

AZ ÖNTVÉNYMINŐSÉG JAVÍTÁSÁNAK TERMÉSZETTUDOMÁNYOS ALAPJAI*

PROHÁSZKA JÁNOS**

AZ MTA LEV. TAGJA

[Beérkezett 1979. május 15-én]

A dolgozatban az öntvénygyártás fő feladatainak 1. nagyszilárdságú 2. méretpontos és 3. gazdaságos termékeknek az előállításával kapcsolatos anyagtudományi ismeretanyagot állította össze a szerző. A szilárdságnövelés valamennyi, a diszlokációs elméletheől ismert mechanizmusa említésre kerül, mérlegelve azt, hogy a különböző öntvényanyagoknál melyek a könnyen és jól felhasználhatók. A méretpontosságot a lehülés során bekövetkező fajtérfigatváltozás szabja meg. Fajtérfigatváltozásra vezet a fázisátalakulásokon kívül a hőmérséklet és koncentrációváltozás mindenkor, ha az nem egyenletes és azonos mértékű a termék minden pontjában és minden időben. A jó önthetőséget az ömledék viszkozitása szabja meg. A dolgozatban bemutatásra kerülnek azok a kétalkotós ötvözetrendszerek, melyeknek a viszkozitása a dermedés során viszonylag keveset változik.

Az öntvénygyártás feladata, hogy

- a) nagyszilárdságú
- b) méretpontos és
- c) olcsó

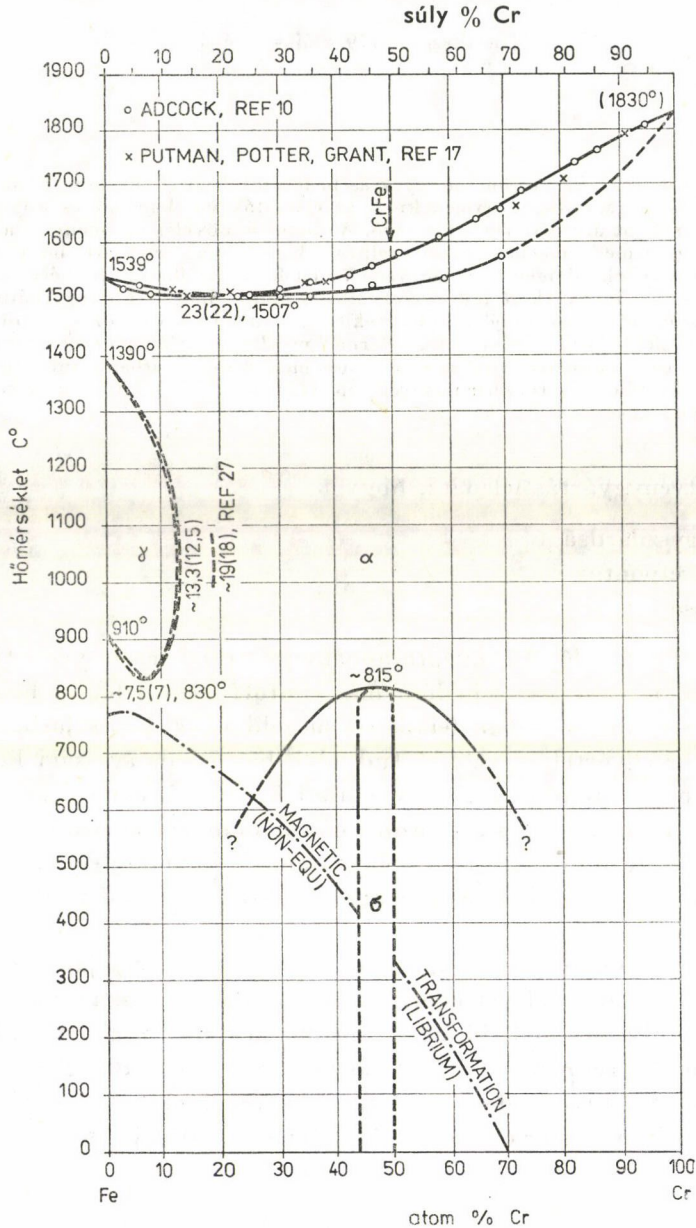
termékeket állítson elő. Az anyagtudomány (material science) és a fizikai fém-tan (physical metallurgy) fejlődése már eljutott arra a fokra, hogy minden olyan kérdésre, amely a fenti feladatok megoldásával kapcsolatban felmerül, többé-kevésbé egyértelmű választ tud adni, bár gazdaságossági kérdésekben sokkal inkább a tapasztalati, a gyakorlati ismeretek dominálnak. Ezért az öntvénygyártás gazdaságossági problémáival nem foglalkozunk, bár annak jelentősége szinte felbecsülhetetlen éppen annak következtében, hogy a gépiparra, egyik legnagyobb termelési ágazatunkra megszabó módon rányomja bélyegét.

A következőkben az anyagismereti eredmények alapján megkíséreljük összefoglalni azokat az alapelveket, amelyek utalást adnak a szilárdságnövelés és a méretpontosság fejlődési irányaira. Mindenekelőtt meg kell említeni, hogy minden elméleti eredmény ezen a területen bizonyos mértékig csak kiegészíti azokat a korábbi tapasztalati eredményeket, amelyek a fémekkel és ötvöze-teikkel kapcsolatban már évezredek óta felhalmozódtak és mennyiségük növekedése mind a mai napig tart.

* A IX. öntőnapokon, Kecskeméten 1979. április 26-án megtartott előadás.

** Prof. Dr. Prohászka János, 1118 Budapest, Rozmaring u. 9.

A szilárdságnövelés — úgy véljük — valamennyi lehetséges módját a diszlokációs elmélet meghatározta [1]. Nagyon valószínűtlennek tűnik, hogy a közeljövőben új lehetőségeket tárnának fel a kutatók. A lehetséges szilárdságnövelő módszereket a későbbiek során röviden áttekintjük.



1. ábra

A méretpontos öntvények előállításának a feltételeit tudomásunk szerint még nem foglalták össze. Nagyon egyszerű lenne azt kijelenteni, hogy az öntvényeket olyan ötvözetekből kell készíteni, amelyek a megdermedés után egyfázisúak és bennük második fázis sem allotróp módosulatváltozással, sem kiválással, sem egyéb módon nem keletkezik. Az ilyen öntvények méretei az ismert hőtágulási együtthatók alapján minden különösebb nehézség nélkül számíthatók és megtervezhetők.

A Fe—Cr ötvözetrendszerben (1. ábra) a $13 \div 25$ Cr súlyszázalék-tartományba eső ötvözetekben teljesül az a feltétel, hogy bennük, a megdermedés után nem megy végbe fázisátalakulás. Ezért bennük a későbbiek során pl. hőmérsékletváltozás hatására maradó térfogat-, ill. méretváltozás nem következik be. Természetesen a hőtágulásból eredő méretváltozást elkerülni nem lehet. Azonban, ha hőmérsékletkülönbségek az öntvényben nem alakulnak ki, akkor az öntvény hőmérsékletének növelése vagy csökkenése csak a már említett számítható méretváltozást okozza.

