

112847

DR. ZORKÓCZY BÉLA  
egyetemi tanár

# Metallográfia és anyagvizsgálat



NEMZETI TANKÖNYVKIADÓ, BUDAPEST

356.497

EGYETEMI TANKÖNYV

A könyv bírálói:

DR. GILLEMOT LÁSZLÓ  
egyetemi tanár

DR. KÁLDOR MIHÁLY  
egyetemi tanár

2004



A mű más kiadványban való részleges vagy teljes felhasználása, utánközlése,  
illetve sokszorosítása a Kiadó engedélye nélkül tilos!

ISBN 963 18 7526 1

© Dr. Zorkóczy Béla jogutódai 1968

## TARTALOMJEGYZÉK

### FÉMTANI ALAPISMERETEK

1. Kristálytani alapismeretek .....	15
1.1. Atom .....	15
1.2. Kristályos szerkezet .....	16
1.3. Fémek kristályrendszerei .....	17
1.4. Miller-indexek .....	22
1.5. A térrácsszerkezet vizsgálata röntgensugarakkal .....	24
2. Egyfázisú, atomrácsú fémes anyagok és tulajdonságaik .....	28
2.1. Színfémek kristályosodása .....	28
2.2. Egyfázisú, atomrácsú fémes anyagok szilárdsági tulajdonságainak alapjai .....	35
2.3. Rugalmas alakváltozás .....	36
2.4. Rácsrendezetlenségek, rácshibák .....	37
2.5. Képlékeny alakváltozás .....	40
2.6. A képlékeny alakváltozás diszlokációs mechanizmusa .....	42
2.7. Egyfázisú fémes anyagok alakítási keményedése .....	46
2.8. Szilárd oldatok .....	49
2.9. Diffúzió .....	52
2.10. Alakítással keményített egyfázisú fém lágyulása .....	56
2.11. Szemcsenövekedés és hatásai .....	58
2.12. Polimorfizmus, allotrópia .....	61
3. Többfázisú fémes anyagok egyensúlyi kristályosodása .....	64
3.1. Az ötvözet fogalma, az ötvözés módjai és szövetelemei .....	64
3.2. Rendszerek egyensúlya .....	66
3.3. Kétalkotós egyensúlyi diagramok szerkesztése és olvasása (emelőszabály) .....	69
3.4. Eszményi kétalkotós egyensúlyi diagramok .....	72
3.5. Kiválások, szegregálások .....	85
3.6. Háromalkotós ötvözetek állapotábrái .....	87

### VASÖTVÖZETEK

4. Vasötvözetek egyensúlyi kristályosodása .....	93
4.1. A vas — karbon ötvözetek egyensúlyi diagramja .....	93
4.2. Néhány jellegzetes Fe-C ötvözet metastabilis kristályosodása .....	96
4.3. A nyersvas stabilis kristályosodása .....	101
4.4. Gyakorlati Fe-C ötvözetek .....	102

5. Ötvözetlen acélok .....	104
5.1. Ötvözetlen acélok szilárdsági tulajdonságai metastabilis egyensúlyi állapotukban. ....	104
5.2. Acélok $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ átalakulásának fizikai alapjai .....	107
5.3. Az acélok izotermás átalakulása és diagramja .....	109
5.4. A $\gamma \rightarrow \alpha$ átalakulás módjai .....	112
5.5. A folyamatos hűlés sebességének hatása az ötvözetlen acélok átalakulására és szövetére .....	118
5.6. A hűlés sebességének hatása az austenitátalakulás termékeinek méretére .....	123
5.7. Izotermás átalakulási diagramok fajtái .....	126
5.8. A folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram .....	128
5.9. A martensit és az edzett acél keménysége .....	132
5.10. Az edzett acél megeresztése .....	134
5.11. A Fe-C ötvözetek jellegzetes szövelei .....	137
6. Ötvözött acélok .....	142
6.1. Az acél ötvözőelemeinek jellemzése .....	142
6.2. Az acélötvözők hatása az átalakulási diagramok helyzetére és alakjára .....	147
6.3. Mangánacélok .....	150
6.4. Nikkelacélok .....	152
6.5. Króm acélok .....	153
6.6. Wolfram acélok .....	158
6.7. Egyéb acélötvözők jellemzése .....	159
6.8. Az acélok szennyező anyagai .....	161
7. Ipari nyersvas (öntöttvas) .....	165
7.1. Az öntöttvas fajták általános jellemzése .....	165
7.2. Szürkevas .....	166
7.3. Különleges öntöttvasak .....	168
7.4. Fehérvas .....	171

#### SZÍNESFÉMEK

8. Néhány fontosabb színesfém és ötvözet .....	175
8.1. Alumínium és ötvözelei .....	175
8.2. Magnézium és ötvözelei .....	181
8.3. Titán és ötvözelei .....	182
8.4. Réz és ötvözelei .....	183
8.5. A horgany (Zn) és ötvözelei .....	189
8.6. Ólom és ötvözelei .....	190
8.7. Az ón (Sn) és ötvözelei .....	192
8.8. Nemesfémek: Au, Ag, Pt .....	193

#### ALKALMAZOTT METALLOGRÁFIA: HŐKEZELÉS

9. A hőkezelés általános szabályai .....	197
9.1. A hőkezelés célja és fő csoportjai .....	197
9.2. A hőkezelés végrehajtásának módszere: hőmérséklet—idő diagramok .....	199
9.3. A hevítési környezet hatása a munkadarabra .....	201
9.4. A munkadarab anyagának, alakjának és méretének hatása a hevítésre .....	206
9.5. Hőmérséklet-szabályozás és hevítő berendezések .....	210

#### ACÉLOK HŐKEZELÉSE

10. Acélok lágyító és feszültségcsökkentő hőkezelése .....	217
10.1. Feszültségcsökkentés .....	217
10.2. Újrakristályosítás (rekrisztallizáció) .....	218
10.3. Egyszerű lágyítás .....	222
10.4. Teljes, átkristályosító lágyítás. Normalizálás .....	226
10.5. Izotermás lágyítás .....	229
10.6. Diffúziós izzítás .....	231
10.7. Austenites lehűtés .....	233
11. Acélok teljes edzése .....	236
11.1. Ötvözetlen acélok folyamatos hűtésű edzése .....	236
11.2. Ötvözött acélok edzése a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramok alapján .....	242
11.3. Edzhetőség. Átedzhetőség .....	246
11.4. Maradékaustenit és átalakítása. Mélyhűtés .....	257
11.5. Edzési feszültségek és elhárításuk .....	259
11.6. Melegedés: lépcsős és izotermás edzés .....	261
12. Acélok szívósságát fokozó hőkezelési eljárások .....	265
12.1. Egy lépésben végzett szívósságfokozó hőkezelés .....	265
12.2. Izotermás, bainites nemesítés: patentozás .....	267
12.3. Nemesítés .....	269
12.4. Megeresztési ridegség .....	272
13. Acélok felületi keményítése .....	279
13.1. Kéregedés: indukciós edzés, lángedés, bemártó edzés .....	279
13.2. Betétedzés .....	283
13.3. A cementálás közegei és eljárásai .....	284
13.4. A cementálást követő hőkezelések .....	286
13.5. Nitrálás .....	288
14. Acélok kiválósos keményítése .....	291
14.1. A kiválósos keményítés elvi alapja. Öregítés .....	291
14.2. Állandó mágnesek kiválósos edzése .....	294
14.3. Gyorsacél edzése és kikeményítése .....	300
15. Acélok ötvöző hőkezelései .....	308
15.1. Lágynitrálás .....	308
15.2. Alítálás .....	309
15.3. Kromálás. Szilikálás .....	311
15.4. Szulfidálás .....	312

#### ÖNTÖTTVASAK HŐKEZELÉSE

16. Szürkevas öntvények hőkezelése .....	315
16.1. Szürkevas öntvények hőkezelésének általános szempontjai .....	315
16.2. Szürkevas öntvények feszültségcsökkentése .....	315
16.3. Szürkevas öntvények lágyítása .....	317

16.4. Szürkevas öntvények edzése .....	317
16.5. Szürkevas öntvények szívósságnövelő hőkezelései .....	322
<b>17. Fehérvas öntvények hőkezelése. Temperálás .....</b>	<b>323</b>
17.1. A fehérvas temperálásának elvi alapjai .....	323
17.2. Fekete temperöntvény készítése .....	323
17.3. Fehér temperöntvény készítése .....	325

#### SZÍNESFÉMEK HŐKEZELÉSE

<b>18. Könnyűfémek hőkezelése .....</b>	<b>331</b>
18.1. Színalumínium lágyítása .....	331
18.2. Alumíniumötvözetek hőkezelései .....	334
18.3. Alakítható alumíniumötvözetek nemesítése .....	337
18.4. Alumíniumöntvény ötvözetek hőkezelése .....	342
18.5. Magnéziumötvözetek hőkezelése .....	344
<b>19. Nehézfémek hőkezelése .....</b>	<b>345</b>
19.1. A szinréz és rézötvözetek hőkezelése .....	345
19.2. Egyéb nehézfémek hőkezelése .....	348

#### FÉMES ANYAGOK VIZSGÁLATA

<b>20. Az anyagvizsgálat feladata, eljárásai. Próbavétel .....</b>	<b>351</b>
<b>21. Szakítókérdéslet szobahőmérsékleten .....</b>	<b>355</b>
21.1. A szakítókérdéslet és a szakítódiagramok jellemzése .....	355
21.2. A szakítókérdéslettel meghatározható szilárdsági jellemzők .....	359
21.3. A finom nyúlásméréssel meghatározható anyagjellemzők: $\sigma_{0,2}$ , $\sigma_{0,02}$ , $\sigma_{0,002}$ meghatározása .....	364
21.4. Valódi feszültségi diagram .....	369
21.5. A próbatest alakjának, méretének és a terhelés sebességének hatása az eredményekre .....	372
21.6. A szakítókérdéslet berendezései .....	374
<b>22. Szakítóvizsgálat nagyobb hőmérsékleten .....</b>	<b>378</b>
22.1. Melegsakítóvizsgálat és diagramjai .....	378
22.2. A kúszás jelensége .....	379
22.3. Nagy hőmérsékleten állandó terheléssel meghatározott anyagjellemzők .....	382
22.4. Kúszást vizsgáló berendezések .....	387
<b>23. Egyéb sztatikai vizsgálatok .....</b>	<b>389</b>
23.1. Nyomóvizsgálat .....	389
23.2. Hajlítóvizsgálat .....	392
23.3. Csavaróvizsgálat .....	395
23.4. Nyíróvizsgálat .....	397
<b>24. Keménységmérések .....</b>	<b>398</b>
24.1. A Brinnell-keménység mérése .....	398
24.2. A Vickers-keménység mérése .....	402
24.3. A Rockwell-keménység mérése .....	403

24.4. Mikrokeménység-mérés .....	406
24.5. Dinamikus keménységmérések .....	408
<b>25. Dinamikus szilárdsági vizsgálatok .....</b>	<b>411</b>
25.1. Bemetszett próbatest ütővizsgálata .....	411
25.2. Dinamikus szakítóvizsgálat .....	413
<b>26. Fárasztó vizsgálat .....</b>	<b>415</b>
26.1. A fémek kifáradásának jelensége ismételt igénybevételeknél .....	415
26.2. Wöhler-diagram .....	417
26.3. A fárasztókísérlet eredményeinek értékelése méretezésnél .....	418
26.4. Gyorsított fárasztókísérletek. — a) A károsodások halmozódásának elmélete. — b) A gyorsfárasztás Locati-féle módszere .....	420
26.5. Kifáradási határdiagramok (biztonsági területek) .....	424
26.6. A felület minőségének hatása a kifáradási határra .....	428
26.7. Fárasztógépek .....	430
<b>27. Technológiai próbák .....</b>	<b>432</b>
27.1. Hajlító és hajtogató próba .....	432
27.2. Mélyhúzó próba (Erichsen-próba) .....	433
27.3. Csővizsgálatok .....	434
<b>28. Hibakereső (nem roncsoló) vizsgálatok .....</b>	<b>436</b>
28.1. Mágneses repedésvizsgálat .....	436
28.2. Penetráló folyadékvizsgálat .....	438
28.3. Röntgen hibakereső vizsgálat. Izotóp vizsgálat .....	439
28.4. Ultrahang vizsgálat .....	445
<b>29. Korróziós vizsgálat .....</b>	<b>449</b>
29.1. A korrózió fogalma és fajtái .....	449
29.2. Felületi korróziós vizsgálatok .....	452
29.3. Szemcsehatár-korróziós vizsgálat .....	454
29.4. Feszültségkorrózió .....	455
29.5. Az elektrokémiai korrózió mechanizmusának összefoglalása .....	457
Szakirodalom .....	458
Függelék a („Fémes anyagok vizsgálata” részben alkalmazott jelölések) .....	460
Tájékoztató a könyvben előforduló mértékegységek SI-mértékrendszerbe való átszámításáról ...	468
Tárgymutató .....	469
Névmutató .....	475

## ELŐSZÓ

Ez az egyetemi tankönyv a Nehézipari Műszaki Egyetem Gépészmérnöki Kara bányagépész-, szerszámgépész-, vegyipari gépész- és gépgyártómérnöki szakának hallgatói részére a reform elvei szerint készült. Tematikáját 1962-ben hagyta jóvá a Bányamérnöki és Gépészmérnöki Kar.

A tankönyv két félév anyagát tartalmazza. Az első rész: „Általános metallográfia, Vasötvözetek és Színesfémek” című fejezeteit a második félévben heti 3 óra előadás és 2 óra gyakorlat keretében, a második rész: „Alkalmazott metallográfia, hőkezelés”, valamint a harmadik rész: „Fémes anyagok vizsgálata” című fejezeteit a harmadik félévben heti 3 óra előadás és 4 óra gyakorlat keretében oktatjuk.

A tankönyv oktatási célja, hogy a Nehézipari Műszaki Egyetemen a gépészeti szakok hallgatóit bevezesse a szerkezeti anyagok ismeretébe. Korunk tervező mérnökét mindennapi munkája az elé az állandóan visszatérő feladat elé állítja, hogy a legkülönbözőbb és egyre fokozódó igénybevételekkel szemben helytállni hivatott szerkezeteihez megfelelő anyagot válasszon. A gépgyártó mérnöknek az a hivatása, hogy az anyagmegválasztás helyességét ellenőrizze, és a gyártás során az anyagot úgy alakítsa, kezelje, hogy az a kész szerkezetbe a legmegfelelőbb tulajdonságokkal kerüljön be.

A technika fejlődése ipari anyagaink számát rendkívül felduzzasztotta. Hasonlóan növelte az anyagok tulajdonságait változtató, átalakító technológiák számát is. A múlt század mérnökének még megfelelt a lexikális anyagismeret. A ma és főleg a jövő mérnöke számára az anyagok és tulajdonságmódosító technológiák nagy és egyre növekvő száma miatt a lexikális anyagismeret használhatatlan kaotikus adathalmazt jelent.

A ma és a jövő mérnökének olyan anyagismeretre van szüksége, amely az anyagok nagy számát rendszerezéssel kevés számú csoportra szűkíti, tulajdonságaik változását pedig lehetőleg minél szélesebb körben érvényes törvényszerűségekkel levezethetővé teszi.

A „Metallográfia és anyagvizsgálat” tananyagának összeállításánál ilyen oktatási célkitűzés vezetett. A fémes anyagok tulajdonságainak és azok változásának ismer-

tetésére igyekeztem felhasználni a fémek atomos felépítésének egyszerű törvényszerűségeit és a fémfizika néhány elvi alapját. Nem volt célom, hogy fémfizikát oktassak. Megelégszem azzal, hogy a könyv olvasóit *fémfizikai szemlélet* útján ismeressem meg a fémes anyagokkal, tulajdonságaikkal és azok változásával. Nagy gondot fordítottam arra, hogy a tankönyv korszerű, leszűrt ismereteket közöljön. Didaktikai szempontból az a célkitűzés vezetett, hogy az az első éves hallgató, aki első ízben találkozik a tankönyvben tárgyalt ismeretekkel és jelenségekkel, középiskolai képzettsége és első féléves egyetemi tanulmányai során szerzett ismeretei alapján lehetőleg mindent minél könnyebben megértse.

A tankönyv tematikájának eredeti összeállításában önkénytelenül is hatása alatt álltam ipari munkásságom során szerzett tapasztalataimnak. A fejlődő tudomány szaporodó ismeretei közül gondosan válogattam össze azokat a részleteket, amelyekkel a könyv célkitűzését a legjobban elérhetőnek reméltem. Talán ennek a következménye az, hogy a könyv anyaga nemcsak a jövő gépészmérnököknek szól, hanem hasznos ismereteket tartalmaz az iparban dolgozó gépészmérnökeink továbbképzésére is.

Köszönetet mondok dr. Gillemot László akadémikus és Káldor Mihály kandidátus egyetemi tanároknak tárgyilagos bírálatukért, értékes észrevételeikért és tanácsaikért, amelyekkel a könyv színvonalának emelését segítették. A tankönyv tematikájának kialakításában részt vett a Nehézipari Műszaki Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszékének teljes oktatói kara. A könyv alapjául szolgáló két egyetemi reformjegyzet elkészítésében nagy segítséget nyújtott Kóródy László, Kovács Ferenc, Pirkó József, dr. Farkas Józsefné, Kiss Lajos adjunktus, Vízgy György tudományos munkatárs és Sárvári József tanársegéd. Segítségükért nekik is hálás köszönetet mondok.

Miskolc, 1967. június hó

Dr. Zorkóczy Béla

#### ELŐSZÓ A HARMADIK KIADÁSHOZ

Amikor a Tankönyvkiadó felkérését megkaptam, hogy járuljak hozzá a könyv harmadik kiadásához, figyelmesen újból átolvastam azt. Megállapítottam, hogy tartalma még mindig megfelel az első kiadás előszavában megjelölt minőségnek és célkitűzéseknek.

A műszaki tudomány szakadatlan fejlődése mégis megköveteli, hogy egyes részleteit korszerűsítsem. Ezt a munkát a terjedelem bővítése nélkül a tartalom minőségi változtatása útján végeztem el. Felhívom az olvasók figyelmét a „Függelék” utolsó oszlopára, mert a jelölések szabványa állandóan változóban marad.

Hálás köszönettel tartozom Fehérváry Attila és Rittinger János tudományos munkatársaknak, akik a korszerűsítés munkájában értékes, hasznos tanácsaikkal segítettek.

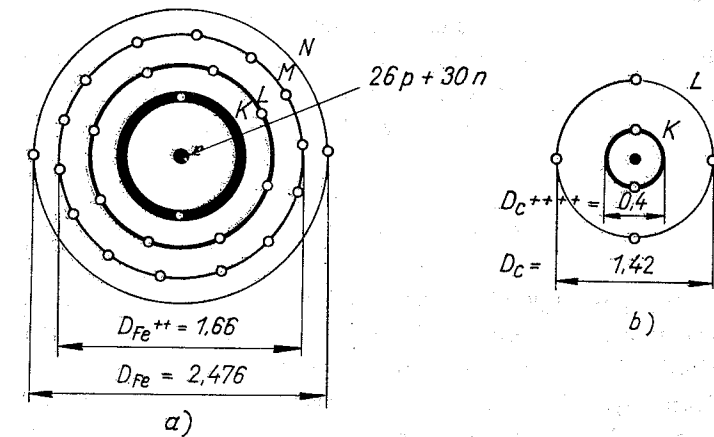
Budapest, 1974. május hó

Dr. Zorkóczy Béla

# I. KRISTÁLYTANI ALAPISMERETEK

## 1.1. Atom

A fémeknek éppúgy, mint minden anyagnak „építőkövei” az atomok. Az „Általános kémia” részletesen ismerteti az atomok szerkezetét, az atomerőket és kötéseket. Eszerint a fémek elemek atommagból és akörül keringő elektronokból állanak. A fémek tulajdonságainak, azok hőhatással vagy erőhatással való megmunkálása-kor bekövetkező megváltozásának magyarázatát ismereteink bővülésével egyre inkább megtaláljuk az atomok szerkezeti felépítésében és szerkezeti anyagainkban elfoglalt helyzetük energiaviszonyaiban. Ezért támaszkodik a korszerű metallográfia a fémek anyagok atomos szerkezetének ismereteire.



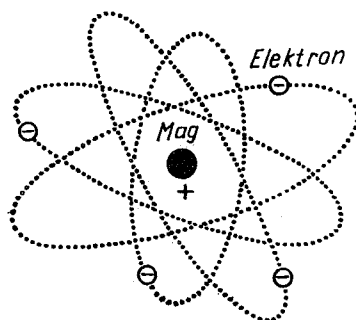
1. ábra. a) A  ${}_{26}\text{Fe}^{56}$  (26 rendszámú, 56 atomtömegű) vasatom egyszerűsített modellképe az ion- és atomtömegekkel; b) a  ${}_{6}\text{C}^{12}$  C-atom modellképe. Az átmérők mértékegysége Å (angström =  $10^{-8}$  cm)

Az 1a ábra a vasatom egyszerűsített modell jelképét ábrázolja. Magja a rendszámának megfelelő 26 + töltésű protonból és az atomtömeg és rendszám különbségének megfelelő  $56 - 26 = 30$  neutronból áll. Körülötte a térben 4 energiaszinten, bolygópályákon 26 negatív töltésű elektron kering. E pályákat az egyszerűsített

modellnél síkba rajzolt körpályákkal helyettesítettük. Az egyes héjakról az elektronok eltávolításához szükséges energia nagyságát a héjakat egyszerűsített módon jelképező körök vonalvastagsága jelzi. Legkisebb energia kell a legkülső (N) héjon levő vegyértékelektronok elmozdításához. A két vegyértékelektron eltávolítása után a vasatomból keletkezett  $Fe^{++}$  vasion külső (M) héjáról egy elektron eltávolításához már 6–12-szer akkora energiára van szükség.

A vasatom elektronpályáit burkoló gömb átmérője, az atomátmérő kb. 2,5 Å, míg a vasion átmérője ennek 2/3 része, kb. 1,7 Å.

Az 1b ábrán egy karbon atomnak az 1a ábra léptékében megrajzolt egyszerűsített modellképe látható. Atomátmérője a vasénak 0,58-szorosa. Magjában 6 proton és 6 neutron van.



2. ábra. Az atom szerkezete (elvi vázlat)

Az anyagszerkezetre vonatkozó szakirodalomban az atomok jelölésének két módjával találkozunk: leggyakrabban az atommag pillanatnyi helyét kis körrel vagy ponttal jelölik, de találkozunk az atomátmérő nagyságát jelző gömb vagy labda jelöléssel is. Utóbbi esetben sosem szabad abba a tévhitbe esnünk, hogy az atom külső átmérőjét valamiféle héj határolja. Mindig szem előtt kell tartanunk, hogy az atomoknak csak a magja tekinthető tömörnek, mert az tartalmazza csaknem az egész tömegét. Körülötte keringenek a tér különböző síkjában fekvő bolygópályákon 0,0005-nyi atomi tömegegységgel bíró elektronok úgy, ahogy azt a 2. sz. elvi vázlat mutatja. Az atomátmérővel rajzolt gömbhéj egy-egy pontját tehát csak egy pillanatig érinti keringés közben egy-egy elektron.

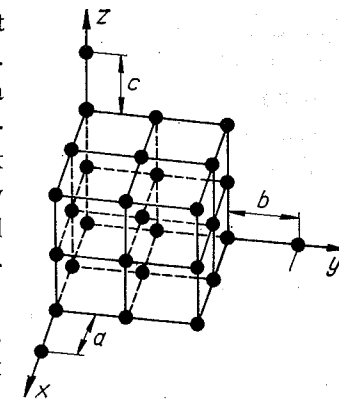
## 1.2. Kristályos szerkezet

A szerkezeti anyagok nagyobb részében, a fémekben az atomok a tér mindhárom irányában, szabályosan ismétlődő idomok szerint rendeződve helyezkednek el. Az ilyen anyagokat kristályos anyagoknak nevezzük.

Vannak olyan anyagok, amelyeknek atomjai rendezetlenül halmozódnak egymásra, bár atomtávolságaik közel egyenlők. Ezeket az anyagokat *amorf* (alaktalan) anyagoknak hívjuk. Ilyen minden folyadék. Éppen ezért az amorf szilárd anyagokat, amilyen pl. az üveg, túlhűtött folyadéknak tekintik. Van olyan anyag, amely mindkét változatban előfordul. Ilyen az elemi szén (C), mely szilárd állapotban amorf alakban és kétféle rendszer szerint (szabályos vagy köbös és hatszöges) kristályosodva is előfordul.

A fémek kristályos szerkezetének jellemzésére általános esetben 3 irány (szög) és 3 távolság (rácsméret, paraméter) szükséges. Egy kristályszerkezet keletkezését a 3. ábra szerint a következőképp írhatjuk le:

Az  $x-y-z$  tengelykereszt kezdőpontjába helyezett atomot az  $x$  irányba azonos  $a$  távolságokkal eltoljuk. Így keletkezik az  $x$  irányban egy *lineáris rács*. Ezt a lineáris atomrácsot az  $y$  irányba önmagával párhuzamosan  $b$  távolságokkal többször áthelyezve, kapjuk az  $x-y$  síkban a *sík-rácsot*. E síkrácsot a  $z$  tengely irányába önmagával párhuzamosan  $c$  távolságokkal többször áthelyezve nyerjük a kristályrendszert jellemző ún. *térrácsot*.



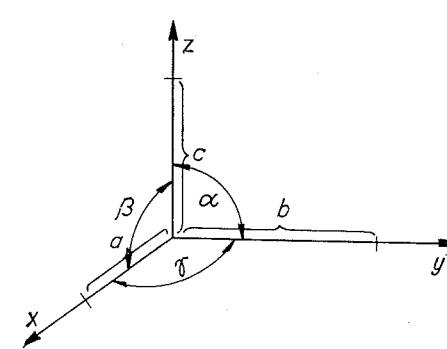
3. ábra. Egyszerű vagy primitív transzlációs térrács

A kristályos szerkezetű fémek felépítése olyan, hogy az illető fémre jellemző geometriai idomok sarokpontjai határozzák meg az atomok középpontjait. Az atomok e középpontok körül állandó rezgőmozgást végeznek. A rezgőmozgás amplitúdója a fém hőmérsékletével változik és ezzel együtt változik a térrácsnak az atomközéppontok távolságát meghatározó mérete, az ún. rácsparaméter is. Ez a jelenség a hőtágulás fémfizikai alapja.

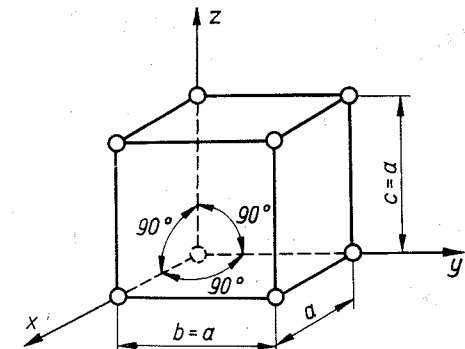
## 1.3. Fémek kristályrendszerei

A kristályos anyagok atomjai 32 egymástól kisebb-nagyobb mértékben különböző rendszer szerint rendeződnek el dermedés közben. A gépszerkezetek gyártására, valamint egyéb műszaki célokra leggyakrabban felhasznált 25–30 fémes elem három kristályrendszer: a *szabályos*, *tetragonális* és a *hexagonális* rendszer teljes szimmetriájú osztályába tartozik.

A kristályrendszerek leírására 3 irány, azaz három tengely ( $x, y, z$ ) egymással bezárt szöge ( $\alpha, \beta, \gamma$ ) és az atomoknak az egyes tengelyek irányában ismétlődő távolságai ( $a, b, c$ ) szükségesek. A kristálysíkok egyértelmű megjelölésére jobb sodrású



4. ábra. A kristályrendszerek leírására használt tengelykereszt

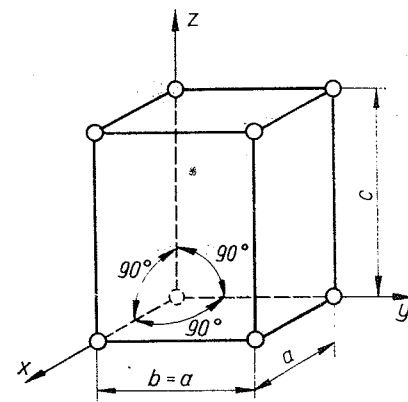


5. ábra. Egyszerű szabályos fémrács:  $a = b = c$ ,  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$



koordináta-rendszert használunk, tehát a tengelykeresztet a 4. ábra szerint úgy vesszük fel, hogy a felénk mutató tengelyt  $x$ -szel, a rajta ismétlődő paramétert  $a$ -val, a papíros síkjában fekvő vízszintes tengelyt  $y$ -nal, paraméterét  $b$ -vel, a függőlegest  $z$ -vel, paraméterét  $c$ -vel jelöljük. Továbbá az  $x-y$  szöge  $\gamma$ ,  $y-z$  szöge  $\alpha$ ,  $z-x$ -é  $\beta$ .

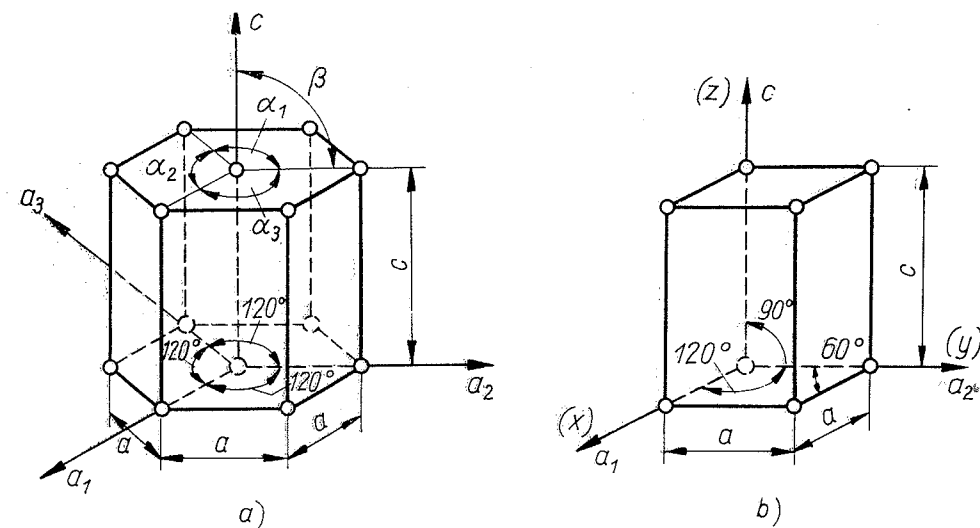
A szabályos, vagy köbös térrácsban a fém atomjainak rezgésközpontjai az 5. ábra szerint egy kocka sarokpontjain helyezkednek el. A tengelymetszékek és szögek segítségével történő jellemzése:  $a = b = c$  és  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ . A szabályos rácsot tehát egyetlen számadattal, az  $a$  paraméter megadásával teljesen meghatároztuk.



6. ábra. Egyszerű tetragonális fémrács:  
 $a = b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$

A tetragonális rács (6. ábra) a szabályostól csak abban különbözik, hogy az egyik tengely (a koordináta-rendszer célszerű felvételénél a  $z$ -tengely) irányában az atomközéppontok távolsága, az ún. rácsállandó nagyságban eltér a másik két tengely rácsállandójától. A tetragonális térrács jellemzése tehát:  $a = b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ . Az  $\frac{a}{c}$  viszony lehet egynél kisebb, vagy nagyobb. A tetragonális térrácsot két számadat határozza meg:  $a$  és  $c$ .

Az atomközéppontoknak a hexagonális vagy hatszöges kristályrendszerben való elrendeződését a 7. ábra mutatja. E rendszer jellemzésére 4 tengely szükséges, ezek közül 3 egy síkban helyezkedik el, a negyedik a metszéspontjukba állított merőleges.

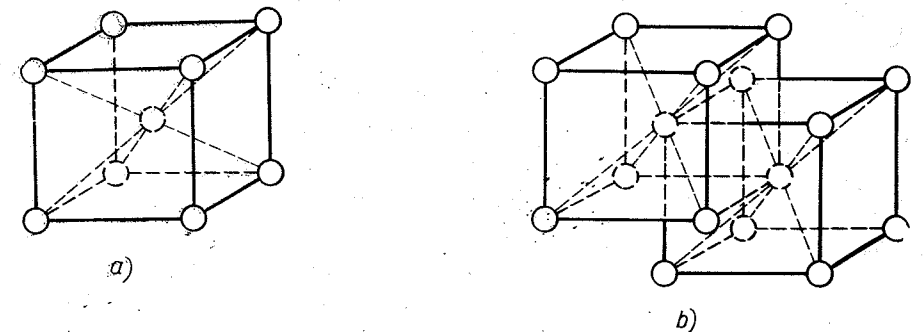


7. ábra. Egyszerű hexagonális (hatszöges) fémrács kétféle ábrázolása:  $a_1 = a_2 = a_3 = a \neq c$   
 $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 120^\circ, \beta = 90^\circ$

E térrácsra jellemző ismétlődő téridom a szabályos hatszög alapú hasáb. Az atomközéppontok a sarokpontokon kívül az alap- és fedőlap középpontjában helyezkednek el. Jellemzése:  $a_1 = a_2 = a_3 = a \neq c; \alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 120^\circ, \beta = 90^\circ$ .

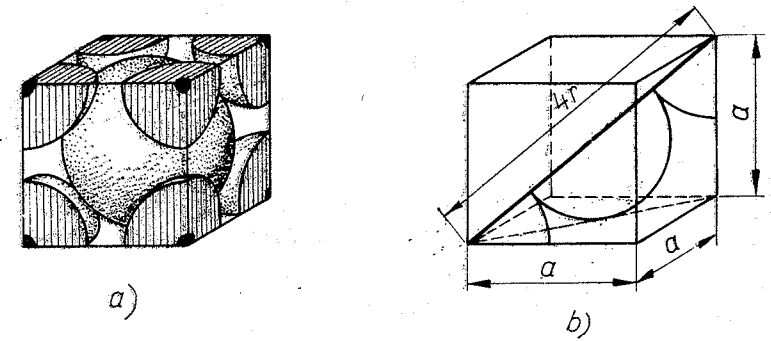
A hexagonális térrács három olyan rombusz alapú hasábból származtatható, amilyent a 7b ábra mutat. Ennek az ún. rombuszos rácsnak leírása:  $a = b \neq c; \alpha = \beta = 90^\circ; \gamma = 120^\circ$ .

Az eddig tárgyalt rácsszerkezetek az illető kristályrendszer egyszerű, vagy primitív rácsai. A fémrácsok között többségben vannak azok a rácsszerkezetek, amelyeknél az atomok középpontjai nemcsak a téridomok sarokpontjain, hanem egyéb kitüntetett helyein, legtöbbször a téridomok súlypontjában, vagy az oldallapok középpontjában is elhelyezkednek.



8. ábra. Térben középpontos szabályos rács. a) Az atom elhelyezkedése a kocka súlypontjában. b) A súlypontokban elhelyezkedő atomok alkotta második rács beilleszkedése

A szabályos rendszer primitív térrácsa szerint kristályosodik a Mn és a P. A Cr, W, Mo, V a szabályos rendszer olyan módosulata szerint kristályosodik, amelynél a kocka súlypontjában is helyet foglal 1-1 fématom (8a ábra). Ezt a rácsot térben középpontos (tétközpontos) szabályos térrácsnak hívjuk. A súlyponti atomok egy újabb szabályos rácsot alkotnak, amely az elsőbe a 8b ábra szerint illeszkedik. A tétközpontos szabályos rács tömörsége tehát kétszerese az egyszerű rácsénak.



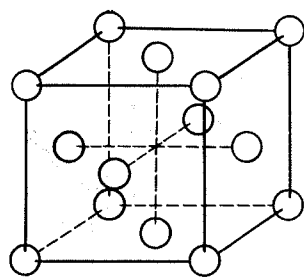
9. ábra. Térben középpontos térrács állandója és az atomsugár összefüggése

A térczpontos szabályos rács állandóját, paraméterét kiszámíthatjuk az atom-sugár ismeretéből ama meggondolás alapján, hogy az atomközéppontok körül az atomsugárral rajzolt gömbfelületek érintkeznek. Ezt mutatja a 9a, és b ábra. Ezek alapján

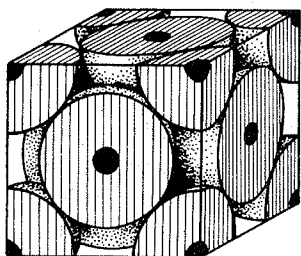
$$(4r)^2 = 3a^2, \text{ tehát } r = \frac{\sqrt{3}}{4}a = 0,433a,$$

$$a = \frac{4}{\sqrt{3}}r = 2,32r. \quad (1)$$

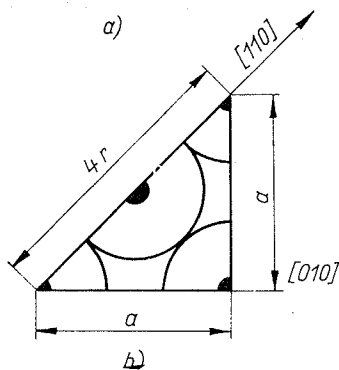
Az Al, Ni, Cu, Ag, Au, Pt és Pb a szabályos rendszer olyan változata szerint kristályosodik, amelynél a kocka oldallapjainak



10. ábra. Felületen középpontos térrács



a)



b)

11. ábra. A felületen középpontos térrács állandója és az atomsugár összefüggése

közepén is elhelyezkedik egy-egy atomjuk. Ezt a módosulatot *felületen középpontos* (lapközpontos) szabályos térrácsnak hívják (10. ábra). E térrács szemben fekvő kockaoldalainak, hexaéderlapjainak középpontjaiban elhelyezkedő atompárok egy-egy újabb szabályos rács bázisoldaléleit képezik. A lapközpontos szabályos rács tehát az egyszerű szabályos rácsból úgy származtatható, hogy abba *három* újabb rács illeszkedik bele.

