

Rézforrasztásra használt ón-ezüst-réz rendszer egyensúlyi vizsgálata

A cikkben a Calphad (Calculation of Phase Diagrams = fázisdiagramok számítása) elvi alapon működő Thermo-Calc szoftver biztosította lehetőségeket mutatjuk be röviden az Sn-Ag(l)/Cu(s) rendszer példáján. A szoftverrel kiszámoltuk és értelmeztük a binér Sn-Ag, Sn-Cu és Ag-Cu fázisdiagramokat, illetve a ternér Sn-Ag-Cu fázisdiagram két izoterm metszetét. Ezen az alapon kapcsolatot teremtettünk az Sn-Ag-Cu forrasztóanyag minimálisan szükséges Cu-tartalma és e forrasztóanyag Ag-tartalma, illetve a forrasztási hőmérséklet között. Ezen minimális Cu-tartalom biztosítja, hogy a forrasztás során a forrasztandó szilárd réz ne oldódjon a forrasztóanyagban, azaz méretei a forrasztás során ne változzanak.

1. Bevezetés

Új anyagok és új technológiák tervezésekor, vagy akár ősi technológiák értelmezésekor minden kohómérnök rutinszerűen nyúl a fázisdiagramokat tartalmazó kézikönyvek után (az elvi alapokat lásd [1–2]). A fémek rendszerek kétalkotós (binér) fázisdiagramjai jól ismertek, legalábbis ezek izobár, 1 bar standard nyomáson érvényes metszetei [3]. Ezek egy A-B rendszer egyensúlyi viszonyait a T_{x_B} (hőmérséklet – a B komponens móltörtje) két-paraméteres, síkban egyszerűen ábrázolható diagramon mutatják be. Amennyiben ezeken az izobár metszeteken nem ábrázoljuk a gőz/gáz fázisokat, a kondenzált fázisok egyensúlyi viszonyai azonosan érvényesek lesznek 100 bar alatti tetszőleges nyomáson, ami az 1 bar standard nyomáson ábrázolt izobár metszetek gyakorlati alkalmazhatóságát nagy mértékben kibővíti. Tehát a binér rendszerek kondenzált fázis egyensúlyait egy sík diagramon maximális részletességgel be tudjuk mutatni és ezen diagramokról minden T_{x_B} paraméter-párhoz tartozó pontot jellemző egyensúlyi paraméter értéket könnyen leolvashatunk, illetve kiszámíthatunk. Ezek a paraméter értékek a következők [2]: az egymással egyensúlyt tartó fázisok száma, azok minősége (folyadék, gyémántrácsú szilárd stb.), azok fázisarányai (= mol fázis per mol rendszer)

és összetételei (= mol komponens per mol fázis).

Bonyolultabb a helyzet a háromalkotós (ternér) rendszerekkel. Ugyanezekről is ismert nagyszámú kísérleti adat, a ternér fázisdiagramok kézikönyvekben való bemutatási lehetősége erősen korlátozott még akkor is, ha a nyomást 1 bar értéken tartjuk és csak a kondenzált fázisokkal foglalkozunk. Ekkor ugyanis egy A-B-C rendszer minden részletének bemutatásához háromdimenziós, $T_{x_B-x_C}$ típusú diagramot kellene alkalmazni, aminek síkban való ábrázolása elvileg ugyan lehetséges, de az eredmény áttekinthetetlen lesz. Emiatt a könnyebben áttekinthető, következő ábrázolási módokat alkalmazzák:

- a likvidusz felületet ábrázolják felületből,
- különböző izoterm metszeteket ábrázolnak valamilyen konstans hőmérsékleten,
- különböző izoplett (= izo-koncentrációs) metszeteket ábrázolnak, melyek két, kiválasztott összetételhez tartozó pontot kötnek össze egymással az x tengely mentén, az y tengelyen a hőmérséklettel (ez hasonlít leginkább a binér fázisdiagramokra).

Ugyan a likvidusz felület ábrázolható egyetlen háromszög diagramon, az izoterm és izoplett metszetek lehetséges száma elvileg végtelen. Emiatt nem létezhet és ezért nem is létezik olyan fázisdiagram kézikönyv, ami a ternér rendszerek fázis egyensúlyi viszonyaira teljes képet adna. Ezt

még tovább bonyolítja az a körülmény, hogy az irodalomban publikált ternér metszetek többségéről a teljes egyensúlyi állapot leolvasása nemcsak nehézkes, hanem gyakran lehetetlen is, mivel azok jellemzően nem tartalmazzák a konódákat (= két egyensúlyban lévő fázist összekötő vonalakat).