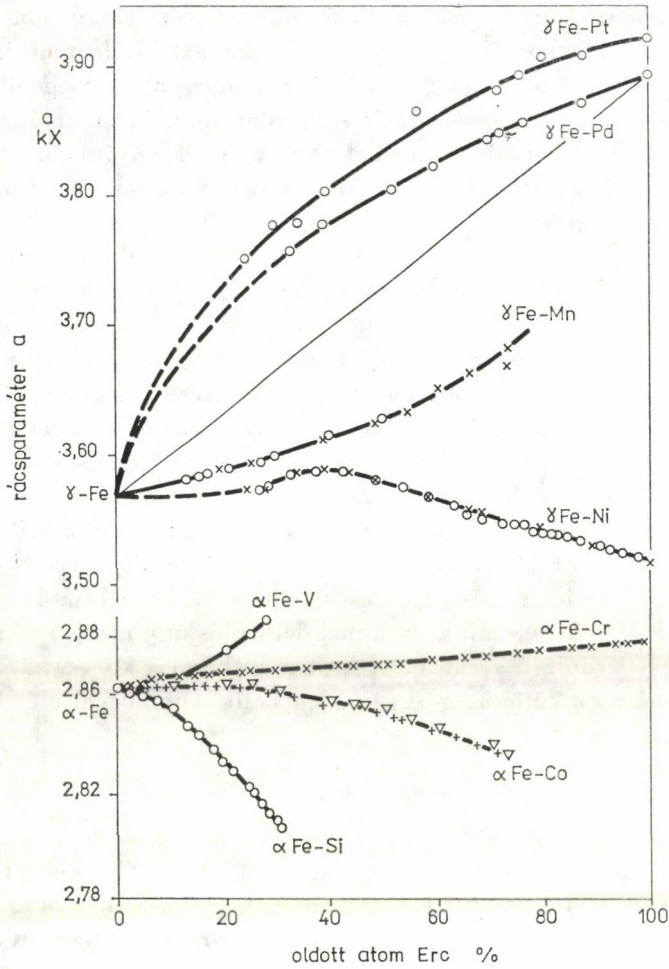
A méretpontosság biztosításának érdekében azonban a szilárd halmazállapotban végbemenő fázisátalakulás elkerülése nem elégséges, további szigorításra is szükség van. A második fázis megjelenésének a kizárása nem elégséges, még azt is el kellene érni, hogy a megdermedés úgy menjen végbe, hogy az ömledék megszilárdulása során ne keletkezzék kémiai koncentrációkülönbség az öntvényben. Ez a különbség ugyan kiegyenlítő (homogenizáló) hőkezeléssel eltüntethető, de az

$$a_{\delta} = a_A + (a_B - a_A)C \quad (1)$$

Vegard [2] szabálynak megfelelően a kiegyenlítődé, a C koncentrációkülönbségnek az eltűnése a kristályszerkezet rácsparaméterének a megváltozásával jár, ami elkerülhetetlenül helyi fajtérfogatváltozásra és rendszerint az öntvénynek az elhúzóására, a méretek megváltozására vezet.

Ebben az egyenletben a_{δ} az öntvény, a_A az egyik, a_B pedig a másik alkotó rácsparaméterét, C pedig az ötvözet koncentrációját jelenti. A 2. ábra néhány vasötvözet rácsparaméterét mutatja [3] a koncentráció függvényében. Állításunkat nagyon szemléletesen mutatja a Fe—Ni ötvözetek példája. Tegyük fel, hogy a Ni tartalom 40% és a megdermedésnél 30 ÷ 60% közötti koncentrációegyenlőtlenség alakult ki. Mind a 30%, mind a 60%-hoz közeli koncentrációknál a rácsparaméter a koncentráció kiegyenlítődéknél megnő [4] és ez az öntvény duzzadását okozza.

A legnagyobb gondosságot követeli a szilárd állapotban végbemenő, fázisátalakulásokkal járó térfogatváltozás. Először tekintsük az olyan fázisváltozásokat, melyek az öntvény teljes térfogatában egyenletesen mennek végbe. Tegyük fel, hogy az öntvény olyan kétalkotós ötvözetrendszerhez tartozik, mint amilyent a 3. ábra mutat.



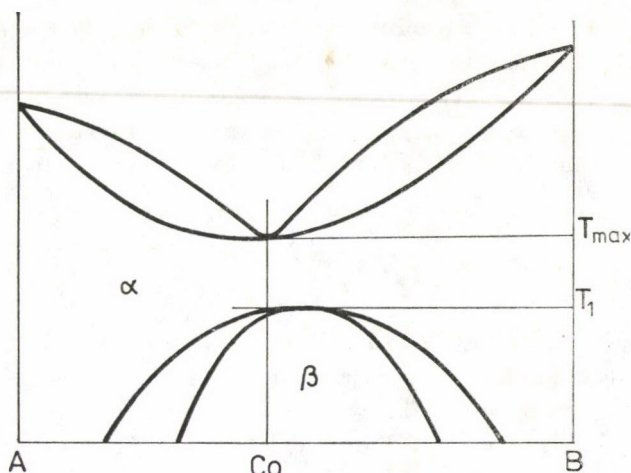
2. ábra

Ha ebből az ötvözetből C_0 koncentrációjú öntvény készül és annak alakja olyan, mint amelyet a 4. ábra mutat, valamint, ha sikerül betartani azokat a feltételeket is, amelyeket a korábbiakban említettünk, akkor az ilyen öntvényben nincsenek koncentráció inhomogenitások.

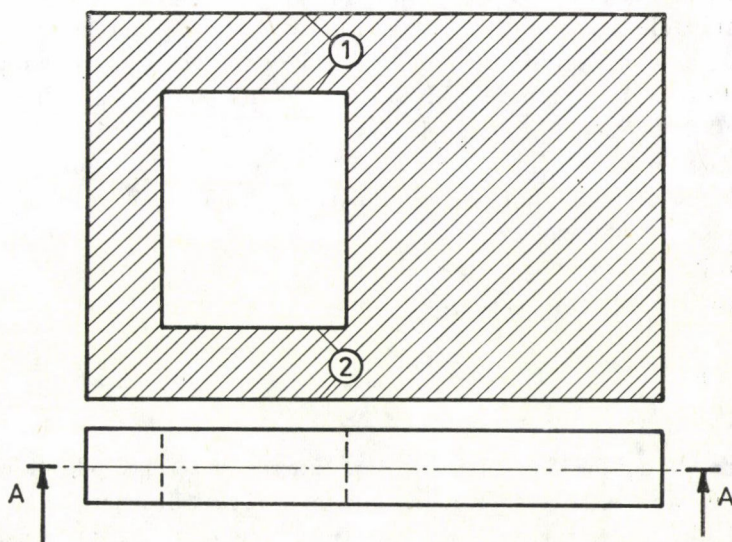
Addig, amíg a lehűlésnél a T_1 hőmérsékletet az öntvény el nem éri, méretváltozásra is csak annyira kell számítani, amennyit a

$$\Delta l = l_0 \alpha \cdot \Delta T \quad (2)$$

összefüggés megad. Itt a Δl az öntvény valamilyen l_0 méretének a változását jelenti ugyanolyan mértékegységben, mint az l_0 , α az ötvözet hőtágulási együtt-



3. ábra



4. ábra

hatója, amely azt mutatja meg, hogy $1\text{ }^{\circ}\text{C}$ hőmérsékletkülönbségre az egységnyi hosszúságú anyag mennyire húzódik össze, ΔT pedig a T_m dermedési hőmérséklet és a T_1 második fázis megjelenésének hőmérsékletéhez tartozó hőmérsékletkülönbség. Ez a méretváltozás az öntvény minden részére érvényes, és ha az öntvényben a lehűlés során nem alakulnak ki hőmérsékletkülönbségek, akkor az öntvény alakját megtartja, csupán az említett mértékben egyenletesen zsugorodik.

Ha azonban az öntvény mint, legtöbbször — és ebben a példában is — különböző falvastagságú, akkor a különböző részek hőmérséklete is különböző lesz. Ez már maradó méretváltozásokra vezethet. A maradó méretváltozás megindulásának a kritériuma az, hogy a termikus különbségekből adódó feszültségek elérik-e a darabnak az adott hőmérséklethez tartozó folyáshatárát. Ugyanis a

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \alpha \Delta T = \sigma E \quad (3)$$

összefüggés szerint az l_0 hosszúságú vékonyabb falban σ húzófeszültség ébred, amely képlékeny alakváltozásra vezet, ha ez a szóban forgó hőmérséklethez tartozó folyáshatárt meghaladja. Így tehát a falvastagságok függvényében megadható, hogy mekkora $\Delta T/T$ hőmérséklet-különbséget engedhetünk meg a lehűlés során annak veszélye nélkül, hogy az öntvény maradó alakváltozást szenvedne. Ha a hőmérséklet-különbség a falakban a kritikusnál nagyobb, akkor a vékonyabb rész maradónan megnyúlik, majd a teljes lehűlésnél ez a rész, ennek következtében hosszabb a vastagabb rész hosszánál, ami részben a külső részt nyomásra, a vastagabb részt pedig húzásra terheli. Ez már elhúzódnásra vezethet, a külső rész pl. kihajolhat, az l és 2 felület pedig meggörbül.

