



BUDAPESTI MŰSZAKI EGYETEM
Anyagtudomány és Technológia Tanszék



Anyagtudomány(szig1) féléves házi feladat

A szilárdságnövelés lehetőségei

Thiele Ádám
WTOSJ2

Budapest, 2011

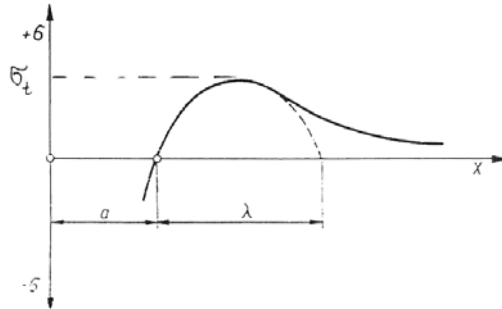
TARTALOM

1. Az ideális, egykristályos anyagok elméleti szilárdsága.....	3
1.1. Törési feszültség.....	3
1.2. Csúsztató feszültség.....	3
2. A reális polikristályos anyagok szilárdsága.....	4
2.1. Az oldott elemek hatása.....	4
2.1.1. Szubsztitúciósan oldódó elemek hatása.....	5
2.1.2. Interszticiósan oldódó elemek hatása.....	5
2.1.3. Rendezett rácsú szilárd oldatok.....	6
2.1.4. Kölcsönhatás a diszlokációk és az oldott elemek között.....	6
2.2. Az alakítás hatása.....	7
2.2.1. A képlékeny alakítás hatása egykristályos reális fémekre.....	7
2.2.2. A képlékeny alakítás hatása polikristályos fémekre.....	7
2.3. A szemcseméret hatása.....	10
2.4. Hőkezelés hatása.....	11
2.4.1. Második fázis hatása.....	11
2.4.2. Martenzites átalakulás.....	11
2.4.3. Kiválasztás keményítés.....	12
2.5. Kompozit képzés hatása.....	12
2.6. Különleges eljárások hatása.....	13
2.6.1. Irányított dermedés.....	13
2.6.2. Besugárzás okozta felkeményedés.....	13
3. Felhasznált irodalom.....	13

1. Az ideális, egykristályos anyagok elméleti szilárdsága

1.1. Törési feszültség

Ideális, rácsrendezetlenséget nem tartalmazó kristály elméleti törési feszültsége meghatározható, ha egy olyan törési módot feltételezünk, amikor a húzóerőre merőlegesen szakítják szét a kristályt. A külső erőnek ekkor le kell győznie az atomok között fellépő vonzóerőt, amely szinuszosan változik, így az atomsíkok elmozdításához szükséges húzófesztség is szinuszosan fog változni (1. ábra).



1. ábra: Az atomok közötti vonzóerő változása az elmozdulás függvényében

A húzófesztségre felírható, hogy:

$$\sigma = \sigma_t \sin \frac{\pi}{\lambda} x \quad (1)$$

Ahol: σ_t - teoretikus feszültség. Az atomsíkok egymástól való eltávolítása közben ébredő legnagyobb feszültség
 x - a síkok eltávolításának mértéke
 λ - a sinusgörbe fél hullámhossza
 a - rácsparaméter (ld. 1. ábra)

Orowan szerint rideg anyagok esetében a törés merőleges az erőre, és a törést okozó elméleti szilárdság egyenlő (az (1) képletből):

$$\sigma_t = \sqrt{\frac{E \cdot S}{2a}} \quad (2)$$

Ahol: E - rugalmassági modulus
 S - felületi energia, amely az atomsíkok szétszakításhoz szükséges

Ha a (2)-be a vasra érvényes adatokat helyettesítjük ($E=210 \cdot 10^3 \text{MPa}$, $a=2,86 \cdot 10^{-7} \text{mm}$, $S=0,8 \cdot 10^{-3} \text{N/mm}$), akkor megkapjuk a vas elméleti törési feszültségét:

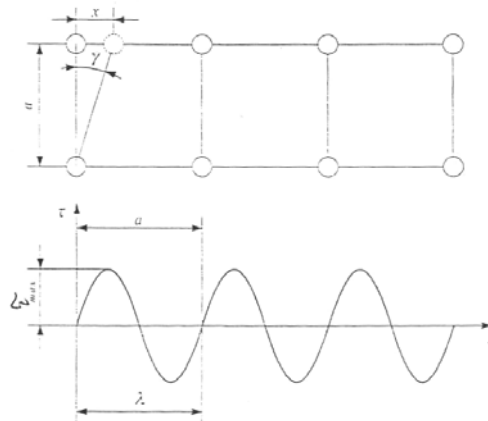
$$\sigma_t = 16800 \text{MPa}$$

Ez az érték két nagyságrenddel nagyobb, mint a tiszta vas tényleges törési-szakítószilárdsága.

