



Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem  
Villamosmérnöki és Informatikai kar  
Elektronikai Technológia Tanszék

## **TDK dolgozat**

**2012/2013. tanév I. félév**

# **Bizmut és antimon mikroötvözőkkel adalékolt forraszok vizsgálata**

**Készítette: Garami Tamás**  
ZQS9UV

**Konzulens: Dr. Krammer Olivér**

**BUDAPEST**

**2012**

# Tartalomjegyzék

1. Bevezetés.....	2
2. Az újraömllesztés forrasztási technológia .....	3
2.1. Forraszanyagok .....	3
2.2. Az újraömllesztés forrasztási technológia lépései .....	4
2.2.1. A stencilnyomtatás és alkatrészek beültetése .....	4
2.2.2. Forrasztás.....	5
2.3. Intermetallikus réteg.....	9
2.4. Forrasztott kötések minősítő vizsgálatai .....	12
2.4.1. Mechanikai vizsgálatok .....	12
2.4.2. Vizsgálatok keresztmetszeti csiszolaton, optikai vizsgálatok .....	13
2.5. Mikroötvözők.....	14
3. Élettartam vizsgálatok.....	18
3.1. Thermal Cycle és Thermal Shock vizsgálatok.....	18
3.2. A gyorsítási tényező.....	22
4. Önálló munka .....	23
4.1. Forraszötvözetek összehasonlítása.....	24
4.2. A kísérlethez alkalmazott minta.....	25
4.2.1. Mérőlemez terve .....	25
4.2.2. Forrasztott kötések kialakítása .....	26
4.3. Vizsgálati módszerek .....	29
4.3.1. Kötések mechanikai minősítése .....	29
4.3.2. Keresztmetszeti vizsgálatok .....	29
4.3.3. Élettartam vizsgálatok .....	30
5. Eredmények.....	32
5.1. Optikai minősítés .....	32
5.2. Szilárdsági eredmények .....	33
5.3. Keresztmetszeti csiszolatok eredményei.....	35
5.3.1. Fémmikroszkópos vizsgálat .....	35
5.3.2. Elektronmikroszkópos vizsgálatok, az intermetallikus réteg vizsgálata .....	38
6. Összefoglalás.....	42
Irodalomjegyzék .....	44
Ábrajegyzék.....	47

## 1. Bevezetés

Az elektronikai ipar napjainkban egyre nagyobb hangsúlyt fektet a gyártási folyamatokban alkalmazott forrasztási eljárásokra. Egy rosszul elkészített forrasztott kötés maga után vonhatja akár egy teljes berendezés működésképtelenségét, így ez a végtermék előállításának egyik legproblémásabb része, amely jelentős hatással bír a minőségre és gazdaságosságra. Bár a forrasztási technológiák régóta nyúlnak vissza, a folyamatok fizikáját illetően még maradtak megválaszolatlan kérdések.

A forrasztás olyan speciális villamos kötést biztosító eljárás, melynek során a villamos kötés mellett mechanikai kötés is kialakul a két vezető között. A kötés fémes hozadékanyag, jelen esetben a forrasz, segítségével jön létre, felület közeli ötvöző, jelen esetben adhéziós és diffúziós folyamat következtében. Megkülönböztetünk lágy és kemény forrasztást, előbbinél a forrasztás során fellépő csúcshőmérséklet  $450\text{ °C}$  alatt marad, míg utóbbinál ez érték fölé megy. Az általam és az elektronikai technológiában is használatos forrasztási eljárások mindegyike a lágy forrasztás kategóriájába tartoznak.

Az alkatrészek méretének csökkenésével előtérbe került a felületszerelt, SMT (Surface Mount Technology) technológia. Az SMD (Surface Mount Device) alkatrészek forrasztásának leggyakoribb formája az újraömlésztéses forrasztás. A folyamat során a forraszanyagot forraszpaszta formájában visszük fel stencilnyomtatás segítségével a nyomtatott huzalozású lemezen található kontaktusfelületekre.

A forraszok a múltban ólomtartalmúak voltak, ám az iparban kezdenek elterjedni az ólommentes forraszanyagok is EU szabályzások következtében. Az ólommentes forraszanyagok általában ón, ezüst és réz ötvözőket tartalmaznak, azonban jelenleg is folynak a kutatások az ezüst tartalom csökkentése érdekében, mert ezáltal a forraszanyagok ára mérsékelhető, valamint a kötések mechanikai tulajdonságai javulhatnak. A forraszok tulajdonságainak javítása történhet mikroötvözéssel is. A mikroötvözőt tartalmazó forraszok még nem terjedtek el széleskörűen, de már vizsgálják hatását a forrasztott kötések tulajdonságaira.

A TDK dolgozat keretében vizsgálati eljárást tervezek a mikroötvözős és mikroötvözőket nem tartalmazó, ólommentes és ólomtartalmú forraszanyagokkal készített kötések megbízhatósági és minőségi vizsgálatára. A forrasztott mérőlemezeket hősokk élettartam vizsgálatnak vetem alá. A kötések mechanikai, optikai és elektronmikroszkópos vizsgálatokkal minősítem.

## **2. Az újraömllesztés forrasztási technológia**

A forrasztási technológiák közül napjainkban, az iparban a legelterjedtebben használt az újraömllesztés forrasztás. A technológia arról kapta nevét, hogy a forrasztás során forraszpasztát használunk, amelyben a forraszötvozet, már egy felmelegítési folyamat során keletkezett, a forrasztás során pedig újra megömllesztjük.

### **2.1. Forraszanyagok**

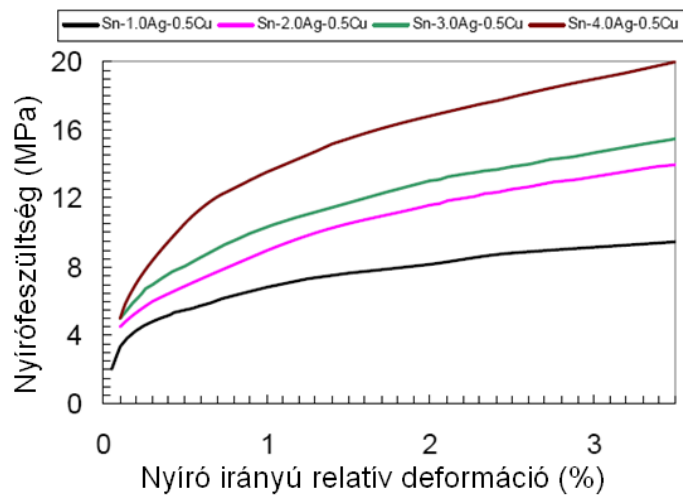
Az újraömllesztés technológiához szükséges alapanyag a forraszpaszta, melyben a forraszfém lehet ólomtartalmú, vagy ólommentes. A szokásos ón-ólm tartalmú forraszpaszták alkalmazásakor a forrasztáskor lezajló fizikai-kémiai reakciókban csak az ón vesz részt [1]. Az Európai Unió szabályozásának következtében azonban egyre inkább előtérbe kerülnek az ólommentes forraszanyagok. Az ólommentes forrasztást illetően, az iparban az RoHS (Restriction of Hazardous Substances Directive) irányelv 2006. július. 6-án lépett hatályba [2,3]. Az ólommentes forraszanyagban az ónon kívül olyan ötvözők fordulhatnak elő, mint például a réz, az ezüst vagy az indium. Az ólommentes forrasztás előrelépését segítik a kormányok által preferált környezetvédelmi törvények is.

Az ólommentes forraszanyag leggyakoribb összetevői általában az ón, réz és az ezüst. Emiatt használják a SAC rövidítést, mely a Sn-Ag-Cu anyagok kezdőbetűiből áll össze. Találkozhatunk még a TSC rövidítéssel is, mely a tin-silver-copper angol szavak kezdőbetűiből adódik. A forraszpaszta helyes megválasztása nagyon lényeges lépése a forrasztási folyamatnak. A gyártók más-más összetételű forraszpasztákat készítenek a különböző hőközlési módú újraömllesztés forrasztási technológiákhoz, mint például a konvekciós, az infrasugaras vagy a gőzfázisú technikákhoz. Ilyen lehet például az Indium cég által gyártott speciális forraszpaszta az Indium 5.1 vagy a NC-SMQ230, melyeket a cég kifejezetten a gőzfázisú újraömllesztés forrasztáshoz fejlesztett [4]. A forraszpaszta a különböző fémötvözeten kívül tartalmaz folyasztószert is. A folyasztószert, más néven flux, fontos szerepet tölt be, hiszen ez az anyag felelős a felületek tisztításáért, illetve a jobb nedvesítésért is.

A SAC összetételű forraszpaszták jelölésében található egy szám a SAC felirat után. Ez a szám határozza meg a pontos összetételt tömegszázalék szerint. Például a SAC305 jelentése, hogy 3 tömegszázalék ezüst, 0,5 tömegszázalék réz és a maradék 96,5 tömegszázalék pedig ón a forraszanyagban. A Solder Products Value Council

(SPVC) az IPC irányításával egy év alatt különböző minősítő eljárások során arra jutott, hogy a SAC305 forrasztó legyen az ajánlott az ólommentes újraömlésztés forrasztáshoz [5]. Az EU direktívák mellett Japánban is a SAC305 összetételű forrasztóanyag terjedt el az ólmos forrasztóanyagok kiváltójaként [6].

A pasztagyártók egy ideig nem foglalkoztak a mikroötvözés alkalmazásával, inkább azt az irányt választották, hogy elkezdik vizsgálni az alacsonyabb ezüst tartalmú forrasztóanyagok tulajdonságait (1. ábra). Azonban észrevehető volt, hogy míg így jobbak lettek a mechanikai vizsgálatok eredményei, addig a minták kevésbé tűrték jól a ciklikus hőmérséklet okozta fáradást. Az ezüstötvöző mennyiségének hatását jól elkülöníthető görbék jelzik, ha a nyírófeszültséget ábrázoljuk a nyíró irányú deformáció függvényében [6].



1. ábra SAC ötvözetek nyírófeszültség vizsgálatának eredménye, egyre csökkenő Ag tartalom mellett [6]

## 2.2. Az újraömlésztés forrasztási technológia lépései

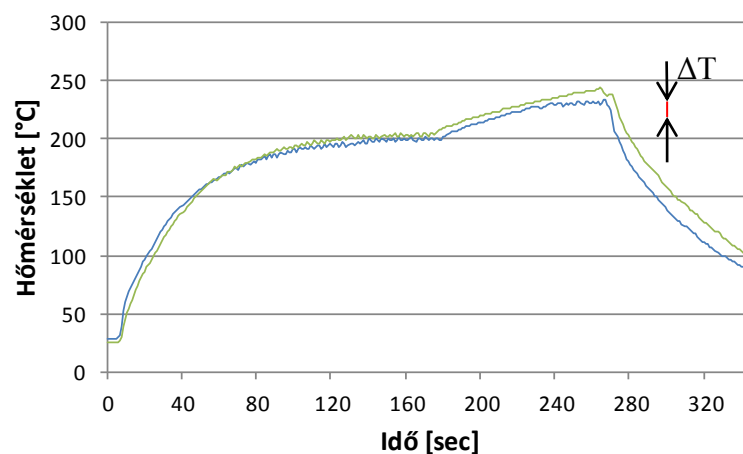
### 2.2.1. A stencilnyomtatás és alkatrészek beültetése

Az újraömlésztés forrasztási technológia első lépése a forrasztóanyag felvitele. Ezt a folyamatot többnyire stencilnyomtatással végzik a sorozatgyártásokkor. A stencilnyomtatás során a stencilnyomtató berendezésbe behelyezzük a stencilt, amely általában rozsdamentes acélból készült vékony (75–150  $\mu\text{m}$ ) fólia, melyen a forrasztási felületeknek megfelelően ablak (apertúra) található. Ezen ablakokba kerül be a forrasztóanyag a nyomtatási folyamat során, majd a stencil elválasztása után a forrasztóanyag a forrasztási felületekre kerül.

A stencilnyomatás után a következő lépés az alkatrészek beültetése. Ebben a folyamatban minden alkatrész a számára megfelelő helyre kerül a hordozón. A beültetést automata beültetőgépekkel végzik, melyek számára a nyomtatott huzalozású lemez topológia tervező programok képesek programfájlokat készíteni, melyek tartalmazzák az alkatrészek típusait, pozícióit és orientációit. Ezen kívül a programozáskor meg kell adni még, hogy az egyes típusú alkatrészek melyik szalagtárból vehetők fel a beültetőfejjel.

### 2.2.2. Forrasztás

A forrasztási folyamat során hőt közlünk a forrasztóanyaggal, amely ennek hatására, ha eléri az olvadáspontot, megömlik, nedvesíti a fémezett felületeket majd a megdermedés közben kialakul a forrasztott kötés. A forrasztó felmelegítése többféleképpen történhet. Az iparban elterjedtek a konvekciós alagútkemencék és az infrásugaras kemencék. A forrasztóanyag hőmérsékletét az idő függvényében mérhetjük. Az így kapott hőmérséklet–idő függvényt hőprofilnak nevezzük (2. ábra).



2. ábra Infrásugaras újraömlesztéses forrasztásnál mért hőprofil két különböző hőkapacitású alkatrész esetén

A hőmérséklet szabályzását a hőprofil alapján kell végezni. Általánosságban igaz, hogy létezik felső hőmérséklet korlát, ami körülbelül 260 °C-ra tehető. Mivel az ólommentes és az ólmos forrasztóanyagok olvadáspontja jelentősen eltér, így különböző hőprofilot kell beállítani a forrasztáshoz. Az ólommentes forrasztóanyag 240 °C, míg az ólomtartalmú pedig 210 °C csúcshőmérséklettel forrasztható [7]. Nem minden típusú alkatrész forrasztható újraömlesztéses eljárással, ugyanis nem minden alkatrésztípus bírná ki az újraömlesztéses forrasztás során szükséges magas hőmérsékletet.

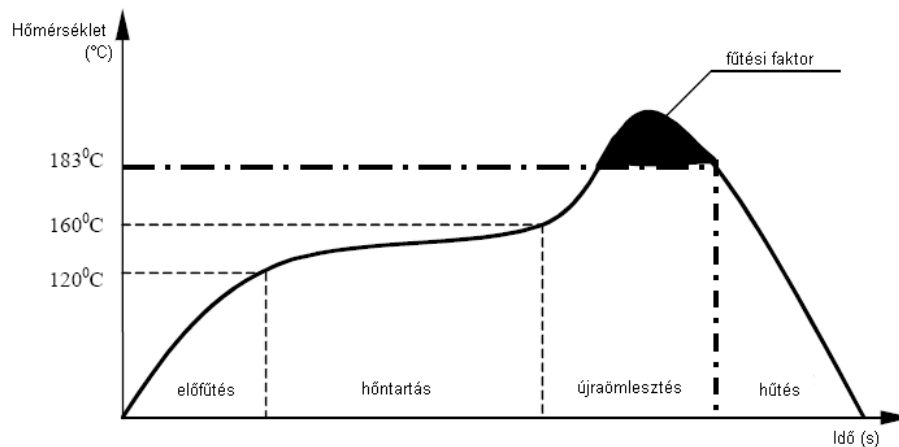
Az újraömllesztéses forrasztások esetében több részre bontható a hőprofil. Jellemzőes része a hőntartás, amely arra szolgál, hogy a forrasztásban található folyasztószer kifejtse oxideltávolító hatását. A hőntartás hőmérséklete általánosan 150 °C és körülbelül 1 percig szokás tartani ezt a hőmérsékletet, hogy a folyasztószernek legyen ideje az oxideltávolítás kémiai reakciójára. A túl sokáig tartó hőntartás újraoxidációt és rossz nedvesítést okozhat, csakúgy, mint a magas hőmérsékleten történő hőntartás. Forrasztási problémákat okoz azonban a túl alacsony hőmérsékleten történő hőntartás is. Ebben az esetben a folyasztószer nem tisztítja megfelelően a kontaktusfelületeket és rossz lesz a nedvesítés is. A túl rövid ideig tartó hőntartás pedig nagy hőmérséklet különbséget okozhat a szerelőlemezen, így akár hideg kötés is kialakulhat.

A hőprofil egyik jellemzője a  $\Delta T$ . A  $\Delta T$  a szerelőlemezen lévő legmagasabb hőmérsékletű alkatrész és az ebben az időpontban mért legalacsonyabb hőmérsékletű alkatrész közötti hőmérséklet különbség. Értékét °C-ban fejezik ki. Mivel ez egy hőmérséklet különbségi érték, így törekedni kell ezen érték minimalizálására. Ugyanis a homogén hőmérséklet eloszlás jobb minőségű forrasztást eredményez.

A jó kötés kialakításához fontos információ, hogy a forrasztóanyag mennyi időt tölt olvadt állapotban. Az éppen pillanatnyilag mért hőmérséklet –  $T(t)$  – és a forrasztóanyag olvadáspontjának –  $T_{likvidusz}$  – hőmérsékletkülönbségének ha idő szerinti integrálját vesszük az olvadáspont felett töltött ideig, akkor megkapjuk az úgynevezett fűtési faktort (2.1) (3. ábra). A fűtési faktor jele a  $Q_\eta$  [8]. Mértékegysége  $s \cdot K$  vagy  $s \cdot ^\circ C$ , amennyiben a hőmérsékleti értékeket Celsius skálán mérjük.

$$Q_\eta = \int_{t_1}^{t_2} (T(t) - T_{likvidusz}) dt \quad (2.1)$$

A fenti egyenletben a  $t_1$  időpont, amikor a forrasztó hőmérséklete már az olvadáspont feletti értéken van, míg  $t_2$  az az utolsó időpont, amikor még olvadáspont feletti értéken van. Így a  $t_2 - t_1$  az az időintervallum szekundumban kifejezve, amely időtartam alatt a forrasztó olvadt állapotban volt. A fűtési faktor tehát egy görbe alatti részterület. A  $T_{likvidusz}$  ólmos forrasztóanyag alkalmazása esetén általában 183 °C, míg ólommentes forrasztó esetén ez a 217–220 °C tartományba esik, függően a választott forrasztótvözetől.