Ha a T_i hőmérsékletig nem következett be méretváltozás, és sikerül az öntvény minden részében ugyanazt a hőmérsékletet egyenletes lehűléssel fenntartani, akkor a fázisátalakulás megindulása a T_1 hőmérsékletnél nem vezet méretváltozásra, annak ellenére, hogy az öntvény anyaga kétfázisúvá válik, és a két fázis fajtérfogata nem azonos.

Ha az α fázis fajtérfogata U_α , a β fázisé V_β , akkor az ötvözet fajtérfogata

$$V_0 = U_\alpha x + V_\beta(1 - x) = V_\alpha \frac{b}{a + b} + V_\beta \frac{a}{a + b}. \quad (4)$$

Itt a és b az α , ill. a β fázishoz tartozó állapotábra metszéseket jelenti a mérleg-szabályhoz. Ez abban az esetben nem okoz fajtérfogatváltozást, ha az α és a β fázis szilárd oldat, és érvényes az ötvözetre a Vegard-szabály. Sajnos, ez az arányossági törvény szigorúan nem érvényes, az átmeneti fémeket, a periódusos rendszerben a IIIB—VII B és VIII oszlopaiba tartozó elemeket (Fe, Co, Ni, Ti, Cr, Mo, W stb.) is tartalmazó szilárd oldatokban nem teljesül, sőt attól lényegesen eltér (1. a 2. ábrát). Így a szilárd oldatként kiváló második fázis is okozhat méretváltozást (bár ez sok esetben elhanyagolható).

A második fázis megjelenése, ha az vegyület (mint pl. a cementit az Fe—C ötvözetekben), mindig térfogatváltozással jár. Ugyancsak térfogatváltozást okoz az is, ha az új fázisnak a kötéstípusa eltérő. Ez következik be akkor, amikor pl. grafit kristályosodik ki az öntöttvasban. Ha ez a fázisváltozás egy homogén koncentrációjú, egyenletes hőmérsékleteloszlású öntvényben megy

végbe, akkor torzulást nem, csak homogén méretváltozást okozhat. Ezzel szemben az egyenlőtlen hőmérséklet, vagy koncentrációeloszlás elkerülhetetlen fajtérfogatváltozást okoz az öntvényben és, hogy ez a külső méretek megváltozásával és torzulással jár-e, vagy csupán maradó feszültségeket ébreszt, az attól függ, hogy mekkora volt az inhomogenitás. Erre az inhomogenitásra ugyanolyan kritériumot szabhatunk, mint amilyent az egyfázisú rendszer hőmérséklet-különbségének kritikus értékére tettünk. Azt itt érdemes megjegyezni, hogy a fázisváltozással együtt járó erőteljes atommozgás a folyáshatár nagymértékű csökkenésére vezet, és így a fázisátalakulásnál sokkal kisebb térfogatváltozást, maradó alakváltozást eredményez, mint az egyfázisú rendszerekben az a fajtérfogatváltozás, amit a hőmérséklet-különbség okoz.

Sajnos az esetek túlnyomó többségében nem tudjuk a fázisátalakulásokkal járó mérettorzulást elkerülni. Annak oka, hogy ez mégsem okoz selejtet, sokkal inkább az, hogy a mérettűrést eleve úgy adjuk meg, hogy beleférjenek az ebből adódó méretváltozások, semmint az, hogy ilyen méretváltozások nincsenek.

A fentiek alapján úgy tűnik, hogy az öntvények méretpontosságát rontja, ha

1. a kritikuskál nagyobb hőmérséklet-különbségek és
2. koncentrációkülönbségek keletkeznek a lehülés során, valamint ha
3. fázisátalakulások mennek végbe az anyagban.

Külön említést érdemel az a tény, hogy az öntvények méretének a megváltozására vezethet még szobahőmérsékleteken is részben a metastabil állapotból következő bármilyen átalakulás. Így pl. az alacsony hőmérsékletű anyagokban a kiválás, vagy a belső feszültségeknek az eltűnése. Ez különösen fontos az állandó rezgéseknek kitett gépállványoknál, melyeknek belső feszültsége éppen a mechanikus rezgetés következményeként csökken. Ha ez a belső, vagy maradó feszültségállapot aszimmetrikus, vagy maga az öntvény aszimmetrikus, akkor csaknem biztosak lehetünk abban, hogy a méretváltozás előbb-utóbb bekövetkezik.

Szilárdságnövelés

A szilárdságnövelésre szolgáló technológiai lehetőségek száma meglehetősen csekély. Mindössze öt olyan műveletet ismerünk, mellyel a fémek és ötvözetek tulajdonságait és így a szilárdságot is változtatni lehet, ezek:

- I. a kémiai összetétel megváltoztatása
- II. a hőkezelés
- III. a képlékeny alakítás
- IV. a nagyenergiájú részecskékkel való besugárzás, bombázás és
- V. a mechanikus rezgetés.

Úgy véljük, hogy a felsorolás a közeljövőben nem bővül új lehetőségekkel, mert a diszlokációs elmélet egyértelműen felderítette a fémekben azokat a mikromechanizmusokat, amelyek a szilárdságot növelik és kizártnak tűnik az újabb mechanizmusok létezése.

Mit mond az elmélet a folyáshatárnövelésről? A folyáshatár az a terhelő feszültség, amelynél a diszlokációk irreverzibilis mozgásnak indulnak. Ezt észlelik makroszkóposan a képlékeny alakváltozás megindulásának.

Ebből a definícióból egyenesen következik az a feltétel, hogy a folyáshatárt úgy lehet növelni, hogy olyan anyagot állítunk elő, mely 1. nem tartalmaz diszlokációkat, vagy 2. az anyagban a megdermedéskor keletkező diszlokációk mozgását megakadályozzuk.

Az 1. követelmény, sajnos, jelenlegi technológiai ismereteink szerint csupán az ún. tűkristályok (whiskers) nál biztosítható. Ezeknek a mindössze $3-5 \mu$ vastagsággal kristályosodó, mintegy $5 \div 10$ cm hosszú egykristályoknak a folyáshatára megfelel az ún. elméleti folyáshatárnak, melynek értéke

$$\sigma_{elm} = \frac{G}{\pi}. \quad (5)$$

Itt G az anyag csúsztató rugalmassági modulusa. Ez az elméleti szilárdság a vasnál 2500 kp/mm^2 , az Al-nál 850 kp/mm^2 és a Cu-nál 1200 kp/mm^2 . Bár ezeket az anyagokat az említett szilárdsággal nagy mennyiségben olcsón elő lehet állítani, technológiai ismereteink szerint a műszaki gyakorlatban szokásos méretekkel előállítani mindaddig senkinek sem sikerült. A technológus számára csupán a második lehetőség marad: a diszlokációk mozgásának az akadályozása.

Vegyük a kémiai összetétel-változásból eredő lehetőségeket sorba. Az alapanyagtól különböző idegen atomok kétféleképpen vesznek részt az ötvözetben:

1. szilárd oldatban vannak jelen, vagy
2. második fázist képeznek az alapanyaggal.

A szilárd oldatban a GC -koncentrációjú idegen atomfajta

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

folyáshatárnövekedést okoz. Itt G a csúsztató rugalmassági modulus, ε pedig az ún. fajlagos atomátmérő-különbség,

$$\varepsilon = \frac{d_a - d_i}{d_a}, \quad (7)$$

ahol d_a az alapfém atomjainak, d_i pedig az idegen atomoknak a helyigénye. Itt azt érdemes megjegyezni, hogy $C_{max} = 0,5$ lehet. Ebben az esetben azonban

a Hume—Rothery-szabály értelmében az $\varepsilon \leq 12\%$ és így a maximális növekmény a G -nek $6 \cdot 10^{-2}$ -szorososa lehet. Ha az $\varepsilon > 15\%$ -nál, akkor a C -érték kicsi. Nyilván az intersztíciós oldatok adják a nagy fajlagos szilárdságnövekményt, de ezek oldhatósági határa meglehetősen kicsi. Az α -vasban pl. a szén csupán $0,02\%$ -ban oldódik az eutektoidos hőmérsékleten. Így hiába nagy az ε értéke (közel egységnyi), a C elhanyagolhatóan kis értéke miatt a ferrit szilárdságnövelésében nem játszik szerepet.