Fentiek miatt van az, hogy a fázisdiagramok számításra szolgáló Calphad-módszer a binér rendszerek esetére még szinte feleslegesnek tűnik, de a ternér rendszerek szempontjából már szinte megkerülhetetlen, és ez fokozottan igaz a komponensek számának további növelésével. Ez még akkor is így van, ha a Calphad-ot nem tekintjük másnak, mint a mérési adatok intelligens interpolációjának. Egy Calphad-szoftverből és a hozzá tartozó adatbankból ugyanis tetszőleges izoterm és izoplett metszetek hívhatóak elő, szemben a sok kötetes fázisdiagram kézikönyvekkel, melyek óhatatlanul csak néhány izoterm és izoplett metszetet tartalmaznak, melyeket a kézikönyv szerkesztője valamiért fontosnak vélt, minket azonban szinte mindig valamilyen másik részlet érdekelne. A Calphad-módszer ismertetésére itt nincs mód, de ez elérhető mind magyar [2], mind angol [4–5] nyelveken.

Fenti gondolatok vezettek oda, hogy a Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft. vásárolt egy Thermo-Calc nevű, Calphad-alapú szoftvercsomagot több adatbankkal [6], amit a Miskolci Egyetemmel közösen használunk akadémiai célokra. A szoftver maga tetszőleges anyagi rendszer egyensúlyi viszonyainak kiszámítására alkalmas, de gyakorlatilag csak azokra a rendszerekre használható, melyekre külön adatbankot vettünk, vagy esetleg a jövőben külön adatbankot fejlesztünk. Ebben a cikkben a ternér Sn-Ag-Cu rendszer példáján mutatjuk be röviden a szoftver működését, konkrétan a Thermo-Calc 3.1-es verzióját és az

A szerzők szakmai életrajza a 61-62. oldalon található.

azzal kompatibilis TCSLD1 nevű adatbázist felhasználva, ahol az „SLD” rövidítés felbontása „soldering”, magyarul lágyforrasztás. A keményforrasztásra az angolban külön kifejezés van: „brazing”, míg mindezek együtt plusz a hegesztés (= „welding”) összefoglaló angol neve „joining”, magyarul kötéstechológia. Ez utóbbi frissen megjelent történelmi áttekintését lásd [7]-ben.

Az Sn-Ag-Cu rendszer kiválasztása nem volt véletlenszerű. Az ólommentes forrasztanyagok közül az egyik legígéretesebb (és már ma is széles körben használt) az ón-ezüst forrasztanyag, amit főként az elektronikai termékekben szükséges réz/réz (Cu/Cu) forrasztásokhoz használnak. Ennek környezetvédelmi és jogi hátteréről itt többet nem szólunk, de akit a téma részletesen érdekel, az a BKL Kohászaton ezen célszámában több cikkben is talál erről értékes gondolatokat és konkrét hivatkozásokat.

Érdeemes megemlíteni, hogy az ólommentes forrasztanyagok témájában 2002 és 2007 között folyt a COST Action 531 nevű európai kutatási projekt, aminek egyik végterméke 53 teljes binér fázisdiagramot, és 20 ternér diagram egyes metszeteit tartalmazza, köztük az Sn-Ag-Cu diagram egyes metszeteit is hét oldalon [8]. Mint fent részletesen elmagyaráztuk, ez óhatatlanul csak egy csepp a Thermo-Calc-ból kibányászható információk tengerében, hasonlóan persze az ebben a cikkben közölt ternér diagram-metszetekhez. Lévéen azonban, hogy a [8] számításai más szoftverrel, és (ami lényegesebb) más adatbank felhasználásával történtek, a két számítási eredmény összehasonlítása tanulságos lehet.

2. A binér rendszerek egyensúlyi fázisdiagramjai

Az 1–3. ábrákon bemutatjuk a három számolt binér egyensúlyi fázisdiagramot.

A Cu-Ag fázisdiagramon (1. ábra) két egyensúlyi fázist látunk (lásd [9] is): a fémolvadékot („L” = liquid = folyadék) és az „fcc” (= face centered cubic = felületen középpontos kocka) fázist. Az alkotók atomsugár különbsége és az innen eredő pozitív előjelű oldáshő miatt azonban a Cu és Ag komponensek szilárd állapotban csak