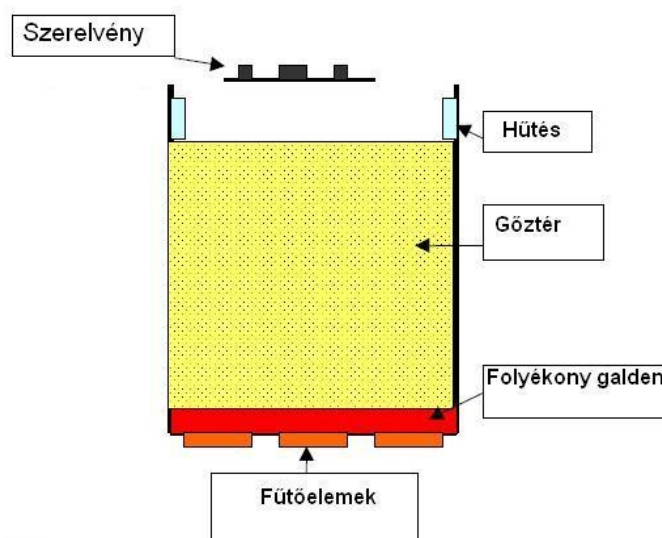
**3. ábra A fűtési faktor a hőprofil egy görbe alatti részterületként jelenik meg, az ábrán 183 °C-os olvadási hőmérsékletű ólmos forrasztóanyag esetén [12]**

### **Gőzfázisú hőközlési technika**

A gőzfázisú forrasztás (Vapour Phase Soldering, VPS) nevét a hőközlésért felelős anyagról a gőzről kapta, amit egy speciális folyadék forralásával képzünk. A folyadék felfűtését a gyakorlati megvalósítás során egy fűtőellenállás végzi, mivel a fűtési teljesítmény így jól szabályozhatóvá válik. A folyadék, amit fűtünk speciálisan forrasztási célra fejlesztették, ami azt jelenti, hogy a forráspontja magasabb, mint a forrasztó olvadáspontja. Mivel az ebből a folyadékból képzett gőz fogja a hőközlést végezni a forrasztás során, így az ilyen folyadékokat „munkafolyadékoknak” hívjuk [9]. 1998-ban mindösszesen három gyártó készített ilyen munkafolyadékokat. Mára legelterjedtebb a perfluoropolyether (PFPE), melyet az egyszerűsítés kedvéért Galdennek neveznek. A többi folyadék vagy Perfluorotriamylamine vagy Fluorocarbon, melyeknél az előbbi összetevői a szén, fluor és a nitrogén [10], míg utóbbi összetevőiről nem ad információt a gyártó honlapján található adatlap.

A Galdenből képződő gőznek legfontosabb tulajdonsága hogy fajsúlya a levegőénél nagyobb. Ez a gőz 17-szer nehezebb a levegőnél, amelynek literje 1,293 g [9]. Ez azért fontos, mert így a gőz lent marad a tartály alján a folyadék felett. A szerelőlemezt pedig ebben a gőzben helyezzük majd el, ami felmelegíti a forrasztóasztát (4. ábra). Ahogy a szerelőlemez bekerül a gőztérbe, megkezdődik a forrasztási folyamat. A folyamat során a melegebb gőz biztosítja a hőforrást. A hőátadási tényező nagyobb a Galdenből képződött gőz-hordozó határfelületen, mint a levegő-hordozó vagy a nitrogén-hordozó határfelületen.





4. ábra A gőzfázisú forrasztó-berendezés egyszerűsített sematikus ábrája [11]

Ha a rendszer és környezete között hőmérsékletkülönbség áll fenn, akkor hőáramlás jön létre. A hő spontán módon áramlik a melegebb területről a hidegebbre, amíg ki nem alakul a két test közötti termikus egyensúly [12].

A folyamat első lépéseként a gőz kondenzálódik a szerelőlemezen, így beleértve a forraszpasztát is. A kondenzáció során hőenergiát ad át a forrasznak. A kondenzáció addig tart, amíg a gőz hőmérséklete és a szerelőlemez hőmérséklete meg nem egyezik. Ahogy a két hőmérséklet azonos, a kondenzálódott folyadék réteg ismét visszaalakul telített gőzzé.

A gőz hőközlése egyenletes és csak a gőz hőmérsékletétől függ a forrasztás során mérhető csúcshőmérséklet [13]. A csúcshőmérséklet független az alkatrészek helyétől a szerelőlemezen, az alkatrészek színétől és a  $\Delta T$  is minimális lesz a hordozón [14]. A minimális  $\Delta T$  hőmérséklet onnan ered, hogy a kondenzálódott vékony filmréteg a teljes hordozó felületén megjelenik. A VPS forrasztási folyamat közel oxigénmentes atmoszférát hoz létre, így kerülhetjük el a forrasztás közbeni oxidációt.

A gőz keletkezhet fázisátalakulással folyékony halmazállapotú anyagból, esetleg szilárd anyagból szublimációval. Fázisátalakulás során az anyag hőmérséklete állandó marad, míg az anyag fizikai jellemzői megváltoznak. A folyamatban az átvitt hőmennyiséget látens hőnek nevezzük. A fázisátmenetet létrehozó hőmennyiség (mértékegysége J):

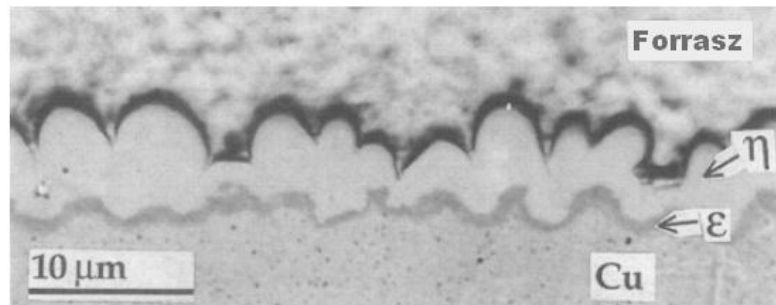
$$Q = m \cdot L, \quad (2.2)$$

Ahol  $L$  a látens hő (mértékegysége  $\frac{J}{kg}$ ),  $m$  pedig az anyag tömege (mértékegysége kg).

Bizonyos esetekben az anyagnak több fázisa is jelen van a rendszerben. Az ilyen fázisokat többfázisú rendszereknek nevezzük [15]. A kondenzáció elsőrendű fázisátalakulás, mivel jellemzője, hogy hőhatással jár és az extenzív állapotjelzők számértéke ugrásszerűen megváltozik.

### 2.3. Intermetallikus réteg

A forrasztások során a forrasz és a forrasztandó felületek határán intermetallikus réteg jön létre. Ez a réteg a diffúziós folyamatok során képződik. Ólommentes esetben a forrasz és a réz forrasztási felületek között az intermetallikus réteg fő összetevője általában a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ( $\eta$  fázis) vegyület, de képződhet  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  ( $\varepsilon$  fázis) vegyület is amennyiben a forrasztás után a mintát még hőkezelésnek teszik ki (5. ábra) [16, 17].



5. ábra Ólmos forrasz használatánál jobban elkülöníthető a  $\eta$  fázis és az  $\varepsilon$  fázis [18]

Az intermetallikus réteg fontos része a forrasztott kötésnek. Amennyiben nem alakul ki ez a réteg, úgy a forrasztás minőségét tekintve nem megfelelő. A megfelelő vastagságra szabály ugyan nem létezik, de az iparban elfogadott érték, ha a kialakult réteg vastagsága 1 és 5  $\mu\text{m}$  közé esik. Az intermetallikus réteg fontos szerepet játszik a villamos vezetésben is. A réteg fajlagos ohmos ellenállása magasabb, mint magának a forrasznak. Míg a réz fajlagos ellenállásának értéke 1,7  $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ , addig a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  réteg ellenállása 8,8  $\mu\Omega\cdot\text{cm}$  a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  rétegé pedig 17,5  $\mu\Omega\cdot\text{cm}$  [19]. Ennek ellenére ellenállása kisebb lesz, mivel az intermetallikus réteg méretei több nagyságrenddel kisebbek, mint a forrasz mérete.

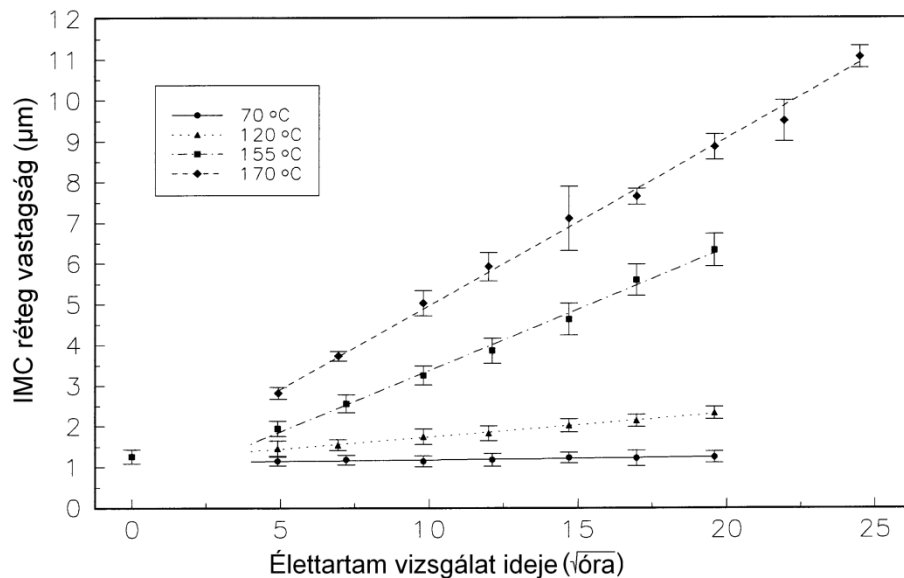
A forrasz összetétele meghatározza az intermetallikus réteg növekedését. Amelyik ólommentes forraszban kevesebb az ón, az ebből a forraszból készült forrasztott kötésben a kialakult intermetallikus réteg vékonyabb lesz, mintha magasabb óntartalmú forraszból készítették volna a kötetést [20].

A forrasztás során a gyökös növekedést mutató intermetallikus réteg növekedése közelíthető a korai szakaszban akár lineáris növekedéssel a forrasz megömlésének időtartamára nézve. A magasabb csúcshőmérséklet pedig gyorsítja a növekedési

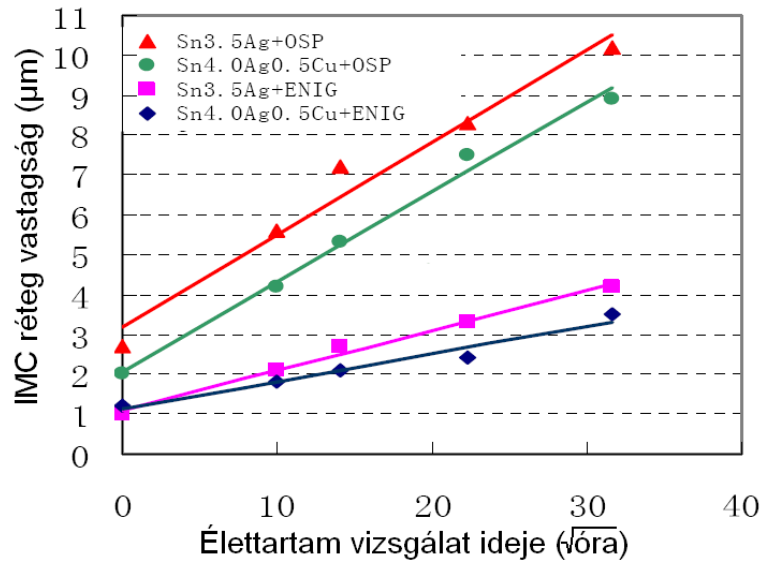
folyamatot a diffúziós együttható Arrhenius szerinti hőmérsékletfüggése szerint [20]. A szokásos ólmos forrasz esetében, melynek összetétele 63Sn37Pb, a növekedés időfüggvénye gyökös. A  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  réteg a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  réteggel együtt már nem lineáris, hanem parabolikus növekedést mutat.

A nyírási szilárdság szempontjából Dirnfeld és Ramon kísérletei világítottak rá arra a lehetőségre, hogy az ideális intermetallikus réteg vastagsága nem haladja meg az  $1,3 \mu\text{m}$ -t [20]. Ez az érték ólmos forraszanyaggal készített kötésekre igaz, ugyanis Dirnfeld és Ramon által készített kísérletek is ólmos forraszanyagokkal készültek. Az  $1,3 \mu\text{m}$  kialakulásához kevesebb hőmennyiség is szükségeltetik. A  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  interdiffúzió révén jön létre a réz és ón kölcsönhatásából. Míg a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  réteg a réz réteg és a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  intermetallikus réteg közötti kölcsönhatásból növekszik.

Az élettartam vizsgálat hatása az intermetallikus réteg vastagságának növekedésében ugyanilyen jól megfigyelhető ólommentes forraszok esetében is (6. ábra, 7. ábra) [21]. Vizsgálatot végeztek  $150^\circ\text{C}$ -on és a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  kifejlődése mikrozárványok megjelenésével jár együtt az IMC réteg határfelületén [21]. A mikrozárványok a Cu (FCC-lapcentrált-köbös) és az epsilon fázis (pseudohexagonális) mikrostruktúrájának különbsége miatt alakulnak ki. A mikrozárványok akkor jönnek létre, amikor a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  réteg átalakul  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  réteggé [20].



**6. ábra** Az intermetallikus réteg vastagságának és a hőterhelés hatásának kapcsolata ólmos forraszanyaggal vizsgálva passzív diszkrét alkatrészek esetében [18]

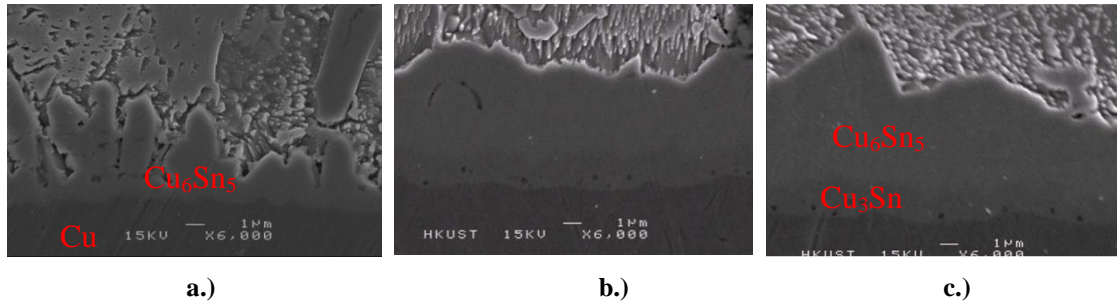


**7. ábra Az intermetallikus réteg vastagságának és a hőterhelés hatásának kapcsolata ólommentes forraszokkal vizsgálva [21]**

A magasabb öregítési hőmérséklet gyorsabb növekedési ütemet eredményezett. Ez jól alátámasztja a klasszikus elméletet, hogy diffúzió segítségével jön létre az IMC réteg. Amennyiben töretfelületek vizsgálunk a forrasztott kötésekben, úgy észrevehetőek a törés felületén is mikrozárványok. A mikrozárványok nukleózisa és összeolvadása megváltoztatja a törés mechanizmusát. Így a nyírási teszteken kiderült, hogy az intermetallikus réteg vastagságának közvetett hatása van a nyírási szilárdság értékekre [20]. Közel 20 százalékos csökkenés volt mérhető a nyírási szilárdságban az 1  $\mu\text{m}$  vastagságú intermetallikus réteggel rendelkező kötésekhez képest az 5,6  $\mu\text{m}$  vastagsággal rendelkező hőterheléses mintákon.

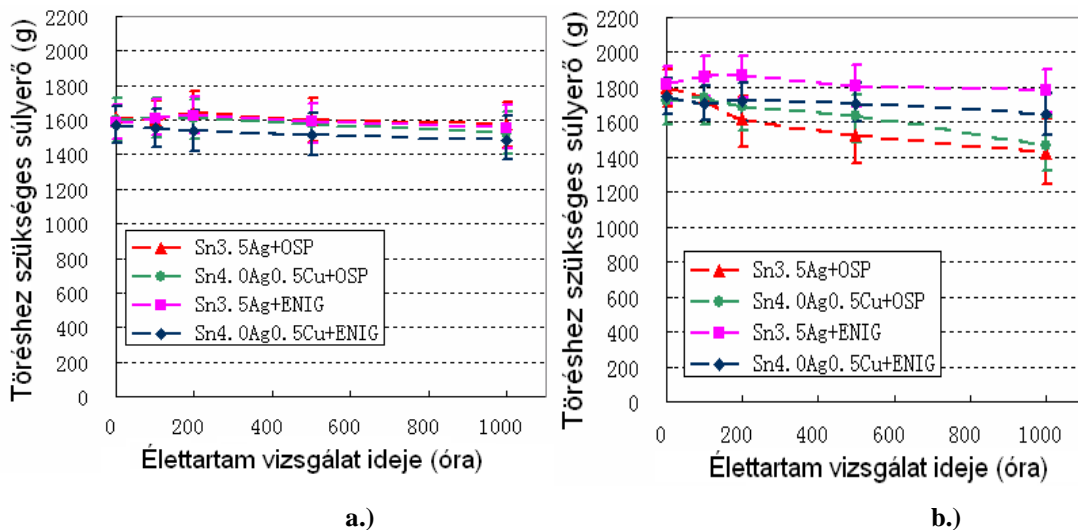
Egyes feltevések szerint, amikor nő az intermetallikus réteg, akkor csökken az Sn-Pb forraszban található Sn tartalom, emiatt gyengül a forrasz szilárdsága [20]. A csökkent óntartalmú forraszban a kötések erőssége addig csökkenhet, amíg a megjelenő törések útjai a forraszon belülré esnek. A magasabb nyírási sebesség jobban kiemelheti az IMC vastagságának hatását a nyírási szilárdság vizsgálatokor [20, 21].

Az intermetallikus réteg növekedésekor megfigyelhető, hogy nem csak a vastagsága, hanem a formája is változik (8. ábra). A változás során, simább felületet kapunk, amennyiben a változást kiváltó ok a hőmérséklet általi öregítés. A réteg egybefüggősége azt eredményezi, hogy kisebb lesz a különböző rétegek közti felület. Az élettartam vizsgálatok előtt megfigyelhető kagyló formák az 1000 órás 150 °C-on történő vizsgálat során egybefüggő vastagabb réteggé alakulnak át.



8. ábra Intermetallikus réteg növekedése 150 °C-on történő élettartam vizsgálat során, SAC forraszt alkalmazva. a.) forrasztás után közvetlenül; b.) 500 órás vizsgálat; c.) 1000 órás vizsgálat [21]

A nyírási szilárdság vizsgálatokat érdemes gyorsabb, például  $500 \frac{\mu\text{m}}{\text{sec}}$ -os, nyírókés sebesség mellett végezni, ugyanis ekkor jobban kiéleződnek az öregítési idő-nyírási szilárdság és ehhez kapcsolódóan az intermetallikus rétegvastagság-nyírási szilárdság közti különbségek (9. ábra) [21].



9. ábra Az élettartam vizsgálat hatása a nyírási szilárdságra a.)  $100 \mu\text{m}/\text{sec}$  b.)  $500 \mu\text{m}/\text{sec}$  nyírókés sebesség mellett [21]

Amennyiben forraszbumpok esetében alkalmaznak szakítóvizsgálatot, abban az esetben is igaz, hogy jobban kiéleződnek a különbségek a mért eredmények között, ha magasabb lehúzó sebességet alkalmaznak.