Ha az ötvözők második fázisként vannak az anyagban, akkor a szilárdságnövekedés négyféleképpen valósulhat meg. Ezek

1. kiválásos keményedés,
2. diszperziós keményedés,
3. eutektikus szövet második fázisaként és
4. rendezettrácsú szilárd oldat komponenseként növelhetik a folyáshatárt.

A kiválásokként jelenlevő második fázis szilárdságnövelő hatása az elmélet szerint

$$\Delta\sigma = 2G\varepsilon C. \quad (8)$$

Ez első pillanatra is nagyobb lehetőséget biztosít, mert az ε , mely 1-nél kisebb szám, az első hatványon szerepel. Ezen kívül a 2-es szorzó is a növekvő hatást mutatja. Azt érdemes megjegyezni, hogy az ε itt a fázisok fajlagos helyigényét jelenti. A maximális szilárdságnövekedés kb. $2 \div 10$ -szerese lehet az oldott atomok által okozottnak. Ha az ötvöző atomok diszperz második fázisként vannak az ötvözetben, amelyeknek egymástól mért átlagos távolsága l , akkor az ötvözet szilárdságát a

$$\sigma_P = \frac{bG}{l} \quad (9)$$

egyenlet adja. Itt b a legközelebbi szomszédok távolsága, amit gyakran atomátmérőnek neveznek, egyébként a diszlokációknak ún. Burgers-féle vektora, l pedig a kiválások átlagos távolsága. Ennek lehetséges szélső értéke azonos lehet a szilárd oldatban levő idegen atomok hatásával.

Két megjegyzést még ezzel kapcsolatban tenni kell. Először, a nemzetközi irodalomban *diszperz fázisnak* azt nevezik, amelynek mennyisége a hőmérséklettől független. Pl. az Al-ötvözetekben az $MgSi_2$ második fázis mennyisége a hőmérséklet növekedésével csökken. Ezt *kiválásnak* nevezi az irodalom. Ezzel szemben az Al-ban az Al_2O_3 részecskéket, melyek kötése olyan erős, hogy azt a hőmérsékletnövelés ebben a rendszerben megbontani nem tudja és ezért mennyisége független a hőmérséklettől, *diszperz részecskének* nevezzük. Második megjegyzésünk arra vonatkozik, hogy bár az ilyen ötvözetek előállítása bonyolultabb, mint az ugyanilyen szilárdságnövelést biztosító szilárd oldat-

té, mégis széleskörűen felhasználják azért, mert az ilyen diszperzis keményedés a hőmérséklettől csaknem független. Ennek megfelelően nagyobb hőmérsékleten, főleg statikus terhelésnél a szilárdsága, terhelhetősége messze meghaladja a szilárd oldatok és a kiválasosan keményíthető ötvözetek szilárdságát.

Az eutektikus fázisban jelenlevő ötvözők szilárdságnövelő hatásáról csak akkor tudunk valamit mondani, ha az eutektikum mindkét fázisa képlékenyen alakítható. Ebben az esetben az ötvözet, az eutektikum szilárdsága a

$$\sigma_e = f_\alpha \sigma_\alpha + f_\beta \sigma_\beta \quad (10)$$

összefüggés szerint számítható. Itt az eutektikum két fázisból, az α és β fázisokból áll, f_α az egyik, f_β a másik fázis mennyisége, míg az α fázis folyáshatára σ_α , a β -é pedig σ_β . Ezenkívül természetes, hogy $f_\alpha + f_\beta = 1$. Egyébként a peritektikus ötvözetekben a folyáshatár ugyancsak a fenti összefüggésből számítható.

Az ötvözőatomoknak negyedik szilárdságnövelő mechanizmusa a rendezettrácsú szilárd oldat kialakulásánál játszik szerepet. Így pl. a sárgarézben a térben középpontos köbös β fázisnak alacsony hőmérsékletű kristályaiban a Cu-atomok az elemi cella sarkain, a Zn-atomok pedig a testátló középpontjában foglalnak helyet.

A rendezettrácsú szilárd oldatok folyáshatárának a meghatározására a

$$\sigma = \frac{2\gamma}{l} \quad (11)$$

egyenlet használható. Itt γ az ún. antifázishatár felületi energiája, l pedig a rendezett tartomány átlagos mérete. A szilárdságnövelésnek ez a mechanizmusa — értékére nézve — nagyjából hasonló a szilárd oldatok hatásával.

Az eddigiekben az idegenatomokkal az ötvözés révén elérhető folyáshatárnövekedési mechanizmusok mindegyike sorra került, van azonban még egy olyan lehetőség, amelyben az ötvözésnek igen fontos szerep jut. Ez a martenzites átalakulás. Itt azonban más fontos eredmények is megszabják a folyáshatárnövekedést, és ezért előbb ezeket kell megemlíteni.

A krisztallithatárok a diszlokációk mozgását akadályozzák, és ezt a hatástukat a jól ismert Petch-egyenlet fejezi ki:

$$\sigma = \sigma_0 + K d^{-\frac{1}{2}} \quad (12)$$

Itt σ_0 egy, az anyagra jellemző érték, amely tulajdonképpen az egykristályokban a diszlokációk mozgását megindító és fenntartó külső feszültség, K egy állandó, d pedig a krisztallitok átlagos átmérője. A krisztallithatárokhöz hasonló folyáshatásnövekedést okoznak az ikerhatárok és a rétegződési hibák is.

Végül utolsó lehetőségként az egyik leghatásosabb mechanizmus, a képlékeny alakítás maradt és ez a kovácsolható öntvények szilárdságnövelésére nagyon jól felhasználható. A képlékeny alakváltozásnál a diszlokációk ρ sűrűsége nagymértékben megnő, és mivel a diszlokációk egymás mozgását is nehezítik, a diszlokációsűrűség növekedésével a folyáshatár a

$$\sigma = Gbp \sqrt{\rho} \quad (13)$$

egyenlet szerint változik. Itt p egy az egységhez közel eső számérték. Ennek a mechanizmusnak a hatása a kiválásos keményedés hatásával mérhető össze.

Most már valóban az összes lehetőség szerepelt és az 1. táblázat tartalmazza, hogy az egyes mechanizmusokkal milyen maximális folyáshatárnövekmény érhető el. Ebből kitűnik, hogy ha csak a folyáshatárnövekmény szabja meg a választást, akkor a legnagyobb hatás a kiválásos keményedéssel és a képlékeny alakítással érhető el, feltéve, hogy a szilárdságnövelést csak egy mechanizmus okozza.

A már említett martenzites átalakulás során azonban több mechanizmus együttesen hat és néhány ötvözetben, elsősorban az acélokban, ez a hatás igen nagyfokú. Mai ismereteink szerint ez a leghatásosabb szilárdságnövelő lehetőség. Vegyük sorra, hogy egy ilyen átalakulásnál milyen mechanizmusok mekkora szilárdságnövekedést okoznak.

A szilárdságnövelő eljárás	Folyási határ
Elméleti	$3 \cdot 10^{-2}G$ $3 \cdot 10^{-1}G$
Az oldott atomok hatása	$10^{-3}G$
A kivált szemcsék hatása	$10^{-2}G$
A diszperz szemcsék hatása	$10^{-3}G$
A rendezettrácsú szilárd oldat hatása	$10^{-3}G$
A szemcseméret hatása	$10^{-3}G$
A képlékeny alakítás okozta keményedés	$10^{-2}G$
A martenzites átalakulás hatása	$10^{-2}G$ $10^{-1}G$

A martenzites átalakulást gyakran diffúzió nélküli átalakulásnak is nevezik, mert az így keletkező szilárd oldatnak a kémiai összetétele ugyanolyan, mint azé a fázisé, amelyből keletkezett. Ez azért okoz nagy szilárdságnövekedést, mert a 6.

$$\Delta\sigma = G \varepsilon^2 C$$

összefüggésben az ε közel 1 az acélban a szénre és a nitrogénre, a C pedig 0,89, ill. 1% is lehet. Ez egy nagyságrenddel nagyobb, mint ami a szubsztitúciós

szilárd oldattal elérhető. Ehhez járul még az a hatás, ami az ausztenit és a martenzit megszabott kristályorientációs kapcsolatából ered. Mivel a kristályorientáció adott, egy martenzitkrisztallit nem nőhet túl az ausztenit határán, sőt az újonnan keletkező martenzitkrisztallitok egymás növekedését is akadályozzák, ezért átlagos krisztallitméretük a d legalább 1 nagyságrenddel kisebb, mint azé az ausztenité, amiből keletkeztek és így szilárdságnövekedésük a (12).

$$\sigma_0 + K d^{-\frac{1}{2}}$$

összefüggés miatt is nagyon megnő, nem beszélve arról, hogy a martenzit krisztallitokban rendkívül sok az ikerhatár is.