Térben középpontos szabályos térrácsa van a Fe ún.  $\alpha$ -vas módosulatának, mely 911 °C alatt állandó (stabilis). Felületen középpontos szabályos térrácsa van a Fe ún.  $\gamma$ -vas módosulatának, mely 911 °C felett állandó.

A felületen középpontos szabályos térrács atomjainak egy kockaelemében való elhelyezkedését szemlélteti a 11. ábra. Az atomok elhelyezkedése az oldallapok átlója irányában való érintkezéssel szabja meg az atomsugár és rácsállandó összefüggését. A 11b ábra szerint

$$(4r)^2 = 2a^2; \quad r = a \frac{\sqrt{2}}{4} = 0,353a$$

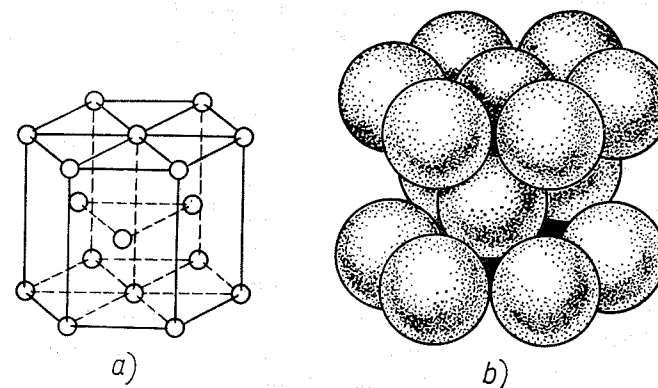
$$a = r \frac{4}{\sqrt{2}} = 2,83r. \quad (2)$$

A tetragonális rácsnak csak a térben középpontos módosulata fordul elő egyetlen gyakorlatban sokat szereplő fémnél, az ónnál.

A hexagonális rácsnak is van egy tömött módosulata, amelynek hatszög alapú hasábjának fél magasságában is elhelyezkedik 3 atom úgy, ahogy

azt a 12. ábra mutatja. A 12b ábra, amely az atomátmérővel rajzolt gömböknek ábrázolja az atomokat, jól érzékelteti, hogy ez a legtömöttebb módosulata ennek a kristályrendszernek. Így kristályosodik a Mg, Ti, Co, Zn.

A rácsméretek, rácsállandók és egy rácselemben levő atomok száma, valamint az atomsúly segítségével meg tudjuk határozni a fémek sűrűségét. A rácselemben tartozó atomok számának helyes meghatározásához figyelembe kell venni, hogy a rácselem egyes helyein levő atom hány rácselemben szerepel. A rácselem belsejében levő (térczpontos) atom csak az illető rácselemhez tartozik. A lapközépen levő atom két rácselemhez, az oldaléleken levő atom a szabályosnál 4, a hexagonálisnál 3



a)

b)

12. ábra. Hexagonális tömött térrács

rácselemhez, a rácselem csúcsain ülő atom a szabályos rácsnál 8, a hexagonálisnál 6 rácselem közös atomja.

A szabályos rendszer legtömöttebb módosulata a *gyémántrács*. Ennek lapközépein kívül belsejében még 4 atom van. Ezek a testátlók hossznegyedén, mégpedig váltakozva a felső és alsó negyedek helyezkednek el. Ilyen rácsa van a Si-nak és a C-nek (gyémánt).

A térben középpontos rács rácseleme ezek szerint  $\frac{8}{8} + 1 = 2$  atomot, a felületen középpontos  $\frac{8}{8} + \frac{6}{2} = 4$  atomot, a gyémántrács  $\frac{8}{8} + \frac{6}{2} + 4 = 8$  atomot tartalmaz.

A fém fajsúlyát megkapjuk, ha a rácselem atomjainak súlyát osztjuk a rácselem térfogatával.

(Példa: A Fe atomsugara 1,238 Å = 1,238 · 10<sup>-8</sup> cm, atomsúlya 55,85. Mekkora a fajsúly?

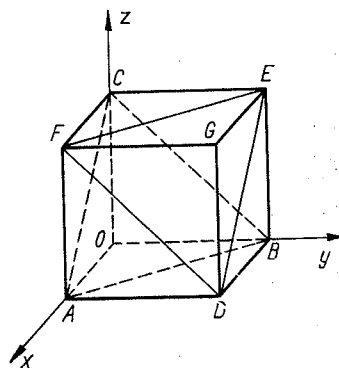
Egy rácselem 2 atomot tartalmaz. Egy atom súlyát megkapjuk, ha az atomsúlyt elosztjuk az 1 gram-atom súlynyi mennyiségben levő atomok számával: 6,02 · 10<sup>23</sup>, az Avogadro-számmal. Egy rácselemben levő atomok súlya: 2 · 55,85 : 6,02 · 10<sup>23</sup> p.

$$\text{Egy rácselem térfogata } a^3 = \left(\frac{r}{0,433}\right)^3 = (2,86 \cdot 10^{-8})^3 = 23,3 \cdot 10^{-24} \text{ cm}^3.$$

$$\text{A vas (Fe) fajsúlya: } \frac{2 \cdot 55,85 \cdot 10^{24}}{6,02 \cdot 23,3 \cdot 10^{23}} = 7,9 \text{ p/cm}^3.$$

### 1.4. Miller-indexek

A metallográfiában szükségünk van a fémkristályok egyes lapjainak, vagy kitüntetett síkjainak megjelölésére. Erre szolgálnak a Miller-indexek, melyek a síkok  $x$ ,  $y$ ,  $z$  tengelyekből levágott hosszainak reciprok értékei:  $h = \frac{1}{a}$ ,  $k = \frac{1}{b}$ ,  $l = \frac{1}{c}$ . A sík megjelölését úgy végezzük, hogy a Miller-indexeket gömbölyű zárójelbe tesszük:  $(hkl)$ .



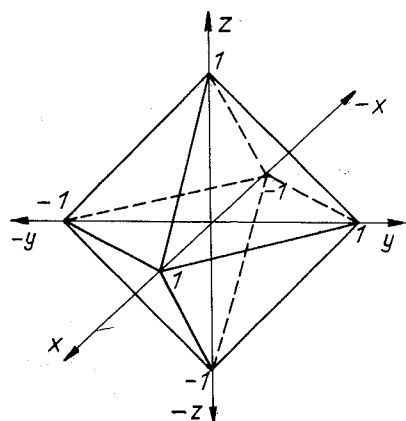
13. ábra. A szabályos rács néhány lapjának Miller-indexe.  $ADGF$  (100),  $BDGE$  (010),  $CFGE$  (001),  $ADEC$  (101),  $ABEF$  (110),  $BDFC$  (011),  $ABC$  (111)

A Miller-indexek alkalmazását a 13. ábrán mutatjuk be, amely egy szabályos térrács elemi sejtjét mutatja. Mivel kristálytanilag az idom méretei nincsenek hatással a kristályrendszerre, a rácsparamétert 1-nek vehetjük. Ha a lap a tengellyel párhuzamos, metszéke végtelen nagy, reciprok értéke tehát 0.

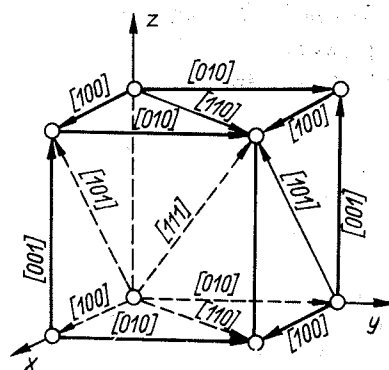
A hexaéder (kocka) mellső lapjának ( $ADGF$ ) metszékei:  $a = 1$ ,  $b = \infty$ ,  $c = \infty$ , Miller-indexei tehát  $h = 1$ ,  $k = 0$ ,  $l = 0$ ; a lap jelölése tehát: (100). A párhuzamos  $OBEC$  lap kristálytanilag azonos jellegű, megjelölésére ugyanezt a jelet használjuk. Az  $ABC$  sík mindhárom tengelyt egységnyi távolságban metszi, jele tehát (111). Az  $O$  pontban találkozó 8 kocka  $z$  tengelyt metsző oktaéderlapjai a 14. ábrán látható oktaédert alkotják. Innen kapták nevüket. Ennek lapjait úgy jelöljük, hogy a tengelyek negatív irányai

való metszékük negatív jelét a szám fölött írjuk.

Irányokat úgy jelölünk, hogy önmagukkal párhuzamosan eltoljuk az irányvektort a koordináta-rendszer kezdőpontjába és az irány által a kristály elemi sejtjéből



14. ábra. Az oktaéderlapok jelölései: Felső rész:  $(\bar{1}11)$ ,  $(11\bar{1})$ ,  $(1\bar{1}1)$ ,  $(\bar{1}\bar{1}1)$ ; alsó rész:  $(11\bar{1})$ ,  $(\bar{1}11)$ ,  $(1\bar{1}1)$ ,  $(\bar{1}\bar{1}1)$



15. ábra. Irányok jelölése indexekkel

kimetszett dőféspont koordinátáit szögletes zárójelbe tesszük (15. ábra). Az irányok meghatározására szolgáló Miller-indexek azonosak a rájuk merőleges síkok Miller-indexeivel, ezért azok szögletes zárójelbe tevésével is egyértelműen megjelölhetők.

Azokat a síkokat, melyeknek Miller-indexei azonos számok ( $h, k, l$ ) variációi, síkcsaládnak nevezzük. Az ilyen síkok azonos sűrűségűek. A síkcsalád valamennyi tagját úgy jelöljük, hogy Miller-indexeiket foglalatossá tesszük.

A fémek kristályszerkezetére a rácsparaméteren és a kristály geometriáján kívül jellemző az irányok egységnyi hosszúságára, a kristálysíkok egységnyi felületére, és a rácselem térfogategységére eső atomok száma. Eszerint definiálható iránymenti, síkbeli és térbeli atomsűrűség. A 11. ábrán bemutatott szabályos felületen középpontos rács iránymenti atomsűrűsége az [110] irányban a legnagyobb és a [010] irányban a legkisebb. Az iránymenti atomsűrűség kiszámításánál az elemi térrács adott irányba eső atomközéppontokból meghatározott egyenes darabját kell figyelembe venni. A 11. ábrán az [110] irányba eső egyenes darab a lapátló,  $\gamma$ -vasnál  $4r = 4,952 \text{ \AA}$ , melyre 2 atom esik, mert az egyenes két végén levő atom két atom-síkhöz tartozik és így egynek számít. Így az [110] irányú atomsűrűség

$$S_{[110]} = \frac{2}{\sqrt{2} a} = \frac{2}{2d_{Fe}} = 0,403 \text{ atom/\AA}$$

és a [010] irányú legkisebb atomsűrűség:

$$S_{[010]} = \frac{1}{a} = \frac{1}{\frac{2}{\sqrt{2}} d_{Fe}} = 0,286 \text{ atom/\AA}$$

A szabályos felületen középpontos rács legnagyobb síkbeli atomsűrűsége az {111} síkcsaládban van. A vizsgált sík (111) három oldaléle a kocka lapátlója, és így a

vizsgált sík felülete  $\sqrt{3} d_{Fe}^2 = \frac{\sqrt{3}}{2} a^2$ . Erre a síkra összesen két atom jut (az átlókon  $\frac{1}{2}$ , a sarokpontokon  $\frac{1}{6}$ ).

A síkbeli atomsűrűség tehát:

$$S_{(111)} = \frac{2}{\frac{\sqrt{3}}{2} a^2} = \frac{2}{\sqrt{3} d_{Fe}^2} = 0,18 \text{ atom/\AA}^2$$

Fontos adat a térbeli atomsűrűség (tömöttség). A szabályos felületen középpontos rács egy eleme a 10. ábra szerint összesen 4 atomot tartalmaz  $(\frac{8}{8} + \frac{6}{2})$ .

A tömötség tehát

$$S_{\text{szfk}} = \frac{4}{a^3}.$$

Míg a térben középpontos szabályos rácsé:  $\frac{8}{8} + 1 = 2$

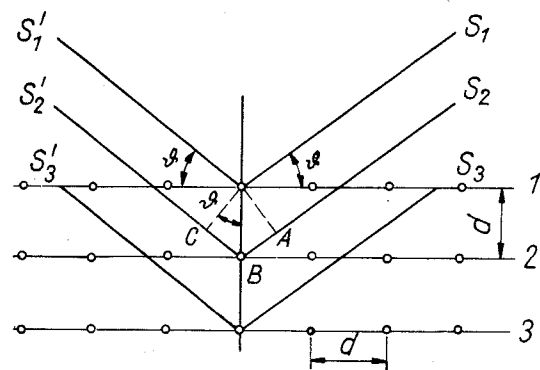
$$S_{\text{szik}} = \frac{2}{a^3},$$

tehát az előbbi tömötségnek a fele lenne, ha a rácsállandók azonosak lennének.

### 1.5. A térrácsszerkezet vizsgálata röntgensugarakkal

Az atomoknak az egyes kristályrendszerek jellegzetes térrácspontjain való elhelyezkedése nem állapítható meg sem mikroszkópos, de még elektronmikroszkópos vizsgálattal sem. A rácsméretek ugyanis angström, tehát  $10^{-7}$  mm nagyságrendűek. Az optikai fémmikroszkóppal elérhető legnagyobb nagyítás 3000-szeres, tehát az atomok távolsága legfeljebb  $3 \cdot 10^{-4}$  mm-re nagyítható. Ilyen távolságban megjelenő két pont természetesen egynek látszik. Az elektronsugárzás alapján dolgozó elektronmikroszkóp  $10^5$ -szeres nagyságrendű nagyítást tesz lehetővé. Az atomok távolsága ez esetben sem haladja meg a  $10^{-2}$  mm nagyságrendet. Két ilyen távolságban levő pont ugyancsak egynek látszik.

A kristályszerkezetek vizsgálata olyan röntgensugarakkal történik, amelyeknek hullámhossza ( $\lambda$ ) a rácsméretekkel azonos (Å) nagyságrendű. A vizsgálatokhoz az ún. karakterisztikus röntgensugárzás a legalkalmasabb. A röntgensugarakat röntgensőben állítják elő úgy, hogy egy elektronforrásból (izzó katód) kilépő és 10–400 kV nagyfeszültséggel felgyorsított elektronok energiájának nagy része meghatározott anyagú anódon (antikatódon) röntgensugárzássá alakul. Az anód



16. ábra. A röntgensugarak visszaverődése a rács-síkokról

atomjai  $K$ ,  $L$ ,  $M$  elektronhéjainak valamelyikéről a felgyorsított nagy energiájú elektron kiüt egy elektront s ennek helyébe a magasabb energiaállapotú héjról egy elektron ugrik át. A jelentkező energiakülönbséget pedig az elektron elektromágneses sugárzásként adja le. Ha ez az energiakülönbség az elektron  $L$  helyről a  $K$  helyre való átugrásából származik, akkor az ún.  $K_\alpha$  röntgensugár keletkezik, mely az illető antikatód anyagának jellegzetes,

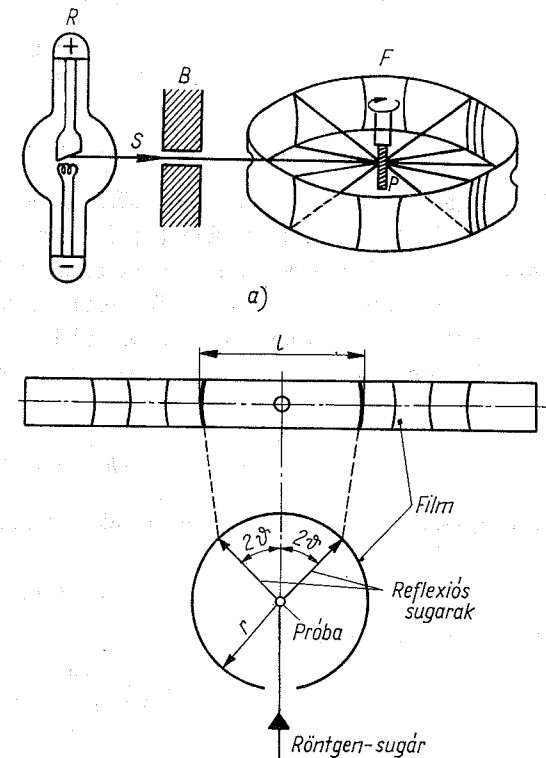
karakterisztikus hullámhosszúságú sugárzása. Ilyen röntgenfinomszerkezet vizsgálat alapját értelmezi a 16. ábra. Az 1, 2, 3 rácscsíkokra  $\theta$  szög alatt beeső  $s_1$ ,  $s_2$ ,  $s_3$  sugarak a fémrács atomjainak elektronjait gerjesztik, s így a beeső sugárzással azonos frekvencián sugároznak. Az atomok szóró hatása révén a kristályrácsban elhelyezkedő atomsoroknak megfelelően a keltő sugárral azonos hullámhosszúságú elektromágneses gömbhullámok jönnek létre. Ezt a jelenséget diffrakciónak nevezik.

Az  $s_1$  sugárnak az 1 rácscsíkról visszavert  $s_1'$  sugara csak akkor hagy a felfogó, érzékelő lapon vagy szalagon elég erős, látható jelet, ha az alatta levő rácscsíkokról visszavert  $s_2'$  és  $s_3'$  sugarak erősítik. Ennek feltétele az, hogy a három visszavert sugár hullámhegye összeessen, azaz fázisban egyezzenek. Az  $s_2'$  sugár az  $s_1'$ -hez képest a 16. ábra jelölése szerint  $ABC$  darabbal hosszabb utat tesz meg, mint az  $s_1$  hullám, azért a két sugár fáziseltolódása  $2d \sin \theta$ , ahol  $d$  a reflektáló síkok távolsága,  $\theta$  a sugarak beesési szöge. Ahhoz, hogy a két sugár erősítse egymást, a következő általános feltétel teljesülése szükséges:

$$2d' \sin \theta = n\lambda \quad (n = 1, 2, 3, \dots), \quad (3)$$

tehát  $d' = d$ , ha  $n = 1$ . Ez a Bragg-féle egyenlet, amely a kristályszerkezet röntgenvizsgálatának alapja.

A kristályszerkezet röntgensugarakkal való vizsgálatát  $M. Laue$  dolgozta ki elsőnek 1912-ben. Ő ún. fehér röntgensugárzást használt amely az összes hullámhosszúságú sugarakat tartalmazta, tehát a Bragg-féle egyenlet itt nem használható. Ma túlnyomórészt a Debye–Scherrer-eljárást alkalmazzák, amelynek elvi elrendezését a 17. ábra szemlélteti. A (20–60 kV-al működtetett) röntgenső ( $R$ ) anódjáról kiinduló röntgensugárkúpból a fénytérben át ( $B$ ) vékony egyirányú és azonos hullámhosszú (monokromatikus) röntgensugárnyalábot bocsátunk a vizsgálandó anyag próbadarabjára ( $P$ ). Előnyösen használják fel az anód (antikatód) anyagának (pl.  $Mo$ ,  $Co$ ) ún. karakterisztikus,  $K_\alpha$  sugárzását, melynek intenzitása a mindig keletkező fehér



17. ábra. a) Debye–Scherrer-eljárás elve és b) a hengerfelületen elhelyezett filmje a sugár belépése helyén felvágva

sugárzásának sokszorososa és hullámhossza meghatározott (pl. Mo-nál kb. 0,71, Co-nál kb. 1,79 Å). A próba legtöbbször vékony üvegszobában levő fémpor, de lehet vékony, néhány tized mm vastag huzal is. A sugaraknak a kristálysíkokra való beesési szögét ( $\theta$ ) a próba elforgatásával változtathatjuk.

A forgatott próba igen sok kristálya között a monokromatikus röntgensugár sokat talál, melyekre nézve teljesedik a Bragg-féle feltétel (3). A  $2\theta$  szögben reflektált egymást erősítő sugarak  $2\theta$  csúcshögű kúpfelületet alkotnak. A próba körül a diffraktométer kamrájának  $r$  sugarú belső felületére helyezett fényérzékeny szalag felületén a kúp- és hengerfelület áthatásának megfelelő vonalak, „reflexiós gyűrűk” keletkeznek. Az egy-egy sugárkúphoz tartozó (szimmetrikus) gyűrűk távolságát a síkba terített filmen lemérve a 17b ábra szerint meghatározhatjuk a hozzájuk tartozó reflexiós szöget ( $2\theta$ ).

$$4\theta : 360 = l : 2r\pi$$

$$2\theta = \frac{360}{4r\pi} l \quad (4)$$

A Debye–Scherrer-kamrák átmérőit célszerűen úgy választják meg, hogy a  $\frac{360}{4r\pi}$  értéke egész szám legyen: pl.  $2r = 57,3$  mm-nél a tört értéke éppen 1.

A reflektáló síkok távolsága ( $d$ ) és a rácsállandók ( $a, c$ ) között, valamint a Miller-indexek között vannak olyan geometriai összefüggések, amelyeket a kristályszerkezetek röntgenvizsgálatánál felhasználhatunk. Így pl. a szabályos rendszernél, ha a rácsállandó  $a$ , a két szomszédos (párhuzamos) reflektáló sík távolsága  $d$  és a sík Miller-indexei ( $h, k, l$ ), akkor közöttük a következő összefüggés van:

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (5)$$

A Bragg-féle (3) általános egyenletnek a szomszédos reflektáló síkokra érvényes alakja, mivel  $n = 1$

$$\lambda = 2d \sin \theta$$

Behelyettesítve (5)-öt

$$\lambda = \frac{2a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \sin \theta \quad (6)$$

Mivel  $\lambda$  és  $a$  állandók, írható

$$C(h^2 + k^2 + l^2) = \sin^2 \theta \quad (7)$$

Az egyszerű szabályos térrács kockalapjairól, pl. a (001) lapról olyan  $\theta$  szögnél van reflexió, amelynél a következő (001) lapról visszaverődő sugár fáziskésése  $\lambda = 2d \sin \theta$ . Könnyen belátható, hogy a térközpontos és lapközpontos szabályos rácsoknál ugyanezen  $\theta$  szögnél nem lehet reflexió, mert a térközpontban, illetve lap-

központokban elhelyezkedő atomok síkjáról visszaverődő sugarak fáziskésése éppen  $\frac{\lambda}{2}$ . Ezek tehát a (001) síkokról visszaverődő hullámokat kioltják. Az ilyen megfontolásokat a térközpontos és a lapközpontos szabályos rácsok összes kristálytani síkjára kiterjesztve a következő általános következtetések vonhatók le:

1. a térközpontos szabályos rács ama síkjairól kapunk reflexiós jeleket, amelyekre nézve a Miller-indexek összege,  $h+k+l$  páros szám;

2. a lapon középpontos szabályos rács ama síkjairól kapunk reflexiós jeleket, amelyeknek vagy minden indexe  $h, k, l$  páros, vagy mindegyik páratlan szám (a 0 páros szám).

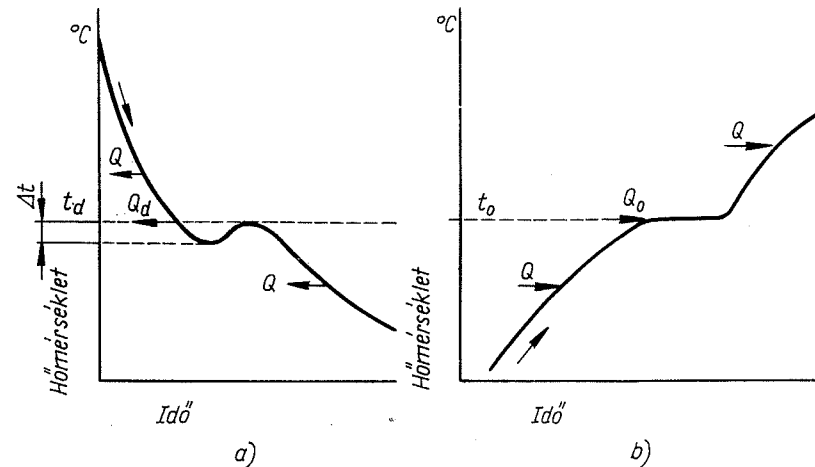
A szabályos rácsra tehát pl. az (110) sík csak térben középpontos; az (111) sík csak felületen középpontos rács esetében, a (200) sík mindkét szabályos rácsmódosulatnál reflektál. Ezek a szempontok könnyítik a rácsmódosulatok felismerését. A  $\theta$  szög mérése pedig a röntgensugár hullámhosszának ismeretében lehetővé teszi a rácsállandó kiszámítását a (4), (6), (7) képletekkel.

## 2. EGYFÁZISÚ, ATOMRÁCSÚ FÉMES ANYAGOK ÉS TULAJDONSÁGAIK

### 2.1. Színfémek kristályosodása

A fémek folyékony és szilárd halmazállapota között levő fő különbséget az atomok kinetikai energiája közötti különbség okozza. A megömlött fém atomjait nagy kinetikai energiájuk olyan élénk és oly nagy amplitúdójú mozgásra készíti, hogy a megszilárdulást okozó atomos kötőerők nem tudnak hatni. A megömlött fém dermedését úgy érzük el, ha energiataralmát hőenergia elvétellel, hűtéssel csökkentjük.

A színfém hőmérsékletváltozását az idő függvényében olvadáspontja környezetében mérésekkel szerzett tapasztalatok szerint a 18. ábra mutatja. A folyékony fém hőmérséklete a hűlés során a folyamatos melegvezetés ( $Q$ ) következtében exponenciális görbe mentén csökken. Közben az atomok mozgási energiája csökkenvén



18. ábra. Színfém hőmérsékletváltozása: a) dermedéskor: lehülési görbe, b) ömlesztéskor

a rendezetlen atomok átlagos távolsága csökken. A fém hűlése közben folyton nő azoknak az atomos kötőerőknek hatóereje, amelyek az atomokat a kristályrács kitüntetett pontjaira rögzíteni igyekeznek.

A hűlő fémömladék hőmérséklete a szilárd halmazállapotba való átmenet kritikus hőmérséklete, az ún. dermedés- vagy olvadáspont ( $t_d$ ,  $t_o$ ) alá süllyed és az ömladék csak egy bizonyos  $\Delta t$  túlhűlés után kezd szilárdulni. Eközben felszabadul az a melegmennyiség, az olvadáshő, ún. „rejtett meleg” ( $Q_o$ ), amely a fém megolvadásához volt szükséges. Ez a melegmennyiség a szilárdulásban levő fém hőmérsékletét az olvadáspontig növeli. Ekkor marad a fém hőmérséklete szilárdulásának teljes befejezéséig. A tovább hűlő szilárd fém hőmérséklete újra exponenciális görbe szerint csökken.

A fémömladék dermedésénél a gyors melegelvonás folyamánként jelentkező túlhűtés fordított jelensége, a szilárd fém gyors hevítésekor az olvadáspont fölé való túlhevítés kisebb mértékben jelentkezik (18b ábra).

Az olvadás- és dermedéspont színfémeknél azonos hőmérsékletek:  $t_o = t_d$ .

Fémek kristályosodása, folyékony fázisból szilárd fázisba való átalakulása olyan folyamat, amelyet a termodinamika törvényei hasonlóan szabályoznak, mint a kémiai reakciókat. Szabályzó hatás az ún. szabad energia változása. Egy rendszer teljes belső energiája ( $U$ ) két részből állónak tekinthető: a kötött, felhasználhatatlan energia:  $TS$ , ahol  $T$  az abszolút hőmérséklet K-ben,  $S$  az entrópia, és a szabad energia,  $W$ , amely hasznos munka végzésére felhasználható.

$$U = TS + W, \quad (8)$$

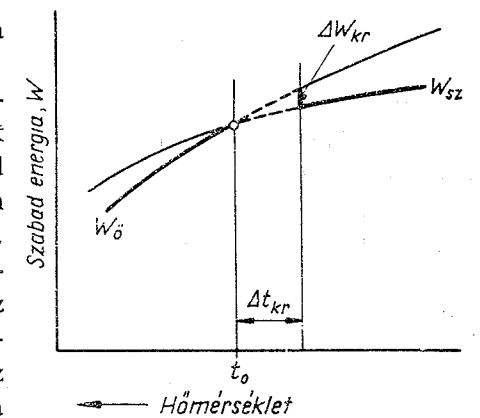
$$W = U - TS.$$

Állandó hőmérsékleten lejátszódó folyamatokra mértékadók az energiák különbségei:

$$\Delta W = \Delta U - T\Delta S. \quad (9)$$

Alapvető törvényszerűség, hogy a reakció, illetve folyamat mindig olyan irányban megy végbe, amely a rendszer energiaszintje csökkenését okozza, amikor a  $\Delta W$  negatív értékű.

A fémek kristályosodásának mechanizmusát legegyszerűbben az ömladék ( $W_o$ ) és a szilárd fázis ( $W_{sz}$ ) szabad energiáinak az olvadáspont környezetében való tanulmányozásával írhatjuk le. A 19. ábra egy fém fázisainak szabad energiaváltozását tünteti fel elvi vázlatban. Az olvadáspontnál ( $t_o$ ) nagyobb hőmérsékleten a  $W_o$  a kisebb. Itt tehát a  $\Delta W$  az ömladékra nézve negatív, az ömladék a stabilis fázis. A  $t_o$ -nál nagyobb hőmérsékleten a fém atomjai között a távolság



19. ábra. Fém szabad energiájának változása az olvadáspontja környezetében

oly nagy, hogy az atomos kötőerők nem hatnak. Az atomok szabadon mozognak el egymás mellett.

A  $t_0$  hőmérsékleten a kristályosodás hajtó erejét adó energiakülönbség  $\Delta W = 0$ , ezen a hőmérsékleten a kristályosodás nem indulhat meg. Ha az ömledék hőmérséklete  $t_0$  alá csökken, akkor a túlhűlés ( $\Delta t$ ) mérvével egyre növekszik a statisztikai valószínűsége annak, hogy eleinte két, később több atom a fémet jellemző rácsparaméter távolságra közelítse meg egymást. Az ilyen kezdeti kristálymagok újból szétválhatnak. Ezeket a nem stabilis kristálymagokat *embrióknak* hívják.

Az embrió nagysága egy bizonyos kritikus túlhűtésnél ( $\Delta t_{kr}$ ) olyan kritikusnagyságot ér el, amely már biztosítja megmaradását, stabilitását. Az ilyen kritikus nagyságú stabilis embriókat *kristálycsíráknak*, vagy magoknak nevezik. A kristálycsírák keletkezéséhez  $\Delta W_{kr}$  szabadenergia különbség tartozik. Ez az energia szabadul fel azért, hogy a folyékony fém nagy kinetikai energiával szabadon mozgó atomjai a rácspontokon rögzítődnék.

A gáz, a folyékony és szilárd halmazállapotú fémek atomjainak rendezettsége között lényeges különbség van. Gázállapotban az atomok teljes rendezetlenséggel véletlen irányokban össze-vissza mozognak. A rendezettség mértéke annak a valószínűsége, hogy egy felvett koordináta-rendszer kiválasztott helyein található egy újabb atom. A gázfázisban ez a valószínűség 0, ez tehát teljesen rendezetlen. A folyékony fázisban az atom közelében már nagy valószínűséggel találunk a kijelölt helyen egy atomot. A távolsággal ez a valószínűség egyre csökken. Ezért a fémek folyékony fázisának rendezettségét *rövidtávú rendezettségnek* nevezzük.

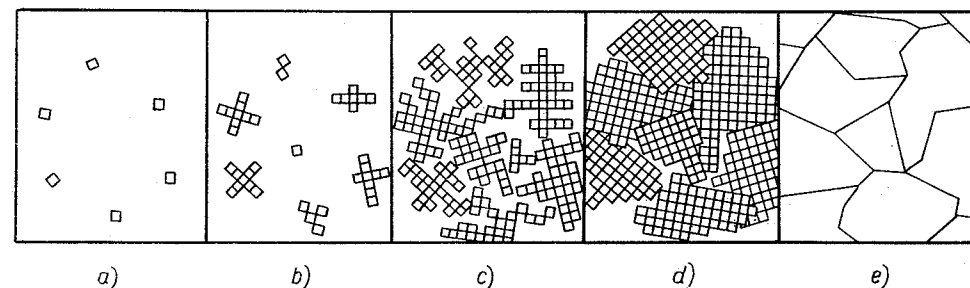
Kristályos anyagok atomjai dermedés után a térrácspontok körül végzik rezgő mozgásukat. Ezenél tehát a kristálytengelyek irányában a rácspontokon csaknem 100%-os valószínűséggel található egy-egy atom. A valószínűséget csak a később ismerttetett rácshibák csökkentik. A szilárd kristályok egy irányba eső rácspontjainak száma  $10^8$  nagyságrendű, ezért rendezettségét *hosszútávú rendezettségnek* nevezik.

Az atomok rendezettségének változása mindig együtt jár az anyag fizikai tulajdonságainak ugrásszerű változásával (pl. olvadáspont, fajtérfogat, villamos ellenállás stb.).

Az amorf anyagokat éppen az különbözteti meg a kristályos anyagoktól, hogy nincs hosszútávú rendezettségük. Folyékony állapotuk rövidtávú rendezettségét szilárd halmazállapotban is megtartják, ezért fizikai tulajdonságaik változása dermedés közben is folyamatos. Ilyen pl. az üveg, melynek szerkezete szilárd állapotban hasonló, mint folyékony állapotban.

A fém kristályosodása tehát úgy folyik le, hogy egy bizonyos túlhűtés után a folyékony fémbe több helyütt hatni kezdenek az atomos vonzóerők és egy-egy térrács elem keletkezik. Ezekből a rácselemekből fejlődnek ki olyan szubmikroszkopos fémkristályok, amelyek a belőlük kifejlődő krisztallitok csírái. Ezért ezeket kristálycsíráknak, vagy magoknak nevezzük. A csírák atomjaihoz a hűlés közben újabb atomok kötődnek a dermedő fém kristályrácsterületének megfelelő rácspontokon.

Így a csírák növekedésnek indulnak. Az egyes csírák kristálytengelyei általában különböző irányokban helyezkednek el. Ezért a belőlük növekvő kristályok irányítottasága, orientációja különböző. Növekedés közben a szomszédos csírákból fejlődött kristályok egymásba ütközve akadályozzák a szabályos kristályidom, pl. a szabályos rendszerben a kocka kialakulását. Így keletkeznek a szabálytalan határfelületekkel bíró ún. *krisztallitok* vagy *szemcsék*. Egy szabályos rendszerben kristályosodó szírfém, pl. a színvas szemcsés (poliéderes) dermedésének vázlatos menetét a 20. ábrán mutatjuk be.



20. ábra. Szabályos rendszerben kristályosodó szírfém dermedése szemcsékké (poliéderékké); a) csírák keletkezése túlhűtéskor, b), c), d) kristálynövekedés krisztallitokká (szemcsékké), e) a szírfém szemcsés szövetének mikroszkópi képe

A kristálycsírákban az atomokat a rácserők kötik egymáshoz. A hűlő fémolvadékban ilyen csírák, magok vagy kristályosodási középpontok az olvadáspont alá való hűléskor az amorf ömledékben rendezetlenül mozgó atomokból spontán, tehát külső beavatkozás nélkül keletkeznek.

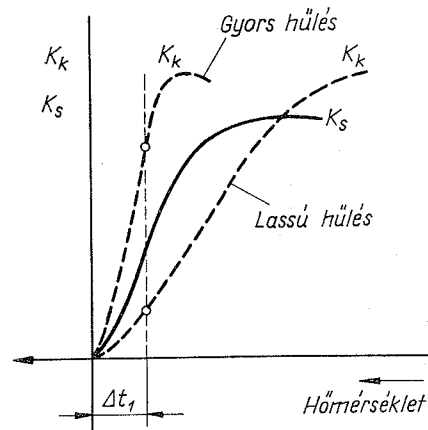
A fémeknek azt a képességét, hogy dermedéskor ömlött (amorf) állapotukban bennük csírák keletkezhetnek, *kristályosodási képességnek* nevezzük. A kristályosodási képesség mértéke a térfogategységben és időegységben keletkező csírák száma ( $K_k$  1/cm<sup>3</sup> min).

Amikor a hűlő fémolvadék hőmérséklete az olvadáspontot eléri, akkor nincs még benne csíra. Az Al, Cu, Fe kristályosodási középpontjai már egész kis túlhűlésnél keletkeznek, a kristályosodásuk gyakorlatilag az olvadásponton megkezdődik. Az antimon (Sb) kristályosodása azonban csak 70–80 °C-kal olvadáspontja alatt indul meg.

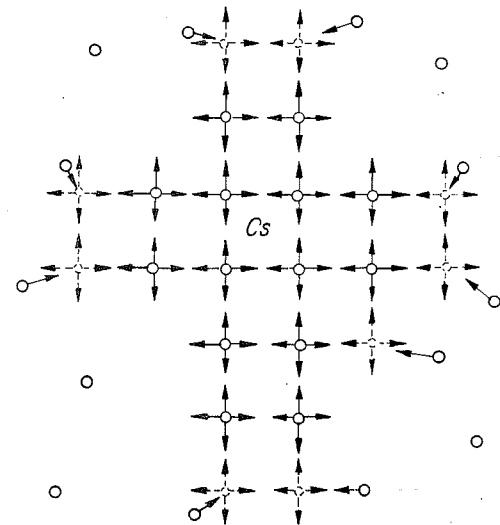
A kristályosodási képesség a hőmérséklet csökkenésével a 21. ábra szerint nő, de a növekedés sebessége a hűtés sebességével is fokozódik.

