken zárványokat láthatunk.

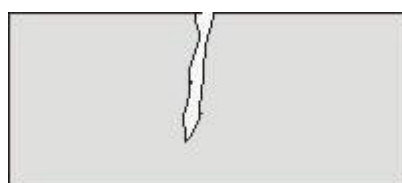


6.47. ábra Hegesztési varrat izotópos vizsgálata

### Folyadékpenetrációs hibakeresés

Ezen eljárással a vizsgálandó anyag felületére nyitott folytonossági hiányok, azaz repedések, átlapolások, hidegfolyások, porozitás és beolvadási hibák (beszívódások maradványai öntecsek képződésénél) mutathatóak ki.

Az eljárást elsősorban fémekre alkalmazzák, de más anyagok esetében is alkalmazható, feltéve, hogy ezek semlegesek a vizsgálószerekkel szemben és nem túlzott mértékben porózusak. Ilyenek például az öntvények, kovácsdarabok, hegesztett varratok, keramikus anyagok, stb.



a.



b.



c.

6.48. ábra Penetrációs vizsgálat elve

A kapillaris hatást kihasználó vizsgálati eljárások több évtizedes múltra tekintenek vissza. Az eljárás alapja, hogy a kis felületi feszültséggel rendelkező folyadékok a vékony résekbe, felületi repedésekbe a kapillaris hatás következtében – a gravitációtól függetlenül – behatolnak. A zsírtalanított felületre az ilyen tulajdonságokkal rendelkező, megszínezett folyadékot felhord-

juk (6.48/b ábra), majd a felesleget eltávolítjuk (6.48/c ábra), így csak a repedésekben, felületi porozításokban marad jelzőfolyadék, melyet törléssel, mosással nem tudunk eltávolítani. Eleinte jelzőfolyadékként közönséges gázolajat használtak, melyet ecsettel hordtak fel a vizsgálati területre. Manapság egyéb, sokkal kisebb felületi feszültséggel rendelkező folyadékok használatosak.

Az előkészített felületre ezután olyan nagy porozítású anyagot viszünk fel, mely a kapilláris tulajdonsága révén képes a repedésekből a jelzőfolyadék egy részét magába szívni. Ezen feladatra alkalmas például frissen oltott, szűrt mésztej.

A mészhidrát száradása után a porózus szerkezetű vékony mészkő réteg a repedésekből kiszívja a jelzőfolyadékot és a repedésnél a meszelt fehér felületen a penetrációs folyadék színének megfelelő csík jelenik meg, mely néhány másodperc múlva szétdiffundál és a repedést ilyformán láthatóvá teszi.

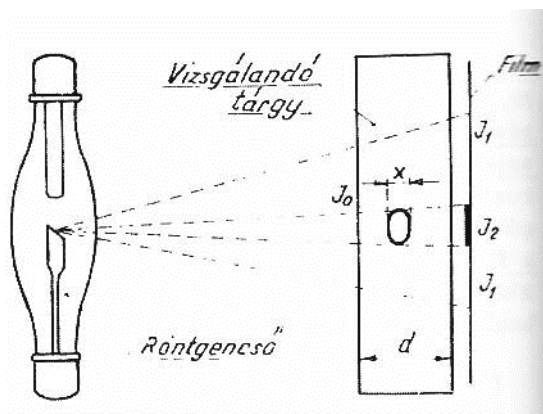
### Hibakereső röntgenvizsgálat

A röntgensugár nyáláb útjába helyezett tárgy a sugarak egy részét szétszórja, a megmaradó rész pedig áthalad a tárgyon. A tárgyon áthaladó sugárzás intenzitásából következtetnek a vizsgálat során az anyag jellemzőire, hibáira. A 6.49. ábra egy röntgengépet szemléltet.



6.49. ábra Iparban használatos röntgengép

A vizsgálat elvét pedig vázlatosan a 6.50. ábra mutatja.



6.50. ábra A röntgenvizsgálat elve

A röntgensóból kiinduló sugárkúpnek a vizsgálandó tárgy felülete előtt mérhető intenzitását jelöljük  $I_0$ -val, a  $d$  vastagságú tárgy ép keresztmetszetén áthaladó sugárzás intenzitását pedig  $I_1$ -gyel.

$$I_1 = I_0 \cdot e^{-\mu \cdot d} \quad (6.9)$$

Az egyenletben szereplő  $e$  a természetes logaritmus alapja,  $\mu$  pedig az ún. gyengülési tényező, vagy elnyelési együttható. Az egyenletből látható, hogy a sugárzás intenzitásának csökkenése és a tárgy vastagsága között exponenciális összefüggés áll fenn. A  $\mu$  gyengülési tényező értéke egyrészt a sugárzás hullámhosszától, másrészt a sugarakat átbocsátó anyag sűrűségétől és rendszámától függ. Tételezzük fel, hogy az anyagban  $x$  vastagságú nemfémes záródmány, vagy gázzal töltött üreg van, melynek gyengülési tényezője  $\mu_1$ . A hibás helyen áthaladó sugárzás intenzitása a tárgy mögött:

$$I_2 = I_0 \cdot e^{-\mu(d-x) - \mu_1 \cdot x} \quad (6.10)$$

A hibahelyet kitöltő gáz vagy nemfémes záródmány gyengülési tényezője sokkal kisebb, mint a fémeké, ezért gyengítő hatása gyakorlatilag elhanyagolható. A hiba mögötti sugárzás intenzitása így egyszerűbb alakban írható:

$$I_2 = I_0 \cdot e^{-\mu(d-x)} \quad (6.11)$$

A hibahelyen áthaladó röntgensugár tehát kevésbé gyengül, mint a hibátlan helyen áthaladó, ezért  $I_2$  mindig nagyobb  $I_1$ -nél. Ez az intenzitáskülönbség a képernyőn megvilágítás különbséget, a filmen pedig feketedés különbséget okoz. A különbség nagysága, a kép kontrasztja a két sugárintenzitás arányával jellemezhető:

$$\frac{I_2}{I_1} = \frac{I_0 \cdot e^{-\mu \cdot d} \cdot e^{\mu \cdot x}}{I_0 \cdot e^{-\mu \cdot d}} = e^{\mu \cdot x} \quad (6.12)$$

E kifejezés értéke, vagyis a röntgenkép ép és hibás helyet jelző részeinek kontrasztja annál nagyobb, minél nagyobb a vizsgált anyag gyengülési tényezője, és  $x$  (a hiba vastagsága). Általános törekvés, hogy a vizsgálatnál minél kisebb, vékonyabb hibákat is ki lehessen mutatni.

Vékony hiba (kicsi  $x$ ) esetén a hiba érzékelhetősége céljából a kitevő másik tagját,  $\mu - t$  kell a lehetőségnek megfelelően növelni. Mint már említettük,  $\mu$  gyengülési tényező a vizsgált anyag jellemzőitől és a sugárzás hullámhosszától függ. Nyilvánvaló, hogy adott tárgy vizsgálata esetén csak az utóbbi változtatható. A nagyobb hullámhosszú (kisebb gerjesztő feszültséggel előállított, lágy) sugárzás gyengülési tényezője nagyobb, tehát kisebb hiba kimutatására alkalmas. A lágy sugarak alkalmazásának határt szab az a körülmény, hogy az átvilágítható falvastagság kisebb és megnő a hiba érzékeléséhez szükséges megvilágítási idő is. Vastagabb tárgyak vizsgálatához nagyobb feszültségű, keményebb sugarak szükségesek, ilyen esetben viszont csökken a vizsgálat érzékenysége. A vizsgálat során tehát a különböző, gyakran ellentétesen ható követelmények között kell az optimális lehetőségeket megkeresni.

A röntgenkép helyes értékeléséhez a megfelelő kontrasztosságon kívül az is szükséges, hogy a hibák határvonala felismerhető legyen. Éles határvonalú árnyékot csak a pontszerű fényforrással megvilágított tárgyak adnak. A röntgensugarak „fényforrása” az anódnak az a része, ahová az elektronok becsapódnak és létrehozzák a röntgensugárzást. A sugárzás pontszerűvé tétele végett az elektronokat kibocsátó izzó katód elé gyűjtőtekercset helyeznek, amellyel a szétartó elektronokat kis átmérőjű elektronnyalábbá egyesítik és az anód kicsi felületére irányítják. Az anódnak azt a részét, amelyről a sugárzás kiindul, fókusznek nevezik. Minél kisebb a fókuszfelület, annál pontszerűbb a sugárforrás, annál élesebb rajzolatú lehet a röntgenkép. A pontszerű, finomfókuszú röntgenső fókuszátmérője 0,2 mm körül van. Fokozható a kép élessége a fókusz és a tárgy közti távolság növelésével, valamint a tárgy és a sugárzást felfogó felület közötti távolság csökkentésével is.

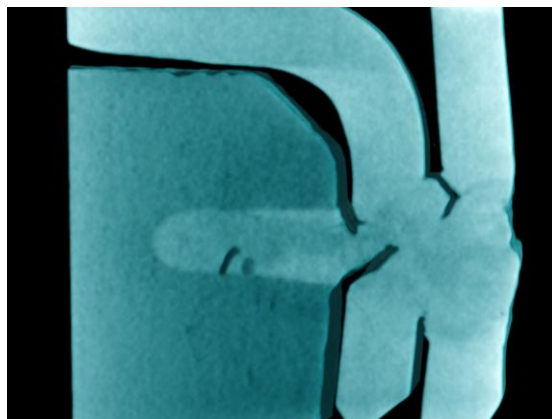
Az átsugárzott tárgy vizsgálható:

- fluoreszkáló ernyőn,
- fényképfelvételen,
- számlálócsöves szerkezettel.

1. A fluoreszkáló (pl. cinkszulfiddal bevont) ernyőn való vizsgálat gyorsan és egyszerűen elvégezhető. Olcsóbb és kevesebb munkát igényel, mint a filmfelvétel készítése. A vizsgált tárgyat tetszőleges irányban lehet forgatni és a különböző oldalokról vetített képei közvetlenül egymás után vizsgálhatók. Ennek a vizsgálati módszernek fő hátránya, hogy a hibák felismerhetősége kisebb, mint a filmfelvételen. Ezért csak könnyen átvilágítható tárgyak, főként könnyűfémek, vagy vékony acélalkatrészek vizsgálatára használják. A hibás helyeken áthaladó nagyobb intenzitású sugárzás hatására az ernyő erősebben fluoreszkál, a hibák helyei tehát az ernyőn világosabb foltok formájában jelennek meg.

2. A röntgenvizsgálatok során túlnyomó többségében fényképfelvételt készítenek és ennek alapján minősítik a vizsgált tárgyat. Röntgenfelvételekhez a filmet, a tárgynak a röntgensővel ellentétes oldalára helyezik. A film fényérzékeny rétege zselatinban elosztatott finomszemcsés ezüstbromidból áll. A megvilágítás vagy besugárzás során a nagyobb sugárintenzitást kapott ezüstbromid szemcsék az előhívó oldatban gyorsabban, és nagyobb mértékben redukálódnak fémzüstté, mint a kevésbé megvilágítottak. A meg nem világított, sugárhatástól mentesen maradt szemcsék egyáltalán nem redukálódnak. Előhívást követően az ezüstbromid alakban maradt szemcséket rögzítő fürdőben oldják ki. Ezzel a film fényérzékenysége megszűnik. Azokon a helyeken, ahol a filmet erősebb sugárzás érte, az előhívás és rögzítés után a visszamaradó ezüstréteg vastagabb, a film pedig sötétebb lesz, mint a gyengébb sugárzásnak kitett részek. A kép értékelhetősége szempontjából nagyon fontos, hogy a film megvilágítása (sugárintenzitás  $\times$  idő) megfelelő legyen, mert ha a megvilágítás kicsi, az egész film halványszürke, elmosódott rajzolatú (aláexponált) lesz; ha pedig túl nagy megvilágítást kap, az egész film megfeketedik, túlexponált lesz. Egyik esetben sem értékelhető a felvétel, mert az

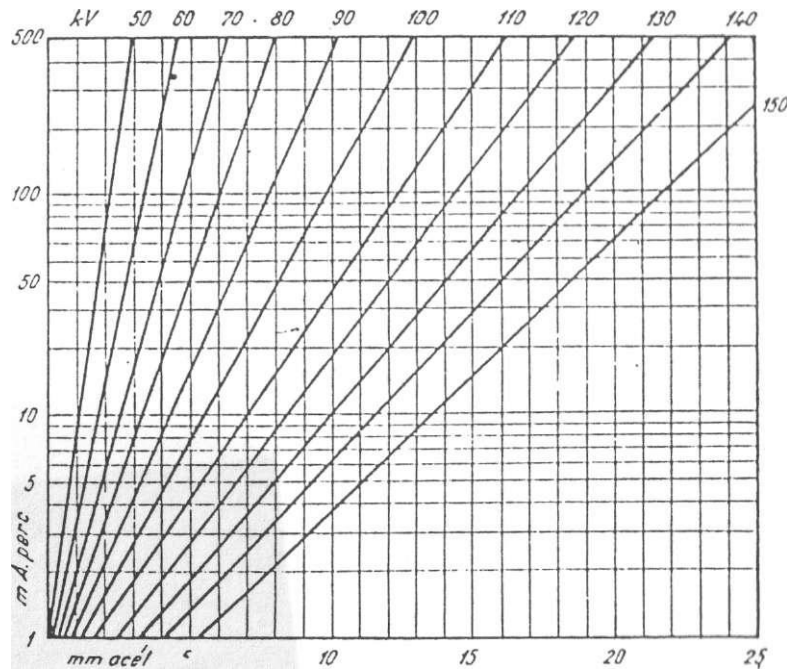
ép és a hibás helyek a képen egyforma árnyalatúak lesznek. A film feketedését befolyásoló tényezőket úgy kell egymással összhangba hozni, hogy az ép és a hibás részek a képen minél nagyobb feketedés különbséget mutassanak, és így jól megkülönböztethetők legyenek. A 6.51. ábra egy hegesztett alkatrészről készült röntgenképet szemléltet.



6.51. ábra Lézerhegesztett háromrétegű alkatrész fáradásos törése

A feketedést befolyásoló tényezők egy része, pl. a vizsgált anyag minősége és vastagsága, a használt film minősége a vizsgálat során adottak, más tényezőket pl. a vizsgált anyagnak a röntgenső fókusztól való távolságát (fókusz-távolság), a sugárzás intenzitását, a röntgenső feszültségét (a sugárzás hullámhosszát) a vizsgálat előtt beállítják. Ezek után már csak a megvilágítás ideje (expozíciós idő) marad változó, amely a megvilágítást és ezzel a feketedést, a hibák kimutatásának lehetőségét befolyásolja. Az expozíciós idő megválasztásához megvilágítási diagramot szerkesztettek. A diagram vízszintes tengelyére az anyagvastagságot, a függőleges tengelyen pedig logaritmusos léptékben a megvilágítással arányos mérőszámot, a cső anódáramának (mA) és a megvilágítás idejének (perc) szorzatát mérik fel. A megvilágítás erőssége vagy a sugárzás intenzitása nehezen mérhető, ezért helyette a röntgenső anódáramának erősségét veszik számításba.

Az ábrázolásra azért célszerű féllogaritmusos léptéket használni, mert így az állandó csőfeszültséghez tartozó értékek egyenesekre esnek. A 6.52. ábrán acélhoz használható megvilágítási diagramot mutatunk be. Az anódáram erősségének ismeretében az expozíciós idő a diagram alapján egyszerűen meghatározható. A hibák az előhívott film feketedés-különbségei alapján ismerhetők fel. A lágyabb (kisebb feszültségnek ill. áramerősségnek megfelelő) sugarak alkalmasabbak a kis hibák kimutatására. A 6.52. ábra diagrammájából látható, hogy azonos keresztmetszet átvilágításához lágyabb sugarak esetén sokkal hosszabb megvilágítási idő szükséges. Lágy sugarakkal való vizsgálatnak elsősorban gazdaságossági szempontból vannak hátrányai.



6.52. ábra Az acél megvilágítási diagramja

Ilyen hátrányt jelent a nagy munkaidő–szükséglet és a röntgenső gyorsabb elhasználódása a hosszabb igénybevétel következtében. A legkisebb kimutatható hiba mérete függ a vizsgálatot végző egyén szemének érzékenységétől, valamint attól, hogy a vizsgálatot áteső, vagy visszavert fényben végzik–e. Áteső fényben a filmet vizsgálják, visszavert fényben pedig a filmről készített papírmásolatot (pozitív képet). Áteső fényben a szem kisebb feketedés–különbséget érzékel, mint a visszavert fényben. Rontja a felvétel kontrasztosságát, és ezzel a kis hibák felismerhetőségét is a másodlagos sugárzás. A felismerhetőségre döntő befolyást gyakorol a hiba alakja is, pl. zárványok, lunkerek viszonylag könnyen felismerhetők, repedések azonban csak akkor, ha a repedés iránya egyezik, vagy kis szöget zár be a sugarak irányával és ennek következtében a sugárnak a repedésben megtett útja elég nagy ahhoz, hogy a felismeréshez szükséges kontraszt keletkezzék.

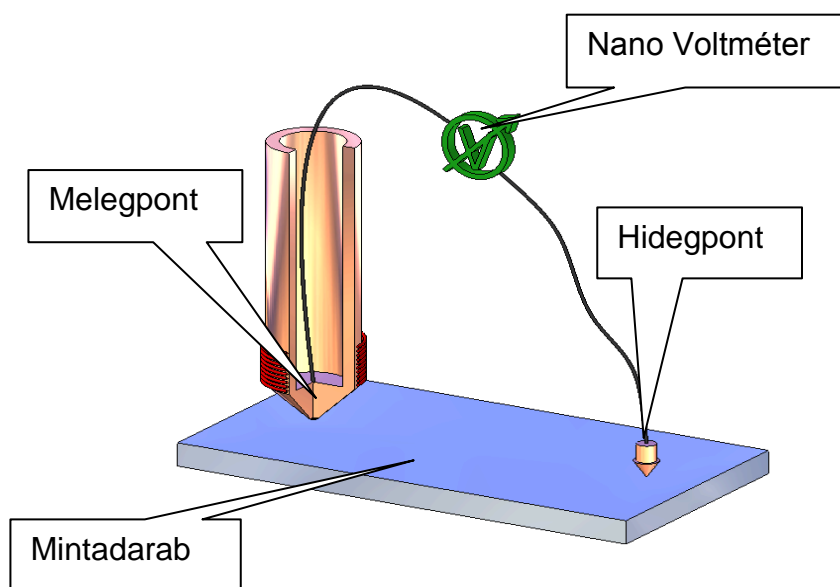
A röntgenfelvételen a még kimutatható legkisebb hiba vastagságának megállapítására gumitokba ágyazott huzalsorozatokat használnak. A huzalok anyaga megegyezik a vizsgált tárgy anyagával, tehát acél, réz és alumínium vizsgálatához acélból, rézből és alumíniumból készítenek huzalsorozatokat. Egy–egy sorozat hét különböző átmérőjű huzalból áll. A vizsgált tárgy anyagának és a várható hiba vastagságának megfelelő anyagú és átmérőjű huzalsorozatot tartalmazó gumitokot a tárgy röntgenső felőli oldalára helyezik és a tárggyal együtt lefényképezik. A felvételen még látható legvékonyabb huzal átmérője a még kimutatható hiba vastagságának tekinthető.

3. Számlálócsöves vizsgálat esetén a tárgyon áthaladó röntgensugárzás intenzitásának változását számlálócsövel érzékelik, az érzékelt adatok a felerősítést követően műszeren leolvashatók. A számlálócső a felületen áthaladó össz sugárzást jelzi. A hiba következtében előálló sugárzásnövekedés %-os értéke (a műszer kitérése) annál nagyobb, minél nagyobb részét foglalja el a hiba az átsugárzott felületnek. A vizsgálandó tárgy felületét a sugárral végig tapogatták. A munkadarab nagyságától, súlyától és alakjától függően vagy az álló tárgy fölött vezeték a vizsgáló berendezést, vagy pedig a tárgyat mozgatják az álló berendezés előtt. Sík lemezeket, lapos tárgyakat pl. párhuzamos egyenes csíkokban, csöveket pedig csavarvonal alakú csíkokban vizsgálják.

A számlálósöves vizsgálati eljárást használják falvastagság mérésére és a falvastagság egyenletességének ellenőrzésére. Alkalmas pl. korrózió által gyengített helyek, nagyobb elszívódási üregek kimutatására. Kisméretű hibák, vékony repedések kimutatására általában nem alkalmas, és legfeljebb csak akkor használható, ha ezek a hibák halmozódva jelentkeznek pl. lyukacsosság, porozitás esetén. A számlálósöves vizsgálat olcsó és könnyen automatizálható, ezért a sorozat – vagy tömeggyártásban készült termékek automatikus ellenőrzésére alkalmas.

### Termofeszültségmérésen alapuló roncsolásmentes anyagvizsgálat

A Seebeck effektuson alapuló termofeszültség mérést már régóta alkalmazzák az anyagvizsgálatban, azonban széleskörű elterjedésének fő akadálya, hogy a vizsgálandó ötvözet összetétele mellett számos egyéb szerkezeti tényező befolyásolja a mért értékek alakulását. A termofeszültség (TEP, S) mérést kísérleti szinten már korábban is sikerrel alkalmazták, mint roncsolásmentes anyagvizsgálati módszert. TEP mérési eljárásokat alkalmazhatunk hegesztési varratok szövetszerkezeti viszonyainak minősítésénél a varraton, illetve annak környezetében. Az alábbi ábra a mérés elvi elrendezését mutatja.



6.53. ábra Termofeszültségmérés elvi kialakítása

A mérés alkalmas anyagban levő belső feszültségek, ötvözőtartalom változás és fázisváltozás kimutatására, továbbá a vizsgálati módszerrel egyértelmű különbséget tehetünk a martenzitesre edzett és az edzetlen szövet között is.