1.2. Csúsztató feszültség

Ideális, tökéletes rácsrendszert feltételezve, és az atomok vonzó- és taszítóerejének periodikus változását figyelembe véve a kristálysíkok egymáson való elmozdításához és a maradó, képlékeny alakváltozás megindításához szükséges rugalmas határfeszültség, illetve

csúsztatófeszültség az elmozdulás függvényében szintén szinusz függvénnyel írható le (2. ábra).



2. ábra: Rácselmozdulás és feszültségváltozás csúszás hatására

A csúsztatófeszültségre felírható, hogy:

$$\tau = \tau_{\max} \sin \frac{2\pi}{\lambda} x \quad (3)$$

Ahol: τ_{\max} - maximális elméleti csúsztatófeszültség (a többi jelölés az (1) szerint)

Kis alakváltozások esetén:

$$\tau_{\max} = \frac{G}{2\pi} \approx 0,16G \quad (4)$$

Ahol: G - csúsztató rugalmassági modulus

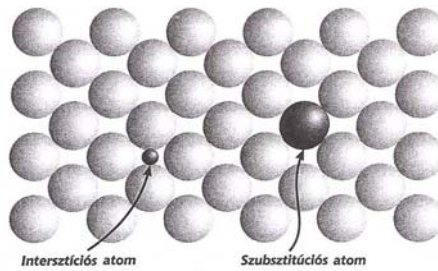
A reális tiszta anyagokban, mint pl. az egykristályokban a maradó alakváltozást megindító csúsztatófeszültség azonban akár 3-4 nagyságrenddel kisebb lehet a (4) szerint számított értéknél.

2. A reális polikristályos anyagok szilárdsága

A reális egykristályok az előző szakaszban tárgyalt ideális egykristályokhoz képest mindig tartalmaznak szennyezőket, ötvözőket, diszlokációkat és egyéb rácsrendezetlenségeket. Ezekről erősen függ a kritikus csúsztatófeszültség nagysága, amelyet meghatároz továbbá a hőmérséklet, a kristályszerkezet (legkisebb a τ_{\max} a hexa és a fkk, valamivel nagyobb a tkk, legnagyobb a kovalens kötésű kristályokban) és a kristály orientációja is. A polikristályos anyagok nagyszámú, rendezetlen eloszlású krisztallitszemcséből épülnek fel, a krisztallit határok jelenléte miatt lényegesen nagyobb szilárdságnövekedés érhető el, mint az egykristályokban.

2.1. Az oldott elemek hatása

Minden szilárd oldat (az ötvözetet alkotó elemek szilárd állapotban oldják egymást) szilárdsága nagyobb, mint a tiszta fémeké, mert minden oldott ötvöző rácstorzulást idéz elő (3. ábra), feszültségteret képez maga körül, ami a diszlokációmozgást nehezíti. Ez a szilárdság növekedését okozza.



3. ábra: Inter- és szubsztitúciósan oldódó elem rácstorzító hatása

A szilárdságnövekedés mértéke attól függ, hogy szubsztitúciós, interszticiós, vagy rendezett rácsú szilárd oldat képződik-e az alkotók között.

2.1.1. Szubsztitúciósan oldódó elemek hatása

A szubsztitúciósan (helyettesítésesen) oldódó elemek megnövelik a sűrűdést a diszlokációk mozgásakor és mennyiségük függvényében lineárisan növekszik a kritikus csúsztatófeszültség értéke. Méretben jelentősen eltérő elemek blokkolhatják a diszlokációkat, megülhetnek az álló diszlokációk okozta nagyobb hézagokban, már kis koncentrációk is blokkoló hatást fejthetnek ki, és jelentősen megnő a folyáshatár.

Az atomok, ionok mérete eltér egymástól, így a helyigényük is különbözők a kristályrácsban, ezért rácstorzulást okoznak. A szubsztitúciósan oldódó atomok okozta fajlagos alakváltozás felírható, mint:

$$\varepsilon = \frac{d_A - d_B}{d_A} \quad (5)$$

Ahol: d_A - az alapfém atomjainak átmérője

d_B - az oldódó elem átmérője

A szubsztitúciósan oldott atomok által létrehozott térfogatváltozás gömbszimmetrikus és főleg csak az éldiszlokációk mozgását nehezíti meg. Minél több atom oldódik és minél nagyobb a rácstorzulás, annál nagyobb feszültség szükséges az alakváltozás megindításához.

A szubsztitúciós szilárd oldat okozta szilárdságnövekedés, az alábbi összefüggéssel számítható:

$$\Delta\sigma = G \cdot \varepsilon^2 \cdot X_c \quad (6)$$

Ahol: G - csúsztató rugalmassági modulus

ε - az ötvöző okozta fajlagos alakváltozás

X_c - az ötvöző atomaránya

A szubsztitúciósan oldott atomok csak az éldiszlokációk mozgását akadályozzák, mert az általuk okozott térfogatváltozás gömbszimmetrikus. A csavardiszlokációk körül csak nyíró alakváltozás van, térfogatváltozás nincsen, és ezért nem érvényesül a szubsztitúciósan oldott atomok térfogat-változtató hatása.