A csíra szélső atomjainak a 22. ábra szerint vannak az amorf fémömladék felé irányuló erői. Ezek hűlés közben újabb atomokat kapcsolnak a csírához és így az növekedésnek indul.

A kristály lineáris növekedési sebességét *kristályosodási sebességnek* nevezzük ( $K_s$  cm/min). A kristályosodási sebesség a kristályosodási képességgel ellentéte-



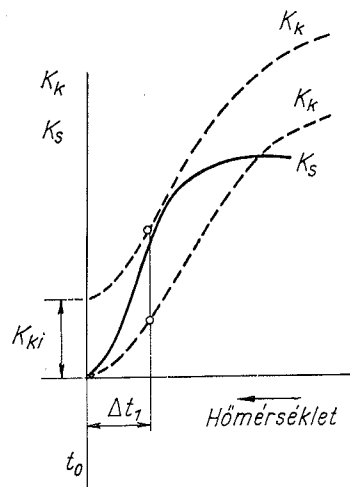
21. ábra. A kristályosodási képesség és sebesség változása a túlhűtéssel, lassú és gyors hűléskor



22. ábra. A csíra (Cs) növekedése az olvadéokban mozgó atomoknak a rácspontokra való bekötése útján

sen független a lehűlés sebességétől, a hőmérséklettel való változását jelző diagram lassú és gyors hűlésre azonos.

A kristályosodásra ható tényezőket együttesen ábrázolja a 21. ábra, amelyből az öntéstechnikára hasznos útmutatást kapunk. Ha a kristályosodás lassú hűlés közben történik, akkor kis,  $\Delta t_1$  túlhűtésnél a  $K_k$  igen kicsi, tehát az időegységben kevés csíra keletkezik. Ugyanekkor a kristályosodási sebesség nagyobb lévén, nagy szemcsék keletkeznek, tehát a megdermedt fém durva szemű lesz, ami szilárdsági tulajdonságaira, főleg a szívósságra káros. Ha ugyanilyen túlhűtésnél gyorsan hűtjük a dermedő fémet, akkor a meredek  $K_k$  görbe szerint a  $K_k$  nagy és így egyszerre sok csíra keletkezik, a fém finom szemcséjűvé dermed.



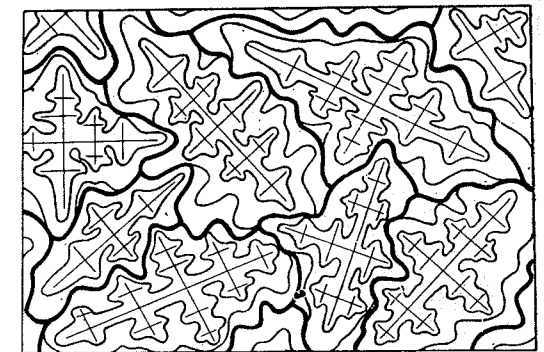
23. ábra. Idegen csírák hatása a dermedő fém kristályosodási képességére

A kristályosodási középpontok számát és így a  $K_k$ -t növelni lehet oly módon, hogy az ömledékbe idegen csírákat juttatunk. Hatásuk úgy becsülhető, hogy a 23. ábra szerint egy bizonyos  $K_{ki}$  kezdeti és a saját csírák mellett megmaradó csíraszámával növelik a kristályosodási képessé-

get, tehát felfelé tolják el a  $K_k$  görbét. A 21. és 23. ábra összehasonlításából azt látjuk, hogy megfelelő számú idegen csíra jelenlétekor már a lassú lehűléskor is kis  $\Delta t_1$  túlhűtésnél olyan nagy a  $K_k$  hogy a finom szemű szerkezet biztosítva van. A szemcsés szövet a sok szemcséből álló ún. polikristallin fém szilárdsági tulajdonságaira a szemcsenagyság függvényében hat: pl. az acél annál szívósabb, minél finomabb a szemcseszerkezete. Ilyen a hatása az ötvözőanyagoknak: ezért a fémötvözetek mindig finomabb szemcséjűek, mint a színfémek.

Ritkán az a célkitűzés, hogy a fémolvadék egyetlen kristállyá, ún. egykristállyá dermedjen. Ezt lényegesen nehezebb elérni, mint a polikristallin dermedést. Az egykristály kifejllesztésének módszere lényegileg a 21. ábra lassú hűlésre érvényes  $K_k$  és  $K_s$  görbéinek azt a jellegét használja ki, hogy a  $K_s$  nagyobb, mint a  $K_k$ . A fémolvadék hűlését annyira csökkentik, hogy újabb csírák keletkezésére a túlhűlés ne legyen elégséges. Így a  $K_k \approx 0$ ,  $K_s > 0$  lévén dermedés közben csak a fémolvadékba előzőleg behelyezett egyetlen csíra növekszik egykristállyá.

A polikristallin dermedésnek is vannak a 20. ábra kapcsán leírt poliéderez vagy szemcsés dermedéstől eltérő módjai. Ezek a *dendrites* és *szferolitos* kristallitképződés. A dendritesnek ismét két változata van: a rendezetlen és a rendezett dendrites vagy oszlopos kristallitképződés. Öntött ón, cink és öntöttvas felületén gyakran látni olyan rajzolatú kristályokat, amelyek a fenyőfa ágára emlékeztetnek. Ezt a kristallitalakot nevezték el a fa görög nevéből, dendronról dendritnek.

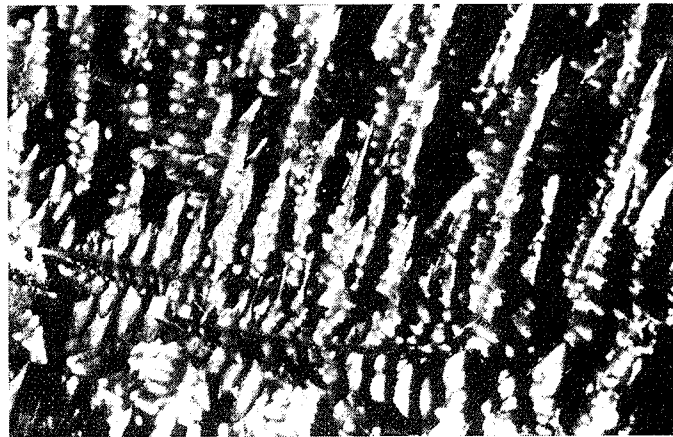


24. ábra. Dendrites szövet képződése

A rendezetlen dendrites szövet kialakulását a 24. ábra szemlélteti. Keletkezésének oka a kristályosodási sebesség vektoros, irányhoz kötött jellegében rejlik. A csíra kezdetben valamelyik kristálytengely irányában tű alakúvá nő. A tű csúcsaihoz kötődő atomok ugrásszerűen csökkent mozgásenergiájukból felszabaduló energia hőenergiává alakulva növeli a fémömladék hőmérsékletét a tű csúcsai mellett. Az így keletkezett hőmérséklet-különbség a fémolvadékban olyan helyi áramlásokat hoz létre, amelynek következtében a tű oldalához áramló hidegebb fémtől a tű rácshoz kötődő atomok oldalirányú elágazásokat hoznak létre. A dendrites dermedés előrehaladtával az oldalágak ugyanígy ágaznak tovább és így keletkezik a jellegzetes fenyőágra emlékeztető szövetszerkezet. Acéltuskó fogyási üregében fejlődött dendrites kristályokat mutat a 25. ábra.

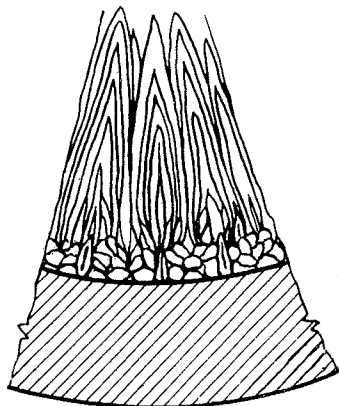
Az oszlopos kristallitképződés ugyancsak a  $K_s$  vektoros jellegének folyamánya. Az ilyen kristályosodás akkor jön létre, ha a fémolvadékot hideg fémformába öntjük. Ilyenkor a fémforma falával érintkezésbe kerülő fémolvadékból a nagy





25. ábra. Kokillába öntött acéltuskó fogyási üregében fejlődött dendrites kristályok. 4 : 1

túlhűtés és így nagy  $K_k$  miatt a kezdetben megdermedő vékony réteg finomszemcsésen kristályosodik. A melegvezetés és így a hőfokesés a dermedő fémbe is a fémforma falára merőleges. A finomszemcsés réteg szemcséi közül azok, amelyeknek kedvező az orientációjuk, azaz a nagy  $K_s$ -nek megfelelő tengelyirányuk közel párhuzamos a hűtőfelület normálisával, a többi szemcsék rovására a fémolvadék belseje felé gyorsan növekednek. Az ilyen, a hűtőfelületre merőlegesen megnőtt kristallitok keletkezését sugaras kristályosodásnak, vagy *transzkristallizációnak* is nevezik (26. ábra).



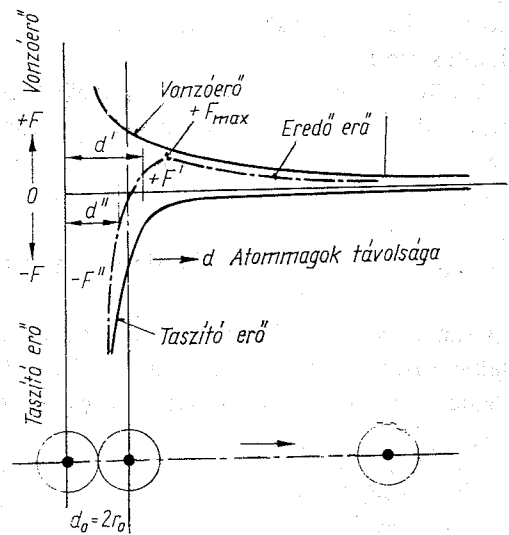
26. ábra. Oszlopos vagy sugaras kristályosodás (transzkristallizáció)

A kristallit kifejlődésének harmadik, sferolitos módja fémeknél csak nagyon ritkán, főleg a kőnemű, üveg és szénvegyületeknél fordul elő. Jellemzője, hogy a csírából sugárirányban mindenfelé egyenletesen halad a dermedés úgy, hogy az így keletkezett kristály felülete növekedő gömbfelület. (Elnevezése a gömb és a kő görög nevéből ered: szféra, lithosz.) Szerkezeti anyagaink között a gömbgrafitos öntöttvasban találkozunk a grafit Mg csírák hatására végbemenő sferolitos kristályosodásával (140. és 141. ábra).

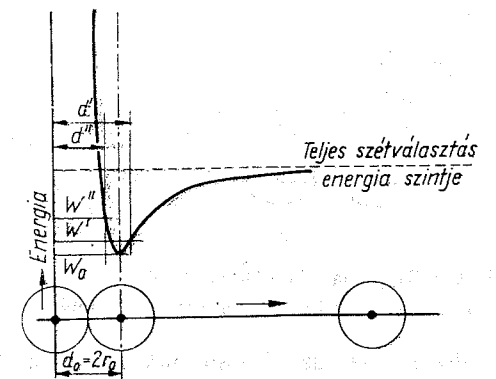
## 2.2. Egyfázisú, atomrácsú fémes anyagok szilárdsági tulajdonságainak alapjai

Egyfázisúnak nevezzük azokat a fémes anyagokat, melyek teljes tömegükben azonos kristályrács szerint kristályosodnak. Ilyenek a színtémek, az ún. szilárd oldatok és a fémes vegyületek. Mivel a fémes vegyületeknek nem atomrácsuk van, azokra az „egyfázisú fémes anyagok”-ra vonatkozó következő fejezetek nem vonatkoznak. Az atomráccsal felépített fémes anyagok tulajdonságai és atomos szerkezetük között szoros kapcsolat van. Ezért szükséges és érdemes ezek tulajdonságait a többfázisú fémes anyagokétól elkülönítve vizsgálni.

A fémes anyagok fontos tulajdonságai a szilárdsági tulajdonságok, ezek között legáltalánosabbak a lassan növekvő húzó, nyomó, nyíró igénybevételkor jelentkező tulajdonságok. A külső erőhatások az atomoknak a térrácsban terheletlen állapotban elfoglalt kölcsönös távolságát és azok helyzetét fajtájuk és nagyságuk szerint változtatni igyekeznek. A térrácsba kötött atomokat a rájuk ható atomos erők a rácspontokban rögzíteni igyekeznek. Egy-egy atomra a fémes kötésből származó vonzóerő hat, mely távolságukat csökkenteni igyekeznek. E közeletítő hatással szemben hat a pozitív töltésű atommagok között fellépő taszítóerő. Mindkét atomos erő növekszik az atomtávolságok csökkenésével, a taszítóerők növekedési mértéke azonban a  $2r$  távolságkörnyezetében a 27. ábra szerint jóval nagyobb. A két erő  $d_0 = 2r_0 =$  atomátmérő távolságában egyenlő nagyságú és ellenkező irányú. Tehát a két erő egymás hatását lerontja, ha az atomok középpontjai az atomátmérő távolságába kerültek. Ez a két atom egyensúlyi távolsága, amelynél az energiaszintjük a 28. ábra szerint minimális ( $w_0$ ).



27. ábra. Az atomos erők változása az atommagok távolságával



28. ábra. Az atomok energiájának változása az atommagok távolságával

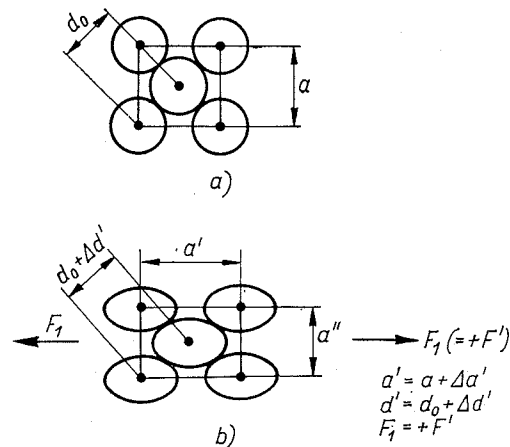
Az atomok teljes szétválasztása végbemehet véges nagyságú energia bevezetésével (28. ábra). Ezt elérhetjük hőenergia bevezetésével, a fém hevítésével, ami a szilárd fémeket az atomok mozgásenergiájának fokozásával megömleszti, sőt gáz állapotba is átviheti. Ugyanígy szétválaszthatjuk az atomokat húzó, nyíró, csavaró erőhatásokkal is. Ezzel szemben szilárd és folyékony anyagok egyaránt ellenállnak a nyomásnak, mert a nyomóerőkkel szemben rohamosan növekvő taszítóerők lépnek fel és az atommagok egymáshoz való közelítése a 28. ábra szerint a végtelenhez tartó energiát igényel. A fémrács atomjai tehát helyükön meghatározott energiaszintet képviselnek, melynek nagysága a fém tulajdonságainak meghatározója. Ideális rácsban az atomok a legkisebb energiaszintet foglalják el. A valóságos fémrácsban mindig vannak olyan kényszerítő hatások, melyek egyes atomsorokat, atomsíkokat magasabb szintű energianívóra kényszerítenek (hőmérséklet, hidegalakítás stb.).

A növekvő külső húzóerővel növekvő atomos vonzóerők tartanak egyensúlyt mindaddig, míg a külső erő a  $+F_{\max}$  atomerőt (27. ábra) el nem érte. A húzó igénybevétel további hatása során az anyag elszakad.

### 2.3. Rugalmas alakváltozás

Kristályos anyag külső erők hatására alakját változtatja. Ha a bekövetkezett alakváltozás az erőhatás megszűntével eltűnik, *rugalmasnak* nevezzük.

Rugalmas alakváltozást okozó külső erők hatását az egyfázisú fémes anyagok atomszerkezetére a 29. ábrának a 27. és 28. ábrával való egybevetése alapján értelmezhetjük. A 29. ábrán a példaként választott lapközponos köbös kristályrendszer szerint felépített fémek egy térrácssejtjének (100) lapjával ábrázoltuk nagyon leegyszerűsítve.



29. ábra. Rugalmas alakváltozás hatása a kristály elemi sejtjére. a) terheletlen állapot, b) húzás

terheletlen állapotban az atommagok távolsága  $d_0$  (29a ábra). Ekkor a két szomszédos atomra ható vonzó- és taszítóerők eredője 0 (27. ábra), a két atom alkotta rendszer energiaszintje  $w_0$  minimális (28. ábra).

Rugalmas alakváltozást előidéző  $F_1$  húzóerő hatására a 29a ábra szerint az erő irányában a rácsállandó  $a' = a + \Delta a'$ , a szomszédos atomok távolsága  $d' = d_0 + \Delta d'$  értékre nő. Erre merőleges irányban csökken. A kristályrács tehát torzulást szenvedett: példánkban köbösből tetragonálissá torzult. Közben megbomlott az atomerők egyensúlya. A húzóerő

irányában  $+F' = F_1$  atomos vonzóerő hat, mely az alakváltozást megszüntetni igyekszik. Az  $F_1$  külső erő a  $d' - d_0 = \Delta d'$  úton munkát végzett és így a két szomszédos atomból álló rendszer energiáját a 27. ábra szerint  $w_0$ -ról  $w'$ -re növelte.

Ugyanez a gondolatmenet érvényes a külső nyomóerő felléptekor, amikor az összenyomott atomokra  $d''$  távolságban  $F''$  taszítóerő hat. A  $d_0 - d'' = \Delta d''$  úton végzett munka a rendszer energiaszintjét  $w''$ -re (28. ábra) növeli. Egy bizonyos rugalmas alakváltozáson túl a  $w''$  mindig nagyobb ugyanakkora méretnövekedést okozó  $w'$ -nél.

A külső erők megszűntekor az atomerők a rendszert visszaviszik a 29a ábrán jelölt nyugalmi helyzetébe, amikor a rendszer energiája ismét  $w_0$ , azaz minimális lesz.

Az egyfázisú kristályos anyagok rugalmas alakváltozását az jellemzi, hogy az egyes atomok a terhelés és annak megszüntetése alatt azonos atomok környezetében maradnak és így nem lépnek ki eredeti rácssejtjükből.

Ha feltételezzük azt, hogy a kristályos anyagok atomokból való felépítése teljes tömegükben szabályosan ismétlődő rácselemekkel történik, akkor az ilyen alapon elvégzett számítások azt eredményezik, hogy a rugalmas alakváltozás felső határa 10%. Mérések azonban azt mutatják, hogy a rugalmas megnyúlás elérhető értéke 0,01%–0,1% határok között van, tehát 3 nagyságrenddel kisebb. Hasonló eredményt adnak a fémek szakítószilárdságára vonatkozó számítások és mérések egybevetései is. Ennek magyarázatát abban találjuk, hogy a kristályos anyagok valódi rácsszerkezete távol van az ideálisan szabályos szerkezettől, mert a valóságos kristályos rácsszerkezetekben mindig vannak rendezetlenségek és rácshibák. Ezeknek tulajdonítható az, hogy az elméleti számítások eredményeit a szilárdsági tulajdonságok nem érik el. E hátrányos hatáson kívül azonban van a rácshibáknak kedvező hatásuk is, ti. az, hogy általuk megkönnyül a kristályos anyagok képlékeny alakváltozása.

### 2.4. Rácsrendezetlenségek, rácshibák

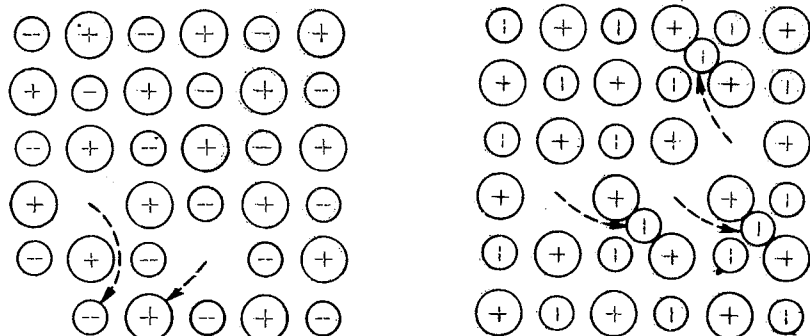
A *rácsrendezetlenségek* közé tartoznak azok az igen apró rendezetlenségek, amelyek egyes rendezetlenül elhelyezkedő atomokra terjednek ki, de általában csak kevéssé zavarják környezetüket. Az ilyen rendezetlenségek statisztikusan oszlanak el az egész rácsban. Ilyenek a termodinamikai rendezetlenségek.

Frenkel, valamint Schottky és Wagner kutatásai azt mutatták, hogy hevítéskor a növekvő hőrezgések hatására — különösen az olvadáspont közelében — egyes atomok a térrácsban megváltoztatják súlypontjuk helyét és új, félig stabilis (átmeneti) helyet foglalnak el.

Schottky és Wagner szerint pl. egy főként heteropoláros kötésű ionrácsban a

30. ábra szerint üres rácshelyek keletkezhetnek oly módon, hogy átlagosan egyenlő számú pozitív és negatív töltésű ion rácshelyét elhagyva a kristály vagy krisztallit felületén helyezkedik el. Ez a termodinamikai rendezetlenség a kristály térfogatának növekedését okozza.

Frenkel szerint a növekvő hőmozgás hatására rácshely-üresedések következhetnek be úgy is, hogy a helyükről elmozdult ionok a 31. ábra szerint a rács más ion-

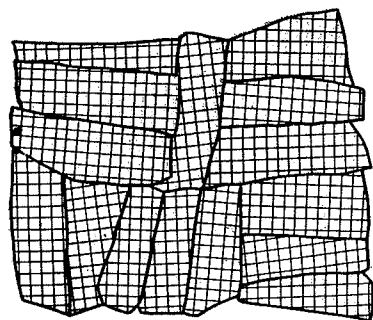


30. ábra. Schottky-féle rácshely-üresedés 31. ábra. Frenkel-féle rácshely-üresedés

jai közé ékelődve a rácsban maradnak. Ez a rendezetlenség természetesen csak viszonylag laza rácsban keletkezhet és a térfogatot nem változtatja.

Ezeknek a rendezetlenségeknek köbcentiméterenkénti előfordulása ún. koncentrációja a hőmérséklettel nő: 300 °C-on  $10^{16}$ , 20 °C-on  $10^{10}$  cm<sup>3</sup>-enkénti nagyságrendek adódnak. Lassú hűléskor a koncentráció csökken, de még egész mély hőmérsékleten is megmarad, befagy. Annál nagyobb marad a koncentrációjuk, minél gyorsabb volt a lehűlés.

A *rácshibákat* általában az jellemzi, hogy nem egy-egy rácshelyre, hanem a térrács nagyobb részére, felület- és térfogathányadára terjednek ki. Ide tartoznak: a) a mozaikblokk-képződés, b) diszlokációk, c) krisztallit-felületek (szemcsehatárok).



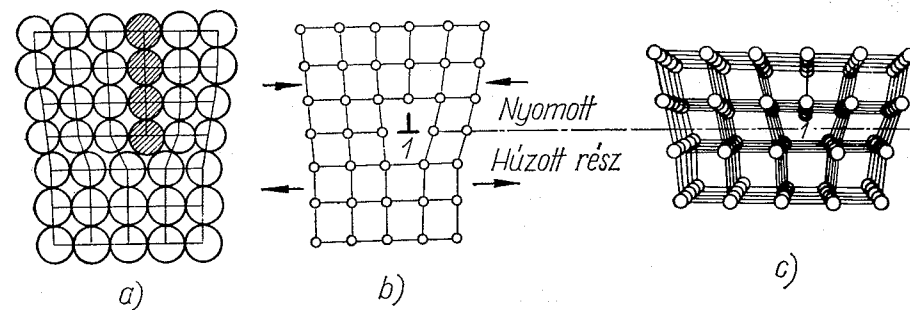
32. ábra. A mozaikblokk-szerkezet vázlatos rajza

a) Gondos röntgendiffrakciós vizsgálatok azt mutatták, hogy a térrács orientációja kb. 1000 rácssík után kis mértékben változik úgy, hogy a tengelyirányok 10–15 percnyi szöget zárnak be. A szemcsék így kis tömbökre oszlanak, melyeknek oldalél-hosszúsága  $10^{-5}$ – $10^{-4}$  cm között változik. A szemcsén belül keletkezett azonos orientációjú tömböket mozaikblokkoknak nevezik. Az ilyen *mozaikblokk* szerkezet vázlatos rajzát (síkmetszetét) a 32. ábrán látjuk.

Hogy nagyságrendi fogalmunk legyen, végezzünk egy számítást: Egy lágyacél vasszemcséje (ferrit-szem-

cséje) kb. 0,05 mm, azaz  $5 \cdot 10^{-3}$  cm méretű. Térfogata egyszerűség kedvéért kockának véve  $1,25 \cdot 10^{-7}$  cm<sup>3</sup>. Egy  $1 \cdot 10^{-5}$  cm oldalélű mozaikblokk térfogata  $1 \cdot 10^{-15}$  cm<sup>3</sup>, tehát egy ferrit-szemcsé  $1,25 \cdot 10^8 = 125$  millió mozaikblokkot tartalmaz. Ha a mozaikblokk oldaléle  $10^{-4}$  cm, akkor egy ferrit-szemcsében 100 000-es nagyságrendű mozaikblokk van.)

b) A *diszlokáció* a térrács építési hibája, mely a képlékeny alakváltozás közben is keletkezik. Lényegét a 33. ábra magyarázza. A szabályos térrács egyes helyein a mozaikblokk mélységében, vagy annál kisebb mélységben atomsíkok ékelődnek a szabályos rácssíkok közé (33a ábrán a sraffozott atomsík) és azt feszítik úgy, hogy a blokk egy része nyomott, más része húzott állapotba kerül. A fémekben



33. ábra. Diszlokáció; a) buborékábra, b) vázlatos jelölés, c) perspektív vázlat

dermedés, kristályosodás után már meglévő, eredeti diszlokációk a mozaikblokkok határfelületein képződnek. Keletkezésük forrása az, hogy a szomszédos blokkok orientációja különböző, és így a határfelületeken a rács folytonossága megszakad, több helyen szubmikroszkópos üregek, atomhiányok (vakanciák) keletkeznek. A diszlokációk számát az alakváltozás növeli, lágyító hőkezelés csökkenti.

c) A *szemcsehatárok* a kristálynövekedés befejezésekor kialakult határfelületei a krisztallitnak. A felületen levő atomokra ható rácserek eredője befelé mutat és így a felületre merőleges rácsméret rövidebb a többinél. E rácsstorzulás a szemcsehatár energiaszintjét növeli.

Ezek a kristályosodási hibák a kristályok fizikai tulajdonságait módosíthatják. Vannak a rácshibákra érzéketlen és érzékeny tulajdonságok. Kevésbé érzékeny tulajdonságok: a sűrűség, fajhő, hőtágulás, az összenyomhatóság, rugalmasság, kötésenergia, olvadáspont, forráspont, fényelnyelő képesség.

A rácshibákra érzékeny tulajdonságok: a diffúzió, villamos vezetőképesség, a lumineszcencia és a szilárdsági tulajdonságok, valamint az ezekkel összefüggő hatások.

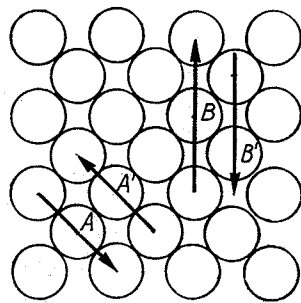
## 2.5 Képlékeny alakváltozás

A képlékeny alakváltozást mindig megelőzi a rugalmas alakváltozás. A rugalmas alakváltozás jellemzője a 2.3. pont szerint, hogy az megfordítható, reverzibilis folyamat, és hogy alatta az atomok szomszédjait a térrácsukban nem változtatják. A képlékeny alakváltozás jellemzője mindkét szempontból ellentétes:

A képlékeny alakváltozást az jellemzi, hogy

1. nem megfordítható, irreverzibilis folyamat,
2. lefolyása alatt különböző nagy számú atom rezgésközéppontját sok (pl. 1000) rácsállandónyi távolságba helyezi át.

A képlékeny alakváltozás legtöbbször úgy megy végbe, hogy egy bizonyos síkban elhelyezkedő atomréteg a szomszédos atomrétegen elcsúszik úgy, hogy csúszás után mindkét réteg atomjai ugyanazokkal a síkjukban levő atomokkal érintkeznek, mint csúszás előtt. Az egymáson elcsúszó rétegek féltávolságában levő síkot a csúszás síkjának, a relatív mozgás irányát a csúszás irányának nevezik. Képlékeny alakváltozás közben a csúszás síkját és irányát a külső erő faja és iránya szabja meg.



34. ábra. Csúszási síkok értékelése képlékeny alakváltozásnál

Így pl. húzó és nyomó igénybevételnél az első csúszás síkja és iránya az erő irányával közel 45°-os szöget zár be.

A csúszás nem minden kristálytani síkban folyik le azonos könnyűséggel. A 34. ábra kapcsán az atomok tömör gömbös ábrázolása jól érzékelteti, hogy az  $A-A'$  rétegek könnyebben csúsznak el egymáson, mert a gömböknek alacsonyabb árkon kell átgördülniük, mint a  $B-B'$  síkok esetében.

A képlékeny alakváltozásnál bekövetkező csúszások szempontjából azok a kristálytani síkok a legkedvezőbbek, amelyek a felületi atomsűrűség és a párhuzamos szomszéd síkjuktól való távolság a legnagyobb.

Ugyanez érvényes a csúszási irányokra is: képlékeny csúszás oly irányban a legkönnyebb, amelyben a lineáris atomsűrűség a legnagyobb.

A felületen középpontos szabályos rendszerben kristályosodó fémek legtömöttebb síkjai az  $\{111\}$  síkok (4 db), a térközpontos szabályos rácscé az  $\{110\}$  síkok (6 db), de mindkét rendszerben van még ezeken kívül is olyan kristálytani sík, amelyek felületi atomsűrűsége elegendő ahhoz, hogy bennük képlékeny csúszás létrejöhessen. Az ilyen rendszerben kristályosodó polikristallin fémeknél tehát mindig nagyon sok csúszás szempontjából kedvező sík esik a külső erőhatás meg-

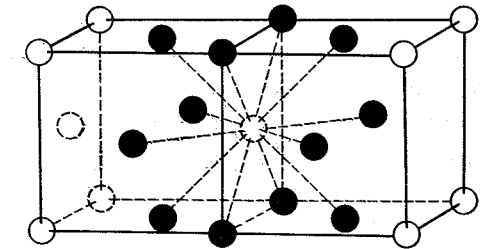
szabta csúszás irányába, ezért a térben és felületen középpontos szabályos rendszerben kristályosodó fémek nagyon képlékenyek.

A tömött hexagonális rácspan kristályosodó fémek (Be, Ti, Co, Zn, Zr, Cd) legtömöttebb síkja a (0001) sík, sőt ez az egyetlen sík, amelyben csúszás könnyen létrejön, azért képlékeny alakváltozásuk csak e síkokban való csúszással valósulhat meg. Ezért, ha pl. a húzóerő merőleges, vagy közel párhuzamos a (0001) síkkal (a hatszögű hasáb alaplapjával), akkor a vele 45°-ot bezáró irányban való elcsúszás oly nagy nyíróerőt igényel, amely meghaladja a szakítóerőt és így képlékeny alakváltozás nélküli rideg szakadás következik be.

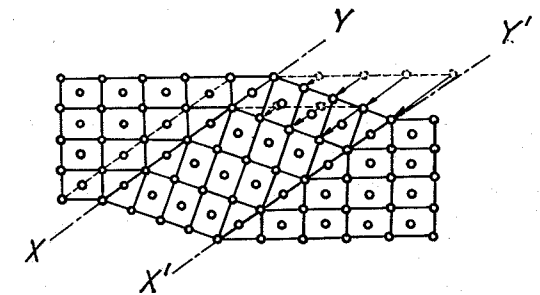
A fémek térrácsban minden atomnak nem két, hanem sokkal több szomszédja van. A közvetlen szomszédos atomok számát koordinációs számnak nevezik. Ez a szám az egyszerű köbös rácspanál 6, a térközpontos szabályos rácspanál 8, a lapközpontos szabályos rácspanál 12. Ez egyúttal a koordinációs szám előforduló legnagyobb értéke.

A lapközpontos szabályos rácspan (010) lapjának közepén helyezkedő atom koordinációs számát a 35. ábra szemlélteti a közvetlen szomszédos atomok feltüntetésével. Ha ez a sík az egyik csúszó réteg, akkor látható, hogy csúszás közben a kapcsolat egymásután négy atommal szűnik meg és újabb négygel keletkezik fokozatosan. Ez a magyarázata annak, hogy a felületen középpontos szabályos rácspanban kristályosodó fémek képlékenysége a legnagyobb.

Csúszás közben az egymáson elcsúszó atomrétegek eltolódása 1000 rácsállandó, kb. 2000 Å nagyságrendű lehet. A közben végzett munka egy kis része, a fizikusok mérései szerint kb. 5%-a, a relatív mozgásban résztvevő atomrendszer energiáját növeli. Ez a réteg keményedését eredményezi. A képlékeny alakváltozás tehát egy újabb egyensúlyi állapotban, a legkisebb energiaszinten levő közeli, párhuzamos csúszósíkban folytatódik. Ennek távolsága legalább 100 rácsállandó. Ha elegendő számú párhuzamos síkban megtörtént a csúszás, akkor a csúszási síkkötegnek az anyag polírozott felületével való metszésnyomvonalára helyén csúszási vonalak (Lüders-vonalak) lesznek láthatók. Ezeket a vonalakat csiszolással eltávolítva, azok mikroszkópon többé nem tehetők láthatóvá.



35. ábra. A felületen középpontos szabályos rendszer atomjainak koordinációs száma: 12



36. ábra. Ikerkristály-képződés vázlatos rajza

A képlékeny alakváltozás lefolyásának a csúszáson kívül van egy másik módja is: az *ikerkristály-képződés*. Képződési feltételeit és mechanizmusát még nem ismerjük jól. Jellegét a 36. ábra mutatja. Az  $X-Y$  és  $X'-Y'$  síkok határolják az ikerkristályt, melynek orientációja eltér a tőle jobbra és balra fekvő azonosan orientált alapanyag orientációjától. Az iker térrácsa az  $X-Y$  és az  $X'-Y'$  nyomvonalakra tengelyszimmetrikus, bár nem forgatással, hanem térrács átbillenéssel történik. Az ikerképződést jellemzi, hogy az elmozduló atomok útja az alapsíktól ( $X-Y$ ) mért távolságukkal arányos. Az ikerkristály mélyen benyúlik az alapanyagba és ezért, valamint eltérő orientációja miatt mikroszkópi csiszolaton ismételt polírozás és maratás után is megjelenik. Alakja a szemcséket átszelő különböző szélességű, eltérő színárnyalatú sáv (109. ábra).

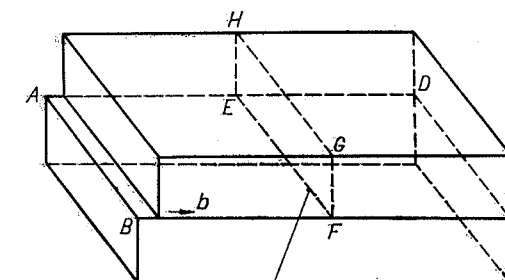
Az ikerkristály képződésére való hajlam a fémeknél különböző. Keletkezhet már dermedéskor, átkristályosodáskor, vagy képlékeny alakításkor. A *felületen középpontos* kristályokon csak *primér* kristályosodási és átkristályosodási ikerkristályok keletkeznek, alakításiak nem. A *térben középpontos és a hexagonális*, valamint a *tetragonális rendszerben* kristályosodó fémeknél viszont az *alakítási ikerkristály-képződés* történik. Különösen fontos ez a *hexagonális rendszerben* kristályosodó fémeknél (pl. Mg, Zn), amelyeknél a képlékeny alakítási csúszásra egyedül alkalmas (0001) alapsík elforgatásával azt kedvező helyzetbe hozhatja és így a fém alakíthatóságát növeli.

## 2.6. A képlékeny alakváltozás diszlokációs mechanizmusa

Tökéletes, tehát rácshibamentes kristályok, amelyeknél minden rácshely az elméleti kristálytan tanítása szerinti atommal van kitöltve, képlékeny alakváltozásánál a csúszási sík két oldalán helyet foglaló összes atomok egy-egy közvetlen szomszédos atomhoz kapcsolódó atomos erejének egyszerre kellene elszakadnia. A képlékeny alakváltozás ilyen lefolyására alapozott számítások szerint a képlékeny alakítás megindításához és fenntartásához legalább 1000-szer akkora csúszató-, vagy nyíróerőre volna szükség, mint amilyent a gyakorlatban mértek.

A fémkristály legnagyobb felületi atomsűrűségű kristálysíkjai egymás fölött történő elcsúszásának erőszükséglete *Frenkel* szerint a rugalmassági törvények alkalmazásával egyszerűen számítható. E számítás szerint a fém elméleti folyáshatára a csúszatórugalmassági modulusz  $\frac{1}{6}$ -ával egyenlő. A gyakorlati mérési eredmények azonban ennél mintegy 2 nagyságrenddel kisebbnek bizonyulnak. Ezt az ellentmondást az elmélet és a gyakorlat között a képlékeny alakváltozás diszlokációs elmélete szünteti meg, amelyet a 30-as években több kutató kidolgozott és amelynek realitását a legújabb elektronmikroszkópos, röntgendiffrakciós, vizsgálatok teljes egészükben igazolták.

