dc_1452_17

HŐ- ÉS ANYAGTRANSZPORT FOLYAMATOK VIZSGÁLATA AZ ELEKTRONIKAI FELÜLETSZERELÉSI-TECHNOLÓGIÁBAN

MTA DOKTORI ÉRTEKEZÉS

Dr. Illés Balázs, PhD

BUDAPEST 2017

Tartalomjegyzék

1.	Bevezetés	3
2.	A gőzfázisú forrasztás komplex szimulációs modellje	6
	2.1 A gőzfázisú forrasztás technológiája és problémái (irodalmi összefoglalás)	6
	2.2 Alkalmazott eszközök és módszerek a kísérletekben	12
	2.3 A gőztér modell	14
	2.3.1 A gőztér modell fizikai és numerikus leírása	14
	2.3.2 A rendszer geometriai modellje és a modell verifikációja	18
	2.3.3 A gőztér modell alkalmazási lehetőségei	22
	2.4. A kondenzációs filmréteg kialakulásának dinamikus modellezése	26
	2.4.1 A dinamikus kondenzátum réteg modell fizikai és numerikus leírása	26
	2.4.2 A dinamikus kondenzátum réteg modell geometriai felbontása és a	
	modell verifikációja	29
	2.4.3 A dinamikus kondenzátum réteg modell alkalmazási lehetőségei	31
	2.5. A vákuumos gőzfázisú forrasztás modellezése	44
	2.5.1 A vákuumos gőzfázisú forrasztás modelljének fizikai és numerikus leírása	44
	2.5.2 A vákuumos gőzfázisú forrasztás modelljének geometriai felbontása és a	
	modell verifikációja	45
	2.5.3 A vákuumos gőzfázisú forrasztás modelljének alkalmazási lehetőségei	47
	2.6 Az új tudományos eredmények összefoglalása tézisekben	51
3.	Az ón whisker növekedés és az egyes gátló tényezők hatásmechanizmusának	
vi	zsgálata	53
	3.1 Az ón whisker jelenségek (irodalmi összefoglalás)	53
	3.2 Alkalmazott eszközök és módszerek a kísérletekben	58
	3.3 A nikkel köztesréteg és az ónbevonat közötti intermetallikus rétegképződés	59
	3.4 Az ón vékonyrétegek whisker képződési tulajdonságainak vizsgálata	67
	3.4.1 A kémiai ónbevonatok whisker képződési tulajdonságainak vizsgálata	67
	3.4.2 Az vákuumpárologtatott ónbevonatok whisker képződési	72
	tulajdonságainak vizsgálata	
	3.5 A mikro-ötvözős magas óntartalmú SAC forraszötvözetek whisker	
	képződési tulajdonságának vizsgálata	78
	3.5.1 Az mSAC forraszötvözetek whisker növesztésének vizsgálata száraz-	
	és nedves-meleg környezeti terhelés alatt	78
	3.5.2 Az mSAC forraszötvözetek whisker növesztésének vizsgálata	86
	nedves-meleg környezetben áramterhelés alatt	
	3.6 Az új tudományos eredmények összefoglalása tézisekben	93
4.	Az eredmények hasznosulása	95
5.	A tézisekről megjelent publikációk	96
6.	Köszönetnyilvánítás	99
7.	Hivatkozott irodalom	100

1. Bevezetés

Az a fokozódó igény, hogy az elektronikus eszközeinkben egyre kisebb méretben érjünk el egyre nagyobb funkcióbeli integráltságot, a 21. századra szinte egyeduralkodóvá tette az ún. felületszerelési technológiát az elektronikai iparban (1.1 ábra). Ezen folyamathoz hozzájárultak olyan technológiai aspektusok is, mint a felületszerelésnek a korábban alkalmazott furatszerelési technológiához viszonyított könnyű automatizálhatósága és nagy termelékenysége [1.1]. A felületszerelés területén ma már szinte kizárólagosan valamely újraömlesztéses forrasztási technológiát alkalmazzák. Az említett elnevezések a technológia azon sajátosságaiból adódnak, hogy a nyomtatott huzalozású lemezek felületére előzetesen paszta állagú forraszötvözetet visznek fel, melyet az alkatrészek felhelyezése után egy ún. újraömlesztő kemencében az olvadáspontja fölé hevítenek, ezáltal a forrasz megömlik, és forrasztott kötéseket hoz létre [1.2].



1.1 ábra. Felületszerelt áramkör.

Az elektronikai iparban lezajlott változások az újraömlesztéses forrasztási technológiát sem kerülhették el. Elég csak a 2006-ban bevezetett RoHS direktívákat említeni, amelyek megtiltották a korábban alkalmazott forraszötvözetek egyik meghatározó elemének, az ólomnak az alkalmazását [1.3]. Az ipar erre gyorsan és hatékonyan reagált alternatív forraszötvözetek kifejlesztésével, azonban a kérdés forrasztástechnikai oldalról már korántsem volt ilyen egyszerű. Az új, ólommentes forraszötvözetek olvadáspontja általában jóval magasabb (~220°C) a korábban alkalmazott ólomtartalmú társaikénál (~180°C), amely a forrasztáskor alkalmazható ún. technológiai ablak – az alkatrészek által elviselt legmagasabb hőmérséklet és a megfelelő kötéshez szükséges hőmérséklet közötti intervallum – drasztikus beszűkülését eredményezte a 245 és 255°C közti tartományra [1.4]. Ennek a követelménynek a korábban széles körben alkalmazott természetes konvekciós vagy infrasugaras fűtési elven működő kemencék nem tudtak megfelelni [1.5].

A fenti okokból kifolyólag már az ólommentes technológia 2006-os bevezetése előtt elindultak az újraömlesztő kemencék fejlesztésére irányuló kutatások, amelynek eredményeképpen először megszülettek az ún. vegyes fűtésű (infra + kényszerkonvekciós), majd a tisztán kényszerkonvekciós fűtésű kemencék, ahol pusztán a forró gáznak a kemence munkaterébe történő befújásával és megfelelő elosztásával érik el a szükséges hőközlést. A különféle felépítésű kemencetípusok közül az elektronikai iparban leginkább az

alagútkemence preferált, amelyen egy szállítószalag keresztülvezetésével biztosítják a gyártósorba integrálást. A kényszerkonvekciós forrasztás mellett néhány éve ismét előtérbe került az ún. gőzfázisú forrasztás (az elterjedten használt angol nevén: Vapour Phase Soldering – VPS), amely technológia működési elve a kondenzációkor végbemenő hőátadáson alapul. A gőzfázisú forrasztás során egy speciális hőközlő folyadékot hoznak forrásba, ezáltal egy gőzteret képeznek a kemence munkaterében. A gőztérbe merített áramkör felszínére kondenzálódó folyadék fűti fel forrasztási hőmérsékletre az áramkört [1.6]. A gőzfázisú forrasztási technológia már az 1970-es évek óta létezik [1.7], de széleskörű ipari alkalmazására mostanáig várni kellett a megfelelő hőközlő folyadék hiánya miatt. Az áttörést a néhány éve kifejlesztett ún. Galden (inert és az egészségre ártalmatlan perfluor-poliéter, PFPE) hőközlő folyadék [1.8] kifejlesztése hozta meg.

A fent leírtakon kívül a technológia során végbemenő fizikai folyamatok rézsletes, modellszintű leírása – úgymint a gőztér kialakulása, a gőztér és a forrasztott áramkör kölcsönhatása, a kondenzációs réteg felépülése és annak hatása a fűtés hatékonyságára – jelenleg még nem áll rendelkezésünkre. Általánosságban azonban elmondható, hogy a VPS technológia előnye a pontos hőmérsékleti szabályozás lehetősége (mivel a folyadék forráspontjánál magasabb hőmérséklet nem jöhet létre a munkatérben) és a jó fűtési hatásfok. Hátránya viszont a gyártósorba építhetőség nehézkessége (a technológia jellegéből adódóan a munkatérnek teljesen zárt rendszert kell képeznie) és az esetenkénti túl gyors fűtés. Összességében tehát a gőzfázisú forrasztás egy új és ígéretes technológia a széleskörű ipari alkalmazás szempontjából, azonban még számos nyitott kérdést tartogat.

A fent említett ólommentes forraszötvözetek, valamint az ólommentes forrasztási bevonatok minőségi szempontból ma már sok tekintetben túlszárnyalják az ólomtartalmú társaikat [1.9], azonban az ólom (mint ötvöző) mellőzése miatt, a velük készített áramkörök megbízhatóságával kapcsolatban még vannak megválaszolatlan kérdések. Ezek egyike az ón "whisker" képződési jelenségek köre. Az ón whisker egy egykristály vagy polikristály kinövés a tiszta (vagy magas) óntartalmú felületi bevonatból vagy forraszanyagból, amely rövidzárat okozhat az elektronikus egységben. Jellemző átmérője 0,5-20 µm, hossza pedig akár a mm-es nagyságot is elérheti (1.2. ábra) [1.10]. A jelenség pontos mechanizmusa, a whiskerek kialakulási folyamata sok részletében még nem teljesen tisztázott.

Az általánosan elfogadott nézetek szerint az ón whisker növekedést a kristályszemcsék között kialakuló nyomófeszültség különbség okozza. Ez többféle módon is előállhat: külső mechanikai feszültség következtében; termo-mechanikai feszültség okán; a rétegfelvitelkor a rétegben maradó belső feszültségek miatt; a rétegben végbemenő anyagtranszport jelenségek miatti intermetallikus és oxidréteg növekedése következtében, valamint a korróziós folyamatok miatt kialakuló mechanikai feszültségek létrejöttével. Az ón whisker kialakulása a nyomófeszültség "relaxációjának" a következménye [1.11].

Az ón whisker jelenségek kialakulásának megakadályozására és csökkentésére az elektronikai iparban több módszert is kidolgoztak, amelyek többsége a fent felsorolt kiváltó tényezők hatását igyekszik gátolni.



1.2 ábra. Számos hosszabb-rövidebb ón whisker egy alkatrészláb felszínén.

Ezek közé tartozik az ónréteg felviteli paramétereinek optimalizálása; a felvitt réteg újrakristályosítása az ón whisker növekedés szempontjából ideális kevert szemcseszerkezet elérése céljából; az ón ötvözése egyéb fémekkel (réz, ezüst, bizmut, stb.); valamint a réz bázisfém és az ónbevonat közé elhelyezett köztes fémréteg alkalmazása (általában nikkel vagy ezüst) az ón-réz intermetallikus réteg kialakulásának megakadályozása érdekében. Megjegyzendő azonban, hogy a fenti módszerek hatásmechanizmusa még nem minden esetben tisztázott.

A fentiekben tárgyalt elektronikai technológiák és hibajelenségek közös pontja, hogy mindegyikben kulcsszerepet játszanak a hő- és/vagy anyagtranszport folyamatok, így azok vizsgálatát is célszerű ebből a megközelítésből elvégezni. A vonatkozó szakirodalom áttekintése alapján megállapítottam, hogy a fent bemutatott elektronikai technológiák és hibajelenségek hő- és anyagtranszport szempontjából történt vizsgálatai számos nyitott kérdést tartalmaznak, amelyek a PhD fokozat megszerzését követő kutatásaim gerincét alkották, és amelyek két súlyponti terület köré csoportosíthatóak:

- A gőzfázisú forrasztás numerikus modellezése.
- Az ón whisker növekedés és az egyes gátló tényezők hatásmechanizmusának vizsgálata.

Az értekezés ennek megfelelően két fő fejezetre tagolódik. Valamennyi fejezet önálló szakirodalmi áttekintő résszel indul (fejezetenként egyéni bibliográfia alapján), bemutatja az adott területen alkalmazott eszközöket és módszereket, ismerteti az általam elvégzett elméleti és kísérleti munkát, majd tézisek formájában összefoglalja az elért új tudományos eredményeket. A tézisfüzetben ezen eredmények szerepelnek kiemelve. A tudományos eredményeket ismertető publikációk külön "T" jelzéssel lettek ellátva (ezeket a dolgozat végén a 6. fejezet tartalmazza), megkülönböztetve az egyéb idegen és saját hivatkozásoktól.

2. A gőzfázisú forrasztás komplex szimulációs modellje

2.1 A gőzfázisú forrasztási technológia és problémái (irodalmi összefoglalás)

A gőzfázisú vagy más néven kondenzációs forrasztási technológia egy alternatív módszer az újraömlesztéses forrasztás területén széles körben elterjedt kényszerkonvekciós vagy infrasugaras fűtés kiváltására. A gőzfázisú forrasztás során egy speciális hőközlő folyadékot hoznak forrásba a kemence zárt munkaterének alján (2.1. ábra). A forrásban lévő folyadék gőzteret képez a kemence munkaterében. A forrasztáskor a képződő gőztér szolgál hőközlő közegként, így annak két legfontosabb paramétere a gőzhőmérséklet és a gőzkoncentráció (amely jelen esetben a gőzmolekulák tömege egy egységnyi térfogatban). A felesleges gőzmennyiség a kemence tetején elhelyezkedő hűtőrendszer segítségével újból folyadékállapotba hozható [2.1].



2.1 ábra. Gőzfázisú forrasztó berendezés sematikus keresztmetszete.

Ha a gőztér paraméterei – a klasszikus "szaturációs" technológia alkalmazásakor (ma már többféle módszer is létezik, részletesen ld. később) – elérik a telítődést, a forrasztandó áramkör a gőztérbe merül egy lift segítségével. A gőz a nála hidegebb áramkör felszínére kondenzálódik, azon egy kondenzációs filmréteget (a továbbiakban: kondenzátum réteget) létrehozva. Ez a kondenzátum réteg fűti fel forrasztási hőmérsékletre az áramkört. A fűtési energia jelentős részét képezi a kondenzációkor átadott látens hő, emellett azonban nem elhanyagolható a levegőnél hozzávetőlegesen húszszor sűrűbb gőztérből hővezetés útján érkező hő sem. A forrasztás végeztével a lift egy hűtő területre emeli az áramkört.

A gőzfázisú forrasztást 1975-ben Pfhal és Ammann találta fel, amit az Amerikai Egyesült Államokban szabadalmaztatott [2.2]. A technológiával több, mint 10 évig senki nem foglalkozott érdemben, mígnem Wenger 1987-ben egy fizikai modell elkészítésével és több különböző hőközlő folyadékon végzett kísérlettel lefektette a mai gőzfázisú forrasztás alapjait [2.3]. Ekkor még a technológia ipari alkalmazása nem kezdődött el, mivel az egyetlen megfelelőnek bizonyuló hőközlő folyadék (az ún. Freon), a klór-fluor-karbon (CFC) tiltólistára került az erős környezetszennyező hatása miatt [2.4].