Végül az ausztenit és a martenzit fajtérfogat-különbsége miatt maradó alakváltozás is végbemegy az átalakulás során és ez a diszlokációsűrűséget a becslések szerint 10^{12} cm^{-2} -re növeli. Így a martenzites átalakulás során az egymás mellett végbemenő hatások az ilyen anyagok folyáshatárát 6000 MP (600 kp/mm^2) értékre is felemelik (maraging acélok).

Joggal vetődik fel ezek után az a kérdés, hogy mit lehet ezekből az öntvénygyártásban hasznosítani. Már a ma járatos öntvényeknél is sokat, de még inkább majd azokban az anyagokban, melyek a jövőben ismertté válnak a kutatások során. Ezek rendjéről is mondhatunk valamit. Ebből azonban még az önthetőséget is meg kell említeni.

Az öntvények anyagától jó önthetőséget követelünk, ami tulajdonképpen egyrészt a viszkozitás lehető legalacsonyabb értékét jelenti, másrészt pedig azt, hogy a viszkozitás ne változzék addig, amíg az ömledék a formát ki nem töltötte. A viszkozitási együtthatót, az η -t, a

$$\tau = \eta \frac{v}{d} \quad (14)$$

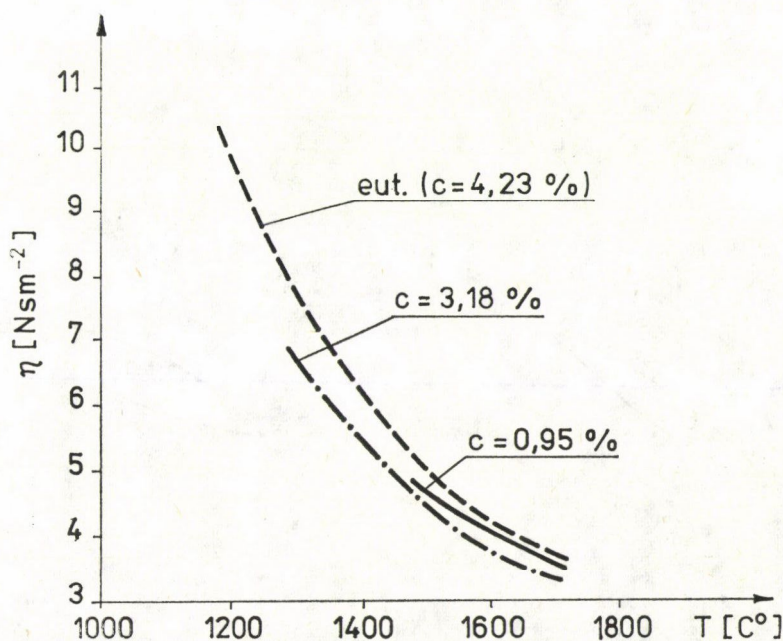
összefüggés határozza meg, ahol egy newtoni folyadékban az egymástól d távolságra levő két párhuzamos, és egymáshoz képest v sebességgel elmozduló felület között τ feszültség ébred. Minél kisebb az η , annál könnyebben mozdulnak el egymáson a folyadékrétegek, illetve a folyadék részecskéi és annál jobban önthető a folyadék, annál gyorsabban kitölti a rendelkezésre álló formát.

Mit mond ez az anyagtechnológus számára? Azt, hogy pl. a lehető legapróbb egységekből kellene állnia a folyadéknak. Ebből rögtön következik, hogy a hőmérsékleti intervallumban megdermedő anyagok nem önthetők jól. Persze nagymértékű túlhevítés hatására ez javulhat, de az egyrészt energia-többlet felhasználását igényli, másrészt a lassúbb megdermedés miatt durvaszemcsés öntvényt eredményez.

A folyadékok röntgenvizsgálata azt mutatja, hogy az olvadásponton azok nem teljesen rendezetlenek, mert a felvételeken interferencia vonalak jelennek

meg. Ezekből arra következtetnek, hogy a folyadékokban — legalábbis az olvadáspont közelében — a koordinációs szám alig különbözik a kristályokra jellemző számtól. Így pl. a f.k.k. kristályban, pl. az ausztenitben, a rézben és az alumíniumban a legközelebbi szomszédok száma 12, míg az ilyen anyagnak a megolvadása után a folyadékban 11. Ez a szám a hőmérséklet növekedésével folyamatosan csökken és a forrásponton tűnik el. Minél nagyobb a koordinációs szám, annál nagyobb a folyadékokban a többé-kevésbé összetartozó részecskéknek a mérete, ami úgy fogható fel, hogy ezek mozdulnak el egymáson az ömledékben. Ezt jól szemlélteti a víz, melyben 4 °C-on megindul a fajtérfogat-növekedés, amely bizonyos mértékig a jégre emlékeztető részecskék megjelenésére utal. Ez a viszkozitás hőmérséklet-függésének egy igen egyszerű értelmezése.

Az eutektikus ötvözeteket tartjuk ma jól önthetőnek, elsősorban azért, mert az ötvözetrendszer legalacsonyabb hőmérsékleten megdermedő ötvözetei. Ezzel kapcsolatban nézzük meg az 5. ábrát, amely két öntöttvasra és egy acélra tünteti fel a viszkozitást a hőmérséklet függvényében. Az ábra egyértelműen mutatja, hogy az eutektikus ötvözet viszkozitása jóval nagyobb ugyan, mint a kisebb C tartalmú ötvözeteké, ezzel szemben mégis az eutektikus anyag tölti ki könnyebben, jobban a formát. Ennek az az oka, hogy nem egyedül a viszkozitás a jó önthetőség megszabója. A jó viszkozitás mellett még az is követel-

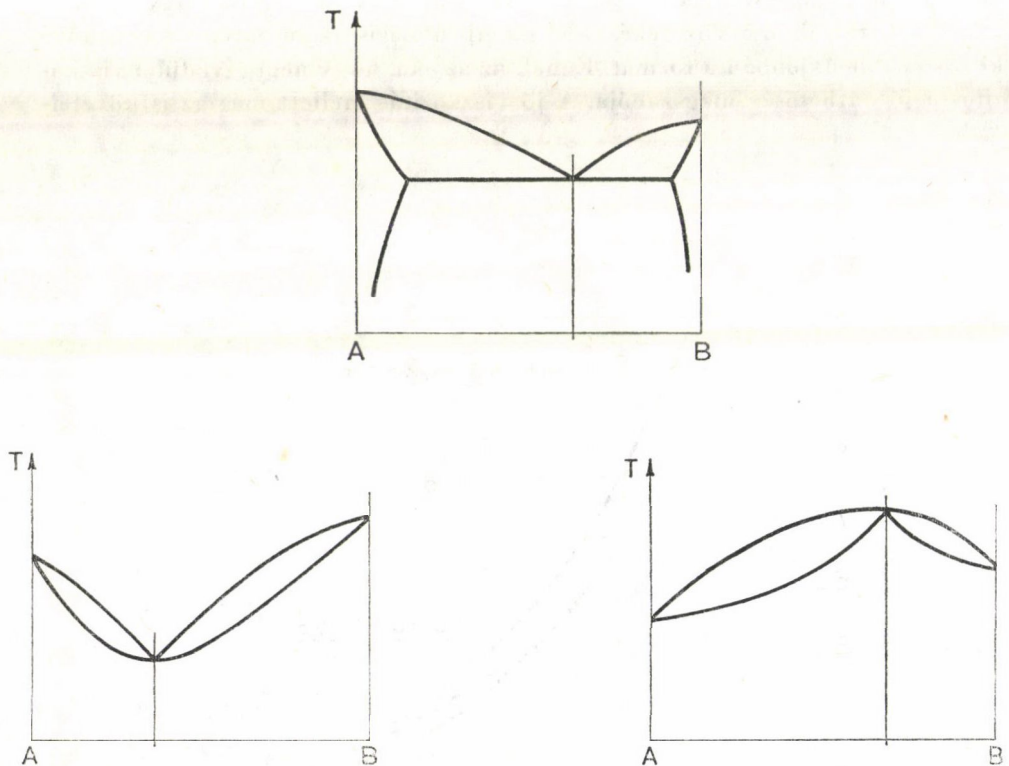


5. ábra

mény, hogy az anyag egyetlen hőmérsékleten dermedjen meg. Ugyanis az eutektikus ötvözet, ha ΔQ melegmennyiséget vonunk el az időegység alatt,