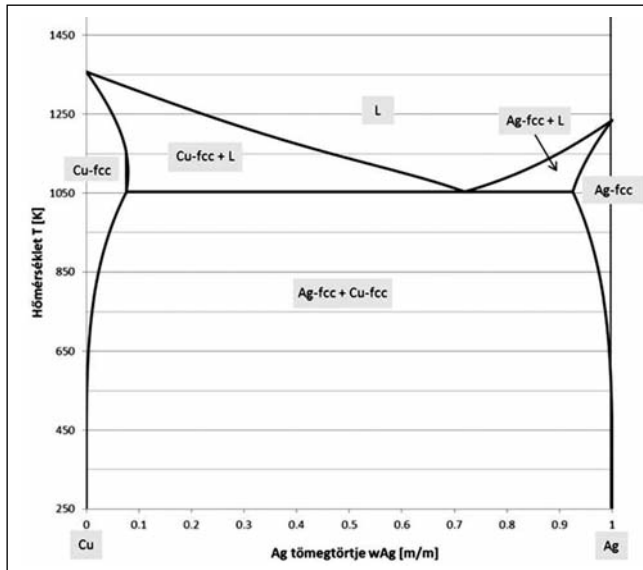
korlátozottan oldják egymást, dacára annak, hogy tiszta állapotban mindkét komponens azonos kristályrácsban (fcc) kristályosodik. Emiatt alakul ki az 1. ábrán látható eutektikus fázisdiagram, ami két, egymásban nem oldódó fcc-fázist tartalmaz, egy rézben gazdag („Cu-fcc”) és egy ezüstben gazdag („Ag-fcc”) fázist.

Az Sn-Ag fázisdiagramon (2.

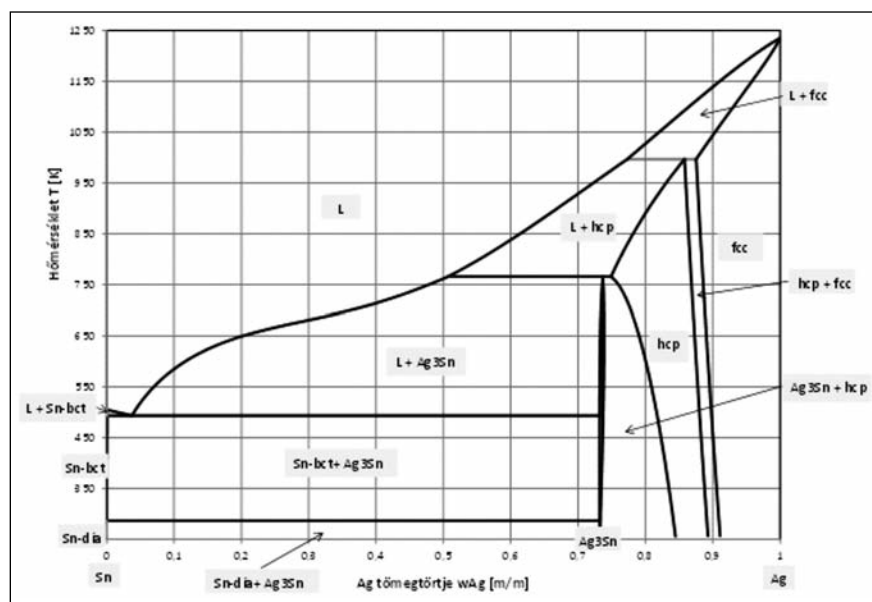
ábra) hat egyensúlyi fázist látunk (lásd [10] is): a már az 1. ábrán megismert fémolvadék és ezüstben gazdag fcc fázisok mellett a tiszta ónnak van egy 285 K alatt stabil gyémántrács fázisa („Sn-dia” a „diamond” = gyémánt szóból) és egy 285 K felett stabil bct (= body centered tetragonal = térben középpontos tetragonális) fázisa („Sn-bct”). Ezen túl, az Ag-tartalom növelésével megjelenik egy közel Ag_3Sn sztöchiometriájú intermetallikus vegyület és egy „hcp” (= hexagonal closely packed = szorosan pakolt hexagonális) vegyületfázis. A két ón alapú fázisban (Sn-dia és Sn-bct) az

ezüst oldhatósága közel zérus. A rendezett, ortorombikus Ag_3Sn fázis homogén tartománya nagyon szűk; ez a fázis peritektikusan bomlik szét olvadákra és hcp-re. A hcp fázis egy rendezetlen vegyületfázis, ami szintén peritektikusan bomlik olvadákra és fcc-re.