A gőzfázisú forrasztás két új hőközlő folyadékcsalád, a Fluorinert (3M) és a Galden (Solvay Solexis) megjelenésével került ismét a forrasztási technológia látóterébe. A Fluorinert egy perflour-szén összetételű anyag, míg a Galden fő alkotóeleme a perfluor-poliéter (PFPE) [2.5]. Mindkét anyag inert, magas dielektromos állandóval, jó nedvesítési

tulajdonságokkal és alacsony viszkozitással rendelkezik, így technológiai szempontból tökéletes a gőzfázisú forrasztáshoz. A perflour-szénről sajnos időközben bebizonyosodott, hogy nagyban fokozza a globális felmelegedést, így tiltólistára került. Mindezek alapján mára a Galden folyadékcsalád vált egyeduralkodóvá a gőzfázisú forrasztás területén, amely fő (PFPE) alkotóelemének kémiai szerkezete a következő:

$$CF_{3} - (OCFCF_{2})_{n} - (OCF_{2})_{m} - OCF_{3}$$

$$I$$

$$CF_{3}$$

$$(2.1)$$

A PFPE-ben a flexibilis éterlánc-struktúrákat erős szén-fluorin kötésekkel kapcsolják össze, amely összességében a folyadék kiváló stabilitását eredményezi a gőzfázisú forrasztáskor felmerülő termikus igénybevételhez [2.6]. A Galdent az ólommentes forraszötvözetek olvadáspontjának lefedése végett 140–260°C-os forráspont között 5-10°C- os forráspont-különbséggel árusítják. Meg kell azonban jegyezni, hogy sokszori felmelegítés és lehűtés hatására az éterláncok sérülnek, amely a forráspont felfelé történő eltolódását okozza. A Galden egy teljesen ártalmatlan és egyben környezetbarát anyag, amely nem korrozív, nem toxikus, nem gyúlékony és nulla az ózonlebontó potenciálja. Emiatt számos területen alkalmazzák, például hermetikus szigetelésnél [2.7], hőtranszfer folyadékként, illetve félvezető chipek tisztításánál [2.8].

A kondenzációs fűtés és hűtés ugyancsak egy széleskörűen alkalmazott technológia. Az elérhető kiváló hatásfoka miatt alkalmas épületek fűtésére hőszivattyú segítségével [2.9], valamint hőpipa segítségével elektronikus eszközök hűtésére [2.10], ezen felül a kondenzáció jelensége jelentős szerepet játszik az olyan nem direktben kondenzációs alkalmazásokban is, mint a mélyre temetett csatornák ventillációs szellőztetése [2.11] vagy a gőzből történő CO₂ gáz szeparáció [2.12].

A konvencionális fűtési technológiákkal szemben a kondenzációs fűtés legfőbb előnye az áramkör felszínének egyenletes fűtése, valamint a fűtéskor elérhető maximális hőmérséklet limitálása [2.13]. A csúcshőmérséklet limitálása abból a fizikai törvényből fakad, hogy az áramkört körülvevő gőztér hőmérséklete nem haladhatja meg a hőközlő folyadék forráspontját, ezáltal a csúcshőmérséklet a hőközlő folyadék forráspontjával szabályozható. A gőzfázisú forrasztás emellett megszünteti – a más forrasztási technológiák esetén jelentős problémát okozó – árnyékolási effektust, amely során a nagyobb alkatrészek leárnyékolhatják a fűtés elől a kisebbeket [2.14]. A kondenzációs fűtés további előnye a Galden kémiai tulajdonságaiból adódó inert atmoszféra, amelynek következtében alacsonyabb aktivitású (és egyben kevésbé környezetszennyező) folyasztószerek használata válik lehetővé [2.15]. A forrasztott kötések létrejöttét a kondenzátum réteg is megkönnyíti, mivel távol tartja az oxigént és egyéb nemkívánatos elemeket az olvadt forrasztól.

Meg kell azonban említeni a technológia kevésbé előnyös tulajdonságát is, amely a túl nagy és nehezen szabályozható fűtési meredekség, mivel a hőátadási tényező akár 2–4szerese is lehet a kényszerkonvekciós forrasztásnál tapasztaltaknak [2.16]. Ezen kívül a gyors hőbevitel is számos forrasztási hibát okozhat, úgymint: a sírkő effektus, amely hibajelenség során az alkatrészek egyes kivezetésein a forrasz túl gyors halmazállapotváltozás miatt ébredő hirtelen felületi feszültségből származó erő elemeli az alkatrészt a hordozótól [2.15]; vagy a műanyag alkatrészházak "popcorn" törése [2.17] és delaminációja [2.18-2.20], amely esetben a műanyag alkatrészházakban abszorbeált víz gőze robbanásszerűen távozik, ezáltal szétfeszíti az alkatrészházat (olyan esetekben is, ahol máskor nem tapasztalható, pl. TQFP tokok (Thin Quad Flat Package) [2.21]). A technológia hátrányai közé sorolható még a forraszgyöngy képződés is, amely hibajelenség esetén a forraszpasztából robbanásszerűen távozó oldószergőz apró darabokat szakít ki a pasztából, amelyek a hordozón apró golyókká állnak össze [2.22, 2.23]. A fentieken kívül előfordulhat még a megszokottnál nagyobb mértékű zárványképződés, amelyben az egyébként előnyös kondenzátum réteg jelenléte is szerepet játszik [2.24, 2.25]; valamint a forrasztott kötések törése [2.26].

Az azonban – az említett hibajelenségek ellenére is – bizonyított, hogy a gőzfázisú forrasztás megfelelő alkalmazásával készült kötések mind minőségi, mind megbízhatósági szempontból elérik vagy több esetben meg is haladják a konvencionális forrasztási módszerekkel készült kötések színvonalát [2.26–2.31]. Különös tekintettel igaz ez a kötések mechanikai szilárdságának megbízhatóságára, ami a VPS technológiával elérhető – a konvencionális technológiáknál tapasztaltaknál – kedvezőbb intermetallikus rétegszerkezetnek köszönhető, ahogy azt Krammer et al. [2.32] és Synkiewicz et al. [2.33] is bizonyították. Ezen felül a VPS technológia kiválóan alkalmazható hőre érzékeny biopolimer alapú áramköri hordozók forrasztására [2.34]

A klasszikus (szaturációs) gőzfázisú forrasztás alkalmazásával csak lineáris fűtési profil (ún. hőprofil) érhető el (2.2 ábra), ahol kizárólag a fűtési meredekség szabályozható a hőközlő folyadékra kényszerített fűtési teljesítménnyel [2.35]. Ez azonban nem minden esetben felel meg a forraszpaszták által támasztott követelményeknek, amelyek a hőntartós profilt igénylik (2.2. ábra), ezért a gőzfázisú forrasztás az alapkoncepciótól indulva számos technikai módosításon esett át.





Technikai módosításként említhető az ún. "Heat Level" módszer, ahol a forrasztandó áramkört még a gőztér telítődése előtt bemerítik a munkatérbe, így érve el egy kisebb meredekségű fűtést, majd egy adott idő elteltével a gőzteret telítésbe viszik, ezzel egy nagyobb meredekségű fűtést hoznak létre, ami összességében egy kvázi hőntartós hőprofilt eredményez [2.36, 2.37]. További lehetőség a hőntartós hőprofil létrehozására a Leicht és

Thumm által kifejlesztett "Soft Vapour" módszer [2.4], ahol a forrasztandó áramkört egy olyan gőztérbe merítik, amelynek a magasság függvényében hőmérséklet és koncentráció gradiense van. A forrasztáskor az áramkört a kívánt fűtési meredkség eléréséhez mindig az optimális pozícióba mozgatják a lift segítségével. A fenti módszerek hatásfokának további javítására különféle kisegítő alkalmazások léteznek, mint például az infra előfűtés [2.17], amellyel a forraszgyöngy képződés, a sírkő effektus és az alkatrészházak sérülése egyaránt megelőzhető.

Kisegítő módszer továbbá a Duck és Zabel által alkalmazott második hűtőkör, amely a hőprofil linearitásának további csökkentésére [2.35] szolgál, valamint az ugyancsak Duck és Zabel nevéhez fűződik a vákuumkamrás gőzfázisú forrasztás, amely hatékonyan csökkenti a zárványképződést [2.38]. A gázzárvány képződés súlyos minőségi és megbízhatósági probléma előidézője a forrasztás területén, ugyanis a zárványok nagyban csökkentik a kötések elektromos vezetőképességét, mechanikai szilárdságát, valamint a repedések kiindulási pontját képezhetik [2.39, 2.40]. A vákuumos gőzfázisú forrasztáskor a forrasz megömlését követően a munkatérből kiszívják a gőzt, hozzávetőlegesen 5kPa nyomás eléréséig [2.43], ezzel segítva a gázok eltávolítását a forraszanaygból. Az eddigi kutatások azonban arra nem tértek ki, hogy a gőz koncentráció csökkenése hogyan hat a munkatérben végbemenő hőtanszport folyamatokra és amennyiben létezik ilyen hatás, az hogyan befolyásolja a gázzárvány eltávolításának hatékonyságát, valamint a forrasztott kötések általános minőségét.

A kondenzációs technológia területén általánosan elfogadott, hogy a lecsapató felület vízszintestől való megdöntése hatást gyakorol a hőátadásra. El-Agouz et. al [2.41] és Lips et. al [2.42] egyaránt arra a megállapításra jutott, hogy a lecsapató felület dőlésszöge befolyásolja a kondenzátum réteg vastagságát és ezáltal a hőátadási tényező értékét is. Minden alkalmazásban létezik a megdöntésnek egy a hőátadás szempontjából optimális szöge [2.43, 2.44], viszont a kismértékű megdöntése is egy ígéretes újítás lehet a gőzfázisú forrasztáskor történő megdöntése is egy ígéretes újítás lehet a gőzfázisú forrasztás területén, azonban a fentiekben bemutatott eredmények nem alkalmazhatók direktben, mivel azok teljesen más jellegű lecsapató felületre vonatkoznak (pl. zárt csövek), valamint a forrasztáskor a 10° feletti megdöntés az alkatrészek elmozdulását okozhatja.

Az előbbiekben tárgyalt technológiai újításokon kívül a gőzfázisú forrasztás irodalmában csak elvétve található olyan munka, amely a gőztér paramétereinek meghatározását vagy a technológia során végbemenő fizikai folyamatok leírását mutatja be. Ezek közül említésre méltók Plotog, Géczy és Lam munkái, akik termoelemmel történő hőprofil méréssel [2.46, 2.47], valamint termo-víziós (infra) kamerával [2.48] határozták meg a gőztér hőmérsékleteloszlását. A fentieken kívül optikai úton is történtek kísérletek a gőztér telítődésének, valamint a kondenzációs cseppek kialakulásának vizsgálatára [2.1, 2.37]. Az elért eredmények alapvető hiányosságának tekinthető a gőztérben történő mérések kis felbontása, illetve a rendszer túlzott perturbációja a mérés közben. Az említett problémák numerikus szimulációk elvégzésével kiküszöbölhetők, azonban a gőzfázisú forrasztás irodalma ezen a területen is hiányos, ami leginkább a technológia alkalmazásakor végbemenő fizikai folyamatok hiányos ismeretének következménye.

A gőzfázisú forrasztás numerikus modellezésével legelőször Leider foglalkozott a "*Dampfphasenlöten – Grundlagen und praktische Anwendung*" címen megjelent könyvében [2.49]. Modellje két alapvető termodinamikai összefüggésre épül: Newton hőátadási törvényére valamint az anyagok belsőenergia változását leíró törvényre. Ezek segítségével analitikai úton a következő zártalakú megoldást adta a gőzfázisú forrasztáskor a gőztérbe helyezett testek melegedésének számítására:

$$\ln\left(\frac{T_f - T_{sz}(t)}{T_f - T_{sz}(0)}\right) = -\frac{h \cdot A}{\rho_{sz} \cdot V_{sz} \cdot c_{s(sz)}} \cdot t$$
(2.2)

ahol c_s a fajlagos hőkapacitás [J/kg.K], ρ a sűrűség [kg/m³] és V a térfogat [m³], t az idő [s], A a hőátadási felület [m²], T a hőmérséklete [K], h a hőátadási együttható [W/m².K] és "sz" a szilárd míg "f" a gáz vagy folyadék közeg indexe. A módszer fő hiányossága, hogy a szerző nem törekszik a képletekben kulcsszerepet játszó hőátadási tényező meghatározására, azt egyszerűen 200–400 W/m².K közötti értékkel becsüli. Ugyanakkor a hőátadási tényezőt számos tényező befolyásolja, mint például a folyadék sűrűsége, látens hője és áramlási sebessége, valamint a szilárd felület minősége [2.50]. A fentiek miatt Leider eredményei túl pontatlanok [2.51].

Általánosságban elmondható, hogy Newton hőátadási törvény alkalmazásakor a legfőbb nehézséget a hőátadási tényező meghatározása jelenti, amely méréssel [2.14] vagy a Nusselt számból való számítással történik. A Nusselt szám a hővezetési és hőszállítási hőtranszport arányát adja meg egy szilárd felület és egy folyadék határán [2.52]. Nusselt volt az első fizikus, aki félempirikus megoldást adott a vertikális falon filmszerű kondenzáció során kialakuló hőátadási tényező becslésére [2.53]:

$$h_{L} = \frac{\lambda_{l}}{L} \cdot 0,943 \cdot \left(\frac{h_{lv} \cdot \rho_{l} \cdot (\rho_{l} - \rho_{v}) \cdot g \cdot \sin \alpha \cdot L^{3}}{(T_{sat} - T_{sz}) \cdot \mu_{l} \cdot \lambda_{l}}\right)^{\frac{1}{4}},$$
(2.3)

ahol *L* a kondenzátum hossza [m], λ_l a folyadék fajlagos hővezetése [W/m.K], $h_{l\nu}$ a folyadék kondenzálódása során felszabaduló látens hő [J/kg], ρ_l a folyadék sűrűsége [kg/m³], ρ_{ν} a gőz sűrűsége [kg/m³], *g* a gravitációs gyorsulás [m/s²], *T_{sat}* a gőz telítődési hőmérséklete [K], *T_{sz}* a szilárd test hőmérséklete [K], α a vertikális felület dőlésszöge [°] és μ_l a folyadék dinamikus viszkozitása [kg/m.s]. Meg kell azonban jegyezni, hogy a 2.3 kifejezésnek vannak alkalmazási korlátai, mivel a gőzfázisú forrasztáskor alkalmazott nulla fokos dőlésszögre nullás hőátadási tényezőt ad.