A kristálysíkok elcsúszásának folyamata során az egyes atomsíkok nem merev testként mozognak, hanem a csúszás a csúszósík egy vagy több pontján indul meg és terjed végig az egész csúszósíkon. A csúszósíkon így egy határvonal keletkezik, mely elválasztja a megcsúszott területeket azoktól, ahol még a csúszás nem indult meg. Az elcsúszott és el nem csúszott felületeket elválasztó vonalat nevezik *diszlokációs vonalnak*. A diszlokáció végeredményben vonalhiba, melynek közelében az atomok elmozdultak az ideális kristályban elfoglalt helyükhöz képest. A 37. ábrán

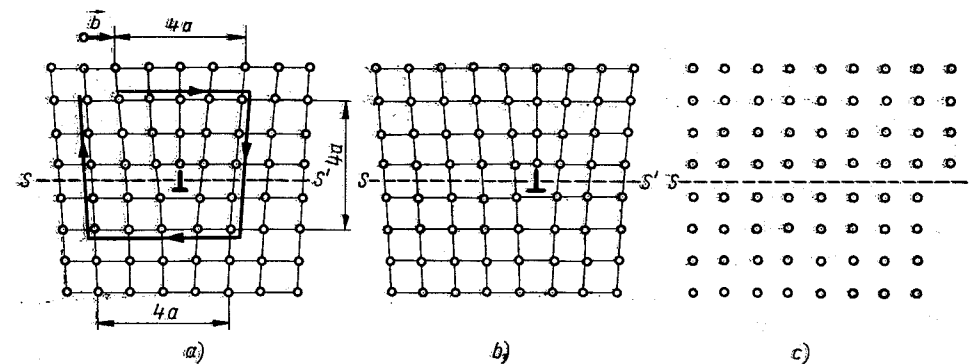


Diszlokáció vonala

37. ábra. Éldiszlokáció keletkezése

a diszlokációs vonal egyik példája látható, ahol  $ABCD$  a csúszósík, melyen a kristály felső fele egy atomsornival elmozdult  $BC$  irányban, de ez csak az  $EF$  vonalig következett be. Az ilyen diszlokációt él- vagy Taylor—Orowan-diszlokációnak is nevezik az elméletet kidolgozó kutatókról, akik közül *Orowan* magyar származású. A 37. ábrán bemutatott diszlokáció alapján érthető, hogy kell lenni egy felesleges atomsíknak ( $EFGH$ ), amelynek a diszlokációvonalon kell végződnie. A 38. ábra a diszlokációk irányára merőleges síkban mutatja az atomsíkok torzulását. Itt a beékelődött atomsík jól látszik. Az ábra érzékelteti, hogy a csúszási sík ( $s-s'$ ) mentén a két kristályfél atomjainak kötése soronként szakadnak meg és új atomok között jönnek létre a kötések a beékelődött atomsík atomsorainak fokozatos bekapcsolódásával, míg a diszlokációs vonal végül is a teljes elcsúszás bekövetkezésével végighaladt a síkon.

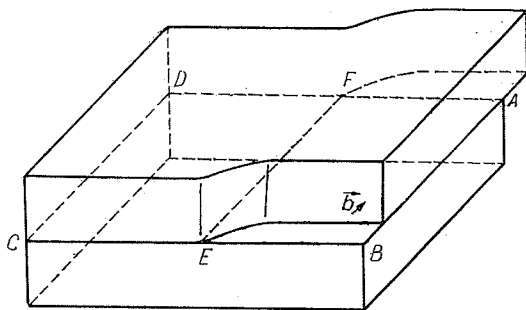
A diszlokációt általában a vele kapcsolatos elcsúszás nagyságával és irányával jellemzik, és azt *Burgers-vektornak* nevezik. A 37. ábrán az  $ABCD$  sík fölött elcsú-



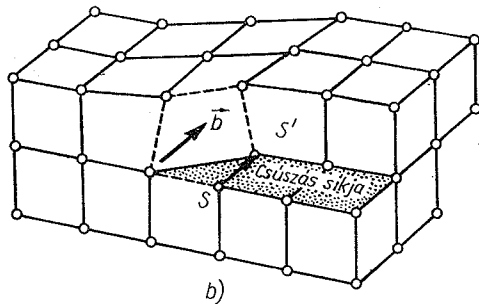
38. ábra. Az éldiszlokáció mozgása. A Burgers-vektor értelmezése

szott felső rész  $b$  Burgers-vektorral csúszott el, mely állandó és merőleges a diszlokációs vonalra. A Burgers-vektor a 38. ábra alapján úgy definiálható, mint az ideális kristályban a diszlokációt bezáró kör „zárási hibája”.

A diszlokációt körülvevő tetszőleges — az elcsúszás mentén és arra merőleges irányban azonos szakaszokkal záródó — vonalat „Burgers-kör”-nek, a Burgers-kör



a)



b)

39. ábra. A csavardiszlokáció atomsorainak viszonylagos elmozdulása

Az említett diszlokációkból bármilyen térbeli diszlokáció levezethető. Általában a diszlokáció sohasem tiszta él- vagy csavardiszlokáció, hanem e kettőből összetevődő térbeli diszlokáció. A Burgers-vektor ilyenkor általános szöget zár be a diszlokáció irányával és annak a diszlokáció irányával párhuzamos komponenseit csavarkomponenseknek, az arra merőleges komponenseit pedig élkomponenseknek nevezik. Mivel a diszlokáció egy megcsúszott felület határvonala, ennek vagy zárt görbének kell lennie, vagy a kristályhatár felületére ki kell lépnie. A diszlokációs vonal csak akkor végződhet a kristály belsejében, ha három diszlokációs vonal találkozásából kialakult csomópont jött létre.

A diszlokációs vonal nemcsak a csúszási síkban tud mozogni, hanem bizonyos feltételek mellett arra merőlegesen is, ha például a beékelődött atomsor üres rác-

kezdeti és végpontját összekötő vektort „Burgers-vektor”-nak nevezik. A Burgers-vektor előjele a Burgers-kör befutási irányától függ, mely megadja a diszlokáció előjelét. Read szerint pozitív a diszlokáció, ha a diszlokáció irányába hatoló jobbmenetű csavarnak megfelelő Burgers-kör körüljárásával annak végpontja a kezdőpont felé mutat (pl. 38. ábra).

A diszlokációnak egy másik alakja, amikor két rácscsík úgy csúszik el egymáson, hogy az elcsúszás iránya (Burgers-vektor iránya) párhuzamos a diszlokáció vonalával,  $EF$ -fel. Az  $EF$ -től jobbra levő kristályrészek (39a ábra felső része)  $BA$  irányban mozdult el.  $EF$ -től balra nem lépett fel csúszás. Az ilyen diszlokációt csavar-diszlokációnak nevezik. A 39a ábra a csavardiszlokáció térbeli ábrázolását mutatja.

A két egymásfölötti atomsíkban levő atomok viszonylagos elmozdulását pedig a 39b ábra szemlélteti.

helyek, ún. vakanciák következtében megrövidül. A diszlokációs vonal, merőleges csúszási síkra is átterjedhet, ha például a diszlokációs vonalak keresztezik egymást. Így a diszlokációkban ún. lépcsők jönnek létre.

Az eddigiek alapján belátható, hogy a diszlokációs vonalak (él, csavar) környezetében a fémrács torzított és pl. a 38. ábrán a rács felső része nyomott, alsó része húzott állapotba került. A diszlokáció definíciójából adódóan a rács vonalhíbéja nagy (1000 rácscsúcsnyi) távolságban terjed szét és így nagy feszültséget, energiát halmaz fel. A rendszer egyensúly felé törekvése folytán a diszlokációknak megvan az a tulajdonságuk, hogy egymásra hatva csökkentik az energiaszintet. Ha tehát két ellenkező előjelű  $b$ -diszlokáció találkozik, azok egymást kioltják, a rendezettséget növelik, ennek folytán a fémes anyag alakítással szembeni ellenállása, szilárdsága nő. Azonos előjelű diszlokációk egymást taszítják, egymásra merőleges előjelűek, nem lépnek kölcsönhatásba. Általánosságban a diszlokáció hosszegységére jutó energia a Burgers-vektor hosszának négyzetével arányos.

Ha a kristályra külső erő hat, akkor a kristályban levő diszlokációk olyan irányban indulnak, hogy elcsúszás jön létre. Definiálható a diszlokációra ható erő, mely ez esetben fellép.

Mivel az éldiszlokáció bármely szakasza csak önmagára merőleges irányban mozdulhat el, a diszlokációra ható erő mindig merőleges a diszlokációs vonalra.

A diszlokáció mozgásának mindig vannak akadályozó tényezői, mint például a rácstorzulások nagyobb energiaszintű helyei, amilyenek a mozaikblokkok határai, a rendezetlen orientációjú szemcsehatárok. A diszlokációk elmozdításához szükséges erőnek nagyobbak kell lennie, mint a mozgást akadályozó tényezőnek. Ha a diszlokációt egyensúlyi (nyugalmi) helyzetéből kimozdítjuk, az egyensúlyi és elmozdított helyzet közötti energiakülönbség mint gát lép fel s ez a gát ugyanolyan periodicitást mutat, mint a kristályrács. A diszlokációkra ható belső erők közül az üres rácshelyeknek, a szennyező és oldott atomoknak van jelentőségük. A diszlokációk általában vonzzák az oldódó atomokat.

A legújabb elektronmikroszkópos vizsgálatok egyértelműen bizonyították, hogy a kristálysíkok elcsúszása során több ezernyi diszlokáció működik. Ez azt is jelenti, hogy a képlékeny alakváltozás emmi diszlokáció pótlását igényli csúszósíkonként. Eszerint valamilyen diszlokációforrásra van szükség. Frank és Read nevéhez fűződik a diszlokációk sokszorozódási mechanizmusának kidolgozása.

Különböző síkokban haladó diszlokációk a síkok metszsvonalában találkozási összegeződnek. Egy alakítás alatt álló kristályban a képlékeny csúszás irányában általában nagyon sok diszlokáció „mozog”. Mozgásuk eredője a képlékeny alakváltozást okozza.

A diszlokációk keletkezésére több felfogás van. A legkézenfekvőbb, hogy a rács-hiányokat, hibákat és így a diszlokációkat is a nem tökéletes egyensúlyi kristályképződés okozza. Dermedés közben a folyékony és a szilárd halmazállapot fajtérfogata közötti nagy különbség (kb. 7% zsugorodás) olyan helyi húzófeszültségeket okoz, mely rácshely üresedésben végződő rácstorzulást eredményez. Növelik a

diszlokációk számát az egyenlőtlen lehülés okozta helyi feszültség és alakváltozás, valamint a bezáródott, vagy az oldatból kicsapódó idegen anyagok okozta helyi feszültség-halmazódások.

A kristályos anyagban levő diszlokációk mennyiségét, sűrűségét a diszlokációk koncentrációjával fejezik ki. A diszlokációs sűrűség mértéke gyanánt felületi, vagy térfogati jelzőszámot használnak.

A diszlokációk sűrűségének felületi jelzőszáma alatt értjük a felvett síkmetszet felületegységét,  $1 \text{ cm}^2$ -t metsző diszlokációk számát. A diszlokációk sűrűségének térfogati jelzőszáma alatt értjük az anyag térfogategységében,  $1 \text{ cm}^3$ -ében levő diszlokációs vonalak összes hosszát.

A diszlokációk sűrűsége felületi jelzőszámának meghatározása a szokásosabb, mert közvetlenül elektronmikroszkóppal történhet, amellyel a diszlokációk 20 000-szeres nagyítással észlelhetők. Nagyobb sűrűségeket kisebb pontossággal a vizsgált fém fizikai tulajdonságaiban (villamos ellenállás, hővezetőképesség) talált különbségek alapján lehet pl. a lágy és a hidegen képlékenyen alakított állapot között meghatározni. Néhány irányérték:

Nagyon gondosan növesztett, igen tiszta egykristály	$0 - 10^3 / \text{cm}^2$
Lágyított átlagos egykristály	$10^5 - 10^6 / \text{cm}^2$
Lágyított szemcsés fém	$10^7 - 10^8 / \text{cm}^2$
Hidegen erősen alakított fém	$10^{11} - 10^{12} / \text{cm}^2$

## 2.7. Egyfázisú fémes anyagok alakítási keményedése

Az előző fejezetekben azt láttuk, hogy az egyfázisú, tehát — a tisztasági fokának megfelelően — teljes tömegében azonos térrácsú fémek képlékeny alakítása közben a fémekben levő nagyszámú ( $10^7 - 10^8 / \text{cm}^2$ ) diszlokáció egy része (az ellenkező előjelű) megsemmisül, más része (az azonos előjelű) ütközve elreteszlődik. Ugyanakkor újabb diszlokációk is keletkeznek, melyek száma mindig nagyobb a megszűnt, kioltott diszlokációkéénál. Mindhárom esetben növekszik az alakításban résztvevő atomrendszer alakítási ellenállása, folyási határa ( $\sigma_F$ )\*, szilárdsága ( $\sigma_B$ )\* és keménysége (HB)\*\*\*, ha az alakítás hidegen, szabatosan egy bizonyos hőmérséklet alatt, rendszeresen szobahőmérsékleten történik.

Az egyfázisú fémes anyagok szilárdságának, keménységének hideg képlékeny alakítás közben való növekedését *alakítási keményedésnek* nevezzük.

A hidegen alakított fémekben a diszlokációk száma  $10^7 - 10^8$ -ról  $10^{11} - 10^{12}$ -re, tehát 4 nagyságrenddel nő és ugyanennyivel nő a diszlokációk körül levő feszült

\* Értelmezése: 21.2, \*\* 24.1 pontban.

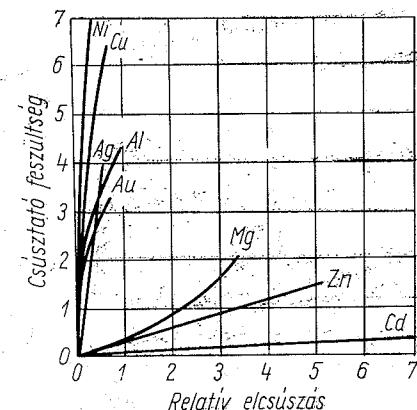
körzetek száma is. Az ennek előállítására fordított munka egy kis része növeli az alakváltozásban részt vett atomrendszer energiaszintjét, nagy része hőenergia alakjában vezetődik el. A képlékenyen hidegen alakított fém energiaszintje tehát magasabb, mint az egyensúlyi állapotnak megfelelő (28. ábra  $w_0$ ), vagy ahhoz közelálló lágyított állapotnak megfelelő energiaszint. Az energiaszint különbsége annál nagyobb, minél nagyobb a hideg alakítás mérvé. Ezzel nőnek a szilárdsági jellemzők ( $\sigma_F$ ,  $\sigma_B$ , HB) is.

A hideg alakítás felső határát jelenti az egyfázisú fémnek olyan határhelyezete, amikor pl. a húzóerő irányával  $45^\circ$ -os szöget bezáró irányban, vagy ahhoz közeli irányokban végbement csúszások során bekövetkező keményedés ennek a kritikus csúsztatófeszültségnek — a felületegységre eső csúsztató-, vagy nyíróerőnek — nagyságát annyira növelte, hogy további csúszás létrehozásához szükséges erő nagyobb lenne, mint a szakítóerő. Ez esetben ugyanis a fém további képlékeny alakváltozás nélkül elszakad.

A hideg alakítás közben bekövetkező keményedés, szilárdságnövekedés annál nagyobb, minél nagyobb a közben keltett diszlokációk száma. Mint a 2.5. fejezetben láttuk, a legtöbb csúszásra kedvező kristálytani síkja van a térben és a felületen középpontos, legkevesebb a hatszöges rendszerben kristályosodó fémeknek. Könnyen belátható, hogy hideg alakítás közben előbbieknél több csúszás történik, több diszlokáció keletkezik, mint utóbbiaknál. Ezért a hideg alakítással növekvő keményedés növekedési mérvé, a keményedés gradiense nagyobb a szabályos rendszerben, mint a hexagonális rendszerben kristályosodó fémeknél. Ezt igazolja a 40. ábra, amely a felületen középpontos rendszerben kristályosodó Ni, Cu, Ag, Al és Au egykristályának nagymérvű hideg keményedését mutatja a tömött hexagonális rendszerben kristályosodó Mg, Zn és Cd-hoz képest.

Az alakítási keményedés természetesen a kristály nyúlóképességének, fajlagos nyúlásának csökkenésével jár együtt. Ennek magyarázata, hogy a képlékeny alakváltozás közben a csúszásra alkalmas síkok fogynak és ezzel együtt csökken az anyag alakváltozó-képességét jellemző fajlagos nyúlás is.

Az egyfázisú fémes anyagok alakítási keményedési tulajdonsága a mérnöki gyakorlatban az ilyen anyagok felhasználásánál nagyon nagy jelentőségű. Míg ugyanis a később ismertetendő két- és többfázisú anyagok szilárdságát hőkezeléssel (edzéssel, nemesítéssel) is növelni lehet, addig az egyfázisúakét csak alakítási keményítéssel lehet fokozni. Ki is használják ezt a színes fémek, pl. az Al, Cu, Zn és ötvözeteik szilárdságának fokozására.



40. ábra. Színfémek hideg keményedése a fajlagos elcsúszás függvényében

1. táblázat

A 99,6% és 99,0% tisztaságú alumínium szilárdsági tulajdonságainak változása az alakítási keményítés hatására

Állapot	$\sigma_F$ kp/mm <sup>2</sup>		$\sigma_B$ kp/mm <sup>2</sup>		$\delta\%$			HB kp/mm <sup>2</sup>		$\tau_{nyíró}$ kp/mm <sup>2</sup>	
	99,6	99,0	99,6	99,0	1,6 mm lemez		rúd	99,6	99,0	99,6	99,0
					99,6	99,0					
Lágy	2,8	3,5	7,1	9,25	43	35	45	19	23	2,10	6,40
1/4 kemény	7,8	10,7	8,6	11,40	16	12	25	23	28	2,80	7,10
1/2 kemény	9,3	12,1	10,0	12,80	12	9	20	26	32	3,60	7,80
3/4 kemény	10,7	14,2	11,4	15,00	8	6	17	30	38	4,60	8,60
egész kemény	12,8	15,7	13,5	17,10	6	5	15	35	44	4,60	9,25

Az alakítási keményedés gyakorlati felhasználására szolgáljanak példaként az 1. táblázat adatai, amelyek a kereskedelmi „szinalumíniumok”, a 99,6% és 99,0% tisztaságú alumínium szilárdsági tulajdonságainak változását mutatják a hideg alakítás során. A táblázat a keményítés gyakorlatban alkalmazott fokozatait tünteti fel (1/4, 1/2, 3/4 kemény, egész kemény). A táblázat tanulsága az, hogy hideg alakítással a folyási határ 4,5-szeresére, a szakítószilárdság és Brinell-keménység nem egész kétszeresére növelhető, miközben a nyúlás lemezárúnál 1/7-ére, rúdárúnál 1/3-ára csökken. A tisztasági fokozatok adatainak összehasonlításából az is látható, hogy 0,6% „szennyező”, illetve „ötvöző” anyag a szilárdságot 25–30%-kal növeli, a nyúlást ugyanannyival csökkenti.

Ez az utóbbi tapasztalat azt tanítja, hogy az egyfázisú fémek szilárdságát úgy is lehet fokozni, hogy pl. folyékony állapotban más fémeket, úgynevezett ötvözőelemeket adagolunk hozzájuk és az így nyert fémegyet visszük át hűtéssel szilárd halmazállapotba. Ezt az eljárást ötvözésnek nevezzük. Az ötvözés általában a szilárdsági jellemzőket növeli, az alakíthatóság jellemzőit csökkenti.

Ha hideg képlékeny alakítás, pl. húzás, nyújtás után az alakítást végző külső erőhatást megszüntetjük, akkor az alakításban részt vett atomokat tartalmazó fémanyagot a következők jellemzik:

1. Energiaszintje magasabb az egyensúlyinál, tehát csökkenni igyekszik.
2. Szemcséinek, krisztallitjainak alakja és méretei változnak: eredeti, nagyjában, egyenlő hosszúsági, szélességi és vastagsági méretei a hosszúság növekedésének, a másik két méret csökkenésének irányában a nyújtás mértékében egyre jobban változnak, megnyúlnak. Eközben egyre nő az a szemcsékre ható felszínfeszültség, amely a szemcséket a legkisebb térfogatú alakra, a gömb alakra igyekszik hozni.
3. E változások eredménye az, hogy az alakított fém keménysége az egyensúlyinál nagyobb.

Az egyensúlyi minimális energiaszintnek, a szemcsék méretarányos alakjának és a saját feszültségek feloldódásának, eltűnésének feltétele az, hogy az egyfázisú fémnek a képlékeny alakváltozása közben eltorzult rácsa az egyensúlyi rendezettséget vegye fel. Ehhez a deformáció során rendezetlenné vált, nem megfelelő rács-helyeken levő atomok egyensúlyi helyekre való illeszkedése, a fölös diszlokációk eltűnése szükséges. Ez csak az atomoknak a rácsban kisebb-nagyobb utakat leíró mozgásával valósulhat meg. Ez az atommozgás az ún. diffúzió, amely a metallografia és hőkezelés olyan fontos jelensége, hogy érdemes vele külön foglalkozni (2.9 pont).

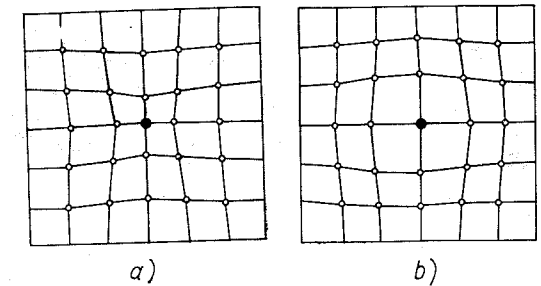
## 2.8. Szilárd oldatok

Folyadékok egymásközi, valamint szilárd anyagnak folyadékban való oldása közismert jelenség. Szilárd anyagok oldódása és a szilárd oldat kevésbé közismert jelenség, ill. fogalom, pedig a fémek tulajdonságainak a mérnöki gyakorlat szempontjából célszerű megváltoztatására ezt a jelenséget sűrűn hasznosítjuk. Így pl. ez az alapja a cementálás, nitrálás, alitálás, kromálás, szulfidálás stb. eljárásoknak.

A folyékony oldatokat az jellemzi, hogy egy anyagnak, az ún. oldott anyagnak az atomjai, vagy molekulái úgy oszlanak el egy másik anyagnak, az oldó anyagnak (oldószernek) atomjai vagy molekulái között, hogy az így keletkezett anyagban, az ún. oldatban a két alkotót mikroszkópon felismerni nem lehet, az oldat homogén, egynemű. Ugyanez érvényes a szilárd oldatokra is. Az atomok eloszlásának nem kell a szilárd oldat egész tömegének minden helyén azonos sűrűségűnek lennie, bár bizonyos feltételek mellett, pl. hőkezeléssel ez is elérhető.

A szilárd oldatok legfontosabb ismérve az, hogy éppúgy, mint a színelemeknek egyetlen kristályrácsuk van. A kétféle anyag atomjainak ebben a rácsban való elhelyezkedése szerint a szilárd oldatok két csoportba tartoznak: a) a szubsztitúciós és b) az interszticiós szilárd oldatok csoportjába.

A szubsztitúciós szilárd oldat akkor keletkezik, ha az oldó anyag kristályrácsának egyes atomjai helyébe az oldott anyag atomjai helyezkednek be. Ez a helycsere a rács energiaállapotát akkor nem változtatja, ha az oldott anyag atomjainak atom-sugara az oldó anyag atomsugarával azonos. Bármely irányú eltérés a rácsot torzítja a 41. ábra szerint, tehát a szilárd oldat szilárdsága (keménysége) az oldó anyagáéhoz



41. ábra. A szubsztitúciós szilárd oldat térrács-torzulása a) kisebb, b) nagyobb atomsugarú oldott atom beilleszkedési helyén



képe általában növekszik. Ha az oldott anyag atomsugara kisebb, mint az oldóanyag atomjaié, akkor az oldott atomok körzetében húzó (41a ábra), ha nagyobb, akkor nyomó saját feszültség keletkezik (41b ábra).

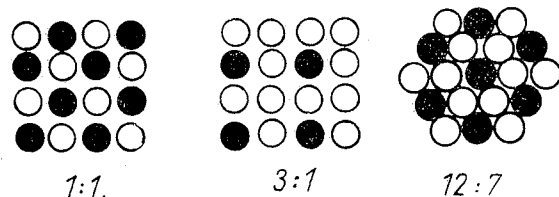
A szubsztitúciós szilárd oldat képződésének feltételei azok szerkezetéből következnek:

1. A két anyag atomsugarai közel egyenlők legyenek. Ha a különbség kisebb 15%-nál és a vegyértékük azonos, a két anyag atomjai tetszőleges arányban vehetnek részt a szilárd oldat felépítésében: korlátlanul oldódhatnak. Enélkül az oldódás legfeljebb korlátozott lehet.

2. A két anyag atomszerkezete azonos legyen, vagyis a két anyag az elemek periodikus rendszerében egymáshoz közel legyen. Mindkét anyag térrácsának azonos jellegűnek kell lennie (pl. mindkettő felületen középpontos szabályos rácsú).

3. A két anyag vegyrokonsága (kémiai affinitása) egy bizonyos határt túl nem léphet, mert ez esetben inkább fémes vegyületté egyesülnek.

A szilárd oldatban oldott atomok eloszlása általában nem szabályos, azaz a helyettesített atomhelyek eloszlása tetszőleges. Van azonban olyan szubsztitúciós szilárd oldat is, amelyben a kétféle elem atomjainak egy bizonyos egyszerű aránya pl.: 1 : 1, 2 : 1, 3 : 1, 12 : 7 stb. mellett a kétféle atom egy bizonyos szabályos rendszerben, tehát meghatározott helyeken törekszik elhelyezkedni. Ha ilyen szilárd oldatot, amelyben keletkezésekor az atomok a megfelelő mennyiségi arányban, de szabálytalan eloszlásban vannak, bizonyos nem túl nagy hőmérsékleten hosszabban izzítjuk, vagy ha dermedéskor a lehűlés nagyon lassú, akkor az oldott atomok



42. ábra. Rendezett rácsú szilárd oldatok atomjainak eloszlása a) 1 : 1, b) 3 : 1 arány esetén a szabályos rendszerben, c) 12 : 7 arány esetén a hexagonális rendszerben kristályosodó fém pároknál

Az oldott atomok az oldó rács minden részükre kijelölt helyét elfoglalják. Eloszlásuk tehát szabályos.

A két anyag szilárd oldatainak folytonos sorát jellemző tulajdonságokban a rendezett rácsú szilárd oldatok helyein ugrásszerű változások vannak. A rendezett rácsú szilárd oldatok tulajdonságváltozásai között a legjelentékenyebb a villamos vezetőképesség változása, ami az oldó fémének 3-szorosára is nőhet A 43. elvi ábra a szubsztitúciós korlátlanul oldódó A és B fémek ötvözetsorának villamos vezetőképességét mutatja az összetétel (koncentráció) függvényében. Két helyen rendezett

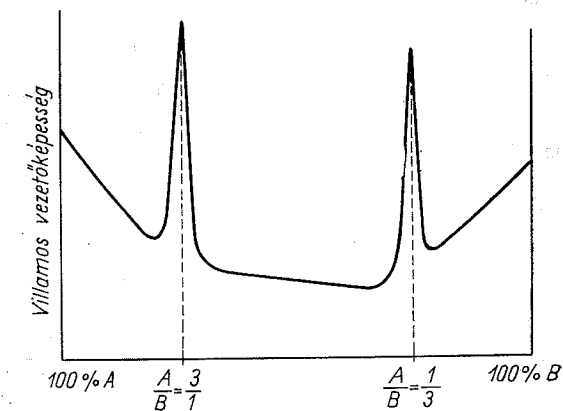
az oldó fémrács meghatározott helyeire diffundálnak, szivárognak. Így keletkeznek az ún. rendezett rácsú szilárd oldatok, amelyek atomeloszlásának példaképpen elvi rajza a 42. ábrán látható.

A rendezett rácsú szilárd oldatok jellemzői:

Az oldó és oldott anyag atomjainak mennyisége egyszerű egész számok arányával meghatározott.

rácsú szilárd oldat keletkezik; a vezetőképesség e koncentrációnál ugrásszerűen megnő.

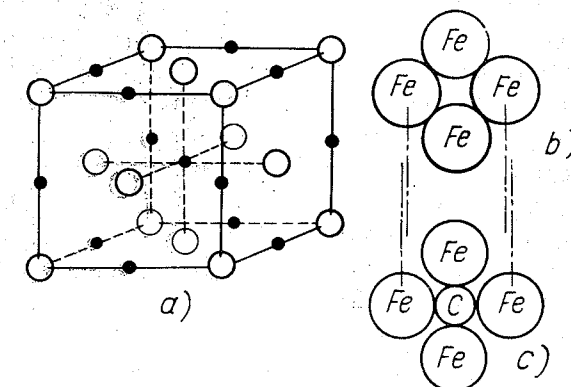
A szilárd oldatok másik csoportja az *intersztíciós szilárd oldat*. Ezekben az oldott atomok az oldó fém rácsában az atomok között fennmaradó térközökbe élkelődnek be. Példaként a vas (Fe) felületen középpontos szabályos rendszerben kristályosodó módosulatának, az ún.  $\gamma$ -vasnak (gamma-vasnak) C-nal képzett szilárd oldatát vizsgáljuk. A 44a ábrán kis pontok jelzik a beékelődés lehetséges helyeit. A C-atomok a kockaélek felezési pontjaiban 6-6 vasatom között helyezkedhetnek el. A 44b és c ábra azt érzékelteti az (100) síkban szemlélítve, hogy a beékelődő oldott atom a rácsot tágítja, torzítja, ezzel a szilárd oldat keménységét növeli.



43. ábra. A villamos vezetőképesség változása két korlátlanul oldódó fém két helyen rendezett szilárd oldatot tartalmazó ötvözetsora mentén

Példánkból könnyű belátni, hogy intersztíciós szilárd oldatban oldott anyagként csak olyan elemek szerepelhetnek, melyeknek atomsugara jóval kisebb az oldó anyag atomjainak sugaránál. Az oldott elem atomsugarának gyakorlati felső határa: 1 Å. Ennek a feltételnek a C, H, N és B atomjai tesznek eleget.

A szilárd oldatot alkotó anyagok viszonylagos mennyisége változó lehet. Viszonylagos mennyiségük függ az oldó anyagnak az oldott anyagra vonatkozó oldóképességétől, és a konkrét esetben rendelkezésre álló oldott anyag mennyiségétől. Az oldó anyagnak egy bizonyos oldott anyagra vonatkozó oldóképességét korlátlanul mondjuk akkor, ha az oldat az oldott anyagot 0–100% határok között tartalmazhatja. Az ennél kisebb oldóképességet korlátozottan hívjuk. A korlátozott oldóképesség felső határának megfelelő mennyiségű oldott anyagot, pl. „B” elemet tartalmazó oldatot „B”-re telített oldatnak hívjuk.



44. ábra. A karbon intersztíciós szilárd oldata a gamma-vasban. a) A beékelődés lehetséges helyei, b) egy lehetséges hely beékelődés előtt, c) beékelődés után keletkezett rács tágítás

A kétalkotós szilárd oldatok és a később ismertetett ötvözetek alkotóinak összetételét vagy súlyszázalékban, vagy atomszázalékban adják meg. Gyakran szükség van a kétféle % átszámítására, ezért az erre szolgáló képleteket alább adjuk. Ha az egyik anyag atomsúlya  $A$ , súlyszázaléka  $\alpha$ , a másik anyag ugyanezen értékei  $B$ ,  $b$ ,  $\beta$ , akkor az átszámítás képletei:

súlyszázalékról atomszázalékra:

$$\alpha = \frac{100a}{a + b \frac{A}{B}}; \quad \beta = \frac{100b \frac{A}{B}}{a + b \frac{A}{B}}, \quad (10)$$

ha  $a$  kicsi:  $\alpha = a \frac{B}{A}$ ; ha  $b$  kicsi:  $\beta = b \frac{A}{B}$ . (11)

Atomszázalékról súlyszázalékra:

$$a = \frac{100\alpha}{\alpha + \beta \frac{B}{A}}; \quad b = \frac{100\beta \frac{B}{A}}{\alpha + \beta \frac{B}{A}}, \quad (12)$$

ha  $\alpha$  kicsi:  $a = \alpha \frac{A}{B}$ ; ha  $\beta$  kicsi:  $b = \beta \frac{B}{A}$ . (13)

## 2.9. Diffúzió

Diffúzióknak nevezzük atomoknak szilárd anyagokban való mozgását, szivárgását. A diffúzió egyik példája a képlékeny alakítást követő lágyításnál bekövetkező atommozgás. Az egyfázisú fémek anyagok képlékeny alakváltozása közben egyes mozaikblokkokban lefolyó csúszások miatt a diszlokációk száma szaporodik és helyi energiaszint növekedések következnek be. Ez az energiaszint-különbség éppoly hajtóerőt képvisel az anyagok torzult rácsszerkezetének egyensúlyi, tehát a legalacsonyabb energiaszintnek megfelelő térrács szerkezetté való átalakítása irányában, mint minden egyéb (hidraulikai vagy elektrotechnikai) potenciálkülönbség. A torzult rács egyensúlyivá alakulása, a diszlokációk számának csökkenése csak az atomok helyváltozása, diffúziója útján jöhet létre.

A diffúzióknak ezt a fajtáját, amelyet az jellemez, hogy hajtóereje a rácsszerkezetben levő helyi energiaszint-különbség, *öndiffúzióknak* nevezzük. Az öndiffúzió tehát teljesen tiszta színtfémekben, egykristályban is bekövetkezhetik.

Szilárd oldatok százalékos összetétele általában nem minden helyen egyenlő, hanem tömegükben helyenként összetételi, ún. koncentrációkülönbségek vannak. A szilárd oldatok helyi koncentrációinak különbsége egy másik hajtóerő, amely az atomokat olyan mozgásra ösztönzi, melynek eredménye a koncentrációk kiegyenlítése, a szilárd oldat homogenizálódása.

A diffúzióknak azt a fajtáját, melynek hajtóereje a koncentrációkülönbség, *koncentrációs diffúzióknak* nevezzük.

A diffúzió számos metallográfiai átalakulásban, fémtechnológiai műveletben alapvetően fontos szerepet tölt be. Legfontosabb ilyen, később behatóbban ismertetendő diffúziós folyamatok: 1. az újrakristályosító lágyítás, 2.  $\gamma$ - $\alpha$  átalakulás, 3. az acél cementálása, felületi rétegének C-ban való dúsítása, 4. az acél kérgének N-ben, Al-ban, Cr-ban stb. való dúsítása, 5. kohéziós kötés létesítése a porkoházatokban és még több más terület.

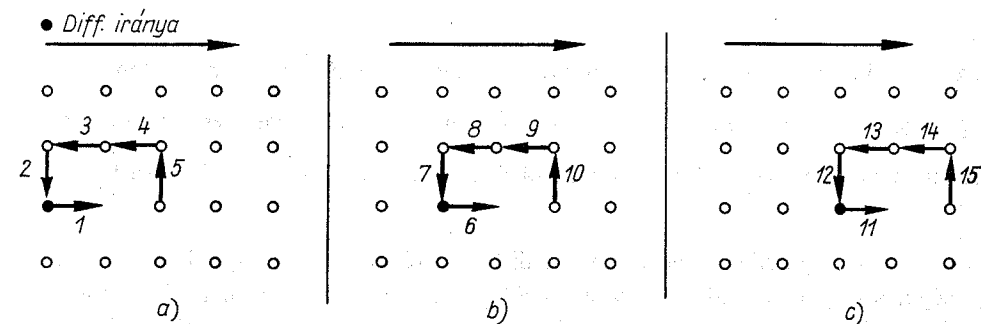
Mindkétfajta diffúzióknak közös jellemzői:

Az atomok helycseréjével megy végbe;

meg nem fordítható, irreverzibilis folyamat;

létfeltétele bizonyos hajtóerő;

az atomok mozgásba hozásához indító, ún. aktiválási energia szükséges.



45. ábra. Az atomok helycseréje diffúzióknál a rácshelyüresedések közvetítésével

Az atomok helycseréjének legvalószínűbb mechanizmusát a 45. ábra mutatja. Ebből az erősen leegyszerűsített vázlatból a következőket olvashatjuk ki:

1. Az atomok legvalószínűbb helycseréje a rácshely-üresedések közvetítésével történik.

2. Az atomok egymás után végzett mozgása ugrásszerűen történik a minimális energiaszintet jelentő rácshelyekre.

3. Az oldott atomok a koncentrációkülönbség megszabta diffúziós irányban haladnak.

4. Az oldó atomok ellenkező irányba tesznek egy-egy ugrást.

5. Az oldott atom 1-1 rácshelyének megfelelő mozgását az oldó anyag 4 atomjának ugrása követi.

Az interstíciós szilárd oldatok oldott atomjainak diffúziója értelemszerűen hasonlóképp folyik le a beékelődés lehetséges üresen álló helyeinek felhasználásával.

Fenti mechanizmus helyességét alátámasztják a következő megfigyelések:

$\alpha$ . a diffúzió sebessége a szemcsehatárokon lényegesen nagyobb, mint a szemcsék között, mert ott nagyságrendekkel több a diszlokációk száma.

$\beta$ . A diffúzió sebessége lényegesen nagyobb egy anyag polikristallin (szemcsés) szerkezetében, mint egykristályban, mert ebben nincs szemcsehatár.

γ. A diffúzió sebessége a szemcsefinomsággal nő a szemcsehatár-felület növekedése miatt.