A mérési elv a következő: A 6.53. ábrán látható elrendezésben, ha a melegponti elektródát fűtjük, akkor az a kontaktpontban hőmérsékletemelkedést eredményez. Mivel a hidegponti elektróda hőmérséklete nem változik, ezért a Peltier–effektusnak megfelelően elektronáramlás indul meg az anyagban, amit a voltmérővel mérni tudunk. Mivel a termofeszültség alakulása erősen függ az ötvözőtartalomtól, a fázisviszonyoktól, a feszültségállapottól, ezért ezen paraméterek bármilyen változása a termofeszültség értékekben is változást eredményez.

## Roncsolásos anyagvizsgálat

### Keménységmérés

Az igénybevételek jellegét tekintve megkülönböztethetünk tömbi és felületi jellegű terheléseket. A felületi terhelés esetén, mint például a golyóscsapágy golyói és a vezetőgyűrű között, általában kicsi az érintkezési felület, emiatt nagy feszültség keletkezhet. Az ilyen igénybevételek alkatrészeknél lényeges, hogy egy meghatározott módszerrel mérni tudjuk az alkatrész felületi teherbírását. Ezért fejlesztették ki a különböző keménységmérési eljárásokat. A keménység alapvető anyagjellemző, a behatolással szembeni ellenállást jelenti.

A keménységmérés kezdetben inkább összehasonlító vizsgálat volt, mint mérés. 1822-ben *Mohs* ásványokat karcolt egymással, ezáltal határozta meg keménységüket. Amelyik ásvány a másikat megkarcolja, az a keményebb, így 10 tagból álló keménységi sorozatot állított össze, amelyben minden következő ásvány keményebb, mint az előző.

A keménységmérés metodikáját Brinell fejlesztette ki 1900-ban, edzett acélgolyó szűrőszerszámra. A keménységnek, mint mérőszámnak a meghatározásához szükséges a lenyomat mérete, illetve a lenyomat felületére nehezedő nyomás pontos ismerete. A keménységmérési eljárások közös hiányossága, hogy mindegyik eredménye relatív mérőszámnak tekinthető és ezért csak összehasonlítás céljaira alkalmas. A keménység meghatározott módszer – adott terhelés, pontos időtartam és jól definiált szűrőszerszám alak – alkalmazása esetén mennyiségi jellemző. Az eredmények közül csakis azok hasonlíthatók össze, melyeket egyfajta berendezéssel azonos módon végzett vizsgálatok alapján határoztak meg.

A gyémánttal történő keménységmérés Ludwik nevéhez fűződik, aki acélok vizsgálatához 90°-os csúcshögű gyémánt kúpot használt 500-tól 3000 kp-ig terjedő terhelés-intervallumban [20] (1 kp: 1 kg tömegnek megfelelő erő mértékegysége, azaz 9,81 N).

A Brinell-eljárás mellett elterjedt másik fontosabb mérést, a Vickers-tesztet először 1925-ben végezték el négyzet alapú polírozott gúlát alkalmazva, 1-120 kp terhelés-tartományban. A keménység az átlók és a terhelés megadásával együtt értelmezhető. A legtöbb anyag – így a fémek is – folyási jelenségeket mutatnak keménységmérés során. Ennek kiküszöbölésére – Meyer javaslata alapján – a vizsgált fémeket az egyensúly beálltaig kell terhelni, amely például lágy réz esetén két perc. A hosszú mérési idő miatt ez csak laboratóriumi körülmények között alkalmazható. Ipari alkalmazáskor a terhelés és annak időtartama szabályozott, például acélnál 30 kp esetén 15 s, könnyűfémnél 10 kp és 30 s.

### Keménységmérés típusai:

- **Statikus vizsgálatok:** Általában gömb, kúp vagy gúla alakú szűrőszerszámot nyomunk a fém felületébe meghatározott terheléssel, adott ideig fenntartva azt. Ilyen vizsgálat a Brinell-, Knoop-, Rockwell- és a Vickers-eljárás. A keménység a maradó alakváltozás mértékéből számítható. A folyás mértékét meghatározhatjuk a létrehozott deformáció mélységéből, illetve a deformált tartomány felületéből (átlók vagy átmérők mérése). Ha az anyag lágyabb, az alakváltozás nagyobb, illetve fordítva. A statikus keménységmérésnek két nagy csoportja különböztethető meg:

1. Makrokeménység-mérés: a terhelőerő a szűrőszerszámon legalább 1 kp.
2. Mikrokeménység-mérés: a terhelőerő kisebb, mint 1 kp. Alkalmazása extra kicsi méretű tárgyak, vékony alkatrészek, rétegek, fóliák és metallográfiai vizsgálatokkal

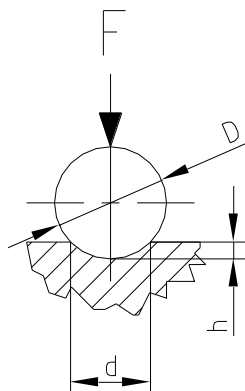
egybekötve különböző anyagok egyes fázisainak, szövetelemeinek vizsgálatát foglalja magában.

- Dinamikus, visszapattanásos vizsgálatok: Szabványosított méretű és alakú tárgyat ejtünk meghatározott magasságról a vizsgálandó tárgy felületére, majd a visszapattanás mértékéből számítjuk a keménység értékét. Ilyen például a gumi és a műanyagok keménységének meghatározására alkalmas Shore-vizsgálat.

### 1. Brinell-vizsgálat (MSZ EN ISO 6506-1,2,3:2006):

Johann A. Brinell fejlesztette ki a gömbbel történő keménységmérést (6.54. ábra). A mérés eredménye határozott kör alakú, jól mérhető lenyomat. Az eljárás öntöttvas, színes- és könnyűfém, valamint lágyacél vizsgálatára alkalmas.

A Brinell-keménység az F nyomóerő és a keletkezett gömbsüveg lenyomat felületének ( $A = d\pi h$ ) hányadosa. Brinell-keménységmérés elvégzéséhez sima felületű munkadarabra van szükség, amely a vizsgálat után a nagy terhelőerő és a nagy deformált felület miatt általában használhatatlanná válik.



6.54. ábra Brinell- keménységmérés elvi vázlata

Adott, konstans terhelőerővel – 6.1. táblázat – a munkadarab felületére merőlegesen benyomunk egy szabványos 1,25; 2,5; 5; 10 mm átmérőjű edzett acél vagy wolframkarbid (tisztában kivethető lenyomat edzett anyagok esetén) gömb szűrőszerszámot. Az alkalmazható terhelésre és szűrőtestátmérőre a szabvány ad irányelveket (6. 1. táblázat). A vizsgálat eredménye egy gömbsüveg lenyomat a munkadarab felületén. A lenyomat lemérésével lehet kiszámítani a Brinell-keménységet, amely jele: HBW. A terhelést szokás kp-ban kifejezni, ami SI mértékegységre átváltva:  $1 \text{ kp} \approx 9,81 \text{ N}$ ;  $1 \text{ N} \approx 0,102 \text{ kp}$ . Az SI mértékegységek nemzetközi rendszerének hatályba lépése óta azonban a terhelőerőt N-ban kell kifejezni a korábbi kp helyett, ezért:

$$HBW = \frac{0,102 \cdot F}{D \cdot \pi \cdot h}, \quad (6.13)$$

ahol:

F: terhelés (N)

D: golyó átmérő (mm)

d: lenyomat átmérője (mm)

h: a benyomódás mértéke, azaz a gömbsüveg magassága (mm), amely nehezen mérhető, ezért ha h-t kifejezzük, a golyó és a lenyomat átmérőjével:

$$h = \frac{D - \sqrt{D^2 - d^2}}{2}, \quad (6.14)$$

akkor:

$$HBW = \frac{2 \cdot 0,102 \cdot F}{D \cdot \pi(D - \sqrt{D^2 - d^2})}. \quad (6.15)$$

Ha a terhelőerő mértékegysége kp, akkor:

$$HBW = \frac{2 \cdot F}{D \cdot \pi(D - \sqrt{D^2 - d^2})}. \quad (6.16)$$

A golyóátmérőt (1; 2,5; 5; 10 mm) és a terhelőerőt úgy kell megválasztani, hogy a keletkező lenyomat átmérője  $0,24 D \leq d \leq 0,6 D$  legyen.

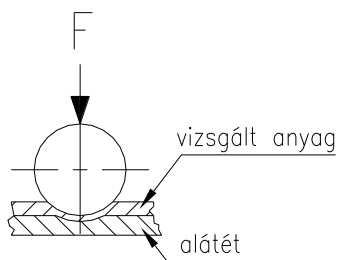
A vizsgálati terhelést a golyóátmérő és a  $K$  [ $N/mm^2$ ; ( $kp/mm^2$ )] terhelési tényező függvényében állapítják meg (6. 1. táblázat):

$$F = \frac{K \cdot D^2}{0,102} \text{ (N)} ; ( F = KD^2 \text{ (kp)}). \quad (6.17)$$

6. 1. táblázat A Brinell-golyóátmérő és a  $K$  tényező [21]

Golyóátmérő D mm	Terhelés F, N ( $F = K \cdot D^2$ , kp)				
	K = 30	K = 10	K = 5	K = 2,5	K = 1
10	29430 (3000)	9800 (1000)	4900 (500)	2450 (250)	980 (100)
5	7355 (750)	2450 (250)	1225 (125)	613 (62,5)	245 (25)
2,5	1840 (187,5)	613 (62,5)	306,5 (31,2)	153,2 (15,6)	61,6 (6,2)
2	1176 (120)	392 (40)	196 (20)	98 (10)	39,2 (4)
1	294 (30)	98 (10)	49 (5)	24,5 (2,5)	9,8 (1)
Vizsgálható anyagok	acél, nagyszilárd-ságú ötvözetek, öntöttvas	réz, nikkel és ötvözetek	aluminium, magnézium és ötvözetek	csapágyötvözetek	ón, ólom
HBW-keménység	96...450	32...200	16...100	8...50	3,2...20

A golyóátmérő kiválasztásában a tárgy vastagságát is figyelembe kell venni. Brinell-keménységmérésnél feltétel, hogy a próbatest vastagsága minimum a benyomódási mélység tízszerese legyen. Vékony lemezek ezért nem vizsgálhatók nagy átmérőjű gömbbel, mert kis terhelés esetén nem kapunk jól körülhatárolt lenyomatátmérőt. Nagy terhelésnél az alátét (szubsztrát) keménysége befolyásolhatja a mérést (6. 55. ábra).



6. 55. ábra Brinell-keménységmérés nagy terheléssel

A teljes terhelőerőt 10-15 s alatt növeljük az előírt értékre, amit szabványos ideig – a plasztikus folyás létrejöttéig – tartunk fenn. Ez kemény anyagokban kevesebb, lágy anyagokban több:

- Acél ( $HBW > 100$ ): 15 s
- Alumínium és réz ötvözetek ( $35 < HBW \leq 100$ ): 30 s
- Szín alumínium és réz: ( $10 < HBW \leq 35$ ): 120 s
- Ólom ón és ötvözetek ( $HBW \leq 10$ ): 180 s

A Brinell-vizsgálathoz szükséges jellemzők:

- golyóátmérő (mm)
- terhelőerő (N)
- maximális terhelés ideje (s)

Eltérő gömbátmérőkhöz és terhelésekhez eltérő keménységek tartoznak. Ezeket az értékeket a fenti képlet alapján táblázatokban is megadják. A Brinell-keménység mértékegység nélküli szám, szabványos jelölése:

250 HBW 5/7355/15,

azaz:

250 HBW keménységű az anyag,  
5 mm-es golyóval történt a vizsgálat,  
7355 N volt a terhelőerő,  
15 s-ig tartott a vizsgálat.

Brinell-keménységmérésnél nem szabad a lenyomatot a vizsgálandó darab éléhez három lenyomatátmérőnél közelebb elhelyezni. A lenyomatok egymáshoz képest sem kerülhetnek túl közel, mert az első lenyomat által keltett feszültség és alakváltozási zóna kiterjed a lenyomat környékére is. Ha a lenyomatok középpontja távolabb van egymástól, mint az átmérő háromszorosa, akkor a Brinell-keménység hibája kisebb, mint 1%.

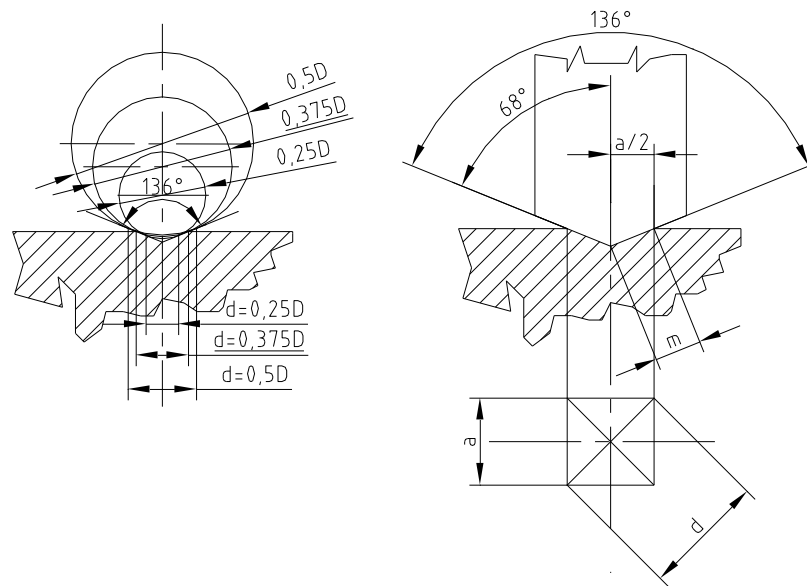
A keményre edzett Brinell-golyó keménysége 850 HBW, ezért a 650 HBW-nél keményebb anyagok a hivatkozott szabvány szerint nem vizsgálhatók vele, mivel mind az anyag, mind a golyó deformálódik, ekkor már a Vickers-eljárás a használatos.

A hőmérséklet változásával az anyagnak sokféle tulajdonsága, köztük a keménysége is megváltozik. A több száz fokon üzemelő alkatrészek üzem közbeni keménységének meghatározásához a keménységmérést az üzemi hőmérsékleten szükséges elvégezni. A nagyobb hőmérsékleten való Brinell-keménységméréshez a próbapadot és a Brinell-golyót megfelelő berendezésben a vizsgálat hőmérsékletére hevítik. [21]

## 2. A Vickers-keménységmérés (MSZ EN ISO 6507-1):

A Brinell-eljárás hibája, hogy a golyó méretétől és a terhelés nagyságától függ a keménység értéke. 400 HV feletti keménység esetén az edzett acélgolyó deformálódik, és meghamisítja a mérést. Ezért keményebb anyagok esetében a statikus Vickers-eljárás használandó, amikor a vizsgálandó anyag felületébe  $136^\circ$ -os csúcsszögű négyzet alapú gyémántgúlat nyomnak. A Vickers-gúla csúcsszögét úgy állapították meg, hogy a Vickers-keménység értékei lehetőség szerint egyezzenek meg a Brinell-keménység értékével. A Brinell-golyót a tárgyba olyan erővel kell belenyomni, hogy a kapott lenyomat a golyó átmérőjének 0,25 és 0,5-szerese közé eső átmérőjű lenyomatot hagyjon. A két méret középértéke:  $d = 0,375D$ . A Brinell-golyó ilyen mé-

retű köréhez  $136^\circ$ -os csúcshögű érintögula illeszkedik (6.56. ábra), tehát, ha ehhez hasonlóak a geometriai viszonyok, akkor a két mérés összehasonlítható lesz [21].



6. 56. ábra A Vickers-szürösizerszám jellemző méreteinek vázlatrajza

A Vickers keménység számértéke az „F” erőnek és a lenyomat „A” felületének hányadosa:

$$HV = \frac{0,102 \cdot F}{A}; A = \frac{d^2}{1,854}; HV = \frac{0,189 \cdot F}{d^2} \text{ (N/mm}^2\text{)}, \quad (6.18)$$

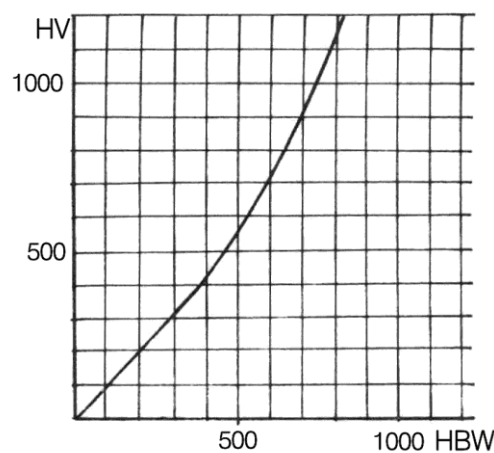
ahol:

F: a terhelőerő

A: a lenyomat felülete

d: lenyomatátló.

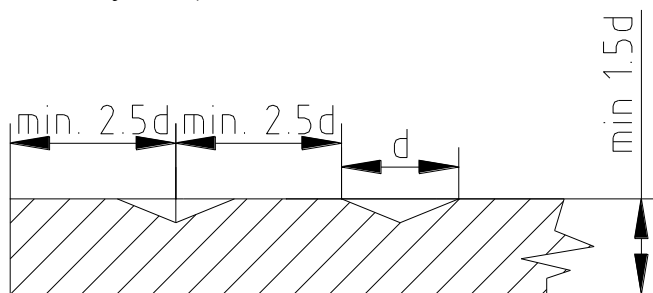
A Vickers keménység értékét, HV-t, szintén mértékegység nélküli számnak kell tekinteni. Mivel a Vickers- és a Brinell-keménységmérés elve azonos, és a geometriai viszonyok hasonlóak, ezért bizonyos terhelőerő tartományban azonos terhelések esetén a HBW és a HV keménységértékek megegyeznek (6.57. ábra). 400 HV feletti keménység esetén a Brinell-keménységre a valóságosnál és a Vickers-keménységnél is kisebb értéket kapunk.



6.57. ábra Brinell- és Vickers-keménység összehasonlítása [10]

A Vickers-keménységmérés alkalmazható kemény és lágy anyagoknál egyaránt, valamint kis terhelésnél (mikro Vickers) fóliák, szövetszerkezetek és keménységeloszlások vizsgálatára is.

- A szűrőszerszám polírozott palástú gyémánt, így a legkeményebb anyagok is vizsgálhatók.
- Kis terhelés miatt nem töri át a vékony réteget, ezért segítségével vékony kérgesített felületi rétegek keménysége is meghatározható.
- A lenyomat felülete arányos az erővel, így a terhelés bizonyos határok között nem befolyásolja a keménység értékét.
- Az anyagvastagságra előírás, hogy a lenyomat átlójának minimum másfélszerese legyen. (6.58. ábra), [20], [22], [MSZ EN ISO 6507-1].
- A kialakuló felkeményedési zónák miatt a lenyomatokat egymástól, valamint a vizsgált minta szélétől – a lenyomat középpontjától mérve – a lenyomatátló 2,5-szeresénél közelebb nem szabad elhelyezni (6.58. ábra). [20]



6.58. ábra Keménységmérési lenyomatok elhelyezhetősége a [20] alapján

A Vickers-keménység – táblázatból, az anizotrópia kiküszöbölése végett a két átló számtani középértékének segítségével – közvetlenül meghatározható. Eredménye független a választott terhelés nagyságától, mert a kapott lenyomatok geometriailag hasonlóak, és felületük – ugyanazon anyag vizsgálata esetén – a terheléssel egyenesen arányos. Különböző terhelőerővel végzett Vickers-vizsgálatok eredményei tehát a Brinell-vizsgálattal ellentétben egymással összehasonlíthatók, helyettesíthetők. A vizsgáló berendezés teljesen azonos a Brinell-berendezéssel, csak a szűrőszerszámot kell kicserélni rajta Vickers-gyémántgúllára. Mindkét eljárás hátránya, hogy lassú.

#### **Terhelőerők Vickers vizsgálatnál:**

- Vas és acél: 49-980 N (5-100kp)
- Réz és ötvözetek: 24,5-490 N (2,5-50kp)
- Alumínium és ötvözetek 9,8-980 N (1-100kp)

#### **3. Rockwell-vizsgálat (MSZ EN ISO 6508-1,2,3:2006):**

Mind a Brinell, mind a Vickers keménységmérésnek hátránya, hogy lassú, mert a szűrőszerszám benyomása, majd eltávolítása után mikroszkóppal le kell mérni a lenyomat méretét, és ezután ki kell számítani, vagy táblázatból ki kell keresni a keménység értékét. A gyors, sorozatos ellenőrzés céljára ezeknél megfelelőbb a Rockwell keménységmérő eljárás. Ezen kívül bizonyos esetekben nem alkalmazható sem a Brinell-, sem a Vickers-eljárás, ilyen például kéregöntött, vagy nitridált alkatrészekon végzendő keménységmérés. Míg az öntöttvasnál a Brinell-módszer jól használható, a külső vékony kemény réteget ezzel az módszerrel nem lehet mérni a Brinell-golyó deformációja miatt. Vickers eljárás sem alkalmazható, mert csekély mintavastagságból szolgáltat információt (kemény réteg és az alapanyag keménységét együtt méri, kialakul a szubsztrát hatás).