2.1.2. Interszticiósan oldódó elemek hatása

Az interszticiós (beékelődéses) szilárd oldatot alkotó elemek okozta szilárdságnövekedés lényegesen nagyobb, mint a szubsztitúciósan oldódó elemeké. A kisméretű üres helyek

elfoglalása akár kis atomátmérőjű elemekkel is igen nagy rácsstorzulást okoz. A intersticiósan oldódó atomok okozta fajlagos alakváltozás felírható, mint:

$$\varepsilon = \frac{d_A - r_0}{r_0} \quad (7)$$

Ahol: d_A - az alapfém atomjainak átmérője
 r_0 - az üres helyek mérete

Az üres helyek mérete és helye a különböző típusú rácsokban eltér egymástól.

Az intersticiósan oldódó elemek szilárdságnövelő hatása a következő módon számítható:

$$\Delta\sigma = G \cdot \varepsilon \cdot X_c \quad (8)$$

Ahol: a jelölések a (6)-nak megfelelően.

Az intersticiósan oldott atomok által okozott térfogatváltozás nem gömbszimmetrikus, torzító hatásuknak nyíróösszetevője is van, és ezért a csavardiszlokációkat is akadályozzák a mozgásban

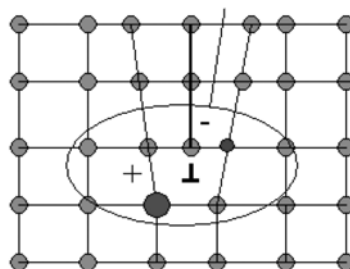
2.1.3. Rendezett rácsú szilárd oldatok

A rendezett rácsú szilárd oldatokban, mint pl. a β -fázis a sárgarézben (Cu-Zn ötvözet), és a hozzájuk hasonlító intermetallikus vegyületekben, mint pl. az AlNi_3 , FeNi_3 , Ti_3Al , FeAl , az atomok meghatározott helyet foglalnak el az elemi rácsban. Alakításkor, terheléskor a diszlokációk mozgása ezt a rendet megbontja, ún. antifázishatárt hoz létre, amelynek jelentős felületi energiája van. Az ilyen szerkezetű anyagok ridegen viselkednek, az alakíthatóságuk teljesen eltűnik. Az anti-fázishatár energiája olyan nagy lehet, hogy az anyag a külső erő hatására előbb eltörik, mintsem új, anti-fázishatár keletkezhetnék. Az ilyen fázishatárok energiája megfelelő ötvözéssel csökkenthető, sőt megszüntethető és összefüggő (koherens) fázishatárrá is átalakítható, mint pl. a nagy hőmérsékleten üzemelő turbinalapátok esetében.

2.1.4. Kölcsönhatás a diszlokációk és az oldott elemek között

A diszlokációk és az oldott elemek közötti kölcsönhatás okozta szilárdságnövekedés abból ered, hogy minden oldott atomnak más a helyigénye, mint az alapanyag atomjéé. Ennek eredménye, hogy az oldott atomokat kisebb-nagyobb rugalmasan torzult tartomány veszi körül. A diszlokációkat körülvevő feszültségtér szintén rugalmasan torzult. A két torzult tartomány között olyan kölcsönhatás alakul ki, amely a diszlokációk mozgását akadályozza, ami makroszkopikusan az anyag szilárdságának a növekedésében nyilvánul meg.

Az intersticiósan és a szubsztitúciósan oldott elemek meg tudják szállni a diszlokációk által torzult helyeket, így létrejöhét, az ún. Cottrell-felhő (4. ábra).

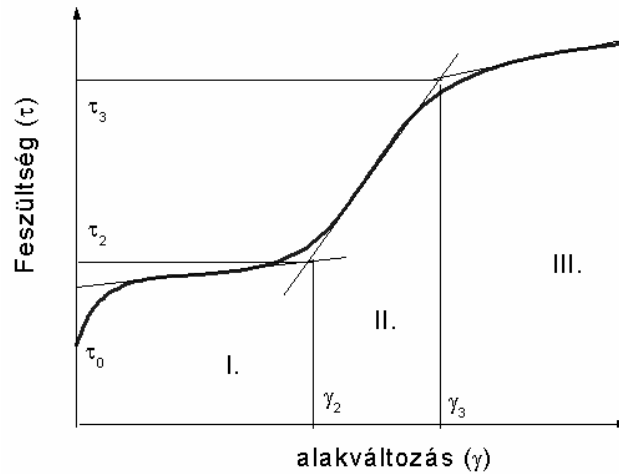


4. ábra: Cottrell-felhő – az alapfém atomjainál kisebb atomok a csúszósík felett (a nyomott zónában), a nagyobbak a csúszósík alatt (a húzott zónában) helyezkednek el

2.2. Az alakítás hatása

2.2.1. A képlékeny alakítás hatása egykristályos reális fémekre

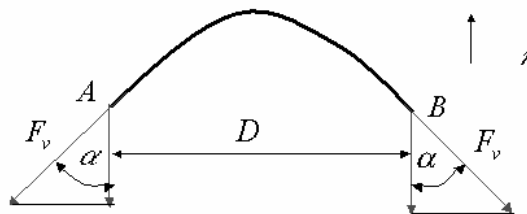
Reális egykristály teljes alakváltozási folyamata a feszültség (τ)- alakváltozási (γ) görbén követhető nyomon (5. ábra).