## 2.4. Forrasztott kötések minősítő vizsgálatai

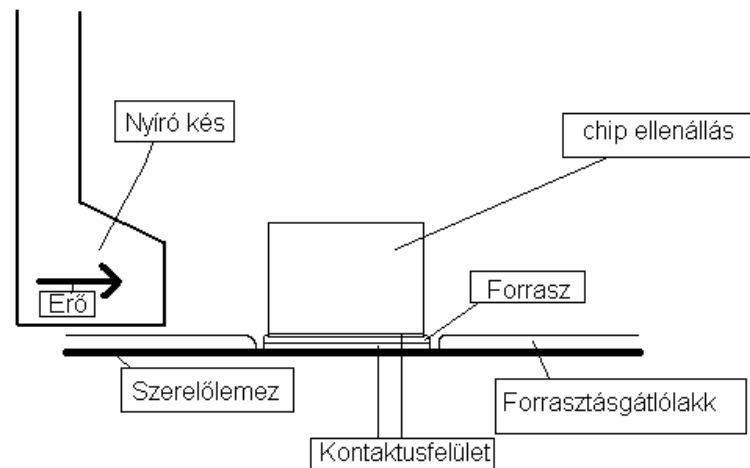
### 2.4.1. Mechanikai vizsgálatok

A nyírási szilárdság vizsgálat roncsolásos mechanikai vizsgálat, tehát a minta nem állítható vissza eredeti formájába a kísérletek elvégzése után. A mechanikai szilárdság mérésekor a vizsgálóberendezéssel mérni tudjuk azt az erőt, amelynél a kötés már megsérül. Ezzel közelítjük azt az erőt, amelyet a kötés még kibír. Az elrendezésben

a nyíró erőt a nyíró szerszám fejt ki az ellenállásokra egyenként (10. ábra). Valójában ezek úgynevezett „letoló” (*push off*) vizsgálatok, mely során folyamatosan nagyobb erőt bocsátunk ki az ellenállásokra, és egy erő idő diagramról pedig leolvassuk a maximálisan kifejtett erőt. Az mérnöki feszültség, amely fellép a

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (2.3)$$

képlettel közelíthető, ahol  $A$  az ellenállás kontaktusfelülete és a forrasz közös felülete,  $F$  pedig a kifejtett erő. A vizsgálat során előfordulhat, hogy nem a kötés szakad illetve törik el, hanem a teljes kontaktus felület válik fel a helyéről. Ilyenkor a nyomtatott huzalozású lemez a gyenge minőségű. Az ekkor kapott erő értékeket a statisztikai számolások során nem szabad figyelembe venni.



10. ábra A szakítószilárdság mérésének elrendezése

#### 2.4.2. Vizsgálatok keresztmetszeti csiszolaton, optikai vizsgálatok

A keresztmetszeti vizsgálatok is roncsolásos vizsgálatok. Általában a vizsgálandó felületet úgy kapjuk a vizsgálat során, hogy a mintát a vizsgálandó felületig becsiszoljuk. A csiszolás első lépésében a kívánt mintát a megfelelő méretűre vágjuk vagy csiszoljuk. A minta ezután egy kiöntőformába kerül. A mintára egy másik téglében előre összekevert kétkomponensű anyagot öntünk. A kétkomponensű folyékony anyagból magas nyomás hatására szilárd áttetsző műanyag lesz. Az így keletkezett kiöntött mintát csiszolópapír segítségével csiszoljuk. A csiszolás több lépésből áll. Fokozatosan egyre kisebb szemcseméretű csiszolópapírokat kell alkalmazni. A csiszolás során fontos ügyelni a megfelelő, számunkra fontos síkok megtartására. A folyamat legvégén polírozzuk a mintát a legfinomabb csiszolópapír

által keltett karcok eltüntetésére. A keresztmetszeti síkban a mintát a folyamat végére vizsgálhatóvá tettük mind optikai (fémmikroszkóp), mind pedig anyagszerkezeti vizsgálatokra.

Mivel az elektronikai technológiai minták általában kisebb méretű minták, így szükség van az optikai vizsgálatukhoz nagyításra. Az emberi szem nem képes olyan jó felbontást adni, mint amire az optikai mikroszkópok képesek. Használható a célra sztereó mikroszkóp, vagy fémmikroszkóp. A két mikroszkóp típus közötti eltérés a mikroszkópok felépítésében van. A sztereó mikroszkóp ugyanis külső megvilágítással működik, míg a fémmikroszkópnál a megvilágítás is az optikán keresztül történik. Mivel a fényforrás így közelebb vihető a nagyítani kívánt területhez, így a fémmikroszkóp rendelkezik jobb nagyítással. Az alkalmazott fémmikroszkóp lencserendszerétől függően kellően nagy, akár 1000–2000-szeres nagyítás is elérhető. Ez a nagyítás már elegendő lehet a minták vizsgálatához. Azonban előfordulhat, hogy a vizsgálandó elektronikai mintákból egy még apróbb részlet érdekel bennünket, ekkor nagyobb nagyításra, jobb felbontóképességre és nagyobb mélységélességre van szükség. Ezeket mind képes megadni az elektronmikroszkópia. A vizsgálat során képesek vagyunk az elektronmikroszkóppal akár az igen vékony, néhány mikrométer vastagságú intermetallikus réteget is vizsgálni.

## **2.5. Mikroötvözők**

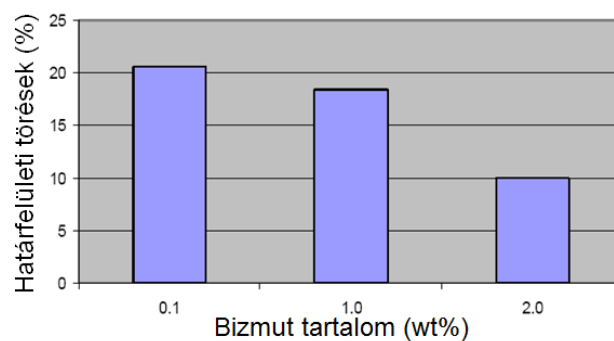
A mikroötvözés során a fémötvözethez kis mennyiségben, 0,2–0,01 tömegszázalékban új elemet adalékolunk, amely által megváltozik az eredeti ötvözet fizikai-kémiai valamint mechanikai tulajdonsága. A mérnökök nem elégedtek meg a hagyományos SAC ötvözetekkel és különböző mikroötvözők segítségével próbálják módosítani a forrasanyagok tulajdonságait. A mikroötvözőt tartalmazó TSC ötvözeteket SACX-el jelölhetik. Ahol az X helyére kerülnek a különböző mikroötvözők. Ilyen mikroötvöző lehet például: vas (Fe), nikkell (Ni), króm (Cr), bizmut (Bi), cink (Zn), kobalt (Co). Nagy általánosságban állíthatjuk, hogy X mennyisége kevesebb, mint 0,15 tömegszázalék [22].

A bizmut (Bi) adalékolása mikroötvözőként javítja a forrasz nedvesítési tulajdonságait, és javulnak a kötés élettartam vizsgálatokon keresztül mérhető tulajdonságai is [6]. A Bi a nitrogéncsoportba tartozik a periódusos rendszerben, melynek tagjai közül legjobban hasonlít a fémekhez. Félfémekhez tartozik, ritkán előforduló elem. Kemény, rideg, nagy szemcsékben kristályosodik. Olvadáspontja

271,5 °C. A bizmut javítja a forrasz terülését is a forrasztandó felületen, ugyanis a bizmut képes csökkenteni a forrasz felületi feszültségét folyékony állapotában [23].

A bizmut hasonló viselkedést mutat, mint az ólom, hiszen a bizmut sem képez intermetallikus vegyületeket a forrasztás során egyik anyaggal sem, azonban hatással van a kialakuló egyéb összetételű intermetallikus rétegekre. Alacsony ezüst tartalmú forraszok esetében például hatással van a kialakuló intermetallikus réteg vastagságára, míg magas ezüst tartalmú forraszok esetében javítja a kötések ellenállóságát a ciklikus hőmérséklet által történő fűrésztési teszteken [23].

A bizmut mikroötvözőként történő adalékolása csökkenti a forrasz olvadáspontját, emellett növeli a forrasz szilárdságát azáltal, hogy kevesebb  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  intermetallikus vegyület keletkezik, amikor bizmut van a forraszanyagban. Mivel a Bi nem alkot intermetallikus vegyületet a rézzel, ezért akár 2 tömegszázalékos Bi mikroötvözés is lehetséges a forraszokban, mely jobb nedvesítést tesz lehetővé a forrasz számára [6]. Azonban a 2 tömegszázalékos bizmut adalékolás már nem nevezhető mikroötvözésnek, inkább sorolhatjuk ilyen esetben a hagyományos ötvözők közé. A bizmut adalékolásának hatását BGA tokozású alkatrészek esetében nagy sebességű ( $1000 \text{ mm/sec}$ ) húzóvizsgálatokkal mutatták ki (11. ábra) [23]. A ball-pull tesztek során a forrasz törése, a bump aláfémmezésének kiszakadása és a határfelületi intermetallikus réteg törése közül, az utóbbit vizsgálták.

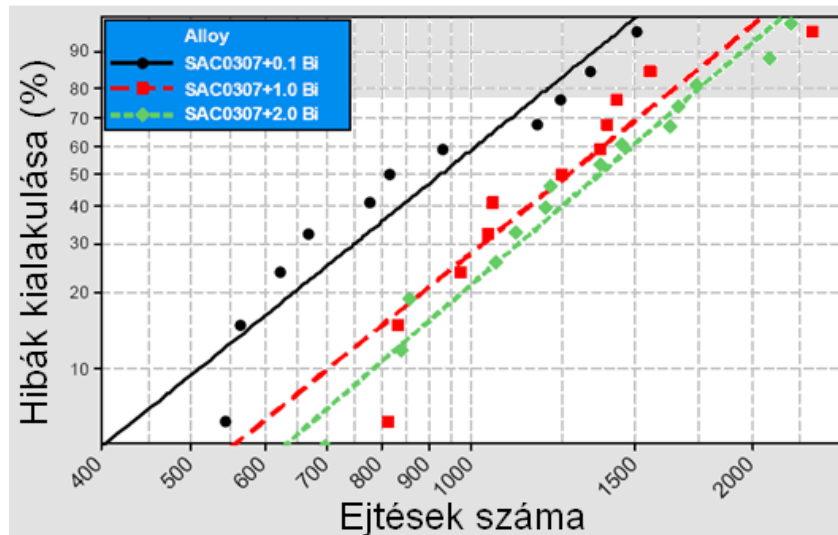


**11. ábra A bizmut tartalom növelésének hatása a rossz határfelületen bekövetkezett hibák megjelenésében SAC0307 esetében, ball-pull tesztek során [23]**

A *drop shock* (ejtéses vizsgálatok) teszteken is jól látható, hogy a bizmut adalékolása során jóval több ejtés szükséges ahhoz, hogy ugyanannyi hiba forduljon elő a vizsgált mintákon (12. ábra). A bizmut intermetallikus rétegre kifejtett hatását az élettartam vizsgálat során is mérték [23]. A kialakuló  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  intermetallikus réteg vastagsága csupán minimálisan vékonyabb, mint a bizmut-mentes esetekben.



Az átlagos intermetallikus réteg vastagság minden esetben 4 és 5  $\mu\text{m}$  közzé esik. Az öregítést 150 °C-on 1000 órán át végezték, hogy kialakuljon a megfelelően mérhető  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  intermetallikus réteg. A forrasztásokat 255 °C-os maximális hőmérséklettel és 50 másodperces olvadáspont felett töltött idővel végezték.



12. ábra *Drop shock* teszt eredménye SAC0307 forrasztanyaggal különböző Bi adalékolás esetében [23]

A nagyon magas bizmut tartalom azonban törékennyé is teheti a forrasztott kötést, mivel a bizmut képes kiválni az ón-kontaktusfelület találkozásánál, így törékennyé téve a réz kontaktusfelületeket [23].

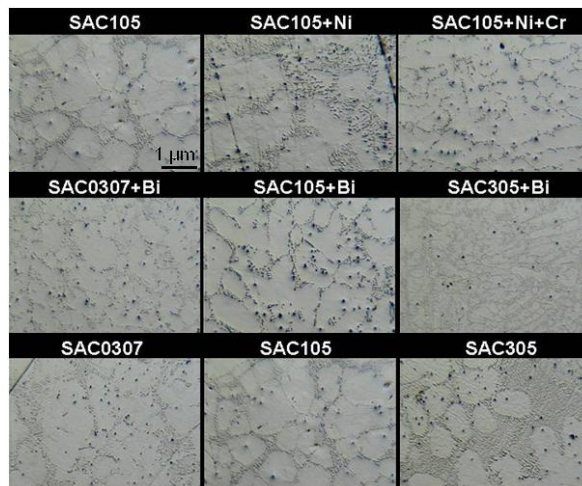
A minták vizsgálata során ügyelni kell arra, hogy amikor a forrasztásokat végezzük, minden minta esetében a hűtési meredekség azonos legyen. Ugyanis a hűtés során változhat a kötés mikrostruktúrája [23]. Ezért okozhat problémát, hogy kisméretű felületszerelt alkatrészek esetében általában 8 °C/s a hűtési meredekség a hűtési szakasz kezdetekor, míg egy BGA tokozású alkatrész esetében a hűtés meredeksége viszont csak körülbelül 1 °C/s, vagy ez alatti érték [22, 24].

A Bi ötvözőként történő alkalmazásakor megfigyelhető, hogy szemcsés struktúra alakul ki, amely képes jobban elnyelni a ciklikus hőterhelésből származó feszültségeket. A szemcseméretük kezdetben kisebbek, mint a bizmut-mentes esetben, ezért a ciklikus hőterhelés során nem lesz annyira nagy jelentősége a méretek növekedésének [24].

A bizmut mellett a nikkelt is gyakran alkalmazzák mikroötvözőként. A SAC105 összetételű forrasztás esetében az ajánlott optimális nikkeltartalom 0,05 tömegszázalék. A nikkelt-oxidok megjelenése miatt nem érdemes 0,1 tömegszázalék fölé növelni a nikkeltartalmat [6]. A csak nikkelt, mint mikroötvözőt tartalmazó forrasztások azonban nem mutatnak javulást a „*drop shock*” teszteken. A nikkelt nem módosítja a kötések

mikrostruktúráján, ezért a nikkell mellé szokás króm ötvözőt használni, mert együtt már megváltoztatják a forrasztott kötés mikrostruktúráját [23]. A króm nem oldódik az ónban, azonban jól reagál a rézzel. Emiatt csökkenti a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  vegyületek kialakulását. Ugyanakkor a két fém együttes alkalmazása csökkenti a forrasztott kötés keménységét, így a *drop shock* teszteken már jobb eredményeket érnek el [23]. Ha csak krómot alkalmazunk mikroötvözőként, úgy 40 %-al kevesebb hiba fordul elő a mechanikai minősítések során, mint a mikroötvözőt nem tartalmazó esetekben [6]. A nikkell és króm együttes alkalmazásának előnyei összességében jobbak, mintha külön-külön adnánk össze a két ötvöző okozta előnyöket.

A mikroötvözőkkel adalékolt forrasztókat alkalmazó forrasztásokat követően, megfigyelhetjük az egyes mikroötvözők okozta változást a mikrostruktúrán (13. ábra).



**13. ábra** Különböző SAC keverékek és mikroötvözött SAC keverékek keresztmetszeti képe elektronmikroszkóppal vizsgálva [23]

Az egyes mikroötvözött forrasztóanyagokat lehet vizsgálni forrasztások elvégzése nélkül, csupán azt vizsgálva, hogyan viselkedik a minta az élettartam vizsgálatok hatására (14. ábra). A különböző mikroötvözőkkel adalékolt forrasztók különböző színűek lesznek az élettartam vizsgálat után. A vizsgálatot 3 lépésben végezték [6]. Először 125 °C-on 12 órán át tartották őket, majd 168 órán át 85%-os páratartalommal 85 °C-on. Utolsó lépésként háromszor újraforrasztották a mintákat 255 °C-on, mely forrasztások során 30 másodpercen keresztül voltak a forrasztóanyagok 217 °C felett. A SAC305 összetételű forrasztóanyag barna színű lett, melyet kiküszöbölhetünk, ha a forrasztóhoz kis mennyiségű foszfort adunk. Ekkor a forrasztónak enyhén sárgásabb színe lesz. A problémát ezenkívül megoldja a króm adagolása is. A forrasztó anyag színének változását az automatikus optikai ellenőrző berendezések nehezen kezelik, ezért lehet szükséges mikroötvözők adalékolása.



14. ábra Különböző mikroötvözőket tartalmazó forraszok színe öregítés után [6]

A germánium és az indium drága ötvözők, magas árak miatt kevésbé elterjedt mikroötvözők. A germánium rosszul oldódik az ónban, alkalmazása javítja a felületi tulajdonságokat.

A cink nem javítja a nedvesítését a forrasznak [6]. A cink adalékolása során SnZn intermetallikus vegyület jön létre réz-ón intermetallikus vegyület mellett. Amennyiben a cink mellé indiumot adalékolnak, ez csökkentheti a Kirkendall porozitást a SnZn-Cu kötésekben, mely következményeképp jobb lesz a korrózióállóság [6]. A forrasz olvadáspontját a forraszban található réz megemeli [22].

### 3. Élettartam vizsgálatok

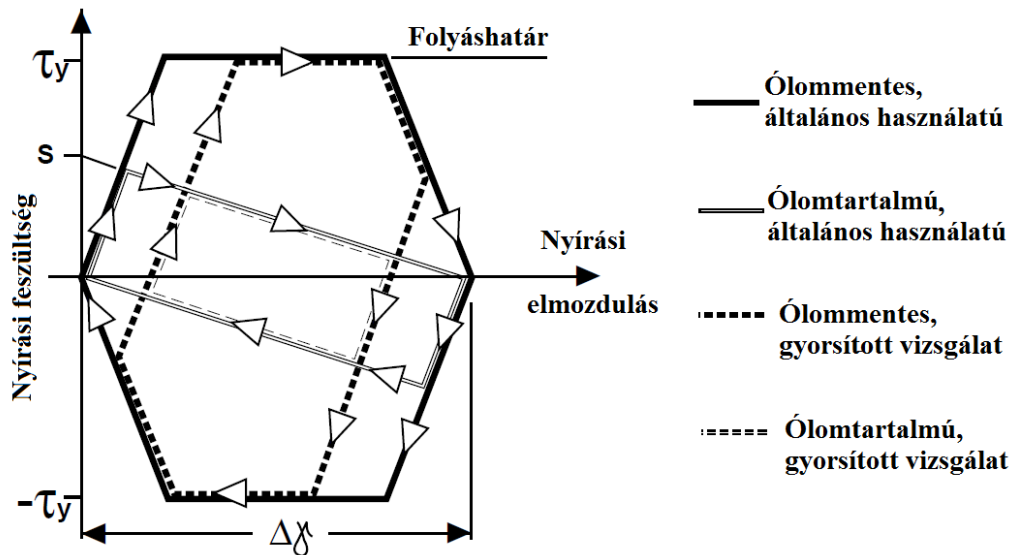
Az elektronikai iparban megkövetelt az elvárható jó minőség. A minőségi jellemzők meghatározása nem csupán a termék kezdeti életszakaszában fontos. Az elektronikai termékek úgynevezett „éles” vagy „*field*” hibáit a felhasználás közben lehet észlelni. Mivel túl költséges lenne a gyártó cégeknek bevállalni az esetleges visszahívásokat, így az elektronikai eszközök meghatározó vizsgálati módszerei a gyorsított élettartam vizsgálatok. Az élettartam időtartamának megválasztása bonyolult kérdéskör, melyben szerepet játszik a felhasználási terület, illetve a költségek. Elmondható azonban, hogy a nagy megbízhatóságú elektronikáknál törekedni kell a minél hosszabb élettartamra.