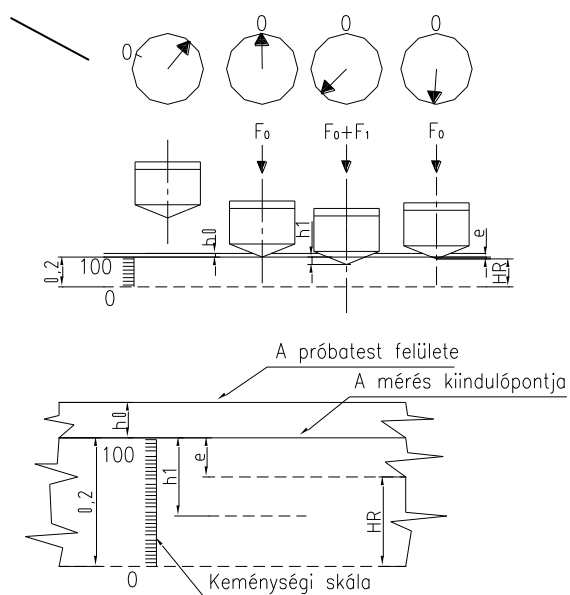
Az 1919-ben kifejlesztett Rockwell-módszer a mérőszám megállapítási elve tekintetében lényegesen különbözik a Brinell- és Vickers-eljárásoktól. Míg az előző eljárásoknál a lenyomat felületével és a terhelő erővel arányos a keménység, a Rockwell-eljárásnál a keménység mérőszáma a szerszám besüllyedésének mértékéből számolható. A Rockwell keménységméréshez szűrőtestként  $120^\circ$ -os csúcscsögű gyémántkúpot, vagy 1,59 mm (1/16") átmérőjű edzett acélgolyót használnak. Az eljárás gyors, mert a mérőkészülék skálája közvetlenül a benyomódás mélységének megfelelő keménységértéket mutatja.

A mérés menete a 6. 59. ábrán tekinthető át, amely a következő lépésekből áll:

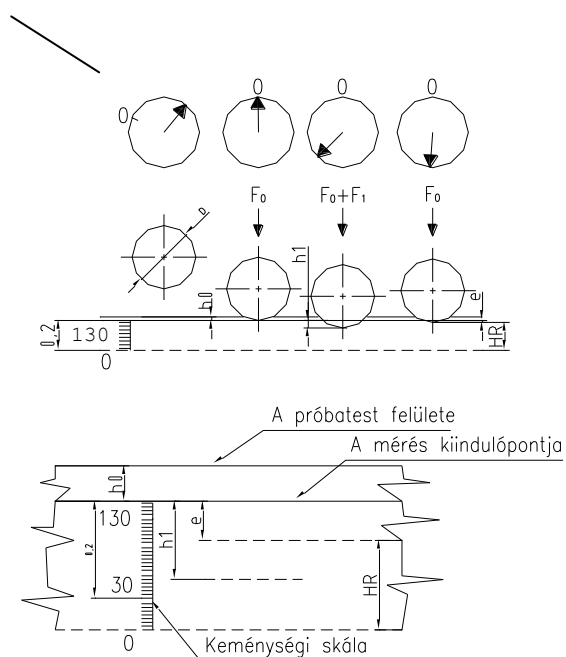
1. A szűrőtestet  $F_0 = 98\text{N}$  (10kp) előterheléssel a tárgy felületébe nyomják. Az előterhelésnek az a célja, hogy a szűrőtest biztosan érintkezzék a tárgy felületével, így a besüllyedés pontosan meghatározott helyzetből kiindulóan mérhető. A mérőóra (mechanikus szerkezet elmozdulás mérésére) mutatója az előterhelés közben elmozdul. Ezt az állást tekintik a mérés alapállásának, ezért a skála 0 pontját az elmozdult mutatóhoz állítják.
2. A szűrőtestet az  $F = F_0 + F_1$ , erővel terhelik melynek hatására az még mélyebben nyomódik az anyagba. A benyomódás értékét az óra mutatja. A Rockwell-vizsgálat terhelését 6 s alatt növeljük a maximumra és 30 s-ig tartjuk a munkadarabon.
3. Megszüntetik az  $F_1$  főterhelést, közben az előterhelés továbbra is hat. A szűrőtest a rugalmas alakváltozás mértékével kissé felemelkedik, ennek megfelelően az óra mutatója is kissé visszafelé mozdul. Ebben a helyzetben tehát az óra a főterhelés által okozott maradó besüllyedés mélységét mutatja. A besüllyedés mélységét 0,002 mm-es egységekben, úgynevezett Rockwell egységekben mérik. Ennek a besüllyedésnek a nagyságát nem tekinthetjük közvetlenül a keménység mérőszámának, mert a szűrőtest a lágyabb anyagokba jobban benyomódik, mint a keményebbekbe, és így a lágyabb anyagok keménységi mérőszáma nagyobb lenne a keményekénél. Ezért a benyomódás mélységének 0,002 mm-es egységekben kifejezett értékét a vizsgálat fajtájától függően választott számból vonják le (l. 6. 2. táblázat). A különbség értéke az órán közvetlenül leolvasható.

**A mérőóra állása:**

1. A mérés előtt
2. Bázis felvétele előterheléskor
3. Elő- és főterheléskor a behatolási mélység
4. Főterhelés megszűntetése (előterhelés állandó): a behatolási mélység leolvasása

**A mérőóra állása:**

1. A mérés előtt
2. Bázis felvétele előterheléskor
3. Elő- és főterheléskor a behatolási mélység
4. Főterhelés megszűntetése (előterhelés állandó): a behatolási mélység leolvasása



6. 59. ábra Gyémántkúppal (Rockwell A és C) és acélgolyóval (Rockwell B) történő Rockwell- keménység-mérés sematikus ábrája a [23] alapján

Edzett anyagok vizsgálatához 120°-os kúpszögű, 0,2 mm-es sugárral lekerekített gyémánt kúpot használnak. 20 HRC alatt viszont nem lehet gyémánt szűrőszerszámot használni, mert kúp esetén csökken az érzékenység. Ekkor edzett 1,59; 3,2; 6 és 12,5 mm átmérőjű acélgolyó (850 HV10) szűrőszerszámot használó B típusú eljárást kell alkalmazni. Így lágyabb mintákat - például kilágyított acélokat, öntvényeket és nemfémes anyagokat – lehet vizsgálni. A gömb alakú szűrőszerszámok alkalmazásának határa az, hogy kisebb átmérő esetén nagyobb a valószínűsége a szűrőszerszám – nagy nyomás okozta – laposodásának.

Rockwell szerinti keménységmérésnél feltétel, hogy a próbatest vastagsága minimum a benyomódási mélység nyolcszorosa legyen.

## A Rockwell-vizsgálat típusai:

1. Rockwell
2. Szuper Rockwell-vizsgálat

Rockwell vizsgálatnál az előterhelés 10 kp a főterhelés a használt szűrőszerszám függvényében 60, 100 vagy 150 kp.

Jelölése három betűvel történik. Például HRC, ahol:

H: hardess, keménység

R: Rockwell

C: A szűrőszerszám alakjára (6. 2. táblázat), méretére és a főterhelésre utal. Ez A-tól terjedhet V-ig, amely használati területük szerinti megosztását a 6. 3. táblázat mutatja.

6. 2. táblázat A leggyakrabban alkalmazott HRA, HRB és HRC eljárás adatai [10]

	Rockwell C	Rockwell A	Rockwell B
	HRC	HRA	HRB
<b>Szűrőtest</b>	120 <sup>0</sup> -os csúcshögű gyémántkúp		1/16" (1,5875 mm) átmérőjű acélgolyó
<b>Előterhelés F<sub>0</sub></b>	98N (10 kp)		(10 kp)
<b>Főterhelés F<sub>1</sub></b>	1373 N (140 kp)	490 N (50 kp)	883 N (90 kp)
<b>Teljes terhelés F=F<sub>0</sub>+F<sub>1</sub></b>	1471 N (150 kp)	588 N (60 kp)	980 N (100 kp)
<b>Keménység mérőszámának meghatározása</b>	100-(e/0,002)		130-(e/0,002)

6. 3. táblázat A Rockwell-eljárások jelölései [10]

Jelölés	Vizsgálható anyagok
A	Cementált karbidok, vékony acélok, betétedzett anyagok
B	Réz, lágy acél, alumínium, 56-tól 100 HRB-ig
C	Acél, kemény öntöttvas, titán és 100 HRB-nél keményebb anyagok
D	Vékony acélok, perlites alakítható acélok, betétedzett anyagok
E	Öntött vas, alumínium és magnézium
F	Lágyított réz, vékony puha anyagok
G	Foszförbronz, alakítható acélok 92 HRG-ig
H	Alumínium, cink
K,L,M,P,R,S,V	Csapágyfémek és más nagyon puha anyagok

A benyódási mélység számítása: 0,002 mm osztású számlap esetén gyémánt szűrőszerszám alkalmazásakor (HRC és HRA) 100-ból kell kivonni az adott értéket.

A HRA és a HRC Rockwell-keménységek átszámíthatók egymásra.

**Szuper rockwell-vizsgálat:**

Vékony anyagok, felületi bevonatok, kérgék vizsgálhatók így. Kisebb benyomódást hoz létre, így a roncsolásra kényes tárgyak és felületi rétegek méréséhez használható. Az elve azonos a hagyományos Rockwell-eljárással. A vizsgált anyag tulajdonságaitól függően a szűrőszerszám lehet gyémántkúp és acélgömb is. A különbség a terhelésekben és a Rockwell-egység nagyságában van.

Az előterhelés ( $F_0$ ): 29,4 N (3 kp)

A főterhelés ( $F_1$ ): 117,8 N (12 kp); 265 N (27 kp); 412 N (42 kp)

Rockwell-egysége: 0,001 mm

Jelölése a szűrőszerszámnak megfelelően: gyémántnál N-nel, az acélgolyónál T, W, X és Y betűvel történik. A mérés itt is a 100-as pozícióból indul, de 0,001 mm egy osztás.

Például 80 HR30N

H: hardess, keménység

R: Rockwell

30: Főterhelés 30 kp

N: gyémánt szűrőszerszám

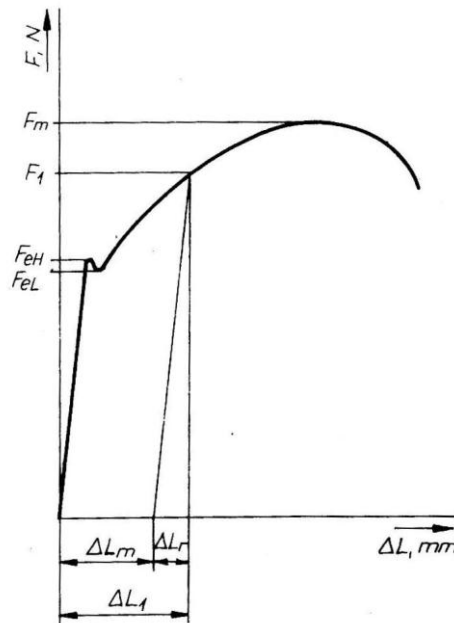
A terhelést 8 s alatt növeljük nulláról a maximumra és 30 s-ig tartjuk a munkadarabon. A Rockwell-vizsgálat lenyomatait minimum három lenyomatátmérő távolságba kell elhelyezni egymástól, valamint deformációjuk miatt a mintadarab szélére sem kerülhetnek.

A vizsgálat hátránya, hogy nagy keménységek tartományában a keménységkülönbségeket kicsinek méri, míg lágy anyagoknál a keménységkülönbségeket eltúlozza.

**Szakítóvizsgálat**

A szakítóvizsgálat az egyik legrégebbi és ma is leggyakrabban használatos statikus anyagvizsgálati módszer. A szakítószilárdság és a folyáshatár méretezési alapadatként szolgál, 200 évvel ezelőtt (gőzmozdonyok, hajók méretezéséhez) kezdték el a meghatározását.

A vizsgálandó anyagból a szabvány által meghatározott méretű, többnyire kör keresztmetszetű próbapálcát készítenek (lásd 6. 62. és 6. 63. ábrák). A próbapálcát befogják a szakítógépre, és a próbapálca fejrészét a gép befogófeje, az ún. keresztfej egyenletesen, lassan szakadásig húzza. A húzás hatására a próbapálcán lévő terhelő erő növekszik, a próbapálca hossza megnő, keresztmetszete lecsökken. A próbatest hosszváltozása és a hosszváltozást létrehozó erő közötti összefüggést a szakítódiagram rögzíti. A szakítódiagram vízszintes tengelyén a próbatest nyúlását ( $\Delta L$ , mm), függőleges tengelyén az erőt ( $F$ , N) ábrázolják. A szakítódiagram alakja az anyag fajtájától, minőségétől függően változik. Az 6. 60. ábrán a lágyacél szakítódiagramját ábrázoltuk.



6. 60. ábra Lágyacél szakítódigramja

A vizsgálat kezdetén a terhelés gyorsan emelkedik, a nyúlás aránylag kicsi. A diagram kezdő szakasza tehát meredeken emelkedő, a műszaki gyakorlatban rendszerint úgy tekintik, hogy az ábrán  $F_{eH}$ -val jelölt terhelésig egyenes. Ebben a szakaszban a próbapálca a terhelés megszüntetésével visszanyeri eredeti méretét, ezért ezt a részt rugalmas alakváltozási szakasznak nevezik. A diagram kezdő szakaszának pontosabb alakját nagypontosságú nyúlásmérő készülékkel lehet meghatározni.

A vizsgálatot továbbfolytatva azt tapasztaljuk, hogy az  $F_{eH}$  pont után az anyag a terhelőerő növekedése nélkül is továbbnyújtható. Ezt, a változatlan erő hatására végbemenő, aránylag nagymértékű nyúlást folyásnak nevezzük. Ekkor, a rugalmas alakváltozás mellett, maradó alakváltozás is létrejön. Előfordulhat, hogy folyás közben a terhelés csökken, és elér egy minimális értéket ( $F_{eL}$ ). Ez, a diagramon szembejövő, és a leírt módon jellemzett folyásjelenség tapasztalható lágyacéloknál is. Egyes anyagoknál a folyás csak töréspontként jelentkezik a diagramon, vagy folyamatos átmenet látható az egyenes szakaszból a nem lineáris szakaszba. A folyásnak megfelelő terhelést követően a további húzás (nyúlás növelése) csak az erő növekedésével lehetséges. A diagram ismét emelkedik mindaddig, amíg  $F_m$  erőnél a legmagasabb pontját el nem éri. Az  $F_{eL}$  és  $F_m$  erők között végbemenő alakváltozást szívós alakváltozásnak, a megfelelő szakaszt pedig szívós alakváltozási szakasznak nevezzük. Erre az alakváltozásra jellemző, hogy a nyúlás és az erő közötti összefüggés nem lineáris, mert a rugalmas alakváltozással párhuzamosan a próbatest maradó alakváltozása is növekszik. Az  $F_m$  pont a kísérletek tanúsága szerint az egyenes nyúlás határa is, vagyis az ennek megfelelő terhelésig a próbapálca átmérője és a hosszváltozás is a próbapálca vizsgálati szakaszának (kisebb keresztmetszetű rész) teljes hossza mentén állandó marad. Eddig a pontig az egytengelyű (a próbatest tengelyével párhuzamos irányú) feszültségállapot jellemző a vizsgálati szakasz minden keresztmetszetére.

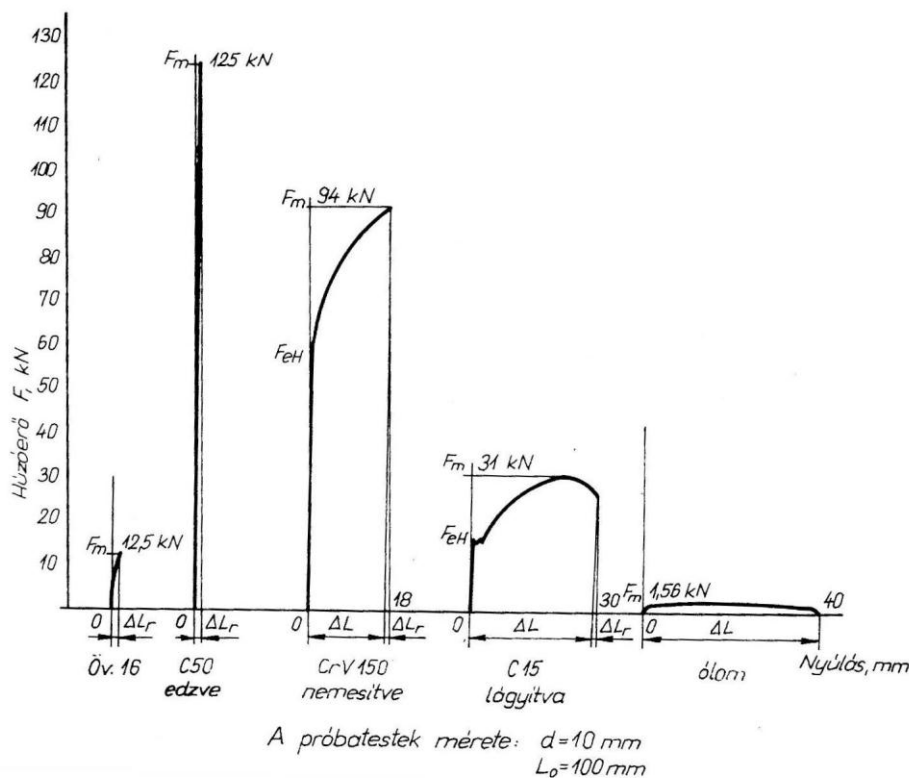
A szakítóvizsgálat közben, adott  $F_1$  erő elérésekor szüntessük meg a terhelést, majd a teljes tehermentesítést követően folytassuk a szakítókísérletet. Az eljárás során a következők tapasztalhatók.

Tehermentesítéskor a diagramíró a kezdeti ferde egyenessel (közelítőleg) párhuzamos egyenest rögzít a vízszintes tengelyig, majd újratérhelve ugyanezen a vonalon emelkedik fel ismét az 1-es pontig.  $F_1$  erő hatására a próbatest teljes nyúlása  $\Delta L_1$ , a terhelés megszüntetése

után a nyúlás  $\Delta L_r$  értékkel csökken. Terheletlen állapotban a megnyúlás  $\Delta L_m$ . Az  $F_1$  terhelés következtében mérhető nyúlás egy része ( $\Delta L_r$ ) tehát a terhelés megszüntetésével eltűnik, más része ( $\Delta L_m$ ) pedig megmarad. Az előbbi a rugalmas, az utóbbi pedig a maradó nyúlás. A terhelés megszüntetésével, illetve megismétlésével pedig az erő és a nyúlás közötti összefüggés hasonló törvényszerűséget mutat, mint a diagram kezdő szakaszán (mindkettő azonos hajlású egyenes). Ennek a törvényszerűségnek ismerete alapján bármely terhelés esetén szerkesztéssel is meghatározható a maradó és a rugalmas nyúlás nagysága (6.60. ábra).

Az  $F_m$  pont után a képlékeny alakváltozás szakasza következik, amelyben a nyúlás továbbfolytatódik egészen a próbapálca szakadásáig, miközben közel állandó vagy csökkenő erő mérhető. A maximális  $F_m$  erőt követő szakaszon a próbapálca már nem egyenletesen nyúlik meg a teljes vizsgálati szakasz mentén. Egy helyen jobban megnyúlik, keresztmetszete helyileg lecsökken (ezt nevezzük befűződésnek vagy kontrakciónak, lásd 6. 64. ábra), majd a legvékonyabb helyen elszakad.

A példaként ismertetett lágyacél-szakítódigramnak az elmondottak alapján négy jellegzetes szakaszt különböztetjük meg: kezdő vagy rugalmas, folyási, szívós és képlékeny alakváltozási szakasz. Vannak azonban olyan anyagok is, amelyeknél a szakítódigram négy említett szakasza közül valamelyik vagy valamelyek nem található meg. A tisztán szívós jellegű anyagok, például az ausztenites mangánacélok és egyes ausztenites krómnikkel acélok, néhány sárgarézfajta a maximális erő elérésekor elszakadnak. Ezek diagramjának tehát a képlékeny szakasza hiányzik. Lágy fémek, például horgany és ólom egészen kisméretű rugalmas és szívós alakváltozás után igen nagy képlékeny alakváltozást mutatnak. Ezeknél tehát hiányzik a szívós alakváltozást megelőző folyási szakasz. Az úgynevezett rideg anyagok, például edzett acél, öntöttvas, számottevő maradó alakváltozás nélkül szakadnak. Ezek diagramján csak a rugalmas szakasz található meg. A különféle anyagok szakítódigramjára példát a 6. 61. ábrán mutatunk be.



6. 61. ábra Különböző anyagok eltérő szakítódigramjai

A szakítóvizsgálat során mérhető erő nem használható közvetlenül az anyag jellemzésére, mivel az anyag minőségén kívül a próbatest keresztmetszeti méretétől is függ. Ezért általában a keresztmetszet egységére eső fajlagos erőt, vagy a használt elnevezésnek megfelelően a feszültséget állapítjuk meg. Jelölésére általában a görög  $\sigma$  betűt használják, az anyagvizsgálati fogalmak jelölése területén az R betű használata terjedt el. Ennek megfelelően:

$$R = \frac{F}{S} \left( \frac{N}{\text{mm}^2} = \text{MPa} \right), \quad (6.19)$$

ahol

F – a terhelő erő N-ban;

S – a próbapálca keresztmetszete  $\text{mm}^2$ -ben.