$$t = \frac{L}{\Delta Q} \quad (15)$$

ideig azonos viszkozitású.* Ugyanakkor a hőmérséklet-közben megdermedő ötvözet viszkozitása a liquidus hőmérsékleten ugrásszerűen megnő, és el kell érni, hogy a formát az ilyen ötvözet a liquidus hőmérséklet elérése előtt kitöltse. Ez pedig lehetetlen, hacsak nem hevítjük fel magát a formát nagy hőmérsékletre. Ebből egy általánosabb megfogalmazás adható a jól önthető ötvözetéről. Azok az anyagok önthetők ui. jól, amelyeknek szabadságfoka a megdermedésnél nulla. Ebből azonnal következik, hogy — az egyszerűség kedvéért kétalkotos rendszereket tekintve — három olyan ötvözet típus van, amelynél ez a feltétel teljesül (6. ábra).

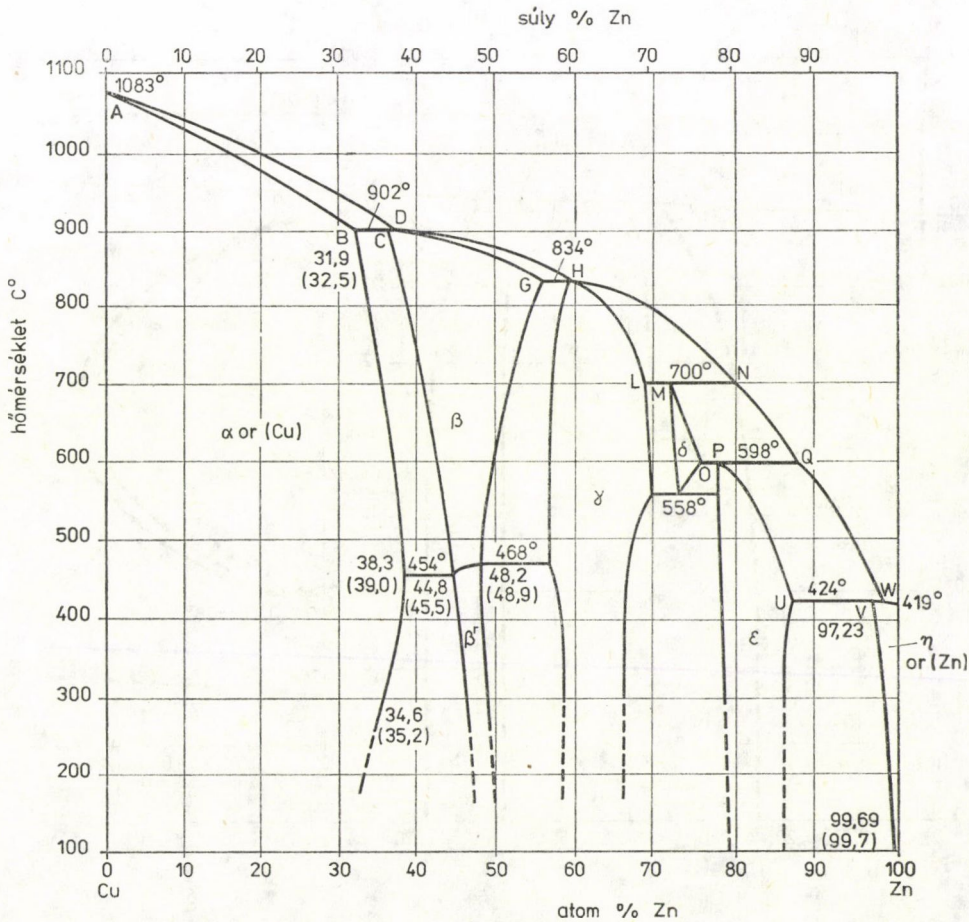


6. ábra

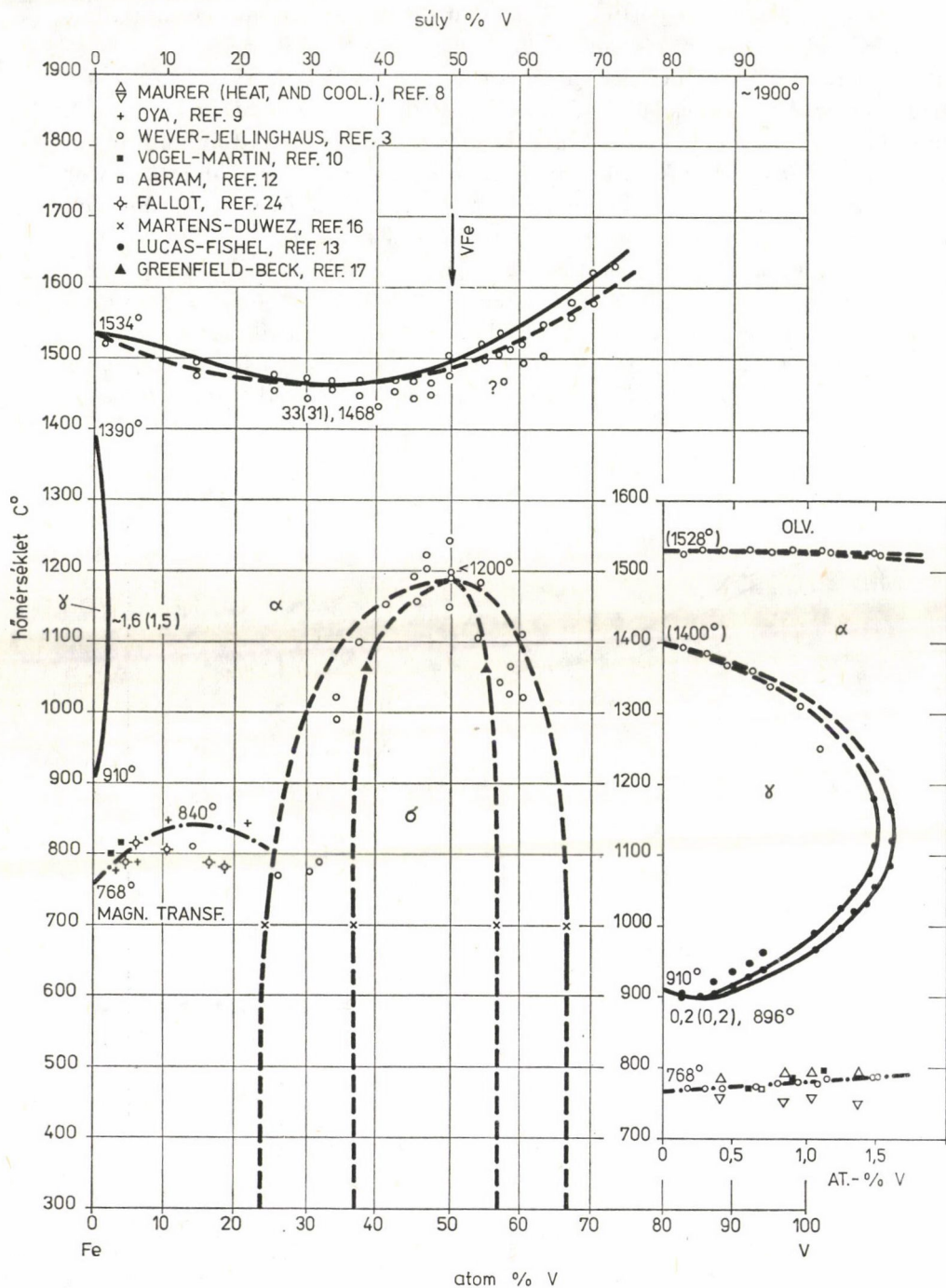
* Itt L az ömledék rejtett hője.