#### 3.1. *Thermal Cycle és Thermal Shock vizsgálatok*

A hőmérséklet változtatását tehetjük megadott frekvencia szerint ciklikusan. A ciklikus hőmérsékletváltoztatásnak három fajtáját különböztetik meg: „functional cycling”, „thermal cycling”, „thermal shock” [25]. A vizsgálat során a vizsgálandó minta egy melegebb térrészből kerül át egy hidegebb térrészbe. Ezen teszteknel fontos paraméterek a minta maximális hőmérséklete, a minta minimális hőmérséklete, a minta

mozgatásának ideje, míg egyik hőmérsékletű térrészből a másikba kerül, illetve egy ciklus ideje.

TS vizsgálatoknál a hőközlő anyag már nem feltétlenül levegő, hanem a szabvány szerinti ajánlás szerint lehet víz, vagy folyékony perfluor-karbon [26]. A TC vizsgálatoknál az anyag fáradását a viszkoelasztikus folyamat okozza, ahol a feszültség-elmozdulás görbe hiszterézis alakot vesz fel (15. ábra) [25].



15. ábra A thermal cycle vizsgálat hatása a forrasztott kötés nyírási komponenseire [25]

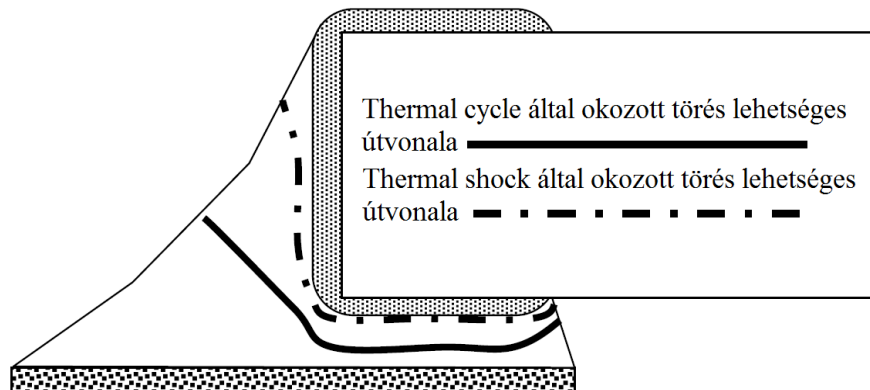
Fontos különbség látható a 15. ábrán az ólommentes és ólomtartalmú forraszok között, hiszen az ólomtartalmú forraszok esetében szignifikánsan nem közelíti meg a maximum feszültség a folyáshatárt. Az ólomtartalmú esetekben tehát számolni kell azzal a ténnyel, hogy kevésbé halmozódnak fel a nyírási feszültségek a ciklusok folyamán [25]. Megjegyzendő, hogy az ábrán látható hiszterézis görbe szimmetrikus mivolta csak abban az esetben következik be, ha a minimális hőmérsékleten tartás időtartama lényegesen hosszabb, mint a maximális hőmérsékleten tartás időtartama [25].

A ciklikus hőmérséklet vizsgálatoknál minden egyes ciklussal energiát viszünk be a kötésbe, mely akumulálódik. A TC vizsgálat ciklusai folyamán mikrozárványok vagy kavitációk jöhetnek létre a szemcsehatároknál, mint csomópontoknál [25]. Ezek a mikrozárványok mikrorepedésekké növekedhetnek, melyekből később nagyobb kiterjedésű repedések válhatnak a vizsgálat során felhalmozódó feszültségek miatt.

A TS vizsgálatoknál a nagyon nagy és hirtelen bekövetkező hőmérséklet változtatások okozzák a minták a vetemedését [25]. Amennyiben egy szerelt lemezt

vizsgálunk, úgy az alkatrésznek és a hordozónak, más és más a hőtágulási együtthatója, amely probléma igazán kulcsfontosságú a *Thermal Shock* teszteknel.

A kétpólusú chip méretű SMD komponensek forrasztott kötéseinek hibadetektálásakor leggyakrabban a forrasztott kötés törése jelentkezik. A TC és TS vizsgálatokból eredendő törések jellege viszont különböző (16. ábra). A törés helye és iránya a két különböző degradáló mechanizmus miatt eltér [27].



**16. ábra Thermal shock és thermal cycle vizsgálatok által okozott törések lehetséges útvonalai a kétpólusú chipméretű komponens kötéseiben [27]**

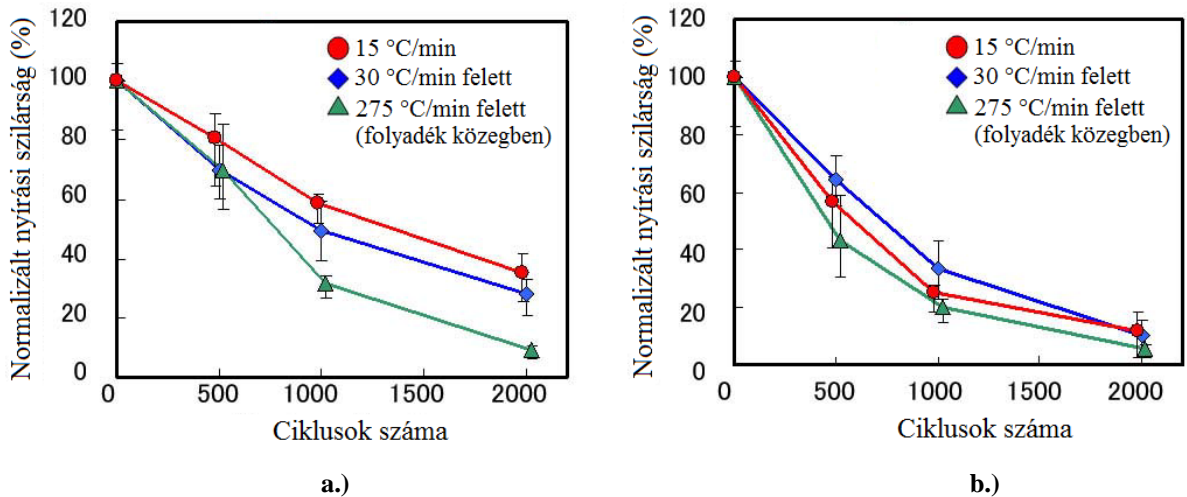
A TS vizsgálat hatásai miatt bekövetkező törések lehetséges útvonala a forrasztásban általában a chipméretű komponens kivezetéseinek közelében van, követi annak vonalát. Míg a TC vizsgálatnál ez a nyomvonal az alkatrész kivezetés és a nyomtatott huzalozású lemez között a legvalószínűbb.

További információt nyerhetünk a thermal shock vizsgálat hatásairól, ha egyszerűen egy relatív százalékos kifejezést teszünk az eredeti minta nyírési szilárdság értékei és a thermal shock-ot elszenvedett minta nyírési szilárdság értékei között:

$$\frac{USS_x}{USS_0} \cdot 100 \% . \quad (3.1)$$

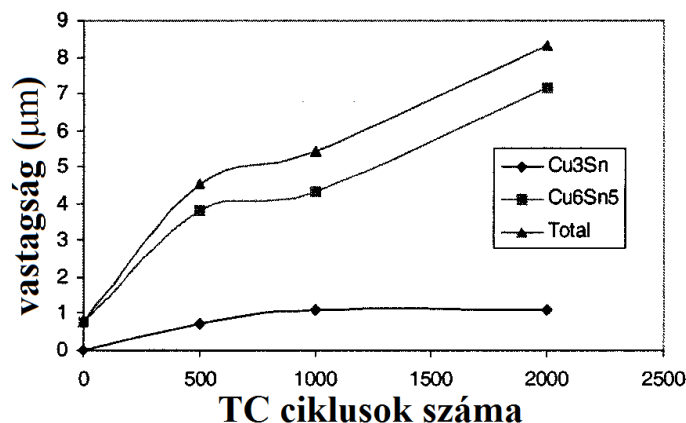
A TS vizsgálatok közül igazán különleges vizsgálatokat lehet végezni, amennyiben a hűtő, illetve a fűtő közeget is kicseréljük folyadékokra. A folyadékok hőátadási tényezője ugyanis magasabb, mint a levegőé. A folyadékba merített minta hőmérséklete így akár 1 nagyságrenddel is gyorsabban képes változni. Erre vonatkozóan kísérletet végeztek, amelyben TC és TS vizsgálatok mellett  $275 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$  hőmérsékleti gradienssel rendelkező TS vizsgálatokat is folytattak, ólmos és ólommentes mintákon is (17. ábra) [28].

A különböző fázisú intermetallikus rétegek növekedésében eltérések mutatkoznak, mivel más bennük a réz koncentráció. Régebbi kísérletekben, ólmos mintákon az volt észrevehető, hogy a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  vastagsága telítésbe megy egy bizonyos elvégzett TC ciklus után.



**17. ábra** A nyírási szilárdság változása különböző hőmérséklet gradiensű ciklikus hőmérséklet terheléses élettartam vizsgálatokkor 3216 chip méretű ellenállásokon a.) Sn63Pb37 forrasz esetén b.) SAC305 forrasz esetén [28]

Például 56 perces ciklusidejű,  $-40\text{ °C}$  és  $125\text{ °C}$  között váltakozó, 15 perces maximális hőmérsékleten tartású,  $12,7\text{ °C/perc}$  fűtési rátájú TC vizsgálatoknál ez a telítés körülbelül 1000 ciklus után következik be. Míg a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  réteg ezután is tovább növekedik (18. ábra) [29].



**18. ábra** Az intermetallikus rétegek vastagságának változása a TC ciklusok számának függvényében [29]

Az is kivehető az ábrából, hogy a teljes intermetallikus réteg vastagságának jelentős részét adja az  $\eta$  fázis, főképpen sok elvégzett TC ciklus után, éppen amiatt, hogy telítésbe megy az  $\varepsilon$  fázis. A mérés során a TC ciklusok száma diszkrét értékeket

jelentenek, az ábrán a közéjük illesztett görbék csupán közelítő jellegűek. Emiatt az jelenthető ki, hogy a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  500 TC ciklus után jelenik meg.

A növekedésre a két különböző rétegnél a növekedési ráta adhat számszerűsítést. Ez  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  esetében  $0,03 \frac{\mu\text{m}}{\sqrt{\text{óra}}}$ ,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  esetében  $0,14 \frac{\mu\text{m}}{\sqrt{\text{óra}}}$ , míg a teljes intermetallikus réteget nézve  $0,16 \frac{\mu\text{m}}{\sqrt{\text{óra}}}$ . Az  $\epsilon$  fázisú intermetallikus réteg növekedésénél az aktiválási energia  $1,27 \text{ eV}$ , míg  $\eta$  fázisú intermetallikus réteg esetében ez csupán  $0,47 \text{ eV}$  [30]. Ez magyarázhatja, hogy a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  lassabban növekszik [30].

### 3.2. A gyorsítási tényező

Már korábban az 1950-es években is foglalkoztak a forrasztott kötések megbízhatóságával, hogy mi is történik velük például szobahőmérsékleten tároláskor. 1956-ban Medvedev arra a következtetésre jutott, hogy 30 százalékkal rosszabb lesz a kötések szakítószilárdsága, ha a mintákat 450 napon keresztül tartjuk szobahőmérsékleten [31]. Az eredmények természetesen ólom tartalmú forraszra vonatkoznak, hiszen abban az időben, még nem foglalkoztak az ólommentes forraszanyagokkal.

Az élettartam vizsgálatoknál, azonban nem mindig adatik meg, hogy a természetes körülmények között vizsgáljuk a mintákat, hanem gyorsított vizsgálatokat alkalmazunk. A gyorsított élettartam vizsgálatoknál, pedig használatos a gyorsítási tényező (Acceleration Factor – AF) megadása, kiszámolása. A hőmérséklet által okozott terhelésekkor a Coffin-Manson modellt szokás alkalmazni, melyben a hőmérsékletfüggés Arrhenius modell szerinti [12]:

$$AF = \left( \frac{\Delta T_t}{\Delta T_s} \right)^b \cdot \left( \frac{f_s}{f_t} \right)^{-a} \cdot \exp \left\{ \frac{E_A}{k} \cdot \left( \frac{1}{T_{MaxS}} - \frac{1}{T_{MaxT}} \right) \right\}, \quad (3.2)$$

ahol:

- $AF$  a gyorsítási tényező,
- $\Delta T_t$  a teszt közben mérhető hőmérséklet különbség,
- $\Delta T_s$  a normál körülmények között mérhető hőmérséklet különbség,
- $f_t$  a tesztben beállított ciklikus hőterhelés frekvenciája  $\frac{\text{ciklus}}{\text{nap}}$  mértékegységben,

- $f_s$  a normál körülmények között észlelhető hőmérséklet váltakozás frekvenciája  $\frac{\text{ciklus}}{\text{nap}}$  mértékegységben,
- $E_A$  az aktivációs energia eV-ban kifejezve,
- $k$  a Boltzmann állandó,
- $T_{MaxS}$  a normál működéskor mérhető hőmérséklet K-ven kifejezve
- $T_{MaxT}$  a maximális hőmérséklet a teszt körülmények között K-ben kifejezve

Az  $a$  és  $b$  számok megválasztása elektronikai alkatrészek esetében is lehet eltérő.

Általánosan választhatjuk a  $-a$  értékét 0,333-nak, míg  $b$  értékét 1,9-nek [13]. Az aktivációs energia kiszámítása lehetséges mérések folyamán, azonban ha nem rendelkezünk ilyen adatokkal, úgy következtethetünk más adatokból is. Például a korróziós hibáknál tapasztalható aktivációs energia értéke 0,3–0,5 eV, az elektromigrációs hibáknál 0,45–1 eV, míg szerelési hibáknál ez 0,5–0,7 eV [13]. A gyorsítási tényező ismeretében pedig ki tudjuk számolni valószínűségi alapon a meghibásodások közötti átlagidőt (Mean Time Between Failures, MTBF). Az MTBF számításánál, amennyiben nem észlelünk a teszt folyamataink közben meghibásodást, úgy alkalmazhatjuk a khi-négyszet próbás számítási módszert [13]:

$$MTBF = \frac{2 \cdot N \cdot T \cdot A_f}{X^2[\alpha, (2 \cdot (n+1))]} \quad (3.3)$$

Ahol  $N$  a vizsgált minta száma,  $A_f$  a gyorsítási tényező a Coffin-Manson egyenletből,  $\alpha$  a Khi négyzet próba bemenő paramétere, mely a konfidencia szinttel van kapcsolatban (például  $\alpha=0,1$  amennyiben a konfidencia szint 90%),  $n$  a meghibásodások száma, a khi-négyszet próba másik bemenő paramétere,  $X^2[\alpha, (2 \cdot (n+1))]$  a khi-négyszet próba eredménye.

#### 4. Önálló munka

Kísérletet terveztem 5 különböző forrasztás összehasonlítására, melyben vizsgáltam a mikroötvözők hatását az ólommentes forrasztási anyagok élettartamára. A forrasztási paramétereket az azonos fűtési faktor eléréséhez állítottam be, majd mintákat élettartam vizsgálatnak vettem alá. A mintákon nyírási szilárdságot mértem különböző számú TS ciklusok után. Elektronmikroszkópos és fémmikroszkópos vizsgálatokat végeztem keresztmetszeti csiszolatokon, annak érdekében, hogy kiderítsem a forrasztott kötésekben az intermetallikus rétegek vastagságának változását a TS ciklus szám növekedésének függvényében.



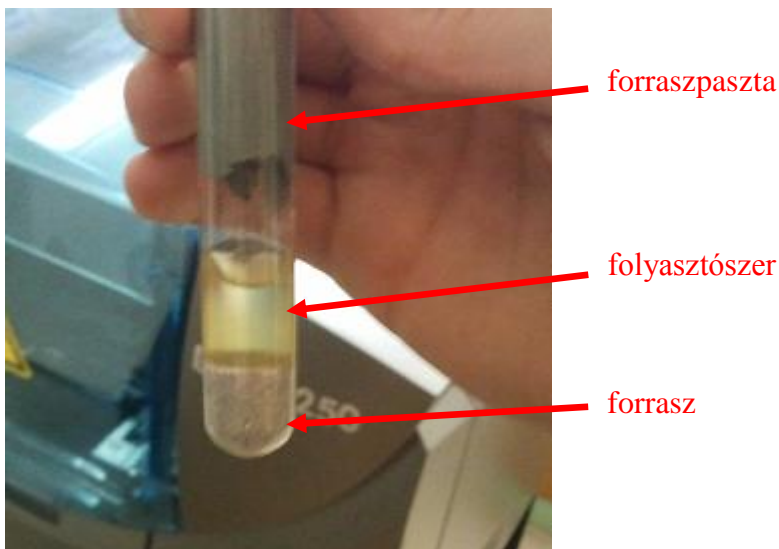
#### 4.1. Forraszötvözetek összehasonlítása

A kísérlet során felhasznált forraszpasztákról fellelhető információkat tartalmazza az 1. táblázat. A SACX forraszpaszták esetében nem található meg az X összetevőre vonatkozó adat a gyártó oldalán, így kísérletet végeztem az összetétel ellenőrzésére.

A megfelelően kiértékelhető mérési eredményeket egy spektroszkópai elven működő berendezés segítségével a végeztem el. A Spectomaxx készülék egy plazmagenerátor segítségével ívet képez a tömbi mintán, majd a kapott légnemű elegyben spektroszkópai elven mér. A készülék a 140–640 nanométeres tartományban vizsgálja a spektrumot.

Az értékelést 16 CCD végzi el, míg a számítógépes jelfeldolgozáshoz használt analóg-digitális átalakító pedig 16 bites [32]. Ezt a mérési folyamatot Atomic Emission Spectroscopy (AES, OES) néven ismerhetjük.

A készülék tömbi mintákat képes vizsgálni, így az ehhez szükséges mintát elő kellett állítanom a forraszpasztából. A tégelyes kiserelésű forraszpasztát egy erre a célra készített 3,5 cm átmérőjű hőálló kémcsőben olvasztottam, majd szilárdítottam meg. Amint a forrasz elkezdett melegedni a kémcsőben, úgy egy hőmérséklet elérése után elkezdett olvadni a forraszanyag és a forraszpasztában található folyasztószer pedig elkezdett kiválni a mintából (19. ábra).



19. ábra Kémcsőben megolvasztott forraszpasztából kiváló forrasz és folyasztószer

A minták kiértékelésénél a berendezés által számolt összetételbe bekerülhetnek hamis pseudo adatok, de ezek kiszűrése egyszerű volt, hiszen ezen arányok még az

0,01 %-ot sem érték el az összetételben. Több mérést is végeztem a mintákon, a táblázat a mérések által legjobban valószínűsíthető értékeket tartalmazza.

A minták mérésekor a műszer mért ólomtartalmat is, közel 0,04 wt%-ot SACX1 és SACX2 esetében is. Az igen alacsony ólomtartalom még nem éri el az RoHS direktívában definiált maximális 0,1 %-os értéket, így megfelel a szabályzásoknak. A forrasztanyagok tehát bizmut mikroötvözőt tartalmaznak, illetve a SACX2-es minta esetében antimon is került a forrasztba, azonban a 0,01 % igazán elenyésző érték, így nem is biztos, hogy befolyással van a minta bármilyen tulajdonságára.

Az egyes forrasztanyagok eltérő hőmérsékleten olvadnak meg. A legmagasabb likvidusz hőmérséklettel rendelkező SACX0307 esetében is ez a hőmérséklet mindössze 228 °C.