5. ábra: Egykristály képlékeny alakváltozásának jellegzetes szakaszai

Az egykristály képlékeny alakváltozása három jellemző szakaszban történik:

1. *Az egyszerű csúszás szakasza*, amikor egy csúszási rendszeren megy végbe az elcsúszás. Az alakváltozás során a diszlokációk száma az ún. Frank-Read-forrásból eredően megsokszorozódik. Egy-egy Frank-Read-forrás több száz új diszlokációt képes gerjeszteni és növelni a diszlokáció sűrűséget, úgy, hogy a terhelő feszültség a két pontban rögzített diszlokációt kihajlítja, majd zárt hurkot képezve visszatér az eredeti helyzetébe (6. ábra).



6. ábra: Diszlokációs hurok kihajlása

A terhelés közben megváltozik az erő és a kristály kölcsönös irányítottsága és a kristály úgy fordul, hogy előbb utóbb két csúszási rendszerben indul meg az elcsúszás. Az alakváltozás ettől kezdve bonyolulttá válik.

2. *Az összetett csúszás szakasza*, amikor legalább két csúszási rendszeren megy végbe az elcsúszás, a feszültség-alakváltozás görbe az 1. szakaszhoz képest meredekebbé válik, az alakítási keményedés erőteljesebb lesz.
3. *A keresztcsúszás szakasza*, amikor a rögzített diszlokációkat megkerülik a mögöttük lévő.

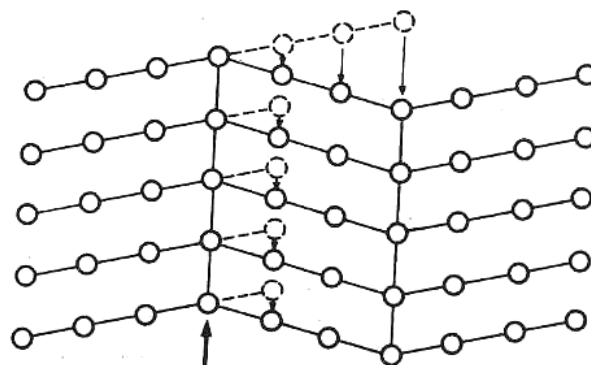
2.2.2. A képlékeny alakítás hatása polikristályos fémekre

A polikristályos anyagok nagyszámú, rendezetlen eloszlású kristallitszemcséből épülnek fel, amelyekben a kristálytani irányok és síkok elhelyezkedése is rendezetlen. A képlékeny alakváltozás a polikristallin anyagokban a terhelőerőkhöz legkedvezőbben orientált csúszási síkokban és irányokban indul meg.

A képlékeny alakváltozást a diszlokációk mozgása, elcsúszása, vagy azt ikerképződés teszi lehetővé az anyag rács típusától függő csúszási rendszerekben (1. táblázat). Az ikerképződés (7. ábra) a leginkább kedvezőtlen csúszási rendszerekkel rendelkező anyagokban működik.

Rácstípus	Csúszósík	Csúszás iránya	Ikersík
Lapközepes köbös	{111} 4 db	<110> 3 db	{111}
Térközepes köbös	{110} 6 db {112} {123}	<111> 2 db	{112}
Hexagonális	{0001} 2 db	<1120> 3 db	{1012}
Gyémánt rács	{111}	<110>	{301}
NaCl rács	{110}	<110>	

1. táblázat: Csúszósíkok és irányuk a különböző térrácsú anyagokban



7. ábra: Az ikresedés vázlatja

A reális, egyensúlyi szerkezetű fémekben is legalább $\rho=10^7-10^{10}/m^2$ a diszlokáció sűrűség. Ebben az állapotban a legkisebb a fémek folyáshatára az elméleti szilárdságához viszonyítva. A rekristallizációs hőmérséklet alatt végzett alakítás mértékének növelésével a diszlokációk száma, az alakított szemcsék energiaszintje és szilárdsága drasztikusan megnő. A diszlokáció sűrűség növekedésével, sokszorozódásával azok kölcsönhatása, kereszteződése egyre erősödik, a diszlokációk egymás mögött feltorlónak, mozgásuk egyre inkább akadályozottá válik, és csak egyre nagyobb feszültség hatására lesznek képesek további mozgásra, alakváltozás előidézésére. Ezt a jelenséget nevezik felkeményedésnek, alakítási keményedésnek (work hardening). A képlékeny hidegalakítás az egyfázisú, allotróp átalakulással nem rendelkező fémek szilárdságnövelésének egyedüli lehetősége.