Elsőként Popov foglalkozott a horizontális felületeken történő kondenzáció vizsgálatával [2.54], azonban ő még nem adott becslést a hőátadási tényezőre. Ezt elsőként Nimo és Leppert tette meg a következő formában [2.55]:

$$h_{L} = \frac{\lambda_{l}}{L} \cdot \left(\frac{h_{lv} \cdot \rho_{l}^{2} \cdot g \cdot L^{3}}{(T_{sat} - T_{sz}) \cdot \mu_{l} \cdot \lambda_{l}} \right)^{\frac{1}{5}}$$
(2.4)

Látható, hogy a fő különbség Nusselt és Nimo-Leppert becslése között a jobb oldal 1/4-es kitevőről az 1/5-ös kitevőre történő áttérés. A 2.4. kifejezést később sikeresen alkalmazta a horizontális problémák vizsgálatakor Chiou és Chang [2.56], valamint Bejan [2.57]. Bejan néhány évvel később – főképp kísérleti eredményeire támaszkodva – pontosította a Nimo-Leppert becslést [2.58]:

$$h_{L} = 1,079 \cdot \frac{\lambda_{l}}{L} \cdot \left(\frac{h_{lv} \cdot \rho_{l} \cdot (\rho_{l} - \rho_{v}) \cdot g \cdot L^{3}}{(T_{sat} - T_{b}) \cdot \mu_{l} \cdot \lambda_{l}}\right)^{\frac{1}{5}}$$
(2.5)

Az adott témakörben a 2.5 kifejezés a leggyakrabban használt becslés.

Lényeges megjegyezni, hogy a fenti becslések csak a gőztérbe helyezett testek felső felületére vonatkoznak, az alsó felületen létrejövő hőátadási tényezőt nem képesek megadni. Az alsó felületek hőátadási tényezőjének becslésére eddig egyedül Gerstmann és Griffith módszere állt rendelkezésünkre [2.59]:

$$h_{L} = \frac{0,90 \cdot Ra^{\frac{1}{6}} \cdot \lambda_{l}}{\left(1+1,1 \cdot Ra^{-\frac{1}{6}}\right)} \cdot \frac{1}{\sqrt{\frac{\sigma}{g \cdot (\rho_{l} - \rho_{v})}}}$$
(2.6)

ahol Ra a Rayleigh szám:

,

1

$$Ra = \frac{g \cdot \rho_l \cdot (\rho_l - \rho_v) \cdot h_{lv}}{\mu_l \cdot \Delta T \cdot \lambda_l} \cdot \left(\frac{\sigma}{g \cdot (\rho_l - \rho_v)}\right)$$
(2.7)

ahol σ egy dimenzió nélküli kondenzációs együttható. Gerstmann és Griffith kísérletileg, illetve numerikusan is bizonyították, hogy az alsó felületeken kialakuló hőátadási tényező mértékében nagy szerepet játszik – a felső felületeken nem létező – cseppképződés és csepegés jelensége.

A BME Elektronikai Technológia tanszékén Dr. Géczy Attila kollégám folytatott eredményes kutatást a fenti becslések gőzfázisú forrasztásra történő átültetésére egy úgynevezett egyszerűsített filmszerű kondenzációs modell kifejlesztésével [2.37]. A gőzfázisú forrasztáskor egyszerre van jelen a felső és az alsó oldali hőátadás, így Bejan és Gerstmann-Griffith módszerét együttesen alkalmazta. Emellett Bejan becslését két újabb korrekciós tényezővel egészítette ki, melyek közül az egyik a Roshenow által bevezetett látens hő korrekciója, miszerint a látens hőt korrigálni kell, ha a kondenzátum réteg hőmérséklet-eloszlása nem lineáris [2.60, 2.61]:

$$h_{lv} = h_{lv} + 0,68 \cdot C \cdot (T_v - T_b)$$
(2.8)

ahol T_{ν} a gőztér hőmérséklete [K]. A másik egy Drew által bevezetett korrekció, mely szerint a becslések során a hőmérsékletfüggő együtthatókat – például a sűrűség és a dinamikus viszkozitás – egy referencia hőmérsékleten kell alkalmazni, amely hőmérséklet kiszámításának módja [2.62]:

$$T_{REF} = T_{sat} - 0.75 \cdot (T_{sat} - T_{sz})$$
(2.9)

A fentiek alapján, Géczy szerint a gőzfázisú forrasztás hőátadási tényezője a következőképpen becsülhető meg [2.37]:

$$h_{L} = 1,079 \cdot \frac{\lambda_{l}}{L} \cdot \left(\frac{h_{lv} \cdot \rho_{l}(T_{REF}) \cdot (\rho_{l}(T_{REF}) - \rho_{v}) \cdot g \cdot L^{3}}{(T_{sat} - T_{b}) \cdot \mu_{l}(T_{REF}) \cdot \lambda_{l}}\right)^{\frac{1}{5}} + \left(\frac{0,90 \cdot \lambda_{l} \cdot (Ra')^{\frac{1}{6}} \cdot \sqrt{g \cdot (\rho_{l}(T_{REF}) - \rho_{v})}}{\left(1 + 1,1 \cdot (Ra')^{\frac{1}{6}}\right) \cdot \sqrt{\sigma}}\right) (2.10)$$

Az előbbiekben tárgyalt, Newton hőátadási törvényén alapuló módszerek jó közelítést adnak a gőzfázisú forrasztáskor a forrasztott hordozó hőmérséklet változására [2.37], azonban ezeknek a módszereknek – főleg félempirikus voltuk miatt – vannak korlátai. Nem képesek a gőztérben lezajlódó fizikai folyamatok leírására (pl. a gőztér vagy a kondenzátum réteg kialakulása) és ezáltal nem szolgálják azok mélyebb megértését és feltérképezését. A munkatérben uralkodó extrém körülmények miatt a technológia mérésekkel csak nehézkesen vagy pontatlanul vizsgálható, ezért a numerikus szimulációk alkalmazása elengedhetetlen. A gőzfázisú forrasztási technológia ipari alkalmazása mára ugyan elkezdődött, viszont a széleskörű tömeggyártásban történő alkalmazása még várat magára. A tömeggyártásban való alkalmazást ugyanúgy hátráltatja a technológia során lezajlódó fizikai folyamatokat leíró szimulációs modellek hiánya, mint az a – korábban már tárgyalt – sajátosság, hogy a gőzfázisú forrasztási technológiának nehezebb a gyártósorba történő integrálása. Mindezek alapján a gőzfázisú forrasztás területén a kutatómunkám célja a következő volt:

- a gőzfázisú forrasztás komplex szimulációs modelljének létrehozása, valamint
- a technológia alkalmazásakor végbemenő fizikai folyamatok vizsgálata a létrehozott modell segítségével.

2.2 Alkalmazott eszközök és módszerek a kísérletekben

A gőzfázisú forrasztással kapcsolatos kutatásaim során, a Dr. Illyefalvi-Vitéz Zsolt és Dr. Géczy Attila kollégáim által fejlesztett kísérleti gőzfázisú berendezést alkalmaztam [2.1] (ez alól kivételt képez a vákuumos gőzfázisú forrasztással kapcsolatos munkám).



2.3 ábra. A vizsgált gőzfázisú forrasztó berendezés felépítése (átvéve Dr. Géczy Attila Phd dissszertációjából [2.37]).

A berendezés felépítése a 2.3-as ábrán látható és a következő fő részekre tagolódik: munkatér (rozsdamentes acélból készült tank), merülőforralós fűtőkör, vízkeringetéses hűtőkör és levehető tető. A fűtő- és hűtőkörök csövei a rendszer tetején kialakított kivezetéseken hagyják el a készüléket a külső egységek felé. Ezen kivezetések a modellezéskor és a munkatér sematikus ábráján is elhanyagolásra kerültek (2.3 ábra). A munkatér tankjának szélessége 180mm (x tengely), hosszúsága 280mm (y tengely) és magassága 170mm (z tengely); falvastagsága 0.5mm.

A fent bemutatott berendezés nem képes alacsony nyomás alatti forrasztásra, ezért a vákuumos gőzfázisú forrasztás modellezésekor egy a kereskedelmi forgalomban is kapható Asscon VP8000 típusú berendezést vizsgáltam (amely a krakkói, Institute of Electron Technology (ITE) kutatóintézet tulajdona). A berendezés felépítése és működése nagymértékben hasonlít a fent ismertetettekhez, azzal az eltéréssel, hogy amint a forrasz megömlött a forrasztási felületeken, a berendezés egy hermetikusan zárt vákuum kamrát hoz létre (amelynek fizikai méretei: 325x325x85 mm), amelyből egy vákuum szivattyú segítségével kiszívja a gőzteret. A vákuum szivattyú "térfogat leválasztásos" elven működik (azonos térfogatú gőzt választ le egységnyi idő alatt), ami azt eredményezi, hogy egy konstans relatív nyomáskülönbséget hoz létre az elszívócső és a munkatér között. Az alapbeállítás esetén a berendezés 5kPa nyomást hoz létre 5s alatt. Ezt követően a forrasztott hordozó további 15s-ot tölt alacsony nyomáson, hogy a gázzárványoknak legyen elég idejük elhagyni a kötéseket.

A kísérletek során HT170, LS230 és HS240 típusú Galden folyadékot használtam, melynek forráspontja rendre 170°C, 230°C és 240°C. A kemencemodell megalkotásakor – az elektronikai technológiában relatíve alacsony forráspontúnak számító – HT170 használatát az indokolta, hogy lerövidítsem a mérésekhez szükséges időt, mivel ebben az esetben a felfűtési és lehűtési ciklusok jóval rövidebbek voltak, mint az elterjedten alkalmazott, de magasabb (230–240°C-os) forráspontú folyadékoknál. A kutatás során a legelterjedtebben alkalmazott – különféle méretű és vastagságú – áramköri hordozókkal dolgoztam, úgy mint: FR4 (üvegszál erősítésű epoxi), fémbetétes FR4, tiszta Al₂O₃ kerámia, Al₂O₃ üvegkerámia, és polyimide. A vákuumos forrasztás kötésekre gyakorolt hatásának vizsgálatakor SAC305 típusú ólommentes forrasz ötvözetet használtam, Al₂O₃ kerámia testtel rendelkező, 0805-ös méret kódú ellenállásokon és kapacitásokon.

A modelleket MATLAB 7.0 és 11.0 szoftverben implementáltam. A numerikus számítások véges differencia közelítő módszerrel (angol elnevezése Finite Differnce Method, FDM) történtek [2.63]. A parciális differenciál egyenletek diszkretizálását három dimenziós explicit időben előrelépő térben centrális formula (angol elnevezése Forward Time Central Space, FTCS) segítségével végeztem [2.64]. Az FTCS módszer alkalmazásával az első- és másodrendű deriváltak közelítése a következő:

$$f'(x) = \frac{f(x+h) - f(x-h)}{2h}$$
(2.11)

$$f''(x) = \frac{f(x+h) - 2f(x) + f(x-h)}{h^2}$$
(2.12)

ahol h a lépésköz nagysága.

A gőztér numerikus eredményeinek verifikálása a Dr. Géczy Attila kollégám által kifejlesztett dinamikus hőmérséklet- és nyomásmérő szenzorlétra alkalmazásával történtek [2.37, 2.65]. A rendszer a hőmérsékletmérést K-típusú hőelemekkel végzi, melynek abszolút mérési hibája ± 0.5 °C, míg a nyomásmérést a Sensiroin SDP1108 típusú precíziós differenciális manométerrel, melynek pontossága az alkalmazott mérési terjedelemben (1-20Pa) ± 0.002 Pa. A numerikus szimulációs modelljeim ugyan a gőztér koncentrációját számítják, azonban a dinamikus koncentrációmérést nem találtam kivitelezhetőnek, ezért a modellek ezen részének ellenőrzése a számított differenciális koncentrációváltozások és a mért differenciális nyomásváltozások összevetésével történt¹.

2.3 A gőztér modell

A gőzfázisú forrasztás modellezéséhez először a gőztér kialakulásának ("felépülésének") valamint a gőztérbe merített hordozó gőztérre gyakorolt hatásának leírását végeztem el. Ehhez vegyük sorra azokat a fizikai folyamatokat, amelyek szerepet játszanak ebben, valamint végezzük el az alkalmazott kifejezések numerikus átalakítását.

2.3.1 A gőztér modell fizikai és numerikus leírása

A fűtőcsövek által generált és a hűtőcsövek által kivont hő kibillenti a rendszert a kezdeti statikus állapotából, hőmérséklet-különbséget okoz, amely a hőegyenlet segítségével számítható ki [2.66]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{\rho \cdot c_s} \cdot \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right)$$
(2.13)

ahol λ a fajlagos hővezetés [W/m.K], ρ a sűrűség [kg/m³], c_s a fajlagos hőkapacitás [J/kg.K], T a hőmérséklet [K] és t az idő [s].

Amint a Galden folyadék eléri a forráspontját, párologni kezd, majd ahogy a gőz találkozik egy nála hidegebb felülettel, kondenzálódik. A gőz a hűtőcsövön, a munkatér falán, valamint a forrasztott áramkör felszínén tud kondenzálódni. (Értekezésemben nem vizsgálom a telítődött gőztérben esetlegesen előforduló por és egyéb szennyező anyag hatására kialakuló kondenzációs magokat, mivel ezek a gőzfázisú forrasztásra érdemben nincsenek befolyással [2.37]). A hűtőcsövön és a munkatér falán a kondenzátum réteg kialakulását hanyagoljuk el, és csak azt vizsgáljuk, hogy a kondenzáció mekkora tömeget von ki a gőztérből, valamint hogy a kondenzálódó gőz mekkora energiát ad át. Ezzel szemben a forrasztott áramkör felszínén feltételezzünk egy összefüggő kondenzátum réteget.

¹ A gőzkoncentráció differenciális nyomásméréssel történő verifikálásának az alapja, hogy a képződő gőztér koncentráció-különbséget hoz létre a munkatérben, amely nyomáskülönbséget eredményez. A gőzhőmérséklet telítődése sokkal gyorsabb, mint a koncentráció telítődése, ezért a gőztér már 40%-os telítődés körül is közel izotermikusnak tekinthető (a gőzben a falak környékén tapasztalható jelentősebb hővezetéstől most tekintsünk el). Mindezek alapján a gőzkoncentráció-különbség változása a nyomáskülönbség változása a nyomáskülönbség változásával azonos karakterisztikát követ az általános gáztörvény szerint [2.37].