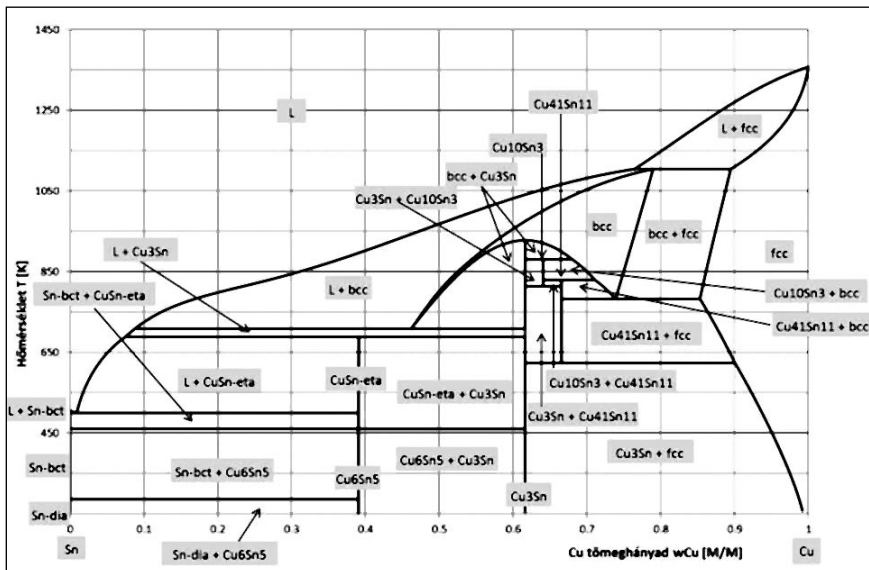
Az Sn-Cu fázisdiagramon (3. ábra) a fent már bemutatott fázisokon kívül (lásd [11] is) láthatunk egy nagyhőmérsékletű rendezetlen bcc (= body centered cubic = térben középpontos kocka) fázist és négy rendezett rácsú intermetallikus fázist. Növekvő Cu-értékek mellett az első intermetallikus



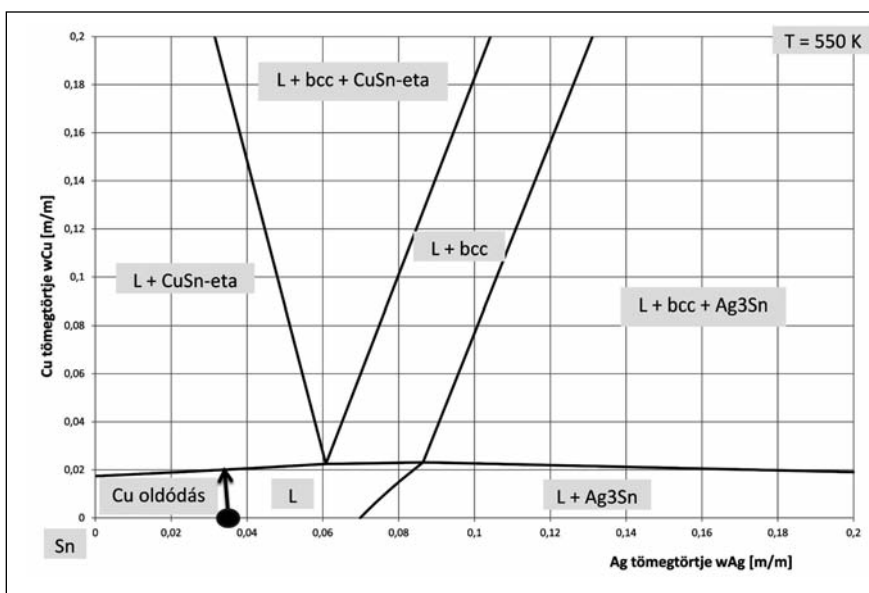
■ 1. ábra. A Thermo-Calc szoftver TCSLD1 adatbankjával számolt binér Cu-Ag fázisdiagram 1 bar nyomáson érvényes izobár metszete



■ 2. ábra. A Thermo-Calc szoftver TCSLD1 adatbankjával számolt binér Sn-Ag fázisdiagram 1 bar nyomáson érvényes izobár metszete



■ 3. ábra. A Thermo-Calc szoftver TCSD1 adatbankjával számolt binér Sn-Cu fázisdiagram 1 bar nyomáson érvényes izobár metszete



■ 4. ábra. A Thermo-Calc szoftver TCSD1 adatbankjával számolt ternér Sn-Ag-Cu rendszer egyensúlyi fázisdiagramja Sn-sarkának egy izobar-izoterm metszete 1 bar nyomáson és 550 K hőmérsékleten. A pont a 3,5 tömeg% Ag-tartalmú Sn-Ag kommersz forraszanyag kiindulási összetételét jelzi, míg a nyíl az összetétel fokozatos változását mutatja a Cu-alkatrész oldódás hatására annak forrasztása során

fázis a Cu_6Sn_5 fázis, ami nagyobb hőmérsékleten allotróp (rendezett – rendezetlen típusú) fázisátalakuláson esik át (ettől kezdve „CuSn-éta” fázisnak nevezzük), majd peritektikusan bomlik olvadékra és Cu_3Sn fázisra. A rendezett, hcp típusú Cu_3Sn fázis inkongruensen oldódik fel a rendezetlen bcc fázisban. Nagyobb Cu-tartalom mellett alakulnak ki a csak szűk hőmérséklet-tartományban stabil $\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$ és a $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ fázisok.