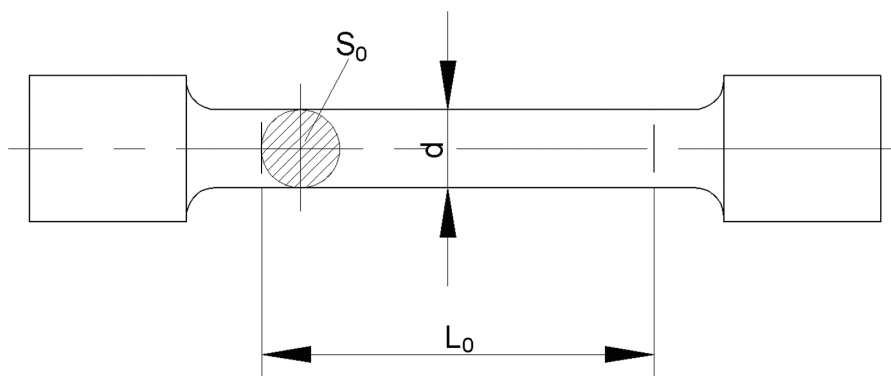
A szakítóvizsgálat az anyag alábbi tulajdonságainak meghatározására szolgál:

- Legfontosabb szilárdsági jellemzők:
  - alsó és felső folyáshatár ( $R_{eL}$  és  $R_{eH}$ ),
  - szakítószilárdság ( $R_m$ ),
  - terhelt állapotban mért egyezményes folyáshatár ( $R_{p0,2}$ ),

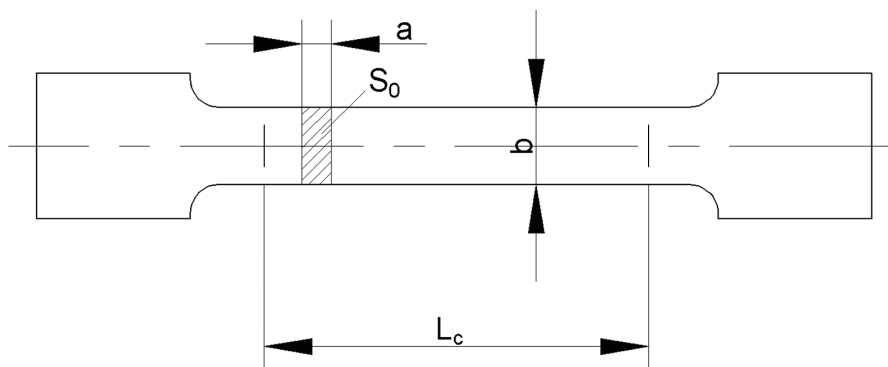
A szabványban nem szereplő fontosabb szilárdsági jellemzők:

- szakadási (kontrakciós) szilárdság ( $R_u$ ),
- arányossági és rugalmassági határ,
- Alakváltozási jellemzők:
  - százalékos vagy fajlagos szakadási nyúlás (A),
  - százalékos vagy fajlagos keresztmetszet-csökkenés (Z).

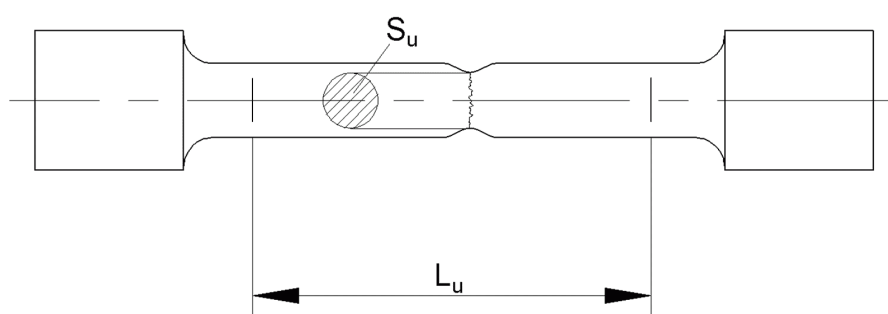
A vizsgálathoz használható szabványos próbatestek közül a 6.62. ábrán egy hengeres, a 6.63. ábrán lemezből, vagy más lapostermékből kimunkálható próbatestek láthatók. Ezen kívül a szabvány javasol más alakú próbatesteket is az átmérő vagy vastagság és a késztermék alakjától függően, pl. csövek, huzalok, profilos rudak vizsgálatához.



6. 62. ábra Hengeres szakító próbatest



6. 63. ábra Téglalap keresztmetszetű szakító próbatest



6. 64. ábra Próbatest alakja és méretei a szakítást követően

A próbapálca két végén levő befogófejek gátolják a kisebb átmérőjű részek alakváltozását is. Ezért a  $d$  átmérőjű résznek hosszabbnak kell lennie a jeltávolságnál.

A szabvány a próbatestek főbb méreteinek meghatározásához javasolja az arányos próbatestek alkalmazását. Ekkor a próbapálca eredeti jeltávolságát ( $L_0$ ) a következő képlettel kell meghatározni:

$$L_0 = k \cdot \sqrt{S_0} \quad (6.20)$$

A rövid arányos próbatesteknél a  $k$  értéke 5,65. Az eredeti jeltávolság ( $L_0$ ) viszont ne legyen kisebb, mint 20 mm. Ha a vizsgált keresztmetszet értéke ( $S_0$ ) túl kicsi ahhoz, hogy az 5,65-ös szorzóval ez a feltétel teljesüljön, akkor alkalmazható hosszú arányos próbatest is, ahol a  $k$  értéke 11,3 vagy nem arányos próbatest a szabványban rögzített feltételek mellett. Kör keresztmetszetnél a rövid arányos próbatestek jeltávolsága:  $L_0 = 5d$ ; a hosszú arányos próbatestek jeltávolsága:  $L_0 = 10d$ .

A mérés során kapott eredményeket tekintve a különböző próbatestek között a fajlagos nyúlás értékében lesz különbség. A fajlagos nyúlás csak addig független a próbatest hosszától, amíg az egész próbatest egyenletesen nyúlik. Amint azonban kontrahálni kezd, a kontrakcióból eredő nyúlás a teljes nyúlásnak annál nagyobb hányadát teszi ki, minél rövidebb a próbapálca. A szabvány ezért a fajlagos nyúlás jelölésében előírja az eredeti jeltávolság szerinti jelölést. Ennek megfelelően a rövid arányos próbatestnél a fajlagos nyúlás jelölése:  $A$ , a hosszú arányos próbatestnél:  $A_{11,3}$ , és a nem arányos próbatesteknél az  $L_0$  mm-ben megadott értékét kell az indexbe írni (lemez alakú próbatestnél pl. az  $A_{80}$   $L_0=80$  mm-es eredeti jeltávolságot jelent).

A szakítóvizsgálat során a következő fontosabb feszültségeket, illetve fontosabb anyagra jellemző szilárdsági értékeket szokták meghatározni:

- Szakítószilárdság:  $R_m = \frac{F_m}{S_0} \left( \frac{N}{\text{mm}^2} \right)$ , (6.21)

- Felső folyáshatár:  $R_{eH} = \frac{F_{eH}}{S_0} \left( \frac{N}{\text{mm}^2} \right)$ , (6.22)

- Alsó folyáshatár:  $R_{eL} = \frac{F_{eL}}{S_0} \left( \frac{N}{\text{mm}^2} \right)$ , (6.23)

- Terhelt állapotban mért egyezményes folyáshatár:  $R_{p0,2} = \frac{F_{p0,2}}{S_0} \left( \frac{N}{\text{mm}^2} \right)$ , (6.24)

- Szakadási szilárdság:  $R_u = \frac{F_u}{S_u} \left( \frac{N}{\text{mm}^2} \right)$ . (6.25)

A számítható alakváltozási jellemzők:

- Százalékos vagy fajlagos nyúlás:  $A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100 = \frac{\Delta L}{L_0} \cdot 100$  (%), (6.26)

- Százalékos vagy fajlagos keresztmetszet-csökkenés:

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \cdot 100 = \frac{\Delta S}{L_0} \cdot 100$$
 (%). (6.27)

A mérési eredmények számításánál használt jelölések:

- $d$ : a hengeres próbatest vizsgálati szakaszának átmérője,
- $L_0$ : eredeti jeltávolság,
- $L_u$ : jeltávolság a szakadás után,
- $S_0$ : a vizsgálati szakasz eredeti keresztmetszete,
- $S_u$ : a próbatest legkisebb keresztmetszete a szakadás után,
- $F_m$ : legnagyobb terhelőerő,
- $F_{eH}$ : a képlékeny alakváltozást megindító terhelőerő,
- $F_{eL}$ : a folyás közben mért legkisebb terhelőerő,
- $F_{p0,2}$ : 0,2% maradó alakváltozáshoz tartozó erő terhelés közben mérve, meghatározása a 6.65. ábra szerint,
- $F_u$ : szakadáskor mért terhelőerő.

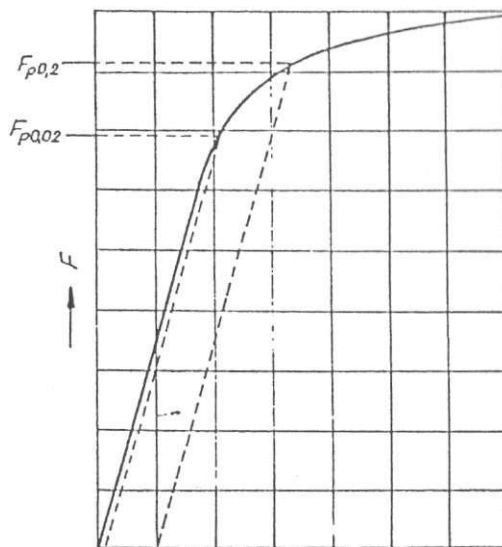
Lágy acél esetében a szakítódiagram a 6. 60. ábrán látható formát ölti.

A 6. 60. ábrán látható szakítódiagram jelölései:

- $\Delta L_m$ : maradó alakváltozás  $F_1$  terhelés esetén,
- $\Delta L_r$ : rugalmas alakváltozás  $F_1$  terhelés esetén.

A folyáshatár értéke, mint említettük, nem minden anyagra állapítható meg egyértelműen a szakítódiagram alapján. Jelentős azoknak az anyagoknak a száma, (például nemesített acél, ötvözött acélok, nagy C-tartalmú acélok, alumíniumötvözetek, hidegen alakított ötvözetek), amelyek szakítódiagramjában nem jelzi vízszintes szakasz, vagy töréspont a folyáshatárt, hanem a rugalmas és szívós alakváltozás között az átmenet folyamatos. Ilyen esetben a szabványban is rögzített, nemzetközileg kialakult gyakorlatnak megfelelően a 0,2%-os maradó nyúláshoz tartozó feszültséget kell az anyag folyáshatárának tekinteni ( $R_{p0,2}$ ). A szabvány ezt terhelt állapotban mért egyezményes folyáshatárnak nevezi, mert meghatáro-

zásakor a terhelt próbatest nyúlási adatait vesszük figyelembe. A meghatározása lehetséges nyúlásmérő bélyeggel a szakítás közben, vagy utólag szerkesztéssel is. Ilyenkor a 0,2% maradó nyúláshoz tartozó pontból kell a rugalmas szakasszal párhuzamosot húzni, és ahol ez az egyenes elmetszi a szakítódiaagramot, azt az erőértéket vesszük az  $F_{p0,2}$ -nek (6. 65. ábra).



6. 65. ábra Az  $F_{p0,2}$  meghatározása a szakítódiaagramból

Az arányossági határ meghatározása sok esetben nehézkes. A határ a szakítódiaagram arányos szakasza és a nem arányos szakasza között sokszor nem különíthető el. Ezért meghatározása nagy pontosságú nyúlásmérő műszerekkel lehetséges. Rugalmassági határnak tekintjük azt a legnagyobb feszültséget, amelynél még nem keletkezik maradó alakváltozás. Ez is olyan határfeszültség, amely nem állapítható meg pontosan, legfeljebb egy meghatározott kismértékű maradó nyúlást okozó feszültségként.

A szakítóvizsgálat eredményeit befolyásolja a próbatest keresztmetszetének nagysága, alakja, a terhelés sebessége, és a vizsgálati hőmérséklet is.

Az alakváltozás, azaz a szakítás sebességének befolyása miatt a szabvány részletesen meghatározza a terhelési sebességeket. A legújabb szabvány (ISO 6892-1) a szakítógépek vezérlésére már a terhelési sebességen alapuló vezérlés helyett a nyúlási sebességen alapuló vezérlést javasolja.

Ha a próbapálcá valamelyik fej közelében szakadt el, az eredmények nem lesznek megbízhatóak, ugyanis ebben az esetben a próbatest közepéhez képest a kontrakció nem fejlődhetett ki szabadon.

### Valódi feszültség diagram

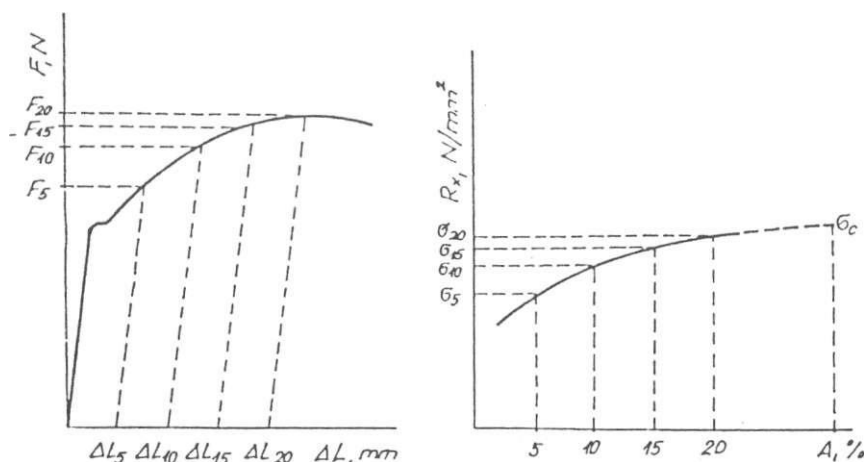
A fenti szilárdsági jellemzők nem valódi feszültségek, mert mindegyik kiszámításához az  $S_0$  értékét használjuk fel, ami pedig az eredeti, terheletlen keresztmetszet. A szakadási szilárdság ( $R_u$ ) értéke van a legközelebb a próbatestben ébredő valódi feszültséghez, de ennek kiszámításánál is a terheletlen keresztmetszetet vesszük figyelembe. Ez méretezéskor biztonságot nyújt, mert a kapott értékek a tényleges értékek alatt maradnak, hiszen egy nagyobb keresztmetszettel osztjuk el a megfelelő erőértékeket.

A rugalmassági, azaz Young-modulus, és pontosabb technológiai számításokhoz (ilyen például az alakítási szilárdság meghatározása, amelyet képlékenyalakítási technológiák számításánál használnak fel) viszont elengedhetetlen a valódi feszültségek ismerete. Az anyag rugalmassági modulusa ( $E$ ), amely az anyagra jellemző állandó, a feszültség ( $R$ ) és a nyúlás ( $A$ ) közötti arányt kifejező tényező:

$$R = EA \quad (6.28)$$

Ez az összefüggés a Hooke-törvényt fejezi ki. Érvényessége természetesen csak az arányossági határig tart.

A valódi feszültség a terhelőerő és a hozzá tartozó, terhelt állapotban érvényes keresztmetszet hányadosa. Az erők a szakítódiagramról leolvashatók, a megfelelő keresztmetszetek pedig számíthatók a megnyúlás alapján. A keresztmetszet terhelt állapotban mérésel is meghatározható. Ez történhet a szakítógép megállításával, vagy folyamatosan optikai vagy tapintós mérésel. Így megszerkeszthető a valódi feszültség diagram (6. 66. ábra).



6. 66. ábra Valódi feszültség diagramjának szerkesztése.

## Dinamikus szilárdsági vizsgálatok

A statikus (lassú terheléssel végzett) anyagvizsgálatok, és az azokkal meghatározott anyagi jellemzők nem minden esetben elegendők a gép- és járműalkatrészek méretezéséhez, a biztonságos üzemelés megtervezéséhez. Míg az állandó terheléssel, vagy lassú terhelésváltozással igénybe vett alkatrészek esetében elegendők a statikus jellemzők, a járművek legtöbb alkatrészét rendes üzemi körülmények között is lökészerű, dinamikus erőhatások érik (pl. vasúti sínek, tengelyek, abroncsok, járműrugók). A dinamikus igénybevétel hatására az anyagok másként viselkednek, más szilárdsági értékeket mutatnak, mint statikus terheléskor, például acélok esetében a nagyobb alakváltozási sebesség hatására az anyag felkeményedik, tehát egy dinamikus szakítóvizsgálattal nagyobb szakítószilárdságot lehet mérni (kisebb fajlagos nyúlás mellett). Az ilyen alkatrészek anyagát nemcsak statikus, hanem a várható igénybevételnek megfelelő dinamikus vizsgálatnak is célszerű alávetni. A dinamikus vizsgálati eljárások alapján megállapítható egyes anyagi jellemzők lehetőséget adnak többféle tulajdonság (szívósság, öregedés stb.) meghatározására is.

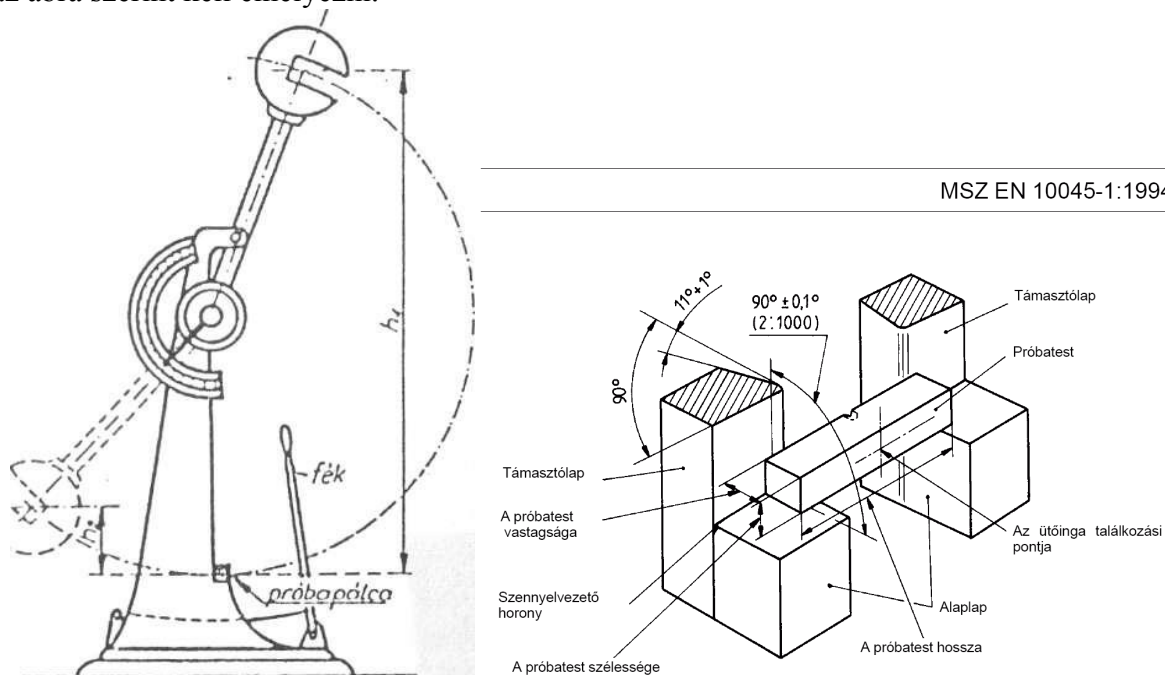
A dinamikus igénybevételeknél az igénybevétel nagyságát már nem a megfelelő mechanikai mennyiség határértéke, hanem az igénybevétel energiatartalma jellemzi a legjobban. Ha a lökészerű terhelés által bevitt mechanikai energia meghalad egy töréshez szükséges kritikus értéket, akkor az alkatrész eltörik. A terhelés sebessége és az idő abból a szempontból lényeges, hogy a lökészerűen terhelt anyag mennyire gyorsan képes a bevitt mechanikai energiát elnyelni, és elvezetni. Ha az anyag a lokálisan ébredő mechanikai energiát képes gyorsan elnyelni vagy elvezetni (pl. alakváltozási energiaként), akkor helyileg nem alakul ki a töréshez szükséges energiaszint. Ilyenek általában a képlékeny (pl. tiszta fémek) és a szívós anyagok (pl. acélok, rugóacélok...). Ha erre nem képes, akkor a helyileg felgyülemelő

mechanikai energia eléri a töréshez szükséges energiaszintet, repedés keletkezik, és könnyen kiterjed a teljes keresztmetszetre. Ilyenek a rideg anyagok, mint például az edzett acél, üveg... Az igénybevétel sebességének az anyagra jellemző határt meghaladó növekedésével a képlékeny anyagok rideg anyag módjára viselkednek. Ezt a tulajdonság-változást azonban a sebességen kívül a próbatest vagy szerkezet alakja és hőmérséklete is befolyásolja. A hőfok csökkenése, valamint a próbatesteken lévő hirtelen keresztmetszet-változás, mint például bemetszés, a rideg jellegű törés létrejöttét segíti elő.

A leggyakrabban használt dinamikus vizsgálati eljárások: a bemetszett próbatest ütővizsgálata (Charpy-vizsgálat) és a dinamikus szakítóvizsgálat.

### Bemetszett próbatest ütővizsgálata (MSZ EN 10045-1)

A vizsgálatot Charpy-féle ütőművel végzik (l. 6.67. ábra), amelybe a szabványos próbatestet az ábra szerint kell elhelyezni.

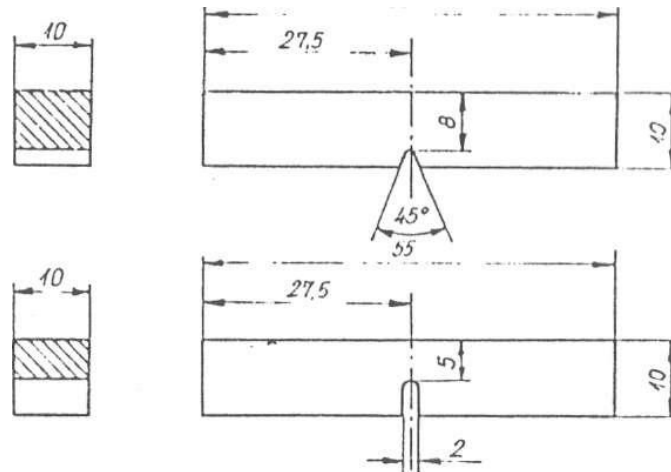


6. 67. ábra Charpy-féle ingás ütőmű és a próbatest elhelyezkedése.