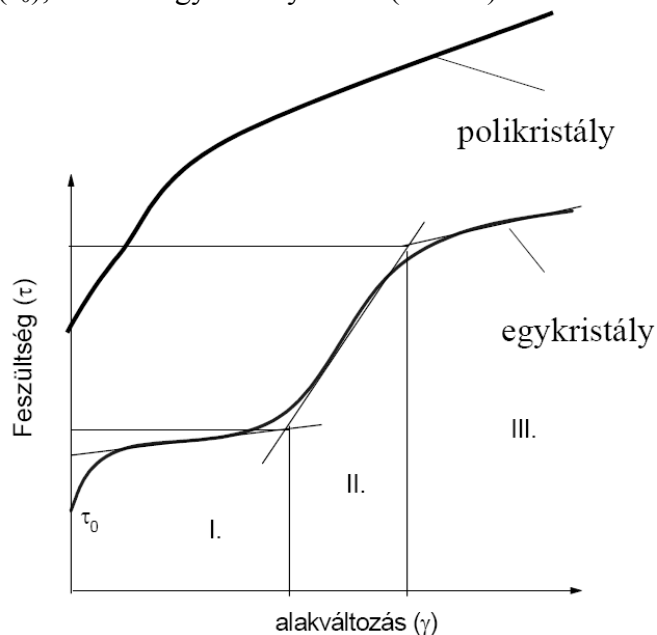
Az alakítás hatására jelentősen megnő a szerkezeti anyagok folyáshatára, az alakítási szilárdsága. Ez a jenség a felkeményedés a Nádai-féle hatványtörvénnyel írható le:

$$k_f = K \cdot \varphi^n \quad (9)$$

Ahol: k_f - alakítási szilárdság
 K - anyagtól függő együttható
 φ - alakváltozás mértéke
 n - keményedési kitevő

Az alakítási keményedés kedvezőtlen következménye, hogy az anyag alakváltozó képessége egyre inkább kimerül, az anyag elridegedik. Ezen kívül az egyenlőtlen alakváltozás következményeként belső feszültségek ébrednek és maradnak vissza az alakított darabban.

A polikristályos anyagok felkeményedésének jellege, alakváltozási görbéje eltér az egykristályokon tapasztaltaktól. A feszültség-alakváltozás görbén nem jelentkezik az 1. egyszerű csúszás szakasza. A polikristallitos darabban lényegesen nagyobb az alakváltozást megindító feszültség (τ_0), mint az egykristályokban (8. ábra).



8. ábra: Egykristály és polikristály feszültség-alakváltozás görbéinek összehasonlítása

A polikristályos anyagok esetén az alakváltozás a legkedvezőbb helyzetű, egymástól távol lévő csúszósíkokban indul el és erősen lokalizált formában jelenik meg. Majd a növekvő terhelés hatására egyre több, kedvezőtlenebb helyzetű csúszósík is működésbe lép, egyre vastagabb ún. csúszási kötegek, intenzív csúszási zónák alakulnak ki.

Az alakított anyagok felkeményedésének oka abban keresendő, hogy mozgásuk során a diszlokációk kölcsönhatásba, reakcióba lépnek egymással és a környezetükkel. A diszlokációreakciók következménye lehet többek között a diszlokációk számának jelentős szaporodása. Ezen kívül az alakítás hatására interszticiósan beékelődő atomsorok, vagy üres rácshelyek keletkezhetnek. Sőt, bekövetkezhet az ellentétes előjelű éldiszlokációk kioltódása, megsemmisülése is, ha azok közös csúszósíkokban találkoznak. Jelentős keményedést okoz pl. a diszlokációk metsződése más, a csúszósíkot keresztező diszlokációkkal. A csúszási kötegek, rétegek megtörnek, lépcsőssé válnak. A diszlokációk belső akadályoknál, a szemcsehatárokon feltorlódnak, sorakoznak. Egyes esetekben jelentkezhet a keresztcsúszás jelensége, ami azt jelenti, hogy a csavardiszlokációk kilépnek az eredeti csúszósíkjukból és más csúszósíkon folytatják a mozgásukat. Az alakítási keményedés erőssége ekkor kissé csökken (vö. 5. ábra 3. szakasza).

Az alakítás hatására a szemcsék igyekeznek befordulni a terhelő erő síkjába és egyre határozottabban kristálytani rendezettséget, irányítottságot vesznek fel. A szemcsék az alakítás irányában elnyúlnak, és kialakul, az ún. alakítási textúra, az alakított fém anizotroppá válik, mechanikai tulajdonságai iránytól függenek.