Az 1–3. ábrán bemutatott binér fázisdiagramok fő vonásaikban meg-

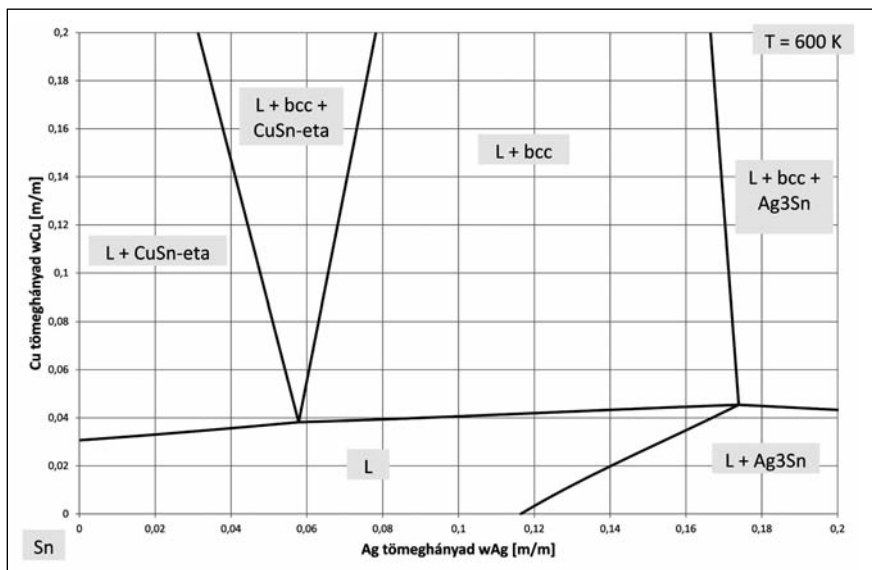
egyeznek a [3, 8] összefoglalókban publikáltakal, bár különbség több apró részletben van. Talán a legszembetűnőbb minőségi különbség az Sn-Cu diagramon látható bcc fázissal kapcsolatos. A 3. ábrán, összhangban a [8] gyűjteménnyel egy rendezetlen bcc fázis van, míg [3] szerint a fázisdiagram e területén meg kell különböztetni egy rendezett és egy rendezetlen bcc fázist. Ez a részlet azonban a diagramok forrasztásban betöltött szerepét nem befolyásolja.

3. A ternér Sn-Ag-Cu rendszer izoterm metszetei

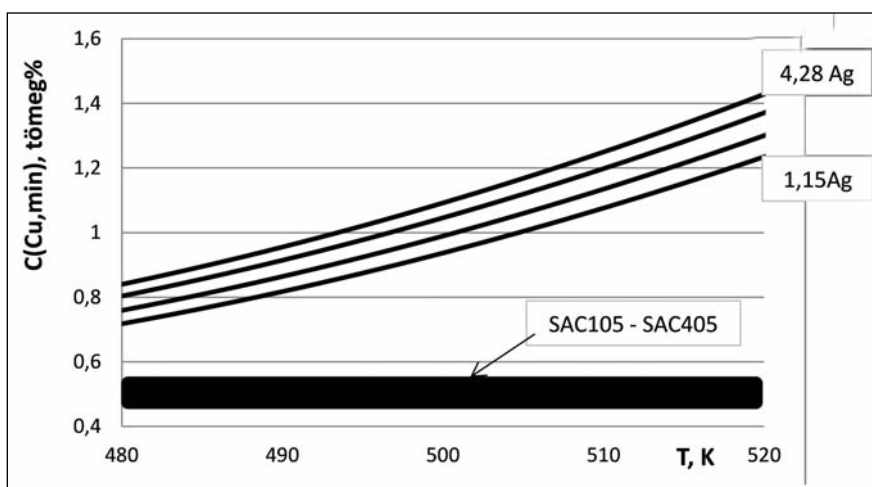
A 4. ábrán a ternér Sn-Ag-Cu rendszer egyensúlyi fázisdiagramja Sn-sarkának egy izobar-izoterm metszét mutatjuk be 1 bar nyomáson és 550 K hőmérsékleten. Mivel az ón olvadáspontja 505 K, ezért 550 K-en az Sn-sarok egyfázisú olvadékokat tartalmaz. Az olvadéktartomány lényegesen nagyobb koncentrációig terjeszkedik az Ag-oldalon (kb. 8 tömeg%), mint a Cu-oldalon (kb. 2 tömeg%). Az Ag-tartalom növelésével kis Cu-tartalom mellett az egyfázisú olvadék kétfázisúvá válik, a 2. fázis az Ag_3Sn , ami összhangban van a 2. ábrával. A Cu-tartalom növelésével kis Ag-tartalom mellett az egyfázisú olvadék kétfázisúvá válik, a 2. fázis a CuSn-eta, ami összhangban van a 3. ábrával. A ternér Sn-Cu-Ag fázisdiagramon a kétkomponensű diagramokról már megismert fázisokon túl megjelenik egy ternér, rendezetlen bcc szerkezetű vegyületfázis is, ami a 4. ábrán ugyan nem látszik, de a kétfázisú (olvadék + bcc) terület mentén növekvő Cu és Ag koncentráció mellett eljuthatunk az egyfázisú bcc tartományba, ami 550 K-en 12–15 tömeg% Ag és 26–34 tömeg% Cu-tartalom mellett létezik. Itt megjegyezzük, hogy a forraszanyagok fázisdiagramjainak irodalmi gyűjteményében [8] ilyen fázis nem létezik.