δ. Hideg képlékeny alakítás növeli a diszlokációk számát és így a diffúziós sebességet is.

ε. A hőmérséklet növelése fokozza a diffúziós sebességet, mert egyrészt tágítja a térrácsot, másrészt termodinamikus rácsüresedéseket kelt és végül növeli az atomok energiáját, és így fedezi a rácshelyekre való átugrás aktiválási energia-szükségletét.

A koncentrációs diffúzió sebességére vonatkozik Fick két alapegyenlete. Az első egyenlet:

$$\frac{dm}{dt} = -DA \frac{dc}{dx} \quad (14)$$

azt mondja, hogy a diffúzió irányára merőleges  $A$  cm<sup>2</sup> keresztmetszeten az időegységben átáramló anyagmennyiség,  $\frac{dm}{dt}$  arányos az  $A$  keresztmetszettel és a koncentráció hosszegységre eső változásával, a koncentrációs gradiense  $\left(\frac{dc}{dx}\right)$ .

A  $D$  arányossági tényező, az ún. diffúziós tényező az anyagnak az a mennyisége, amely a diffúzió irányára merőleges sík területegységén az időegységben átáramlik akkor, ha a koncentrációgradiens egységnyi. A negatív előjel azért szükséges, mert a diffundálás iránya a koncentráció változásával ellentétes.

Fick 1. egyenlete csak a jelenség leírására alkalmas, de számításra nem, mert a szilárd fémekben diffundált anyag mennyiségét nem tudjuk megállapítani. Mindig csak az összetétel állapítható meg.

Fick 2. egyenlete azt mondja ki, hogy a koncentráció időbeli változása arányos a helyi koncentrációgradiens változásával:

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{d^2c}{dx^2} \quad (15)$$

Az együttható itt is a diffúziós tényező, amelyről feltételezzük, hogy független a koncentrációtól, ami nem mindig igaz.

A diffúzió alapegyenletei, mint látható a hővezetés alapegyenleteivel alakra azonosak. Ennek magyarázata, hogy a két folyamat is némileg hasonló: ti. a hővezetés hőmérsékletkülönbséget, a diffúzió koncentrációkülönbséget egyenlít ki.

A  $D$  diffúziós tényező erősen függ a hőmérséklettől, mégpedig a hőmérséklettel exponenciálisan nő. Ezt fejezi ki a  $D$  egyenlete:

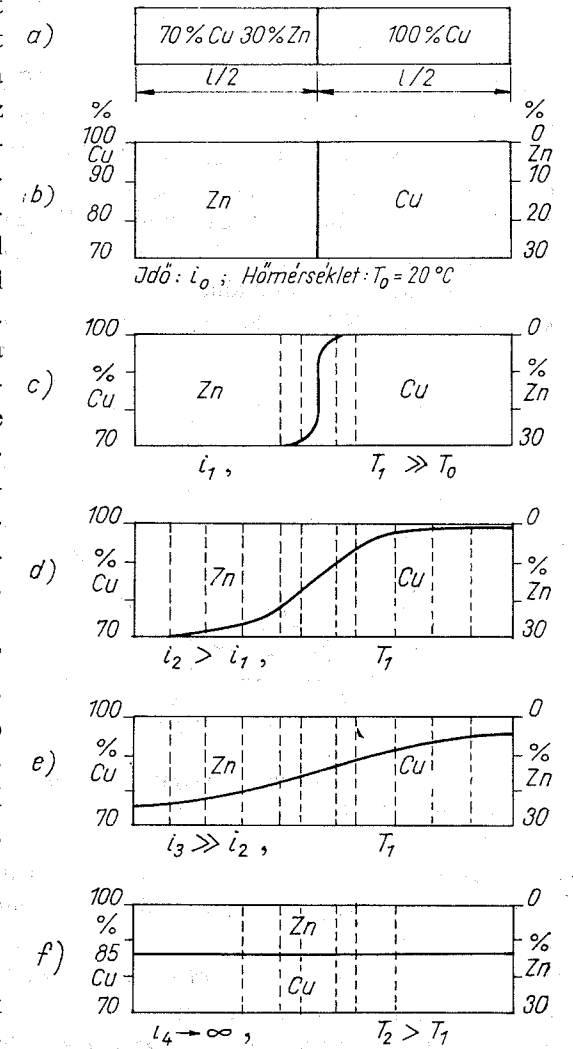
$$D = D_0 e^{-\frac{w}{RT}}, \quad (16)$$

ahol  $R$  a gázállandó,  $T$  az abszolút hőmérséklet (°K),  $w$  az atomokat mozgásra indító aktiválási energia kcal/mol, melynek nagysága az anyagtól függ (18–80).  $D_0$  ugyancsak az anyagtól, valamint a diffúzió fajtájától függő állandó (nagysága koncentrációs diffúziónál  $10^{-6} - 10^2$  cm<sup>2</sup>/s, öndiffúziónál  $10^{-1} - 10$  cm<sup>2</sup>/s között változik).

A diffúzió lefolyását szemlélteti a 46. ábra tiszta rézzel borított sárgaréz esetére. Kellő hőmérsékletre való hevítéskor a koncentrációkülönbségek úgy igyekeznek kiegyenlítődni, hogy a Cu diffundál a sárgarézbe, a Zn pedig a rézbe. Induláskor ( $t = t_0$ ) a koncentráció gradiense  $\frac{l}{2}$  helyen végtelen, másutt 0,

tehát diffúzió csak a két fém érintkezési felületén történhet. A diffúzió elegendő nagy  $T_1$  hőmérséklet mellett az idő növekedésével közelíti meg a kiegyenlített koncentrációt, de a teljes kiegyenlítést csak végtelen nagy idő mellett igen nagy hőmérsékleten éri el.

A koncentrációs diffúzió behatolási mélysége, a diffundáló atomok útja az idő függvényében a következő egyenlettel fejezhető ki:



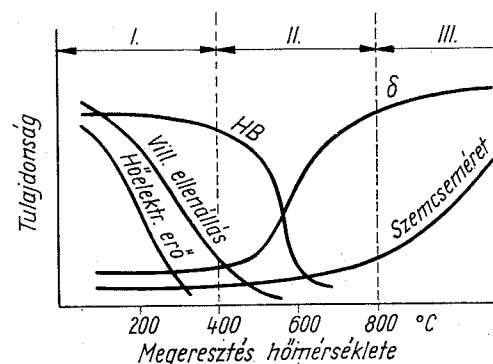
46. ábra. A diffúzió lefolyása

$$x^2 = Ki, \quad (17)$$

ahol  $x$  a megtett út,  $i$  az idő,  $K$  olyan állandó, amely az anyagtól és a diffúziós tényezőtől függ. A diffúziós út időtől való függése azt mutatja, hogy a diffúziós folyamat mélybe hatolása idővel lelassul és így a behatolási mélység növelése gazdaságtalanná válik.

## 2.10. Alakítással keményített egyfázisú fém lágyulása

A hidegen alakított egyfázisú fém megnövekedett energiaszintje csökkenni, megnyúlt szemcséi a felszínfeszültség hatására részarányossá alakulni, saját feszültségei kiegyenlítődéssel csökkenni igyekeznek. Mindezek a hatások a rendezetlen helyeken levő atomokat arra indítják, hogy az egyensúlyi legkisebb energiának megfelelő rácshelyekre mozduljanak. Szobahőmérsékleten az atomokat megmozdító aktiválási energia nincs meg, mégis azt figyelték meg, hogy az alakítással keményített fém keménysége hosszabb állás után csökken. Saját feszültségei hasonlóképp csökkennek (elernyedés). Ezeket a hatásokat fokozni, a szükséges időket csökkenteni



47. ábra. Az alakítással keményített lágyacél tulajdonságainak változása a megeesztés hőmérsékletével

A hidegen alakított fém egyes tulajdonságai nem egyformán érzékenyek a hőmérséklet növelésére. Hideg alakítással keményített lágyacél néhány tulajdonságának változását a 47. ábra tünteti fel. Ennek az elvi ábrának kapcsán a hideg alakítás hatásának eltüntetését célzó megeesztése során a fémekben végbemenő változások három fázisát különböztetjük meg:

I. Egy bizonyos hőmérsékleti határ, illetve hőköz alatti hőhatásra (a 47. ábra I. szakaszában) a fém kristályos szerkezetében semmiféle változás nem megy végbe, ennek ellenére a saját feszültség csökken a keménység számottevő csökkenése nélkül, erősen csökken a villamos ellenállás és a hőelektromos erő (a hőelem elektron indító ereje). Az ilyen változásokat előidéző folyamatot a kristály megújulásának (németül: Kristallerholung, oroszul: vozvrat, angolul: recovery) nevezzük.

Megújulásnak nevezzük azt a jelenséget, hogy a fém hideg alakítása közben megváltozott tulajdonságai a kiindulási tulajdonságok irányában változnak a kristályszerkezet megváltozása nélkül.

A megújulás során a tulajdonságok annál kevésbé közelítik meg a kiindulásiakat, minél nagyobb volt a képlékeny alakításnál bekövetkezett változás. A szemcse-

lehet a hőmérséklet egy bizonyos értékig való növelésével. Megfigyelték, hogy kisebb hőmérsékleten hosszabb ideig tartva a hidegen keményedett fémet ugyanolyan hatást érünk el a tulajdonságok változásában, mint nagyobb hőmérsékleten lényegesen rövidebb idő alatt.

A metallografiai változások szempontjából általános érvényű az a szabály, hogy konkrét hőmérséklet határok között való időzés a hőmérséklet növekedésével azonos hatású.

határok gátolják a megújulást, ezért a polikristallin fémek megújulása kisebb mérvű, mint az egykristályoké.

II. A hidegen alakított fémekben végbemenő változások második fázisát (47. ábra II. szakasz) az jellemzi, hogy ezalatt az összes tulajdonságváltozások eltűnnek. Ezek közül legjellemzőbb, hogy a keménység csökken, a fajlagos nyúlás nő, tehát a fém teljesen kilágyul. Ezt a változást az okozza, hogy az erősen megnyúlt szemcsékből álló szövet helyett egészen új, részarányos szemcsékből álló szövet jelentkezik, amelyben nem található meg a képlékeny csúszást jellemző csúszásvonalak és az alakításkor keletkezett diszlokációk. A csúszásvonalak a képlékeny alakváltozásnál elcsúszott síkoknak a mikroszkópos vizsgálathoz készített próbadarab felületén jelentkező nyomvonalai (48. ábra).



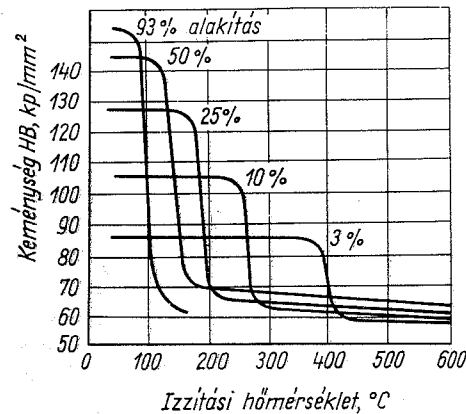
48. ábra. 18% Cr-, 8% Ni-tartalmú krómnikkel acél austenit szemcséiben hideg alakításkor keletkezett csúszásvonalak. Maratás: sósavas vas-klorid. Nagyítás: 500 : 1

A rekristallizáció éppúgy, mint az olvadt fém dermedése, csírákat igénylő folyamat. A csírák torzulás nélküli rácsdarabok, amelyek az alakított környező rácsrészekhez képest alacsonyabb energiaszintet képviselnek. Az a természeti törvény, hogy az anyag a legkisebb energiatartalomra törekszik, egyre több és több atomot sorol a csírákhoz és így azok addig nőnek, míg csak egymáshoz nem érnek.

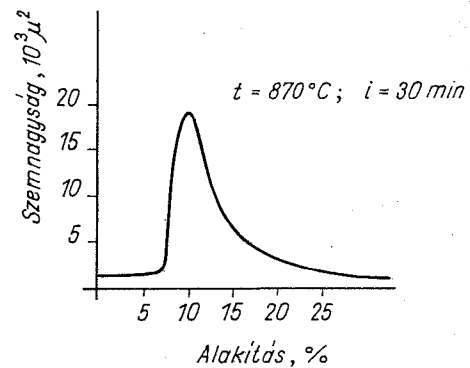
Az újrakristályosodás csíráinak száma annál nagyobb, minél nagyobb volt az előzetes képlékeny alakváltozás, tehát annál finomabb lesz az új szövet és annál könnyebben folyik le, annál kevesebb energiát igényel a folyamat. Az előző alakítás mérve tehát a rekristallizációnál ellenkező irányban hat, mint a megújulásnál, segíti, gyorsítja a folyamatot és csökkenti az újrakristályosodás megindítására bevezetendő aktivációs energiát. Ezt igazolja a 49. ábra, mely a különféle mértékben hidegen alakított réz azonos hőntartási idő alatt végbemenő újrakristályosodás hőmérsékleteit mutatja.

Az újrakristályosodásnál keletkezett szemcsék nagyságát a hőmérséklet, a hőntartási idő és legfőképpen az alakítás mérve határozza meg. Az 50. ábrán látjuk a ferrit szemcsenagyságának változását azonos hőmérsékleten (870 °C) és hőntartási

idő (30 min) mellett az alakváltozás függvényében. E diagram azt mutatja, hogy 8%-nál kisebb hideg alakítás nem indítja meg a rekrisztallizációt. 8% viszont olyan kritikus nyújtási fok, amelynél a legnagyobb a keletkezett szemcsék nagysága. Ennek magyarázata az, hogy 8% nyújtásnál nagyon kevés csíra keletkezik, a  $K_k$  tehát igen kicsi, a  $K_s$ , a csírák növekedési sebessége a 870 °C-on levő nagy aktiválási energiaközlés miatt igen nagy, tehát kevés számú nagy szemcse keletkezik. Az alakítási fok növelése rohamosan növeli a csírák számát, a  $K_k$ -t, de a  $K_s$  változatlan marad, ezért a szemcsenagyság rohamosan csökken az alakítás mérvével.



49. ábra. A réz újrakristályosodási hőmérsékletei különböző mérvű alakítás után azonos hőtartás (6 óra) mellett



50. ábra. Lágyacél hideg alakításának hatása az újrakristályosodott szemcsék nagyságára. Izzítás 870 °C-on

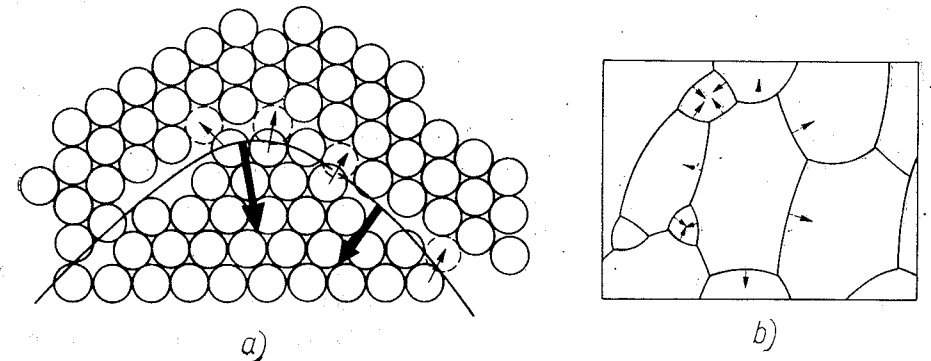
III. A hidegen alakított egyfázisú fém lágyító izzításánál jelentkező harmadik fázis (47. ábra III. szakasz) akkor következik be, ha a hőmérsékletet az újrakristályosodási hőmérséklet fölé növeljük, vagy ami ezzel azonos, az újrakristályosodás hőmérsékletén való időzést növeljük. Ebben a szakaszban a hőmérséklet emelkedésével a szemcsék növekedése folyik úgy, hogy a nagyobb szemcsék a kisebbek rovására növekednek.

### 2.11. Szemcsenövekedés és hatásai

A szemcsék határai átmeneti körzetet jelentenek a különböző orientált szomszédos szemcsék között. A szemcsehatár szélessége 1–3 atomátmérőnyi. Az ott levő atomok nincsenek szorosan illeszkedve egyik szemcse rácsához sem és így energiaszintjük magasabb. Ennek folytán a hőmérséklet növelésével közölt aktiválási energia a szemcsehatár rendezetlen atomjait az alacsonyabb energiaszintű rács-helyek felé mozdtítja el.

A szemcsehatárok rendezetlen atomjainak besorolási irányára nézve, tehát arra a kérdésre, hogy a rendezetlen atom melyik szemcse rácsához illeszkedik, választ

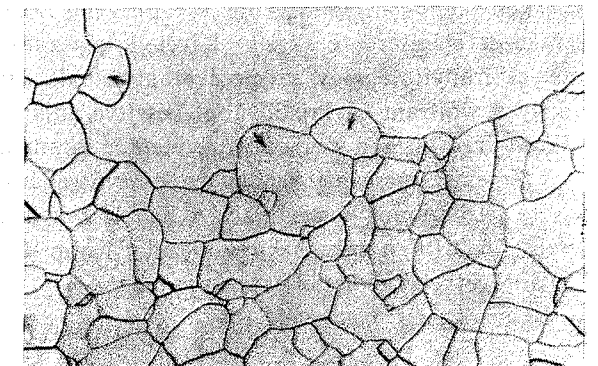
ad az 51a ábra. A szemcsehatáron levő atomokra nagyobb a konkáv szemcsehatáru rács atomjainak vonzó hatása, mint a konvex határu szemcse atomjaié. A konkáv határokon az atomok helyzete stabilabb, mint a konvex határokon,



51. ábra. a) az atomok stabilitása a szemcsehatáron, b) szemcsehatárok eltolódása hevítés közben

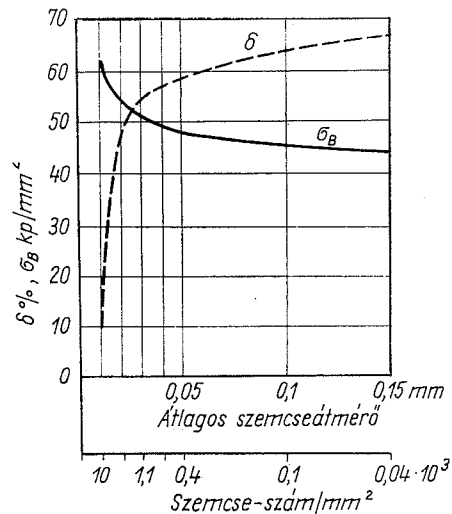
utóbbiakról tehát az aktiválási energia hatására az atomok a konkáv határu szemcsék felé mozdulnak. Ennek a következménye az egyfázisú fémek hőhatásra bekövetkező szemcsehatár-vándorlása, amely az 51b ábra szerint úgy folyik le, hogy a szemcsehatárok görbületi középpontjaik felé tolnak el.

A szemcsehatárok ilyen eltolódása egyes szemcsék növekedését okozza (52. ábra). A szemcsehatárok eltolódása és egyes szemcsék növekedése annál nagyobb mérvű, minél nagyobb a hőmérséklet és minél tovább tart a behatása. Ez az oka annak, hogy az egyfázisú fémek túlhevítése és túlhoszú ideig való tartása (túlidőzés) egy bizonyos hőmérsékleten a szemcsék eldurvulását okozza.



52. ábra. Szemcsenövekedés szívasban. 3% HNO<sub>3</sub>, nagyítás: 100 : 1

A szemcsenagyság hatással van az egyfázisú fémek tulajdonságaira. Legnagyobb a szemcsenagysága az egykristálynak, mert annak egész tömege egyetlen szemcséből áll. Itt a képlékeny alakváltozásnál megindult csúszás akadálytalanul terjed a kristály határáig, mert útközben nem gátolja magasabb energiájú szemcsehatár. Ezért az egyfázisú fémnek az egykristály módosulata a legkisebb szilárdságú, a legnagyobb nyúlású és képlékenységgű. A szemcsenagyságnövekedéssel növekszik a csúszást gátló szemcsehatárok száma és ezzel nő a szilárdság, csökken az alakíthatóság. Ezt szemlélteti az 53. ábra, mely egy egyfázisú



53. ábra. Egyfázisú fémötvözet, 70% Cu-, 30% Zn-tartalmú sárgaréz szilárdságának és fajlagos nyúlásának változása a szemnagysággal

céljainak megfelelően átalakító mérnök a feldolgozás technológiája során az öntés, képlékeny meleg alakítás és hőkezelés közben általában a finomszemcsés szerkezet elérésére törekszik. Kivételt képeznek egyes mágnese tulajdonságok, melyek irányított nagy szemcsét kívánnak. Hasonló az izzólámpák izzószála, amely a wolfram egykristályából készítve adja a legnagyobb tartósságot, mert a vékony izzó huzal a szemcsehátár mentén könnyen törik.

A fémek szemcsenagyságából azok szívóosságára lehet következtetni, ezért jellemzésére jelzőszámot használnak. A hazai szabvány (MSZ 2657) a szemcsenagyság jelzőszámát ( $m$ ) a mikroszkópi csiszolat  $1 \text{ mm}^2$ -ére eső szemcsék közepes számából ( $S$ ) a következő képlettel határozza meg:

$$S = 2^{m+3}. \quad (18)$$

Az egy jelzőszámhoz tartozó legkisebb szemcseszám  $S_{\min} = 0,75 S$ , a legnagyobb  $S_{\max} = 1,5 S$ .

A nemzetközi irodalomban használt jelzőszám ( $n$ ) a maratott csiszolat 100-szoros nagyítású mikroszkópi képén 1 négyzethüvelykre eső szemcsék számából ( $S'$ ) az

$$S' = 2^n - 1 \quad (19)$$

képlettel számítható.

\*Lásd 25.1 pontban

szilárd oldat, 70% Cu, 30% Zn-tartalmú sárgaréz szakítószilárdságának és fajlagos nyúlásának változását mutatja a szemnagyság függvényében. Legnagyobb a változás az egész kis, 0,01–0,03 mm-es szemcseátmérők szakaszán, mert itt a  $\text{mm}^2$ -enkénti szemcseszám és ezzel együtt a szemcsefelület-változás 10-szeres. A nagy szemcseméretek felé a változás mértéke egyre kisebb, 0,1 mm fölött alig van különbség.

Szennyeződések és idegen fázisok, fémes vegyületek, karbidok, nitridek stb. szemcsehatáron való elhelyezkedése a szemcsenagyság hatását a szilárdsági tulajdonságokra a szilárdság növelése és a nyúlás csökkenése irányában tolja el. Különösen kedvezőtlen a durva szemcsés szövet az anyag szívóosságára, amit a fajlagos ütőmunka\* esése jelez. Azért az anyagot

A négyzethüvelyk és  $\text{mm}^2$  viszonyozása és a 100-szoros nagyítás figyelembevételével a két jelzőszám eltérése igen kicsi:  $m \approx n$ . A MSZ 2657 az egyes jelzőszámokhoz tartozó szemcseszámot és méretet táblázatban adja meg.

## 2.12. Polimorfizmus, allotrópia

Néhány fém, pl. Fe, Co, Mn, Sn, Ca, Ti dermedéskor kialakult kristályrácsát lehűlés közben bizonyos ún. kritikus hőmérsékleten változtatja, más rácsalakzatba kristályosodik át. Ez az átkristályosodás mindenkor energia, hőtartalom változással jár, tehát a lehűlési görbén töréspontok alakjában jelentkeznek. A lehűlés közben lefolyó átkristályosodás melegtermelő, exoterm; a hevülés közben lefolyó melegfogyasztó, endoterm. Bár a lehűléskor itt felszabaduló meleg csak tized- vagy századrésze az olvadási hőnek, az átkristályosodási hőmérsékletek mégis bár rövid, de vízszintes szakaszokkal jelentkeznek a lehűlési görbén. Ezeket a hőmérsékleteket ezért Osmond francia metallografus javaslatára „A” betűvel (arret = megállás) jelölik. Ilyen átalakuláson elemek, ásványok, vegyületek egyaránt áteshetnek.

Azt a jelenséget, amikor egy elem, ötvözet vagy vegyület összetételének megtartása mellett többféle kristályszerkezetűvé alakul át, *polimorfizmusnak*, többalakúságnak nevezzük. Fémes elemek polimorfizmusát *allotrópiának* hívjuk. Ugyanannak a kristályos anyagnak különféle kristályszerkezetű változatát módosulatnak, egyik módosulatából a másikba való átkristályosodását allotróp-átalakulásnak nevezzük.

Az ón allotróp átalakulásának káros következményeit már régen ismerik. A hideg éghajlatú északi országokban rozsdamentessége miatt ónból készült orgonásipok és érmék a kemény téli időben szürke porrá estek szét. Ezt a jelenséget az ón ismeretlen eredetű betegségének vélték és „ón-pestis”-nek nevezték el. Azóta megállapították, hogy az ón allotróp átalakulása okozta a tárgyak pusztulását. Azt is megállapították, hogy az ón három allotróp módosulata van. Ezeknek adatait a 2. táblázat tartalmazza:

Az ón allotróp változatai

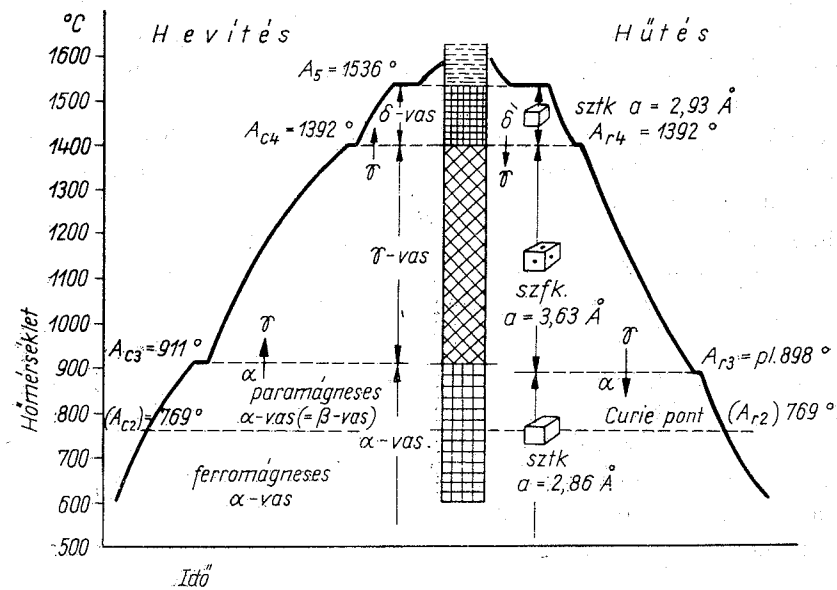
2. táblázat

A módosulat neve	Stabilitásának hőmérsékletköze	Kristály rendszere
$\alpha$ -Sn	- 18 °C*	szabályos (gyémántrács)
$\beta$ -Sn	18–161 °C	tetragonális
$\gamma$ -Sn	161–232 °C	rombos

\* Újabb vizsgálati eredmények szerint 13,2 °C.

Az  $\alpha$ -Sn, melyet színe után szürke ónnak neveznek, rideg, törékeny; a  $\beta$ -Sn, melyet fehér ónnak hívnak, képlékeny. A  $\beta$ -Sn stabilitása következtében jóval alsó hőmérséklete alá túlűthető és csak  $-30$ — $-40$  °C-on, tehát  $50$ — $60$  fokos túlűtésnél alakul át magától, spontán szürke ónná, miközben szét is esik szürke porrá. Ez a por alakú ón újból felhasználható, ha megolvasztjuk.

A példánkból látjuk, hogy egy fém allotróp módosulatait stabilitásuk hőközének növekvő sorrendjében a görög abc betűivel jelöljük.



54. ábra. A vas allotróp átalakulása. (A rácsméretek a hőmérsékletközök alsó határára vonatkoznak)

A metallográfiai ismeretek gyakorlati hasznosítása terén legnagyobb jelentősége van a vas allotróp átalakulásainak. Az átalakulás jellegzetességeit az 54. ábra tartalmazza. Ha a megömlött színvasat egyensúlyi lehűtéssel, tehát úgy hűtjük, hogy minden egyes hőmérsékleten addig időzünk, míg az esetleges átalakulással járó, vagy egyéb okból megindult atommozgások diffúziós folyamatai befejeződnek, akkor a vas a legmagasabb kritikus hőmérsékleten  $A_5 = 1536$  °C-on szabályos térben középpontos kristályos szerkezetű  $\delta$ -vassá dermed. Ez a felső módosulat  $A_4 = 1392$  °C-on átkristályosodik egy szabályos felületen középpontos módosulattá, a  $\gamma$ -vassá. A soron következő egyensúlyi átkristályosodás  $A_3 = 911$  °C-on történik, ahol a  $\gamma$ -vas átalakul az ugyancsak térben középpontos szabályos rendszerbeli  $\alpha$ -vassá.

A sorozatból hiányzó  $\beta$ -vas módosulatnak nevezték kezdetben azt a szabályos térben középpontos vasat, amely paramágneses, tehát nem mágneses. A mágneses tulajdonságok ilyen változása a régebben  $A_2$ -nek nevezett  $769$  °C-on, az ún.

Curie-ponton következnek be. Azóta megállapították, hogy ez a változás nem allotróp átalakulás, mert a vas kristályszerkezetében változás nem következik be.

A kísérletek közben azt találták, hogy ha a színvas hőmérsékletét szobahőmérsékletéről kiindulva egész lassan, az egyensúlyi kristályosodást megközelítő sebességgel növelik, akkor az allotróp átalakulások ugyanazokon a kritikus hőmérsékleteken következnek be. Azt jelenti ez, hogy a vas allotróp átalakulásai megfordítható folyamatok, amit a következőképpen jelölünk:



E két megfordítható folyamat közül a második a mérnöki gyakorlatban igen fontos szerepet játszó hőkezelések alapja.

Kísérleti tapasztalat az is, hogy ha a hevítés és hűtés folyamatát nem egyensúlyi módon, hanem folyamatosan végzik, akkor az  $A_3$  hőmérséklet hevítéskor nagyobb hőmérsékleten jelentkezik, mint hűtéskor. Ez látszik az ábra adatain is. Az allotróp átalakulás hőmérsékletének folyamatos hőváltozás okozta eltérését az egyensúlyi hőmérséklettől az átalakulás hiszterézisének nevezzük.

Az átalakulás hiszterézise annál nagyobb, minél gyorsabb a hevítés vagy hűtés. A hűtés hiszterézise azonos sebességű hőváltozásnál mindig nagyobb a hevítésnél jelentkező hiszterézisnél.

A kritikus hőmérsékletekben jelentkező különbség megkívánja azok megkülönböztető jelölését. Osmond javaslatára a hevítésnél jelentkező kritikus hőmérsékleteket  $c$  index-szel ( $A_{c3}$ ,  $A_{c4}$ ), a hűtésnél jelentkezőket  $r$  index-szel jelöljük ( $A_{r3}$ ,  $A_{r4}$ ). (A  $c$  a chauffage = hevítés,  $r$  a refroidissement = hűtés francia szavak kezdőbetűje.)

A  $C > 0,02\%$  C-tartalmú vasötvözeteknek van még egy kritikus átalakulása, amelyet  $A_{c1}$ -gyel, illetve  $A_{r1}$ -gyel jelölünk. Ez a kritikus hőmérséklet nemcsak allotróp átalakulás, hanem a  $\gamma$ -vas bomlásának hőmérséklete is. E hőmérsékleten ugyanis a  $\gamma$ — $\alpha$  allotróp átalakulás csak úgy jöhet létre, ha a  $\gamma$ -vasban oldott C-atomok a rácsból kidiffundálnak mindaddig, míg a C-tartalom az  $\alpha$ -vas  $0,02\%$  C-tartalmára nem csökken. A kivált C vaskarbiddá alakul és a perlitnek nevezett szövetelem másik fázisát képezi.

### 3. TÖBBFÁZISÚ FÉMES ANYAGOK EGYENSÚLYI KRISTÁLYOSODÁSA

#### 3.1. Az ötvözet fogalma, az ötvözés módjai és szövetelemei

A színelemek nagy számuk és különféle tulajdonságaik ellenére nem elégítik ki a korszerű gépgyártás és egyéb ipari létesítményekhez szükséges anyagválaszték igényeit. Mechanikai, fizikai és kémiai tulajdonságaiknak változtatását ötvözéssel érik el. Így pl. a lágyacél szakítószilárdságát 35—40 kp/mm<sup>2</sup>-ről 85—90 kp/mm<sup>2</sup>-re lehet növelni úgy, hogy C-tartalmát 0,1%-ról 0,9%-ra növelik. A lágyacél a szabad levegőn gyorsan rozsdásodik, savak korrodálják, elmarják. Ha 13% Cr-ot ötvözünk bele, nem-rozsdásodóvá; ha pedig 18% Cr-ot és 8% Ni-t ötvözünk hozzá, a legtöbb savval szemben savállóvá válik.

Ötvözet — *Verő* meghatározása szerint — olyan, legalább látszatra egynemű fémes anyagot értünk, amelyet két vagy több fém egyesítése, leginkább összeolvasztása vagy egymásban való oldása útján nyerünk.

Az ötvözetek alkotórészei általában fémek, de fémekhez közelálló elemek, ún. metalloidek, amilyenek az As, C, Si, Sb, sőt nem fémes elemek (S, P) is lehetnek.

Az ötvözés leggyakrabban a fémek összeolvasztása útján történik. Ritka kivétel az, hogy a fémek folyékony halmazállapotban nem oldják egymást. Ilyen pl. az ólom és alumínium, melyek megolvastva fajsúly szerint rétegeződnek a tégelyben és egymás után külön rétegben dermednek, tehát nem ötvözhetőek. A legtöbb fém azonban folyékony halmazállapotban korlátlanul oldja egymást és így ötvözté dermed.

Az összeolvasztásnak nehézsége lehet az alkotó fémek olvadáspontjának nagy különbsége. Például a Fe 1536, a V 1735, a Cr 1890, a Mo 2625, a W pedig 3410 °C-on olvad. Ha gyorsforgácsoló acélt akarunk ezekből ötvözni, mely 0,9% C, 18% W, 4,5% Cr, 1,5% V, 0,5% Mo-t és 0,6% egyéb nem szándékosan bejutott ötvözőt és szennyezőt (Si, Mn, S, P) tartalmaz, akkor az ötvözést a legalacsonyabb olvadáspontú vas megolvastásával a leggazdaságosabb kezdeni, mert a többi magasabb olvadáspontú fém abban oldódik. Ha azonban a W-ot színelem alakjában tennénk hozzá, annak egyrészt az ára túl nagy, másrészt feloldódása olyan sokáig tart, hogy azalatt a vas egy része oxidálódna és a folyékony fém az oldott FeO-lal

szennyeződne. Ezért az ötvöző fémeket már eleve Fe-mal való előötvözetek: ferro-wolfram, FeV, FeCr, FeMo alakjában állítják elő és ezeket az alacsonyabb olvadási hőközü ferroötvözeteket használják fel ötvözéshez. Az adagolási mennyiségek számításánál ezeknek a ferroötvözeteknek Fe- és C-tartalmát figyelembe véve, csak a hiányzó mennyiségű tiszta hulladékvasat olvasztják meg, a C-tartalmat pedig az adag leöntése előtt készített analízis szerint szabályozzák be tiszta szén (petrol-koksz) adagolásával.

Az ötvözetek néha már a kohósítás során érceikből, vegyületeikből való leválasztásuk során keletkeznek. Ilyen pl. a 70% Cu-, 30% Ni-tartalmú Monel-fém, a 15% Sb-ot tartalmazó kemény ólom. De a vas kohósításának is nem színvas, hanem 3—4% C- és különböző Mn-, Si-, S-, P- tartalmú ötvözet a terméke.

Az ötvözés gyakorlatban alkalmazott módja még a szilárd halmazállapotban való oldás. A szívós gépalkatrészek felületi kemény kérgének előállítására a lágyacél alkatrészt 850—900 °C-on izzítjuk olyan gázkezeletben, melyből a kérgesítendő felületre C-atomok kötődnek és onnan befelé diffundálva edzhető összetételűvé teszik a kérget. Hasonlóképpen tudunk Ni-t, Cr-ot, Al-ot, Si-ot stb. juttatni az acél vagy öntöttvas alkatrészek felületi kérgébe és ezzel igen keménnyé, hőállóvá vagy savállóvá tesszük azt.

Az ötvözetet alkotó fémek az ötvözetekben háromféle kapcsolatban jelenhetnek meg.

1. A két fém egymással (korlátlan vagy korlátolt) szilárd oldatot alkot, ha ennek feltételei megvannak (2.8. pont). A szilárd oldatokat általában a jó alakíthatóság jellemzi.

2. A két fém egymással fémes vegyületet alkot. A fémes vegyületeknek három változata van: az ionvegyület, az elektronvegyület és az interstíciós vegyület.

Az *ionvegyületet*, amelyet fémtermészetű elem metalloiddel szokott alkotni, az jellemzi, hogy rá a kémiai vegyületekre vonatkozó szabályok érvényesek.