Az ilyen feltételt teljesítő ötvözetek közül ma elsősorban az eutektikus rendszereket ismerjük. Azt is tudjuk, hogy pl. az öntöttvasakban Si és P adagolással érhető el, hogy az ötvözet eutektikus legyen anélkül, hogy túl sok szénet tartalmazzon. Ehhez hasonló módon — úgy véljük — a jövőben megjelennek majd azok a jól önthető ötvözet típusok, melyeknél a 0 szabadságfokot olyan ötvözők adagolásával érik el, amelyek biztosítják az alacsony olvadáspontot és a nagyszilárdságot a könnyű önthetőség mellett. Ilyen ötvözeteket már ma is ismerünk a kétalkotos ötvözetrendszerek között is.

Sajnos, ezeknek az ötvözeteknek az ára legtöbbször túlságosan nagy. Ennek ellenére néhányat bemutatunk, nem azért mintha azt hinnők, hogy ezek mindegyikéből kereskedelmi öntvények lehetnének a közeljövőben, hanem azért, mert meggyőződésünk az, hogy a fejlődésnek az útja az, hogy a jelenlegi, járatos ötvözet típusok minőségének állandó javítása mellett olyan új típusok kidolgo-

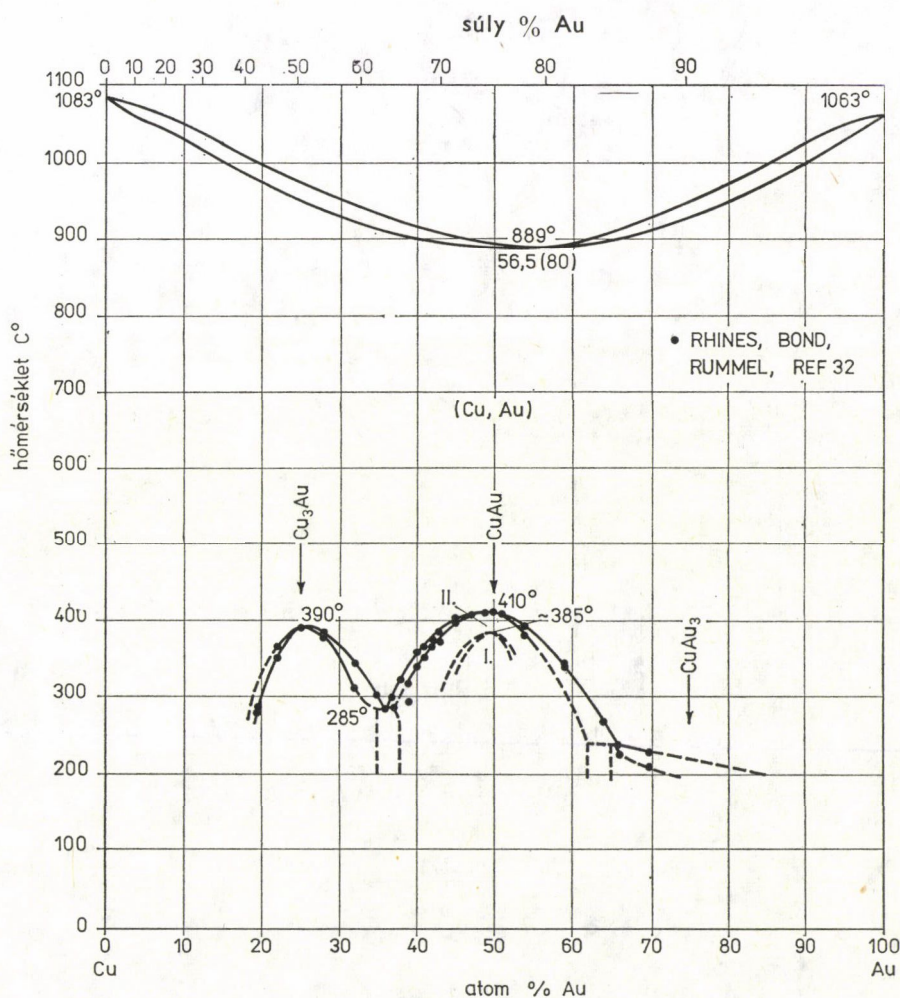


7. ábra

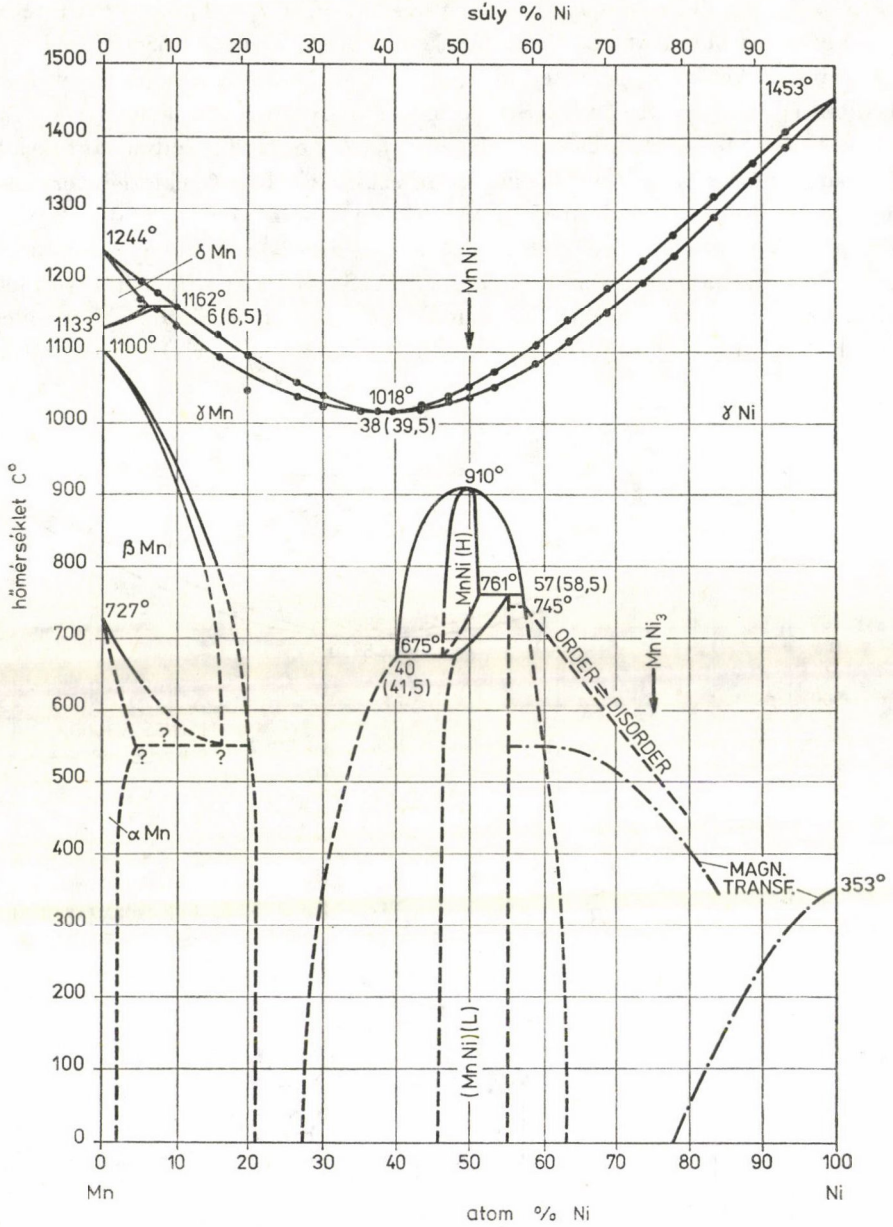


zására is kell gondolni, amelyek sokban hasonlítanak azokhoz az ötvözetekhez, melyeket most bemutatunk, de az áruk vetekszik a mai ötvözetekével.