**1. táblázat A kísérlethez használt forrasztanyagok összetétele, szolidusz és likvidusz hőmérséklete [33, 34]**

Típus	Anyagösszetétel						Szolidusz hőmérséklet °C	Likvidusz hőmérséklet °C
	Sn	Ag	Cu	Bi	Sb	Pb		
SnPb (SnPbAg)	62	2,0	-	-	-	36	~179	~179
SACX1 (SACX0807)	98	1,15	0,63	0,1	-	-	217	225
SACX2 (SACX0307)	98,7	0,47	0,64	0,1	0,01	0,04	217	228
SAC305	96,5	3,0	0,5	-	-	-	217	220
SAC405	95,5	4,0	0,5	-	-	-	217	220

## ***4.2. A kísérlethez alkalmazott minta***

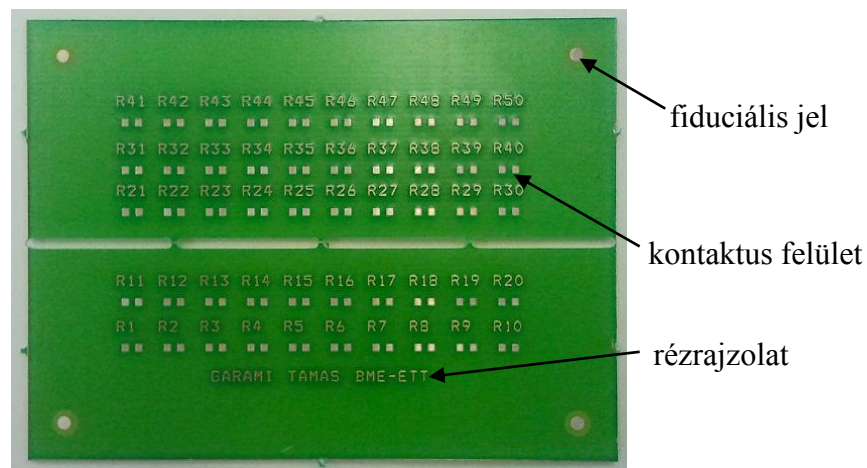
### **4.2.1. Mérőlemez terve**

A mérőlemezen helyet foglal 50 ellenállás, 5 sorban és 10 oszlopban (20. ábra). A felső három sor és az alsó két sor el van választva, mert a vizsgálatok során két különböző feladatot látnak el. 30 darab ellenállás a mechanikai vizsgálathoz kell, 20 darab pedig felületi csiszolat készítéséhez.

Az ellenállások egy-egy kontaktusfelülete  $915 \mu\text{m} \times 965 \mu\text{m}$ , ami kerekítve, átszámolva 36 mil x 38 mil, téglalap alakú rézrajzolat. A két kontaktusfelület egymás középpontjától  $1830 \mu\text{m}$  (72 mil) távolságra van. A forrasztásgátló maszk ablaka a kontaktusfelületek rézrajzolatához képest  $200 \mu\text{m}$ -rel (8 mil) nagyobb mind  $x$  mind  $y$  irányban. A fiduciális jelek is rézből készültek. Kör alakú  $1780 \mu\text{m}$  (70 mil) átmérővel, melyhez  $3560 \mu\text{m}$  (140 mil) átmérőjű kör alakú forrasztásgátló maszk ablak tartozik, annak érdekében, hogy jól felismerhető legyen a fiduciális pont. A fiduciális pontra azért van szükség, mert a mérőlemez stencilnyomtatásakor és a beültetésekor a berendezések a fiduciális jelhez igazítják a pozícionáló rendszerüket.

A hordozó választott alapanyaga FR4-es típusú, amely üvegszál erősítésű és epoxi gyanta. Maga az FR4 rövidítés a Flame Retardant (tűzálló) kifejezésből származik (25. ábra). A 4-es csoportba azon hordozók kerülnek, amelyek önkioltásra képesek. A NEMA (National Electrical Manufacturers Association) adatai szerint az FR4 hordozó vízfelvételi képessége kevesebb, mint 0,1 %, továbbá az elektromos átütési szilárdsága nagyobb, mint  $20 \frac{\text{kV}}{\text{mm}}$  [35]. A mérőlemez vastagsága 1,5 mm.

A rézrajzolatok védőbevonata immerziós ezüst. A védőbevonat szerepe, hogy óvja az oxidációtól a réz kontaktusfelületeket, amíg el nem végezzük a forrasztást. Az immerziós ezüst vastagsága körülbelül 100–200 nm.



20. ábra A mérőlemez egy legyártott példánya

## 4.2.2. Forrasztott kötések kialakítása

### Stencil

A forraszpaszta felvitele a kísérletek során stencilnyomtatással történt. A stencil megvalósítását egy DEK típusú 100 mikrométer vastagságú rozsdamentes acél stencil

lemez biztosítja. A stencil apertúráinak mintázata a rézrajzolat mintázatával megegyező. A stencil apertúráit lézeres vágással készítettem el.

### **Stencilnyomtatás**

A stencilnyomtatás során egy DEK 248 típusú stencilnyomtatót használtam. A berendezésben a maximális nyomtatható felület mérete 432 mm × 405,5 mm. A beállítási lehetőségek között szerepel a nyomtatókés nyomóerejének beállítása, az elválasztási sebesség, a kés mozgási sebessége, illetve hogy egy vagy két késes nyomtatást szeretnénk használni. Az kísérlethez alkalmazott beállításaim:

- nyomtatókés nyomóereje: 95 N,
- elválasztási sebesség: 75 %,
- nyomtatókés sebessége:  $20 \frac{mm}{sec}$ .

Az ellenállások beültetéséhez egy TWS QUADRA LASER típusú beültetőgépet alkalmaztam. A szerelőlemezre nem kívántam beültetni az R5, R6, R15, R16 helyekre ellenállást. Ugyanis ezeken a helyeken csakis a megömlött forrasztás keresztmetszetét szerettem volna vizsgálni. A többi helyre 0603 méretkódú ellenállást ültettem be a gép segítségével.

### **Forrasztási profilok**

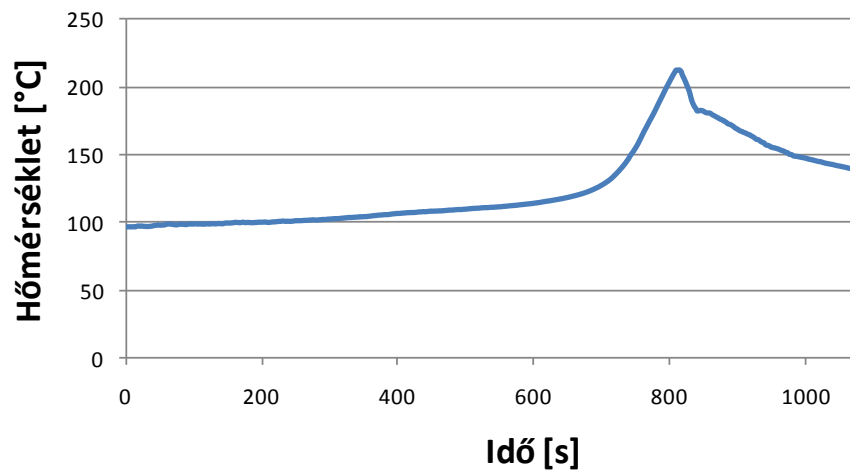
A kísérletnél alkalmazott forrasztásokhoz a gőzfázisú technológiát választottam. A hőprofil tulajdonságait, így a kiválasztott Galden típusa nagyban meghatározza. Mivel a legtöbb forrasztási anyag ólommentes, és olvadáspontjuk 230 °C alá esik, így Galden LS230-as munkafolyadékot alkalmaztam.

A gőzfázisú forrasztásokat és a hőprofil méréseket egy Asscon Quicky 450 gőzfázisú berendezésen végeztem. A berendezésen be lehet állítani a fűtési meredekséget. Ezt az értéket százalékban adhatjuk meg, 50–100 % között változtatva azt. Beállítható, hogy mennyi ideig tartsa a maximális hőmérsékleten a gőzteret, ezt másodpercben adhatjuk meg. Utolsó beállítási lehetőség az automatikus forrasztás leállítás kapcsolójához kapcsolódik. Megadhatjuk, hogy az ASB-t (Automatic Solder Break) vezérlő elektronika mekkora hőmérséklet elérésénél fejezze be a forrasztási folyamatot. A hőprofilok mérésénél 50 %-os fűtési meredekséget, 150 °C-os ASB bekapcsolást és 5 másodperces maximális hőmérsékleten tartást állítottam be. Az általam választott beállítások mind az ólmos mind az ólommentes forrasztások esetében:

- 147 °C ASB bekapcsolás,

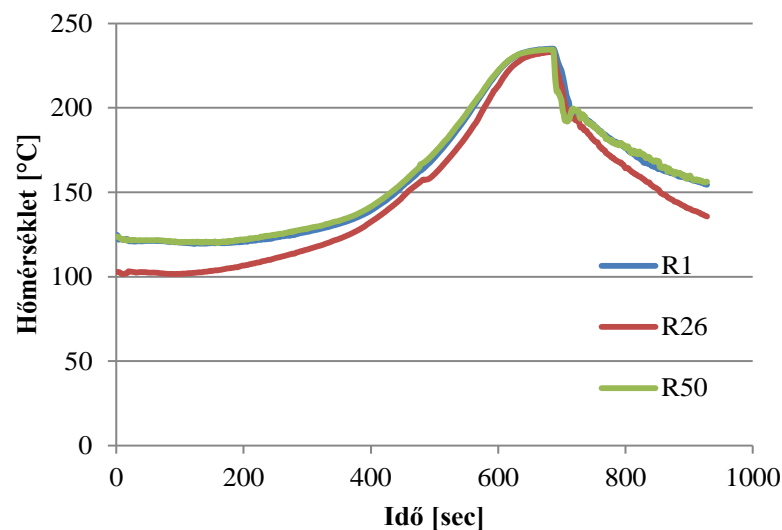
- 50 %-os fűtési meredekség,
- 5 másodperces maximális hőmérsékleten tartás.

Ezekkel a beállításokkal az ólomtartalmú forraszkötéseket tartalmazó mintákat a kemencében 4 centiméterrel magasabb pozícióban forrasztottam, mint az ólommentes forrasztott kötések tartalmazó mintákat. Így értem el, hogy a csúcshőmérséklet az ólomtartalmú forraszkötésekhez megfelelő 202,5 °C-os értéket vegyen fel a 235 °C forráspontú folyadék alkalmazásával. A fűtési faktort 990 °C·s-nak mértem. Az ólmos forrasztóanyaghoz készített hőprofil mérésénél a mérőfej az R26-os ellenállásnál volt elhelyezve (21. ábra). A fűtési faktor számításánál a forrasztóanyag olvadási hőmérsékletét 183 °C-osnak tekintettem.



**21. ábra Az ólmos forrasztóanyaghoz alkalmazott hőprofil**

Az ólommentes forrasztóanyagokhoz alkalmazott hőprofil mérésekor a mérőfejek az R1, R26 és R50 helyen lévő ellenállásoknál voltak elhelyezve. A számított átlag  $Q_{\eta}$  érték 1047 °C·s, a maximális hőmérséklet 235 °C (22. ábra).



**22. ábra Ólommentes forrasztásokhoz alkalmazott hőprofil**

A  $\Delta T$  1,96 °C. Ez az érték megfelelően alacsony ahhoz, hogy közelítéssel ugyan, de elmondhassuk, hogy vízszintes síkonként közel azonos hőmérsékletű a gőztér. A fűtési faktorok számításánál az olvadásponti hőmérsékletet 219 °C-nak tekintettem. Ugyan a SACX forraszpasztáknak ettől magasabb lehet az olvadáspontjuk, de a forrasztások elvégzésénél azonos körülményeket kell biztosítani az összes mintánál.

### **4.3. Vizsgálati módszerek**

#### **4.3.1. Kötések mechanikai minősítése**

A nyírási szilárdság mérését egy DAGE 2400 típusú géppel végeztem. A berendezés maximálisan 50 N erőt képes kifejteni. A forrasztott kötéseket előtte optikai mikroszkóppal is ellenőriztem. Amelyik kötéseken már így is látni lehetett a nem megfelelő minőséget, az azokon a kötéseken végzett tesztek mért eredményeit nem vettem bele a számításba. Ilyen kötéseket nem fedeztem fel a sírkoeffektust elszenvedett ellenállások kötésein kívül.

Beállítjuk a nyírókés mozgási sebességét, amelyet én 100  $\mu\text{m}/\text{sec}$ -ról 200  $\mu\text{m}/\text{sec}$ -ra növeltem, a szakirodalomban olvasottak ajánlása miatt. A berendezés képessége széles beállítást engedélyez, egészen 0,1–600  $\mu\text{m}/\text{sec}$  között.

A mérés során a nyírási szilárdság vizsgálathoz, minden mérőlemezen a felső 30 ellenálláson végeztem el a mérést. Az adatsoron átlagolást és szórás számítást végeztem, illetve elvégeztem a kétmintás T-próbát minden párosításban egy adott hőciklust elszenvedett minták esetében.

#### **4.3.2. Keresztmetszeti vizsgálatok**

A kötések mélyebb vizsgálatához szükséges a kötések belsejét is figyelembe venni. Ehhez szükség van a keresztmetszeti csiszolatokra. A mérőlemezeken található ellenállások közül az alsó két sorban elhelyezett ellenállások közül választottam ki azokat, amelyekből keresztmetszeti csiszolatot készítettem.

A fémmikroszkóp segítségével is megpróbáltam megmérni az intermetallikus réteg vastagságát. Azonban a műszer felbontása ehhez a művelethez nem feltétlenül kielégítő. A nagyítása maximuma is 1000-szeres, ami elmarad az elektronmikroszkópok nagyításától. A mélységélesség is kisebb, mint egy elektronmikroszkóp esetében.

A nem megfelelő mélység élesség ellen egy ma igazán elterjedt fotós megoldással lehet tenni. A folyamat neve *focus stacking*, magyarul fókuszsorozat. A technika lényege, hogy több különböző fókusz távolság mellett képeket készítünk a mintáról. Így a minta mindig más része lesz éles. Az így elkészített képeket egy erre a célra készített *stacker* program segítségével összedolgozzuk. A program képes mindig a legélesebbnek ható részeket kiválogatni a képekből, így egy új éles képet rak össze a sok csak részben éles képből. Az általam használt program a Zerene Stacker. Átlagosan 4–5 képből készítettem egy éles képet, de ahogy növeljük a feldolgozandó képek számát, úgy várhatóan még élesebb képet kaphatunk végeredményben.

A pásztázó elektronmikroszkóp által készített felvételek segítségével jobb mélységélességet és nagyobb nagyítást tudtam beállítani, így a forrasztott kötések mélyebb vizsgálata vált lehetővé. A vizsgálatot megelőzően, itt a mintákat elő kell készíteni. A csiszolatok felületére vezető réteget kell felvinni. Az alkalmazott anyag arany. Az igen vékony arany réteget porlasztással vittük fel a minták felületére. A felvitt vezetőréteget földelni szükséges a vizsgálatokhoz. A földelés két oldalas vezető ragasztóval oldottuk meg. A mintatartóhoz ragasztjuk a mintát, amelynek a felszínéhez csatlakozik a vezetőragasztó. A mintatartó pedig föld potenciálra van, így a mintára felvitt vezetőréteg is földpotenciálra kerül. Az elektronmikroszkóp gyorsítófeszültségét 20 kV-ra állítottuk. Az alkalmazott detektor típusa BSE (*Backscattered Electron*), azaz visszaszórt elektronok detektálására alkalmas. Az alkalmazott elektronmikroszkóp volfrám katóddal szerelt változat. Emiatt szükséges előállítani a  $10^{-5}$  Pa nagyságrendbe eső vákuumot a berendezés vizsgálóterében, hogy a katód ne szennyeződjön, illetve hogy legalább akkorára növeljük az elektronok szabad úthosszát, hogy azok akadálytalanul eljussanak a mintához. Ezt a vákuumot egy rotációs és turbomolekuláris szivattyú rendszere hozza létre. Amikor az intermetallikus réteget vizsgáltam, közel 6000-szeres nagyítást használtam.

### 4.3.3. Élettartam vizsgálatok

Az öt különböző forrasztótvözzettel készített mintákat élettartam vizsgálatnak vettem alá. A szakirodalom alapján a gyorsabb degradációs folyamatai miatt a *Thermal Shock* vizsgálatot választottam.

Az élettartam vizsgálat során a maximális hőmérséklet 140 °C, míg a legalacsonyabb hőmérséklet -40 °C. A hőntartás fél óra volt. Így egy TS ciklus összesen egy óra időtartamú. A *Thermal Shock* kamrában mind a hűtő, mind pedig a

fűtő közeg levegő volt. A hőprofil másik jellegzetes paramétere a hőmérséklet változási gradiens értéke. A hűtési folyamatok abszolút értékben körülbelül  $50 \text{ }^\circ\text{C}/\text{perc}$  sebességgel játszódtak le, míg a fűtési folyamatok hőmérsékleti gradiense  $40 \text{ }^\circ\text{C}/\text{perc}$  volt. Meg kell jegyezni azonban, hogy amint a minta hőmérséklete közelítette a korlát hőmérsékleteket, a hőmérséklet gradiense csökken. Tehát a minta hőmérsékletének alakulása csak részben közelíthető lineárisan. A minimális követelmény az IPC-SM-785 szabvány szerint pedig  $30 \text{ }^\circ\text{C}/\text{perc}$ , amely ezen TS vizsgálatoknál mindenképpen teljesül.

Ahhoz, hogy jól behatárolható legyen az intermetallikus réteg növekedése, illetve a kötések nyírási szilárdsága, négy kritikus ciklus számot vizsgáltam. Emiatt lesznek minták minden forraszpasztta típussal készített forrasztott kötésekből, amelyek 200, 500, 1000 illetve 2000 TS ciklust szenvednek el. A TS ciklus hőprofiljából adódóan a 2000 ciklus legalább 2000 órát jelent időben, amennyiben a ciklusok egymás után azonnal következnek.

Az AF, *Acceleration Factor* meghatározására ki kell választani, hogy milyen körülményeket tekintünk a mindennapi használat során. Az AF számításához szükséges számokat tartalmazza a 2. táblázat.