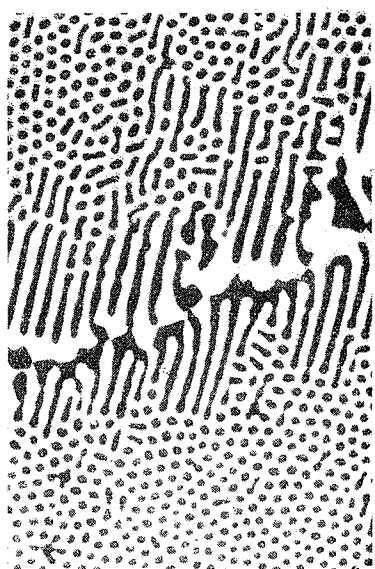
Az *elektronvegyületet*, amelyet nehezen olvadó nehézfémek könnyen olvadó fémekkel és a szilíciummal alkotnak, molekulája képletét nem az atomok vegyértéke, hanem az határozza meg, hogy molekulájukban az atomok és elektronok számaránya  $N_A : N_E = 2 : 3, 13 : 21$  vagy  $4 : 7$ . Az első csoportba tartozó fémes vegyületek szabályos térközponos rendszerűek, közös jelölésük:  $\beta$ . A 13 : 21 arány szerint képződött vegyületek szabályos rendszerben kristályosodó nagy molekulájúak, jelük:  $\gamma$ . A 4 : 7 arány szerinti a hexagonális rendszerben kristályosodnak, jelük:  $\epsilon$ . Elektronvegyületek képződnek a Cu—Zn, Cu—Sn és Fe—Al rendszerekben. Az elektronvegyületek közös jellemzője, hogy az ötvözőfémekből több-kevesebb mennyiséget oldanak és így összetételük nem meghatározott, hanem egy koncentrációközzel jellemzett.

Az *interstíciós vegyületeket* főleg a szabályos rendszerben kristályosodó fémek alkotják olyan elemekkel, amelyeknek atomsugara kisebb 1 Å-nél. Ilyenek a C, N és B. Ezek az atomok az alapfém atomjai közé ékelődnek. Ha jól elférnek, egyszerű ionrács keletkezik, ha nincs elég helyük, mint pl. az Fe<sub>3</sub>C, a vaskarbid eseté-



ben, bonyolult rácsszerkezet keletkezik. Az interszticiós fémes vegyületek a szerkezeti és szerszámacélok ötvözésénél, tulajdonságaik hőkezeléssel való változtatásánál igen nagy szerepet játszanak. Ide tartoznak a fémkarbidok és nitridek.

A fémes vegyületek közös ismertetője, hogy valamennyien nagyon kemények és ridegek. Célszerűen ott alkalmazzák őket, ahol nagy keménységre, kopásállásra



55. ábra. 4,3% C-tartalmú metastabilan kristályosodott nyersvas (eutektikum) mikroszkópi képe. Összefüggő fehér szövet: cementit; fekete foltok: perlit. 3% HNO<sub>3</sub>, 500 : 1

van szükség, pl. forgácsoló szerszámoknál, erős koptató hatásnak kitett alkatrészek felületén.

3. Ha az ötvözet alkotói egymással sem szilárd oldatot, sem fémes vegyületet nem alkotnak, akkor a két fém apró kristályok elegyévé dermed, amit *eutektikum*nak neveznek. Az eutektikumot az jellemzi, hogy összetétele meghatározott %-os arányú, tehát a folyékony oldatból valamelyik alkotójának kristályai dermednek még mindaddig, míg az ömledék az eutektikum összetételét el nem érte. Ezért az eutektikum, amely lehet lemezes, vagy szemcsés szerkezetű, rendszeren egyik alkotójának korábban kivált kristályaival együtt jelenik meg az ötvözet szövetképében. Az eutektikum alkotói lehetnek az alapfémek, azoknak szilárd oldatai vagy fémes vegyületei.

A megdermedt eutektikum szövetében a két alkotó tehát külön-külön felismerhető fázisként különböztethető meg. Az eutektikum tulajdonságai alkotóinak tulajdonságaitól és elhelyezkedésétől függenek. Ha mindkét alkotója jól alakítható fém vagy szilárd oldat, akkor az eutektikum is képlékeny. Ha az egyik alkotó kemény és rideg, amilyen a fémes vegyület, akkor annak az alkotónak a tulajdonságai adják a jellegét, amely összefüggő alapanyagként fogja körül a másikat. Pl. az 55. ábrán a fehérvas ledeburitnak nevezett szemcsés vagy pettyes eutektikumát látjuk. A fehér összefüggő háló vaskarbid, Fe<sub>3</sub>C, tehát az eutektikum is nagyon kemény, rideg.

### 3.2. Rendszerek egyensúlya

Általánosságban rendszer alatt a térnek egy elhatárolt részét értjük, tehát pl. egy olvasztótégely belső tartalmát.

A rendszer lehet egynemű, homogén, ha csak egy, minden szempontból egynemű tömeget tartalmaz. Pl. homogén rendszer az olvasztótégelyben a megömlesztett, tehát teljes tömegében folyékony fémfürdő.

A rendszer heterogén, különemű, ha benne egymástól határfelületekkel elválasztható részek vannak. Pl. egy dermedésben levő fém, melynél a folyékony fémfürdőben már kivált szilárd kristályok is jelen vannak.

A rendszer határfelületekkel elválasztott részeit „fázisok”-nak nevezik. Egy edényben levő víz egyalkotós (víz), homogén egyfázisú rendszer. Forrásig hevítve víz és telített gőz tölti ki az edényt. Ez a rendszer egyalkotós, kétfázisú. Víz, gőz és jégkeverék egyalkotós háromfázisú heterogén rendszer. Egy alkotós az olyan rendszer, amelynek minden lehetséges fázisa ugyanolyan összetételű.

A többalkotós rendszerrel mindegyik alkotó szerepelhet különféle fázisokban, de egy egyensúlyban levő rendszerben csak egy gőzfázis lehet.

A fázisok tehát az alkotó anyagok különböző halmazállapotai, folyékony és szilárd oldatai, vegyületei.

A rendszer állapota állapottenyezőkkel jellemezhető. Állapottenyezők: a koncentráció, hőmérséklet, nyomás. A rendszer szabadsági foka azoknak az állapottenyezőknek számával egyenlő, amelyek bizonyos határok között szabadon változtathatók anélkül, hogy a rendszer egyensúlya megváltoznék, új fázis megjelenék, vagy egy fázis eltűnnék.

A fázisok, alkotók és szabadsági fokok közötti összefüggést a Gibbs-féle fázis-szabály adja meg:

Az egyensúlyban levő rendszerrel a fázisok és szabadságok számának összege kettővel több, mint a komponensek száma:

$$F + Sz - 2 = K, \quad (20)$$

$$Sz = 2 + K - F, \quad (21)$$

ahol  $F$  a fázisok,  $Sz$  a szabadságfokok,  $K$  az alkotók (komponensek) száma.

Alkalmazva a vízre:

$$\begin{aligned} 1. \text{ Edényben levő víz: } & F = 1, \quad K = 1 \\ & Sz = 2 + 1 - 1 = 2. \end{aligned}$$

Víz szabadsági foka: 2, változtatható: a nyomás és hőmérséklet.

$$\begin{aligned} 2. \text{ Víz + gőz: } & F = 2, \quad K = 1 \\ & Sz = 2 + 1 - 2 = 1. \end{aligned}$$

Szabadon változtatható: vagy a hőfok, vagy a nyomás, mert a telített gőz hőmérsékletével a nyomása már adott és viszont.

$$\begin{aligned} 3. \text{ Víz + gőz + jég: } & F = 3, \quad K = 1, \\ & Sz = 2 + 1 - 3 = 0. \end{aligned}$$

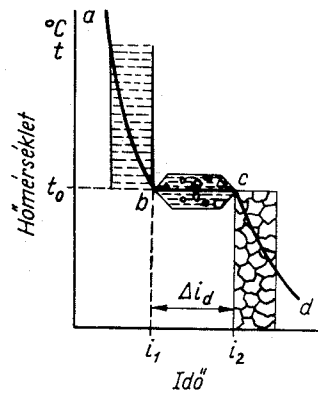
Nincs szabadsági fok, tehát ez a rendszer csak egy bizonyos hőmérsékleten és hozzá tartozó nyomáson van egyensúlyban ( $t = 0,00076 \text{ } ^\circ\text{C}$  és  $4,5579 \text{ mm}$  higanyoszlop-nyomás).

A Gibbs-féle általános fázisszabály a fémek atmoszférikus nyomáson végzett ötvözésére vonatkoztatva, mivel a nyomás gyakorlatilag állandó:

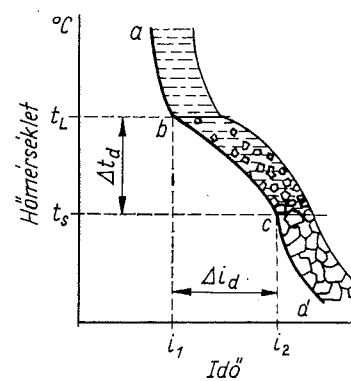
$$F + Sz - 1 = K, \quad (22)$$

$$Sz = 1 + K - F, \quad (23)$$

vagyis fémötvözetek esetében a Gibbs-féle fázisszabály úgy szól, hogy a fázisok és szabadságok összege eggyel nagyobb az alkotók számánál.



56. ábra. Színfém egyensúlyi dermedése



57. ábra. Szilárd oldat egyensúlyi dermedése

Kétalkotós rendszerre alkalmazva a fémekre érvényes fázisszabályt, két fém ötvözetének vizsgálatánál  $K = 2$ ,  $Sz = 1 + 2 - F = 3 - F$ , tehát 0 szabadságfokkal egyszerre 3 fázis lehet egyensúlyban. Erre később példát ad az eutektikumot tartalmazó rendszer dermedése.

A kétalkotós szilárd oldat lehülési görbéjét az 57. ábrán látjuk. A görbe  $a-b$  szakaszának hőmérséklet- és időhatárai között  $K = 2$ ,  $F = 1$ ,  $Sz = 2$ , tehát ezen

Alkalmazzuk a fázisszabályt színfém egyensúlyi dermedésére. Ebben az esetben  $K = 1$ . A megolvastott fém hűlése közben, az 56. ábrán felvázolt lehülési görbe  $a-b$  szakaszának hőmérséklet- és időhatárai között a rendszerben csak a fém folyékony fázisa van, tehát  $F = 1$ . Ekkor  $Sz = 1 + 1 - 1 = 1$ . A két állapottevező közül szabadon változhat az egyik, a hőmérséklet  $t_0$ -ig anélkül, hogy a rendszer egyensúlya változnék. A  $t_0$  olvadáspont elérése után a rendszerben megjelennek a színfém szilárd kristályai második fázisként, tehát  $F = 2$  és így  $Sz = 0$ . A rendszer szabadságfoka 0 lett, ez azt jelenti, hogy az egyetlen változható állapottevező — a másik, a koncentráció színfémnél természetesen nem változhat —, a hőmérséklet sem változhat mindaddig, míg az egyik fázis eltűnése a szabadságfokot 1-re nem növelte. Ezért a színfém kristályos szilárdulása alatt a tégely tartalmától függő  $\Delta i_d$  dermedési időközben nem változhat a hőmérséklet:  $a$  színfémeknek mindig dermedési, ill. olvadási hőmérsékletük van. Ez a lehülési görbe vízszintes szakaszával jelentkezik.

Ha egy fém minta termikus analízise során két töréspontot és köztük vízszintes szakaszt találunk, akkor a fém minta lehet színfém. Ugyanilyen lehülési görbéje van a fémes vegyületnek és az eutektikumnak is.

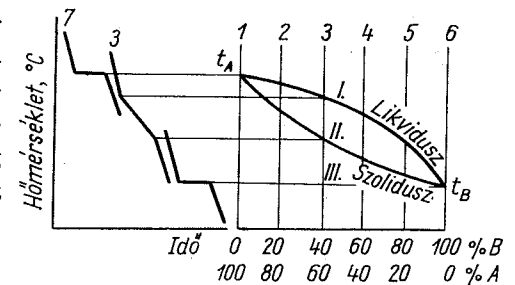
a szakaszon a szilárd oldat mindkét állapottevezőjét: a hőmérsékletet és bizonyos korlátok között a koncentrációját is változtathatjuk anélkül, hogy az egyensúly felborulna. Hűlés közben a  $t_L$  hőmérséklet alá érve az ömledékben megjelennek a szilárd oldat megszilárdult kristályai és így  $F = 2$ -re nőtt, és  $Sz = 1$ -re csökkent. Az egyik tényezőt, a hőmérsékletet még mindig változtathatom egészen a  $c$  pont,  $t_S$  hőmérséklet eléréséig, amikor az egész ötvözet megdermedt és szabadságfoka ismét 2-re nőtt.

A kétalkotós szilárd oldat dermedését tehát az jellemzi, hogy a dermedési időköz mellett dermedési hőköze van. Az 57. ábrán látható lehülési görbe, amelynek két töréspontja ( $b, c$ ) van és vízszintes szakasza nincs, mindig arra utal, hogy a vizsgált fém minta kétalkotós szilárd oldat. A  $b$  és  $c$  pontok közötti szakasz enyhébb lejtését a másik két szakaszhoz, a folyékony és szilárd halmazállapot hűlési görbéjéhez képest, a dermedés közben fokozatosan felszabaduló hőenergia hűlést késleltető hatása okozza.

### 3.3. Kétalkotós egyensúlyi diagramok szerkesztése és olvasása (emelőszabály)

Ha két fém minden lehető %-os összetételének megfelelő ötvözetéről lehülési görbéket készítünk és e görbék töréspontjait a megfelelő összetételeket jelző pontok fölé felrakjuk, olyan ábrákat kapunk, melyek az ötvözetek különböző hőmérsékleteknek megfelelő egyensúlyi állapotáról adnak képet. Ezeket az ábrákat *egyensúlyi diagramoknak* (állapotábráknak) nevezzük.

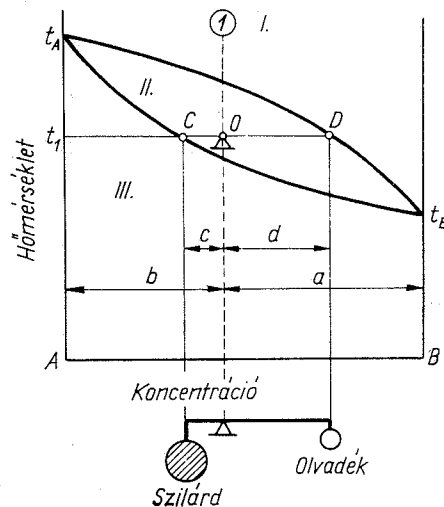
A kétalkotós ötvözet egyensúlyi diagramjának alapvonala olyan egyenes vonal, melynek hossza 100%-nak felel meg. A vonal egyik vége a tiszta (100%) „A” alkotónak, másik vége a tiszta (100%) „B” alkotónak felel meg. A közbeeső pontok „A”-tól „B” felé haladva olyan koncentrációnak felelnek meg, melyekben „A” %-a csökken, a „B” %-a növekszik, de a kettő együtt mindig 100%-ot ad. Éppen ezért elég, ha az alapvonala felvitt ötvözetkoncentrációkat az egyik, mégpedig szokás szerint a növekvő koncentrációjú alkotó („B”) %-tartalmával jelöljük, mert a másik alkotó tartalmát a 100%-ra való kiegészítés adja.



58. ábra. A kétalkotós egyensúlyi diagram szerkesztése

Az egyensúlyi diagram szerkesztésének menetét az 58. ábra mutatja. Eljárása az, hogy felvesszük egymás után a tiszta „A” alkotó, a 20, 40, 60, 80% „B”-t tartalmazó ötvözeteknek, sőt szükség szerint 10, 1, 0,5 vagy 0,05%-kal növekvő „B”-t

tartalmazó ötvözeteknek, és végül a tiszta „B” alkotó lehülési görbéit. A lehülési görbék töréspontjait átvetítjük a vonatkozó koncentrációt jelző függőlegesekre. A felső töréspontok, az egyes ötvözetek dermedésének kezdetét jelző hőmérsékletek vetületei adják az ún. „likvidusz” (= folyékony) vonalat. Az alsó töréspontok, tehát a dermedés befejezését jelző hőmérsékletek vetületei adják a „szolidusz” (= szilárd) vonalát. A tiszta „A” és „B” alkotó esetében, melyeknek nem dermedési hőköze, hanem hőmérséklete van, ez a két pont egybeesik.



59. ábra. A kétalkotós egyensúlyi diagram olvasása, emelőszabály

$F = 2$ ,  $K = 2$  miatt  $Sz = 1$ , vagyis egy bizonyos koncentrációjú ötvözet esetén a hőmérséklet megadása teljesen meghatározza az egyensúlyban levő szilárd és folyékony fázis koncentrációját és mennyiségét.

Vizsgáljuk meg az 59. ábra 1 jelzővonalal meghatározott ötvözetének egyensúlyi állapotát a  $t_1$  hőmérsékleten. Az ötvözet  $b\%$  „B”-t és  $a\%$  „A”-t tartalmaz. A  $t_1$  hőmérsékleten meghúzott vízszintes hőfokvonal — izoterma — a szoliduszt „C” pontban, a likviduszt „D” pontban metszi. E két pontnak az alapvonalra való vetítése megadja a vonatkozó koncentrációkat. Tehát a „C” pontnak megfelelő szilárd fázis  $(b-c)\%$  „B” alkotót, a „D” pontnak megfelelő folyékony fázis  $(b+d)\%$  „B” alkotót tartalmaz.

Általában bármely hőmérsékleten az izotermának a szolidusszal való metszéspontja megadja az egyensúlyban levő szilárd fázis, a likvidusszal való metszéspontja pedig a folyékony fázis összetételét.

A hőmérsékletcsökkenés közben a folyadékból kikristályosodó kristályok és a visszamaradó folyadék összetételét a metszéspontok segítségével állandóan figyelemmel kísérhetjük.

A likvidusz és szolidusz az állapotábra területét három mezőre osztja: a likvidusz felett levő I. mező a homogén folyékony fázis mezeje, mert ilyen nagy hőmérsékleten az ötvözet bármely koncentrációnál folyékony halmazállapotú. A két görbe közötti II. mezőben már minden koncentrációnál megkezdődött a dermedés, itt tehát a fémfürdőben szilárd kristályok is vannak. Ez a szilárd és folyékony fázis egyensúlyának mezeje, tehát kétfázisú mező. A szolidusz alatti III. mezőben már csak teljes egészében megdermedt ötvözetek szerepelnek, az tehát a homogén szilárd fázis vagy általában a szilárd fázisok mezeje.

A II. mezőben két fázis van egyensúlyban, a fázisszabály alkalmazása tehát

Az állapotábra segítségével megállapíthatjuk az egyensúlyban levő két fázis súlyarányát is. Ha 1 kp-nyi ötvözetet ömlesztünk meg és vizsgáljuk  $t_1$  °C hőmérsékleten, akkor ha abból  $x$  kp szilárd fázis kristályosodott ki, a visszamaradt folyadék mennyisége  $(1-x)$  kp, a „B” alkotó mennyiségét kifejezve: az ötvözetben  $b \cdot 1$  kp, a szilárd fázisban  $(b-c)x$  kp, a folyadékban  $(b+d)(1-x)$  kp, a szilárd és folyékony fázisban együtt annyi van, mint az egész adagban:

$$b \cdot 1 = (b-c)x + (b+d)(1-x),$$

$$b = bx - cx + b - bx + d - dx.$$

Rendezve az egyenletet:

$$cx + dx = b + d - b.$$

$$x(c+d) = d.$$

A szilárd fázis mennyisége:

$$x = \frac{d}{c+d}. \quad (24)$$

A folyékony fázis mennyisége:

$$1-x = \frac{c}{c+d}. \quad (25)$$

A szilárd fázis aránya a folyékony fázishoz:

$$\frac{\text{szilárd fázis}}{\text{folyékony fázis}} = \frac{x}{1-x} = \frac{d}{c}, \quad (26)$$

ahol  $d = \overline{OD}$  az izoterma likvidusszal való metszéspontjának az ötvözet-koncentráció jelző vonalától mért távolsága;  $c = \overline{OC}$  az izoterma szolidusszal való metszéspontjának az ötvözet-koncentráció jelzővonalától mért távolsága.

Az ötvözet összetételét jelző függőleges távolsága az izoterma vízszintesén a a likvidusszal való metszésponttól a szilárd fázis, a szolidusszal való metszésponttól pedig a folyadék mennyiségével arányos (fordított karok szabálya).

Az 59. ábra kapcsán felvett példában az ötvözet állapotának vizsgálatát, az ún. termikus analízist olyan állapotra végeztük, amelyet az O pont jellemez azáltal, hogy a rajta keresztül fektetett függőleges jelzővonal (1) a koncentrációvonalon megadja a vizsgált ötvözet összetételét, a rajta keresztül húzott vízszintes izoterma megadja az ötvözet pillanatnyi hőmérsékletét. Ha az O pont homogén mezőbe esik (I. és a példaként felvett állapotábránál a III. is), az O pont adatai jellemzik az egyetlen fázis állapotát, összetételét és hőmérsékletét.

Termikus analízis tehát csak akkor végezhető, ha az ötvözet állapotát meghatározó O pont heterogén (kétfázisú) mezőbe esik (59. ábra II.). Az analízis céljaira az O ponton át izotermát húzunk. Megkeressük ennek az O ponttól jobbra és balra

első legközelebbi állapotára vonallal való metszéspontját:  $C$  és  $D$ . E két pontot összekötő vonaldarabot ( $CD$ ) *konódának* hívjuk. A konóda végpontjainak a koncentrációvonalra való vetítése megadja az egyensúlytartó fázisok minőségét (halmazállapotát, kristályfajtaját, összetételét). A konóda  $O$  ponttal elválasztott két darabjának (karjának) aránya pedig a fázisok arányát, %-os mennyiségét.

Ha a konódat az  $O$  pontban alátámasztott kétkarú emelőnek, mérlegnek gondoljuk, és szoliduszra eső végpontjára a szilárd fázis súlyát, a likvidusszal való metszéspontjára a folyadék súlyát helyezük, akkor a mérleg egyensúlyban lesz.

### 3.4. Eszményi kétalkotós egyensúlyi diagramok (Binér állapotábrák)

A különféle ötvözetek kristályosodása és annak során keletkezett szövetelemek eloszlása az egyensúlyi diagramok alapján követhető. Ezért ezek az ipari ötvözetek előállításának és hőkezelésének fontos alapadatait adják, mégpedig térképszerűleg az ötvözet minden lehetséges összetételére áttekinthetőleg. Éppen ezért eddig már minden kétalkotós és sok fontos háromalkotós fémötvözet egyensúlyi diagramját kidolgozták.

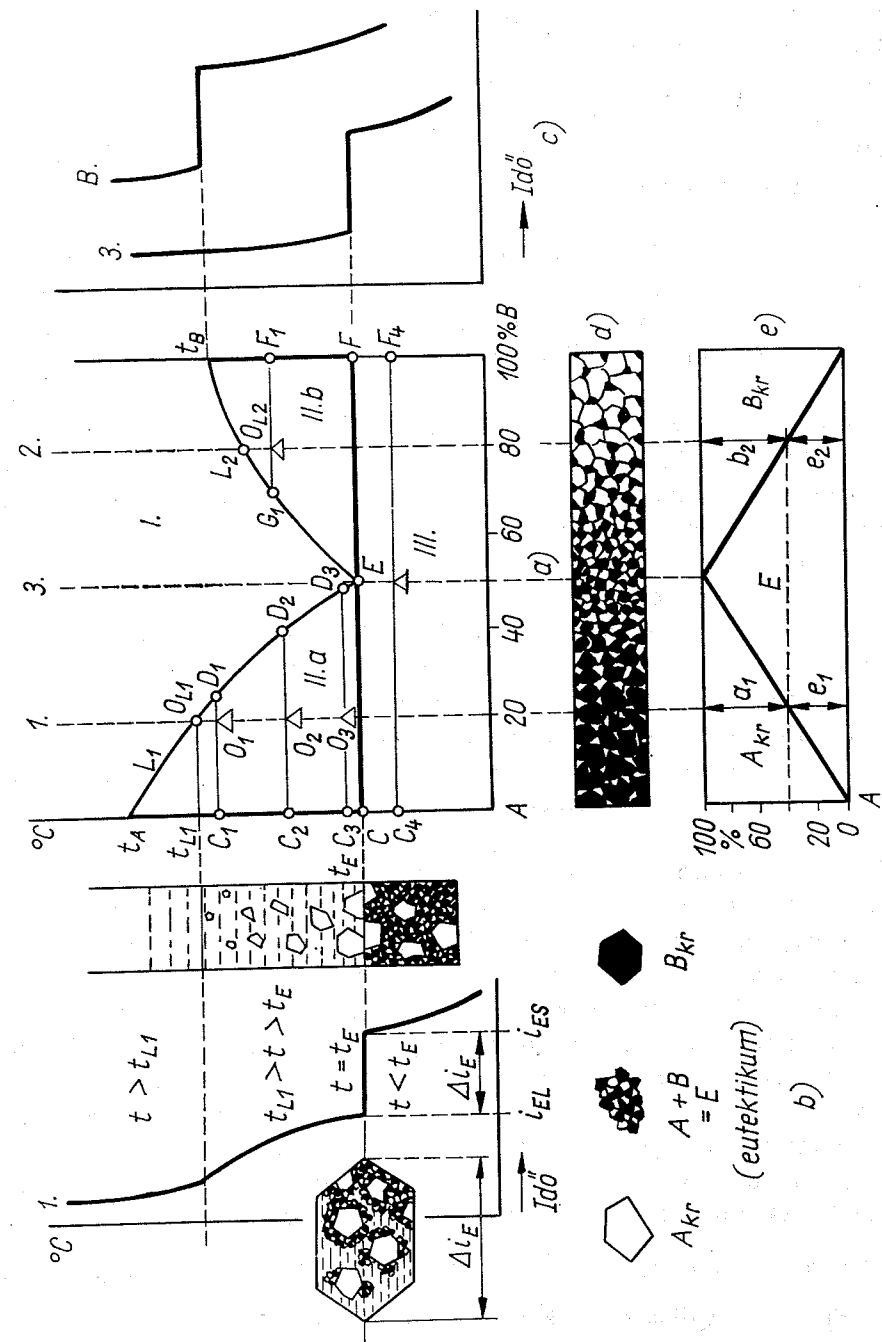
Az így nyert egyensúlyi diagramok szerkezetében ismétlődő, jellegzetes elemek vannak. *Tammann* munkatársaival kutatásai során nyolc olyan típusdiagramot dolgozott ki, amelyekből minden létező kétalkotós fémötvözet egyensúlyi diagramja felépíthető. Ezeket az alaptípusokat tartalmazó ábrákat az egyensúlyi diagramok *Tammann-féle rendszerének* nevezzük. A következőkben a négy legfontosabb típusal foglalkozunk.

1. Az alkotók folyékony állapotban minden arányban oldódnak, szilárd állapotban nem oldódnak, tehát szilárd oldatot nem képeznek és fémes vegyületet sem képeznek.

Az erre az esetre jellemző egyensúlyi diagramot a 60. ábra mutatja. A  $t_A E t_B$  likvidusz a  $t_A C F t_B$  szoliduszt 3 pontban, a  $t_A, E, t_B$  pontokban metszi és így a vegyes fázisok mezeje két részre tagozódik (*IIa*, és *IIb*).

Vizsgáljuk először az  $E$  és  $A$  jelzővonalai közé eső  $I$  sz. jelzővonallal megadott összetételű ötvözet dermedési jelenségeit. Az  $I$ . ötvözet lehülési görbéjét és a jellegzetes hőközökben folyó kristályosodást a  $b$ ) ábrán látjuk. Az ötvözet olvadt állapotából az  $I$ . mezőből kiindulva itt a Gibbs fázisszabálya szerint, mivel  $K = 2$ ,  $F = 1$ ,  $Sz = 2$  [(21) képlet], az  $I$ . mezőben a kétalkotós ötvözetek hőmérsékletét és koncentrációját is változtathatjuk anélkül, hogy az egyensúly megbomolna, azaz új fázis jelenne meg. Ez azonban csak a likvidusz felett érvényes.

A rendszer egyensúlyában változás következik be, amikor hűlés közben az  $O_{L1}$  pontban a  $t_{L1}$  hőmérsékleten az ötvözet a likviduszt elérte. A lehülési görbén ezt az



60. ábra. Szilárd állapotban nem oldódó elemek egyensúlyi diagramja

időpontot és hőmérsékletet az első töréspont jelzi. Ezután a hűlés sebessége lassul, jelülül annak, hogy valamilyen új fázis szilárduló kristályainak olvadásmélege felszabadulva a fémolvadék hővesztését kissé ellensúlyozza. A kivált szilárd fázis minőségét megadja a  $t_{L1}$  hőmérséklet alatt egy kevéssel felvett  $C_1 - D_1$  konóda. Ennek a szolidusszal való metszéspontja,  $C_1$  az „A” alkotó függőlegesére esik és ezzel jelzi, hogy az I. sz. ötvözet dermedése a  $t_{L1}$  hőmérséklet alatt szilárd A kristályok kikristályosodásával indul meg.

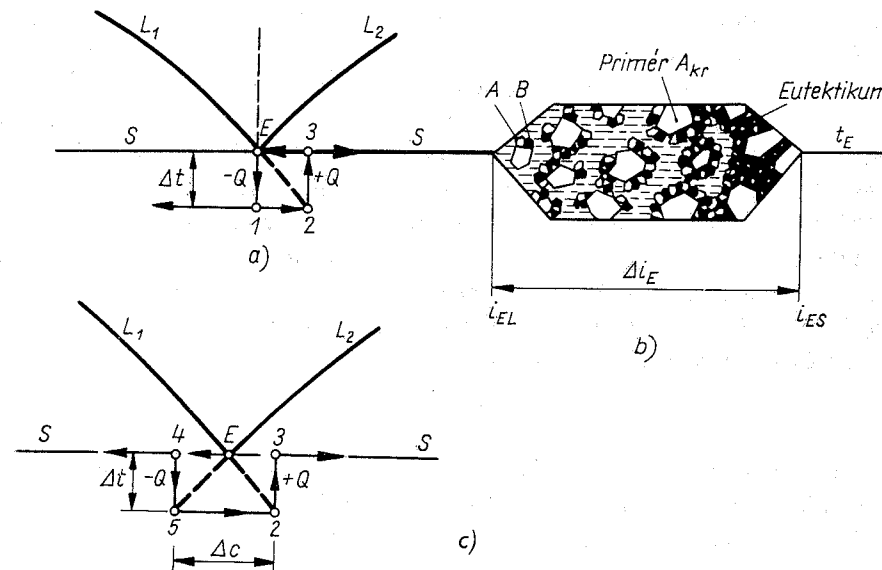
Fém vagy ötvözet olvadékból először kikristályosodó kristályokat primer, elsődleges kristályoknak és az ilyen folyamatot primér kristályosodásnak nevezük. Ez az elnevezés a szilárd halmazállapotban végbemenő átkristályosodástól és annak termékeitől való megkülönböztetést célozza.

Az I. ötvözet a  $t_{L1}$  hőmérséklet alá hűlve a II.a heterogén mezőben folytatja dermedését. Itt az  $F = 2$  és így  $Sz = 3 - F = 1$ , a rendszer hőmérséklete az egyedüli változtatható állapotényező, mely az egyensúly adatait meghatározza. Az egyes hőmérsékleteken egyensúlyt tartó fázisok összetételét a hőmérsékleteken felvett konódák végpontjai, viszonylagos mennyiségét pedig a karok hosszának fordított aránya adja. A hőmérséklet csökkenése közben figyelve a kristályosodást azt látjuk, hogy a konódák szoliduson levő végpontjai ( $C_1, C_2, C_3$ ) végig az A függőlegesén maradnak. Ez azt jelenti, hogy a III.a heterogén mezőben folyó kristályosodásnál az olvadékból végig A kristályosodik ki elsődlegesen. A konóda likviduszon levő végpontjai ( $D_1, D_2, D_3$ ) a  $t_A - E$  likviduszágon mozogva az E ponthoz közelednek. E pontoknak a koncentrációvonalra való vetítése azt mutatja, hogy a primér A kristályok kiválása miatt a visszamaradó olvadék B-tartalma az E pont B-tartalmáig nő.

Az A alkotó primér kristályosodása a  $t_E$  hőmérsékleten megszűnik. Ezen a hőmérsékleten húzódik a szolidusz vízszintes, izotermás ága. A rendszer hőmérsékletének  $t_E$  alá csökkenése után a III.a heterogén, A kristályt és olvadékot tartalmazó mezőből a III. mezőbe lép át a rendszer, melyben csak szilárd fázisok vannak. A  $t_E$  hőmérsékleten tehát az ötvözet megdermedése az addig megmaradt, E pontnak megfelelő összetételű olvadék megszilárdulásával befejeződik. A kristályosodásnak ebben a második szakaszában tehát olyan folyékony ötvözet vesz részt, melynek hőmérséklete és összetétele a dermedés egész ideje alatt állandó marad. Az E pont a likvidusz legmélyebb pontja. Az így, vagyis a legkisebb állandó hőmérsékleten dermedő folyékony ötvözetet eutektikusnak (= jól olvadónak) nevezzük. Az eutektikus fémolvadék viszonylagos mennyiségét meghatározhatjuk a  $t_E + dt$  hőmérsékleten felvett konódával:  $E_{olv} = \frac{CO_3}{CE} 100\%$ ; példánkban  $CO_3 = 20\%$ ,  $CE = 50\%$ , tehát az eutektikus olvadék a tégely tartalmának 40%-a.

Az eutektikus fémolvadék dermedésének lefolyását a 61. ábra csoport magyarázza. Az a) ábrán az E pont környéke van kinagyítva. Az eutektikus olvadék der-

medésének kezdeti időpontjában (60b és 61b) ábra  $i_{EL}$ ) a kristályosodást  $Q$  meleg-elvonás okozta  $\Delta t$  túlhűtés indítja meg. Ezzel a rendszer állapotát jellemző E pont I-be kerül. A szolidusznak az I pont hőmérsékletére való letolódása mellett azonban az egyensúly az  $L_1$  likvidusz-ág meghosszabbításán levő 2 pont összetételének felel meg és így egy kis A kristály válik ki az olvadékban úszó korábban kivált primér A kristályra, mint csírára. A közben felszabaduló  $Q$  meleg a rendszer hőmérsékletét  $t_E$ -re növeli és az állapotát jellemző pont 3 lesz. E hőmérsékleten azonban a rendszer egyensúlyának az E koncentrációja felel meg, és így az egyen-



61. ábra. Az eutektikus fémolvadék dermedése

súly helyreállítására egy kis B kristály válik ki az előbb kivált A mellé. Ez a folyamat ismétlődik az eutektikus olvadék dermedésének  $i_{ES} - i_{EL} = \Delta i_E$  időköze alatt, míg az egész olvadék meg nem dermedt apró A és B kristályok elegyivé.

Az eutektikus olvadéknak mikroszkópon felismerhető két különböző apró kristály keverékéből álló termékét eutektikumnak hívjuk. Az eutektikum tehát két fázisú szövetelem, mely olvadékból való kristályosodáskor keletkezik (55. ábra).

Az eutektikum dermedésének valószínűbb leírását a 61c) ábra adja, mely szerint a B kristályok kiválása 3-ból nem pontosan az E-be, hanem azon túlmenve a 4 pontba tolja el a rendszer állapotát. Az eutektikum dermedése tehát lengőmozgáshoz hasonlítható folyamat, melynek folyamán a rendszer hőmérséklete  $\Delta t$ , koncentrációja  $\Delta c$  amplitúdókkal leng és kétfázisú termékének finomsága e lengések frekvenciaszámától függ. Az eutektikum dermedésének időbeli lefolyását a 61b) ábra érzékelteti. A dermedés befejezésekor az I jelzővonalal megadott ötvözet (60. ábra) szövetképe 60% primér  $A_{kr}$ -t és 40% eutektikumot tartalmaz.

Teljesen analóg módon folyik le a kristályosodás a 60a egyensúlyi diagram  $E-B$  koncentráció közébe eső ötvözeteknél (pl. 2 jelzővonal) azzal a különbséggel, hogy itt a dermedés a likvidusz elérése után primér  $B$  kristályok kiválásával indul. A visz-szamaradó olvadék koncentrációja itt is az  $E$  pontig változik és az ötvözet derme-dése ugyanolyan eutektikum kristályosodásával fejeződik be. A 2. sz. ötvözet meg-szilárdulás után primér  $B$  kristályokból és azokat körülvevő eutektikumból áll.

Az  $E$  ponton át felvett 3. sz. jelzővonal a tiszta eutektikum összetételének felel meg. Az  $E$  pont mindkét likvidusz-ág és a szolidusz metszéspontja. Ebben a pontban kezdődik és fejeződik be a tiszta eutektikus olvadék kristályosodása a 61a illetve  $c$  ábra kapcsán leírt folyamat szerint, de primér kristályok nélkül. A kristá-lyosodási középpontokat a túlhűtésből keletkezett csírák adják. A 3. ötvözet  $t_E$  hőmérsékleten teljes tömegében apró  $A$  és  $B$  kristályok keverékéből álló eutekti-kummá dermed. Egyetlen vízszintes szakaszt feltüntető lehülési görbéjét a  $B$  kris-tályéval együtt a 60c ábra mutatja; jól látható a két lehülési görbe alakjának azo-nossága. Összetételét a  $t_E$  alatt felvett  $C_4-F_4$  konódával (60a ábra) határozhatjuk meg. Példánkban az eutektikum 50%  $A$  és 50%  $B$  kristály keveréke.

Az eutektikum egyetlen, állandó hőmérsékleten való dermedését a Gibbs-féle fázisszabály magyarázza. A 60. ábra 3 jelzővonala mentén az 1. mezőben hűlő fém homogén olvadék:  $F = 1$ . Itt az alkotók száma, mint az egész ötvözetornál  $K = 2$  ( $A$  és  $B$ ). A rendszer szabadságfoka az 1. mezőben:

$$Sz = 1 + K - F = 1 + 2 - 1 = 2$$

Az  $E$  pontnak megfelelő hőmérsékleten a homogén olvadékból (1. fázis) sűrűn egymás után  $A$  (2. fázis) és  $B$  (3. fázis) kristályok kristályosodnak. Az  $E$  pont izo-termáján tehát 3 fázis tart egyensúlyt. A Gibbs-féle fázisszabály szerint

$$Sz = 1 + 2 - 3 = 0,$$

a rendszer szabadságfoka 0, tehát a hőmérséklete mindaddig nem változhat, míg az egyik fázis, az eutektikus ömledék el nem tűnik. Ez az eutektikum dermedésének befejezésekor következik be. Az  $E$  pont alatt fekvő izotermák 2 fázis egyensúlyát mutatják ( $A$  kristály és  $B$  kristály). Itt a rendszer szabadságfoka:

$$Sz = 1 + 2 - 2 = 1.$$

Tehát dermedés után a hűlés közben a fázisok száma nem változik.