Az 5. ábra nagyon hasonló a 4. ábrához, az egyetlen különbség az, hogy az 5. ábra a 600 K-es izoterm metszetet mutatja be. A 4. és 5. ábrák összehasonlításából láthatjuk, hogy az egyfázisú olvadéktartomány határoló egyensúlyi vonalak a hőmérséklet növelésével a nagyobb Ag- és Cu-koncentrációk felé tolódnak el.

A 4. ábrán nagy fekete ponttal jelöltük az egyik iparilag is használt összetételű, 3,5 tömeg% ezüstöt tartalmazó Sn-Ag forraszanyag kiindulási összetételét. Amikor ez a forraszanyag megolvad és kontaktusba kerül a szilárd rézzel, réz kezd oldódni benne, a 4. ábrán bemutatott nyíl mentén fokozatosan változtatva a forraszanyag összetételét. Amikor az olvadékban feloldódott Cu-tartalom eléri (sőt, a csiraképződés energiaigénye miatt kis mértékben túl is haladja) az egyfázisú „L” és a kétfázisú „L + CuSn-eta”



■ 5. ábra. A Thermo-Calc szoftver TCSD1 adatbankjával számolt ternér Sn-Ag-Cu rendszer egyensúlyi fázisdiagramja Sn-sarkának egy izobar-izoterm metszete 1 bar nyomáson és 600 K hőmérsékleten



■ 6. ábra. A Cu-alkatrész méretváltozásának elkerüléséhez minimálisan szükséges Cu-tartalom az Sn-Ag-Cu forrasztóanyagban a maximális forrasztási hőmérséklet és az Ag-tartalom függvényében (görbék alulról felfelé: 1,15; 2,21; 3,35 és 4,28 tömeg % Ag-tartalom mellett). Alsó sáv: a SAC105 – SAC405 kommersz ötvözetek összetételei (lásd 1. táblázat)

tartományok határát jelző vonalat, a Cu(s)/Sn-Ag-Cu(L) határfelületen az olvadékból CuSn-eta fázis fog kiválni, ami leállítja a szilárd Cu további oldódását. A hűtés hatására azonban csökken az olvadék Cu-oldóképessége (vö. a 4–5. ábrákat), és emiatt ala-

acsony hőmérsékleten a Cu/forrasztó határfelületen az eredetinel vastagabb CuSn-eta fázist találunk, ami ráadásul a további hűtés hatására átalakul Cu_6Sn_5 fázissá (3. ábra). Ezen fázis annál vastagabb lesz, minél nagyobb volt a forrasztási

1. táblázat. Néhány Sn-Ag-Cu kommersz forrasztóanyag összetétele tömeg%-ban [15]

Sn-Ag-Cu forrasztóanyag jele	Elemi összetétel		
	Sn	Ag	Cu
SAC105	98,1	1,15	0,514
SAC205	96,4	2,21	0,511
SAC305	95,4	3,35	0,485
SAC405	94,9	4,28	0,536

keletkező intermetallid a forrasztott szerkezet összes tulajdonságára hatással lesz. Azonban még mielőtt forrasztott szerkezetről beszélhetnénk, fontos leszögezni, hogy ez a fokozatosan kialakuló intermetallid hatással lesz a forrasztóanyag és a forrasztandó réz nedvesítési viszonyaira is [13–14].

4. A ternér Sn-Ag-Cu forrasztóanyag tervezésének termodinamikai alapjai

A 4–5. ábrákon látható, relatíve nagy Cu-koncentrációhoz tartozó folyékony tartomány léte az oka annak, hogy binér Sn-Ag forrasztóanyagot ritkán használnak, hiszen az a forrasztandó rézalkatrész részleges beoldódásához, azaz méretváltozásához vezet, ami nem előnyös. Ezt a káros jelenséget úgy lehet a legegyszerűbben visszaszorítani, ha az Sn-Ag forrasztóanyaghoz rézet is adagolunk. Az ilyen Sn-Ag-Cu ternér forrasztóanyagok összetétele a forrasztási hőmérséklet ismeretében beállítható úgy, hogy a forrasztás közben a forrasztandó szilárd Cu ne oldódjon az olvadékban, azaz megőrizze eredeti méreteit.