**2. táblázat A Thermal Shock vizsgálat *Acceleration Factor* értékének számításához szükséges változók értékei**

$\Delta T_t$	$\Delta T_s$	$f_t$	$f_s$	$E_A$	$T_{\text{MaxT}}$	$T_{\text{MaxS}}$
180 °C	35 °C	24 <i>ciklus/nap</i>	2 <i>ciklus/nap</i>	0,5 eV	413 K	333 K

Az AF képletében alkalmazott *-a* értékét 0,333-nak, míg *b* értékét 1,9-nek választottam, mint ahogy a szakirodalomban is fellelhető. A felhasznált képletben, nem szabad elfelejteni, hogy a Boltzmann állandó értékét  $\text{eV}/\text{K}$  mértékegységben adjuk meg, ami így  $8,617 \cdot 10^{-5} \text{ eV}/\text{K}$ . Az így megkapott AF=287. Ez azt jelenti, hogy ez a 2000 óra, amit eltöltött a minta a TS kamrában, megfelel 574000 órának a valódi felhasználási körülmények között. Ez 23917 nap vagy 66 év. Azonban a felhasználási körülmények közötti  $\Delta T_s$  értéket nem a táblázatban megadottnak vesszük, hanem kiszámoljuk a táblázatban adott maximális és minimális hőmérsékleti értékek különbségeként, úgy  $\Delta T_s=60 \text{ }^\circ\text{C}$ . Ezekkel a paraméterekkel számolva AF=103. Ez azt



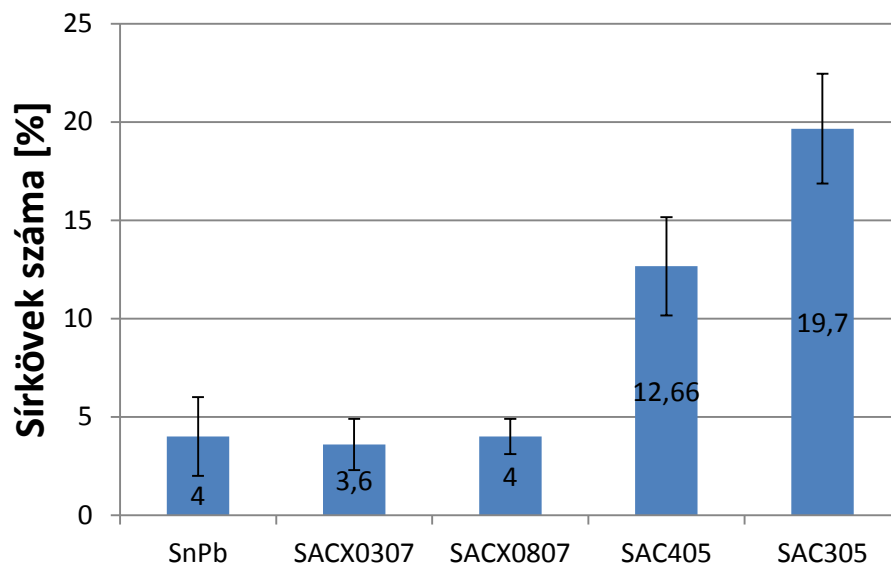
jelenti, hogy a TS kamrában eltöltött 2000 óra 206000 órának felel meg a valódi felhasználási körülmények között, ami még mindig 23 év. Ez jóval több, mint a táblázatban található 3 szolgálati év. Ha kiszámoljuk, hogy mennyi időt kellene eltöltenie a mintáknak a TS kamrában 103-as gyorsítási tényező mellett, azt kapjuk, hogy csupán közel 255 órát, ami pedig ilyen beállítások mellett 255 ciklusnak felel meg.

## 5. Eredmények

### 5.1. Optikai minősítés

A forrasztások elvégzése után, minden esetben szemrevételezéssel megvizsgáltam a forrasztott kötésekre és a vizsgálódás során felfigyeltem a sírkőeffektusra. A sírkő képződés során az alkatrész két vége nem azonos mértékben melegedik, az egyik végénél található forrasztanyag hamarabb megolvad, életbe lép a felületi feszültségből származó forgatónyomaték, amely képes felhúzni az alkatrészt az egyik oldalára.

Minden típusú forrasztaszta alkalmazásakor megfigyelhető volt a sírkőképződés, a különbség csupán, hogy voltak mintafajták, ahol ez kevesebb számban alakult ki (23. ábra). A sírkőképződés valószínűsíthetően az alkalmazott forrasztási technológia miatt jelent meg, ugyanis a gőzfázisú forrasztásnál elég gyakori ez a hibajelenség a nagy fűtési meredekségű profil miatt.



23. ábra A mérőlemezeken az 50 ellenállás közül átlagosan hány százalékon jelentkezett a sírkőeffektus

A sírkő effektus két mérőlemez esetében nem alakult ki. Mind a két mérőlemez ólomtartalmú forrasztanyaggal volt forrasztva. Érdekes tény, hogy az R20-as helyen

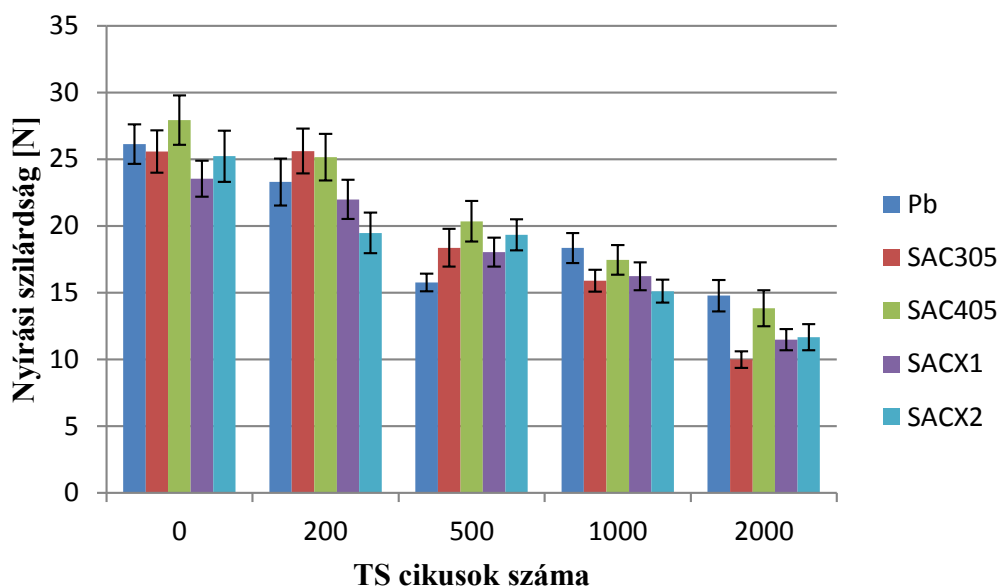
található ellenállás esetében minden esetben észlelhető volt a sírkőeffektus. Elképzelhető, hogy a beültetőgép ennél az ellenállásnál, mindig pontatlan volt, bár szemrevételezés alapján ez nem volt elmondható. Az eredményekből jól látszik, hogy a sírkő képződés terén a SAC305-ös forraszpasztta szerepelt a legrosszabbul, míg a SACX0307 a legjobban, és igen közeli eredményt ért el hozzá az SnPb és a SACX0807 forraszpasztta is.

Elmondható tehát hogy a csökkentett ezüsttartalom és a mikroötvözők használata jótékonyan fejti ki hatását a sírkő képződés területén. A sírkő képződés csökkentésének oka a SACX forraszpaszták esetében, hogy a szolidusz és likvidusz hőmérsékletek különbsége jóval szélesebb tartományt ad, mint az a SAC305 vagy SAC405 esetében, így a forraszok megolvadása kevésbé hirtelen.

A közel 20 %-os sírkőképződés elfogadhatatlan, ami a SAC305-ös mintáknál volt tapasztalható. A legkiugróbb SAC305 minta esetében 14 darab sírkő alakult ki az 50 ellenállásból egy mérőlemezen.

## 5.2. Szilárdsági eredmények

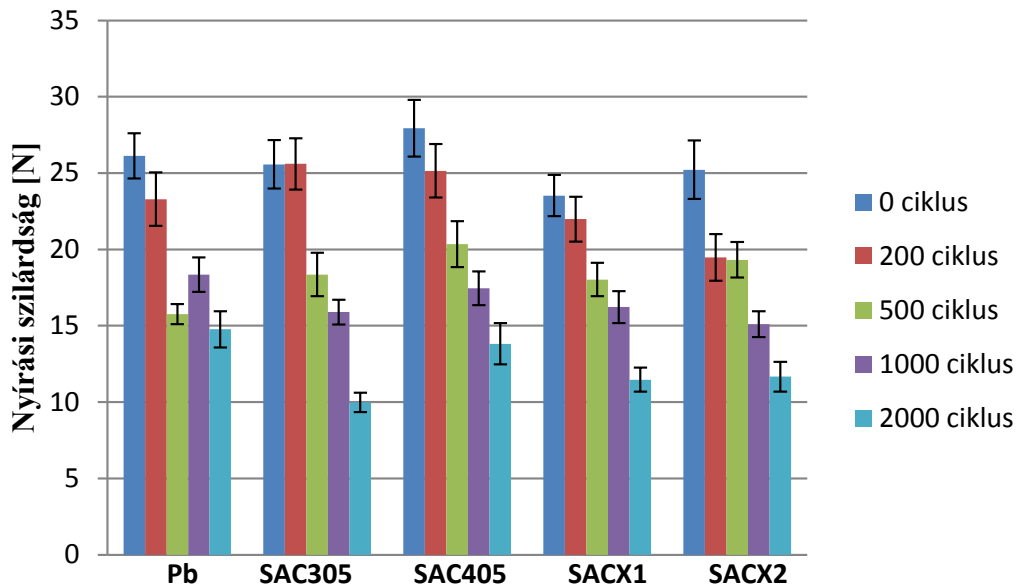
A nyírási szilárdság vizsgálatánál, azon minták, amelyek nem estek át élettartam vizsgálatokon adhatták a 100%-os szintet a mérési eredmények (24 ábra, 25. ábra).



24. ábra A nyírási szilárdság ábrázolása a TS ciklusok számának függvényében

A mért értékekből jól láthatóan a különböző forraszótvözetekkel készített minták eltérően reagáltak a TS vizsgálatokra. A SAC305-ös mintánál tapasztalható, hogy 200 hőciklus után nem jelentkezik a nyírási szilárdságban csökkenés. A csökkenést a szakirodalomban olvasható képlet alapján számolt %-os értékekkel jellemzem. A 200

TS ciklus után a SACX2, azaz a SACX0307 mintán mérhető a legnagyobb változás, a nyírási szilárdság a 77,2 %-ára csökkent. Az érdekesség, hogy 500 ciklus eltelté után, viszont pont a SACX2-nél válik ez a mérőszám a legjobbá, ugyanis 76,6 %-ra csökken csak. Azonban tőle erősebb kötést ad a nagyobb %-os csökkenés ellenére 500 ciklus után a jóval magasabb ezüst tartalmú SAC405.



25. ábra A nyírási szilárdság ábrázolása a forraszpaszták típusától függően

A mintákon T-próbákat is végeztem, melyből kiderült, hogy 500 ciklus után a SAC305 és SACX1 minták 95%-os konfidencia intervallummal számolva azonosnak tekinthetők a nyírási szilárdság értéküket tekintve, illetve a SAC305 és SACX2 is.

A 24. ábráról leolvashatjuk, hogy a 2000 ciklus eltelté után az ólmos forrasztással készített mintákon volt mérhető a legerősebb nyírási szilárdság, az átlagértékben közel 5 N-nal erősebbek az ólmos forrasztással készített kötések, mint a SAC305 esetében, mely az iparban a ma legerősebb forrasztási anyag. A SAC305 viszont nem csak az ólmos forrasztással szemben maradt alul, hanem a többi forrasztási anyaggal szemben is, ugyanis a SAC305-nél volt mérhető a leggyengébb szilárdság 2000 TS ciklus után.

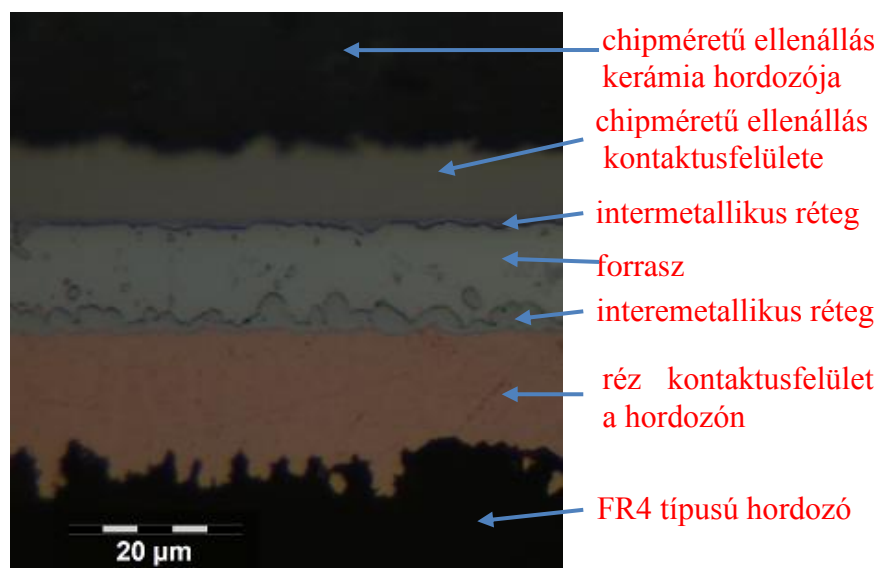
A 2000 TS ciklus szám már elegendő volt ahhoz, hogy mindegyik ólommentes forrasztási anyaggal készült mintában az USS szintjét 50 % alá vigye. Azonban az ólmos minta esetében a nyírási szilárdság csak az 56,5 %-ára csökkent 2000 ciklus után. Az ólmos mintához tartozó nyírási szilárdság érték nem csak relatív viszonyozással kifejezve a legjobb eredmény, hanem a maga 14,8 N-os értékével abszolút skálán is a legjobb eredményt adta a vizsgált minták között 2000 hőciklus után.

A 200 elvégzett hőciklus utáni eredmények azonban az igazán jól alkalmazható számok lehetnek, egy élettartam tervezésekor. A SACX0307 kivételével a többi minta maximum körülbelül 10 %-ot veszített a kezdetben mérhető nyírási szilárdságához képest. A 10 %-os csökkenés pedig azt jelentheti, hogy a minták nem biztos, hogy súlyos károsodást szenvedtek el, elképzelhető ugyanis, hogy ilyen minimálisnak tekinthető változás felléphet a mintákban a szabad levegőn való hosszabb ideig való tároláskor. A SAC0307 esetén igazán csökkentett ezüst tartalomról beszélhetünk, hisz az AOS vizsgálatokból kiderült, hogy a SACX0807 esetén közel inkább 1 százalékos ezüst tartalomról van szó, mint 0,8 százalékról.

### 5.3. Keresztmetszeti csiszolatok eredményei

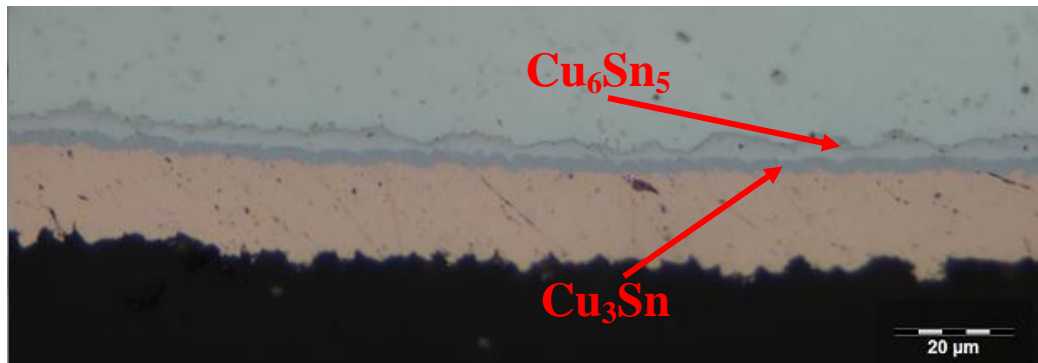
#### 5.3.1. Fémmikroszkópos vizsgálat

A fémmikroszkóp segítségével is megpróbáltam megmérni az intermetallikus réteg vastagságát (26. ábra).



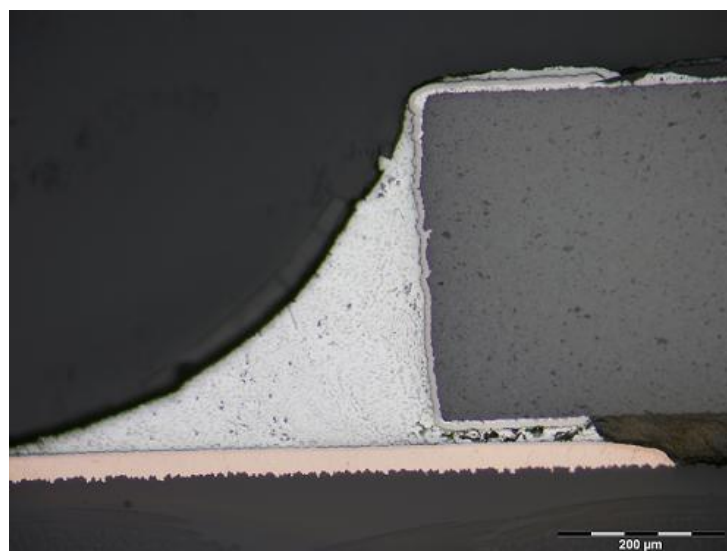
26. ábra 1000-szeres nagyítású kép a fémmikroszkóppal, SACX0807 mintán

Az optikai mikroszkópos felvételeken is észrevehetőek az intermetallikus rétegek, hiszen körülbelül a felbontóképessége az 1 μm nagyságrendjébe esik, a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  pedig e feletti tartományban van. A  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  kimutatása már nehezebb, hiszen mint ahogy szakirodalomban is megtalálható, kis ciklus számok mellett már megjelenik, de csak nagyon vékony réteggként. A  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  jól elkülöníthető, hiszen színe sötétebb, mint a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -é az optikai mikroszkópos felvételeken (27. ábra).



**27. ábra  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  intermetallikus réteg optikai mikroszkópos felvétele SACX0807 mintából készült keresztmetszeti csiszolaton, amely minta 2000 TS ciklust szenvedett el**

Az intermetallikus réteg megfigyelésén kívül a keresztmetszeti csiszolatokon jól vizsgálhatóak a forraszban kialakult törések, repedések. A hőterheléses élettartam vizsgálatok hatására mechanikai feszültségek alakulnak ki a forrasztott kötésekben, melyből kifolyólag törések, illetve repedések keletkeznek. A 200 Thermal Shock ciklust elszenvedett minták közül csak a SAC405 és az ólmos minta esetében vettem észre töréseket. A kisebb repedések kezdőpontjai mind arra a részre esnek, ahol az ellenállás alsó kontaktusfelülete és a réz kontaktusfelület fedésben vannak. A mechanikai feszültségek itt jelentkezhetnek leginkább a forraszban. A törések nagysága azonban egyre inkább növekedett, ahogy növeltük az elszenvedett TS ciklusszámot. Ahogy elértük az 500 ciklusszámot, úgy a többi minta esetében is apróbb repedések kezdtek megjelenni, azonban igazán még mindig a SAC405 és SnPb minták esetében volt jelentős. A repedés hossza ezekben az esetekben már megegyezik az ellenállás alsó kontaktusfelületének hosszával (28. ábra).