A Tammann-rendszer 1. ábratípusával meghatározott ötvözetsor szöveteképét vázlatosan a 60d ábra szemlélteti. Az egyes koncentrációknak megfelelő ötvözetek szövetelemeinek minőségi és mennyiségi változását a *szövetdiagrammal* ellenőriz-hetjük áttekinthetően. Ennek szerkesztése a 60e ábra szerint úgy történik, hogy az állapotábra alaphosszára olyan derékszögű négyszöget rajzolunk, melynek magas-ságát 100%-nak vesszük. A 100% vízszintesén megjelöljük az eutektikum koncen-trációját és innen az alapvonal  $A$  és  $B$  100%-os mennyiségét jelző pontjaiba az ábrán

feltüntetett módon ferde egyeneseket húzunk. Az így kapott három háromszög alakú mező a háromféle szövetelem ( $A$  kristály, eutektikum,  $B$  kristály) mezeje. Az egyes ötvözetek jelzővonalából a ferde mezőhatárvonalak kimetszik a mezők által képviselt szövetelemek százalékos mennyiségét. Így az 1. sz. jelzővonallal meg-határozott ötvözet szilárd halmazállapotban  $a_1\%$   $A$  kristályt és  $e_1\%$  megdermedt eutektikumot, a 2. sz. ötvözet  $b_2\%$   $B$  kris-tályt és  $e_2\%$  eutektikumot tartalmaz.

A szövetdiagramhoz hasonló elv alap-ján készíthetünk az egyes ötvözetekben levő fázisok áttekintésére ún. *fázisdia-gramokat*. Míg azonban a szövetdiagram-nak csak a szolidusz alatti, rendesen szo-bahőmérsékleten van értelme, addig a fázisdiagramok a hőmérséklettel változ-nak. Szerkesztésüket a 62. ábra mutatja be. A  $t_1$  hőmérséklethez tartozó b) fázis-diagram abból a megfontolásból keletkez-tett, hogy az  $A$  alkotó ezen a hőmérsék-leten teljes tömegében szilárd, mert  $t_1 < t_A$ .  $L_1$  ponttal jelzett ötvözet  $t_1$  hő-mérsékleten teljes tömegében olvadék. Közben az  $A$  mennyisége lineárisan csök-ken, az olvadéké nő.  $L_1$ -nél nagyobb  $B$ -tartalmú ötvözetek teljes tömegükben ol-vadt állapotban vannak.

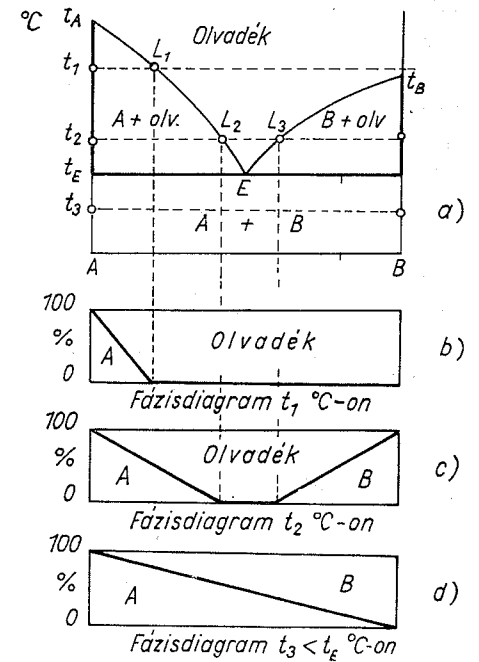
$t_2$  hőmérsékleten a 100%-os olvadék koncentrációköze  $L_2-L_3$ -ra szűkül; ettől

balra a csökkenő olvadék mellett lineárisan növekvő mennyiségű szilárd  $A$  kristá-lyok, jobbra ugyanolyan  $B$  kristályok vannak.

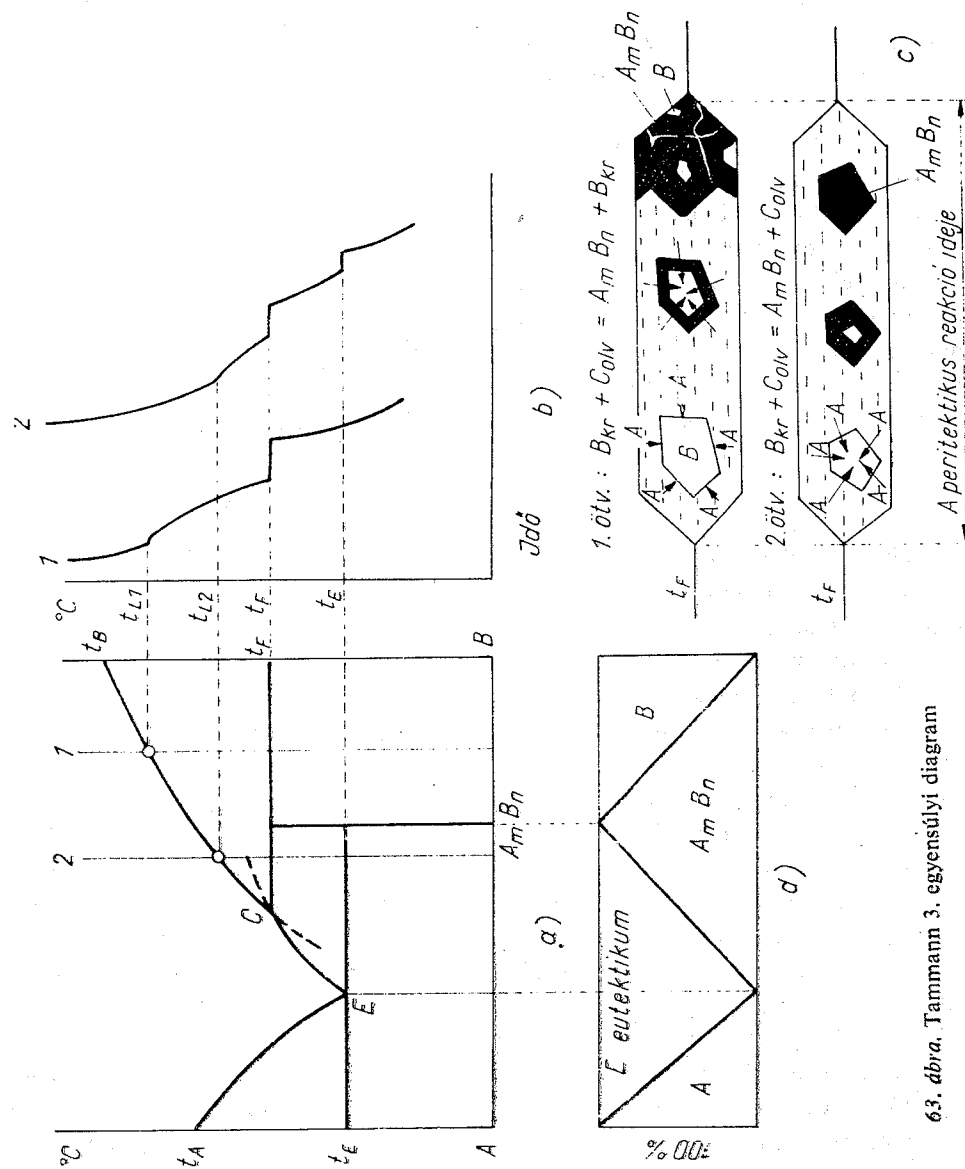
A  $t_3$  hőmérséklet vonala az  $A$  és  $B$  alkotó koncentrációvonalát metszi. Bármely ötvözet konódája tehát e két fázis egyensúlyát mutatja. Viszonylagos mennyiségük az emelőszabályra érvényes arányossági törvény miatt a 62d ábra szerint lineárisan változik. Mindkét fázis primér kristályokból és az eutektikum apró kristályaiból áll.

2. A két fém folyékony állapotban minden arányban, szilárd állapotban nem oldódik; vegyületet alkot, mely nem olvad folyadékká, hanem egy folyékony és egy nagyobb hőmérsékleten olvadó kristállyá esik szét. (Tammann-rendszer 3. típusa: 63. ábra.)

$A$  és  $B$  alkotókból képződő  $AmBn$  vegyület  $t_F$  hőmérsékleten  $B$  kristályra és  $C$  folyadékra bomlik:  $AmBn \rightleftharpoons C_{olv} + B_{kr}$ . Ez a reakció, mint megfordítható folya-



62. ábra. Fázisdiagramok



mat akkor is létrejön, ha a folyékony fázis hőmérsékletét csökkentve a  $t_F$  hőmérsékletet elérjük. Ekkor a  $C$  folyadékból és  $B$  kristályból  $AmBn$  vegyület képződik. Ha az összetétel pontosan  $AmBn$ -nek felel meg, akkor a reakcióban elméletileg az egész folyadék és  $B$  kristály részt vesz, tehát a szilárd fázis ebben az esetben tiszta  $AmBn$  kristályból áll. Ha az összetétel az 1. jelzővonalnak felel meg, akkor a folyadék mennyisége kisebb, mint amennyi az összes  $B$  kristálynak vegyületbeviteléhez szükséges, tehát a megszilárdult  $AmBn$  kristályok mellett  $B$  kristályok is maradnak. A 2. jelzővonalnak megfelelő összetétel esetén viszont folyadék marad feleslegben s így a dermedés a  $t_F$  hőmérsékleten nem fejeződik be, hanem a  $CE$  likviduszgörbe mentén az ömledékből  $AmBn$  kristályok kiválása mellett a folyadék összetétele az  $E$  pont felé tart.  $t_E$  hőmérsékleten azután eutektikum képződével a dermedés befejeződik. A keletkező szövetszerkezeteket a 63d ábra alatt felrajzolt szövetdiagram mutatja.

A 63a ábra  $t_F$  hőmérsékletén a  $C$  pontnak megfelelő %-nál nagyobb %  $B$  tartalmú ötvözeteknél a rendszer szabadságfoka 0, tehát a hőmérséklet addig nem változhat, míg a reakció befejeztével az egyik fázis el nem tűnt. A  $t_F$  hőmérsékleten lefolyó reakció időbeli előrehaladását a 63c ábrán érzékeltettük az 1. és 2. ötvözet esetében. Mindkét esetben priméren kikristályosodott  $B$  kristályok reagálnak az olvadékkal úgy, hogy felületükön  $A$  atomok diffundálnak a  $B_{kr}$  belseje felé és annak kerületi rétegét  $AmBn$  fémes vegyületté alakítják. A felületen át folyó reakció miatt az ilyen reakciót peritektikus reakciónak nevezik. A gyakorlati ötvözetek közül ilyen a  $Fe - C$  ötvözeteknél a  $\delta$ -vas + olv.  $\rightleftharpoons$   $\gamma$ -vas reakció.

A peritektikus reakció lefolyását a kristály felületi rétegén kialakult fémes vegyületen át lefolyó diffúzió biztosítja. Ennek sebességét a kéreg vastagságnövelése, de maga a vegyület is erősen fékezi. Ezért gyakran előfordul, hogy a reakció nem fejeződik be és így a megdermedt ötvözetben két fázis helyett három is előfordul, ami -1 szabadságfokot jelentene, tehát az egyensúly feltételeinek nem felel meg. Az ilyen ötvözetekben a félbenmaradt diffúziós folyamatot az eutektikum alatti hőmérsékleten való izzítással lehet folytatásra és kellő hőntartással befejezésre készíteni. Ezzel az ötvözet egyensúlyi állapota jól megközelíthető, esetleg elérhető.

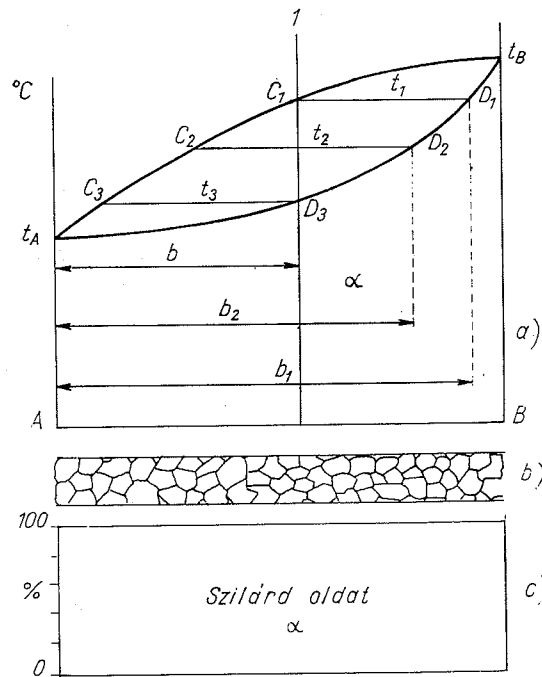
3. A két fém egymást mind folyékony, mind szilárd halmazállapotban korlátlanul oldja (Tammann-rendszer 6. típusa).

Az ötvözésnek ezt az esetét az jellemzi, hogy a két fém tetszőleges összetételű szilárd oldatot alkot egymással. Ebben az esetben mind a likvidusz, mind a szolidusz folytonos görbe vonal, amelyek az  $A$  alkotó és a  $B$  alkotó olvadáspontjaiban ( $t_A$  és  $t_B$ ) metszik egymást. Három eset fordulhat elő: a) a görbéknek nincs maximuma, vagy minimuma, b) a görbéknek maximuma, c) minimuma van.

a) A likvidusz és szolidusz görbéknek sem maximuma, sem minimuma nincs (64. ábra).

A kristályosodás lefolyását vizsgáljuk az 1. ötvözetnél, melynek  $B$ -tartalma  $b\%$ ,  $A$ -tartalma tehát  $(100 - b)\%$ . Az 1. mezőben hűlő homogén folyadéknak ugyanez

az összetétele. A kristályosodás a jelzővonalnak a likvidusszal való  $C_1$  metszéspontján át húzott vízszintesnek megfelelő  $t_1$  hőmérsékleten indul meg a konóda szolidusszal való  $D_1$  metszéspontjának megfelelő összetételű, vagyis  $b_1 > b\%$  B-tartalmú szilárd oldat kiválásával. A hőmérséklet csökkenése közben az egymás után kiváló kristályok B-tartalma egyre fogy, de mindig nagyobb az ötvözet átlagos



64. ábra. Szilárd oldat szélső érték nélküli egyensúlyi diagramja

tályának összetétele megfelel az ötvözet átlagos összetételének. A gyakorlatban ezt az esetet folyamatos hűléssel tökéletesen megvalósítani nem lehet, úgy hogy a kristályosodás kezdetén kivált kristályváz, vagy kristálymag a magasabb olvadáspontú alkotóból az átlagnál többet tartalmaz. A később kiváló kristályrészek a nagyobb olvadáspontú alkotóból egyre kevesebbet és a dermedés végső szakaszában kiváló kristályrészek az átlagosnál kevesebbet tartalmaznak. Ezért hívják a szilárd oldat kristályait helytelenül *vegyeskristálynak* is.

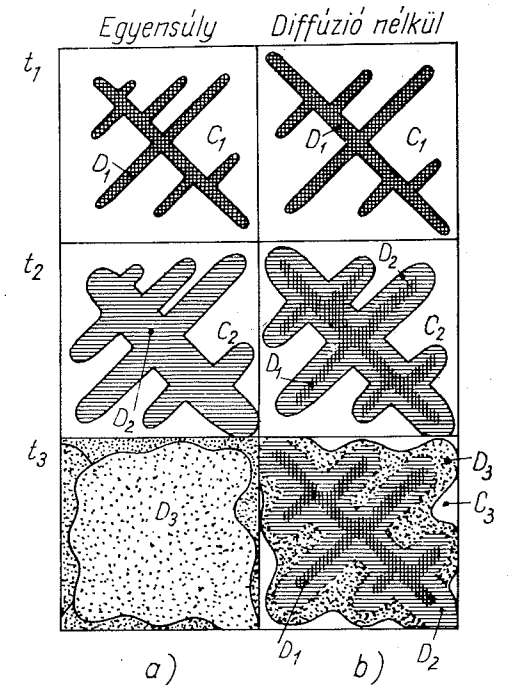
A szilárd oldat itt leírt kristályosodását szemlélteti a 65. ábra. Egyensúlyi kristályosodásnál (65a) a  $t_1$  hőmérsékleten kivált  $D_1$  összetételű dendritek további hűlés közben a  $C_1$  összetételű folyadékából A atomokat oldanak és így a  $t_2$  hőmérsékleten a már megvastagodott kristályok összetétele teljes tömegében  $D_2$ -nek megfelelő lesz. Ugyanígy a  $t_3$  hőmérsékleten a dermedés előtt a dendritágak között levő  $C_3$  összetételű olvadékból a kristályok addig oldanak ki A atomokat, míg mind a saját,

mind a közben fokozatosan megdermedt olvadék A-tartalma a  $D_3$ -nak, azaz az 1. sz. ötvözet összetételének megfelelő nem lesz. Az egyensúlyi dermedésnél tehát minden hűlési lépcsőnél be kellene várni a diffúzió befejeződését. Mivel a diffúzió behatolási mélysége az idővel közelítőleg  $x^2 = Ki$  függvénnyel fejezhető ki, ahol  $x$  a diffúziós utat,  $i$  az időt jelenti,  $K$  az anyagtól és hőmérséklettől függő állandó, a kristályok összetételének teljes kiegyenlítéséhez szükséges idő a szemcseátmérő négyzete szerint nő. Ez azt jelenti, hogy a lassú hűtés nem vezet célra, mert a kis túlhűtésnél a kis  $K_k$  miatt kevés csíra és így nagy szemcsék keletkeznek, tehát a diffúziós időszükséglet is nő, a kiegyenlítés nehézül.

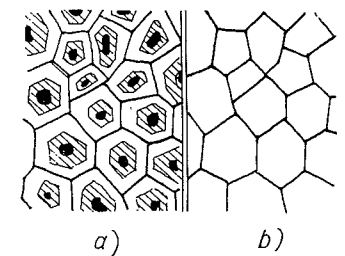
Ezért a gyakorlati szárított homokformákba öntött szilárd oldatok kristályosodása a lassú dermedés ellenére 65b ábra szerint úgy folyik le, hogy a diffúzió nem fejeződik be és így a dendritágak  $D_1$ ,  $D_2$ ,  $D_3$  összetételű rétegeket tartalmaznak. Ez az inhomogenitás annál feltűnőbbben jelentkezik, minél nagyobbak a szemcsék.

Az ilyen szilárd oldatot alkotó ötvözetekből, pl. a Cu-Ni ötvözetből, amelynek egyensúlyi diagramja a 64. ábrával azonos ( $t_A = t_{Cu} = 1083^\circ$ ,  $t_B = t_{Ni} = 1455^\circ$ ), homogén finomszemcsés ötvényt úgy kell gyártani, hogy dermedéskor nagy túlhűtéssel, pl. fémformába, kokillába való öntéssel sok csíra képződjék. Ennek eredményeként az ötvözet a 66a ábra szerint rétegesen ugyan, de apró szemcsékké dermed. Ezeket a viszonylag kis diffúziós utak miatt nem túl hosszú homogenizáló ízzítással lehet a 66b ábra szerinti homogén állapotba hozni az eredeti finomszemcsés szerkezet megőrzése mellett.

A korlátlan szilárd oldatot alkotó fémek szövethatárainak (64c ábra) nincs választó vonal, mert a rendszerben sehol sincs a szilárd oldaton kívül más, idegen fázis. Igaz ugyan, hogy az A és a B önmagában két különböző fázis, de a korlátlan oldóképességnél külön soha sincsenek jelen az ötvözetben, hanem csak egymásban



65. ábra. Szilárd oldat egyensúlyi és valóságos kristályosodása



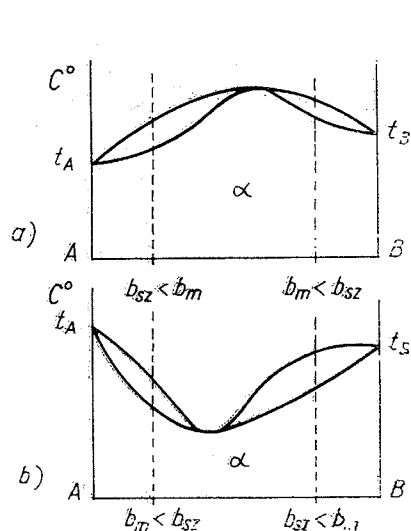
66. ábra. Gyorsan dermedt szilárd oldat finom szemcsés réteges kristályosodása és a homogenizáló ízzítés hatása



oldva, egy fázist képezve. A koncentrációvonal első felében az  $A$ , másodikban a  $B$  az oldó anyag. Az  $A$  az  $A$  és  $B$  szilárd oldatának a limeseként fogható fél, ha az ötvözetben a  $B$  %-a,  $b$  tart a  $O$  felé. Ugyanígyen szélső érték a  $B$  is, ha az  $A$ -tartalom tart az  $O$  felé.

Ha a korlátlan szilárd oldat egyensúlyi diagramjában a likvidusz és szolidusz görbének maximuma van, akkor az ötvözeteket a maximumnak megfelelő összetétel két csoportra osztja.

A maximumtól balra eső szilárd oldat magjai  $B$ -ben dúsabbak, a kristályszeleken  $B$ -ben szegényebbek, míg a jobbra eső ötvözetek magjai  $B$ -ben szegényebbek, a kristályszeleken  $B$ -ben dúsabbak.

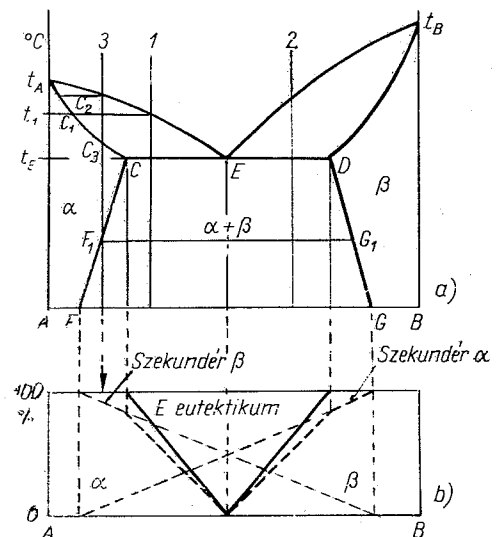


67. ábra. Szilárd oldatok maximumos és minimumos egyensúlyi diagramja

Ha a két görbének minimuma van, a viszonyok az előbbihez képest fordítottak: a kristálymagok a minimumtól balra  $B$ -ben szegényebbek, jobbra  $B$ -ben dúsabbak (67. ábra).

4. A két fém folyékony állapotban korlátlanul, szilárd állapotban korlátozottan oldja egymást (Tammann-rendszer 7. diagramja).

Erre az esetre érvényes a 68. ábra, amelyen a likvidusz alakja az 1. Tammann-ábrával azonos, a szolidusz pedig két végén eső, illetőleg emelkedő folytonos görbe a szilárd oldat képződésének határáig, míg középrészen vízszintes, mert e szakaszba eső koncentrációknál a két fém nem oldja egymást. A diagram középrésze a 60., két széle a 64. ábra széleivel egyezik, tehát ezekből származtatható.



68. ábra. Korlátolt oldóképességet és szegregációt jellemző egyensúlyi diagram (Tammann 7.)

A két fém oldóképességének általában két határa van és így kétféle szilárd oldat fordul elő: egy  $A$ -ban dúsabb, melyet „ $\alpha$ ”-val és egy  $B$ -ben dúsabb, melyet „ $\beta$ ”-val szokás megjelölni. Ezek a szilárd oldatok általában nem egy oldatsorozatnak  $A$ -ban vagy  $B$ -ben dús részei, mint a 67. ábrán, hanem más-más rácsban való oldással keletkezett különböző szilárd oldatok.

Az oldóképesség határai azonban általában nem azonosak minden hőmérsékleten. A „ $C$ ” pont jelöli azt a felső határt, ameddig az  $A$  alkotó  $B$ -t oldani képes. Az ilyen összetételű szilárd oldatot *telítettnek* nevezzük. Ez az oldóképesség maximuma a  $t_E$  eutektikus hőmérsékleten van meg és a hőmérséklet süllyedésével változhat. Az oldóképesség csökkenésének szabályszerűségét adja meg a  $CF$  vonal. Hasonlóképpen az  $A$  alkotóban telített  $\beta$  szilárd oldat összetétele a  $D$  pontnak megfelelő és az oldóképesség eme felső határának a hőmérséklettel való csökkenését adja meg a  $DG$  vonal. A  $CF$  vonal mentén az  $\alpha$  szilárdoldatból  $\beta$  kristályok, a  $DG$  vonal mentén a  $\beta$  szilárd oldatból  $\alpha$  kristályok válnak ki.

A  $CF$  és a  $DG$  vonal az  $A$  fémnek  $B$ -ből, illetve  $B$  fémnek  $A$ -ból való oldóképességét jelöli a hőmérséklet függvényében. Ez az oldóképesség a hőmérséklet csökkenésével általában csökkenni szokott úgy, ahogy ezt a folyékony oldatoknál tapasztaljuk (pl. víznek só-, cukor-oldóképessége). Szilárd oldatoknál van olyan eset, hogy az oldóképesség nem változik a hőmérséklettel. Ilyenkor a  $CF$ , illetve  $DG$  vonal függőleges. Kivételesen előfordul, hogy a szilárd oldat oldóképessége a hőmérséklet csökkenésével nő. Ilyen eset a  $Cu-Zn$  egyensúlyi diagramjában, a sárgaréznel fordul elő (147. ábra  $BE$  és  $CF$ ).

A kristályosodás menetét vizsgálva az 1. ötvözetnél a diagram azt mutatja, hogy a dermedés a  $t_1$  hőmérsékleten  $C_1$  összetételű  $\alpha$  szilárd oldat kristályosodásával kezdődik és  $B$ -ben fokozatosan dúsuló kristályokkal folytatódik, miközben a kiváló kristályok összetétele a  $C$  pont által jellemzett telített  $\alpha$  szilárd oldat összetétele felé, a visszamaradó folyadéké az  $E$  eutektikum összetételéhez közeledik. A  $t_E$  hőmérsékleten az eutektikus olvadék a telített  $\alpha$  ( $C$ ) és telített  $\beta$  ( $D$ ) szilárd fázisokkal van egyensúlyban, tehát a rendszer szabadságfoka 0, azaz a hőmérséklet állandó marad, míg az eutektikum teljesen meg nem dermed telített  $\alpha$  és  $\beta$  kristályokból álló eutektikusan rétegződő szövetszerkezetté.

Az 1. ötvözet tehát a  $t_E$  hőmérséklet alatt közvetlenül telített  $\alpha$  szilárd oldatot és megdermedt eutektikumot tartalmaz. További lehűlés során a telített  $\alpha$  kristályokból a  $CF$  vonal mentén  $\beta$  kristályok válnak ki. Az ilyen szilárd állapotban való kiválást *másodlagos vagy szekunder kiválásnak, szegregációnak* nevezzük. A másodlagosan kiváló  $\beta$  kristály összetételét a hőmérséklethez tartozó konódának a  $DG$  vonallal való metszéspontja adja meg. A mennyiségi analízisnél a szekunder  $\beta$  meghatározásához a jelzővonalat a telített  $\alpha$ -t jelző  $C$  ponton át kell fektetni. Erre esnek a konódák forgópontjai, a végpontjai pedig a mezők határvonalaira.

Az ötvözet ezek szerint lehűlt állapotban  $\alpha$  szilárd oldatból, a másodlagos kiválás során azok belsejében vagy határán elhelyezkedő  $\beta$  kristályokból és azokat alapanyagként körülvevő eutektikumból fog állni. Az itt fellépő új jelenség, a másodla-

gos kiválás, szegregáció, vagy precipitáció olyan jelenség, mely a kivált termékek minősége, alakja, nagysága és elhelyezkedése szerint az ötvözet tulajdonságait lényegesen megváltoztathatja, azért arra egy külön pontban visszatérünk.

A 2. ötvözet kristályosodása teljesen analóg, de itt  $A$ -ban telített  $\beta$  kristály van a  $t_E$  hőmérséklet alatt felbomlott eutektikummal együtt jelen a megszilárdult ötvözetben, és belőle a  $DG$  vonal mentén a  $CF$  vonal által megszabott összetételű  $\alpha$  kristályok válnak ki az oldóképesség csökkenése miatt. A 2. ötvözet szövetszerkezete szobahőmérsékleten eutektikumba ágyazott  $G$  pont összetételű  $\beta$ -szilárd oldat kristallitjait és azoknak határára másodlagosan kivált  $\alpha$  kristallitokat tartalmaz.

A 3. ötvözet  $C_2-C_3$  szoliduszszakasz mentén kristályosodott szilárd oldattá dermed, amely mindaddig változatlan marad, míg a jelzővonalnak a  $CF$  telítettségi vonallal való  $F_1$  metszéspontja által megszabott hőmérséklet alá nem hűl. E hőmérséklet alatt az  $\alpha$  kristályok  $B$ -ben túltelítetté válnak és belőlük a  $G_1G$  vonalszakasz által meghatározott összetételű  $\beta$  szilárd oldat válik ki úgy, hogy végül az ötvözet  $F$  pont által megszabott összetételű  $\alpha$  szilárd oldatból és másodlagosan kivált (szekundér)  $\beta$  szilárd oldatból fog állni. A szövetdiagram szerkesztését a 68b) ábra adja.

Az eszményi kétalkotós egyensúlyi diagramokból levonható szabályszerűségek:

1. A likviduszgörbe ágainak száma megegyezik a priméren kristályosodó fázisok számával.

2. A szolidusz alatt levő III. mezőben a homogén területeket felül görbe vonal, vagy lejtős vonal, a heterogén területeket vízszintes egyenes, izoterma határolja.

3. Az egyensúlyi diagramban homogén területet bármely irányban csak heterogén terület követhet és fordítva. Kivételt képez ez alól a vízszintes és függőleges mezőhatárvonal, amely mindig heterogén területeket választ el. Ez a kivétel általános szabályba foglalható a következő megfontolás alapján: 1. a vízszintes vonal 0 szabadságfokú háromfázisú rendszer egyensúlyának vonala, mely úgy fogható fel, mint egy végtelen kis hőfokközű háromfázisú heterogén mező, 2. a függőleges vonal fémes vegyületet jelez és így úgy fogható fel, mint egy végtelen kis koncentrációközű egyfázisú homogén mező. E megfontolásokkal a harmadik szabályszerűség általános fogalmazása így szól:

Ha egyensúlyi diagram olvasásánál bármely irányban keresztezünk egy ábravonalat, akkor a fázisok számának változnia: eggyel nőnie vagy csökkennie kell. A vízszintes, illetve függőleges vonalak keresztezése kettős keresztezésnek számít és így rajtuk áthaladva a fázisok száma nem változik.

Ezek a szabályszerűségek az ötvözetrendszerek diagramjainak és a többalkotós ötvözetek diagrammetszeteinek vizsgálatát megkönnyítik.

### 3.5. Kiválások, szegregálások

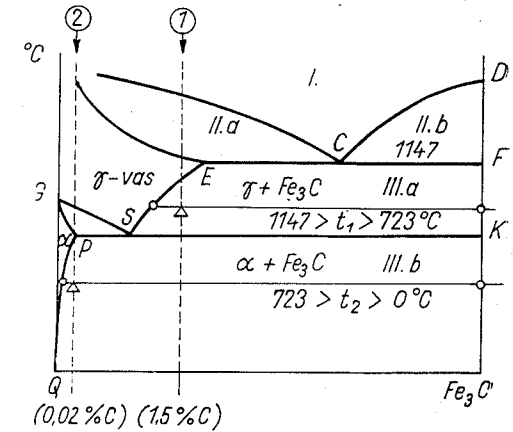
Ha az  $\alpha$  szilárd oldat lehűlés közben eléri a telítettség határát, mint a 68. ábra 3 ötvözete az  $F_1$  pontban, tovább hűtve  $B$ -re túltelítetté válik, akkor további hűlésnél belőle a fölös  $B$  atomok kiválnak. Ez a kiválás a  $B$  atomoknak az  $\alpha$  szilárd oldat rácsából való kidiffundálása útján jön létre. Hogy a diffúziós utak milyen hosszúak, tehát hogy a  $B$  atomok hol rekednek el, hogy ott milyen fázissá alakulnak, milyen alakot vesznek fel, azt a rendszer egyensúlyi diagramján kívül a rendszer energiaállapota szabja meg. Mindenféle körülmények között érvényesek a következő törvényszerűségek: 1. a rendszer a legkisebb energiaállapotra törekszik, 2. a diffúziós tényező és ezzel együtt a diffúzió sebessége a hőmérséklettel exponenciálisan nő, ezért 3. gyors hűtés a diffúziót meggátolja, izzítás segíti. Ebből következik, hogy a kiválás termékeire döntő hatással van a hőköz, és az időtartam, amelyben a folyamat végbemegy.

A gyakorlati vas—vaskarbid ötvözetek egyensúlyi diagramjában (69. ábra) két hőközben is bekövetkezik a kiválás:

a) a  $C$  eutektikum  $1147^\circ\text{C}$  és az  $S$  eutektoid  $723^\circ\text{C}$  hőmérsékletei között és b)  $723^\circ\text{C}$  alatt. Az ábrában felvett konódák tanúsága szerint mindkét szegregátum  $\text{Fe}_3\text{C}$ , melynek fázisneve vaskarbid, szövetelemneve cementit és nagyon kemény fémes vegyület. A magasabb hőközben szegregált vaskarbidot *szekunder cementitnek* hívjuk. Ez a szegregátum szívesen válik ki a  $\gamma$ -vas szemcsehatárain, mert ottani elhelyezkedése a rendszer — a szemcsehatár rendezetlensége miatt — nagyobb energiáját csökkenti. Mivel a nagy hőmérsékleten a diffúziós sebesség viszonylag nagy, lassú lehűléskor az 1. sz. ötvözet  $\gamma$ -vas szemcséinek határán a szekunder cementit hálósan válik ki, amint azt a 70. sz. 380 : 1 nagyítású mikrofotografián látjuk. De kiválik a szekunder cementit a  $\gamma$ -vas szemcséinek belsejében is lemezek alakjában.

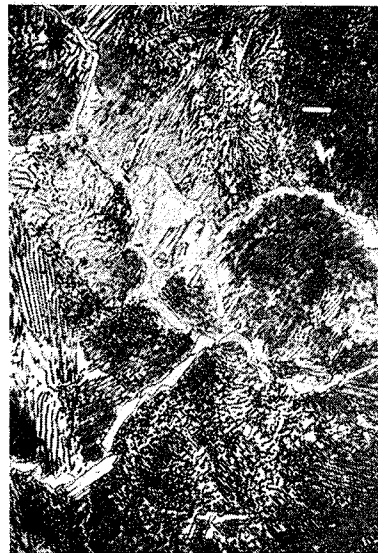
$723^\circ\text{C}$  alatt a konóda tanúsága szerint a szegregátum ismét vaskarbid. Ez az  $\alpha$ -vasból válik ki, mégpedig a  $PQ$  telítettségi vonal alakja miatt lassú hűlésnél itt is a szemcsék határán ún. *tercier cementit* alakjában. A mennyiségi analízis szerint ennek %-os aránya a 0,3%-ot nem haladhatja meg, ezért csak néhol látható a ferriszemcsék határán.

Ha az 1. sz. ötvözetet az  $ES$  vonal fölé a  $\gamma$ -vas hőmérsékletén hevítjük és így homogén  $\gamma$ -szilárd oldattá tesszük, majd gyorsan, pl. vízben hűtjük, akkor a  $\gamma$ -vas  $\alpha$ -vassá való átalakulását nem, de a diffúziót meggátoljuk, a szekunder cementit



69. ábra. Szegregálás a vas-karbon ötvözetekben

kiválása nem következik be. Az ilyen  $\alpha$ -vasat túlhűtött szilárd oldatnak hívjuk. A túlhűtött  $\alpha$ -vasban rekedt C-atomokat 723 °C alatti izzítással tudjuk diffundáltatni. Ekkor a térrácson kívül cementitlapocskákká alakulnak. További izzítással a lapok a kisebb energiájú gömb alakra változnak. Ezt a folyamatot gömbösödésnek, koagulálásnak nevezzük.



a)



b)

70. ábra. Szekundér cementit háló a perlitté bomlott gamma-vas szemcsék határán. 1,3% C-tartalmú acél mikroszöve. a) Marószel: 3% HNO<sub>3</sub>, cementit fehér, b) 25 g NaOH, 75% víz, 2 g pikrinsav, cementit fekete, nagyítás 380 : 1

A tercier cementittel ugyanezt a folyamatot végeztethetjük 723 °C fölötti hőmérsékletre gyorsan hűtve és a PQ vonal alatti hőmérsékleten izzítva.

A begömbösödés, szferoidizálás folyamatát a viszonylag lassú hűtésnél az austenit bomlásából 723 °C alatt keletkezett perlit cementit lapjain is elérhetjük. Ez a folyamat 723 °C alatt csak huzamos, több órás, esetleg több napos izzítással sikerül. Az így kapott szövetet, cementit gömböcskéket szétszórtan tartalmazó ferritet szferoiditnek nevezzük (117. ábra).