A ternér Sn-Ag-Cu fázisdiagram izoterm metszeteinek ismerete tehát elvezetett bennünket a Sn-Ag-Cu forrasztóanyag-család „felfedezéséhez”. Ezt a felfedezést azonban előttünk már mások megtették, sőt, el is nevezték a forrasztóanyagok e családját SAC (Sn-Ag-Cu) forrasztóanyagoknak. Magától értetődik, hogy e forrasztóanyagok összes tulajdonsága függvénye az egymástól függetlenül változtatható Ag- és Cu-koncentrációnak [15]. Ezeket az értékeket azonban nem érdemes egymástól függetlenül változtatni, hiszen adott forrasztási hőmérséklet mellett a 4–5. ábrákkal analóg izoterm metszet kapcsolatot teremt e két ötvöző optimális koncentrációja között, ami biztosítja, hogy a forrasztani kívánt szilárd réz ne szenvedjen a forrasztás során méretváltozást. A ternér fázisdiagram-metszet tehát termodinamikai módszert biztosít ahhoz, hogy meghatározzuk a SAC forrasztóanyagok minimálisan szükséges Cu-tartalmát az Ag-tartalom és a forrasztási hőmérséklet függvényében, amivel elkerülhető a szilárd Cu-alkatrészek méretváltozása a forrasztás során. A SAC termodinamikai

szempontból minimális Cu-tartalmát a következő közelítő képlettel számíthatjuk, ami a 4–5. ábrákon az „L” és „L + CuSn-eta” tartományokat határoló egyensúlyi vonal egyenlete:

$$C_{Cu,min} = (23,17 - 0,1000 \cdot T + 1,113 \cdot 10^{-4} \cdot T^2) + (-0,8661 + 0,002675 \cdot T - 1,772 \cdot 10^{-6} \cdot T^2) \cdot C_{Ag} \quad (1)$$

ahol $C_{Cu,min}$ (tömeg%) a szilárd Cu oldódásmentes forrasztásához szükséges minimális Cu-tartalom a SAC-ban, C_{Ag} (tömeg%) a SAC Ag-tartalma, T (K) a forrasztási hőmérséklet. A fenti képlet maximum 6 tömeg% Ag-tartalomig és 480 K (207 °C) hőmérséklet felett használható, és a 4–5. ábrákon, illetve itt be nem mutatott, további izoterm metszetek analízisén alapul.

Hasonlítsuk össze az (1) képlettel számolt értékeket a kereskedelemben is kapható néhány SAC ötvözet összetételével (1. táblázat). Az (1) egyenlettel számolt értékeket a 6. ábrán látható négy vonallal adjuk meg, az 1. táblázatban közölt négy kommersz ötvözet Ag-tartalmára számolva. Összehasonlításképpen a 6. ábrán bemutatjuk a négy ötvözetben használt Cu-koncentrációk értéksávját is (1. táblázat). A 6. ábra értelmezéséhez tudnunk kell, hogy a négy kommersz ötvözet olvadáspontja 480 K közelében van, ezért a forrasztás csak 480 K felett lehetséges. Mint látjuk, az (1) egyenlettel kifejezett, minimálisan szükséges Cu-mennyiségnél mind a négy ötvözet kevesebb rezet tartalmaz. Következésképpen ezen forrasztóanyagok alkalmazása során a Cu-alkatrészek várhatóan oldódni fognak a forrasztóanyagban és ezért várhatólag méretváltozást fognak szenvedni; ennek mértéke növekszik a forrasztási idővel és a forrasztási hőmérséklettel. Ha a méretváltozás nem jelentős, az a rövid idejű forrasztásnak köszönhető. A méretváltozást elkerülendő javasoljuk az (1) egyenlet használatát és az 1. táblázatban közölt SAC összetételek korrekcióját.

5. Következtetések

A Calphad elvet használó ThermoCalc szoftver segítségével kiszámoltuk az Sn-Ag-Cu rendszerben megjelenő három binér fázisdiagramot és a

ternér diagram két izoterm metszetét. Ezen izoterm metszetekből következik, hogy ha szilárd Cu-t binér Sn-Ag forrasztóanyaggal forrasztunk, akkor a szilárd Cu részlegesen oldódni fog a forrasztóanyagban, ami a forrasztandó szilárd réz-

alkatrész nemkívánatos méretváltozásához fog vezetni. Ezt elkerülendő, az általunk kiszámolt izoterm metszetek segítségével levezettük az (1) egyenletet, ami azon minimális Cu-koncentráció kiszámítására alkalmas az Ag-koncentráció és a maximális forrasztási hőmérséklet ismeretében, ami biztosítja, hogy a szilárd Cu-alkatrészt oldódás, azaz méretváltozás nélkül lehessen forrasztani az adott Sn-Ag-Cu forrasztóanyaggal. Összevetve az (1) egyenletet néhány kommersz forrasztóanyag összetételével, úgy találtuk, hogy a SAC105 – SAC405 forrasztóanyagok a szükségesnél kevesebb rezet tartalmaznak. Ezért javasoljuk a SAC110 – SAC411 ötvözetcsalád bevezetését és használatát, melyek 1,0–4,0 tömeg% Ag- és kb. 1,0–1,2 tömeg% Cu-tartalmúak, és kb. 500 K-en alkalmasak forrasztásra anélkül, hogy a szilárd Cu-alkatrész oldódásától tartanunk kellene. Természetesen a forrasztóötvözetek összetételének optimalizálását nemcsak ezen térfogati termodinamikai, hanem egyéb szempontok együttes figyelembevételével kell elvégezni [12, 15].

Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 projekt eredményeire alapozva a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0019 jelű projekt részeként – az Új Széchenyi Terv keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalom

[1] Roosz A.: Fémtan I. (ideális és reális kristályszerkezetek, fázisok, diffúzió, kétalkotós egyensúlyi fázisdiagramok). Raszter Nyomda, Miskolci Egyetem, 2011, 297 oldal, 500 ingyenes példány.

- [2] Kaptay Gy.: Anyagegyensúlyok (makro-, mikro- és nanoméretű rendszerekben). Raszter Nyomda, Miskolci Egyetem, 2011, 359 oldal, 500 ingyenes példány.
- [3] T. B. Massalski (ed): Binary Alloy Phase Diagrams, second ed., 3 volumes, ASM International, 1990.
- [4] N. Saunders, AP Miodownik: CALPHAD, a Comprehensive Guide, Pergamon, 1998, 479 pp.
- [5] Lukas HL, Fries SG, Sundman B.: Computational Thermodynamics. The Calphad method. Cambridge University Press, 2007, Cambridge, UK, 313 pp.
- [6] www.thermocalc.se
- [7] J. Janczak-Rusch, G. Kaptay, L. P. H. Jeurgens: Interfacial design for joining technologies: an historical perspective. J. Mater Eng. Perform, 2014, vol. 23, pp.1608–1613.
- [8] A. T. Dinsdale, A. Watson, A. Kroupa, J. Vrestal, A. Zemanova, J. Vizdal: Atlas of phase diagrams for lead-free soldering. COST 531, vol.1, COST office Brussels and K-economy s.r.o. Brno, 2008, 289 pp.754.
- [9] F. H. Hayes, H. L. Lukas, G. Effenberg, G. Petzow: A Thermodynamic Optimisation of the Cu-Ag-Pb System. Z. Metallkunde, 1986, vol.77, pp. 749–754.
- [10] C. S. Oh, J. H. Shim, B. J. Lee, D. N. Lee: A thermodynamic study of the Ag-Sb-Sn system. J. Alloys Compounds, 1996, vol.238, pp.155–166.
- [11] X. J. Liu, H. S. Liu, I. Ohnuma, R. Kainuma, K. Ishida, S. Itabashi, K. Kamada, K. Yamaguchi: Experimental determination and thermodynamic calculation of the phase equilibria in the Cu-In-Sn system. J. Electron. Matter, 2001, vol.30, pp.1093–1103.
- [12] Baumli P., Vaskó G., Laczkó S., Sytcheva A., Svéda M.: Ólommentes forrasztóanyagok nedvesítésvizsgálata: Sn-Ag/Cu rendszer. BKL Kohászat, 2014/2, 21–25. old.
- [13] Z. Weltsch, A. Lovas, J. Takács, Á. Cziráki, A. Tóth, G. Kaptay: Measurement and Modelling of the Wettability of Graphite by a Silver-Tin (Ag-Sn) Liquid Alloy. Appl. Surf. Sci., 2013, vol.268, pp. 52–60.
- [14] N. Eustathopoulos, M. G. Nicholas, B. Drevet: Wettability at High Temperatures, Pergamon, 1999, 420 pp.
- [15] Molnár A., Kardos I., Molnár I., Gácsai Z.: Ezüsttartalom hatásának vizsgálata ólommentes forrasztóanyagok tulajdonságaira. BKL Kohászat, 2014/2, 17–20. old.