A meghatározott felső helyzetből induló inga egyetlen ütéssel eltöri a pálya legalsó pontján támasztókkal rögzített bemetszett próbatestet. A vizsgálat alapján megállapítható a próbatest eltöréséhez szükséges munka. Jelöljük az ingának az ütőfej tömegközéppontjára redukált tömegét  $m_r$ -rel, a tömegközéppont induló magasságát  $h_1$ -gyel, a törés utáni túllendülés magasságát  $h_2$ -vel. Ekkor a próbatest eltöréséhez használt munka:

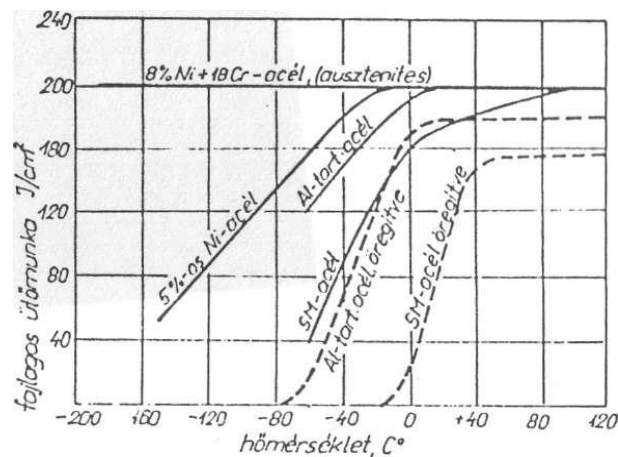
$$K = m_r \cdot g (h_1 - h_2) \quad (\text{J}) \quad (6.29)$$

A törési munkának Jouleban kifejezett értékét az inga tengelyére erősített mutató a túllendülésnek megfelelően mutatja. Az ütőmunkát a bemetszés alakjától (6. 68. ábra) függően KV-vel vagy KU-val jelölik. Mint általában a dinamikus vizsgálatok eredményét, úgy ennek a vizsgálatnak az eredményét is nagymértékben befolyásolja a próbatest mérete, alakja, az ütés sebessége és a próbatest hőmérséklete.



6. 68. ábra Charpy-vizsgálathoz használatos szabványos próbatestek.

A 6. 68. ábra bemutatja a V és U bemetszésű szabványos próbatestek alakját és méreteit. V bemetszésű próbatestnél a szabvány 7,5x10 és 5x10 mm-es szelvényméretű próbatesteket is megenged. Azokban az esetekben, vékonyabb szelvényeknél, amikor nem tudjuk a szabványos méretű próbatestet kimunkálni, lehetőség van, a szabványtól eltérő, szelvényvastagság x10x55 mm méretű próbatestek alkalmazására is. Ilyen esetben a próbatestet a hosszabbik, 10 mm-es él irányában metszik be, tehát a bemetszés geometriája nem változik. Eltérés esetén azonban az eredménnyel az eltérő méreteket is meg kell adni. A bemetszést marással, köszörüléssel, vagy fúrással és bevágással állítják elő. Ügyelni kell azonban arra, hogy a bemetszés alján ne maradjanak karcok, mert ezek befolyása is jelentős. Az ütés sebessége a szabvány előírásai szerint 5...5,5 m/s lehet. Ez a sebesség az ütőmű méretei által meghatározott érték, tehát ugyanazon berendezésen végzett vizsgálatok esetén állandó. A különböző alakú és méretű próbapálcákon végzett vizsgálatok eredményei nem hasonlíthatók össze.

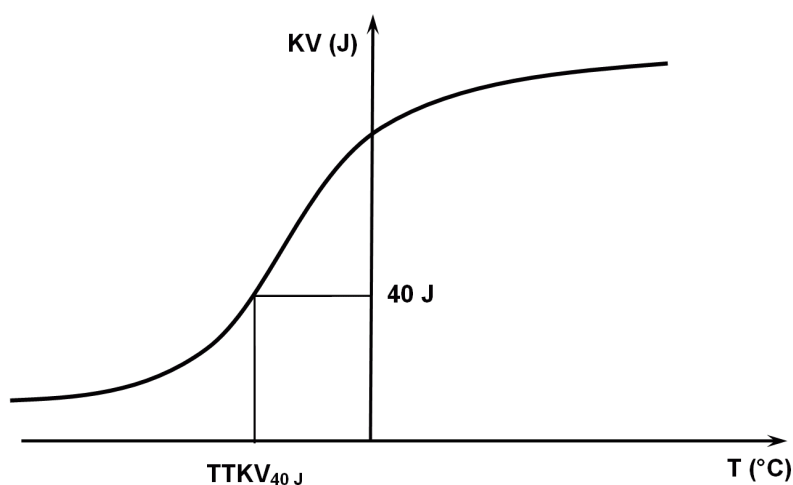


6. 69. ábra Acélok ütőmunkájának változása a hőmérséklet függvényében.

Az ütőmunka vizsgálat leginkább az anyagok ridegségére ad gyakorlati mérőszámot. Az elridegéssel általában együtt jár a szilárdsági jellemzők, pl. a folyáshatár, növekedése, a fajlagos nyúlás, és kontrakció csökkenése, valamint a keménység növekedése, de egyértelmű bizonyítékot az ütőmunka vizsgálata szolgáltat. Az anyag szívós vagy rideg törése az állapotjelzők függvénye. Az elridegést befolyásoló állapotjelzők:

- a hőmérséklet,
- a feszültségállapot, és
- az igénybevétel sebessége.

Az ütőmunka nagyságát a kristályszerkezettől függően kisebb vagy nagyobb mértékben befolyásolja a próbatest hőmérséklete. A lapközepes köbös térrácsú fémek és ötvözetek kivételével valamennyi fém alakváltozó képessége csökken a hőmérséklet süllyedésével. A különböző acélfajták ütőmunkája a hőmérséklet függvényében a 6. 69. ábra szerint változik, bizonyos hőmérsékleti határ felett az értéke nagy, de szűkebb vagy tágabb hőmérsékletközben jóval kisebb értékre csökken. Az a hőmérséklet, amelyen ez az átmenet bekövetkezik, a hőmérséklet–ütőmunka görbék változatos alakja és a mérési eredmények erős szórása miatt nem állapítható meg egyértelműen. Az acélfajtáknak ez az ún. átmeneti hőmérséklete az összetételüktől függően  $-100^{\circ}\text{C}$  és  $+100^{\circ}\text{C}$  között változik. A képlékeny és a rideg állapot közti átmenet annál meredekebb, minél kevesebb ötvözőt vagy szennyezőt tartalmaz a fém. Ez az alacsony hőmérsékleten bekövetkező elridegedés (hideg törékenység), mint már utaltunk rá, elsősorban a térközepes térrácsú, ferrites acéloknál tapasztalható, a lapközepes ausztenites acélok nem érzékenyek a hőmérséklet csökkenésére. Az átmeneti hőmérséklet meghatározását a 6.70. ábra mutatja.



6. 70. ábra Ütőmunka –hőfok diagram és az átmeneti hőmérséklet meghatározása.

A görbe inflexiós pontjához tartozó hőmérsékletet tekintjük átmeneti hőmérsékletnek, amelytől balra kicsi, jobbra pedig nagy munkavégzés szükséges a próbatest eltöréséhez, vagyis az átmeneti hőmérséklet alatt ridegen, fölötté szívósan törnek az anyagok. Természetesen a szívós vagy rideg viselkedés az inflexiós pont környezetében nem mereven elhatárolható, viszont az egyértelműség érdekében az inflexiós ponthoz tartozó hőmérsékleti értéket tekintjük választópontnak. Az acélszabványok nem az inflexiós ponthoz tartozó hőmérsékletet tekintik az adott anyag átmeneti hőmérsékletének, hanem azt a hőmérsékletet, ahol az ütőmunka értéke még elér egy meghatározott értéket (l. 6.70. ábra). Az acélszabványok ezt a minimális ütőmunkaértéket az elvárt minőségtől függően 27J, 40J és 60J-ban határozták meg (ennek megfelelően az átmeneti hőmérséklet jelölése, ha az előírt ütőmunka értéke  $KV_T=27\text{J}$ ,  $TTKV_{27\text{J}}$ ). Az alapanyagok kiegészítő jelöléseiben egyértelműen megadják, hogy mely hőmérsékleteken (amelyek lehetnek  $+20^{\circ}\text{C}$ ,  $0^{\circ}\text{C}$ ,  $-20^{\circ}\text{C}$ ,  $-40^{\circ}\text{C}$  és  $-60^{\circ}\text{C}$ ), mekkora minimális ütőmunkát lehet bizonyosan elvárni az adott anyagtól. Az acél kiegészítő jeléből lehet az adott alapanyag legkisebb üzemi hőmérsékletére következtetni. A próbákat  $-60^{\circ}\text{C}$ -ig szénsavhó és alkohol keverékében  $-60$  és  $-180^{\circ}\text{C}$  között pedig alkohol és folyékony nitrogén keverékében hűtik.

Szükséges megjegyezni, hogy a Charpy vizsgálattal meghatározott átmeneti hőmérséklet nem hozható egyértékű összefüggésbe az azonos anyagból készült szerkezet megengedhető alsó üzemeltetési hőfokhatárával. Ennek a magyarázata az állapottenyezők hatásában rejlik, ugyanis nehéz olyan szerkezetet elkészíteni, ahol a maximális igénybevételi sebesség ne

haladja meg az 5,5 m/sec értéket, hogy a feszültségállapot a legkedvezőtlenebb esetben sem haladja meg a próbatest bemetszése által meghatározott feszültségi állapotát. A fentiekből következik, hogy a Charpy vizsgálat csak az egyes anyagok átmeneti hőmérsékletének megállapítására alkalmas, belőle a megengedhető üzemi hőmérsékletet egyértelműen meghatározni nem tudjuk.

Megfigyelték, hogy a kisebb szelvényű próbák átmeneti hőmérséklete kisebb, azaz az anyag ridegtörés szempontjából kedvezőbbnek mutatkozik. A probléma jelentőségét csökkenti az a tény, hogy 5 mm vastagság alatti anyagoknál a ridegtörés veszélye kicsi.

100 és 200°C közötti hőmérsékleten az acélok ütőmunka értéke elér egy maximumot, majd ismét csökken, és a következő minimum 250 és 300°C között van. Ezen a hőmérsékleten az acél kék futtatási szint kap, ezért ezt a ridegedést kéktörékenységeknek nevezik. A jelenség oka feltehetően, hogy az acél kristályában intersztíciósan elhelyezkedő C és N atomok ezen a hőmérsékleten a diszlokációs helyeket megszállják, mozgásukat akadályozzák.

Az ütőmunka a szerkezeti anyag szívósságának legjobb mérőszáma. Felhasználható a szívósságfokozó hőkezelések eredményességének ellenőrzésére és a szemcsedurvulást előidéző hőkezelési hibák (túlhevítés, hosszú hőtartás, elégetés, újrakristályosodási szemcsedurvulás), továbbá az edzést követő megeresztési elridegedés kimutatására is. Ezzel a vizsgálatral ellenőrzik az acél öregedését, ill. állapítják meg öregedési hajlamát.

Az öregedési folyamat következményei, hogy az anyag szakítószilárdsága, folyáshatára és keménysége megnő, nyúlása, de legfőképpen az ütőmunkája csökken. Az ütőmunka kivételével a többi szilárdsági tulajdonság sokszor csak oly kevésbé változik, hogy belőlük az öregedés észre sem vehető. Az ütőmunka értéke ugyanakkor az eredetinek tört részére, esetleg 1/10 – 1/20-ára esik le. Az öregedés oka, a kutatások eddigi eredményei szerint, a szilárd oldat alkotóinak, pl. karbidoknak, nitrideknek diszperz kiválása, valamint (a kéktörékenységhez hasonlóan) az oldott gázoknak a diszlokációkat blokkoló hatása. Meggyorsítható az acélok öregedési folyamata hidegalakítással és ezt követő hőtartással. Lágycélok esetén a legnagyobb fokú öregedést 5% körüli hidegalakítás és 200...300 °C közti hőmérsékleten tartás okozza. A gőzkazánok gyártása és üzeme tipikus példája az öregedést gyorsító folyamatnak. Kazángyártás alkalmával a kazánlemezek hajlítása, csövek besajtolása során az anyag sok helyen veszélyes mértékű hidegalakításnak, üzem közben pedig tartósan 250...300 °C közötti hőmérséklet hatásának van kitéve. Olyan anyagok tehát, amelyek öregedésre hajlamosak, kazángyártásra alkalmatlanok. Az öregedési hajlamot növeli többek között a Cu tartalom, csökkenti pl. a C és a Ni ötvözők tartalmának növelése.

Az anyag öregedésre való hajlamosságát úgy állapítják meg, hogy ütővizsgálatot végeznek az eredeti és az öregített (alakított és hőkezelt) anyagból készített próbatesteken. Az anyag öregedési hajlamára jellemző a két ütőmunkaérték mérőszámának hányadosa.

Ismételten hangsúlyozzuk, hogy az ütőpróba elsősorban ellenőrző vizsgálat. Ennek alapján nem állapítható meg olyan anyagi jellemző, melyet a tervező a szilárdsági számításokhoz közvetlenül felhasználhat.

Az igénybevételi sebesség változásának hatását változtatható ütési sebességű ütőművel vizsgálják. Ezek az ütőművek regisztráló berendezéssel is fel vannak szerelve, mégpedig az adott ütési sebesség mellett az ütéshez szükséges erőt regisztrálja az ütő függvényében. Az így kapott diagram alatti terület a töréshez, pontosabban a repedés keltéséhez és a repedés továbbterjesztéséhez szükséges összes munkamennyiséggel egyenlő.

## Korrózió [24]

### A korrózió fogalma és fajtái

Korrózióknak nevezik a fémeknek és ötvözeteknek olyan kémiai, vagy elektrokémiai folyamat révén bekövetkező átalakulását, pusztulását, amely szobahőmérséklet környezetében, természetes körülmények között (norál atmoszférikus körülmények között) önmagától megy végbe.

A fémek korróziója során lényegében a kohászati folyamatokkal ellentétes átalakulás történik, vagyis a színesfémek oxidokká, szulfidokká, karbonátokká vagy egyéb vegyületekké alakulnak, az alábbi reakciók szerint:



(Me: általánosítva fémeket jelöl)

Hangsúlyozni kell tehát, hogy önként végbemenő folyamatokról van szó ( $\Delta G < 0$ )

A kémiai korrózió során nincs ionokra történő szétesés:



Az elektrokémiai korrózió: feltétele, hogy a fém (ötvözet) olyan elektrolittal érintkezzen, amelyben a fém oldódik.

A fémoldódás savban, az elektrokémiai korrózió legegyszerűbb esete, az alábbi reakciók szerint:



*Oldódási potenciál.* Az elektrokémiai fémoldódással kapcsolatos legalapvetőbb fogalom az elektrokémiai normál potenciál, ( $E^0$ ) ami az elektrolit és az elektrolitba merülő fém közötti potenciálkülönbség (a fémek oldódási hajlamának) kifejezője.

$$E^0 = \frac{\mu_{\text{Tion}} - G_{\text{fém}}}{ZF} \quad (6.33)$$

$\mu_{\text{Tion}}$  az oldott ion kémiai potenciálja T hőmérsékleten,  $G_{\text{fém}}$  fémes állapotra jellemző szabadentalpia, F a Faraday féle szám, Z a vegyértékállapot változása oldódás során.

### A normálpotenciál és a fémek elektrokémiai feszültségi sora

Az elektrokémiai standardpotenciálok a hidrogén–elektródra vonatkoztatott sorrendjét mutatja a 6.4. táblázat. Az elemek potenciálsorát szemlélve emlékeztetünk a 2.1. ábrán bemutatott elektronegativitás értékekre. Az elektronegativitás fogalmának bevezetésekor is a hidrogénnel történő összehasonlítás volt az elemek sorrenbe állításának elve. Ahogy az elektronegativitás

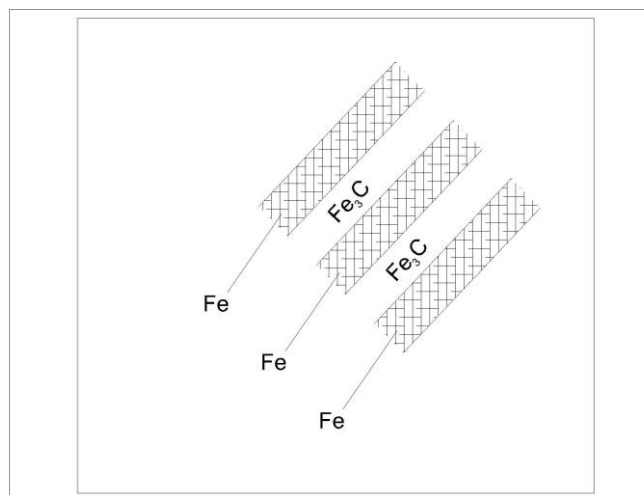
értékek csökkennek, itt ennek megfelelő sorrendben változik az elektrokémiai normálpotenciál is.

6.4. táblázat néhány elem normálpotenciálja 25 °C-on

Elektródfolyamat	Potenciál (Volt)	Elektródfolyamat	Potenciál (Volt)
Li – Li+	-3,02	Co – Co <sup>++</sup>	-0,277
K – K+	-2,92	Ni – Ni <sup>++</sup>	-0,24
Ca – Ca <sup>++</sup>	-2,87	Sn – Sn <sup>++</sup>	-0,14
Mg – Mg <sup>++</sup>	-2,34	Pb – Pb <sup>++</sup>	-0,126
Ti – Ti <sup>++</sup>	-1,75	H <sub>2</sub> – 2H <sup>+</sup>	0
Be – Be <sup>++</sup>	-1,7	Cu – Cu <sup>++</sup>	0,347
Al – Al <sup>+++</sup>	-1,67	Cu – Cu <sup>+</sup>	0,522
Mn – Mn <sup>++</sup>	-1,05	Hg – Hg <sup>++</sup>	0,799
Zn – Zn <sup>++</sup>	-0,762	Ag – Ag <sup>+</sup>	0,8
Cr – Cr <sup>+++</sup>	-0,71	Pt – Pt <sup>++</sup>	1,2
Fe – Fe <sup>++</sup>	-0,44	Au – Au <sup>+++</sup>	1,42
Cd – Cd <sup>++</sup>	-0,402	Au – Au <sup>+</sup>	1,68

Az elektrolittal történő érintkezésen kívül egyéb feltétele is van az elektrokémiai korrózióknak. Szükséges az is, hogy a felület szerkezete heterogén legyen, vagyis egyes részei anódként, más részei pedig katódként szerepelhessenek. A heterogenitáson nem feltétlenül csak helyi kémiai különbségeket kell értenünk. Ugyanazon összetétel mellett is eltérő lehet a fázisok közötti oldódási készség. A korrózió két rész-folyamata: a fémionoknak és az elektronoknak a fémből való kilépése, egymástól különállóan megy végbe. A szabaddá váló elektronok a fémen át a katódhoz áramlanak. Az elektrokémiai korrózió tehát az ún. helyi elemek kialakulása által jön létre, az anód – katód között elektronáram, helyi-áram vagy más néven korróziós áram folyik. Ezek a helyi elemek a galvánelemekhez hasonló elven működnek, elektródjaik felülete azonban igen kicsi és közvetlenül érintkeznek egymással.

Szemléletes ábrázolja a helyi elemek kialakulásának lehetőségét a perlit szerkezetben a 6.71. ábra. Amint tudjuk, a perlit két fázisból álló szövet. A vegyület fázisban a Fe kötött állapotban van, míg a ferritben tiszta elemként. Nyilvánvaló, hogy az oldódási potenciálja különböző a Fe-nak a két fázisban, és ha egy csepp víz betakarja a két mikroszkópos méretű fázist megindulhat a korróziós áram. Nyilvánvaló, hogy a tiszta Fe oldódása gyorsabb lesz, mint a vegyületben kötött állapotban lévő Fe-é.



6.71. ábra A perlit, mint a helyi elem képződésének lehetséges szerkezeti alapja

### Az elektrokémiai korrózió folyamatai

A fenti példa alapján tehát a felület különböző helyei közötti potenciálkülönbségek (helyi elemek) keletkeznek. Egyes részek katódként, mások anódként viselkednek. Az elektrolit és az elektrolitba merülő fém (elektrod) közötti potenciálkülönbséget nevezzük oldási potenciálnak. A fém elektrolitikus oldódása tehát akkor indul meg, ha a fém és az oldat közötti potenciálkülönbség valamivel nagyobb, mint a kérdéses oldatba merülő fém elektrodpotenciálja. Az 6.71. ábra értelméből következik, hogy minden heterogén szerkezetű, pl. eutektikus ötvözet oldási potenciálja megegyezik a benne jelenlevő leginkább elektropozitív fázis potenciáljával.

Az elektrolit kémiai összetételének megváltoztatása esetén az egyes elemek oldási potenciálja nem azonos mértékben változik meg, ezért előfordulhat, hogy a feszültségi sorban néhány elem más helyre kerül. KCN oldatban pl. a vas potenciálja kisebb, mint a réz vagy az ezüsté. A nagyobb potenciálú, feszültségi sorban előbb álló elemek az oldatok korróziós hatásával szemben kevésbé ellenállóak, mint a kisebb potenciáin, "nemesebb" elemek. A sorban előbb álló, nagyobb potenciálú elemek a későbbieket oldatokból kiszorítják, leválasztják. Így lehet pl. horgannyal (Zn), ólmot, rezet, ezüstöt oldataikból leválasztani.