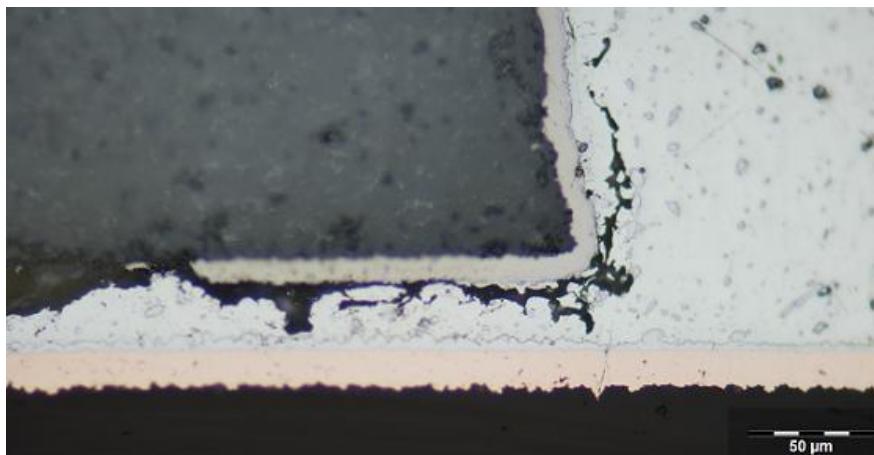


**28. ábra SnPb mintán 500 TS ciklus után már az ellenállás alsó kontaktusfelületével megegyező hosszúságúra növekedett a repedés**

A törések pedig mindig az ellenállás alsó kontaktusfelülete és a réz kontaktusfelület közötti részen kezdtek el megjelenni. Ez a törések kialakulásának igazán kritikus helye. Az 1000 TS ciklusszám elérésével már minden minta típuson jelentkeztek repedések, általában a hosszuk legalább akkora, mint az ellenállás alsó kontaktusfelülete. Vastagságuk pedig közel kitölti az alkatrész és a réz kontaktusfelület közötti távolságot. Azoknál a mintáknál viszont, ahol az alkatrész és a kontaktusfelület közötti távolság csupán néhány mikron vastagságú, egyáltalán nem alakult ki repedés vagy törés még 1000 ciklus után sem.

Azoknál a mintáknál sem alakult ki semmilyen törés sem, ahova nem ültettem be alkatrészeket a forrasztásokat megelőzően. Ennek oka, hogy így a forraszon belül nincsenek eltérő hőtágulású elemek, így nem alakul ki mechanikai feszültség sem a termikus terhelés hatására.

A SACX0807 és SACX0307 minták esetében az 1000 ciklusszám előtt nem voltak megfigyelhetőek repedések, azonban ennél a terhelésnél náluk is jelentkeztek a törések. Sőt, az ezeken a mintákon megfigyelhető repedések hossza a legnagyobb. A repedések méretüket tekintve, itt már nagyobbak, mint az alkatrész alsó kontaktusfelülete. A megfigyelt repedések alakja azonban hasonlít a szakirodalomban található törésvonalra. A repedések az alkatrész alsó kontaktusfelületén túlnöve nem oldal irányba folytatódnak, hanem felfelé kezdenek el terjeszkedni, az alkatrész oldalsó kontaktusfelületével párhuzamosan (29. ábra).

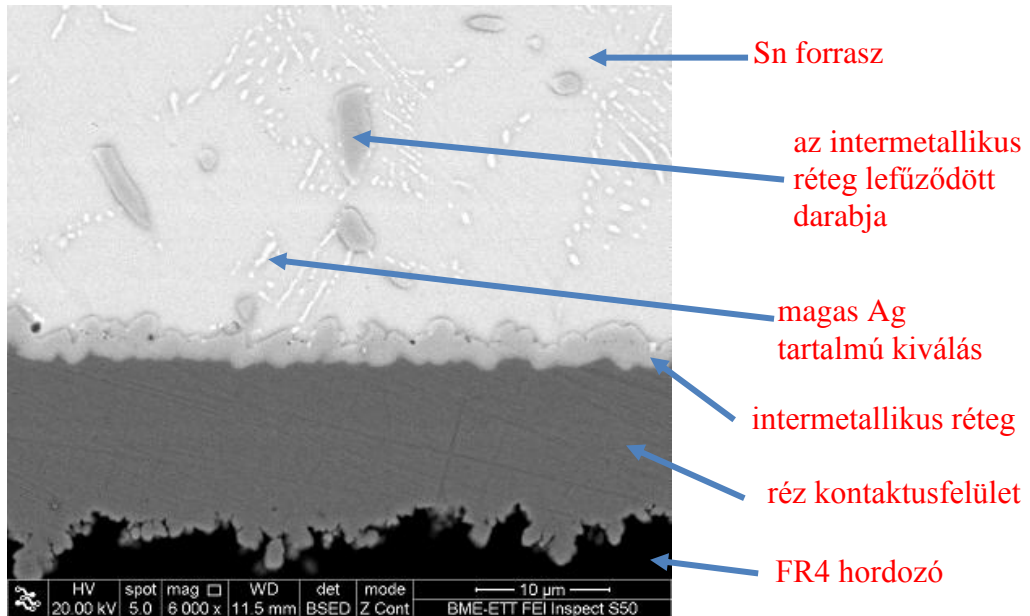


**29. ábra SACX0807 mintán megfigyelhető repedés alakulása 1000 TS ciklus után**

A fent leírt jelenség még jobban megfigyelhető azon a mintákon, amelyek 2000 TS ciklust szenvedtek el. A hőterhelés ilyen nagy mértékben már minden mintában kárt tett.

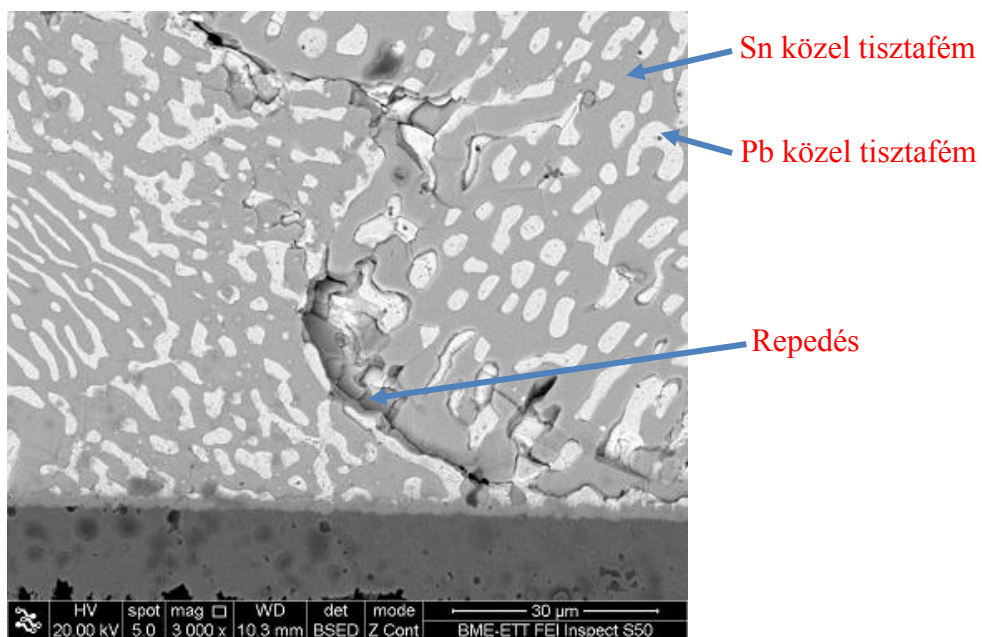
### 5.3.2. Elektronmikroszkópos vizsgálatok, az intermetallikus réteg vizsgálata

Az elektronmikroszkópos felvételek készítésekor a fókuszálás az intermetallikus rétegre irányult. A kontraszt beállításokat is úgy próbáltam beállítani, hogy minél jobban elkülönüljön az intermetallikus réteg (30. ábra).



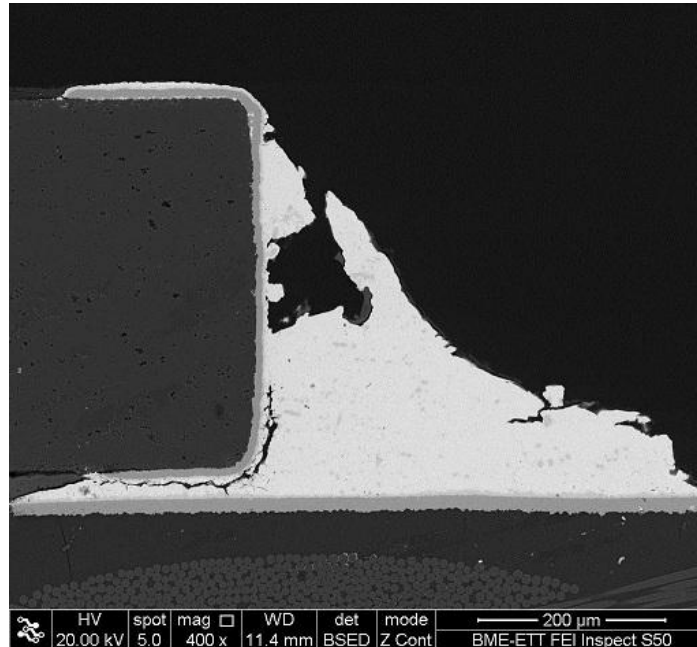
30. ábra Intermetallikus réteg SAC305-ös mintában az élettartam vizsgálatok előtt

Ólomtartalmú minták esetében a forraszban található repedések kiindulópontjai valószínűleg az ón–ólom határfelületeken indulhat ki, hiszen ezek máshogy reagálnak a termikus terhelésre, az eltérő hőtágulási együtthatóik miatt. A 31. ábra jól szemlélteti a felületi viszonyokat a marószerral kezelt mintákon és a törésvonalak is látszólag a szemcsehatárokon futnak (31. ábra).



31. ábra BSE detektorral készült SEM felvétel az ólmos mintáról 200 TS ciklus után

Az élettartam vizsgálatok hatását az elektronmikroszkópos felvételeken a fekete-fehér kontraszt miatt talán még letisztultabban lehet vizsgálni. Az egyes repedések útja igazán jól lekövethető (32. ábra). A nagyobb nagyítás közben pedig a mélységelességünk még azon tartományba esik, hogy a minta egésze a fókusz távolságban marad.



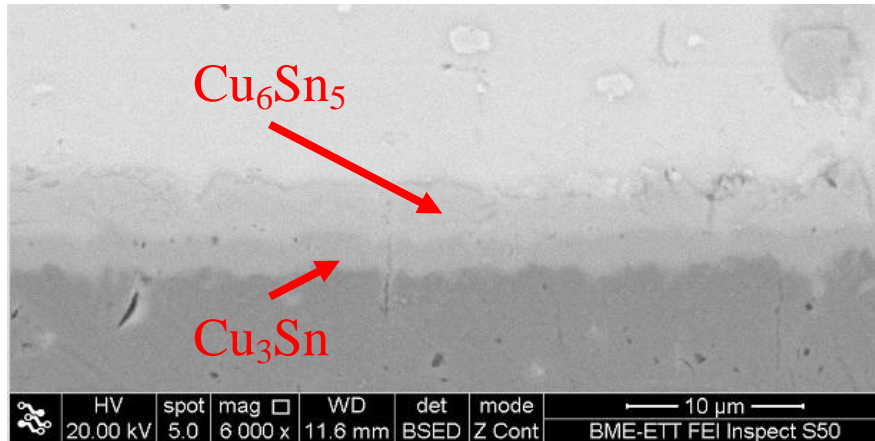
**32. ábra SACX0307 mintán jól kivehető a TS vizsgálatok által okozott repedés iránya 2000 ciklus után, mely megegyezik a szakirodalomban leírtakkal**

Az intermetallikus réteg vastagságát egy a tanszék által fejlesztett program segítségével határoztattam meg. A program kontraszt alapján képes szűrni a képen. Az intermetallikus réteg vastagságának jó becslése csak úgy lehetséges, ha minden függőleges pixeloszlopban lemérjük a vastagságát, majd átlagolunk. Ez is csak közelítése a teljes vastagságnak, hiszen nem áll rendelkezésemre a réz kontaktusfelület teljes hosszáról igen nagy nagyítású jól kiértékelhető kép.

A kiértékelésnél az intermetallikus réteg vastagságát a teljes vastagságra értem, amely tartalmazza mind a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  mind pedig a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  vastagságát. Mivel a két réteg anyagösszetételben is különbözik, így külön sávként látható a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  és a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  is a visszaszórt elektron képeken, mely a rendszámkontraszt információkat is visszaadja (33. ábra). A mintákon végeztem elektronsugaras mikroanalízist is. A 2000 TS ciklust elszenvedett minták esetében már volt 1–2 mikrométer vastagságú a kialakult  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  intermetallikus réteg, hogy azt lehessen vizsgálni, mivel ez a mérettartománya a karakterisztikus röntgensugárzás információs térfogatának is. Így kevésbé mérünk a

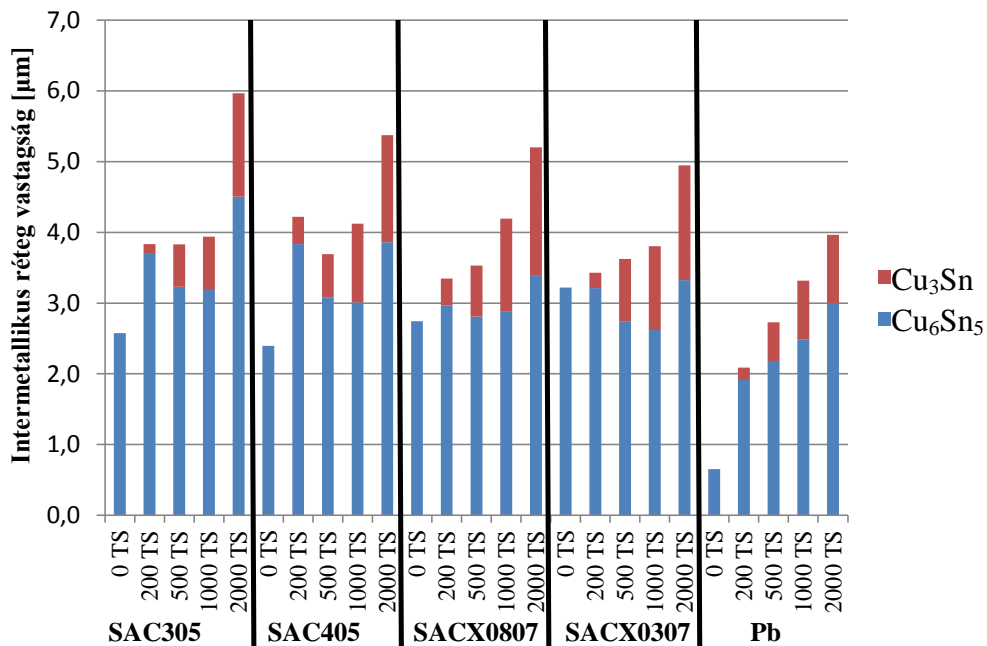


kijelölt terület környezetéből származó anyagokat, csak a számunkra fontos területet vizsgáljuk. A mérés szerint valóban  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  és  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  rétegek fejlődtek.

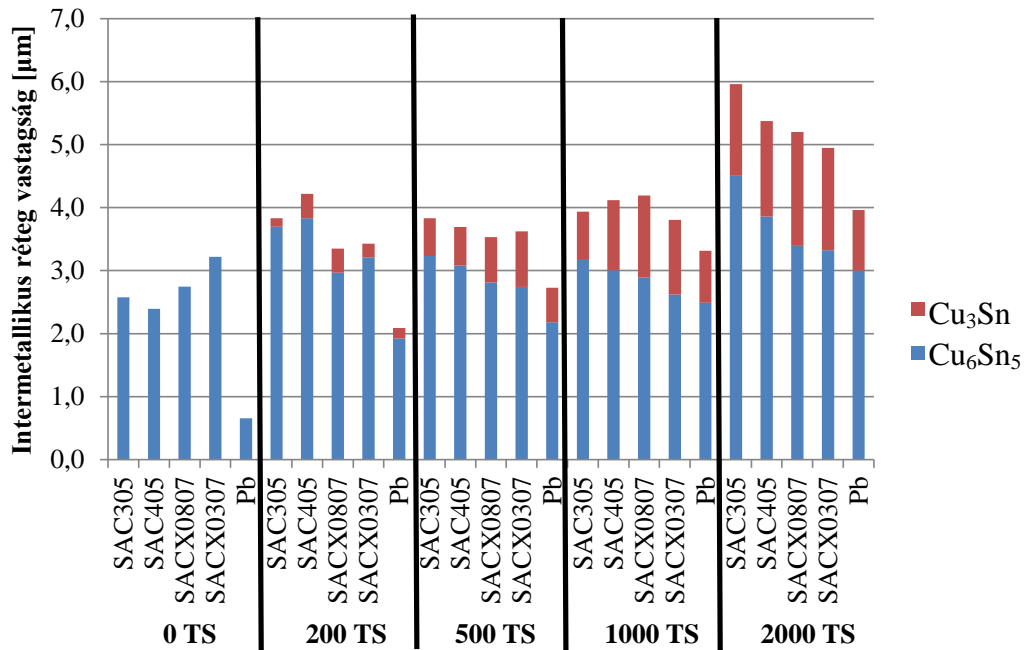


33. ábra  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  és  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  intermetallikus réteg megkülönböztetése BSE detektorral készült SEM felvételen SACX0307 mintán

Az intermetallikus réteg teljes vastagságának alakulása a TS ciklus számok függvényében látható a 35. ábrán. Míg az alakulás forraszpaszták szerint csoportosítva látható a 34. ábrán. Az intermetallikus réteg vastagsága növekedik a TS ciklus számok növelésével, kivétel a SAC40 minta esetében, ugyanis itt csak a 2000 TS ciklust elszenvedett mintákon mérhető igazán nagy növekedés, a többi ciklus számot követően váltakozó az intermetallikus réteg vastagsága. A többi minta esetében is az igazán nagy növekedés 2000 TS ciklus után mérhető. Ólmos forrasz esetében közel nyolcszorosára nő az intermetallikus réteg teljes vastagsága a 2000 TS elteltével.



34. ábra Az intermetallikus rétegek vastagságának változása a TS ciklus számok növekedésének függvényében, a forraszpaszták szerint csoportosítva



35. ábra Az intermetallikus rétegek vastagságának változása a TS ciklus számok növekedésének függvényében

Az ólomtartalmú és ólommentes minták intermetallikus réteg növekedésének mechanizmusa más. Ez köszönhető annak, hogy az ólommentes minták ón tartalma jóval magasabb, mint az ólmos minták esetében, illetve már a nyírási szilárdság tesztekben is jól látható volt, hogy másképpen reagálnak a termikus igénybevételre a minták.

Az ólmos mintán mérhető vastagságok változása hasonló tendenciát mutat, mint a szakirodalomban felelt növekedés. A Cu<sub>3</sub>Sn réteg telítődést mutat, míg a Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> növekedik. Ezzel ellentétben a SAC305-ös mintán máshogy növekednek a különböző típusú intermetallikus rétegek. A Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> réteg növekedése nem folyamatos. A kezdeti 200 TS utáni növekedés után csökkenés következik be a vastagságban. Ennek oka a visszaoldódás lehetséges illetve, hogy a Cu<sub>3</sub>Sn réteg pedig intenzívebb növekedésnek indul. Hasonló növekedés figyelhető meg a többi ólommentes forraszpasztával készült minta esetében is. Azonban a SACX0307 esetében a Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> réteg már a 200 TS ciklusnál sem növekedik, és a csökkenés folyamatos 1000 TS-ig. Azonban 2000 TS után sem növekedik nagyobbra a Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>, mint 0 TS-nél lévő állapotában volt mérhető. Viszont a Cu<sub>3</sub>Sn réteg pedig folyamatosan növekedik, ami által a teljes IMC vastagság is növekedik. A SAC405-ös minta kivételével az összes minta esetében növekedik a teljes IMC vastagság a TS számok növekedésével. SAC405-nél érdekes, hogy a 200 TS ciklusról 500 TS ciklusra való növelés esetén csökken a teljes IMC vastagság. Ugyanis

hiába növekedik a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ , ennek növekedésének mértéke ezen szakaszban kisebb, mint a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  csökkenésének mértéke ezen szakaszban.