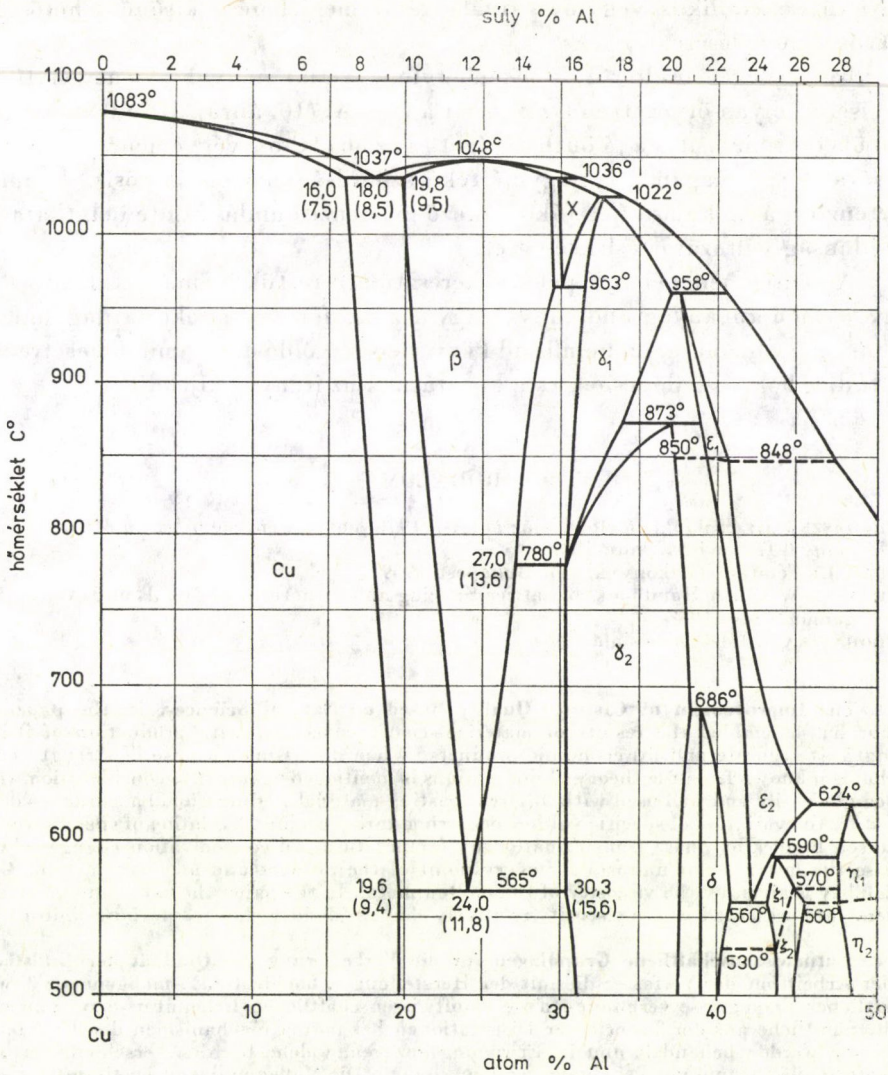
Mindenekelőtt megemlítendő a sárgarézötvözetek családjá. Ezek között tulajdonképpen a szabványos SrÖ60 majd hogy nem ideálisnak tekinthető ötvözet, bár az ötvözetrendszerben (7. ábra) a *D* pontnál a szabadságfokra tett kikötésünk nem teljesül, mégis rendkívül szűk az a hőmérsékleti intervallum, amelyben az ötvözet megdermed. A 454 °C-on végbemenő rendeződési folyamat pedig megfelelő hőkezeléssel biztosítja a nagy szilárdságot, ahogy azt a szilárdságnövelési mechanizmusoknál megbeszéltük. Sajnos az antifázishatások jelenlétével járó nagyon nehéz diszlokációmozgás ezeket az ötvözeteket rideggé teszi, ha bennük a β rendezettrácsú szilárd oldatnak a részaránya túl sok.



8b. ábra



9. ábra



10. ábra

Talán a legideálisabb öntvénytípusnak az olyanok felelnek meg, mint amilyenek a 8. ábrákon, valamint a korábban bemutatott 1. ábrán láthatók. Ezekben a 0 szabadságfokú ötvözetek alacsony olvadáspontúak, kitűnően önt-hetők, és az alacsony hőmérsékleten végbemenő fázisátalakulási folyamatok kézben tartásával a szilárdság hőzikelés révén széles határok között változtat-ható.

Nagyon jónak tűnik a Mn–Ni ötvözetrendszer is (9. ábra). Ebben a 0 szabadságfokú, jól önthető anyag szintén alacsony hőmérsékleten olvad és a

MnNi intermetallikus vegyület kiváláskénti megjelenése kitűnő lehetőség a szilárdság növelésére.

Egy jellegében eltérő, de véleményünk szerint nagyon jó ötvénytípust képvisel az olyan ötvözetrendszer, mint a Cu—Al (10. ábra). Itt a 0 szabadságfokú ötvözet biztosítja a jó önthetőséget és az 565 °C-on végbemenő $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma_2$ fázisátalakulás magában is nagymértékű szilárdságnövelést biztosít, de annak martenzites átalakulása és a rákövetkező martenzitbomlás szinte beláthatatlan tulajdonság-változatokkal kecsegtet.

A fentiekben néhány példán keresztül szerettük volna azt bemutatni, hogy a modern anyagtudomány, vagy fizikai fémtan gyakorlatilag minden technikai problémára, ha nem is ad közvetlen megoldást, azt mindenesetre már ma tudja, hogy a fejlődésnek és a kutatásnak az irányát kijelölje.

IRODALOM

1. PROHÁSZKA J.: Székfoglaló előadás az MTA-n 1970. nov. 11-én, megjelent a *Műszaki Tudomány* 1971. évi 44. kötetében
2. VERÓ J.: Fémtan. Tankönyvkiadó, Budapest 1969
3. PEARSON W. B.: A Handbook of Lattice Spacing and Structures of Metals and Alloys, Pergamon Press 1958
4. PROHÁSZKA J.: Megjelenés alatt

The Improvement of Castings Quality Based on Natural Sciences. In the paper the author has assembled the results of material science concerned with production of i) high strength ii) accurate and iii) economic products. When discussing increase of strength every mechanism known from the theory of dislocations is mentioned taking into consideration which one can be easily and well used with different casting materials. Dimensional accuracy is determined by the variation of specific volume occurring during cooling. Variation of specific volume is caused besides by phase transformation by temperature and concentration changes always in case the latter is not uniform for every point of the product and at every instant. Good castability is given by the viscosity of the molten metal. In the paper the two-component alloy systems are presented whose viscosity relatively changes slightly during solidification.

Naturwissenschaftliche Grundlagen für die Verbesserung der Qualität der Gußstücke. In der Arbeit hat der Verfasser die mit der Herstellung 1. hochfester, 2. maßgenauer 3. wirtschaftlicher Erzeugnisse verbundenen werkstoffwissenschaftlichen Erkenntnisse zusammengestellt. Sämtliche aus der Theorie der Dislokationen bekannten Mechanismen der Festigkeitserhöhung werden behandelt und in Erwägung gezogen, welche bei den verschiedenen Gußwerkstoffen leicht und gut verwendet werden können. Die Maßgenauigkeit bestimmt die während der Abkühlung eintretende Änderung des spezifischen Volumens. Außer den Phasenumwandlungen führen zur Änderung des spezifischen Volumens die Änderung der Temperatur und der Konzentration immer dann, wenn dieselben für jeden Punkt des Erzeugnisses und jeden Zeitpunkt nicht gleichmäßig und von gleichem Ausmaß sind. Die gute Gießbarkeit bestimmt die Viskosität der Schmelze. In der Arbeit werden jene Legierungssysteme aus zwei Bestandteilen gezeigt, deren Viskosität während des Erstarrens sich verhältnismäßig wenig ändert.