Az elektrokémiai korrózióban résztvevő elempár közül az elektro– pozitívabb elem mindig sokkal nagyobb mértékben korrodál, mint az elektronegatívabb. Ez a törvényszerűség szembevetendő a horgannyal, ill. ónnal bevont acéllemez viselkedésénél. A  $Zn^{2+}$  ion potenciálja nagyobb, mint a  $Fe^{2+}$  ion potenciálja. A Zn–Ee elempár esetén tehát a Zn ionok mennek oldatban, a Zn fog vegyületté alakulni. Az acéllemezen levő horganybevonat tehát nemcsak felületi védelmet, hanem elektrokémiai korrózióvédelmet is nyújt. Ez a védelem akkor is hatásos, ha a horganyréteg valamilyen módon pl. karcolással megsérül.

*Összefoglalva:* minden olyan folyamat vagy átalakulás, amelynek eredményeként a fémtárgy felületén különböző potenciálú helyek keletkeznek, elektrokémiai korróziót okoz.

### A korrózió megjelenési formái

Az egyenletes korrózió az egész felületet megtámadja és azon többé-kevésbé egyenletes elvékonyodást okoz. Az egyenletesség rendszerint csak közelítően áll fenn, mégis használatos az erre utaló elnevezés. Létrejöhet a korróziónak ez a fajtája a fémeknek gázzal vagy folyadékkal való érintkezésekor. *Lefolyása, sebessége nagymértékben függ a korróziós termékek*

*minőségétől* (a fém felületéhez való tapadás, tömörség stb.). Az egyenletes korrózió – a gyakorlatban előforduló esetekben – a fémtárgyak, alkatrészek élettartamát alig csökkenti, mert a veszélyes mértékű pusztulás rendszerint olyan hosszú idő alatt következnek be, amíg a fémtárgyat más okok miatt úgyis ki kell cserélni.

Az egyenletes korrózió többnyire a fémtárgy egész felületére kiterjed. Ilyen pl. a szabad levegőn végbemenő korrózió.

*A helyi korrózió a fém felületének egyes pontjaira koncentrálódik, és ott mélyre hatol.* Az ilyen eset rendszerint elektrokémiai hatás következménye. Főleg a vékonyabb falú (pl. lemezből készült) fémtárgyakat gyorsan pusztítja és teszi használhatatlanná. A helyi korrózió azért halad viszonylag gyorsan, mert a kis felületre koncentrált folyamat során kevés fémet kell vegyületté alakítani ahhoz, hogy az anyag mélyebb rétegeibe hatolhasson.

A helyi korrózió okozta roncsolásokat alakjuk szerint a következőként szokás csoportosítani:

*Pontkorrózióról vagy lyuk-korrózióról* beszélünk akkor, ha a korrózió nyomán kis átmérőjű és az átmérőjénél lényegesebb mélyebb lyuk keletkezik. Bemaródásnak nevezzük a korróziót akkor, ha a korróziós roncsolódás mélysége és átmérője közelítőleg azonos méretű.

*Szivacsos korrózió* jellemzője: szabálytalan alak, szinte járatokat képező, szivacsos jellegű lyukrendszer.

A kristályhatár-menti (kristályközi) korrózió olyan, túlnyomórészt homogén szerkezetű ötvözetekben fordul elő, melyekben a szemcse-határok mentén a kristályok anyagánál elektropozitívabb szennyeződés vagy fáziskiválás található. A különböző elektrokémiai potenciálú helyek között kialakuló helyi elemek a korróziót a kristályhatárookra korlátozzák, melynek során az etektropozitívabb oldódik, vagy alakul vegyületté. A korrózióknak ez a fajtája különösen azért veszélyes, mert az anyag belsejében észrevétlenül terjed, a kristályszemcsék között megszünteti a fémes kapcsolatot, ezáltal az anyag szilárdságát, szívósságát nagymértékben csökkenti.

A szemcseközi korróziót meggyorsítja az anyagot terhelő mechanikai igénybevétel, illetve az igénybevétel által keltett megnövekedett feszültségállapot. Mechanikai feszültség hatására megváltozik a kristályos fázisok oldódási potenciálja és ezzel a korrózió számára kedvezőbb feltételek alakulnak ki. A feszültség a kiválást is elősegíti és ezáltal is növekszik a szemcseközi korrózió veszélye. A vas pl. feszültségmentes állapotban nátronlúgban nem korrodál, mechanikai feszültség hatására azonban kristályközi korrózió indul meg benne.

A kristályközi korrózióknak a hengerelt lemezekben előforduló változata a réteges korrózió, amely a lemez felületével párhuzamosan halad. Eredményeképpen a lemez rétegessé válik.

Szelektív korrózióról beszélünk olyan esetben, amikor az ötvözetnek csak egyik alkotója megy oldatba, vagy pedig ha egyik alkotórész a másiknál vagy a többinél nagyobb arányban oldódik. Ilyenek pl. a réz-horgany (sárgaréz) és az ezüst-horgany ötvözetek. Sárgaréz szelektív korróziója során a horgany korróziótermékek formájában válik ki és vörösréz kristályok maradnak vissza.

#### *A korróziósebességét befolyásoló tényezők*

A korróziós folyamat sebességének számszerű jellemzésére legtöbbször a fémdarab egységnyi felületéről az időegység alatt korrodált fém mennyiségét adják meg. (pl.:  $\text{mg}/\text{dm}^2/\text{nap}$ , vagy  $\text{g}/\text{m}^2/\text{év}$ . Súlyvesztés helyett esetenként az évenként elkorrodált fémréteg vastagságát adják meg. Az vastagságcsökkenés csak akkor jellemző a korrózió sebességére, ha a korrózió a felületet egyenletesen támadta meg.

A korróziósebességet befolyásoló tényezők közül legfontosabbak a korrózió jellegét meghatározó tényezők, amelyekről függ, hogy a kialakuló korróziós folyamat kémiai, vagy elektrokémiai lesz. Ilyen tényezők pl. nedvesség, elektrolit jelenléte, helyi elemek keletkezésének

lehetősége. Ezeken kívül azonban még számos más tényező befolyása is jelentős. A keletkező korróziós termék, amennyiben tömör és a fém felületéhez jól tapad, a korrózió sebességét nagymértékben csökkenti, esetleg teljesen meg is állítja és egyúttal védőréteget is adhat.

Az elektrokémiai korrózió során keletkező reakciótermékek csaknem minden esetben csökkentik a helyi elektródok közti potenciálkülönbséget, ezáltal lassítják a korrózió folyamatát.

A keletkező réteg védőhatása akkor jelentős, ha

- vízben, ill, korróziót okozó oldatban nem oldódik,
- a fém felületét hézagmentesen borítja,
- a fémhez jól tapad, esetleg kemény, koptató hatásnak is ellenáll. Ismeretes, hogy az Al szabad levegőn vagy vízben alig korrodál, mert a felületén képződő tömör  $\text{Al}_2\text{O}_3$  réteg megvédi.

A fémekben jelenlévő szennyező vagy ötvöző elemek abban az esetben növelik a korrózió sebességét, ha a fémekben nem oldódó külön fázisként helyezkednek el és oldási potenciáljuk az alapfémtől eltérő. Ilyen esetben már egészen kis (néhány század %-os) mennyiségű szennyeződés is nagymértékben rontja a korrózióállóságot. Idegen fázis jelenléte rendszerint helyi elem keletkezéséhez vezet. Mint már említettük, elektrokémiai korrózió során mindig az elektropozitívabb fázis korrodál, ezért a nem oldódó szennyezések az elektropozitív, nem nemes fémekre veszélyesek. A Mg vagy Al korrózióállóságát pl. egészen kis mennyiségű Fe, Ki, Pb vagy Cu nagymértékben rontja. Az oldódó szennyező anyagoknak nincs ilyen hatásuk. Az alapfémnél nagyobb potenciálú szennyezők a korróziót nem gyorsítják. Ilyen esetben a szennyező fém–fázis oldódik. Az elektropozitív fémek a korrózióval szemben csak nagyon tiszta állapotban ellenállóak.

Idegen szennyező anyag nemcsak az olvasztás vagy öntés során kerülhet a fémbe, hanem a megmunkálás (hengergelés, kovácsolás, esztergálás) során is. Ezek a korrózió szempontjából éppen olyan veszélyesek, mint az előbbiek.

A korrózió sebessége különösen a kezdeti szakaszban függ a fém felületének állapotától is. A csiszolt fényezett fémfelületek általában korrózióállóbbak, mint az ugyanolyan összetételű és kristályszerkezetű, de érdesebb felületek.

Az előzőekben már említettük, hogy a mechanikai feszültség gyorsítja az elektrokémiai, különösen az kristályközi korróziót.

A környezet (levegő, gáz, elektrolit) hatása nagyon jelentős lehet mind a korrózió jellegére, megjelenési formájára, mind pedig a korrózió sebességére és időbeli változására. A korróziót okozó hatóanyagok nagy száma miatt hatásuk részletes tárgyalása helyett csak felsoroljuk, hogy a korróziós folyamatot befolyásolják: a korróziós közeg kémiai összetétele, szennyezései, töménysége, hőmérséklete, gáz,– főként oxigéntartalma.

A korróziót lassító tényezők közül a passzivitás és a védőréteg a legjelentősebb. A védőréteg tulajdonságaival fentebb már foglalkoztunk.

Passzivitásnak nevezik az elektropozitív fémek oldási potenciáljának erősen elektronegatívra válását. A passzív állapotú vas oldási potenciálja pl. kb. 1 voltal kisebb (negatívabb) mint a hidrogéné és korróziója is a nemesfémekéhez hasonló. A fémek mesterséges módon passzívra tehetők, passzíválhatók. A vas pl. kénsavas oldatban galvanikus úton, vagy tömény salétromsavban, lúgban passzíválható. A lúgos környezet passzíváló hatásának köszönhető, hogy a

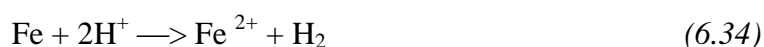
vasbeton szerkezetek vasváza nem, vagy csak nagyon kevésbé rozsdásodik. A króm, a nikkell és ötvözeteik jó korrózióállósága is passziválódásuknak tulajdonítható.

A kutatók nagy része a passzivitás okának, a korrózió során képződő vékony felületi oxidréteget tekinti. Más elmélet szerint viszont a fémek elektronszerkezetének módosulásában látja az oldási potenciál megváltozását.

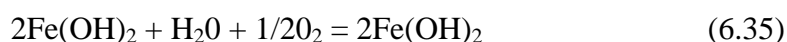
### *Fémek viselkedése a korróziós hatásokkal szemben*

Az elemek kémiai tulajdonságaira a könyv elején hívtuk fel a figyelmet. Az ismertetett tendenciák felismerhetők a korróziós tulajdonságokban is.

A vas valamennyi fém között a legnagyobb mennyiségben használatos, indokolt tehát ha ennek a korróziójára, rozsdásodására fordítunk legtöbb figyelmet. A rozsdásodás folyamata ferro-ionok képződésével indul meg, mihelyt a vas hidrogénionokat tartalmazó oldattal érintkezik:



A ferro-ionok az oldat anionjaival (pl.  $\text{SO}_4^{2-}$ ,  $\text{Cl}^-$ ), vagy semleges oldat esetén a víz disszociációjából származó  $\text{OH}^-$  ionokkal vízben oldható, vegyületet képeznek. Semleges oldatban, vízben ílymódon csak igen kevés vas oldódik. Csak olyan oldatban oldódhat jelentősebb mennyiségű vas, amelyben sok  $\text{H}^+$  ionok vannak, vagyis savas kémhatás esetén. Semleges oldatban számottevő mennyiségű vas csak akkor oldódhat, ha az oldatban lévő vasat valamilyen folyamat eltávolítja és így az oldat alkalmassá válik újabb vas oldására. A vízben rendszerint jelenlevő oxigén az oldott ferrohidroxidot vízben nem oldódó ferrihidroxiddá oxidálja:



A ferrihidroxid vörösbarna csapadék formájában kiválik és így a víz ismét oldóképes állapotba kerül.

A vas korróziójához tehát víz és oxigén egyidejű jelenléte szükséges, ha valamelyik hiányzik, a vas nem rozsdásodik. Abban az esetben azonban, ha víz és oxigén kellő mennyiségben rendelkezésre áll, a vas korróziója a teljes mennyiség átalakulásáig folytatódik. A folyamat meggyorsul, ha a vassal oldást gyorsító anyagok is érintkeznek. Ilyen anyag pl. a  $\text{CO}_2$  és a  $\text{SO}_2$ , melyek a vízben oldódnak, növelik annak  $\text{H}^+$ -ion koncentrációját és ezzel az oldatba menő  $\text{Fe}^{2+}$ -ionok mennyiségét.

A vízben oldott anyagok – a savak kivételével – általában lassítják a vas korrózióját. Ez azért következik be, mert egyrészt a különféle anyagok oldásával a víz oxigéntartalma általában csökken, másrészt egyes anyagok (pl. lúgok) a vasat passziválják. Mechanikai feszültség hatására azonban a lúgos, nitrátos, salétromsavas oldatok, a vasban kristályközi korróziót okoznak. A vas szövetelemei közül az ausztenit a legellenállóbb a korrózióval szemben.

### *Alumínium*

Az alumínium erősen elektropozitív, ezért korrózióra hajlamos. Oxidáló környezetben azonban felületén tapadó, tömör oxidréteg:  $\text{Al}_2\text{O}_3$  keletkezik, amely a további korróziót, gyakorlatilag leállítja.

A levegővel érintkező alumínium még ipari vidéken is nagyon lassan korrodál. Hasonlóképpen viselkedik tiszta vízben is. Minden olyan oldatban vagy környezetben, amelyben ilyen tömör oxidréteg keletkezik, az alumínium korrózióinak ellenálló fémnek tekinthető. Olyan oldatban azonban, amelyben keletkező vegyületei is oldódnak, gyors az alumínium korróziója.

Ilyen oldatok pl. a lúgok, kloridok, általában a halogén vegyületeket tartalmazó oldatok, valamint a legtöbb szervetlen sav (hígított salétromsav, kénsav, foszforsav, sósav stb.). A legtöbb szerves sav (ecetsav, zsírsavak) továbbá a legtöbb élelmiszeripari termék (gyümölcslevek, tej, hús, főzelék, bor stb.) csak egészen kismértékben oldják az alumíniumot. Korróziós termékei az emberi szervezetre ártalmatlanok.

A legtöbb ötvözőelem heterogénné (több fázisúvá) teszi az alumíniumot és ezáltal rontja korrózióállóságát. Csak kismértékben, vagy gyakorlatilag nem is gyorsítják az alumínium korrózióját az olyan ötvözők, amelyek az Al-al azonos vagy attól csak kevéssel eltérő oldási potenciálú vegyületeket, alkotnak. Az alumínium szokásos ötvözői közül ilyen pl. a Mn, Mg és Si. A Cu-t vagy Zn-t homogén szilárd oldat formájában tartalmazó alumíniumötvözetek korróziója alig különbözik a szin-alumíniumétól. Megváltozik azonban a helyzet, ha a szilárdság növelése céljából az ilyen ötvözetet nemesítik, amelynek során a szemcsehatárok mentén elektronegatívabb fázis válik ki. A kiválások miatt inhomogénné váló ötvözet már a szemcsehatár menti korrózióra hajlamos.

### *Horgany*

A horgany (cink) is erősen elektropozitív fém, az atmoszférikus hatásoknak mégis jól ellenáll, mert felületén védőréteg képződik. Vízben is képződik rajta védőréteg, ha a víz hőmérséklete nem haladja meg a 60°C-ot. E tulajdonsága miatt, valamint a bevonat viszonylag egyszerű előállításának lehetősége miatt elterjedten használják a horganyt vastárgyak bevonására. Gyenge savakkal, szulfáttartalmú oldatokkal szemben nem ellenálló. Sói az emberi szervezetre ártalmasak!

### *Ón*

Az ón jól ellenáll a légkör és a semleges oldatok korróziós hatásának. Felületén SnO<sub>2</sub> védőréteg keletkezik. Tömény savak és lúgos oldatok egyaránt megtámadják. A híg szerves savaknak viszont jól ellenáll.

Sói az emberi szervezetre ártalmatlanok, ezért az élelmiszeriparban széleskörűen alkalmazzák. A konzervdobozokat pl. ónozott acéllemezből készítik.

### *Nikkel*

A nikkel a légkör korrodáló hatásának jól ellenáll, még erősen szennyezett, füstös vagy tengermelléki, sós párát tartalmazó levegő is alig okoz rajta korróziót. Légköri változásoktól mentes zárt helyen pedig nem is észlelhető a korróziós folyamata. Neutrális és lúgos sóoldatoknak, szerves savaknak és vegyületeknek, lúgoknak jól ellenáll. A savaknak legjobban ellenálló fémötvözetek fő alkotója. Jó korrózióálló tulajdonsága, valamint tetszetős fénye miatt elterjedten használják bevonatok készítésére is.

### *Réz*

A réz a potenciál-sorban az elektronegatív fémek között foglal helyet, a „félnemes”-fémek csoportjába tartozik. A levegő, még az erősen szennyezett levegő is, valamint a természetes vizek gyakorlatilag hatástalanok rá, legfeljebb felületi színeződését okozzák. A más fémekkel való érintkezéskor keletkező potenciálkülönbség is veszélytelen a rézre, mert a gyakorlatban előforduló esetekben katódként szerepel és ezért mentes marad a korróziótól. Savakban általában nem oldódik, oxidáló savak (pl. a salétromsav) azonban oldják. Ötvözetekének oldási potenciálja alig, legfeljebb 0,05 voltal különbözik a tiszta Cu-tól, ennek megfelelően ezek

korróziós viselkedése is hasonló A 15%–nál több horganyt tartalmazó sárgarézek szelektív korrózióra hajlamosak. A korrózió következtében a sárgaréz laza, szivacsos állományú szín-rézé alakul, „cinktelenedik”. Sói az emberi szervezetre ártalmasak.

### *Ólom*

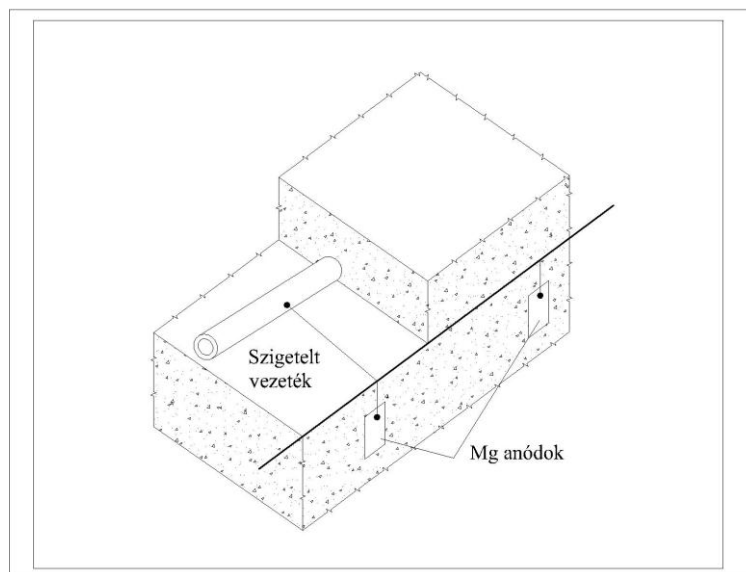
Az ólom a légköri korrózióval szemben ellenálló. Kemény vízben sem oldódik, mert felületén karbonátos, esetleg kalciumplumbit védőréteg keletkezik. Ezért alkalmas vízvezetékcsövek készítésére. Lágy, desztillált víz, vagy szerves savakat tartalmazó víz. azonban oldja. Az ilyen vizeket, ha ivóvízként akarják felhasználni, az ólomcsöbe való vezetés előtt meszezni kell. Jól ellenáll a talaj korróziós hatásának is, ezért elterjedten használják ólomcsövek, kábel köpenyek készítésére. Kénsavban vagy szulfátos oldatban ólom-szulfát védőréteg képződik rajta, amely szobahőmérsékleten tömény kénsavval szemben is ellenállóvá teszi. Korrózióállósága miatt a vegyiparban szerkezeti és bélésanyagul használják. Mind a színólmot, mind pedig a korróziós termékei az emberi szervezetre károsak.

### **Védekezés a korrózió ellen**

A korróziós folyamatok csökkentésére, megakadályozására sokféle módszert dolgoztak ki. Ezek közül az alábbiakban a legjelentősebb módszereket röviden ismertetjük.

A korróziót okozó közeg (oldat, gáz) megfelelő kezelésével a korrózió sebessége csökkenthető. A kazántápvízhez adagolt lúgos anyagok pl. megakadályozzák a kazánkőképződést, ezen kívül a kazánlemez vízzel érintkező felületét passzíválják, ezáltal csökkentik a korrózió sebességét. A víz oxigéntartalmának csökkentése, lekötése is lassítja a korróziót. Szokás az oldatokhoz olyan anyagokat, ún. inhibitorokat adni, amelyek a fémfelület oldhatóságát csökkentik anélkül, hogy az oldatok kémiai tulajdonságait megváltoztatnák. Az inhibitoros közeg csak az érintkezés idején hatásos. Az inhibitorok működési módja még nem tisztázott.