A fent leírt kölcsönhatások eredményeként az alakváltozás előrehaladtával a diszlokációk bonyolult térbeli vonalrendszert, mozaik-blokkoknak is nevezett, cellás hálózatot alakítanak ki egy-egy szemcse belsejében. A diszlokációk nagyobb része a cella-, mozaik-blokk határokon található. Ezen kis hajlásszögű határok erőssége, vastagsága nő az alakváltozás növekedésével, a kialakuló cellák mérete pedig csökken.

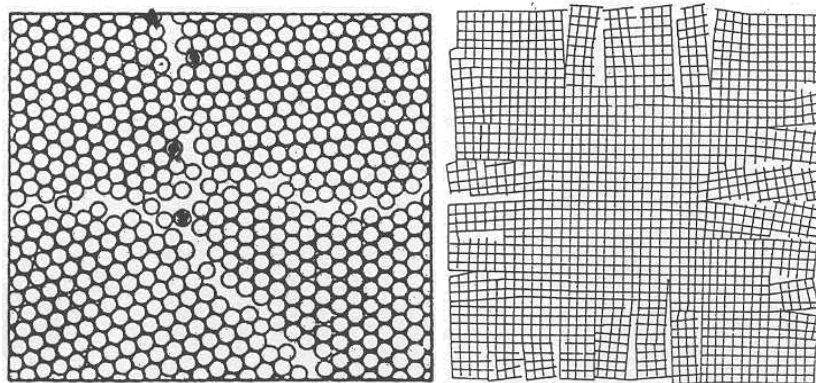
A cellás (blokkos) szerkezet kialakulása magában hordozza azt a lehetőséget, hogy az alakított anyagokban nagy hőmérsékleten végbe mehessen a rekristallizáció, az

újrakristályosodás jelensége. Az igen nagy diszlokáció sűrűségű (10^{15} - $10^{17}/\text{m}^2$) helyek csak a rekristallizációs hőmérséklet (T_{rekr}) alatt stabilak. Ennél nagyobb hőmérsékleten új szemcsehatárok keletkeznek lényegesen kisebb (10^8 - $10^{10}/\text{m}^2$) diszlokáció sűrűséggel.

2.3. A szemcseméret hatása

A polikristályos anyagokban az eltérő orientációjú szemcsék olyan szemcsehatárokkal kapcsolódnak egymáshoz, amelyek a kristályosodás vagy valamilyen átalakulás során keletkeznek (9. ábra). Megkülönböztetünk:

- nagyszögű határokat, széles $> 1..5^\circ$ eltéréssel
- kisszögű határokat, 1° -nál kisebb eltérésekkel, mint pl. szubszemcsék, poligonizált szemcsék, mozaik-blokkok, koherens zónák.



9. ábra: Nagyszögű szemcsehatár (baloldalon) és mozaikblokk (jobboldalon)

Az első csoportba tartoznak a tényleges szemcsehatárok, amelyekre az atomok rendezetlen elhelyezkedése, sok diszlokáció és üres hely jelenléte, sőt a szennyező elemek feldúsulása jellemző. A szemcsék közötti orientáció különbséget a határokon beékelődő éldiszlokációk sokasága egyenlíti ki.

A második csoportba tartoznak, az ún. szubszemcse és a mozaik-blokknak nevezett, diszlokációmentes tartományok határai. Ezek lehetnek nem összefüggő (inkoherens), vagy kötöttségekkel rendelkező, összefüggő (koherens) és félig összefüggő (szemikoherens) határok lényegesen kisebb felületi energiával.

A szemcsehatárok igen fontos szerepet játszanak a szerkezeti anyagok ridegségének és a szilárdságának a kialakulásában.

Egyrészt az erősen szennyezett, kis felületi feszültséggel rendelkező szemcsehatárok már kis terheléseknél is könnyen felrepedhetnek. Ezen kívül, minél durvább a szemcsék mérete, annál kisebb a törést (hasadást) okozó feszültség.

Ez következik a Griffith-féle egyenletből is:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2 \cdot G \cdot \gamma}{d}} \quad (10)$$

Ahol: σ - a törést okozó feszültség
 γ - felületi feszültség
 d - szemcseméret
 G - csúsztató rugalmassági modulus

Másrészt a szemcsehatárok igen hatásosan akadályozhatják a diszlokációk mozgását, és megnövelhetik a folyást elindító feszültséget. A szemcsehatároknál a csúszósíkok ugyanis

megszakadnak, nem folytatódnak, így a szemcsén belül mozgó diszlokációk nem tudnak átjutni az egyik szemcséből a másikba, hanem a határok előtt feltorlódnak, felsorakoznak. Minél nagyobb a szemcsehatár energiája, annál nehezebb újabb diszlokáció kijutása a felületre. A diszlokációk körül kialakuló feszültséget következtében taszítják egymást és csak egyre nagyobb terhelő erő hatására képesek kicsit továbbmozdulni, illetve mozgást kiváltani a szomszédos szemcsékben. Minél apróbbak a szemcsék, úgy egy adott térfogatban található szemcsehatárok összfelülete egyre nagyobb lesz és ezzel egyre több az akadály is a diszlokációk mozgásával szemben.