Az ötvözőfémmel túltelített szilárd oldatból megfelelő hőmérsékleten végrehajtott szegregáltatás módját ad számos ötvözet: acél, könnyűfém, rézötvözet szilárdságának hőkezeléssel való fokozására. Ezt a hőkezelést nemesítésnek hívják.

### 3.6. Háromalkotós ötvözetek állapotábrái

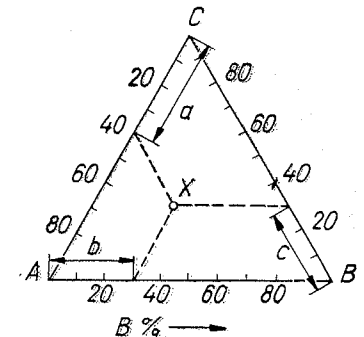
Háromalkotós ötvözetek állapotábráit csak térbeli idomokkal tudjuk ábrázolni, mert a koncentrációk jelzésére két dimenzió, a hőmérséklet számára a harmadik szükséges. A koncentrációk jelzésére igen szellemesen egyenlő oldalú háromszöget választottak, melynek csúcspontjai az egyes alkotók 100%-os mennyiségét, egy-egy oldala két-két alkotó kétalkotós ötvözetének koncentráció-tengelyét adja.

A háromalkotós ötvözet összetételét a háromszög területének egyik pontja jellemzi. Az egyenlő oldalú háromszög jellemzője, hogy bármely belső pontja három oldaltól való távolságának összege egyenlő a háromszög magasságával. A pontból a három oldallal húzott párhuzamosok metszékeinek összege egyenlő a háromszög oldalhosszával.

A háromalkotós ötvözet alkotóinak százalékát az állapotábra alapháromszögéből úgy kapjuk, hogy az összetételt jelző pontból (71. ábra X) párhuzamosot húzunk az illető alkotóval (pl. A-val) szembenfekvő oldallal. Ez metszi ki a háromszög másik két oldalának bármelyikéből az illető alkotó (A) százalékszámát (a).

Pl. X-szel jelölt ötvözet összetétele

$$40\%A + 30\%B + 30\%C.$$



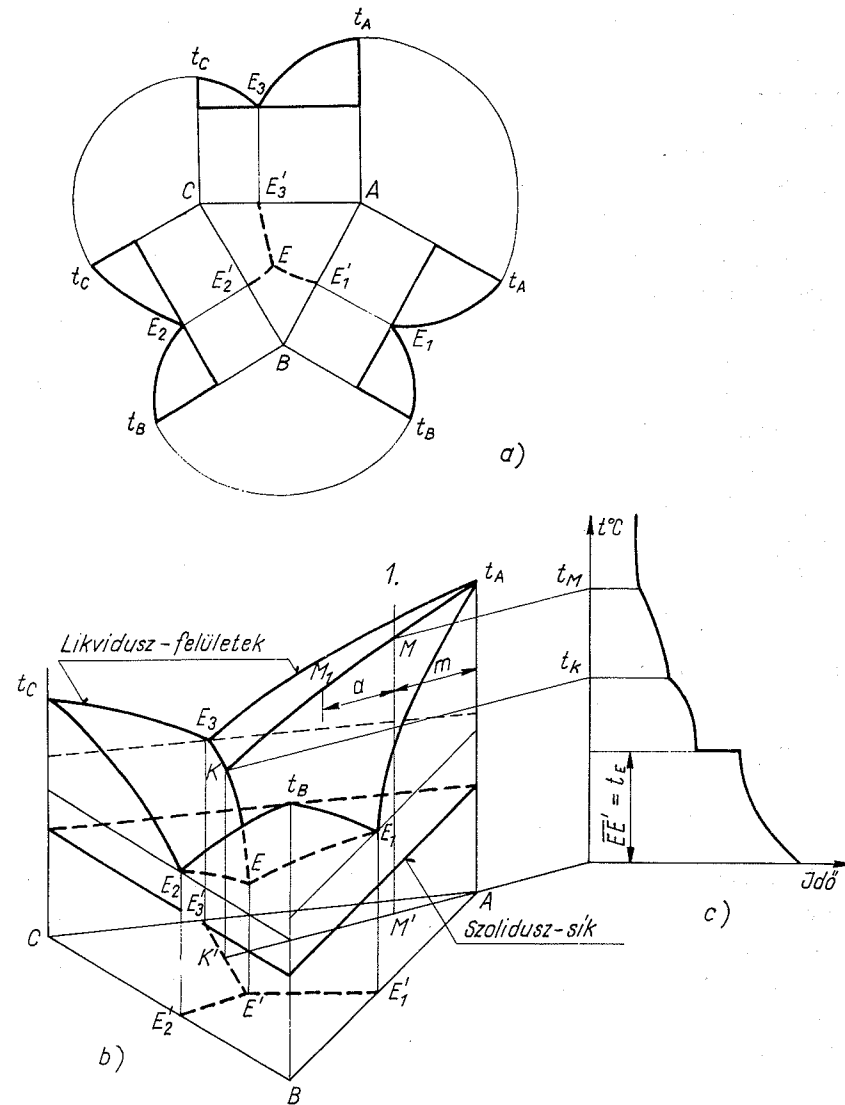
71. ábra. Háromalkotós térbeli egyensúlyi diagram alapháromszöge

Az alapháromszög oldalaira eső pontok olyan ötvözeteket jelölnek, amelyekben az oldallal szemben fekvő csúcsponttal képviselt alkotó tartalma nulla. Ezek tehát kétalkotós ötvözetek. Az oldalakon kívül még két vonalnak van kiemelkedő jelentősége: a) az oldalakkal párhuzamos vonalak olyan ötvözetek pontjaiból állnak, melyekben az oldallal szemben fekvő csúcspontjának mennyisége állandó. b) Az egyik csúcsponton átmenő egyenesek pontjai olyan ötvözeteket jelölnek, melyekben a másik két alkotó aránya állandó.

A háromalkotós ötvözetek térbeli állapotábráinak megszerkesztése olyan bonyolult művelet, hogy csak az egyszerűbb esetekben használjuk a térbeli, perspektív ábrát. Rendes körülmények között a háromalkotós ötvözetek tanulmányozására az alapháromszögre merőleges síkmetszeteket, vagy az adott hőmérsékletekhez tartozó vízszintes ún. izotermás metszeteket használjuk. A gyakorlatban előforduló esetek közül példa gyanánt vizsgáljuk meg annak a háromalkotós rendszernek állapotábráját, melynél az alkotók folyékony állapotban minden arányban oldódnak, de az alkotók egymással sem szilárd oldatot, sem fémes vegyületet nem alkotnak (72a, b ábra).

Az alapháromszög oldalaira felrajzolható diagramok ez esetben a 72a) ábra szerint láthatók, a háromszög oldalai körül a rajz síkjába forgatva. A térbeli diagramot ebből úgy vezethetjük le, hogy a kétalkotós ábrákat felállítjuk. Két-két

likvidusz ágon keresztül fektethető egy-egy likvidusz görbe felület. E felületek az  $E_1E$ ,  $E_2E$ ,  $E_3E$  görbékben metszik egymást, a három görbe pedig az  $E$  hármas eutektikus pontban találkozik. Ennek a pontnak felel meg a likvidusz felületek



72. ábra. Háromalkotós egyensúlyi diagram származtatása (a), perspektív ábrázolása (b)

legalacsonyabb pontja, melyen keresztül fektetett vízszintes sík a háromalkotós rendszer szolidusz felületét adja.

Kísérjük figyelemmel az 1. jelzővonallal meghatározott  $M'$  összetételű ötvözet dermedési viszonyait. A jelzővonal  $t_A E_3 E E_1$  likvidusz felületet az  $M$  pontban

metszi. Ezen a hőmérsékleten kezdődik a dermedés, mégpedig a likviduszfelület legnagyobb olvadási hőmérsékletű szilárd fázisának: az  $A$  alkotónak kikristályosodásával. Mivel a folyadékból dermedés során csak  $A$  kristályok válnak ki, a visszamaradó folyékony fázis  $B$  és  $C$  tartalma, továbbá ezek aránya is változatlan marad. Az ilyen ötvözetek az alapháromszög olyan egyenesére esnek, mely az  $A$  és  $M'$  pontokon megy át. Az  $\overline{AM'}$  és  $At_A$  egyeneseken vetítősíkot fektetve, annak a likvidusz felülettel való metszésvonala  $MK$  adja a dermedés közben visszamaradó folyadék hőmérsékletét,  $M'K'$  pedig annak összetételét. A folyadék és  $A$  kristallitok súlyarányát az emelőszabály adja meg:

$$M_1 \text{ foly. : } A \text{ krist.} = m : a.$$

Az  $A$  kristályosodása addig tart, míg a  $t_A MK$  metszésvonal az  $E_3 E$  térgörbét nem metszi ( $K$ ). Ezen a hőmérsékleten kezdődik az  $E_3$  kettős eutektikum kiválása, miközben a folyadék hőmérséklete a  $KE$  görbén az  $E$  pont felé, összetétele a  $K'E'$  vonalon az  $E'$  felé tolódik el. Az  $E$  pontot elérve a folyadék mindhárom fémre ( $ABC$ -re) telítetté válik, és így ezen a hőmérsékleten teljes tömegében megdermed, mégpedig  $E$  hármas eutektikum alakjában. Az  $M'$  összetételű ötvözetben tehát a következő szövetelemeket találjuk:

1. elsődleges kristályosodásból származó  $A$  kristályokat;
2.  $A$  és  $C$  alkotókból álló  $E_3$  kettős eutektikumot;
3.  $A$ ,  $B$  és  $C$  alkotókból keletkezett és  $E_3$ -nál finomabb szerkezetű „ $E$ ” hármas eutektikumot.

Az emelőszabály alkalmazásával a szövetelemek mennyiségi aránya is megállapítható:

$$A \text{ krist. : } E_3 : E = \overline{K'M'} : \overline{K'E'} : \overline{K'E'_3}.$$

VASÖTVÖZETEK

## 4. VASÖTVÖZETEK EGYENSÚLYI KRISTÁLYOSODÁSA

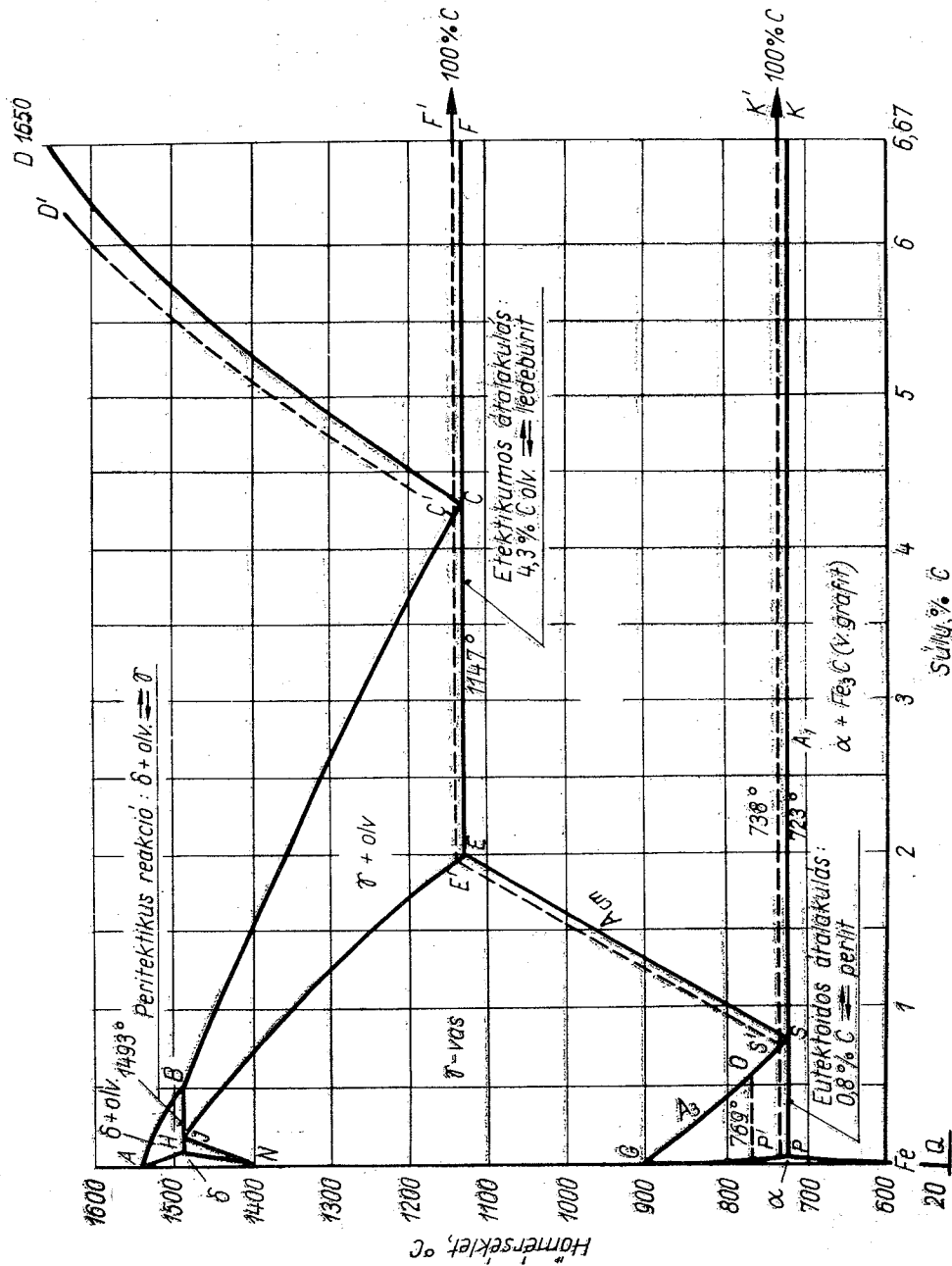
### 4.1. A vas–karbon\* ötvözetek egyensúlyi diagramja

Az iparban használatos Fe—C ötvözetekben a karbonon és vason kívül kis mennyiségben egyéb elemek: Mn (mangán), Si (szilícium), S (szulfur = kén), P (foszfor), O<sub>2</sub> (oxigén), N<sub>2</sub> (nitrogén) is előfordulnak, melyek a gyártás során vagy mint szennyezők a nyersanyagból, égéstermékekből, levegőből kerülnek az ipari vasfélékbe (P, S, O<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>), vagy a gyártás érdekében adagolják azokat bizonyos mértékig (Si, Mn), s elkerülhetetlenül ötvöződnek az Fe—C ötvözettel. A szóban forgó elemek kis mennyiségig nem okoznak jelentős változást az Fe—C rendszer egyensúlyi diagramján, úgyhogy a gyakorlati vas—karbon ötvözetekre az Fe—C kétalkotós állapotábra jó közelítéssel alkalmazható. Egyik-másik elemből közülük többet adagolva a vas—karbon ötvözetbe — kifejezetten ötvözési célzattal — az állapotábrának már nagyobb mérvű eltolódását idézi elő.

A Fe—C ötvözetekre vonatkozó ismereteinket a kettős diagram tünteti fel (73. ábra). Az Fe—C ötvözetek kettős egyensúlyi diagramját első kidolgozóiról Heyn—Charpy-diagramnak hívták. Ez az alapvető fontosságú diagram eredeti alakjában még ma is érvényes. A mérési módszerek és műszerek tökéletesedése folytán egyes adatait többször javították. E tankönyvben közölt diagram az 1965. évi adatokat mutatja. A kettős diagram közül a szaggatott vonallal jelölt rész a tulajdonképpeni stabilis, állandó Fe—C rendszernek (vas—grafit rendszer), a teljes vonallal kihúzott ábra pedig az Fe—Fe<sub>3</sub>C, vas—vaskarbid metastabilis (félíg állandó), tehát csak egy bizonyos mértékben állóképes átmeneti állapotát feltüntető rendszernek a diagramja. A gyakorlatban a metastabilis diagramot használjuk, aminek magyarázata az, hogy ez jellemzi az esetek túlnyomó többségében a gyakorlatban megvalósuló állapotot. Ennek oka az, hogy a vasötvözetekben a C kétféle alakban fordul elő: 1. mint szabad C, grafit, 2. mint az Fe<sub>3</sub>C vegyületben, a vaskarbidban kötött C. A vaskarbid 400 °C-nál nagyobb hőmérsékleten a hőmérséklet nagyságával csökkenő, de viszonylag hosszú ideig izzítva megbomlik, minek folytán belőle elemi szén, temper-szén válik ki és ferrit marad vissza.

Annak oka, hogy a kisebb C-tartalmú C-acélok mindig, a nagyobb C-tartalmú nyersvasak priméren, gyakran a karbidrendszerben kristályosodnak, a vaskarbid nagy és a grafit kis kristályosodási képességében rejlik. A grafitos kris-

\*A tiszta elemi szenet megkülönböztetésül a fűtőszéntől *karbonnak* (C) nevezzük



73. ábra. Fe-C ötvözetek iker egyensúlyi diagramja

tályosodást nehéz elérni és így ezt a tulajdonképpeni egyensúlyi diagramot nem is ismerjük pontosan. A Fe—Fe<sub>3</sub>C diagram a Fe—C diagramnak csak egy egész kis részét, mégpedig a 0—6,67% C-tartalomig terjedő részt, tehát nem egészen 7%-át fedi. A további rész azonban teljesen érdektelen, mert több C-t vassal ötvözni nem sikerül. A gyakorlati Fe-C ötvözetek céljaira még ennek a diagramnak is csak egy részét, a 4%-nál kevesebb szenet tartalmazó ötvözetekhez érvényes részt használjuk.

A Fe—Fe<sub>3</sub>C diagram alapvonalára nem a Fe<sub>3</sub>C%-okat, hanem a C-tartalom %-ait szoktuk feltüntetni. E rendszer első függőlegese a színvasat, utolsó függőlegese a vaskarbidot jelenti.

A gyakorlatban nagyüzemileg előállítható legtisztább vas a bázikus Siemens—Martin-kemencében előállított ún. Armco-vas, mely kb. 0,03% C-nal és kb. 0,1% Mn-nal van szennyezve, legnagyobb tisztasági foka 99,85%. Egy másik ipari színvas az elektrolitikus szétválasztással, tehát hideg, nedves eljárással készült elektrolitvas, melynek tisztasági foka 99,9%, és 0,1%-ot kitevő szennyezése H<sub>2</sub>, Mn, C és esetleg S. Laboratóriumi desztillációs eljárással készül a karbonil-vas, mely kémiai módszerekkel ki sem mutatható C és O<sub>2</sub> szennyezést tartalmaz. Ez a legnagyobb mágneses permeabilitású és legkisebb hiszterézisvesztésű, tehát mágneses szempontból leglágyabb színvasfajta, melyet egész kényes finom hídroműszereknél alkalmaznak.

A színvas dermedése és hűlése közben bekövetkező kristályosodásának és szilárd halmazállapotában bekövetkező átkristályosodásának allotróp módosulatait és kritikus hőmérsékleteit a 2.12. pontban, az 54. ábrán megismertük. Ezek a kritikus hőmérsékletek szerepelnek a Fe—Fe<sub>3</sub>C egyensúlyi diagramon.

A Fe—Fe<sub>3</sub>C metastabilis egyensúlyi diagram a 68. ábrán megismert korlátolt oldóképességet és szilárd halmazállapotban szegregációt feltüntető diagramhoz hasonló. Egyik különbség az, hogy jobb oldalon nem szilárd oldat mezeje, hanem fémes vegyület egyenese határolja, ami a szegregátum azonosságát (Fe<sub>3</sub>C) biztosítja. Egy másik eltérés, hogy 1400 °C fölött és 0,5% C-tartalom alatt peritektikus reakció megy végbe a 0,1—0,5% C-tartalmú ötvözetsoron. Ez az igen magas hőmérsékleten (1493 °C-on) lefolyó reakció az atomok élénk hőmozgása és a nagy diffúziós sebesség miatt mindig homogén γ-vas keletkezését eredményezi.

Legjellegzetesebb különbség, ami egyúttal a vasötvözetek hőkezelése szempontjából döntő fontosságú, a GSE és PSK vonalak megjelenése a vasötvözetek szilárd fázisú (III.) mezejében. Az S pont környezete hasonló a C pontéhoz. Éppúgy, mint a BC likviduszág a homogén olvadék γ-vasban való telítettségi vonala, a GS a γ-vas allotróp átalakulásának megindulását jelző vonal. Hasonlóan, mint a CD az olvadékknak, az SE a γ-vasnak Fe<sub>3</sub>C-ben való telítettségi határgörbéje. Éppúgy, mint az eutektikus, 4,3% C-tartalmú olvadék (C pont) az ECF hőmérsékleten szabadságfokát veszve két szilárd fázisra (E és F) bomlik, úgy az S pontnak megfelelő C-tartalmú γ-vas is a PSK hőmérsékleten a P és K pontokkal meghatározott fázisokra (α-vas, Fe<sub>3</sub>C) esik szét. Mindezen analógia miatt az S pontnak megfelelő

összetételű. (kb. 0,8% C-tartalmú)  $\gamma$ -vasat eutektoidos  $\gamma$ -vasnak, a PSK hőmérsékleten lefolyó átalakulást eutektoidos átalakulásnak nevezik. Ez hasonlóan folyik le, mint az eutektikus átalakulás: az eutektoidos  $\gamma$ -vas állandó hőmérsékleten két szilárd fázisra:  $\alpha$ -vasra és vaskarbidra bomlik. Ezt a bomlásterméket *perlit*nek hívjuk.

Az eutektoidos átalakulás is a Gibbs-féle fázisszabály alapján következik be: 723 °C-on a P ponttal jellemzett  $\alpha$ -vas, S ponttal jellemzett  $\gamma$ -vas és a K pontnak megfelelő vaskarbid ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) van egyensúlyban. Az alkotók (Fe és C) száma 2, a fázisoké 3, a rendszer szabadságfoka 0. A PSK vonal alá hűlve tehát az egyik fázisnak, a  $\gamma$ -vasnak, el kell tűnnie.

#### 4.2. Néhány jellegzetes Fe—C ötvözet metastabilis kristályosodása

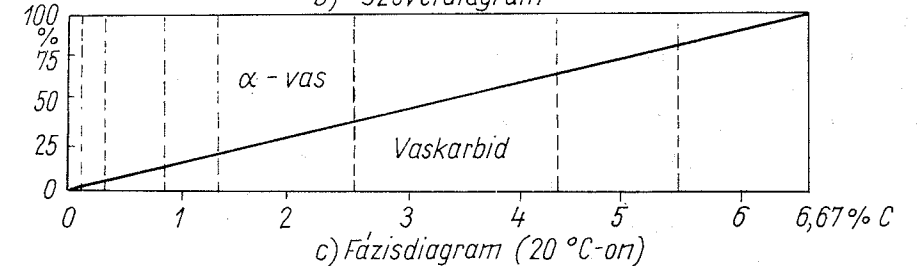
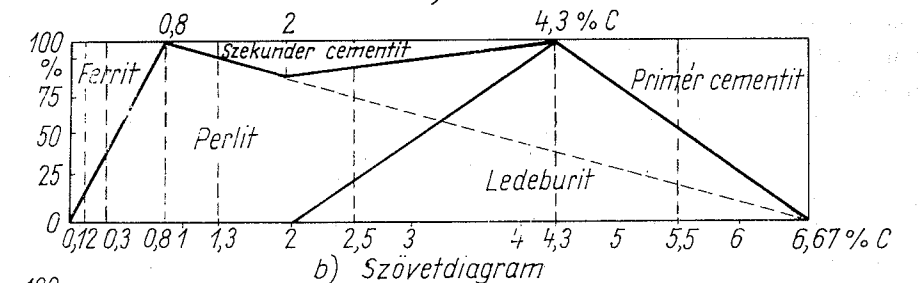
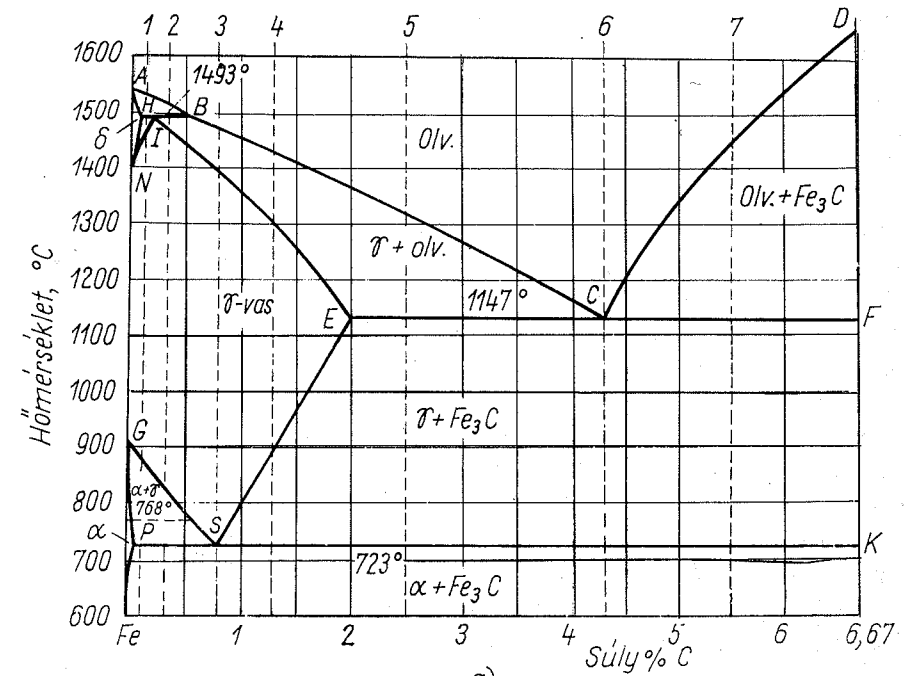
0,12% C-tartalmú lágyacél (74. ábra 1. sz. jelzővonal) dermedése a színvas ( $A_5$ ) dermedési hőmérsékletéhez közeli hőmérsékleten kezdődik, mégpedig a likvidusszal való metszéspont alatt felvett konóda szerint  $\delta$  szilárd oldat kiválásával. Az 1493 °C-ra lehűlt acélban H ponttal jelzett telített  $\delta$  és J pont összetételű  $\gamma$  szilárd fázisok tartanak egyensúlyt B összetételű folyadékkal. Ezen a hőmérsékleten tehát egy peritektikus reakció útján a B folyadék a H koncentrációjú  $\delta$  egy részével J összetételű  $\gamma$  szilárd fázissá dermed. A 0,12% C-tartalmú acél primer kristályosodása során tehát térben középpontos  $\delta$  kristályok és ezt követően peritektikus reakció útján a HJB vonalon lapköztes  $\gamma$  kristályok keletkeznek. A további hűlés során a kétféle szilárd oldat mennyiségi aránya szilárd állapotban lefolyó diffúzió következtében egyre jobban eltolódik a  $\gamma$  javára és az ötvözet jelzővonalának a JN vonallal való metszéspontja alatt az ötvözet teljes tömegében  $\gamma$  kristallitokból áll. Az ötvözetnek ezt a fázisát  $\gamma$ -vasnak nevezzük.

A  $\gamma$ -vas jól alakítható anyag, melynek oldóképessége minden vele oldatképzésre alkalmas anyaggal, így pl. a karbonnal szemben is igen nagy. Fel is használják ezt a tulajdonságát arra, hogy a karbidokat oldatba vigyék, pl. edzés előtt vagy, — hogy a lágyacél felületét elemi szénben dúsítsák —, a cementálásnak nevezett hőkezelés útján. Egyéb tulajdonsága, hogy nem mágneses. Ezt az ismeretet jól fel is tudja használni a gyakorlati szakember oly módon, hogy állandó mágnessel (pl. erős Al-Ni mágnessel) ellenőrzi a 0,5% C-nél nagyobb C-tartalmú acél  $\gamma$ -vassá való átalakulásának befejezését olyan kényes esetben, ha erre szükség van (a  $\gamma$ -vasat a mágnes nem fogja). A  $\gamma$ -vas szövetét *Austen* metallográfusról *austenit*nek nevezik.

A 0,12% C-tartalmú acél a  $\gamma$ -vas fázisában marad mindaddig, míg jelzővonal a 900 °C alatt a GS vonalat nem metszi. Ez a vonal a  $\gamma$ -vas  $\alpha$ -vassá való átkristályosodásának kezdetét jelzi. Ezt a vonalat hűlés közben átlépve a  $\gamma$ -vas a térben középpontos, C-ben szegény  $\alpha$  kristallitokká kezd átalakulni, miáltal a megmaradó austenit C-tartalma növekszik mindaddig, míg a hőmérséklet 723 °C-ra nem csök-

ken. A GS vonal az állapotábra hőkezelés szempontjából igen fontos hőmérsékleteit, az  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  átkristályosodás hőmérsékleteit adja meg a C-tartalom függvényében. A GS vonal a Fe—C ötvözet  $A_3$  átalakulásának hőmérsékleteit adja.

Az  $A_3$  vonal alá hűlve a  $\gamma$ -vas tehát  $\alpha$ -vassá alakul, mely azonban 769 °C felett még éppúgy nem mágnesezhető, mint a  $\gamma$ -vas. Az  $\alpha$ -vasnak ezt a nem mágneses



74. ábra. Jellegzetes Fe—C ötvözetek egyensúlyi kristályosodásai. Szövet- és fázisdiagram



módosulatát nevezték el  $\beta$ -vasnak és eredetileg külön fázisnak tartották. Ma már tudjuk, hogy a  $\beta$ -vas nem egyéb, mint nem mágneses  $\alpha$ -vas.

Az  $\alpha$ -vas térben középpontos, szabályos rendszerben kristályosodó Fe-módosulat, mely interstíciósan oldva tartalmaz C-t, mégpedig 723 °C-on 0,02%-ot, 20 °C-on majdnem 0%-ot. 769 °C alatt ferromágneses, tehát mágneses szempontból lágy anyag. Mechanikai tulajdonságok szempontjából is lágy, jól alakítható. Mikroszkópi szerkezetét *ferrit*nek hívják. 723 °C-t, az  $A_1$  kritikus hőmérsékletet elérve lehűlés közben az 1. jelű acéllal, a  $\gamma$ -vas nagyobb tömegében (majdnem 90%-ban) átalakul C-ben szegény (0,02%-nál kisebb C-tartalmú)  $\alpha$ -vassá, a megmaradt  $\gamma$ -vas pedig 0,80% C-tartalmúvá dúsul. 723 °C-on hőelvonás közben ez a 0,80% C-tartalmú  $\gamma$ -vas felbomlik alkatrészeire,  $\alpha$ -vasra és vaskarbidra, melyek mérsékelt lassú lehűlésnél vékony rétegekben, lemezekben helyezkednek egymás mellé. Ezt a szövetszerkezetet *perlit*nek hívják. A perlit elszórt szemcsék, csomók alakjában helyezkedik el a ferrites szerkezetű alpanyagban.

A 723 °C-on kivált ferrit C-ben telített (C = 0,02%). További lehűlés során a PQ vonal által jelölt karbidkiválás során a ferritszemcsék C-tartalma a szegregáció során csökken, ha erre kellő idő áll rendelkezésre. Az ilyen 723 °C alatt kivált karbidot *tercier cementit*nek hívják. Ez a szövet a ferritszemcsék határain megfigyelhető vékony szegélydarabkák alakjában jelentkezik, ha a 0,12% C-tartalmú lágyacélt nagyon hosszú ideig izzítjuk a PQ vonal alatti, pl. 500 °C hőmérsékleten. Az 1. sz. jelzővonalnak megfelelő 0,12% C-tartalmú lágyacél szövetszerkezete 20 °C-on, amint az a 74b ábrán látható szövetszerkezetből is kiolvasható, túlnyomórészt ferritből, egy kevés perlitből áll és esetleg 723 °C alatti hőmérsékleten a ferritszemcsék határain kivált terciér cementitet is tartalmaz.

A 2. sz. jelzővonallal jelölt 0,3% C-tartalmú acél primer kristályosodása ugyancsak  $\delta$  kristályosodásával indul meg és tart egészen 1493 °C-ig. Ezen a hőmérsékleten a  $\delta$  kristályosodás után visszamaradt B összetételű, tehát 0,50% C-tartalmú folyékony fázis van túlsúlyban. A peritektikus reakció során a H ponttal jelölt telített  $\delta$  fázis a folyékony fázis egy részének felhasználásával a J pontnak megfelelő, tehát 0,18% C-tartalmú lapközepes  $\gamma$ -vassá alakul. A további lehűlés során a primer kristályosodás, azaz a folyadékból való szilárd kristályosodás  $\gamma$ -kristályokkal folytatódik és fejeződik be úgy, hogy a jelzővonalnak a szolidusszal való metszéspontja által jelzett hőmérsékleten az acél egész tömegében  $\gamma$ -vassá dermed. A szolidusztól a GS vonalig, az  $A_3$  átkristályosodási hőmérsékletig, tehát az 1400–800 °C hőközben, a homogén mezőben hűlve az egyensúlya megmarad, az acél változatlanul  $\gamma$ -vas marad. Az  $A_3$  hőmérséklet alá hűlve megindul a  $\gamma$ -vas átkristályosodása C-ben szegényebb  $\alpha$ -vassá. Az austenit 723 °C-ra való lehűlés közben az S pontnak megfelelő 0,80% C-tartalomig dúsul. Ez az ún. eutektoidos  $\gamma$ -vas tovább hűtésnél alkatrészeire:  $\alpha$ -vasra és vaskarbidra bomlik. Az eutektoidos  $\gamma$ -vas bomlása egyensúlyi kristályosodáskor állandó hőmérsékleten  $A_1 = 723$  °C-on folyik le, a Gibbs-féle fázisszabálynak megfelelően. A 0,8% C-tartalmú  $\gamma$ -vas bomlástermékei, az  $\alpha$ -vas és vaskarbid mérsékelt hűlés esetén vékony lemezekben rétegződnek ún. le-

mezes perlitté. Tovább is mérsékelt hűlést feltételezve 20 °C-on ez az acél ferritből és perlitből fog állni. A két szövet mennyiségét a szövetszerkezetből lemérhetjük, vagy ki is számíthatjuk. A 0,3% C-tartalmú lágyacél perlittartalma (75. ábra)

$$x : 100 = (0,3 - 0,02) : (0,80 - 0,02),$$

$$x = 28/0,78 = 36\%,$$

tehát a 0,3% C-tartalmú lágyacél 20 °C-on kb. 36% perlitből és 64% ferritből fog állni. Terciér cementit a ferritből a mérsékelt hűlés alatt alig tud kiválni. Legnagyobb mennyisége lehet:  $(0,02 \cdot 100) : 6,67 = 0,3\%$ , ami elenyésző mennyiség.

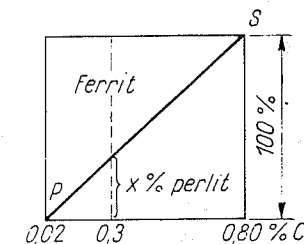
A 3. sz. jelzővonal a 0,80% C-tartalmú acélt jelzi. Ennek primer kristályosodása  $\gamma$ -vas kristályosodásával kezdődik és fejeződik be. Ez az acél tehát primeren teljes tömegében  $\gamma$ -vassá, austenitté dermed meg. A  $\gamma$ -mezőben való lehűlése során változatlan marad és 723 °C-ra hűlve (S pont) mérsékelt hűlés esetén teljes tömegében lemezes perlitté bomlik, mely 723 °C alatt is változatlan marad úgy, hogy az ilyen acél mikroszkópi képe tiszta perlitből áll. A 0,8% C-tartalmú Fe-C ötvözetet *eutektoidos acél*nek, az annál kisebb C-tartalmút *hipoeutektoidos*, az annál nagyobb, 0,81–2% C-tartalmút *hipereutektoidos* acélnek nevezik.

A 4. sz. jelzővonallal jelölt 1,3% C-tartalmú acél is teljes tömegében  $\gamma$ -vassá kristályosodik a primer kristályosodása során és a  $\gamma$ -mezőben változatlanul austenit marad. Jelzővonala elég nagy hőmérsékleten, kb. 900 °C-on metszi az ES vonalat, mely a  $\gamma$ -vasnak karbidra vonatkozó telítettségi vonala és amelyet az irodalomban  $A_{cm}$ -mel jelölnek. Az  $A_{cm}$  hőmérséklet alá hűtött acélból vaskarbid ( $Fe_3C$ ) válik ki, mely szilárd fázist mint szövetelemet *cementit*nek, mégpedig mivel szilárd halmazállapotban, de nagyobb hőmérsékleten válik ki, az  $A_1$  alatt kiváló terciér cementittől való megkülönböztetésül *szekunder* (másodlagos) *cementit*nek hívják. A  $\gamma$ -vas a szekunder cementit kiválása során C-ben egyre szegényebbé válik és C-tartalma 723 °C-ra való lehűléskor 0,80%-ra csökken. E hőmérsékleten mérsékelt hűlés esetén a  $\gamma$ -vas perlitté bomlik.

Az 1,3% C-tartalmú acél szövetszerkezete tehát 20 °C-on túlnyomórészt perlitből és egy kevés szekunder cementitből áll, mely a kiválása során az austenit szemcsék határain gyűlt össze és így a mikroszkópi képen a cementit az austenit bomlásából származó perlitmezőket hálósan körülvéző szövetelemként fog jelentkezni (70. ábra). A szövetek mennyiségi arányát a szövetszerkezetből leolvashatjuk vagy számíthatjuk (76. ábra):

$$x : 100 = (1,3 - 0,80) : (6,67 - 0,80),$$

$$x = 50/5,87 = 8,5\%.$$



75. ábra. A 0,3% C-tartalmú acél szövetelemei mennyiségének számítása