Jó korrózió elleni védőhatás érhető el különféle bevonatokkal. A bevonatok céljára alkalmasak korrózióval jól ellenálló fémek, magának a megvédendő fémnek a felületén létrehozott egyes vegyületei, valamint nem fémes anyagok (festékek, zománcok, lakkok, zsírok, olajok stb.) is. A leggyakrabban használt bevonó fémek: Zn, Sn, Ni, Cr, Cd, Al. Az elektrokémiai folyamat megfelelő irányításával is biztosítható a korrózió elleni védelem. A védendő fém katóddá teszi vagy oly módon, hogy nála elektropozitívabb fémmel köti össze, vagy pedig megfelelő kisméretű áramkör katódjaként kapcsolják. Vasat pl. horgannyal vagy magnéziummal összekapcsolva lehet védeni. Az *6.72. ábra* földbe fektetett csővezetéknek Mg – anódokkal való védelmét mutatja. Hasonló módon csökkenti a hajók korrózióját a hajótest víz alatti részére, a vaslemez külső oldalára erősített horganytömb („cink–protektor”).



6.72. ábra Földbe fektetett csővezeték korrózió védelme Mg-anódokkal.

### Korrózióvédelem ötvözéssel

12–18% Si ötvözéssel saválló öntöttvas állítható elő. Bár szövetszerkezete heterogén, mégis jó saválló, mert a Si-tartalmának egy részéből a felületen kovasav-védőréteg keletkezik. Erős forró lúgokkal szemben nem ellenálló, mert ezek a kovasavréteget feloldják.

Lúgoknak jól ellenáll a 20% nikkellel és 2–1% krómmal ötvözött ausztenites öntöttvas. A Cr és Ni a vas passzíválódását és a passzív állapot fennmaradását elősegítik, ezért ezek a *kémiai-lag ellenálló acéloknak állandó ötvözői*.

Nem rozsdásodónak (rozsdamentesnek) nevezik az olyan acélt, melyen az atmoszférikus hatások, közönséges víz, a mindennapi életben gyakran használatos oldatok, anyagok (ételnedvek, gyümölcslevek) nem okoznak lényeges korróziót. Az ilyen acélok Cr, Cr-Ni és Cr-Mn tartalmúak.

Saválló acélokhöz nagyobb mennyiségű, legalább 25% passzíváló fém szükséges. A jó ellenállóképességnek alapvető feltétele a homogén szövetszerkezet. Ezek Cr, Ni ötvözésűek és ausztenites szövetűek. Az oldott C-tartalom esetleges kiválásának megakadályozására, ill. a kivált karbon megkötésére karbidképző elemek: Ti vagy Nb ötvözésére is szükség van.

### Korróziós vizsgálatok

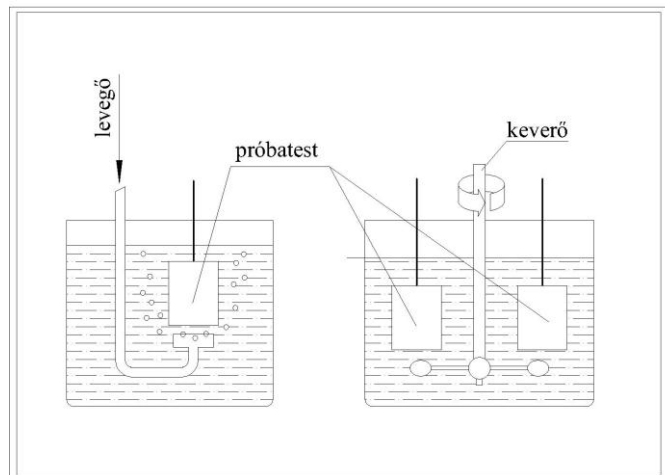
Korróziós vizsgálatokkal rendszerint a fémeknek meghatározott körülmények között várható korrózióját, a korrózió sebességét állapítják meg. A vizsgálat eredményét, a fémnek a korrózióval szembeni ellenállását mérőszámmal fejezik ki. Lényeges, hogy a megállapított mérőszám alkalmas legyen a korróziós folyamatnak, a fém élettartamára, vagy szilárdságára gyakorolt hatásának megállapítására. A kristályhatár-menti korrózió pl. nem a fém súlyvesztésével, hanem a szilárdság csökkenésével jellemezhető. Megbízható következtetések csak nagyszámú, és a korróziós folyamat minden részletét alaposan figyelembe vevő vizsgálat eredményeiből vonhatók le.

A vizsgálatok végezhetők laboratóriumban, vagy természetes körülmények között. A laboratóriumi vizsgálatok végezhetők gyorsan, vagy hosszú, a korrózió természetes körülményeit utánzó körülmények között egyaránt.

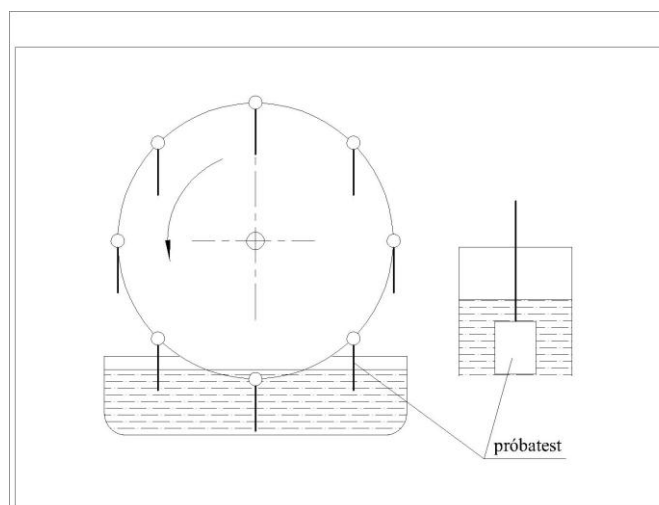
A gyors korróziós vizsgálatok legfeljebb néhány nap, esetleg néhány perc alatt is elvégezhetőek. Az anyagok kristályközi korrózióra való hajlamossága megfelelő marószerten való marást követő mikroszkópi vizsgálattal megállapítható. A korrózióra hajlamos anyag kristályhatárain maródások, korróziós nyomok, ill. korróziós termékek láthatók. Gyors vizsgálati eljárásokkal rendszerint megállapítható a várható korrózió jellege, sebessége is. A vizsgálatok eredményei és a természetes körülmények között végbemenő korróziós folyamatok közötti összefüggések megállapítása gyakran nehézségbe ütközik. A laboratóriumi vizsgálatok azonban alkalmasak a különféle anyagok korróziós hajlamuk szempontjából való összehasonlítására.

A korrózió valóságos körülményeit utánzó vizsgálatok rendszerint az időjárást, a csapadékos és a száraz időszakok váltakozását, vagy a levegő és a nedvesség egyidejű hatását igyekeznek biztosítani. Szokásosak olyan vizsgálatok is amelyek alapján az állandóan folyadékban merülő, vagy a terhelt állapotban korrodáló fémek viselkedése tanulmányozható.

*Mártogató próba.* A próbatesteket meghatározott időközönként, pl. óránként néhány percre a korróziót okozó oldatba mártják, majd hosszabb ideig, általában száradásig szabad levegőn tartják. A próbatestek bemártására és kiemelésére többféle mechanizmust is szerkesztettek. Egyik legegyszerűbb fajtáját mutatjuk be a 6.74. ábrán.



6.73. ábra Oldat állandó hatásának vizsgálata: a. levegőzött oldat, b. mozgásban tartott oldat

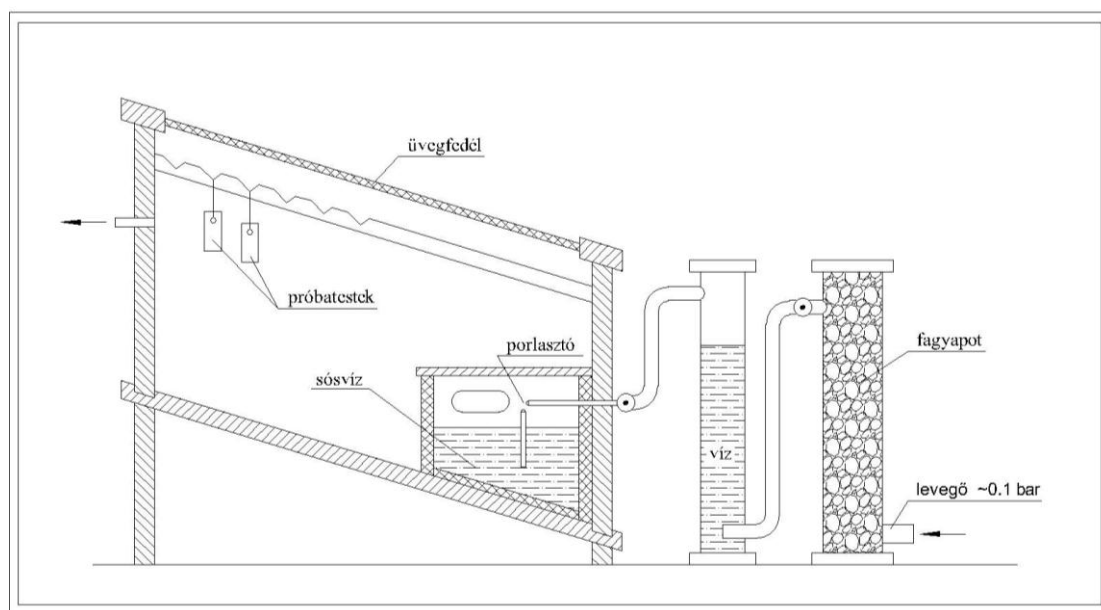


6.74. ábra Mártogató próba

### Oldat állandó hatásának vizsgálata

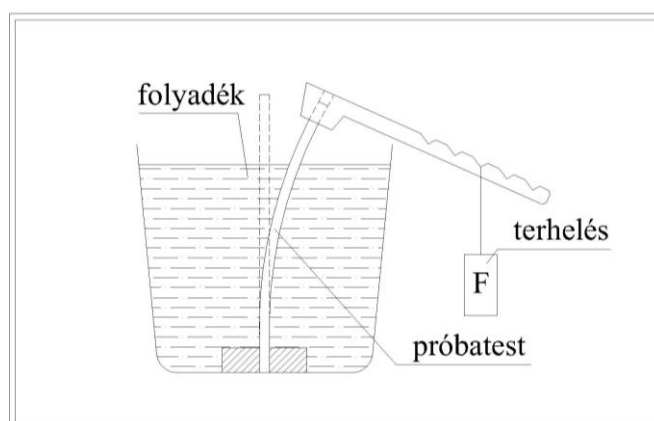
Az oldat állandó hatásának teszik ki a próbatesteket olyan esetben, amikor a fémnek csak egyes vegyi anyagokkal szemben való ellenállóképességét akarják vizsgálni. A próbatesteket a vizsgálat ideje alatt állandóan megfelelő összetételű és hőmérsékletű oldatban tartják. Az ilyen vizsgálat végezhető nyugvó oldatban, levegőzött oldatban, és mozgásban tartott oldatban (6.73. ábra).

A párás levegő korrodáló hatását ködkamrában (sópermet-kamrában) vizsgálják. Vázlata a 6.75. ábrán látható. A ködkamra parafinnal itatott fakeretből és ebbe rögzített üvegfalakkból áll. Egyik sarkába porlasztót helyeznek, amely a korrodáló folyadékot, rendszerint konyhasó oldatot, finom cseppekben eloszlatva juttatja a kamra légterébe. A porlasztó állandóan vagy szakaszosan működik. A próbadarabokat úgy helyezik el a kamrában, hogy a porlasztott oldat ne érje őket közvetlenül és cseppek se képződhessenek rajtuk.



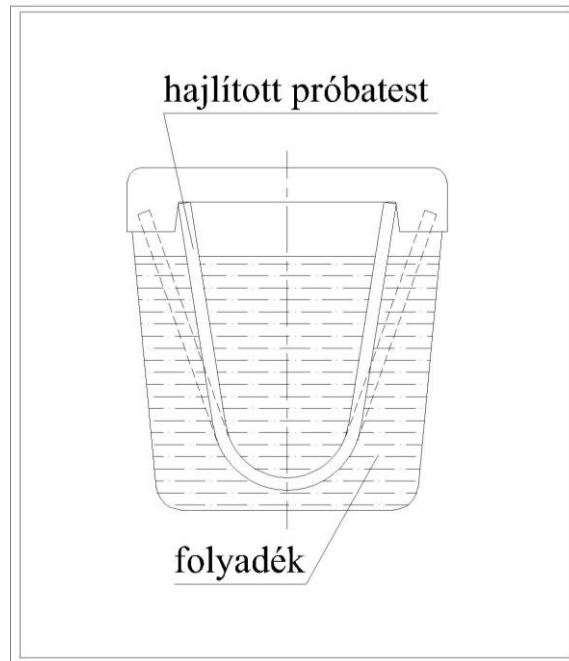
6.75. ábra Sópermet kamra

Vizsgálat közben az állandó hőmérséklet pl,  $35 \pm 1^\circ\text{C}$ . tartandó. A vizsgálat időtartama a korrózió sebességétől függően 1–2 órától 1 hónapig is terjedhet.



6.76. ábra Mechanikai feszültség alatti korróziós vizsgálat

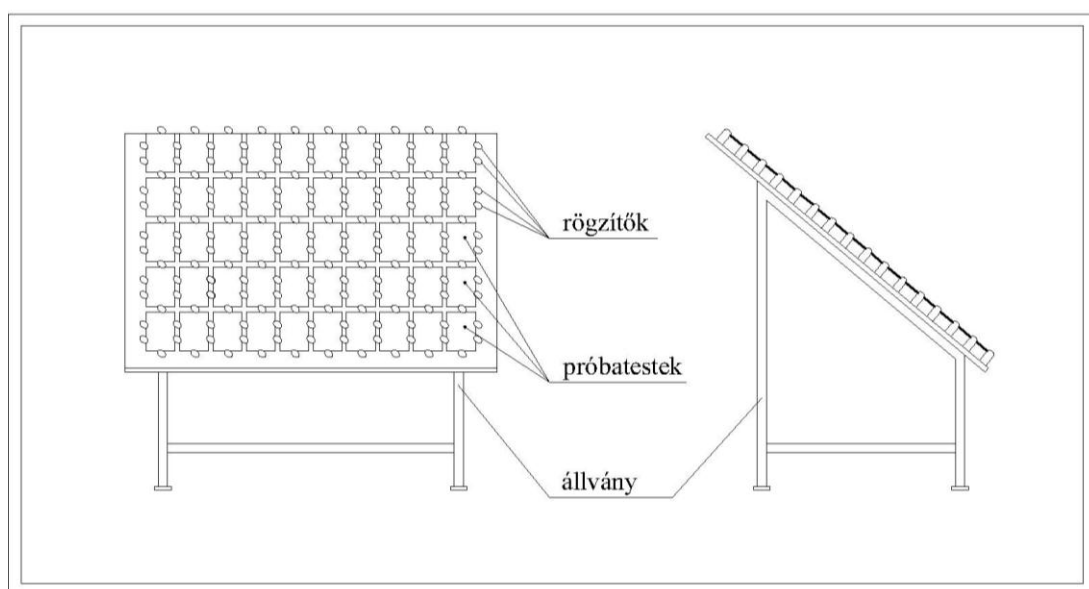
Mechanikai feszültség hatása alatt azokat az anyagokat szokás vizsgálni, melyek kristályközi korrózióra hajlamosak. Főként alumínium ötvözeteken végeznek ilyen vizsgálatokat.



6.77. *ábra* Korróziós vizsgálat mechanikai feszültség hatása alatt

A próbatestet, meghatározott nagyságú feszültséggel terhelve (6.76. *ábra*) vagy pedig meghatározott maradó és rugalmas alakváltozást követően (6.77. *ábra*) helyezik a korrodáló folyadékba, vagy ködkamrába. A fémnek a korrózióval szembeni ellenállását a próbadarab töréséig eltelt idővel jellemzik.

Az olyan anyagok, melyekben mechanikai feszültség nélkül is keletkezik kristályközi korrózió, terhelés nélkül is vizsgálhatók. A korrózióra jellemző mérőszám szilárdsági vagy mikroszkópi vizsgálatni állapítható meg.



6.78. *ábra* Légköri korrózióvizsgáló állvány

A természetes körülmények között végzett vizsgálatokkal állapítható meg legmegbízhatóbb módon valamely anyag korrózió–ellenállása. Az ilyen vizsgálatok azonban nagyon sokáig – esetleg évekig – tartanak, és ezért nagyon költségesek. Sikerük érdekében figyelembe kell venni a korróziós folyamatot befolyásoló tényezőket és gondosan ki kell zárni a zavaró hatásokat.

#### *Légköri viszonyok korróziós hatásának vizsgálata*

Légköri hatások által okozott korróziót 100x150 mm méretű lemezeken vizsgálják. A próbatesteket a 6.78. ábrán látható, szabadban felállított állványra helyezik.

Az állvány 15°-os hajlású felületét dél felé fordítják, hogy a próbatesteket minél intenzívebb napsugárzás érje.

A különféle kémhatású vizek és talajok által okozott korrózió vizsgálatához a próbadarabokat a megfelelő vízbe vagy talajba helyezik. A természetes körülmények között végzett vizsgálatok eredményét a fentiekhez hasonló módon állapítják meg.

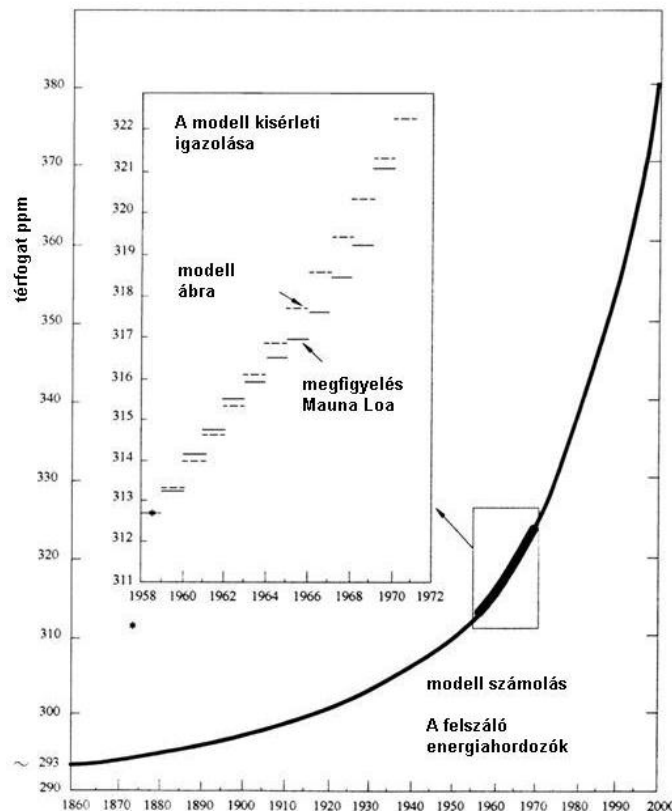
## 7. Környezetvédelem, újrahasznosítás [25-28]

### *Globális problémák, az alternatív energiaforrások helyzete és a közlekedés-mérnöki gyakorlat*

A Római Klub jelentése óta (1978) egyre gyakrabban jelenik meg a szakirodalmakban [25] és a társadalmi köztudatban *a fenntartható fejlődés gondolata*. Számos jel utal ugyanis arra, hogy az emberi civilizáció okozta környezetszennyezés és az egyre növekvő mértékű energia igény olyan globális terhelést ró a földi környezetre, ami kimutathatóan hátrányos a biológiai életfeltételekre, előrevetítve egy teljes civilizációs katasztrófa lehetőségét. A probléma egyik gyökere tehát a növekvő környezetszennyezés, amelynek kialakulásában és növekedésében az ipari termelésen kívül a közlekedésnek is jelentős szerepe van. A másik globális probléma a hagyományos, úgynevezett fosszilis energiahordozók kimerülésének látható közelsége.

E két szempont indokolja e könyv utolsó fejezetében megfogalmazott reflexiókat és a belőlük levonható – gyártástechnológiákra és az üzemanyagok felhasználására irányuló – gyakorlati következtetéseket.

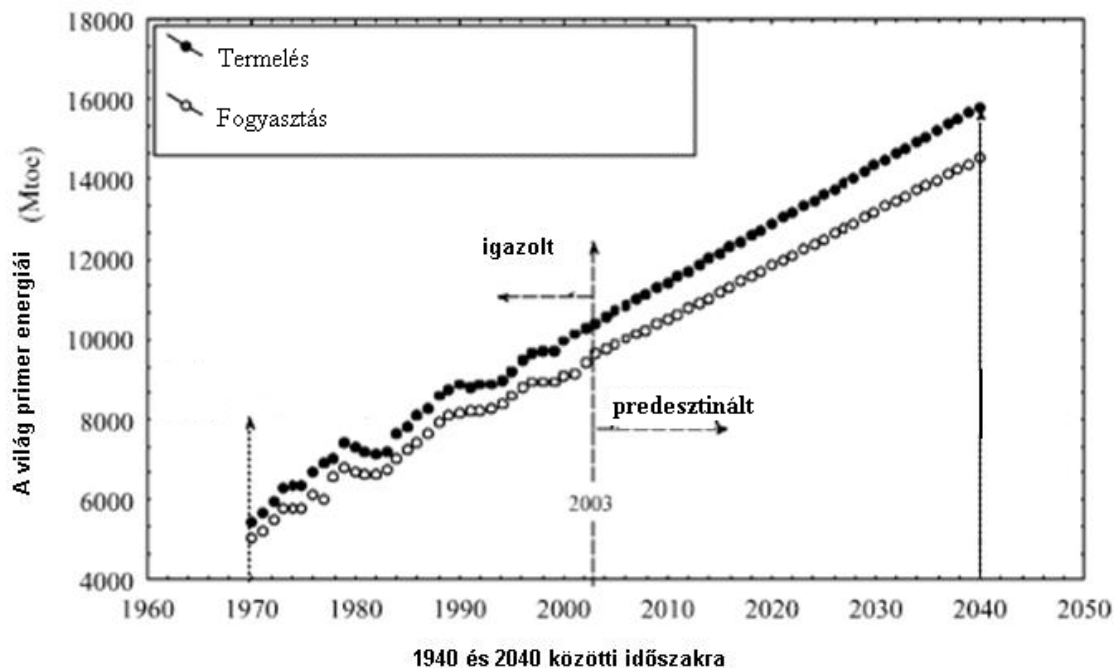
A globális környezetszennyezés szimbólumává vált a széndioxid (CO<sub>2</sub>) kibocsátás folyamatos, globális – az egész földre kiterjedő és érzékelhető – növekedése, amelyre már az említett Római Klub jelentése is utalt. Felmérésük szerint a földi atmoszférában folyamatosan növekszik a CO<sub>2</sub> koncentráció (7.1. ábra).