A nyírási szilárdságban a leggyengébben a SAC305 minta szerepelt, és ha megnézzük a 35. ábrát, láthatjuk, hogy hozzá tartozik a legvastagabb intermetallikus réteg.

## 6. Összefoglalás

A dolgozatom keretében 5 különböző forrasztóanyag viselkedését hasonlítottam össze élettartam vizsgálatok hatására. A forrasztásokat gőzfázisú újraömlésztéses forrasztással végeztem. Az ólom tartalmú forrasztáshoz közel  $20\text{ }^\circ\text{C}$ -kal alacsonyabb csúcshőmérsékletű hőprofil alkalmaztam, mint az ólommentes forrasztáshoz.

A forrasztásokat követően sárga effektus volt megfigyelhető. A SAC305-ös forrasztás szerepelt a legrosszabbul, míg a SACX0307 a legjobban, az ellenállások  $3,6\%$ -án jelentkezett a sárga effektus, továbbá igen közeli eredményt ért el hozzá az SnPb és a SACX0807 forrasztás is. A SAC305 esetében az ellenállások  $20\%$ -ánál volt megfigyelhető sárga effektus. Az ólommentes forrasztóknál a csökkentett ezüsttartalom és a mikroötvözők alkalmazása csökkenti a sárga effektus kialakulását.

A mintákat termikus terhelésnek vettem alá *Thermal Shock* vizsgálattal. A vizsgálat paramétereit alapján számított *Acceleration Factor* 286. A mintákat 4 lépésben vettem alá az élettartam vizsgálatoknak: 200, 500, 1000 és 2000 TS ciklust végeztem el rajtuk. A mintákon nyírási szilárdság vizsgálatot és keresztmetszeti csiszolatokon optikai- és elektronmikroszkópos vizsgálatokat végeztem.

A hőciklusok hatására a nyírási szilárdság a legtöbb esetben folyamatosan csökkenést mutatott. A 2000 TS ciklus után a legerősebb forrasztásokat az ólmos forrasztóanyaggal készített mintákon mértem. Ez mind abszolút értendő, hiszen a mérhető  $14,8\text{ N}$ -os átlag messze a legmagasabb érték a többi  $10\text{--}13,8\text{ N}$ -os értékhez képest. Ám a százalékos csökkenést tekintve is az ólmos forrasztás a legerősebb, hiszen a 0 TS ciklusnál mért állapotához képest csak  $56,5\%$ -ára csökkent a nyírási szilárdsága. Az ólommentes forrasztók közül a legjobb a SAC405-ös magas ezüsttartalmú forrasztóanyag, hiszen  $13,8\text{ N}$ -ra csökkent a nyírási szilárdsága, ami az eredeti állapotának a  $49,5\%$  százaléka. A SACX0807 és SACX0307 mikroötvözős forrasztóanyagok pedig szintén jól teljesítettek, ám abszolút viszonyban elmarad nyírási szilárdságuk a SAC405-ös forrasztótól. A legrosszabbul a SAC305-ös minta teljesített, hiszen a 2000 TS ciklus végére a nyírási szilárdság lecsökkent közel  $39\%$ -ra.

A keresztmetszeti csiszolatokon a forrasztott kötések alakjait vizsgáltam, illetve a ciklikus hőterhelés hatására kialakuló repedéseket. A repedések hossza és mérete a TS ciklus számok növelésével szintén növekedést mutattak. A TS terhelések hatására a repedések iránya és formája a szakirodalomban leírtak szerint alakult.

A TS vizsgálatok hatására kifejlődött a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  intermetallikus réteg mellett a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  intermetallikus réteg is. A TS ciklusok számának növelésével a réteg struktúrája is változott, a felületük fokozatosan finomabb formát kezd öltetni, kevesebb kagylószerű kitüremkedés figyelhető meg. Az intermetallikus réteg vastagsága is változott a TS ciklus számok növekedésével. Azonban ólommentes forraszkónál a legjobban látható növekedést a  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  mutatta, hiszen 200 ciklus után még alig látszódott a réteg, míg 2000 ciklus után már optikai mikroszkópon is jól látható réteggé fejlődött. A teljes vastagság fejlődését tekintve a SAC305 mintán volt mérhető a legvastagabb teljes IMC réteg 2000 TS ciklus után. Az ólmos és ólommentes minták  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  és  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  rétegének növekedésének mechanizmusa más. Az ólmos esetben folyamatos növekedés van mind a két rétegben a TS ciklus számok növelésével. Ólommentes esetben 200 TS ciklus után a  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  réteg vastagsága csökkenni kezd, majd 1000 TS ciklusnál újra növekedik.

A mérések alapján kijelenthető, hogy a mikroötvözős forrasztóanyagok alkalmazásának semmiféle negatív hatása nincs, alkalmazhatóak újraömlésztéses forrasztáshoz. A csökkentett ezüsttartalom miatt és a sírkőeffektus csökkentése érdekében a mikroötvözők jelenléte az ólommentes forrasztóötvözetekben mindenképpen előnyös.

## Irodalomjegyzék

- [1] David Suihkonen: „Vapor phase for lead-free reflow”; *Global SMT & Packaging*, **2007. szeptember**,
- [2] Karl J. Puttlitz, Kathleen A. Stalter: „Handbook of lead-Free Solder Technology for Microelectronic Assemblies”, *Marcel Dekker kiadó*, **2004**, ISBN: 978-0-8247-4870-8
- [3] Gregory Henshall, Robert Healey, Ranjit S. P, Keith Sweatman, Keith Howell, Richard Coyle, Thilo Sack, Polina Snugovsky, , Stephen Tisdale, Fay Hua: „iNEMI Pb-free alloy alternatives project report: state of the industry”; *Hewlett-Packard Co., Cookson Electronics, Nihon Su; Journal of SMT Article*; **2008.október.30.**
- [4] Indium Corporation: „Pb-Free/No-Clean Solder Pastes Used in Vapour-Phase Soldering Process”, <http://www.indium.com/dynamo/download.php?docid=739>
- [5] David Suraski, Karl Seelig: „Lead-free solder assembly for mixed technology circuit boards”; *AIM; SMTA International Conference Proceedings*; **2006. szeptember. 24.**
- [6] Pandher, R.S., Lewis, B.G., Vangaveti, R., Singh, B.: „Drop Shock Reliability of Lead-Free Alloys - Effect of Micro-Additives”; *57th Electronic Components and Technology Conference*, **2007.június.1.**; ISBN: 1-4244-0985-3
- [7] Dataweek Electronics & Communitations Technology: „Advantages of vapour phase reflow for lead-free soldering”, **2008. oct. 1.**  
<http://dataweek.co.za/news.aspx?pklnnewsid=30546>
- [8] P.L. Thu, Y.C. Chan: „Study of micro-BGA solder joint reliability”, *Microelectronics Reliability 41. szám, Pergamon kiadó*, **2001**, oldalszám: 287 – 293
- [9] Rudolf Strauss: „SMT Soldering Handbook – Surface Mount Technology”, *Newnes kiadó, 2nd edition*, **1998**, ISBN: 0 7506 35894
- [10] 3M: Fluorinert, FC-70 típusú folyadék adatlap  
[http://multimedia.3m.com/mws/mediawebsrver?mwsId=66666UuZjcFSLXTtnxTE5Xz6EVuQEcuZgVs6EVs6E666666--&fn=prodinfo\\_FC70.pdf](http://multimedia.3m.com/mws/mediawebsrver?mwsId=66666UuZjcFSLXTtnxTE5Xz6EVuQEcuZgVs6EVs6E666666--&fn=prodinfo_FC70.pdf)
- [11] Fubin Song, S W Ricky Lee: „Investigation of IMC thickness effect on the lead-free solder ball attachment strength: Comparison between ball shear test and cold bump pull test results”; *56th Electronic Components Technology Conference*; **2006**; ISBN: 1424401518
- [12] Hudson A., Nelson R.: „Útban a modern fizikához”, *LSI Informatikai Oktatóközpont kiadó*, **2008**, ISBN: 9789635771974
- [13] Altek Systems: „Vapor Phase Technology & its Evolution”, *Asscon Systemtechnik*,  
<http://www.atekllc.com/pdfs/asscon/SMTAOct2007VPtechandevolution.pdf>
- [14] Bob Willis: „Vapour phase or convection for lead-free?”, *Global SMT & Packaging*, **2008. december**
- [15] Dr. Szabó Gábor, Péter Szabó István: „Alkalmazott műszaki hőtan”, **2001** SZTE SZÉF Oktatási segédlet
- [16] Patrick Roubaud, Grace Ng, Greg Henshall, Ronald Bulwith, Robert Herber, Swaminath Prasad, Flynn Carson, Sundar Kamath, Alexander Garcia: „Impact of Intermetallic Growth on the Mechanical Strength of Pb-Free BGA Assemblies”, *Presented at APEX2001 San Diego*, **2001**

- [17] M.S. Park, R. Arroyave: „Formation and Growth of Intermetallic Compound Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> at Early Stages in Lead-Free Soldering”, *Journal of Electronic Materials*, **2010**, oldalszám: 2574-2582
- [18] Mathew Schaefer, Werner Laub, Janet M. Sabee, Raymond A. Fournelle: „A Numerical Method for Predicting Intermetallic Layer Thickness Developed During the Formation of Solder Joints”, *Journal of Electronic Materials*, Vol. 25, No. 6, **1996**
- [19] Ph. Gasser<sup>1</sup>, P. Jacob<sup>1</sup>, D. Leroy<sup>2</sup>, L. Oberli<sup>2</sup>, C. Scheuerlein<sup>2</sup>, M. Taborelli<sup>2</sup>: „The Effect of CuSn Intermetallics on the Interstrand Contact Resistance in Superconducting Cables for the Large Hadron Collider (LHC)”; *European Organization for Nuclear Research - European Laboratory for Particle Physics*; **2004. december. 2.**
- [20] Chan Y.C., So A.C.K., Lai J.K.L.: „Growth kinetic studies of Cu-Sn intermetallic compound and its effect on shear strength of LCCC SMT solder joints”; *Elsevier kiadó, Materials Science and Engineering: B*; **1998. augusztus. 14.**
- [21] Fubin Song, S W Ricky Lee: „Investigation of IMC thickness effect on the lead-free solder ball attachment strength: Comparison between ball shear test and cold bump pull test results”; *56th Electronic Components Technology Conference*; **2006**; ISBN: 1424401518
- [22] I. E. Anderson, J. Walleser, J. L. Harringa: „Observations of nucleation catalysis effects during solidification of SnAgCuX solder joints”; *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 59. szám, **2008**
- [23] Ranjit Pandher, Robert Healey: „Reliability of Pb-Free Solder Alloys in Demanding BGA and CSP Applications”; *58th electronic components technology conference proceedings*; **2008**; ISBN: 9781424422302
- [24] Fangjie Cheng, Hiroshi Nishikawa, Tadashi Takemoto: „Effects of Co Addition on the Microstructure and Tensile behavior of Sn-3.0Ag-0.5Cu Solder Alloy”; *Transactions of JWRI*, 36. szám, **2007**
- [25] IPC-SM-785: „Guidelines for Accelerated Reliability Testing of Surface Mount Solder Attachments”; **1992.november**
- [26] JESD22-A106B JEDEC STANDARD: „Thermal Shock”; **2004. június**
- [27] Milos Dusek, Martin Wickham, Christopher Hunt: „The Impact of Thermal Cycle Regime on the Shear Strength of Leadfree Solder Joints”; *Soldering & Surface Mount Technology, Volume 17, Number 2*, oldalszám: 22-31; **2005**
- [28] Yuichi Aoki, Ichisaku Tsujie, Takayuki Nagai: „The effect of ramp rate on thermal fatigue testing of solder joints”; *Spec Technology Report No.27*, oldalak: 1-13; **2009**
- [29] John H. L. Pang, Kwang Hong Tan, Xunqing Shi, Z. P. Wang: „Thermal Cycling Aging Effects on Microstructural and Mechanical Properties of a Single PBGA Solder Joint Specimen”; *IEEE transactions on components and packaging technologies*, vol. 24, no.; **2001. március**
- [30] John H. L. Pang, Kwang Hong Tan, Xunqing Shi, Z. P. Wang: „Microstructure and intermetallic growth effects on shear and fatigue strength of solder joints subjected to thermal cycling aging”; *Materials Science and Engineering: A, Volume 307*, oldalak: 42–50; **2001. június. 15.**

- [31] Yifei Zhang, Zijie Cai, Jeffrey C Suhling, Pradeep Lall, Michael J Bozack: „Aging effects in sac solder joints”; *59th Electronic Components and Technology Conference, IEEE kiadó*, oldalak: 370-389; **2009. június**
- [32] Spectromaxx készülék gyártói oldala  
<http://www.spectro.com/pages/e/p010212.htm>
- [33] Cookson Electronics: „ALPHA OM-338-PT technical bulletin”; **2011.április.04.**  
<http://alpha.cooksonelectronics.com/products/getpdf.asp?PDF=%5Cproducts%5Cpdfs%5Cpaste%5CTB-OM338PT-CNP-WWE-SM893-14%20%2011-04-04.pdf&bulletin=bulletin>
- [34] Cookson Electronics: „ALPHA OM-5300 technical bulletin”; **2011.június.29.**  
<http://alpha.cooksonelectronics.com/products/getpdf.asp?bulletin=bulletin&PDF=%5Cproducts%5Cpdfs%5Cpaste%5CTB-OM5300-CNP-WWE-SM923-8%20%2009-06-29.pdf>
- [35] NEMA: „Industrial Laminated Thermosetting Products”, **1998**  
<http://www.nema.org/stds/li1.cfm>

# Ábrajegyzék

1. ábra	SAC ötvözetek nyirófeszültség vizsgálatának eredménye, egyre csökkenő Ag tartalom mellett .....	4
2. ábra	Infrasugaras újraömlésztéses forrasztásnál mért hőprofil két különböző hőkapacitású alkatrész esetén .....	5
3. ábra	A fűtési faktor a hőprofilban egy görbe alatti részterületként jelenik meg, az ábrán 183 °C-os olvadási hőmérsékletű ólmos forrasztóanyag esetén .....	7
4. ábra	A gőzfázisú forrasztó-berendezés egyszerűsített sematikus ábrája .....	8
5. ábra	Ólmos forrasztó használatánál jobban elkülöníthető a $\eta$ fázis és az $\epsilon$ fázis .....	9
6. ábra	Az intermetallikus réteg vastagságának és a hőterhelés hatásának kapcsolata ólmos forrasztóval vizsgálva passzív diszkrét alkatrészek esetében .....	10
7. ábra	Az intermetallikus réteg vastagságának és a hőterhelés hatásának kapcsolata ólommentes forrasztókkal vizsgálva .....	11
8. ábra	Intermetallikus réteg növekedése 150 °C-on történő élettartam vizsgálat során, SAC forrasztó alkalmazva. a.) forrasztás után közvetlenül; b.) 500 órás vizsgálat; c.) 1000 órás vizsgálat .....	12
9. ábra	Az élettartam vizsgálat hatása a nyirási szilárdságra a.) 100 $\mu\text{m}/\text{sec}$ b.) 500 $\mu\text{m}/\text{sec}$ nyirókés sebesség mellett .....	12
10. ábra	A szakítószilárdság mérésének elrendezése .....	13
11. ábra	A bizmut tartalom növelésének hatása a rossz határfelületen bekövetkezett hibák megjelenésében SAC0307 esetében, <i>ball-pull</i> tesztek során .....	15
12. ábra	<i>Drop shock</i> teszt eredménye SAC0307 forrasztóval különböző Bi adalékok esetében .....	16
13. ábra	Különböző SAC keverékek és mikroötvözött SAC keverékek keresztmetszeti képe elektronmikroszkóppal vizsgálva .....	17
14. ábra	Különböző mikroötvözőket tartalmazó forrasztók színe öregítés után .....	18
15. ábra	A termal cycle vizsgálat hatása a forrasztott kötés nyirási komponenseire .....	19
16. ábra	Thermal shock és thermal cycle vizsgálatok által okozott törések lehetséges útvonalai a kétpólusú chipméretű komponens kötéseiben .....	20
17. ábra	A nyirási szilárdság változása különböző hőmérséklet gradiensű ciklikus hőmérséklet terheléses élettartam vizsgálatokkor 3216 chip méretű ellenállásokon a.) Sn63Pb37 forrasztó esetén b.) SAC305 forrasztó esetén .....	21
18. ábra	Az intermetallikus rétegek vastagságának változása a TC ciklusok számának függvényében ...	21
19. ábra	Kémcsőben megolvasztott forrasztóanyagból kiváló forrasztó és folyasztószer .....	24
20. ábra	A mérőlemez egy legyártott példánya .....	26
21. ábra	Az ólmos forrasztóhoz alkalmazott hőprofil .....	28
22. ábra	Ólommentes forrasztásokhoz alkalmazott hőprofil .....	28
23. ábra	A mérőlemezek az 50 ellenállás közül átlagosan hány százalékon jelentkezett a sírkoeffektus .....	32
24. ábra	A nyirási szilárdság ábrázolása a TS ciklusok számának függvényében .....	33
25. ábra	A nyirási szilárdság ábrázolása a forrasztó típusától függően .....	34



26. ábra 1000-szeres nagyítású kép a fémmikroszkóppal, SACX0807 mintán .....	35
27. ábra $\text{Cu}_3\text{Sn}$ intermetallikus réteg optikai mikroszkópos felvétele SACX0807 mintából készült keresztmetszeti csiszolaton, amely minta 2000 TS ciklust szenvedett el .....	36
28. ábra SnPb mintán 500 TS ciklus után már az ellenállás alsó kontaktusfelületével megegyező hosszúságúra növekedett a repedés .....	36
29. ábra SACX0807 mintán megfigyelhető repedés alakulása 1000 TS ciklus után .....	37
30. ábra Intermetallikus réteg SAC305-ös mintában az élettartam vizsgálatok előtt .....	38
31. ábra BSE detektorral készült SEM felvétel az ólmos mintáról 200 TS ciklus után .....	38
32. ábra SACX0307 mintán jól kivehető a TS vizsgálatok által okozott repedés iránya 2000 ciklus után, mely megegyezik a szakirodalomban leírtakkal .....	39
33. ábra $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ és $\text{Cu}_3\text{Sn}$ intermetallikus réteg megkülönböztetése BSE detektorral készült SEM felvételen SACX0307 mintán .....	40
34. ábra Az intermetallikus rétegek vastagságának változása a TS ciklus számok növekedésének függvényében, a forraszpaszták szerint csoportosítva .....	40
35. ábra Az intermetallikus rétegek vastagságának változása a TS ciklus számok növekedésének függvényében.....	41