A Hall-Petch-összefüggés a folyáshatár és a szemcsék mérete között kapcsolatot írja le:

$$R_{p0,2} = \sigma_0 + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (11)$$

Ahol: σ_0 - kiinduló folyáshatár

k - szemcsehatár ellenállását jellemző akadályozási paraméter

d - szemcsék átlagos mérete

A Hall-Petch-egyenlet szerint a ferrit és a különböző acélok folyáshatára a szemcsenagyság négyzetgyökének reciprokával ($\frac{1}{\sqrt{d}}$) arányosan növekszik.

A szemcsefinomítás tehát egy igen hasznos szilárdságnövelő mechanizmus. Pl. a termomechanikusan alakított acélok esetében a szemcsenagyságot sikerült szuperfinomságúvá, 1 μm alá csökkenteni. Az ilyen acélok szívóssága is a legnagyobb az adott összetétel mellett.

2.4. Hőkezelés hatása

2.4.1. Második fázis hatása

A valóságos szerkezeti anyagokban, egyensúlyi állapotban gyakori a két- vagy több fázis együttes jelenléte. Ilyenkor a szilárdságnövekedés mértéke sok tényezőtől függ: milyen a két fázis szerkezete, alakja, mérete, eloszlása, szilárdsága, alakíthatósága, keményedése, a fázishatárok milyensége, energiája.

A két vagy több fázisú ötvözetek megjelenésének több lehetősége fordul elő:

- Két fém, vagy két szilárd oldat együttes jelenléte (pl. Dual phase acélok, Duplex saválló acélok)

- Szilárd oldat (fém fázis) és vegyület együttes jelenléte (pl. ferrit - cementit (Fe_3C) a perlitben, Co – WC keményfémek)

A második fázis megjelenési formájának és méretének is igen jelentős a hatása az ötvözetek keménységére és főleg az alakváltozó képességére, itt elsősorban a diszlokációmozgások számára rendelkezésre álló szabad úthosszra, és a második fázis alakja okozta bemetsző hatásra kel gondolni.

2.4.2. Martenzites átalakulás

Olyan fémekben és ötvözetekben, sőt kerámiákban játszódhat le, amelyekben allotróp átalakulás, vagy valamilyen rácsszerkezet átrendeződés, változás fordul elő. A kiinduló fázis és a keletkező fázis összetétele megegyezik.

A martenzites átalakulás diffúzió nélküli átalakulás. Tiszta vasban csak igen nagy lehűtési sebességgel ($T \geq 10^3 - 10^5$ °C/s) kerülhető el a diffúziós átalakulás és csak így várható el a martenzites átalakulás. A martenzites átalakuláshoz az ún. kritikus lehűlési sebesség (v_{krit}) elérése szükséges.

A martenzites átalakulás nagy túlhűtést igényel. Az M_s (martenzit start) hőmérséklet független a lehűlés sebességétől. Az acél összetételétől függően viszont jelentősen változik. Amennyiben a lehűlés hőmérséklete nem éri el a M_f (martenzit finish) hőmérsékletet, úgy a martenzit mellett maradék-(rest-) ausztenitnek nevezett szövetelem marad vissza a szerkezetben.

A martenzites átalakulás során a kiinduló fázis összetételének megfelelően rendszerint túltelített szilárd oldata, a Fe-C rendszerben erősen túltelített interoszticiós szilárd oldat keletkezik. A lapközepes térrácsú ausztenitben interoszticiósan jól oldódó C-atomok a gyors hűtés, edzés után a térrács térközepes köbössé való átalakulása után is lényegében a helyükön, oldatban maradnak (befagynak).

A rácstorzulás erősen lokalizált jellegű, csak a C-atomok környezetére terjed ki. Ezért a tetragonális martenzit elsősorban a nagyobb ($>0,2\%$) C-tartalmú acélokban keletkezik. A kis C-tartalmú acélokban létrejövő martenzit köbös szerkezetű marad.

Az ausztenit és a keletkező martenzit fajtérfogata lényegesen eltér egymástól. Ezért a martenzites átalakulás jelentős (3%) térfogat és az ebből fakadó méretnövekedéssel, illetve belső feszültségek keletkezésével jár együtt. A martenzites átalakulás kedvezőtlen következménye lehet az edzési repedések keletkezése, ha a fejtérfogat változással járó átalakulás nem egy időben játszódik le a darab különböző térfogataiban.

2.4.3. Kiválásos keményítés

A kiválásos keményedésnek nevezik a túltelített szilárd oldatból kiváló igen finoman eloszlott fázisok (kiválások- precipitátumok), vagy ötvözőkben dúsult zónák (szegregátumok) keletkezésének hatására bekövetkező keménység-, szilárdságnövekedést (precipitation hardening).

A kiválásos keményedés olyan ötvözetekben idézhető elő, amelyekben egy vagy több ötvöző korlátoltan oldódik (13.44 ábra) és képes igen kisméretű diszperz, egyensúlyi vegyületek, kiválások (precipitátumok), vagy nem egyensúlyi, különleges, 1-100 max. 500-1000 nm méretű, a fémes mátrixszal összefüggő (koherens) fázishatárú zónák (szegregátumok) létrehozására.

A kiválásos keményítés műveletből álló hőkezelés:

- oldó hőkezelésből, homogenizálásból (hevítés és hőntartás)
- intenzív hűtés
- szobahőmérsékleten, vagy kissé nagyobb hőmérsékleten való hőntartás, öregítés

2.5. Kompozit képzés hatása

Porkohászati úton ún. diszperziós keményítést végeznek (részecske erősítésű kompozit). Legtöbbször ún. mechanikus ötvözéssel (mechanical alloying) valamilyen lágy, képlékeny mátrixhoz igen kemény, rideg, nagy olvadáspontú, stabil, nem folytonos, kisméretű (~100-1000 nm) részecskéket: oxidokat, vegyületeket, karbidokat, nitrideket, stb. kevernek. A diszperziós keményítés tehát a részecskékkel erősített kompozitgyártás egyik különleges változata. Az ilyen ötvözetekben, kompozitokban a második fázis mennyisége nem változik a hőmérséklet növelésével, ezért az ilyen ötvözetek szilárdsága csak kisebb mértékben csökken a hőmérséklet emelkedésével, tehát jobb a melegszilárdsága, mint a kiválásosan keményített ötvözeteké.

Szálerősítéses kompozitokban a lágy anyagok nagyszilárdságú szálakkal való erősítése során a terhelés az alapanyagról átadódik, átrendeződik a szilárdabb szálakra.

2.6. Különleges eljárások hatása

2.6.1. Irányított dermedés

Több alkotós ötvözetek szabályozott, irányított kristályosításával lehetőség nyílik azonos irányban növekvő, szálas, tűszerű, lemezes kiválásokkal tűzdelt rendezett, a hőelvonás irányával párhuzamosan növekvő, oszlopos szemcseszerkezet kialakítására, sőt megfelelő körülmények között akár egykristályos szerkezetek előállítására is lehetőség van. Ezzel a módszerrel kialakított mikro szerkezetekkel kihasználják a kristályos anyagok anizotróp viselkedéséből eredő tulajdonságokat a különböző kristályirányokban.

Mind az irányított kristályosítással előállított, mind az egykristályos szuperötvözetek lényegesen nagyobb melegfolyáshatárral és időtartam szilárdsággal rendelkeznek, mint ha csak szilárdoldatos, vagy kiválásosan keményedő ötvözetek lennének. Az egykristályos szerkezetek előállítása ugyan többbe kerül, mint az irányított dermedés technológiája. Ciklikus igénybevételeket jobban elviselik azok a szerkezetek, amelyekben nincsenek szemcsehatárok.

2.6.2. Besugárzás okozta felkeményedés

A neutron besugárzás során (atomerőművekben) a neutron becsapódás hatására ütközések sorozata játszódik le az atomok között. Egy-egy becsapódó nagyenergiájú neutron csak többszöri ütközés után veszíti el az energiáját, miközben számos atomot kiüt a helyéből és kb. 100 üres rácshelyet kelt az anyagban és ennek megfelelő számú saját fajtájú atomot kényszerít iterszticiós helyzetbe (kb. 200 un. Frenkel-hibapár jelentkezik). Ilyen nagyszámú hiba még a hőmérséklet növelésének hatására is csak kis mértékben tud rendeződni. A besugárzás hatásaként keletkező ponthibák jelentősen megnövelik a legtöbb besugárzott szerkezeti anyag szilárdságát. A meg nem semmisült ponthibák egy része az éldiszlokációkon és a krisztrallit határokon, szabad felületeken, üregképződésével elnyelődik. Az üregképződés a szerkezeti elemek térfogatának megnövekedéséhez, duzzadásához (swelling) vezet.

3. Felhasznált irodalom

Artinger I.: *A szilárdságnövelés lehetőségei*, készülő elektronikus tankönyv, Budapest, 2010.

Artinger I., Csikós I., Krállics Gy., Németh Á., Palotás B.: *Fémek és kerámiák technológiája*, Budapest, 2000.

Prohászka J.: *A fémek és ötvözetek mechanikai tulajdonságai*, Budapest, 2001.

Prohászka J.: *Bevezetés az anyagtudományba I*, Budapest, 1997.

Németh Á.: *Gépszerkezetek anyagai*, előadás jegyzet, 2008

Krállics Gy.: *Szilárdságnövelés*, Anyagtudomány MsC előadás jegyzet, 2010.

Krállics Gy.: *Egykristály és polikristály képlékeny alakváltozása*, Anyagtudomány MsC előadás jegyzet, 2010.