7.1. ábra Az CO<sub>2</sub> koncentráció alakulása a fosszilis energiahordozók felhasználásának időszakában

Az ábra szerint a CO<sub>2</sub> koncentráció növekedése a számítások és a kísérleti adatok egyezése alapján egyértelműen igazolható.

A legújabb becslés szerint, földi méretekben kb. 25 milliárd tonna CO<sub>2</sub> kerül az atmoszférába évente. Az 2. ábra trendje rajzolódik ki a legújabban vizsgált antarktisi jégtakaró mélységi elemzéséből is. (MTI). A világ energiatermelésének és fogyasztásának, mint világfolyamatoknak tendenciája is összhangban van az 7.1. ábra kijelentésével (7.2. ábra) Eszerint a világ energiatermelésének és fogyasztásának mért és prognosztizált időfüggése szintén azt támasztja alá, hogy a világméretű, kedvezőtlen változásokat eddig nem sikerült érdemben visszazorítani.



7.2. ábra A Föld energiatermelésének és felhasználásának alakulása

Itt kell megjegyeznünk, hogy a globális környezetszennyezésen napjainkban már két, egymással is összefüggő jelenséget értenek:

1. *A fizikai-biológiai:* ebben a fejezetben részletesen erről szólnunk;
2. *A szellemi környezet szennyezés:* ezen az információs társadalmak elterjedésével járó, az önálló gondolkodási készséget visszafejlesztő kommunikációs túltengést és a reklámtevékenységek áradatának káros hatását kell értenünk. Ez utóbbi nem csupán a kulturális értékrendet és színvonalat rombolja, hanem indokolatlan fogyasztási és termelési igényeket generál a társadalmakban, ezzel hozzájárulva a termelési és fogyasztási hulladékok keletkezéséhez (pl. nagymennyiségű göngyöleg felhalmozódás, stb.). Ez utóbbi problémakörrel a társadalom-tudományok foglalkoznak, de kölcsönhatásuk a biológiai környezetszennyezéssel nyilvánvaló. *A jelen fejezet főként a fent vázolt problémakör közlekedést is érintő aktuális, és megoldandó kérdéseivel foglalkozik.*

### A globális környezetszennyezés és az üvegházhatás, a közlekedés szerepe

Általánosan elfogadott vélemény szerint az úgynevezett üvegházhatást kiváltó gázok hozzájárulnak a legutóbbi 100 évben tapasztalt folyamatos globális felmelegedéshez. Az 7.3. ábra szerint az EU-ban 21%-os a közlekedés szerepe ebben a folyamatban.

### Üvegházhatású gáz kibocsátási források az EU-ban 2003-ban



7.3. ábra Az üvegházhatású gázok kibocsátási forrásai az EU-ban 2003-ban

Az üvegházhatáshoz szorosan kapcsolódik az úgynevezett „kritikus felmelegedési szint” fogalma. Ezen a sarkvidékek környékének, a jelenlegi földi átlagos hőmérséklethez képesti, kb 3-5°C átlagos hőmérséklet-növekedést értik. A számítások szerint ennek hatására a sarki jégtömegek irreverzibilis olvadása felgyorsul, és globális tengerszint-emelkedést okozva közvetlenül is veszélyeztet néhány országnyi területet (pl. Hollandia). Ezzel egyidejűleg globális klímaváltozást is előidézhet az óceánok áramlási rendszerében előidézett hatása révén (pl. a Golf áramlás irányát módosíthatja). Ez utóbbi a Baltikum országainak és Nagy-Britanniának jelenthet közvetlen veszélyt.

Természetesen nem kizárólag a  $\text{CO}_2$ , hanem az atmoszférában előforduló egyéb gázok is üvegházhatást váltanak ki. Ilyenek pl. maga a vízgőz, (gőz, felhő formájában), a metán ( $\text{CH}_4$ ), dinitrogén oxid ( $\text{N}_2\text{O}$ ), fluor származékok, stb.

Káros hatásukat a következő tulajdonságok alapján ítéljük meg:

1. koncentráció
2. az abszorpciós készség (hőlekötés, hővisszaverés)
3. ciklusidő. Ezen a légkörben való tartózkodásuk idejét értjük

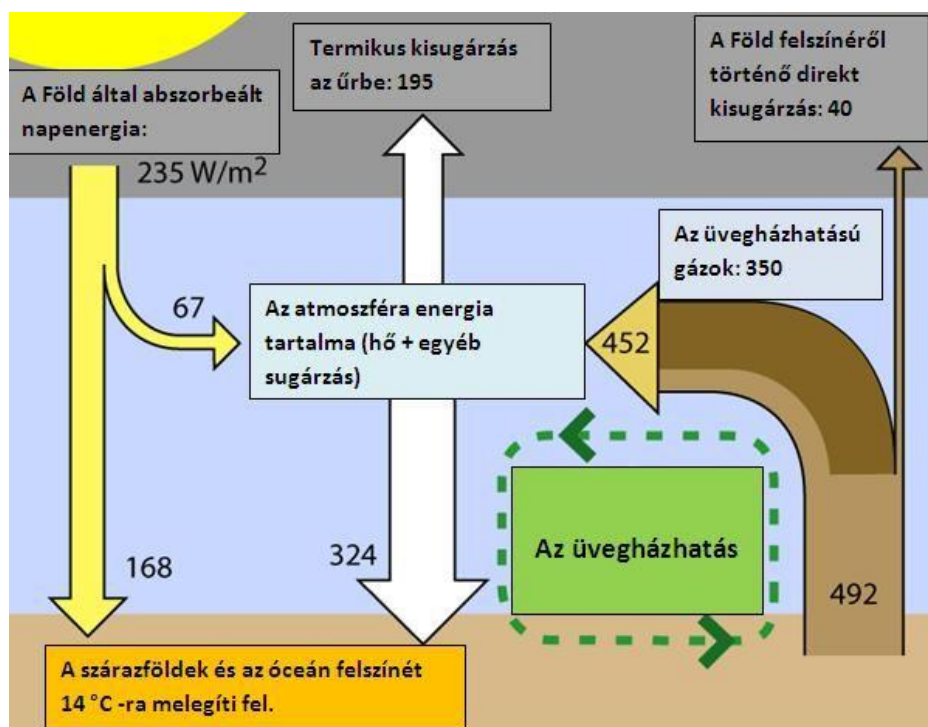
A  $\text{CO}_2$  a Föld légkörében tapasztalható, állandóan növekvő koncentrációja éven jelent veszélyt. Kibocsátásáért főként - 80%-ban - a fejlett ipari országok felelősek. Az is fokozza veszélyességét, hogy ciklusideje - légköri tartózkodásának ideje - az atmoszférában jelentős, mintegy 50-200 év. Ezt az időt csak növeli a trópusi erdők kiirtása. Abszorpciós képességét illetően nem a legveszélyesebb üvegház gáz.

**Metán ( $\text{CH}_4$ )** ciklusideje rövid, de hatékony abszorpciós képességgel rendelkezik. Fosszilis eredetű gáz, nem civilizációs termék, jelenléte kevésbé szabályozható.

**Dinitrogén-oxid ( $\text{N}_2\text{O}$ ), Fluor-származékok:** Hő megkötő képességük miatt veszélyesek. Az utóbbiak mennyiségét hatósági rendelkezésekkel jelentősen lecsökkentették.

**$\text{H}_2\text{O}$ :** hő megkötő képessége és növekvő légköri jelenléte miatt jelent veszélyt. A Földfelszín átlagos hőmérsékletének növekedésével láncreakció szerűen növekedhet a vízgőz légköri jelenléte.

Az üvegházhatás kialakulásának mechanizmusát az 7.4. ábra alapján érthetjük meg:



7.4. ábra Az üvegházhatás kialakulási mechanizmusának vázlatos ábrázolása

A légkörbe érő sugárzási teljesítménye kb. 1,5 kW/m<sup>2</sup>. A föld teljes felületére számított átlag eléri a 342 W/m<sup>2</sup>-t, a sarkoknál ez természetesen kisebb a kisebb beesési szög miatt. A teljes energiának nagyjából 30%-a visszaverődik a világűrbe. Az elnyelt energia infravörös sugárzás formájában távozik a Föld felszínéről, így melegíti a légkört. Az üvegházhatású gázok visszaverik a kisugárzott hő egy részét, ezzel melegedést okoznak. Vagyis „lefelé” átengetik, de nem engedik át teljes mértékben a felfelé terjedő hősugárzást. Ez a hatás specifikus az atmoszférát alkotó gázok komponenseire.

### Az energiaforrások fajtái és osztályozása

A környezetszennyezés mellett a másik globális probléma a hagyományos energiahordozók kimerülése. Itt elsősorban a fosszilis energiahordozókra gondolunk. A primer energiaforrások közül ugyanis leginkább a fosszilis energiahordozókra támaszkodunk a mai napig. Ez a közlekedésre is igaz. A fosszilis energia azonban nem megújuló, ezért fokozódik az alternatív energiahordozók iránti igény. A következőkben ezeket tekintjük át, mivel a közlekedésben is felgyorsultak az ilyen irányú kutató-fejlesztő tevékenységek.

Az emberi civilizáció végső energiaforrása a Nap. Felhasználása azonban nem direkt sugárzási energia formájában, hanem nagymértékben átalakított formában történik. Gyakorlatban tehát a hőt, fényt, kémiai energiákat (fosszilis), a mechanikai energiát, stb. használjuk. Ezeket primer energiaforrásoknak nevezzük.

Ezeknek egy része úgynevezett kimerülő energiaforrás (fosszilis, nukleáris, geotermikus energiák).

Másik része állandó és ciklikusan megújuló: napenergia, szél, tengeri hullámmozgás, gravitációs energia, áramlások. A biológiai energiaforrások is megújulóknak tekinthetők (pl. biomassza, izomerő).



7.5. *ábra* Néhány példa megújuló energiaforrások használatára (balról jobbra): napelemez erőmű, szélenergiák és vízerőmű

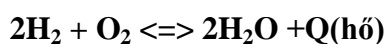
Hasonlóan a hagyományos energiahordozókhoz az alternatív energiahordozók felhasználásakor központi probléma a *lokalizáltság (helyhez kötöttség)*, és esetenként az *időszakosság* (szélenergia pl.). Felmerül emiatt a *tárolhatóság*, esetleg a *központi hálózatra történő csatlakozás* és a *szétoztás megvalósításának követelménye is*.

A vázolt követelmények megvalósításában nagy jelentősége lehet a hidrogénalapú tárolásnak.

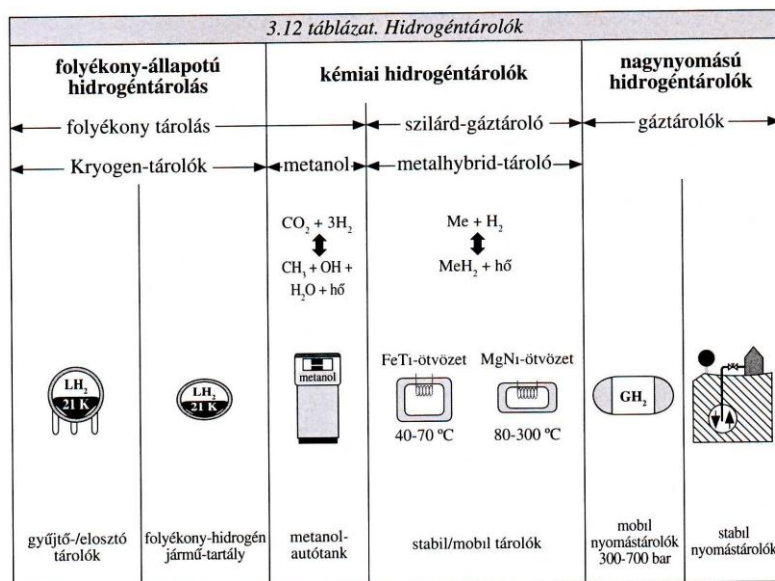
*A hidrogén alkalmazására, mint energiatárolási lehetőségre a közlekedési gyakorlatban két-féle megoldás rajzolódik ki:*

- Felhasználás **belsőégésű motorban**, hasonlóan a már elterjedt gázüzemű járművekhez. Ez a hidrogén-oxigén reakcióból hőenergiát, abból pedig mechanikai energiát állít elő.
- Felhasználás **üzemanyagcellában**, amely a hidrogén-oxigén reakcióból elektromos áramot állít elő közvetlenül.

Az alapreakció mindkét esetben:



Előnyeik mellett mindkét megoldásnak számos hátránya is van. Fejlesztés alatt álló területekről van szó. A hidrogéntárolás lehetőségeit az 7.6. *ábra* foglalja össze. Eszerint folyékony, nagynyomású és kémiai hidrogéntárolókat különböztetünk meg. A kémiai hidrogéntárolók legismertebb formája a fémhidrides tárolási mód.



7.6. ábra A hidrogéntárolás módjai

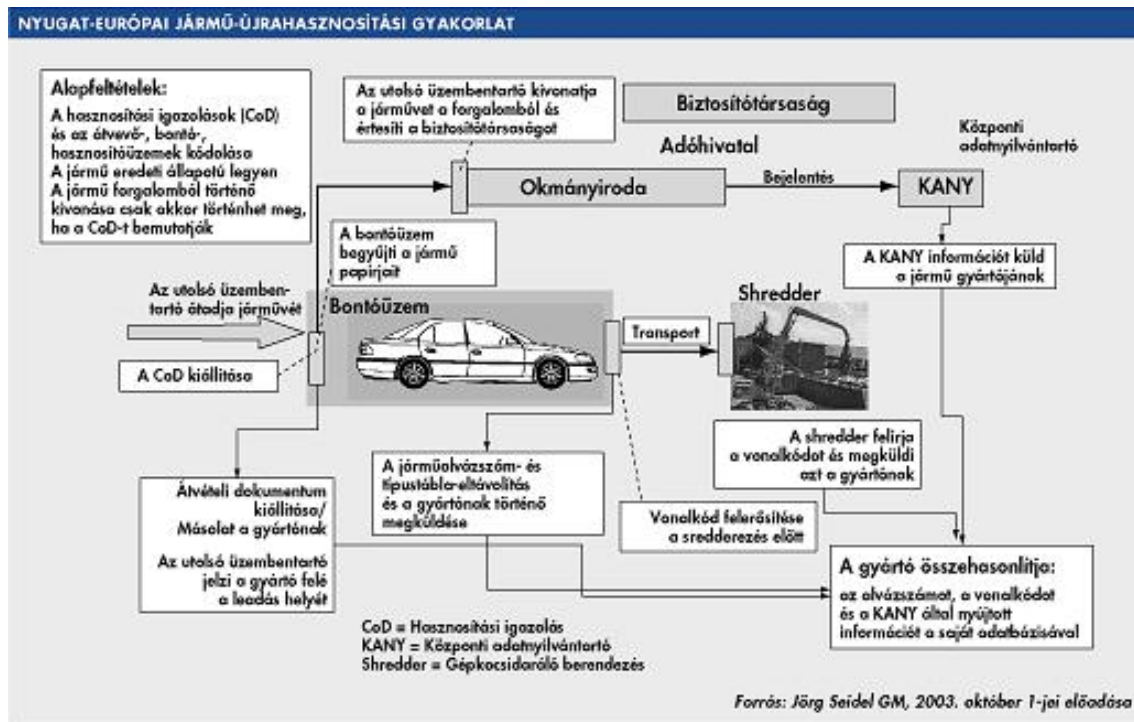
Az alternatív energiahordozók hasznosítását illetően *Magyarországnak a geotermikus, a nap- és szélenergia hasznosításában vannak lehetőségei.* A biomassza, mint energiahasznosítási lehetőség kétségtelen gazdasági előnyöket rejteget, de környezetkárosító emisszió tekintetében a hagyományos energiahordozókhöz képest nem jelent lényeges megújulást.

### Az anyagok újrahasznosítása

A legutóbbi világméretű gazdasági válság kezdetéig (2008) a folyamatosan növekvő volumenű járműeladásokkal a környezeti terhelés csökkentésére ugyancsak folyamatosan növekedett a bontásra váró autók száma is. Az újrahasznosítás kényszerét vetette fel ez a helyzet. Minthogy az újrahasznosítás gazdasági kérdéssé vált, az autók bontása és alkatrészeinek lehetséges újrahasznosítása új iparágat teremtett.

A fejlett országokban szigorú műszaki, biztonságtechnikai és környezetvédelmi előírásoknak kell megfelelnie a közlekedésben résztvevő járműveknek. Ennek egyik következményeként évről évre egyre több gépjárművet vonnak ki a forgalomból.

A nyugat-európai autóbontók jól bevált újrahasznosítási rendszert működtetnek, amelynek vázlatát az 7.7. ábrán látható.



7.7. ábra Európai jármű-újrahasznosítási gyakorlat rendje

Az 7.7. ábrán látható vázlat mutatja, hogy gépkocsik forgalomból történő kivonásának és újrahasznosításának szigorú jogi, gazdasági és adminisztratív rendje van. A bontóüzemben történő szétszerelés célja az alkatrészek lehetséges újrahasznosítása. Ennek lényeges része a potenciálisan értékesítésre kerülő részegységek műszaki minősítése, a működőképesség ellenőrzése, esetleges felújítása stb. Miután a szétszerelés megtörtént, a maradékot az úgynevezett *shredder* (összező, aprító) üzembe szállítják. A részfolyamatokban keletkező termékek újrahasznosíthatóságához, értékesítéséhez, minősítésekhez alkatrész-specifikus eljárás kapcsolódik.

## ***Forrásmunkák***

1. MATERIALICA München (2006) Moderne Werkstoffe im Automobilbau
2. L. Pauling, The nature of chemical bond, 2. kiadás Oxford, 1960
3. Akadémiai Kézikönyvek, Kémia Főszerkesztő Náray-Szabó Gábor, 5-60 old.
4. H.W. King, The structure of pure metals (Chapter 2. in R.W. Cahn and P. Haasen ads Physical Metallurgy, third revised and enlarged edition Elsevier Science Publishers BV,1983
5. Erdey-Grúz Tibor, A fizikai kémia alapjai (második bővített és átdolgozott kiadás Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1963
6. Káldor Mihály: Fizikai metallurgia, Műszaki Könyvkiadó, Bp. (1990)
7. E. Hornbogen, The Physical Metallurgy of Steels (Chapter 16. in R.W. Cahn and P. Haasen ads Physical Metallurgy, third revised and enlarged edition Elsevier Science Publishers BV,1983
8. C. Kittel, Bevezetés a szilárdtest-fizikába, Műszaki könyvkiadó, Budapest, 1981
9. Verő J-Káldor M, Fémtan, Nemzeti Tankönyvkiadó, Budapest (1978)
10. Berke P, Győri J., Kiss Gy., Szerkezeti anyagok Technológiája I Műegyetemi Kiadó 2008
11. Buza G. Kétalkotós ötvözetek egyensúlyi fázisdiagramjai
12. G. A Chadwick, Metallography of Phase Transformations, London Butterworths, 1972
13. Dr. Szabadits Ödön, Acélok, öntöttvasak. MSZT Szabványkiadó, Budapest, 2005
14. ASM, Binary Phase Diagrams
15. E. Aghion and D.Eliezer, Magnesium Alloys (Science, Technology and Application) Printed in Israel, Haifa
16. W. D. Kingery, H. K. Bowen, D.R.Uhlman, Introduction to Ceramics ( Second Edition) John Wiley and Sons , Interscience Publication, 1976
17. D.R. Gaskell, Metallurgical Thermodynamics in Cahn an Haasen Physical Metallurgy, third revised and enlarged edition Elsevier Science Publishers BV,1983 Ch.6., p.288.
18. N. Babcsán, J. Banhart, D Leitlmeier, Metal soams- Manufacture and physics of foaming Material World v6, -No1., 2005
19. Dessewffy,Kerekes: Gumigyártás I-II., Műszaki Könyvkiadó Budapest, 1965,
20. H. O'Neill, Hardness Measurement of Metals and Alloys (Chapman and Hill LTD (second edition, 1967)
21. Tóth Lajos: Szerkezeti anyagok technológiája gyakorlatok I. - II.; Műegyetemi Kiadó, Jegyzetazonosító: 71018
22. Réti Pál: Korszerű fémipari anyagvizsgálat; 2. átdolgozott kiadás; Műszaki Könyvkiadó Budapest 1983
23. Nádasy Ferenc: Alapmérések Anyagvizsgálatok; Nemzeti Tankönyvkiadó Rt.; Budapest; 2001
24. Kiss László, Az elektrokémiai fémoldódás kinetikája, Akadémiai Kiadó, Budapest 1980
25. The Limits of Growth, Club of Romans Report (1983)

26. M. Momirlan, T. N. Veziroglu: Renewable and sustainable Energy Reviews 6 (2002) 141-179
27. Emőd I., Tölgyesi Z., Zöldy M., Alternatív Járműhajtások, Maróti Könyvkereskedés és Könyvkiadó Kft. Budapest, 2006
28. Lukács Pál, Elhasznált gépjárművek és mobil gépek újrahasznosítása, Doktori PhD értekezés, 2002 Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem