



A kúszásálló, Ni-alapú anyagok látványos fejlődése

PROHÁSZKA JÁNOS – DOBRÁNSZKY JÁNOS – KRISTYÁKNÉ MARÓTI GIZELLA

A szuperötvözetek látványos fejlődése egyértelműen igazolja az anyagtudomány meghatározó szerepét a műszaki haladásban. A nagyobb üzemi hőmérséklettel együtt járó kisebb üzemanyag-fogyasztás olyan hajtóerő, amely a világ K+F-kapacitásának jelentős részét irányítja erre a területre.

Bevezető

A fémek és ötvözetek rácsszerkezetének és benne a kristályhibák természetének és viselkedésének megismerése a külső feltételek (a hőmérséklet, a terhelés, a koncentráció, stb.) megváltozásának hatására, látványos fejlődést hozott a szerkezeti anyagok terén az utóbbi évtizedekben. Ennek talán a legeredményesebb példáját a nagy hőmérsékleteken is huzamosan terhelhető Ni-alapú szuperötvözetek mutatták, ill. mutatják, mert fejlesztésük még jelenleg is nagy erőfeszítéssel folyik. A legnagyobb feltűnést az okozta, hogy amíg a Fe-alapú ötvözetek tartós terhelés melletti üzemi hőmérséklete – még a nagymennyiségű ötvözőt tartalmazóké sem – nem nagyobb 600 °C-nál, addig a Ni-alapú

szuperötvözetekből készült gázturbinalapátokat 1300 °C-os befűvott gázzal működtetik. Ez azért feltűnő, mert a vas olvadáspontja 1535 °C, a nikkelé pedig 1455 °C. Vagyis a vasnál 80 fokkal alacsonyabb olvadáspontú nikkelbázisú ötvözetek 700 fokkal nagyobb hőmérsékletű üzemelésnél is biztonságosan terhelhetők. Ennek a rendkívül nagy eltérésnek az az alapja, hogy a felületen középpontos köbös (a továbbiakban *fcc*) szerkezetű, fő tömegében szubsztitúciós szilárd oldatú mátrix mikroszerkezetét a már említett anyagtudományi ismereteket felhasználva az ún. *material tailoring* módszerével úgy fejlesztették ki, hogy az a képlékeny alakváltozással szemben még az adott hőmérsékleten üzemelő gázturbinákban is kitűnően megfelel.

A kúszás mikromechanismusai

A következőkben azokat a mikroszerkezeti vonásokat mérlegeljük, melyek egyrészt a szóban forgó ötvözeteket jellemzik, másrészt azokat a mikromechanismusokat mutatjuk be, melyek képlékeny alakváltozásra vezetnek, ill. amelyek az alakváltozást akadályozzák, mert mindezeknek az ismerete tette lehetővé az említett mikroszerkezetek tudatos megvalósítását, a szóban forgó eredmények elérését.

A szilárdság és a képlékenység a fémek anyagokban egymástól el nem választható tulajdonságok. Elég

itt arra utalni, hogy minden szilárdsági tulajdonság mérőszámát, valamilyen terhelésnek, feszültségnek (vagy erőnek) és az általa okozott alakváltozásnak a segítségével fejezzük ki. Így pl. a rugalmassági határ az a legnagyobb feszültség, mely az anyagban még nem okoz képlékeny alakváltozást, az egyezményes folyáshatár az a feszültség, mely a megadott mértékű képlékeny alakváltozást idézi elő, a keménységmérő szám azt mutatja, hogy adott alakú szerszám, meghatározott erő hatására az anyag felületén milyen nyomot hagy stb.

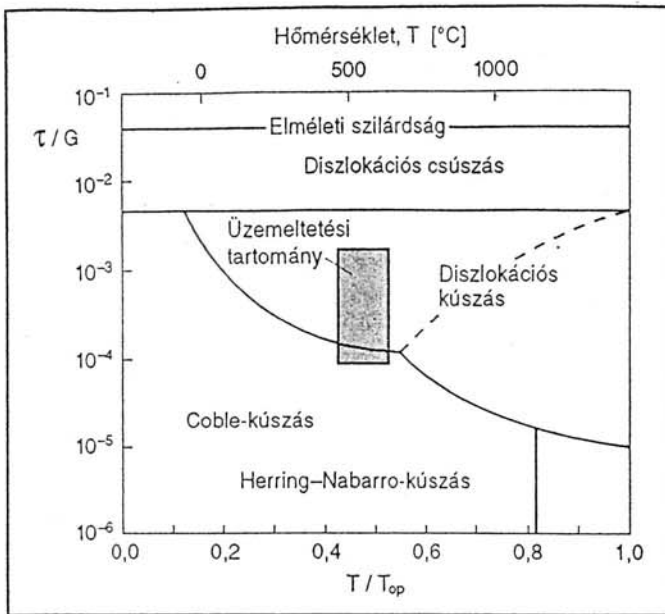
Az így összetartozó szilárdságnak és alakváltozásnak a mikroszerkezeti jellemzői azonosak és ezért a két tulajdonság – szinte kizárólag – csak együttesen változtatható. Ennek megfelelően a folyáshatár az a feszültség, mely a diszlokációkat irreverzibilis mozgásra kényszeríti. Mind a szilárdságot, mind a képlékenységet egyszerre lehet csak változtatni a diszlokációk mozgásának akadályozásával, vagy elősegítésével attól függően, hogy nagyobb szilárdságú, vagy jobban alakítható ötvözet előállítása a feladat. Lényeges különbség van azonban a kis és a nagy hőmérsékleteken huzamosan terhelte ötvözetek alakváltozásra vezető mikromechanismusai között.

Már eddig is többször szerepelt a kisebb, nagyobb hőmérséklet kifejezés. Ezt a pongyolán megfogalmazott feltételt a *homológ hőmérséklet* teszi a műszakiak számára kézben tartatóvá, mely a szóban forgó hőmérsékletnek és az olvadáspontnak Kelvinben kifejezett hányadosa. Ennek a fogalomnak legszemléltetesebb értelmezését az egyre jobban terjedő, ún. *alakváltozási mechanizmus térképek* (*deformation mechanisms map*) teszik lehetővé. Az I. ábra szemléltet egy ilyen diagramot, melynek vízszintes tengelyén a homológ hőmérséklet,

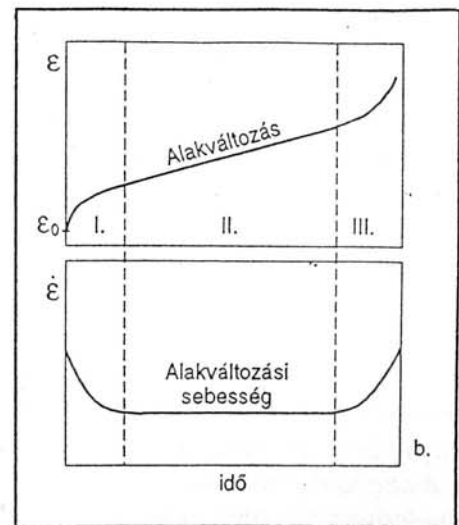
Prohászka János az MTA rendes tagja, egyetemi tanár, 1950-ben szerzett gépészmérnöki oklevelet a BME-n. Kandidátusi értekezésében diffúziós problémákkal, műszaki doktori értekezésében kristályhibákkal foglalkozott. Akadémiai székfoglaló előadásában a minőség és a termodinamikai bizonytalanság kérdését elemezte. Az MTA Műsz. Tud. Oszt. elnöke. Alami díjas. 1980 óta a GTE, 1982 óta a CIRP, 1995 óta egyesületünk tagja.

Dobránszky János diplomáit 1986-ban és 89-ben szerezte a BME Gépészmérnöki Karán. 1993-ban egyetemi doktori címet szerzett „Bőrrel mikroötvözött acélhuzal gyors hőkezelése” c. dolgozatával. Az MTA Fémtechnológiai Tanácski Kutatócsoportban dolgozik.

Kristyákné Maróti Gizella 1964-ben szerzett gépészmérnöki oklevelet a BME-n. Műszaki doktori disszertációját hőkezelési témában védte meg. Jelenleg a Műszaki Biztonsági Vizsgáló és Tanúsító Intézetben dolgozik.



1. ábra.



2. ábra.

a függőlegesen pedig az ún. normalizált feszültség, a húzófeszültségnek és a Young-modulusnak, vagy a kritikus csúsztató feszültségnek és a csúsztató rugalmassági modulusnak a hányadosa szerepel. Mindkét tengely logaritmikus léptékű. Egy ilyen térkép, vagy diagram egy meghatározott összetételű és adott krisztallit-méretű ötvözetre vonatkozik, mert a krisztallitméret is, nagymértékben változtatja a terhelhetőséget, ahogy azt a *Hall-Petch összefüggés* kifejezi. A bemutatott ábra a tiszta Ni-re vonatkozik, 100 μm átlagos krisztallitméret mellett.

Az egyszerűsített „térkép” öt területet tartalmaz, melyek mindegyikében más-más mikromechanizmus vezet a képlékeny alakváltozásra, attól függően, hogy milyen homológ hőmérsékleten, mekkora normalizált feszültség terheli az anyagot. A későbbiekben részletesen bemutatjuk a kúszás során működő mikromechanizmusokat, annyit azonban már most megemlítünk, hogy a két felső vízszintes vonallal elválasztott tartományban azok a mechanizmusok működnek, melyek minden hőmérsékleten végbemennek, ha a terhelés elég nagy ahhoz, hogy a reális szerkezetben a diszlokációkat irreverzibilis mozgásra készítse. A legnagyobb terheléseknél a kritikus, vagy elméleti szilárdságnál azokban az anyagokban indul meg az alakváltozás, melyek nem tartalmaznak diszlokációkat.

Az alsó három terület mikromechanizmusai ($\tau/G \leq 5 \times 10^{-3}$ terhelések) a kúszásra terhelt anyagokban vezetnek képlékeny alakváltozásra. A *diszlokációs kúszásnál* a terhelő feszültség kisebb, mint amekkora azokat egyedül mozgásra készíti, ezért az anyagban termikus aktiválás hatására olyan folyamatok mennek végbe, melyek a diszlokációkat mozgását elősegítik. A *Herring-Nabarro kúszás* az üres rácshelyeknek a feszültség hatására a kristályon belül irányított diffúziós mozgása okozza, és végül a kisebb hőmérsékleten és kisebb terhelésre a *Coble-mechanizmus* jellemző, melynél a ponthibáknak a krisztallithatókon végbemenő diffúziója okozza az alakváltozást.

Az ábrában szereplő alakváltozási mikromechanizmusok működésének akadályozására alkalmas mikroszerkezetet tudományos megalapozottsággal dolgozták ki a szuperötvözeteknél. Ezeknek a mikroszerkezeti vonásoknak a bemutatására vegyük először sorra azokat a mikromechanizmusokat, melyek képlékeny alakváltozásra vezetnek a fémek szerkezeti anyagokban.

A képlékeny alakváltozás mikromechanizmusai:

1. a diszlokációk mozgása, csúszás vagy mászás révén,
2. a krisztallitok relatív elmozdulása a közös határon,
3. a ponthibák feszültség hatására irányított diffúziója,

4. az ikresedés és
5. a könyökösödés.

A felsorolás két utolsó mechanizmusa a kúszásra terhelt ötvözetekben nem vesz részt, csak a teljesség kedvéért kaptak itt helyet. A kúszás-álló anyagok mikroszerkezetének az a feladata, hogy az első három alakváltozási mechanizmust akadályozza, ill. működését jelentősen gátolja. Ennek érdekében olyan mikroszerkezetet kell előállítani, mely megnehezíti a diszlokációk mozgását. Erre az alábbi lehetőségeket ismerjük:

A diszlokációk mozgását akadályozó mikromechanizmusok:

- a) nagy diszlokációsűrűség,
- b) ponthibák:
 - üres rácshelyek és
 - saját fajtájú interstíciós atomok,
 - idegen atomok:
 - szubsztitúciós és
 - interstíciós helyeken,
- c) krisztallithatók (kis vagy nagyszögűek),
- d) az alapanyagtól eltérő fázisok,
- e) fázishatók (koherens, szemikoherens, vagy inkoherens szerkezettel),
- f) ikerhatárok
- g) rétegződési hibák.

Az 1. ábrán már láttuk, hogy az alakváltozási mechanizmusok a feszültség és hőmérséklet-tartományok szerint változnak. A kúszás-álló ötvözetek mikroszerkezetének jellemzői is ugyanilyen tartomá-

nyokra oszthatók, attól függően, hogy melyik mechanizmust akadályozzák. A kúszás során is megváltozik az egyes mechanizmusoknak a hozzájárulása az alakváltozáshoz és ezért azokat a kúszási görbéhez csatoltan mutatjuk be.

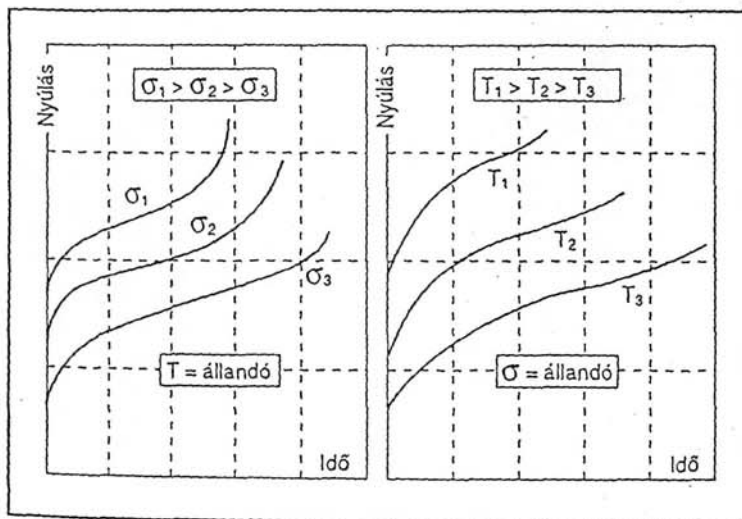
A 2. ábra egy kúszási diagramot mutat, amit rendszerint három szakaszra bontanak. A terhelés pillanatában az anyag azonnal megnyúlik valamilyen ϵ_0 értékre, mely attól a terheléstől függ, mely a mérés során állandó. Az esetek többségében nem a feszültség, hanem a terhelő erő állandó. Ugyanis a gyakorlat számára fontos megnyúlás a kúszás során nem haladhatja meg az 1%-ot és ez a keresztmetszet-csökkenésben még 1%-nál is kisebb, így lényegtelen az eltérés a két paraméter között. A 2a. ábrában bejelölt I. szakasz az átmeneti kúszásnak, melynek során az $\dot{\epsilon}$ alakváltozási sebesség folyamatosan csökken. Leírására két összefüggés található az irodalomban: kis hőmérsékleteken az

$$\epsilon_I = a \log t \quad (1)$$

kifejezés, nagyobb hőmérsékleteken pedig az

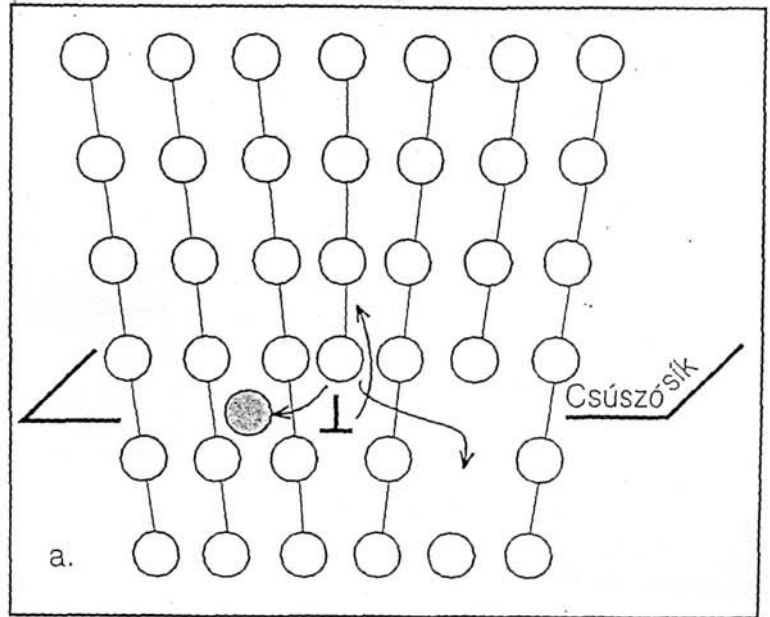
$$\epsilon_{II} = \beta t^{1/3} \quad (2)$$

egyenlet szolgál. Az első esetben az alakváltozási sebesség rövid idő alatt szinte 0-ra csökken, a nyúlás gyakorlatilag nem nő tovább. Ez a *logaritmi-kus*, vagy α *kúszásnak* a tartománya. A második esetben a kúszási sebesség szintén folyamatosan csökken, de egy állandó értékhez tart, amint azt a 2b. ábra szemlélteti. Ezt a sa-

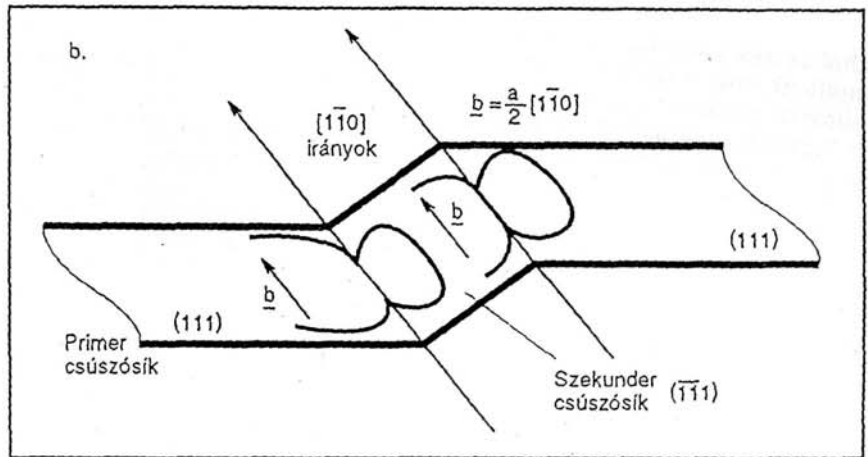


3. ábra.

4.a. ábra.



4.b. ábra.



kaszt β , vagy *Andrade-kúszásnak* nevezik. A folyamatosan csökkenő alakváltozási sebesség arra utal, hogy az első szakaszban az alakítással szembeni ellenállás szakadatlanul nő. Az ún. *állandó állapotú* szakaszt (II.) az alakváltozási sebesség állandó értéke jellemzi. Leírására az

$$\epsilon_{II} = \kappa t \quad (3)$$

kifejezést ajánlja az irodalom. Az a tény, hogy az alakváltozási sebesség nem változik, azt mutatja, hogy az alakítással szembeni ellenállás ebben a szakaszban állandó marad. Ez pedig csak úgy lehetséges, hogy az alakváltozás okozta keményedést valamilyen megújulási folyamat eltünteti. Ezt a részét a kúszásnak, mint a keményedés és a megújulás egyensúlyának a szakaszát is szokták emlegetni.

Amíg az I. szakaszban az alakváltozási sebesség lényegében nem függ a hőmérséklettől, a kúszásnak ez a II. szakasza erős hőmérséklet-függést mutat, nevezetesen a (4) egyenlet szerint változik a hőmérséklettel, ha a feszültség állandó. Erre utal az indexben szereplő σ jel is:

$$\dot{\epsilon}_0 = \left(\frac{d\epsilon}{dt}\right)_0 = \text{konst} \exp\left(\frac{-Q}{kT}\right) \quad (4)$$

Az exponenciális hőmérséklet-függésből következik, hogy ebben a szakaszban nagy szerepe van a termikus aktiválásnak. Az alakváltozási sebesség azonban a feszültségtől is függ. Az alábbi kifejezés szerint változik az alakváltozási sebesség a feszültség függvényében akkor, ha a hőmérséklet állandó:

$$\dot{\epsilon}_T = \left(\frac{d\epsilon}{dt}\right)_T = K \cdot \left(\frac{\sigma}{E}\right)^n \quad (5)$$

ahol az n és K konstans. Itt meg kell említeni, hogy a zárójelben az alakváltozási mechanizmus térképeknél is használt, normalizált feszültség szerepel. A két szakaszt együttesen nagyon jól leírja a (2) és (3) összefüggésekből adódó kifejezés:

$$\epsilon_{1,II} = \beta t^{1/3} + \kappa t \quad (6)$$

Annak oka, hogy a két összefüggés külön is szerepel az, hogy a két szakaszban eltérőek a mikromechanizmusok.

A harmadik szakasz a törésbe toroklik. Az alakváltozási sebesség ebben a részben egyre nő, míg a próbatest el nem tör. A törés milyenségét nagyon erősen befolyásolja az, hogy milyen alakváltozás után jutott el az anyag a III. szakasz kezdetéig. Ha a gyakorlat számára legfontosabb tartományt, azt a maximális határterhelést keresik, mely az anyagot 100 000 óra alatt mindössze 1%-ra nyújtja meg (ez általános követelmény a kúszásnak kitett anyagoknál), akkor a szakadás kontrakció nélkül következik be, mert az adott minimális alakváltozás nem az anyag külső geometriájában okoz keresztmetszet-csökkenést, hanem belső üregek keletkeznek a próbatestben. Ha azonban a kúszás során az alakváltozás mértéke nagy, akkor természetesen az állandó terhelő erő kontrakciót fog okozni. A „szakadás” jelentős eltéréseket mutathat és az a korábbi két szakaszban elvi-

selt alakváltozástól függ. A szakadás azért került idézőjelbe, mert ez tulajdonképpen az a folyamat, amit a szakirodalom *rupture* néven ismer. A rupture-mérést úgy végzik, hogy egy adott hőmérsékleten, meghatározott erővel megterhelik a próbatestet és mérik az elszakadáshoz szükséges időt. A tapasztalat azt mutatja, hogy ez gyakorlatilag egy olyan mérőeszköz, melyet úgy foghatunk fel, mint olyan kúszási vizsgálatokat, melyeknél egyre nagyobb a terhelő erő. Ha ezeknek a méréseknek a nyúlását az idő függvényében a 2a. ábrához hasonló diagramban ábrázoljuk, a 3. ábra adódik, amit a szakönyvekben a kúszási görbékre jellemzően is megadnak.

Az α -kúszás és a β -kúszás

A kúszási folyamatok egyes szakaszaiban uralkodó mikromechanizmusok közül az átmeneti szakaszban két folyamat szerepel attól függően, hogy az alakváltozás okozta keményedés megmarad, vagy azt bizonyos mértékig megújulási jelenségek csökkentik. Ettől függően ezeket az α - vagy a β -kúszásba sorolják.

Az α -kúszás során, de ez bizonyos fókuszra is igaz, olyan mikrofolyamatnak kell működnie, mely az idő során kimerül, vagy legalábbis csökken. A legegyszerűbbnek az a kép tűnik, hogy a feszültség először a legkönnyebben működő diszlokációs forrásokat hozza működésbe, majd ezek kisebb-nagyobb akadályokba ütközése miatt sor kerül a nehezebben működő források megindulására is. Ezek azonban a logaritmusos kúszás esetében előbb-utóbb majdnem teljesen megszűnnek. A termikus aktiválás itt nem jöhet szóba, mert az egész folyamat alacsony hőmérsékletekre vonatkozik.

A β -kúszás tulajdonképpen az α -kúszással együtt megy végbe. A két folyamat nem válik el teljesen egymástól. A következőkre is mindig igaz, hogy csak „uralkodó” mechanizmusról lehet beszélni, mert azzal együtt más mechanizmusok is működnek, noha sokkal kisebb mértékben járulnak hozzá az alakváltozáshoz, mint az uralkodó mechanizmus. Ebben a szakaszban megújulási folyamatok is részt vesznek, ami itt

azt jelenti, hogy a keményedést okozó diszlokációsűrűség nem nő olyan mértékben, ahogy az az alakváltozás mértékéből következne. Erre a hőmérséklettől függően két lehetőség kínálkozik: egyrészt a diszlokációk keresztcsúszással kerülnek más csúszósíkra és megsemmisíthetik egymást, másrészt mászással juthatnak másik síkra, ahol ugyanazok az események mennek végbe. Az első eset a kisebb, a második a nagyobb hőmérsékleteken dominál.

A 4. ábra mutatja a két mikromechanizmust. A 4.a. ábra a mászást vázolja: amint az éldiszlokáció egy, a csúszósíkjába eső kiváláson fennakad, az akadály (kiválás) mögötti részhez ponthibák, üres rácshelyek kapcsolódnak, és azok a diszlokációnak a csúszásban akadályozott részét (az ábra szerint) feljebb lévő síkra emelik. A diszlokáció ezzel átjut („átmászik”) az akadályon. A 4b. ábra a csavardiszlokáció keresztcsúszását szemlélteti. A csavardiszlokáció vonala és a b Burgers-vektora párhuzamos, ezért nincs határozott csúszósíkja. Így ha két csúszósík metszéspontjába kerül, átcsúszhat a metszéspontba a másikra, és azzal kerül meg az akadályt. A keresztcsúszáshoz tulajdonképpen elég a terhelő feszültség is ha értéke elegendően nagy, emiatt kisebb feszültségnél ez a mechanizmus a meghatározó a megújulási folyamatban, míg a nagyobb hőmérsékleten a diffúzió szállít megfelelő mennyiségű ponthibát az extrasíkokhoz, hogy a mászás létrejöhesse.

Az állandó állapotú, másodlagos kúszás

Általánosan elfogadott, hogy az állandósult állapot annak a következménye, hogy az alakváltozás okozta keményedést a megújulási folyamatok kiegyenlítik. Mivel a diszlokációk okozzák az alakváltozás nagy részét, azoknak ki kell szabadulniuk azokból a diszlokációkban felhalmozódott tartományokból (*pile up regions*), amit a képlékeny alakváltozás létrehoz. Az éldiszlokációk mászással a csavardiszlokációk keresztcsúszással képesek erre. A meghatározó mechanizmus azonos azzal, ami a β -kúszást is megszabja. Hogy mégis gyökeresen különbözik a két szakasz



egymástól, annak az az oka, hogy a β -kúszás végénél a ρ diszlokációs-sűrűség olyan nagyra válik, hogy a diszlokációk elég közel kerülnek egymáshoz, emiatt a megújulás sebessége azonos lehet a keményedéssel. A diszlokációk átlagos távolsága a diszlokáció sűrűségének négyzetgyökével arányos és így sokkal rövidebb a mászáshoz szükséges távolság, mint az előző szakaszban, ami ebben az esetben lehetővé teszi a sokkal gyorsabb megújulást.

A diszlokációk eloszlása is megváltozik közben. Kiszögű határokbá rendeződnek és az alakváltozás okozta diszlokációk egy része a szubhatárokat alkot, miközben a cellák belsejében a diszlokációs-sűrűség gyakorlatilag változatlan marad. A mászáshoz az atomok diffúziója szükséges és ennek megfelelően az aktiválási energia, ami a folyamatra jellemző, azonos a diffúzió aktiválási energiájával a kúszásnak ebben a szakaszában.

Kúszás a kristallithatárokon végbemenő elcsúszással

A polikristallin próbatetekben a kristallitok elcsúszhatnak egymáson. Ennek az a geometriai feltétele, hogy az egymáson elcsúszó felületek görbülete legyen azonos, teljesül ugyan, de e mellett állandónak is kell lennie a felület mentén. Ezt nem teljesíti, csak a sík, a gömb, a csavarfelület és a hengerfelület. Ilyen

kristallithatárok nincsenek. Ennek ellenére a bizonyítékok azt mutatják, hogy bekövetkezik az elcsúszás a kristallithatárokon. A feszültség hatására a kristallitok némi elmozdulásra azonnal képesek, de ennek mértéke kicsi. A határok felületi egyenlőtlenségei a nagyobb mértékű elmozdulást megakadályozzák. A kiugrásokra nehezedő helyi feszültség azonban megnő az alakváltozás ezeken a helyeken, így itt bekövetkezik a helyi újrakristályosodás. Ezzel a határ simább lesz és a további elcsúszás könnyebbé válik.

A kristallithatárokon keresztül menő felületi karcok eltolódása és az a tény, hogy a próbatetek sima felületeiből a kristallitok kiemelkednek vagy besüllyednek bizonyítja a kristallithatárok mentén végbemenő alakváltozást.

A Herring-Nabarro kúszás

A húzásra terhelt kristallitoknak a terhelésre merőleges felületein a feszültség hatására megnő az üres rácshelyek koncentrációja, a vele párhuzamos felületeken pedig csökken. Kialakul egy üresrácshely-koncentrációgradiens és megindul a vándorlás, a gradienssel szemben. Azonban minden üres rácshely elmozdulással azonos időben és azonos mértékben egy atomnak is el kell mozdulnia az ellenkező irányba.

Ez okozza azt, hogy a kristallitok a terhelés irányában megnyúlnak. Az 5. ábra mutatja vázlatosan az üres rácshelyek mozgásának irányait (5.a. ábra) valamint a kristallitot megnyúlt (5.b. ábra) állapotú: A ponthibák elmozdulása okozza a kristallitoknak a megnyúlását. A kúszási sebességet az alábbi összefüggés adja:

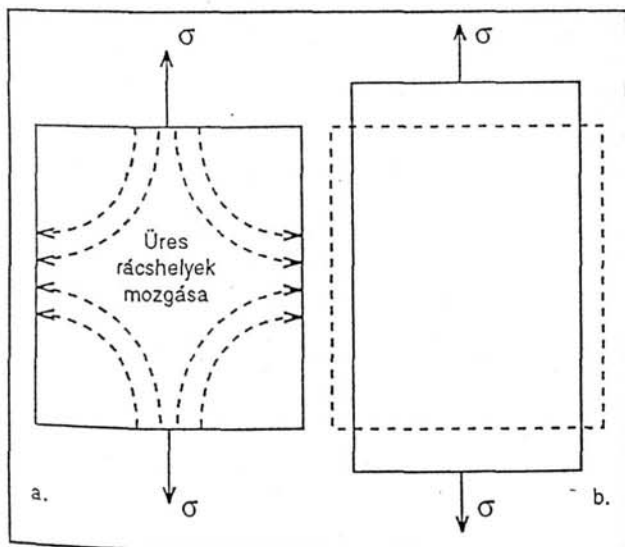
$$\dot{\epsilon}_{H-N} = \frac{2Dgb^3}{\alpha d^2 kT} = B_{H-N} \frac{D\sigma\Omega}{d^2 kT} \quad (7)$$

ahol D az üres rácshelyek diffúziós tényezője, mely magában foglalja a diffúziós út hosszúságát is, a terhelő feszültség, $b^3 = \Omega$ az atomi térfogat, α egy állandó, d a kristallitok átlagos mérete, k a Boltzmann-állandó és T az abszolút hőmérséklet, a konstans pedig jó közelítéssel: $B_{H-N} \approx 10$.

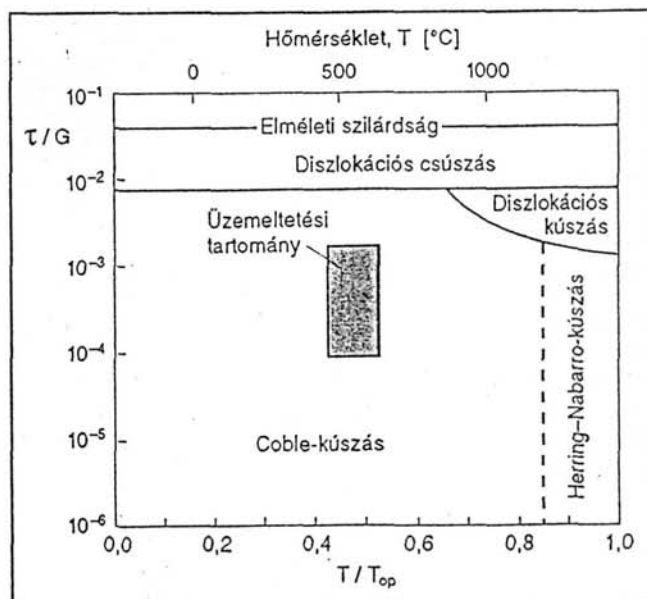
A Herring-Nabarro-kúszás $T \geq 0,8 T_m$ hőmérsékleteken és hozzávetőlegesen $\sigma \approx 10^6 \text{ N/m}^2$ feszültségtartományban az uralkodó mechanizmus. Ha a feszültség nagyobb, akkor a diszlokációs mechanizmusok okozzák az alakváltozás nagyobb részét.

A Coble-kúszás

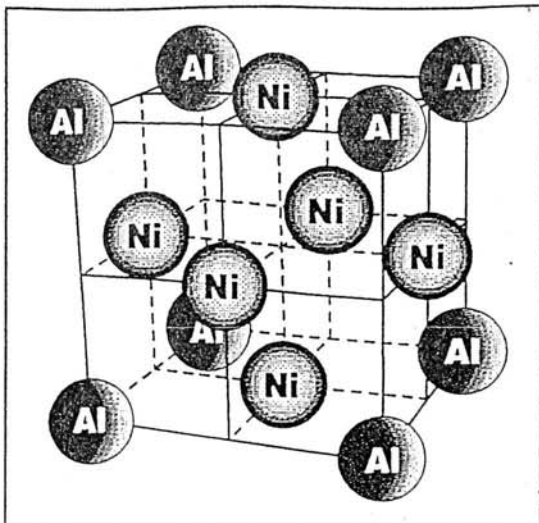
Az üres rácshelyek nemcsak a kristallitokon keresztül mozogva okoznak alakváltozást, hanem akkor is, ha a kristallithatárok mentén diffundálnak. A folyamat hasonló a Herring-Nabarro-mechanizmushoz.



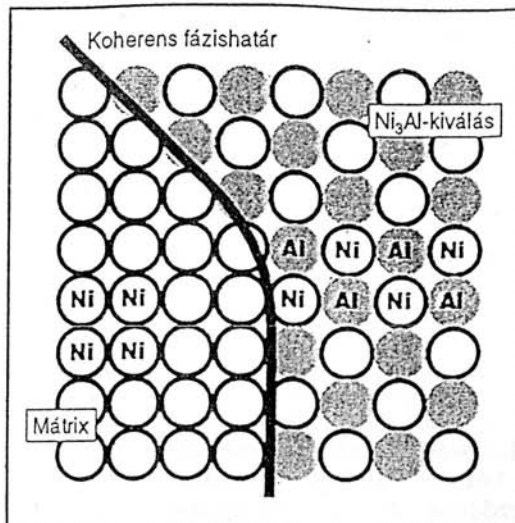
5. ábra.



6. ábra.



7. ábra.



8. ábra.

Mivel a kristallithatók mentén a diffúziós sebesség sokkal nagyobb annak következtében, hogy a folyamat aktiválási energiája kisebb, az ilyen kúszás kisebb hőmérsékleteken és szélesebb feszültség-tartományokban is végbemegy, ahogy ezt az 1. ábra is mutatja. A Coble-kúszás sebessége:

$$\dot{\epsilon}_{\text{Coble}} = B_C \frac{D_k \sigma \omega \Omega}{d^3 kT} \quad (8)$$

Itt B_C állandó, a D_k a kristallithatók diffúziós tényezője, az ω a kristallithatók vastagsága. A többi jel ugyanaz, mint a Herring-Nabarro-kúszásnál. Annyit érdemes megjegyezni, hogy egyrészt a diffúzió a kristallithatókon mintegy két nagyságrenddel nagyobb, mint a térfogaton keresztüli diffúzió, másrészt a Coble-kúszásban a kúszási sebesség a kristallitméret köbével, míg a Herring-Nabarro-kúszás annak négyzetével fordítva arányos. Mindkét körülmény a Coble-kúszásnak a nagyobb sebességét mutatja és a kisebb hőmérsékleteken is hatásos-sá teszi az élénkebb kristallithatók diffúzió.

A kúszásálló szuperötvözetek mikroszerkezeti vonásai

A fentiekben bemutatott kúszás során a képlékeny alakváltozásra vezető mikromechanizmusokat, de alig ejtettünk szót a szuperötvözetekről. Ez természetes, mert a mikromechanizmusok működésével reagálnak a fémek anyagok azokra a körülményekre, amelyek közé üzemeléskor kerültek (feszültségi álla-

pot, hőmérséklet, terhelési sebesség, a terhelés időtartama stb.). A mikromechanizmusok az azonos kristályszerkezetű fémekben azonosak, csak azok a hőmérséklet, ill. terhelés tartományok változnak, melyekben az egyes mechanizmusok megjelennek, amint azt az 1. és a 6. ábra mutatja. Ez utóbbi a Ni-alapú szuperötvözetekre vonatkozik és látható, hogy milyen nagy eltérés van a terhelhetőségi és a hőmérsékleti adatokban.

A szuperötvözetek azért állnak ellen a kúszásnak sokkal jobban, mint az egyéb ötvözetek, mert a mikroszerkezetüket úgy alakították ki, hogy ismerve az alakváltozásra vezető mechanizmusokat, azok nehezen vagy egyáltalán ne tudjanak működni. Nézzük meg e szempontból a szuperötvözetek mikroszerkezeti vonásait.

A legnagyobb gondot a diszlokációmozgás jelenti. Szobahőmérsékleten a jelentős képlékeny alakítással létrehozott, nagy diszlokációsűrűség eredményesen használható az akadályozásra. A diszlokációsűrűség okozza a „lágú”, „félkemény”, „ke-

mény”, „rugókemény” anyagtulajdonságokat. Ez a hatás a kúszásálló ötvözetekben nem használható, mert az üzemi hőmérsékleten bekövetkezne az újrakristályosodás, lecsökkenne a diszlokációsűrűség és ez ugrásszerűen megnövelné a kúszási sebességet. A diszlokációmozgás akadályozásának egy másik jól ismert lehetőségét, a szilárdoldatos keményítést viszont kihasználják. Az 1. táblázat mutatja a Nimonic-ötvözetek összetételét.

Ezekben az ötvözetekben az idegen atomok jelentős része oldatban van: vagy a mátrixban vagy a kristallithatókon vagy a felületen, kivéve az Al és a Ti jelentős részét. Ez a két komponens ugyanis a Ni-el egy intermetallikus vegyületet alkot, mely a Ni_3Al . Amint az egyes ötvözetek összetételéből látható, a mátrixban, mely *fcc* szerkezetű, egyre nagyobb az oldott Co, Mo, és Ti atomok mennyisége. Az oldott atomok egy bizonyos része azonban a diszlokációk feszültségterében az ún. Cottrell-felhőben foglal helyet, ezzel csökkentve az oldódással járó ΔG szabadentalpiát és ez azt okozza,

hogy a diszlokációk mozgásuk során magukkal vonszolják az oldott atomoknak a feszültségterükben helyet foglaló részét. Ez az egyik mikroszerkezeti lehetőség a diszlokációk mozgásának vagy a kúszási sebesség növekedésének az akadályozására. Ezzel kapcsolatban két problémát meg kell említeni. Az egyik az, hogy a diszlokációk feszültségterében az oldott atomok

1. táblázat.

A Nimonic ötvözetcsalád összetétele (tömeg%-ban)

	Ni [%]	Co [%]	Mo [%]	Al [%]	Ti [%]
Nimonic 75	m	—	—	—	0,4
Nimonic 80a	m	—	—	1,4	2,4
Nimonic 90	m	17	—	1,4	2,4
Nimonic 105	m	20	5,0	1,3	4,7
Nimonic 115	m	13	3,3	5,0	3,8

(m = maradék)

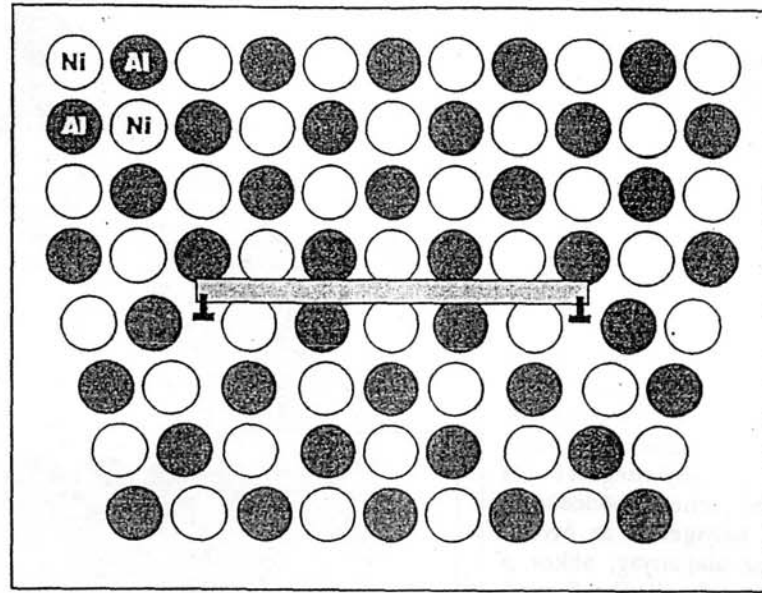


koncentrációja a hőmérséklettel exponenciálisan csökken az alábbi egyenlet szerint:

$$c = c_0 \exp \frac{V}{kT} \quad (9)$$

ahol c az adott oldott atomok koncentrációja a diszlokációk Cottrell-atmoszférájában, c_0 jó közelítéssel az adott alkotó koncentrációja, V pedig a kötési energia a diszlokáció és az oldott atom között. Így éppen a nagyobb hőmérsékleteken csökken az oldott atomoknak a diszlokációk mozgását akadályozó hatása. A másik megjegyzés pedig arra vonatkozik, hogy a kötési energia annál nagyobb, minél nagyobb torzulást okoz az oldott atom a kristályban, vagyis annál nagyobb minél nagyobb az oldó és az oldott atomok közötti helyigény-különbség. Ez a kapcsolat annál hatásosabb, minél eltérőbb méretű atomot ötvöznek. Sajnos ezt nem lehet kihasználni csak bizonyos mértékig. A Hume-Rothery-szabály szerint ugyanis a 14%-nál nagyobb helyigényű atomok nem oldódnak minden határon túl az alapfémekben, ezért korlátozott a nagyméretű atomok ötvözése.

A diszlokációk mozgását azonban sokkal nagyobb mértékben akadályozzák a kiválások. A Nimonic ötvözetek, egyetlen kivéve, tartalmazzák az $Ni_3(AlTi)$ -kiválást, melynek szerkezete megegyezik a Ni alapú szilárd oldattal. Ez a γ -vel jelölt fázis rendezett, ami azt jelenti, hogy a fkk elemi cellában a Ni atomok mindig a kocka oldalfelületének a közép-



10. ábra.

pontjára az Al és a Ti atomok pedig az elemi cella sarkaira illeszkednek. A 7. ábra mutatja a kiválás elemi celláját.

Az 1. táblázat szerint látható, hogy ennek a kiválásnak a mennyisége a fejlesztés során nemcsak mennyiségben, hanem kémiai összetételben is változott. A mennyiségi változás azért jelentett minőségjavulást, mert azonos méretű kiválásokat feltételezve számuk arányosan nőtt a mennyiséggel, és ennek következtében sokkal gyakoribb akadályt jelentenek a diszlokációk mozgásával szemben. Az Al/Ti hányados módosítása azért fontos, mert ezzel lehet változtatni a Ni és a kiválás közötti fázishatár jellegét. A mérések szerint

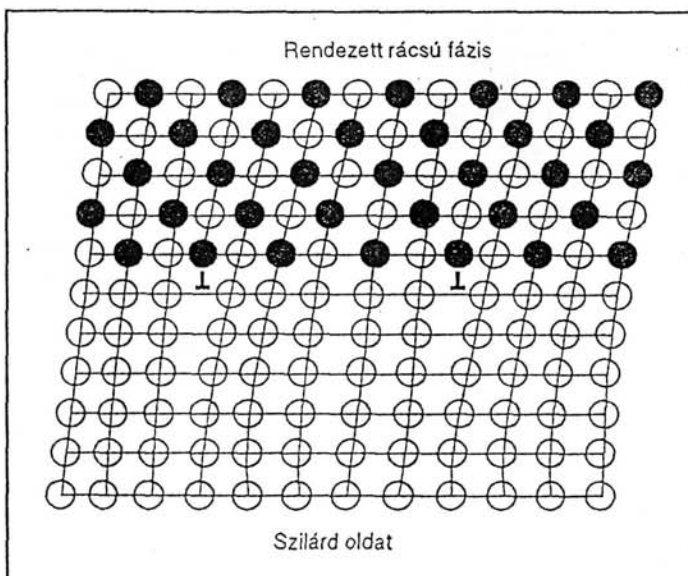
a mátrix és a kiválás kristályainak rácsparamétere közötti eltérés az egyes ötvözetekben 0 és 1% között van. Ez azt jelenti, hogyha a rácsparaméter megegyezik, akkor a fázishatár koherens, összefüggő, amelyet a 8. ábra mutat. Ha a rácsparaméterben eltérés van és az csak olyan minimális, mint az 1%, akkor a fázishatár szemikoherens, amint azt a 9. ábra vázolja.

A fázishatárok jellegének (koherens-e?) szerepe ezeknél az ötvözeteknél nem is igazán a diszlokációmozgás akadályoztatásában van, hanem abban, hogy minél kisebb torzulás alakul ki a határban, annál kisebb az a veszély, hogy a kiválások eldurvulnak. Ismeretes, hogy a kiválásosan keményíthető ötvözetekben a második fázis kristallitjai hajlamosak az eldurvulásra: az ilyen ötvözeteket nevezik „túlöregítetteknek”. A nagy hőmérsékleteken használt, kiválásokat is tartalmazó ötvözetekben az eldurulás veszélye annál nagyobb, minél nagyobb a hőmérséklet. Az alábbi kifejezés mutatja, hogy mekkora a fázishatárok felületeinek E_f összenergiája az ötvözetben ha az idegen fázis összetérfogata V_2 , a fajlagos határenergia γ és az átlagos kiválás mérete r akkor:

$$E_f = \frac{4V_2}{r} \gamma \quad (10)$$

Ez azt mutatja, hogy a szuperötvözetekben a kiválások méretének minimális értékére kell törekedni, mivel a legnagyobb mértékben a finom, diszperz kiválások akadályoz-

9. ábra.



zák a diszlokációk mozgását. A hőmérséklet nagyon nagy hajtóerőt jelent a kiválások durvulására, amit csak a fázishatár-energia csökkentésével lehet ellentételezni. Ezt valószínűsíti meg a kiválás és a mátrix azonos kristályszerkezete és közel azonos rácsparamétere. A fázishatárokat tehát úgy alakítják ki, hogy azoknak a lehető legkisebb legyen a γ fajlagos felületi energiájuk. Erre szolgál az a törekvés, hogy vagy koherens, vagy ha azt nem lehet elérni, akkor szemikoherens szerkezetű legyen a fázishatár. A rácsparaméter azonosságát a mátrix és a kiválás között az oldott atomok milyenségével és mennyiségével lehet módosítani. Ha nagyobb helyigényű az ötvöző atom mint az alapanyag, akkor a rácsparaméter nő, ellenkező esetben csökken.

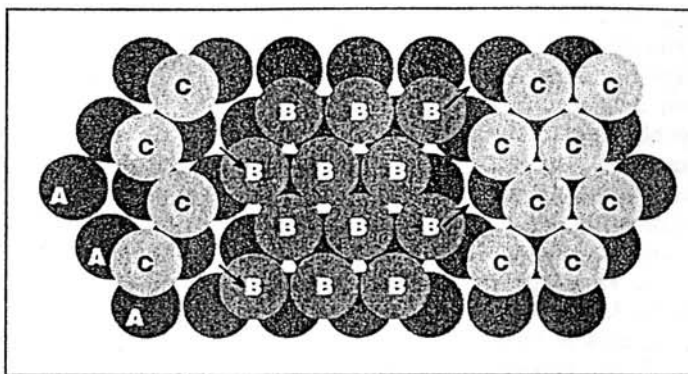
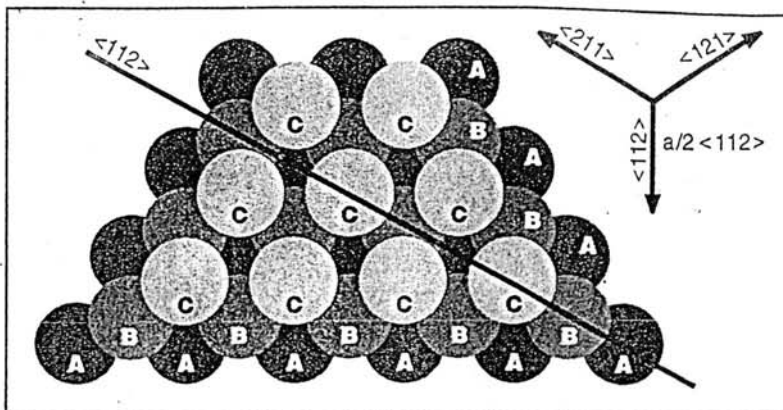
Ennek kapcsán felvetődik az a kérdés, hogy ha a fázishatár koherens, akkor az egyes kristálysíkok és irányok egymással párhuzamosak és a csúszósíkok is folytatódnak a fázishatárokon keresztül. Ebben az esetben fennáll az alábbi kapcsolat a mátrix és a kiválás között:

$$\begin{aligned} (hkl)_m \parallel (hkl)_k, \text{ ill.} \\ [uvw]_m \parallel [uvw]_k, \end{aligned}$$

vagyis az azonos Miller-indexű síkok és irányok párhuzamosak egymással (az indexben az m a mátrix, a k a kiválás jelölésére szolgál). Így az $\{111\}$ csúszósíkok is folytatódnak a határokon, azaz elvben a diszlokációk a fázishatárra érve a mátrixból a kiválás csúszósíkjára érkeznek. A továbbhaladásuk mégsem lehetséges, csak nagy feszültség hatására, mert ha átmetszik a kiválásokat, akkor megtörik a „rendezett” szerkezetű kiválásnak a rendjét, ahogy azt a 10. ábra mutatja. Vagyis a korábbi rendben a Ni-Al/Ti szomszédságot megzavarja, amit a kiválás felépítésére való törekvés csak nehezen enged meg. Nagy hőmérsékleten ilyen terhelés nem engedhető meg, ezért az alakváltozást az ilyen típusú kiválás nagyon korlátozza.

A diszlokációk mozgásának akadályozásához járul hozzá a rétegződési hiba energiájának mértéke is. Mint ismeretes, az fcc szerkezetű fémekben a legsűrűbb illeszkedésű síkok, ill. egy atom méretű rétegek, melyek a kristály csúszósíkjai is, az

11. ábra.



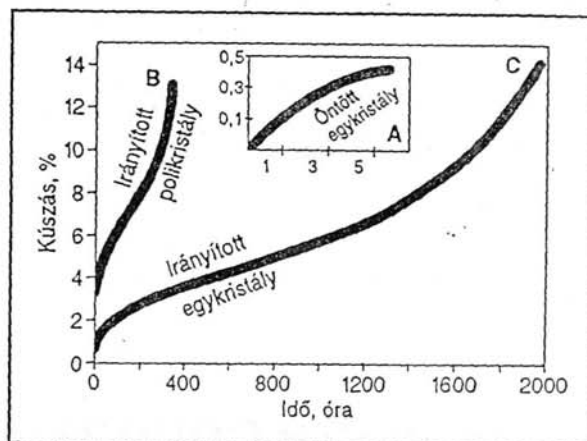
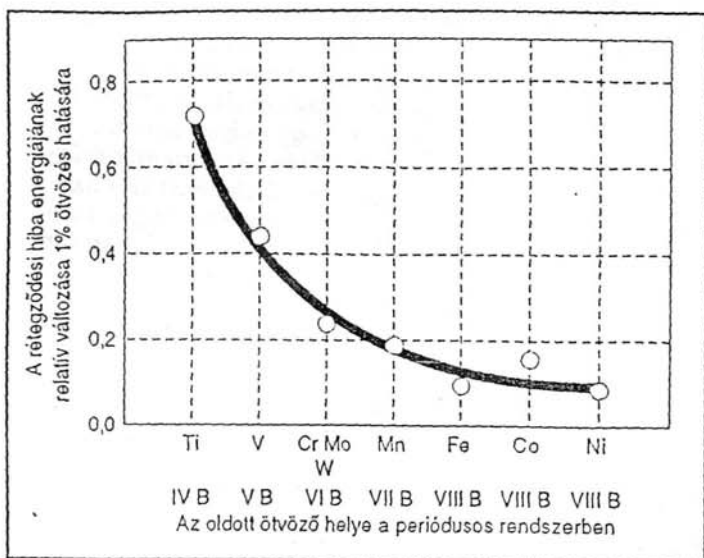
12. ábra.

ABCABCABC rendben helyezkednek egymáson. Itt az A, B és C betűk az egyes rétegekben a rácspontokat, vagy az atomok középpontjainak a helyét jelentik. A 11. ábra mutatja ezeknek a középpontoknak a helyzetét úgy, hogy az A rétegben a középpontokat A, a B-rétegbenieket B és a C réteg atomjait C jelek mutatják (ld. a 11. ábrát). Ha az egyik rétegben kétféleképpen is illeszkednek atomok, pl. az A rétegen van olyan rész, melyre B rétegu az elhelyezkedés és olyan is melyben a rend a C rétegnek felel meg, ahogy azt a 12. ábra vázolja. Ilyen esetben, az adott síkon az eltérő rétegek között parciális diszlokációnak kell lennie. A parciális diszlokációk, melyek Burgers-vektora kisebb, mint az egység diszlokációké, nem tudnak keresztcsúszással más csúszósíkra átmenni. Ebben van a rétegződési hiba energiájának a fontossága: minél kisebb annak energiája, annál több a parciális diszlokációk száma ugyanolyan sűrűség mellett és e tény megnehezíti a keresztcsúszást, mert a parciális diszlokációk képtelenek a keresztcsúszásra.

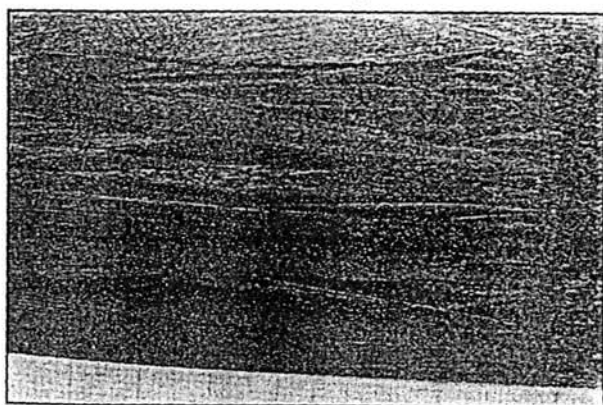
A szuperötvözetek egyik nagyon fontos jellemzője az alacsony réteg-

zódési hibaenergia. Minél kisebb ez az érték, annál kisebb a valószínűsége a keresztcsúszással való akadálymegkerülésnek. Ezekben az ötvözetekben a rétegződési hiba energiájának csökkentése is az egyik lényeges feladat, és a 13. ábra mutatja, hogy a szuperötvözetekben az ötvözők hatására a rétegződési hiba-energia a tiszta Ni-hez viszonyítva közel a 25%-ára csökkenthető. Ezzel áttekintettük a diszlokációk akadályoztatásának a vonásait a szuperötvözetekben.

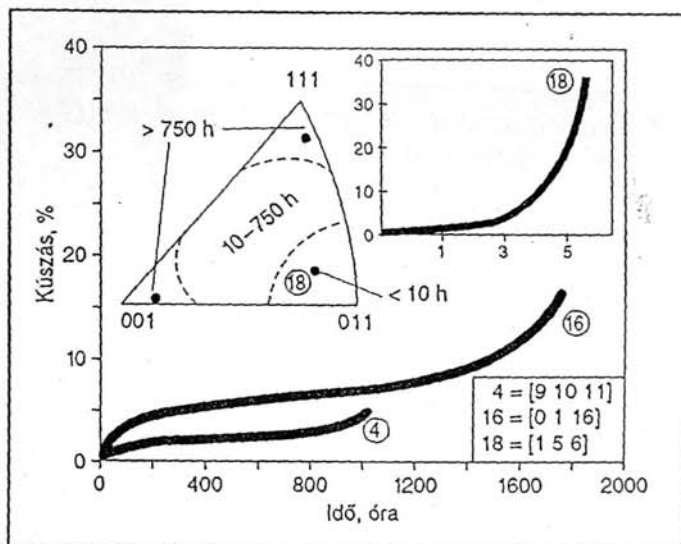
A krisztallithatárok szerepe a kúszásban lényegében háromféle: az egyik az, hogy lehetővé teszik a szomszédos krisztallitok relatív elmozdulását, a másik az, hogy az üres rácshelyekkel közösen biztosítják a Herring-Nabarro- és a Coble-kúszás működését, a harmadik pedig: akadályozzák a diszlokációk mozgását. A megadott összefüggések szerint a kúszási sebesség a H-N-kúszásnál a krisztallitok méretének második, a Coble-kúszásban pedig a harmadik hatvány szerint fordítva arányos, ahogy azt korábban láttuk. Ez azt mutatja, hogy minél nagyobb a krisztallitok mérete, egyébként azonos feltételek mellett a kúszási sebesség annál kisebb.



15. ábra.



14. ábra.



16. ábra.

A szuperötvözetekben ezeket a folyamatokat két technológiai megoldással szinte teljesen megoldották. Az egyik az, hogy az egész alkatrészt egyetlen kristallitból készítik, ami természetesen nem tartalmaz kristallithatárokat, ennek megfelelően azokon nem is mehet végbe sem elcsúszás, sem a Herring-Nabarro-kúszás és a Coble-kúszás is lehetetlen. A másik lehetőség, hogy irányított kristályosodással alakítják ki a szerkezetet, mely gyakorlatilag olyan hosszú oszlopos kristallitokból áll, melyek mérete összemérhető pl. a turbinalapátokéval. Ilyen oszlopos szövetszerkezetet mutat a 14. ábra.

Az első esetben természetes mindhárom lehetőség elmarad, míg a másodikban szinte elhanyagolhatóan lecsökken mindhárom olyan

mechanizmus, mely kúszásra vezet. A 15. ábra szemlélteti, hogy milyen nagy különbség van a különböző technológiával előállított, de egyébként azonos kémiai összetételű és terhelésű ötvözetek minősége között.

A 15.a. ábra a polikristályos próbatest kúszási görbéjét mutatja. Ezt más léptékű diagramon kellett bemutatni, mert az oszlopos szerkezetű (B görbe), vagy még inkább az egykristályból készült próbatest diagramjával (C görbe) nem lehet egy léptéken ábrázolni.

Még egyetlen probléma mérlegelése van hátra és ez az egykristályok és az oszlopos kristallitok irányítottságának az ügye. Sem az egykristályokból, sem az oszlopos kristallitokból álló anyagokból készített la-

pátok terhelése nem független attól az $[uvw]$ kristályiránytól, mely a lapát hossz tengelyével párhuzamos. A 16. ábra mutatja, hogy milyen óriási különbségek vannak a kúszás tulajdonságokban a különböző irányítottaságú anyagok között. Az ábrán a sztereografikus egységsháromszög szaggatott vonalakkal négy felületre van osztva, jelölve, hogy az egyes felületekhez tartozó orientációjú anyagok hány óráig terhelhetők. Három (4, 16, 18) bejelölt ponthoz az ábra tartalmazza az adott anyag kúszásgörbéjét is, melyek az ábrán szintén láthatók. A sztereografikus egységsháromszögbe berajzolt három, megjelölt orientációjú egykristályból készült próbatest közül a 18. számmal megadott már 3 óra után elérte a III. szakaszt. Ennek az orien-

tációja nagyon rövid alakváltozás után befordul a [011] irányba, és attól kezdve 4 aktív csúszási rendszeren azonos a diszlokációkra ható csúsztató feszültség.

A 4-el jelölt próbatest, melynek az orientációja az indulás pillanatában nagyon közel van az [111] irányhoz, kismértékű alakváltozás után összeesik azzal, és attól kezdve hat aktív csúszási rendszeren azonos csúsztató feszültség hatására mozognak a disz-

lokációk. A legjobb tulajdonságokat mutató 16 jelű próbatest orientációja majdnem azonos az [100]-val, abban a mintában egyszerre nyolc aktív csúszási rendszer működik, feltételezve, hogy minden esetben az fkk szerkezetű fémeknek megfelelően a csúszási rendszerek az {110} síkok és az $\langle 111 \rangle$ irányok.

Azt itt érdemes megjegyezni, hogy az adott esetben az orientációfüggésből azt kellene következtetni,

hogy minél nagyobb az aktív csúszási rendszerek száma, annál jobban terhelhetők az adott orientációjú turbina lapátok. Sajnos, ez az itt érvényes jelenség nem általánosítható, mert az anyag kémiai összetételétől is függ az, hogy milyen orientáció a legmegfelelőbb. Az orientációfüggést a lapátok készítésénél ki is használják. Megfelelő technológiával tetszés szerinti irányítótságú lapátokat készítenek.