Az irodalom alapján, ha a kondenzáció a vizsgált rendszerben csak egy mellékeffektus, akkor a gőztér és a szilárd test közötti hőtranszportot egy általános hőátadási együtthatóval jellemzik [2.67], amit méréssel [2.68] vagy a 2.1. fejezetben már ismertetett félempirikus képletek segítségével határoznak meg [2.69]. A jelenséget az előzőeknél részletesebben leíró módszer, ha a gőztér és a szilárd test között egy harmadik fázist, a kondenzátum réteget is alkalmazzuk [2.70]. Ebben az esetben a hőtranszportot a gőz-folyadék és a folyadék-szilárd fázishatárokon kétféleképpen szokás leírni. Egyik lehetséges módszer, hogy a gőz-folyadék fázishatáron továbbra is egy általános hőátadási tényezőt használunk, míg a folyadék-szilárd fázishatáron hővezetést alkalmazunk [2.71]. A másik módszer, hogy a hő- és anyagtranszport egyenleteket külön-külön írjuk fel [2.72] az egyes fázisokban, majd összekapcsoljuk őket a határrétegeknél [2.73].

Tekintve, hogy a modellel jelenlegi szintjén csak a forrasztandó áramkör gőztérre gyakorolt hatásának vizsgálata a célom, és nem a kondenzátum réteg dinamikus viselkedésének leírása, így a statikus kondenzátum réteg alkalmazását, valamint a fentiek közül a legutóbbi leírási megoldást alkalmaztam. A modellben a forrasztott hordozó felszínén alkalmazott statikus fázisszerkezet és a fázishatárokon vizsgált transzportfolyamatok a 2.4. ábrán láthatók, ahol m_{co} a kondenzációs anyagtranszport, E_{co} a kondenzációs energiatranszport, q_{vp-cn} a gőz-kondenzátum határrétegen történő hővezetés és q_{cn-so} a kondenzátum-szilárd határrétegen történő hővezetés.



2.4. ábra: A kondenzációs modell fázisszerkezete és a fázishatárokon alkalmazott transzportfolyamatok.

A mind a párolgás, mind a kondenzációs halmazállapot-változás energia- és anyagtranszporttal jár, és teljesen hasonlóan kezelhető:

$$\frac{\partial E}{\partial t} = (h + C_S \cdot T_{bl}) \cdot \frac{\partial m}{\partial t}$$
(2.14)

ahol *E* a halmazállapot-változáskor átadott energia [J], *h* a folyadék látens hője [J/kg], T_{bl} a Galden forráspontja [K], *m* a halmazállapotot váltó anyagmennyiség [kg]. Halmazállapotváltozás során az anyagtranszport által indukált energiatranszportnak (ami a halmazállapotváltozás látens hője és a halmazállapot-változás anyag belső energiája (2.14 bal oldala)) meg kell egyeznie a forrásban lévő folyadékban rendelkezésre álló többletenergiával vagy a kondenzációs felület által felvehető energiával (2.14 jobb oldala), ami a következőképpen írható le [2.74]:

$$\left(h + C_{S} \cdot T_{bl}\right) \cdot \frac{\partial m}{\partial t} = \lambda \cdot A \cdot \left(\frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial y} + \frac{\partial T}{\partial z}\right)$$
(2.15)

ahol A a felület, amelyen a hő átáramlik $[m^2]$. A 2.15-ös kifejezést átrendezve a halmazállapot-váltó anyagmennyiség számítása a következő:

$$\frac{\partial m}{\partial t} = \frac{\lambda \cdot A}{h + C_S \cdot T_{bl}} \cdot \left(\frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial y} + \frac{\partial T}{\partial z}\right)$$
(2.16)

A rendszerben a halmazállapot-változások gőzkoncentráció különbséget okoznak, emiatt diffúziós anyagtranszport indul a gőztérben, melyet a Fick törvénnyel írhatunk le [2.75]:

$$\frac{\partial \varphi}{\partial t} = D \cdot \nabla^2 \varphi \tag{2.17}$$

ahol φ a gőz koncentrációja [kg/m³] és *D* a gőz diffúziós állandója [m²/s]. A fűtés során a Galden folyadékban jelentős hőmérséklet-különbség alakulhat ki, emiatt nem hanyagolható el a folyadék hőtágulása, ami a következőképpen írható le:

$$\frac{\partial V}{\partial t} = \beta \cdot V \cdot \frac{\partial T}{\partial t}$$
(2.18)

ahol β a Galden térfogati (volumetrikus) hőtágulási együtthatója [m³/m³.K] és V a térfogat [m³]. Rögzített geometriával rendelkező modelleknél a hőtágulást egyszerűbb a térfogatváltozás helyett tömegváltozással leírni, így egy táguló térrésznél nem annak a térfogata nő, hanem a tömeg áramlik ki belőle:

$$\frac{\partial m}{\partial t} = \rho \cdot \frac{\partial V}{\partial t} = \rho \cdot \beta \cdot V \cdot \frac{\partial T}{\partial t}$$
(2.19)

Ez a jelenség a folyadék "keveredését" okozza a nagy hőmérséklet-különbséggel rendelkező helyeken (tipikusan a fűtőcsövek környékén), ezáltal egyébként a hőmérséklet-különbség ellen hatva, annak csökkenését okozva. A hőtágulás miatt kialakuló sűrűség különbség okozta diffúziót a Galden folyadékban elhanyagoljuk. A 2.17 - 2.19 kifejezésekben ismertetett anyagtranszport folyamatok által indukált energiatranszportok a belső energiák átadásával kezelhetők.

A fent definiált "Parciális Differenciál Egyenletek" (PDE) numerikus megoldása a 2.1 fejezetben bemutatott FDM-FTCS közelítő módszerrel történt. A fenti egyenletek közül 1-1 példát mutatok egy másod- és egy elsőrendű PDE numerikus leírására, az összes többi ezek analógiájára elvégezhető. A 2.13-as hőegyenlet (*he*) kifejezés numerikus közelítése a következőképpen alakul:

$$\Delta T_n^{he} = -2\sum_{i=x;y;z} r_i \cdot T_n(t) + \sum_{i=x;y;z} r_i \cdot \left(T_{n+1(i)}(t) + T_{n-1(i)}(t)\right)$$
(2.20)

ahol n a rácsindexelés, az r együtthatók pedig:

$$r_{x} = \frac{\lambda}{\rho \cdot C_{S}} \frac{\Delta t}{\Delta x^{2}}; \quad r_{y} = \frac{\lambda}{\rho \cdot C_{S}} \frac{\Delta t}{\Delta y^{2}}; \quad r_{z} = \frac{\lambda}{\rho \cdot C_{S}} \frac{\Delta t}{\Delta z^{2}}$$
(2.21)

A 2.16-os kifejezésben a halmazállapot-változás (*pc*) miatti anyagtranszport egyenlet leírása a következő:

$$\Delta m_n^{pc} = \sum_{i=x;y;z} r_i \cdot \left(T_{n+1(i)}(t) - T_{n-1(i)}(t) \right)$$
(2.22)

ahol az r együtthatók:

$$r_x = \frac{\lambda \cdot A}{h + C_S \cdot T_{bl}} \cdot \frac{\Delta t}{2\Delta x}; \quad r_y = \frac{\lambda \cdot A}{h + C_S \cdot T_{bl}} \cdot \frac{\Delta t}{2\Delta y}; \quad r_z = \frac{\lambda \cdot A}{h + C_S \cdot T_{bl}} \cdot \frac{\Delta t}{2\Delta z}$$
(2.23)

Párolgás esetén (*ev*) a 2.22 és a 2.23-as kifejezések szükséges feltétele, hogy: $\partial T / \partial r > 0$ azaz a párologtató térrészben energiatöbblet folyjon be, ami a halmazállapot-változásra fordítódik. Kondenzáció esetén (*co*) természetesen a fenti reláció ellentettje szükséges, vagyis, hogy a kondenzáló felület hőmérséklete alacsonyabb legyen a gőztér harmatpontjánál (a jelenségek leírását részletesen lásd a 2.3.2 fejezetben), ezáltal energiát vonhasson ki belőle.

A vizsgált gőzfázisú forrasztó berendezés munkatere nem tekinthető teljesen hermetikusan zárt rendszernek. Ennek következtében a fejlődő gőz kiszorítja a munkatérből a gőzképződés előtt jelenlévő és a Galden gőznél közel húszszor könnyebb levegőt. Ugyancsak a hermetikus zártság hiányának következtében, ha a munkatér egy adott térrészében a gőz koncentrációja eléri a légköri nyomáson elérhető telítődési értékét, akkor a diffúziós képességéhez viszonyítva robbanásszerűen mozgásba lendül azon térrészek irányába, ahol a koncentráció kisebb. A vizsgált berendezés működésének jellegéből adódóan a jelenség főleg függőleges irányban, a munkatér aljától (ami a gőzképződés helyszíne) a munkatér teteje felé zajlik le. A fenti jelenséget Dr. Géczy Attila kollégám "saturációs" vagy telítődési anyagtranszportnak nevezte, és mérésekkel, valamint optikai úton is megvizsgálta [2.35]. A gőztér kialakulásának modellezésekor a telítődési anyagtranszportot úgy implementáltam, hogy a telítődött cella a maximális tömegen (m_{max}) felüli részt a szomszédos celláknak átadja, horizontális (x, y) és vertikális (z) irányokba eltérő arányban, amit a következő képletben a k együtthatók reprezentálnak:

$$\Delta m_n^{sat} = -(m_n(t) - m_{\max}) + k_{xy} \cdot \sum_{i=x;y} \left(m_{n+i}(t) - m_{\max} \right) + k_z \cdot \left(m_{n-1(z)}(t) - m_{\max} \right) \bigg|_{m > m_{\max}}$$
(2.24)

A k_{xy} és k_z arányokat a modell verifikálásakor mérésekkel és iterációs lépésekkel határoztam meg (részletesebben lásd a 2.3.4 fejezetben).

Ezek után már csak az anyag- és energiamérlegek felírása van hátra, mely a modellben található egyes fázisokra külön-külön történik. A gőzre az anyag- és energiamérleg a következő a 2.13, 2.14, 2.16 és 2.17-as egyenletek alapján:

$$\Delta m_n^{vp} = \Delta m_n^{ev} - \Delta m_n^{co} + \Delta m_n^{diff} + \Delta m_n^{sat}$$
(2.25)

$$\Delta T_n^{\nu p} = \Delta T_n^{he} + \frac{\Delta m_n^{\nu p} - \Delta m_n^{co}}{m_n + \Delta m_n^{\nu p} - \Delta m_n^{co}} \cdot (T_{n+i} - T_n)$$
(2.26)

ahol T_{n+i} a szomszédos cellák hőmérséklete, ahonnan az anyagtranszport érkezik. A Galden folyadékra az anyag- és energiamérleg a következő a 2.13, 2.14, 2.16, 2.18 és 2.19-es egyenletek alapján:

$$\Delta m_n^{liq} = \Delta m_n^{co} - \Delta m_n^{ev} + \Delta m_n^{txp}$$
(2.27)

$$\Delta T_n^{hiq} = \Delta T_n^{he} + \frac{h}{C_n} \cdot \Delta m_n^{co} + \frac{\Delta m_n^{co}}{m_n + \Delta m_n^{co}} \cdot \left(T_{bl} - T_n\right)$$
(2.28)

ahol C_n az adott térrész hőkapacitása [J/K]. Szilárd fázisra a 2.13, 2.14 és 2.16-os egyenletek alapján az energiamérleg az alábbiak szerint írható le:

$$\Delta T_n^{sol} = \Delta T_n^{he} + \frac{h}{C_n} \cdot \Delta m_n^{co}$$
(2.29)

2.3.2 A rendszer geometriai modellje és a modell verifikációja

A modellt a 2.3.1 fejezetben bemutatott kísérleti gőzfázisú berendezésre, valamint egy 80x80x1,6 mm3 méretű, üvegszál erősítésű epoxy (FR4) hordozóra implementáltam. A modellezés során először a gőztér kialakulását vizsgáltam, majd annak telítődése után merítettem be a hordozót a kemence munkaterébe. A hordozó bemerítése – és ezzel a modellben az új cellák megjelenése – az angol terminológiával ún. "embedded" vagy "co-simulation"-nek nevezett technikával történt, amelynek lényege, hogy a beágyazó (gőztér modell) és a beágyazott (hordozó modell) együtt futnak, és minden egyes lépes előtt és után adatokat cserélnek. Minden számítási ciklust a gőztér modell kezd, amely átadja az általa kiszámított aktuális gőztér paramétereket a hordozó modellnek, majd a hordozó modell visszaadja az általa módosított gőztér paramétereket a gőztér modellnek, amelyet az már a következő ciklusban fel is használ. A két modell azon gőzcellákon keresztül kapcsolódik össze, amelyben a hordozó aktuálisan elhelyezkedik. A cserélt adatok minden lépésben gőztér hőmérséklete és koncentrációja voltak. Ezen beágyazott szimulációs struktúra előnye, hogy kisebb komplexitása révén jóval rövidebb számítási időt vesz igénybe, mintha a teljes berendezés geometriai felosztását a hordozó által megkövetelt szintre finomítottam volna.

A geometriai modell megalkotásakor – az egyes fázishatárok figyelembe vételével – egyenetlen cellafelosztást alkalmaztam, amely négyzetes és téglalap alakú cellákat eredményezett (a hengeres fűtő- és hűtőcsövek esetében ekvivalens térfogatok és felületek alkalmazásával). A vizsgálatnál a következő cellatípusokat használtam: rozsdamentes acél (a munkatér anyaga), réz (a hűtőcsövek anyaga), Galden folyadék, Galden gőz, levegő, a fűtőcső kompozit anyaga (wolfram szál egy rozsdamentes acélcsőben kerámia kitöltéssel), valamint az FR4-es hordozó kompozit anyaga (üvegszál erősítésű epoxy gyanta). A kompozit anyagra a tömeg- és méretarányok figyelembe vételével számítottam ki a szükséges paramétereket (részletesen lásd [2.76]). Az FR4-es kompozit anyag esetén lényeges, hogy a fajlagos hővezetése a horizontális (x,y) és laterális (z) irányokba különböző. Az alkalmazott fizikai anyagjellemzők a 2.1. táblázatban láthatók.

	Sűrűség	Fajlagos	Fajlagos	Látens hő	Diffúziós	Hőtágulási
	[kg/m]	hőkapacitás	hővezetés	[J/kg]	állandó	együttható
		[J/kg.K]	[W/m.K]		$[cm^2/s]$	$[m^{3}/m^{3}.K]$
Levegő	1	1009	0,03	-	-	-
Galden	1820	973	0,07	67000	-	0,1
folyadék						
Galden gőz	20*	973	0,07	67000	0,35**	-
Rozsdamentes	8000	500	18	-	-	-
acél						
Kompozit	4945	649	22,96	-	-	-
fűtőcső						
Réz	8960	390	401	-	-	-
FR4-es	2100	570	0,25 ^(x,y) ;***	-	-	-
hordozó			0,17 ^(z)			

2.1.	Táblázat	Alkalmazott	fizikai	anyagjel	lemzők
------	----------	-------------	---------	----------	--------

*Galden HT170, telítődési gőz koncentráció 170°C-on.

**170°C-on vett érték.

*** Az FR4 egy kompozit anyag, amely eltérő hővezetési tulajdonságokkal rendelkezik laterális és vertikális irányokban

Az úgynevezett "rácsfüggőségi analízis" során (angol elnevezése grid dependence analysis), – amelynek célja annak a rácsfelosztásnak a meghatározása, amely már elég finom ahhoz, hogy ne befolyásolja számottevően a numerikusszámítást – a következő eredmény született: a gőzfázisú berendezésre 0,5 - 10 mm-es nagyságú lépésköz, míg a hordozóra 0,4 – 5 mm nagyságú lépésköz (a fázishatárok függvényében). A rács így mindösszesen 11800 db cellát tartalmazott a munkatér esetében, továbbá 3200 cellát az FR4 esetében. A rendszerben lévő szimmetriák miatt azonban elég volt a kemence (a geometriai modell) ½-ét számítani.

A stabilitási és konvergencia kritérium a háromdimenziós FDM–FTCS numerikus módszer használata esetén [2.77]:

$$r_x + r_y + r_z \le 0.5 \tag{2.30}$$

ahol *r* az adott differenciálegyenlet együtthatói, lásd például 2.23-as egyenlet. A fent bemutatott rácsfelosztásokat feltételezve a numerikus megoldás stabil és konvergens, ha az időlépés $\Delta t < 0,26 s$ (a hordozó bemerítése előtt) és $\Delta t < 0,016 s$ (a hordozó bemerítését követően). Az FDM–FTCS numerikus módszer közelítési hibája ordo négyzetes, amelyet az időlépés rendre 0,1 és 0,01 másodpercre történő csökkentéssel – a modell komplexitásának növelése nélkül – tovább javítottam.

A kezdeti feltételek a következők voltak: a fűtés és hűtés kivételével a berendezés hőmérséklete egységesen $T_n(0) = 25^{\circ}C$. A fűtés és hűtés során fix hőmérsékletű – és egyben energetikai szempontból végtelen adó és végtelen nyelő – megoldást alkalmaztam, ahol a fűtő és hűtő hőmérsékletek a következők voltak: $T_n^{fűt}(t) = 238^{\circ}C$; $T_n^{hűt}(t) = 25^{\circ}C$. A peremfeltételek felvételkor a berendezést energetikai szempontból adiabatikusnak, míg a gőz környezetbe való kijutása szempontjából zártnak feltételeztem. A hordozó bemerítésére a kemence 12 perces felfűtés után került sor. A hordozó kezdeti hőmérséklete $T(0)=40^{\circ}C$, mivel a kemencének némi "előfűtő" hatása van a hordozóra.

Az irodalomban fellelhető statikus kondenzátum réteget feltételező modellek a kondenzátum réteg vastagságát valamilyen módon megbecsülik. A becslés történhet a folyadék fajlagos hővezetése és a gőz hőátadási tényezőjének hányadosával [2.78], a kondenzátumra ható erők alapján számított analitikus megoldás szerint [2.58], vagy egész egyszerűen ismeretlenként kezelve és dimenzió nélküli koordinátákkal implementálva a modell rácsfelosztásakor [2.70]. A gőzfázisú forrasztással foglalkozó munkák is statikus kondenzátum réteget feltételeznek empirikus megfigyelések alapján, amelynek vastagságát 0,15 – 0,3mm közé teszik [2.37]. Esetemben a 0,25mm-es kondenzátum rétegvastagság adta a legjobb közelítést a számításaim során.

A gőztér kialakulás numerikus eredményeinek verifikálását Dr. Géczy Attila kollégám végezte, a 2.3.1 fejezetben bemutatott, általa kifejlesztett dinamikus hőmérséklet- és nyomásmérési módszer segítségével [2.37]. A mérés a munkatér három különböző pontján: (x, y) [mm]: (30, 30); (100, 150) (180, 270) és minden ponton három különböző magasságban (z) [mm]: (50), (100) (150) történt. A 2.5.a) ábrán az (x,y):(100, 150) pontban mért és számított hőmérséklet eredmények összevetése látható. A mért és számított eredmények megfelelő egyezést mutattak, az átlagos relatív eltérés 1,71% volt. A görbék töréspontja után tapasztalható nagyobb pontatlanság oka – különösen 100 és 150mm-es mérési magasságokban a mért értékek növekedése lassabb, mint a számítottaké – valószínűleg a rendszer nem teljesen adiabatikus viselkedése.



2.5. ábra: Mért és számított értékek összevetése: a) hőmérséklet értékek az (x,y):(100, 150) pontban; b) nyomás- és koncentráció-különbségek az (x,y):(100, 150) pontban (átvéve Dr. Géczy Attila Phd dissszertációjából [2.37]).

A 2.5.b) ábrán az (x,y):(100, 150) pontban mért nyomáskülönbség változás és számított koncentráció-különbség változás összevetése látható. Az ábra szaggatott vonallal jelöli azokat a pontokat, ahol a gőzhőmérséklet telítődésbe kerül (a 2.5.a) ábra eredményei alapján ST1, ST2 és ST3). A mért és számított értékek a 2.5.b) ábrán is megfelelő egyezést mutattak. A mért görbék fel és lefutó szakaszában tapasztalható késleltetés a differenciális nyomásmérő szenzor dinamikus működési elvének köszönhető, mivel a szenzornak szüksége van egy minimális átfolyásra az érzékeléshez. A telítődési anyagtranszport együtthatóira (2.24-es kifejezés) vonatkozó legjobb egyezést a következő értékek adták a

számítás során: $k_{xy} = 0,115$, amely $\pm x$ és $\pm y$ irányokba érvényes, valamint $k_z = 0,54$, amely $\pm z$ irányba érvényes (-*z* irányba, vagyis a munkatér alja felé nincs visszaáramlás, mivel a gőztelítődés közvetlenül a Galden folyadék felülete fölött kezdődik).

A hordozó bemerítését követően a modell egy újabb verifikáláson esett át a fentiekben bemutatott módszer segítségével, azzal a különbséggel, hogy a hőmérsékletmérést jelen esetben a teszthordozóba ágyazott hőelemek segítségével végeztem (5 pontban, 4 sarokban és középen, majd azok átlagát alkalmazva) és nem a gőztérben. A koncentrációváltozás (nyomásváltozás méréssel történő) meghatározását a teszthordozó középpontja alatt végeztem el. A mérésekkel – a modell verifikálásán túl – további célom volt a Galden gőz harmatpont modell paramétereinek empirikus meghatározása. Ha egy test hőmérséklete meghaladja a harmatpontot, akkor leáll a felszínén a kondenzáció. A harmatpont mindig kisebb, mint az adott testet körülvevő gőztér hőmérséklete, és nagymértékben függ a gőztér koncentrációjától. A harmatpont általánosan alkalmazott közelítése a következő [2.79]:

$$T^{dp} = T^{vp} - \frac{1}{k_c} \cdot \left(1 - \frac{m}{m^{st}}\right) \cdot 100$$
(2.31)

ahol m^{st} a gőz telítődési tömege egy adott térfogatban [kg] és k_c az anyagra jellemző konstans.

A Galden gőz esetén a k_c érték meghatározását a mért értékek és a modell által, a 2.31-es kifejezés iterációjakor, a szolgáltatott értékek különbségének minimalizálásával végeztem. Az iteráció során a vízgőz k_c paraméterét használtam kiindulási alapnak. A Galdenről ugyan nem rendelkeztem pontos termodinamikai jellemzőkkel, de azt valószínűsítettem, hogy az entalpiája (H, [J]) nagyobb, mint a vízé, mely feltételezést a jelentősen nagyobb molekula súlyára alapoztam. Ennek következtében a halmazállapot-változáshoz nagyobb entrópia változásra (Δ S, [J/K]) van szüksége, mint a víznek, így a Gibbs szabadenergia képlete alapján:

$$\Delta G = H - \Delta T \cdot \Delta S < 0 \tag{2.32}$$

a Galden harmatpontja arányosan valószínűleg alacsonyabb, mint a vízé, ezért a 2.31-es kifejezésben a k_c érték iterációját 5-től lefelé kezdtem el 0,1-es lépésközzel. A mért és számított értékek legjobb egyezését $k_c = 2,15$ esetén találtam.

A 2.6-es ábrán a mért és számított hőmérséklet és gőzkoncentráció értékeket hasonlítottam össze a teszthordozó bemerítését követően, a harmatpont figyelembevételével és nélküle. A hordozó bemerítési sebessége 50mm/s volt, a forrasztási magasság pedig a munkatér aljától számítva 70mm-es magasságban volt. A gőzkoncentráció esetén a mérést ugyancsak a hordozó alatt végeztem el, de a számított értékeket a hordozó felett is prezentáltam. A harmatpont alkalmazásával a mért és számított hőmérsékleti értékek jó egyezést adnak. A gőzkoncentrációnál a hiba némileg nagyobb, ami valószínűleg itt is a differenciális nyomásmérő szenzor dinamikus működési elvének köszönhető. Az eredmények alapján a folyamat első 2–3 másodpercében a Galden gőz fogyása számottevő a hordozó környezetében. A görbék apró törései alapján arra következtethetünk, hogy a kondenzáció – a harmatpont aktuális értékétől függően – szakaszosan leáll, majd újraindul. A hordozó alatt és felett tapasztalható gőzkoncentráció-különbség a hordozó "árnyékoló" hatásának következménye, a gőz utánpótlás gyorsabb a hordozó alatt, mint a felső oldalon.

A következőkben megvizsgáltam, hogy mekkora hányadot képez a forrasztáskor szükséges teljes hőmennyiségben a gőztérből hővezetés útján érkező hő. Ehhez azt az elvi esetet használtam, amikor a harmatpont nem kerül alkalmazásra (2.6. ábra, szaggatott vonalak). Ekkor a kondenzáció a teljes gőzteret felemészti a hordozó körül, amit a rendszer csak lassan tud visszapótolni. A gőzkoncentráció meredek esése lineáris mértékben növeli a gőztér termikus diffúziós állandóját (2.13-as kifejezésből):

$$\alpha = \frac{\lambda}{\rho \cdot C_s} \tag{2.33}$$

ami miatt csökken a gőztérben tárolható hőenergia mennyisége és így a hordozóba hővezetés útján érkező hőenergia mennyisége is.



2.6. ábra: Hőmérséklet és gőzkoncentráció változás a harmatpont figyelembevételével (folytonos vonlak) és nélküle (szaggatott vonalak).

(A nullához közeli gőzkoncentráció gyakorlatilag a hővezetés "kikapcsolását" jelenti a modellben.) Mindezek alapján a hordozó hőmérsékletének számított értéke jelentősen eltér a mért értéktől, s így bebizonyítottam, hogy a forrasztott hordozó fűtésében nem hanyagolható el a gőztérből hővezetés útján érkező hő, valamint, hogy a harmatpont figyelembevétele elengedhetetlen a gőzfázisú forrasztás modellezésekor. Az eredményeim alapján megállapítható, hogy a valóságban a hordozó felületén tapasztalható érdemi kondenzáció a csúcshőmérséklet elérésénél jóval hamarabb (annak ~70%-ánál) leáll, és onnantól a hővezetés dominál, így a gőztérből hővezetés útján érkező hő jelentős hányadot (~15-20%-ot) képezhet a forrasztáskor szükséges energiamennyiségben.

2.3.3 A gőztér modell alkalmazási lehetőségei

A gőztér modell egyfelől a gőzfázisú forrasztó berendezés bekapcsolását követően a gőztér felépülésének vizsgálatára, másfelől a gőztér telítődési állapota után a forrasztott hordozó gőztérre gyakorolt hatásának vizsgálatára, illetve a forrasztott hordozó

melegedésének leírására szolgál. A gőzfázisú forrasztó berendezések felépítése – például a fűtés típusa, vagy a hűtőcsövek száma és pozíciója –, illetve a rendszer esetleges inhomogenitásai hatást gyakorolnak a formálódó gőztérre, ami a tér bizonyos pontjaiban késleltetheti vagy akár meg is gátolhatja a gőztér telítődését².

Dr. Géczy Attila kollégám a szimulációs modellem segítségével sikeresen optimalizálta a vizsgált berendezés forrasztásra alkalmas nettó térfogat méretét és elhelyezkedését a munkatérben. Részletes eredményei a PhD disszertációjában olvashatók [2.37], amelyből egy –a modellem alkalmazását szemléltető – példa a 2.7-es ábrán látható, a gőztér hőmérséklet- és koncentrációeloszlására a bekapcsolástól számítva különböző időpontokban az *x* tengely 100mm-nél vett síkmetszeténél. Az ábrákon a Galden folyadék szintjét a sötét szaggatott vonal, míg a forrasztásra alkalmas nettó térfogat határát világos szaggatott vonal jelöli. A fűtő- és hűtőrendszer *y* tengely menti asszimmetriája (a csövek közelebb vannak a kemence rövidebb frontoldalához, mint a rövidebb hátsó oldalához) miatt, a gőztér inhomogenitása számottevő a fűtés megkezdését követő első szakaszban (2.7.a)-c) ábrák) és ez némiképp a gőztér telítődésének tekintett 12 perc után is fennmarad [2.37].



2.7. ábra: Gőzkoncentráció (a-b) és gőzhőmérséklet (c-d) eloszlás az x tengely 100mm-nél vett síkmetszeteiben 7 és 12 perccel a bekapcsolást követően (átvéve Dr. Géczy Attila Phd dissszertációjából [2.37]).

Az is látható, hogy a forrasztásra alkalmas nettó térfogat térbeli elhelyezkedése nem a fűtőcsövek feletti pozícióban ideális, mivel a gőztér koncentrációjának telítődése az y tengely mentén nem a fűtőcsövek felett, hanem azoktól kissé balra történik [2.37].

A gőztér telítődését követően (170°C és 18 kg/m³) először vizsgáljuk meg (2.8. ábra), hogyan alakul a gőzkoncentráció a kemence középvonalában (y=150mm és x=100mm) a hordozó bemerítését követően. A bemerítés sebessége legyen 50mm/s. Ahogy azt a verifikációkor is tapasztaltam, a hordozó bemerítése jelentős gőzkoncentráció csökkenést okoz először annak közvetlen környezetében, majd a mozgás miatt a mozgás iránya mentén,

² A szaturációs elvű berendezéseknél forrasztást csak a gőztér azon részén tudunk végezni, ahol a gőztér telítődése már megtörtént,



továbbá a kezdeti állapothoz képest (2.8.a) ábra) némileg megváltoztatja a gőzkoncentráció teljes eloszlását a munkatérben a forrasztási folyamat végére (2.8.c) ábra).

2.8. ábra: Gőzkoncentráció eloszlás y=150mm-nél (jobboldal) és x=100mm-nél (baloldal) vett síkmetszetekben, a bemerítést követően: a) 1s; b) 3s és c) 25s.



2.9. ábra: Gőzkoncentráció eloszlás y=150mm-nél vett síkmetszetben, 50, 25 és 17mm/s-os bemerítési sebesség mellett a bemerítést követően: a) 1s; b) 3s és c) 25s.

A hordozó gőzkoncentrációra gyakorolt hatása nagymértékben függ a bemerítés sebességétől, amit a 2.9. ábrán szemléltettem, az y=150mm-nél vett síkmetszet mentén, három különböző bemerítési sebesség alkalmazásával. Megállapítható, hogy a gőzkoncentráció-eloszlás változása annál egyenletesebb, minél nagyobb a bemerítési sebesség. Ez azzal magyarázható, hogy lassabb bemerítés esetén a kondenzáció jelentős része a gőztér felső felében történik, és mire a hordozó eléri a fix forrasztási pozíciót, a kondenzáció intenzitása visszaesik, ezzel felborítva a gőztérben a gőzkoncentráció eloszlását.

A következőkben vizsgáljuk meg, milyen hatást gyakorol a bemerítés sebessége a forrasztott hordozó melegedésére és a forrasztáshoz felhasznált teljes gőzmennyiség alakulására. A 2.10. ábra alapján a bemerítési sebesség hatást gyakorol a forrasztott hordozó hőmérséklet változására (hőprofiljára) is.



2.10. ábra: A hordozó hőmérséklet változása és a teljes gőzmennyiség változása a forrasztási folyamat során, különböző bemerítési sebességek esetén.

A bemerítési sebességcsökkentés csökkenti a fűtés meredekségét a bemerítést követő első 5 másodpercben (az ún. felfutási szakaszban), emellett viszont késlelteti a hordozó hőmérséklettelítődési szakaszának kezdetét is (a görbék letörése). Ezeket a hatásokat jól tükrözi a 2.10. ábrán látható gőzkoncentráció-eloszlás változása. Lassabb bemerítés esetén a gőz gyorsabban elfogy a hordozó körül, ezáltal csökkentve a fűtés meredekségét, azonban a fix forrasztási pozíció elérését követően, a relatíve magasabb gőzkoncentráció fűtési képessége miatt a letörés is később következik be. A 2.2. táblázatban a fentiek láthatók számszerűsítve. Ezáltal bebizonyítottam, hogy a gőzfázisú forrasztáskor a hőprofilja nem csak a gőzkoncentráció változtatásával (lásd 2.1 fejezet, "Heat level" és "Soft vapour" módszerek), hanem pusztán a bemerítési sebesség változtatásával is lehetséges.

A gőztérben található teljes gőzmennyiség alakulásának vizsgálatakor megállapítható (2.10. ábra), hogy a bemerítési sebesség csökkentésével némileg nő a forrasztáskor elfogyasztott gőzmennyiség. Ez azzal magyarázható, hogy lassabb bemerítésnél a hordozó

több időt tölthet a gőztér felső részein is, és így összességében hatékonyabb a gőzmennyiség elfogyasztása a teljes gőztérre vetítve, mint gyorsabb bemerítési sebesség esetén.

Bemerítési sebesség	Felfutás hőmérsékleti	Letörés kezdete
[mm/s]	meredeksége [°C/s]	[°C]
50	22,5	113
25	18,9	130
17	15,2	140

2.2. Táblázat. Hőprofil paraméterek

Összegzésképpen a gőztér modellem kiválóan alkalmas gőztér felépülésének vizsgálatára, valamint a forrasztott hordozó gőztérre gyakorolt hatásának vizsgálatára. Ezen túlmenően a modellem más típusú (Soft vapour vagy Heat level) és működési elvű kemencék gőztér kialakulásának vizsgálatára is alkalmazható.

2.4. A kondenzációs filmréteg kialakulásának dinamikus modellezése

Az előző fejezetben bemutatott modell egyetlen lényegesebb elhanyagolással, a kondenzációs filmréteg (kondenzátum réteg) dinamikus viselkedésének mellőzése. Az eddigiekben nem feltételeztem hőmérséklet-különbséget a forrasztott hordozóban, így az sem volt indokolt, hogy az ezért felelős kondenzátum réteget inhomogénnek és dinamikusan változónak tekintsem. Jelen fejezetben ismertetem a gőzfázisú forrasztáskor alkalmazható, a kondenzátum réteg kialakulását és dinamikus változását leíró fizikai modellemet és annak numerikus implementációját. A dinamikus kondenzációs filmréteg modell célja, hogy a forrasztáskor a kondenzátum réteg változásának a forrasztott hordozóra gyakorolt hatása vizsgálhatóvá váljon, különféle hordozó pozíciók és alapanyagok esetén.

2.4.1 A dinamikus kondenzátum réteg modell fizikai és numerikus leírása

A fentiek alapján nem ismertetem újból a kondenzációval kapcsolatos fizikai folyamatokat (azok természetesen továbbra is érvényesek a dinamikus kondenzátum réteg vizsgálatánál is), hanem csak a kondenzátum réteg mozgásával kapcsolatos leírásra szorítkozom. A kondenzátum réteg modelljének megalkotásakor abból az alapkoncepcióból indultam ki, hogy a forrasztandó hordozó pozíciója a munkatérben horizontális. A hordozó munkatérbe történő bemerítésekor megindul a Galden gőz kondenzációja a hordozó teljes felületére. Tekintettel arra, hogy a hordozó felső és alsó oldalán eltérő jelenségek játszódnak le, ezért azokat külön-külön tárgyalom. A hordozó felső oldalán Bejan megoldását [2.58] alkalmaztam, miszerint a hordozó szélein semmi sem tart ellenŧ a kialakuló kondenzátum rétegnek, ezért az a hidrosztatikai nyomáskülönbség miatt a hordozó széle felé kezd áramlani. Annyiban viszont eltértem Bejan analitikus megoldásától, hogy nem tettem szükségessé a hordozó szélein, hogy a kondenzátum réteg vastagsága nulla és ennek megfelelően az áramlási sebesség végtelen legyen (amelyre neki az analitikus megoldáshoz volt szüksége), hanem megelégedtem a fenti mennyiségek nullához és végtelenhez történő konvergenciájával.

A Galden folyadék a hordozó szélein a felső oldalról az alsó oldalra áramlik a felületi feszültség miatt. A Galden csepegése csak azután indul meg, hogy a felületi feszültségből származó erő már nem tud ellentartani a gravitációs erőnek. A fentről lefolyó Galden hidrosztatikai nyomáskülönbséget hoz létre az alsó oldalon a hordozó széle és közepe között, amely a kondenzátum réteg mozgását okozza, és ami egy hullámos kondenzátum réteg struktúrát hoz létre Gerstmann és Griffith eredményei alapján [2.59]. A fentiek alapján feltételezett dinamikus kondenzátum réteg szerkezet a 2.11 ábrán látható.



2.11. ábra: Dinamikus kondenzátum réteg modell.

A kondenzátum réteg mozgásának leírásához alkalmazzuk a kontinuitási egyenlet összenyomhatatlan folyadékokra vonatkozó verzióját. Ezt megtehetjük, mivel az alkalmazás tartományában a hidrosztatikai nyomásváltozás nincs hatással a Galden sűrűségére:

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = 0$$
(2.34)

Ezen felül szükséges az összenyomhatatlan folyadékokra érvényes Navier-Stokes egyenletek használata is:

$$\frac{\partial v_x}{\partial t} = \sin(\alpha) \cdot g_x - \frac{1}{\rho_l} \frac{\partial p_h}{\partial x} + \upsilon \left(\frac{\partial^2 v_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 v_x}{\partial z^2} \right) - \left(v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_x}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_x}{\partial z} \right)$$
(2.35)

ahol *v* a sebesség [m/s], α a dőlésszög [rad], *v* a kinematikai viszkozitás [m²/s], *P_h* a hidrosztatikai nyomás [Pa], ρ_l a Galden folyadék sűrűsége [kg/m³] és *g* a gravitációs gyorsulás [m/s²]. A 2.35-ös kifejezés analóg módon felírható az *y* és a *z* irányokban is. A dinamikus kondenzátum (*dc*) rétegben kialakuló mozgás miatt a korábban alkalmazott hőegyenletet (*he*) (2.13-as kifejezés) ki kell egészíteni a konvektív energiatranszporttal:

$$\frac{\partial T_{he}}{\partial t} = \frac{\lambda}{\rho_l C_s} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) - \left(v_x \frac{\partial T}{\partial x} + v_y \frac{\partial T}{\partial y} + v_z \frac{\partial T}{\partial z} \right)$$
(2.36)

A kondenzátum réteg hidrosztatikai nyomását – amely nyomás-különbsége a mozgás fő kiváltója – a következőképpen számítjuk [2.58]:

$$p_h = (\rho_l - \rho_v) \cdot h \cdot g \tag{2.37}$$

ahol ρ_v a Galden gőz sűrűsége [kg/m³] és *h* a kondenzátum réteg vastagsága [m]. A kondenzátum réteg mozgása miatt kialakuló tömegváltozás a következő:

$$\frac{\partial m_f}{\partial t} = \int_A \rho_l \cdot \overline{v} \cdot dA \tag{2.38}$$

ahol A az átáramlási felület [m²].

~ -

A megfigyelések alapján a gőzfázisú forrasztáskor a kondenzátum réteg hőmérsékletváltozása eléri a 100°C-ot, ami miatt a Galden folyadék sűrűsége és kinematikai viszkozitása nem tekinthető állandónak. A folyadék technológiai adatlapja alapján [2.80]:

$$\rho_l(T) = 1820 - 2.133 \cdot T \tag{2.39}$$

$$v(T) = 10^{-6} \cdot \left(0, 15 + 5,655 \cdot e^{-T/31,67}\right)$$
(2.40)

A fentiek alapján a kondenzátum réteg vastagsága is hőmérsékletfüggővé válik, mivel:

$$h(T) = m / (A \cdot \rho_l(T)) \tag{2.41}$$

ahol *m* az adott térrészben lévő kondenzátum tömege [kg] és *A* a térrész alapja $[m^2]$.

0 5

Az energia-minimum elve alapján [2.81] a felületi feszültségből származó erő a hordozó alsó oldalán maximálisan a következő rétegvastagságot képes megtartani [2.59]:

$$h_{\max} = \left(\sigma / \left(\cos\theta \cdot g_z \cdot (\rho_l - \rho_v)\right)\right)^{0.5}$$
(2.42)

ahol σ a felületi feszültség [N/m] és θ a hordozó dőlésszöge [rad], amely esetünkben legyen nulla. Jelen alkalmazásban a Galden folyadék paramétereivel $h_{max} \sim 1.05$ mm-re adódik, mivel az alsó oldalon a csepegés (*dr*) mindaddig nem indul meg, amíg a kondenzátum réteg vastagsága ezen érték alatt van. A csepegés leírásánál induljunk ki abból a felvetésből, hogy a kondenzátum réteg is a minimum-energia szintre, azaz a legkisebb felületre törekszik. Ez másként megfogalmazva a lokális hidrosztatikai nyomáskülönbségek csökkentését jelenti, így a kondenzátum réteg csöpögése miatti vastagság-csökkenés a 2.37 és 2.41 kifejezések használatával a következőképpen számítható:

$$\frac{\partial h}{\partial r} = \frac{1}{\rho_l \cdot g_z} \cdot \frac{\partial p_h}{\partial r}$$
(2.46)

Meg kell jegyezni, hogy a modellemnek nem célja a csepegés részletekbe menő fizikai elemzése, csupán a forrasztás szempontjából lényeges alsó oldali kondenzátum réteg dinamikus változásának leírása. Továbbá a modellezéskor elhanyagolom a hordozó szélén kialakuló kondenzátum réteg hatását, mivel a hordozó horizontális és vertikális felületein kialakuló kondenzátum réteg vastagságban jelentős méretbeli különbség van.

A kondenzátum réteg modell numerikus leírását szintén a 2.3 fejezetben ismertetett FDM-FTCS módszerrel végeztem. A fenti egyenletek közül csak a 2.35-ös Navier-Stokes, valamint a 2.36-os konvektív hőegyenlet numerikus átalakítását mutatom meg (ezek annyiban összetettebbek a többinél, hogy első- és másodrendű deriváltakat is tartalmaznak), az összes többi egyenlet átalakítása a 2.3.1 fejezetben ismertetettek szerint elvégezhető. A Navier-Stokes egyenletek (2.35) a következő numerikus alakot kapják:

$$\Delta v_{x(n)} = g_x - \left[r_{x1} \left(p_{h(n+1)}(t) - p_{h(n-1)}(t) \right) \right] + \sum_{i=x;y;z} -2r_{i,2} \cdot v_{x(n)}(t) + r_{i,2} \left(v_{x(n+1)}(t) + v_{x(n-1)}(t) \right) - \sum_{i=x;y;z} v_{i,(n)}(t) \left[r_{i,3} \left(v_{x(n+1)}(t) - v_{x(n-1)}(t) \right) \right]$$

$$(2.44)$$

ahol az együtthatók: $r_{x1} = \frac{1}{\rho_l} \frac{\Delta t}{2\Delta x}; r_{x2} = v \frac{\Delta t}{\Delta x^2}; r_{x3} = \frac{\Delta t}{2\Delta x}; r_{y1} = \frac{1}{\rho_l} \frac{\Delta t}{2\Delta y} \dots$ (2.45)

az y és z irányú egyenletek és azok együtthatói a fentiekkel analóg módon előállíthatóak. A konvektív energiatranszportot tartalmazó hőegyenlet (2.36) numerikus alakja a következő:

$$\Delta T_{(n)} = \sum_{i=x;y;z} -2r_{i,1} \cdot T_{(n)}(t) + r_{i,1} \left(T_{(n+1),i}(t) + T_{(n-1),i}(t) \right) - \sum_{i=x;y;z} v_{i,(n)}(t) \left[r_{i,2} \left(T_{(n+1),i}(t) - T_{(n-1),i}(t) \right) \right]$$
(2.46)

ahol az együtthatók: $r_{x1} = \frac{\lambda}{\rho \cdot C_S} \frac{\Delta t}{\Delta x^2}; r_{x2} = \frac{\Delta t}{2\Delta x}; r_{y1} = \frac{\lambda}{\rho \cdot C_S} \frac{\Delta t}{\Delta y^2} \dots$ (2.47)

Az anyag- és energiamérlegek a dinamikus kondenzátum rétegre (dc) a 2.35 - 2.38-es és a 2.42 – 2.43-as egyenletek alapján a következők:

$$\Delta m_n^{dc} = \Delta m_n^{co} + \Delta m_n^f - \Delta m_n^{dr}$$
(2.48)

$$\Delta T_n^{dc} = \Delta T_n^{he} + \frac{h}{C_n} \cdot \Delta m_n^{co} + \frac{\Delta m_n^{co}}{m_n + \Delta m_n^{co}} \cdot (T_{bl} - T_n)$$
(2.49)

2.4.2 A dinamikus kondenzátum réteg modell geometriai felbontása és a modell verifikációja

A dinamikus kondenzátum réteg modell segítségével részletesen megvizsgáltam a réteg kialakulását és viselkedését horizontális, illetve kisszögben (<10°) megdöntött hordozók esetén is, valamint a hőátadási tényező változását a forrasztáskor különféle anyagú és formájú hordozókra. (10° feletti megdöntés jelen alkalmazásban már nem lenne reális az alkatrészek valószínűsíthető elmozdulása miatt.) A fenti vizsgálatok változó geometriai és időbeni felbontást igényeltek. A "rácsfüggőségi analízis", valamint a stabilitási és konvergencia kritériumok számításakor a hordozó felbontására a 2.3 táblázatban szereplő eredmények születtek.

Dőlésszög[°]	Időlépés [s]	Lépésköz [mm]
0	0,001	0,5-2
0,1	0,001	0,5-2
0,2	0,0005	0,5-1
0,5	0,0005	0,5 – 1
1	0,00025	0,5 – 1
2	0,00025	0,5-1
5	0,000125	0,5-1
10	0,000125	0,5-1

2.3. Táblázat. Az alkalmazott idő és térbeli lépésközök.

A hordozót felül és bizonyos esetekben alul (lásd 2.4.3 fejezet) egy-egy dinamikus vastagságú kondenzátum réteg borította. A fenti felosztás ~10000 – 14000 cellát

eredményezett az adott esetekben. A rendszerben lévő szimmetriák miatt azonban elég volt a hordozók ¼-ét (horizontális esetekben) vagy ½-ét (döntött esetekben) számítani.

Öt különféle hordozó anyagot vizsgáltam: FR4, poliimid, alumínium-oxid (Al₂O₃, Alumina 94%), üvegkerámia (Al₂O₃+Ca(Si,Al)₄O₈) és fémhordozós nyomtatott huzalozás (IMS). A különféle hordozó anyagok fizikai paraméterei a 2.4 táblázatban láthatók. A hordozók felületi mérete minden esetben 6400mm² volt, alapesetben 1:1-es oldalaránnyal (80x80 mm²), azonban az FR4-es hordozó esetében más oldalaránnyal rendelkező hordozókkal is dolgoztam: 1:2 (56,5x113,3 mm²), 1:3 (46x139,1 mm²) és 1:4 (40x160 mm²). A hordozók vastagsága 1 és 1,5mm volt. A kísérletek során továbbra is a HT170-es Galdent használtam.

Paraméter	Sűrűség	Fajlagos hőkapacitás	Fajlagos bővezetés	Térfogati hő- kapacitás	Hődiffúzivitás
/ Anyag	[Kg/III]	[J/kg.K]	[W/m.K]	[KJ/m ³ .K]	[111 / 3]
FR4	2100	570	0,25(x,y);	1197	2e-7
			$0,17(z)^{a}$		1,4e-7
Poliimid	1420	1090	0,12	1548	0.8e-7
Alumina 94%	3690	880	18	3247	55e-7
IMS ^{b)}	2580	1530	3	3947	7,6e-7
Üvegkerámia ^{c)}	3100	989	4	3066	13e-7

2.4. Táblázat. Az alkalmazott hordozó anyagok fizikai paraméterei.

a) Az FR4 egy kompozit anyag, amely eltérő hővezetési tulajdonságokkal rendelkezik laterális és vertikális irányokban.

b) IMS = 0,85mm vastag alumínium betét egy 0,15mm vastag FR4 takaró réteggel

c) DuPont Green TapeTM 951

Mivel a dinamikus kondenzátum réteg modell nem más, mint a 2.3-as fejezetben bemutatott kondenzációs modell kibővítése a kondenzátum réteg dinamikus viselkedésével, ezért – a kondenzátum réteg kivételével – alkalmazzuk rá az ott bemutatott kezdeti és határfeltételeket. A kondenzátum réteg esetén érvényes kezdeti feltételek: v(0)=0 m/s, $p_h=0$ Pa és m(0)=0 kg, azaz a kondenzátum réteg nem létezik a folyamat kezdetén, míg a határfeltételek a hordozó felső oldalán: $\lim p_h = 0$; $\lim v = \infty$, az alsó oldalán: v = 0.

A kondenzátum réteg modell verifikálását optikailag nem találtam kivitelezhetőnek, sem valamiféle kémiai reagenssel végzett vastagságméréssel. A rétegvastagság változása azonban nagyban befolyásolja a réteg hődiffúzivitását, így a kondenzátum réteg változása hőmérsékletmérés útján verifikálható. A mérések során a 2.3.2 fejezetben bemutatottak szerint jártam el, azzal a különbséggel, hogy az 5 mérési pont eredményeit nem átlagoltam. A mérési és számítási eredmények összehasonlítását a 2.12-ös ábrán szemléltetem. Az ábrán szaggatott vonallal jelzem a statikus kondenzátum réteg esetén kapott számítási eredmények is (ami a 2.3-as fejezetben ismertetett kondenzációs modell eredménye). Az eredmények alapján megállapítható, hogy a dinamikus kondenzátum réteggel végzett számítások eredményei pontosabban közelítik a mért értékeket, mint a statikus kondenzátum réteg eredményei. Az abszolút közelítési hiba 5%-ról 1%-ra csökkent. A statikus kondenzátum réteget alapul véve eleve nem értelmezhető a hordozó különböző pontjaiban való számítás, mivel a kondenzációs modellel a hordozóban nem feltételeztünk hőmérséklet-különbséget. Ezáltal bebizonyítottam, hogy a gőzfázisú forrasztás szimulációs vizsgálatakor az



eredmények pontosabbá válnak a dinamikus kondenzátum réteg használatával, mint a statikussal.

2.12. ábra: A kondenzátum réteg modell verifikációs eredményei.

2.4.3 A dinamikus kondenzátum réteg modell alkalmazási lehetőségei

A dinamikus kondenzátum réteg modell segítségével először megvizsgáltam a felső és alsó oldali kondenzátum réteg kialakulását, majd azt kutattam, hogy a hordozó megdöntése milyen hatással van a forrasztásban jelentős szerepet betöltő felső oldali kondenzátum rétegre, valamint, hogy a hordozó anyaga mennyiben befolyásolja a technológia során a hőátadás folyamatát.

Az alábbiakban bemutatásra kerülő kondenzátum réteg ábrák a következő információkat tartalmazzák: a réteg vastagsága, illetve hőmérséklete és a sebesség vektortér *x-y* vetülete. A rétegvastagság jobb szemléltetése végett az *x-y* és z tengelyek mentén eltérő skálázást alkalmaztam, azonban lényeges megjegyezni, hogy ez némi geometriatorzulást okoz az ábrázolásban. A kondenzátum réteg szélét minden esetben levágtam a hordozó szélénél, hogy az az alá helyezett sebesség vektortér láthatóvá váljon. Az ábrázolt sebesség vektorok a sebességtér irányát és relatív eltéréseit hivatottak bemutatni. (A sebességtér abszolút értékeinek diszkusszióját később végzem el.)

A felső oldal elemzésével kezdem, amely a 2.13-as ábrán látható. Az eredmények alapján látható, hogy a kondenzáció igen intenzív a hordozó gőztérbe merítését követően. A kondenzátum réteg vastagsága már 0,5 másodperc elteltével eléri a 100 μ m-t (2.13a ábra). A kondenzátum réteg gyors növekedése nagy nyomás-különbséget okoz a rétegben – a szélek és a középső régió között –, amely az áramlási sebesség gyors növekedését okozza a szélek irányába (2.13a-b ábrák). Ennek eredményeképpen a kondenzátum réteg vastagsága a széleken nagyon gyorsan lecsökken (2.13b ábra). A folyamat jelen szakaszában kisebb mértékű sarokhatás látható, mind a rétegvastagság, mind a hőmérséklet esetén. Az 1,5 – 2

hamarabb megtörténik.

másodperc közötti szakaszban a rétegvastagság eléri a maximális 200µm körüli értéket (2.13 ábra), majd ezt követően monoton csökkenésbe kezd, mivel a kondenzálódó tömeg már kevesebb, mint amennyi lefolyik a hordozó szélein. A rétegvastagság csökkenése viszont nem olyan gyors, mint amilyen a növekedése volt, mivel a csökkenő rétegvastagságban az áramlási sebesség is csökken a Navier-Stokes egyenlet konvektív komponensei miatt. Az érdemi kondenzáció a bemerítést követő 4 másodperc körül áll le, amikor a kondenzátum réteg már mindenhol eléri a harmatpontot (2.13d ábra). A szélek környezetében ez valamivel





A 2.14-es ábrán a felső oldali kondenzátum réteg vastagsága, az abszolút áramlási sebességek, a tömegáram, valamint a réteg hőmérséklet-különbségei láthatók a réteg középpontjától a sarkok (piros görbék), illetve a szélek felé (kék görbék) haladva, a 25 másodperces forrasztási művelet során. Ha a 2.14a és 2.14b ábrákat egymásra vetítenénk, láthatóvá válna, hogy az áramlási sebességek 0–1,5 másodperces szakaszban meginduló gyors növekedése töréseket eredményez a rétegvastagság növekedésében. Emiatt a rétegvastagság növekedése lelassul és a szélekhez közeledve csökkenni kezd. A harmatpont (a kondenzáció leállása) a 2.14 ábra eredményein is jól látható, amely miatt a rétegvastagság csökkenése még inkább felgyorsul. A 25 másodperces művelet végeztével a kondenzátum réteg 10µm alá esik (2.14a). Általánosságban elmondható, hogy az áramlási sebesség (2.14b ábra) és a tömegáram (2.14c ábra) a sarkok irányába intenzívebb, mint a szélek felé. Ez alól csak a sarkok közvetlen közelében (P8) számított tömegáram a kivétel, ami a sarkokban lévő végig alacsony rétegvastagság miatt kisebb, mint a széleken (P4).

Ahogy az már a 2.13-as ábrán is látható volt, a kondenzátum rétegben jelentős hőmérséklet-különbség formálódik a szélek és a középső régió között. A 0–0,5 másodperces szakaszban, amíg az áramlási sebesség relatíve kisebb mértékű (2.14b ábra), a kondenzátum

réteg hőmérséklete a sarkokban a legalacsonyabb (2.14a és 2.14c ábrák), mivel a vékonyabb rétegvastagság kisebb hőkapacitást és ezzel alacsonyabb hőtárolási képességet eredményez. A 0,5–1,5 másodperces szakaszban, amikor az áramlási sebesség maximális, az előző trend megfordul a hőegyenlet (2.36-os kifejezés) konvektív tagja miatt, és a maximális hőmérséklet-különbség a sarkok és a középpont között eléri +7,8°C-ot (2.14c ábra). Az 1,5–4 másodperces szakaszban, amikor az áramlási sebesség már csökken, a sarkok és a középpont közötti hőmérséklet-különbség is csökken, de végig nulla fok fölött marad.



2.14. ábra: A felső oldali kondenzátum réteg paraméterei, a) rétegvastagság; b) áramlási sebesség; c) tömegáram; d) hőmérséklet-különbség.

(A fenti jelenség a szélek irányában is lejátszódik, csak kisebb mértékben). A harmatpont elérése ismét megváltoztatja a kondenzátum réteg hőmérséklet-eloszlását. A 4–6 másodperces szakaszban a hőmérséklet-különbség ismét növekedni kezd a szélek és a középpont között, mivel a középső régió kondenzáció útján nyert "extra" energia ellátása megszűnik (ahogy azt korábban már tárgyaltuk, a szélek környezetében a harmatpont közel 1s-al hamarabb bekövetkezik, mint a középső régióban). Hat másodperc elteltével, amikor már az előző effektus véget ér, a hőmérséklet-különbség ismét csökkeni kezd. A kondenzátum réteg hőmérséklet-eloszlásának fluktuációja hatással van a forrasztott hordozó fűtésére is, amit a fejezet végén elemzek.

A 2.15-ös ábrán az alsó oldali kondenzátum réteg vastagsága és hőmérséklet-eloszlása látható. A nulla szint a hordozó aljának a szintje, a vastagság ehhez képest számítódik. Az alsó oldalon az intenzív kondenzáció mellett a felső oldalról lefolyó Galden is akkumulálódik, amely így még a felső oldalnál is gyorsabb rétegvastagság-növekedést eredményez, 1 másodperc elteltével pedig a rétegvastagság meghaladja a 200µm-t. A fentről folyamatosan lefolyó Galden nagymértékben módosítja az alsó oldali kondenzátum réteg formáját, ami emiatt valóban a Gerstmann és Griffith [2.59] által is tapasztalt hullámos struktúrát veszi fel. Tizenegy másodperc elteltével az alsó oldali kondenzátum réteg bizonyos pontokban már eléri a $h_{max} = ~1,05$ mm vastagságot, ami felett a csöpögés megindul (2.15b ábra).





Ezek után a rétegvastagság növekedése megáll, és kiegyenlítődik az 1,05 mm-es szinten. A felső oldalról lefolyó Galden és a csöpögés azt eredményezi, hogy az alsó oldalon nem alakul ki a felső oldalhoz hasonló domináns áramlási irány és rendezett áramlási tér.

A 2.16-os ábrán az alsó oldali kondenzátum réteg kvantitatív elemzése látható (a jelölések és színek megegyeznek a 2.14-es ábrán használtakkal). A bemerítést követő első 11 másodpercben a kondenzátum réteg relatív maximális vastagságkülönbsége 10–15%, ami a csöpögés következtében 1–2%-ra csökken (2.16a ábra). Ahogy azt korábban már kifejtettem, az alsó oldali áramlási tér rendezetlen (2.16b ábra), emellett a maximális áramlási sebességek tizenötször kisebbek, mint a felső oldalon (2.14b ábra). A tömegáram vizsgálatakor kiderült, hogy a 4s körül bekövetkező "globális" harmatpont után, a kondenzáció szakaszosan újraindul (2.16c ábra). A jelenség alig láthatóan ugyan, de a felső oldalon is megfigyelhető az áramlási sebességek kismértékű növekedésében (2.14b ábra). Az alsó oldalon különböző irányokba (szélek és sarkok) kialakuló tömegáram-különbségek kisebbek (2.16c ábra), mint a felső oldalon (2.14c ábra). Az alsó oldalon kialakuló kisebb áramlási sebességek ellenére, a tömegáram-értékek a felső oldalon tapasztaltakkal egy nagyságrendbe esnek (2.14c és 2.16c ábrák), ami az alsó oldal tízszer nagyobb rétegvastagságának köszönhető. Az alsó oldali hőmérséklet-eloszlás homogénebb a kondenzátum réteg középső részén, mint a felső oldalon (2.16d ábra), ami a vastagabb kondenzátum réteg miatt alakult ki. A szélek és a réteg közepe között viszont a felső oldali maximális különbség közel kétszerese is kialakulhat (+13,8°C), amit a fentről leáramló, az alsó oldalinál némileg melegebb Galden okoz, ugyanis a folyamat során végig megfigyelhető, hogy a felső oldalon egy adott időpontot tekintve melegebb a kondenzátum réteg, mint az alsó oldalon. Ez a felső oldali kondenzátum réteg kisebb



vastagsága miatti kisebb hőkapacitásának köszönhető, ami a gőztérből intenzívebb hőfelvételt eredményez.

2.16. ábra: A alsó oldali kondenzátum réteg paraméterei, a) rétegvastagság; b) áramlási sebesség; c) tömegáram; d) hőmérséklet-különbség.

A 0–4 másodperc közötti tartományban a hőmérséklet-különbség változása az alsó oldalon is a felső oldalon megfigyelteknek megfelelően viselkedik. A 4–6 másodperc közötti tartományban a felső oldalon megfigyelt harmatpont elérésének hatása kevésbé szembetűnő, ami szintén a nagyobb rétegvastagság (nagyobb hőkapacitás miatti nagyobb tehetetlenség) következménye.

A fentiekben tárgyalt jelenségek a forrasztott áramkör fűtésében is különbségeket okozhatnak a gőzfázisú forrasztáskor, amit a 2.17-as ábrán szemléltetek. A kondenzátum réteg hőmérséklet-különbségei a fűtött hordozó felszínén ugyan kevésbé jelentkeznek, de nem elhanyagolhatóak (2.17a-b ábrák). A maximális különbségek elérhetik a 7°C-ot a hordozó szélei és közepe között, ezért a gőzfázisú forrasztáskor célszerű a hordozó széleinél úgynevezett "tiltott zónákat" kijelölni, amely helyekre alkatrész nem helyezhető. Ez esetünkben a következőképpen alakul: a hordozó közepétől indulva a P3 és P7 pontok által határolt területen (ami a hordozó 75%-át lefedi) a hőmérséklet-különbség maximum 3°C alatt van, ami az újraömlesztéses forrasztás esetén kiválónak mondható. Ezen a területen kívül a

hőmérséklet-különbség viszont rohamosan növekszik, így oda már nem célszerű alkatrészeket elhelyezni az adott áramkör gőzfázisú forrasztása esetén.

A hordozó hőprofil analízise alapján (2.17c ábra) látható, hogy a felső oldal fűtése intenzívebb az alsó oldalénál. Ez a felső oldal vékonyabb kondenzátum rétegének köszönhető, ami miatt a gőztérből hatékonyabb a hőfelvétel, mint az alsó oldal esetén. A bemerítést követő ötödik másodpercben a felső és alsó oldal közötti azonos helyen számított maximális hőmérséklet-különbség elérheti a 14°C-ot, ami önmagában még nem okoz problémát a gőzfázisú forrasztáskor, azonban a hőprofil optimalizálása esetén ezt is célszerű figyelembe venni.



2.17. ábra: A hordozó hőprofil analízise, a) felső oldali hőmérséklet-különbségek; b) alsó oldali hőmérséklet-különbségek, c) felső- és alsó oldali hőprofilok.

A valós alkalmazások során természetesen nehezen kivitelezhető, hogy a forrasztott hordozó abszolút horizontális pozícióban helyezkedjen el, emellett – ahogy azt a bevezetésben már tárgyaltam – a hordozó direkt megdöntésének kedvező hatása is lehet a kondenzátum réteg homogénebb kialakulására. Mindezek alapján a továbbiakban megvizsgálom a hordozó megdöntésének a felső oldali kondenzátum rétegre gyakorolt hatását, valamint, azt hogy ez mennyiben változtatja meg a rendszer fűtési képességét.
Vizsgálataim alapján a termikus kereszthatás jelentéktelen a hordozó alsó és felső oldalai között (ami leginkább az FR4 alacsony vertikális hővezetésének köszönhető), ezért a megdöntött hordozó esetén már csak a felsőoldali kondenzátum réteggel foglalkoztam, amely réteg kialakulása meghatározó a forrasztás szempontjából. A megdöntött hordozó és az alkalmazott inercia rendszer a 2.18. ábrán látható. Továbbá az eddigiekben alkalmazott határfeltételeket annyiban módosítottam, hogy a gőzteret végig telítődöttnek feltételeztem, azért hogy a számítások során csak tisztán a megdöntés hatását tudjam vizsgálni, a gőztér változásának jelen esetben zavaró mellékhatásai nélkül.



2.18 ábra: A megdöntött hordozó.

A 2.19-es ábra szemlélteti a legfontosabb kondenzátum réteg paramétereket (vastagság, hőmérséklet és az áramlási sebesség x-y vetülete (a vektorok hossza relatív sebességkülönbséget reprezentál)) 2 másodperccel a hordozó gőztérbe történő bemerítését követően, különféle döntési szögek esetén. (A 2s-es időpillanatot azért választottam, mivel a vizsgált esetek között ebben a pillanatban a legszembetűnőbbek a különbségek). A 2.19a) ábra az alap (döntetlen) és emiatt a kondenzátum réteg szempontjából teljesen szimmetrikus esetet szemlélteti. A döntési szög növelésével a kondenzátum réteg egyre asszimmetrikusabbá válik (2.19b-h) ábrák) az x tengely mentén. A maximális rétegyastagság a minimális hőmérséklettel együtt a hordozó középpontjától a süllyesztett él irányába mozdul. A minimális rétegyastagság a maximális hőmérséklettel a megemelt él sarkaiban található (0, 80 és 80, 80mm-es pozíciókban). Másfelől viszont a megdöntés hatására a kondenzátum réteg vastagságának különbségei csökkenek, mivel a megdöntés növeli a rétegben kialakuló áramlási sebességeket, ami általánosan csökkenti a kondenzátum réteg vastagságát a teljes hordozó felszínén (és ezáltal a kialakuló különbségeket is). A kisebb rétegyastagságkülönbségek kisebb hőmérséklet-különbségeket eredményeznek a rétegben (lásd 2.19a) és 2.19h) ábrák). (Ennek kedvező hatása lesz a forrasztott áramkör melegedésére is, lásd később). A 0,5 - 2° közötti megdöntés kisebb hullámokat generál a rétegben (2.19d-f) ábrák). A jelenség 2° felett megszűnik a nagyobb áramlási sebességek miatt (2.19g-h) ábrák), és összességében semmilyen hatással nincs a rendszer termikus viselkedésére.

A következőkben a fent tárgyalt effektusokat kvantitatívan is elemzem. A 2.20-as ábra a kondenzátum réteg vastagságának különbségeit, valamint a hőmérséklet-különbségeket szemlélteti a hordozó középpontja és a sarkai között. Ez az összevetés azért is hasznos, mivel erős összefüggés van a kondenzátum réteg vastagsága és a hőátadása között. A rendszer szimmetriája miatt elegendő két sarkot megvizsgálnunk. Ha összevetjük a 2.20a-b) és 2.20c-d) ábrákat, akkor megfigyelhető, hogy ugyan a megdöntés pozitív hatása monoton a döntési szög növelésével, azonban nem ugyanolyan mértékű a hordozó süllyesztett és megemelt sarkaiban.



2.19 ábra: Felső oldali kondenzátum réteg (2s), különféle döntési szögekre: a) 0°; b) 0,1°; c) 0,2°; d) 0,5°; e) 1°; f) 2°; g) 5°; h) 10°.

10 °-os döntési szög esetén a maximális rétegvastagság-különbség és hőmérsékletkülönbség a süllyesztett sarok és a középpont között 19 µm és 3°C, míg a megemelt sarok és a középpont között 35 µm és 6°C.

A megemelt sarkoknál a megdöntés pozitív hatásai csak 0,5°-os szögtől érzékelhetőek. A süllyesztett és megemelt sarkok közötti különbségek a következő effektus miatt alakulnak ki: a süllyesztett sarkokban a kondenzátum réteg áramlási sebessége szigorú monoton módon növekedni fog a teljes eljárás során, azonban a megemelt sarkoknál az áramlás iránya kezdetben ellentétes a megdöntéssel és az áramlás csak némi idő elteltével fordul a megdöntés irányába (0,1 és 0,2° dőlési szögek esetén jól megfigyelhető), és ezzel némi késedelmet okoz a kondenzátum réteg "homogenizálásában".

Az eredmények alapján a kondenzátum rétegvastagság-különbségek változása két szakasszal jellemezhető: egy tranziens és egy egyenletes (szaggatott kék vonallal jelölve a 2.20 ábrán). A tranziens szakasz egy hirtelen rétegvastagság különbség növekedéssel kezdődik, amelyet egy hasonló mértékű csökkenés követ. Ezt a jelenséget a folyamat elején igen intenzív kondenzáció, majd a hirtelen megnövekedő áramlási sebesség okozza. Az egyenletes szakaszban mind a kondenzálódó tömeg, mind az áramlás tömegárama csökken, ami egy kvázi lineárisan csökkenő rétegvastagság-különbséget okoz. A tranziens szakasz hossza annál rövidebb, minél nagyobb a döntési szög.



2.20 ábra: Különbségek a hordozó középpontja és sarkai között: a) rétegvastagság különbsége a hordozó közepe és a süllyesztett sarkai között; b) hőmérséklet-különbség a hordozó közepe és a süllyesztett sarkai között; c) rétegvastagság különbsége a hordozó közepe és a megemelt sarkai között; d) hőmérséklet-különbség a hordozó közepe és a megemelt sarkai között.

A fentiekkel teljesen analóg elemzést végeztem a hordozó középpontja és az éleinek középpontja között. Az eredmények nagyon hasonlóak a 2.20 ábrán bemutatotakkal, azzal a különbséggel, hogy a süllyesztett élnél, ha a döntés szög meghaladja a 2°-ot, a megnövekedő áramlás képes negatív irányba fordítani a rétegvastagság és hőmérséklet különbséget a hordozó középpontjához képest (ahogy az a 2.19-es ábrán már látható volt). A jelenség azonban nem számottevő, 10°-os megdöntés esetén a hőmérséklet különbség mindössze - 2,1 °C. Valamint a megemelt élnél a kisszögű megdöntések (0-0,2°) némileg növelik a

rétegvastagság- és hőmérséklet-különbségeket a vízszintes esethez képest. Azonban $0,5^{\circ}$ megdöntés felett a megdöntés hatása egyértelműen pozitívvá válik a megemelt élnél is.

A hordozó megdöntésének azonban van egy tagadhatatlan mellékhatása, miszerint rétegvastagság- és hőmérséklet-különbségeket okoz a hordozó szemközti élei és sarkai között (ilyen jellegű különbségek a horizontális esetnél természetesen nincsenek). A süllyesztett és a megemelt élek között a rétegvastagság és a hőmérséklet-különbség növekszik a 0–1°-os dőlésszög tartományban (2.21a)-b) ábrák). A maximális hőmérséklet-különbség 12 °C 1° döntés esetén. Az 1–10°-os döntési szög tartományban a különbségek csökkenni kezdenek, 10°-nál a hőmérséklet-különbség már csak 6,5 °C. Az előzőekben vázolt effektus hasonlóan, bár kevésbé számottevően észlelhető a szemközti sarkok között (2.21c)-d) ábrák). A maximális hőmérséklet-különbség a süllyesztett és a megemelt sarkok között 6°C, 0,5°-os döntés esetén.



2.21 ábra: Különbségek a süllyesztett és megemelt élek és sarkok között: a) rétegvastagság különbsége a süllyesztett és megemelt élek között; b) hőmérséklet-különbség a süllyesztett és megemelt élek között; c) rétegvastagság különbsége a süllyesztett és megemelt sarkok között;
d) hőmérséklet-különbség a süllyesztett és a megemelt élek között.

A 2.22a) ábrán megvizsgáltam a forrasztás egyik leglényegesebb paraméterét, a hordozó globális hőmérséklet-különbségét (dT, amely a fűtés homogenitását jellemzi a forrasztáskor) a különböző dőlési szögek esetén. A kisszögű megdöntés ($0 - 0.2^{\circ}$ között) némileg növeli a dT-t, viszont 0.2° felett a megdöntés hatása szigorúan pozitív. A döntetlen eset 21 °C-os

maximális dT-je, 10°-os megdöntés esetén 9 °C alá csökken. A 2.22b) ábra a legmeredekebb hőprofilokat mutatja döntetlen és 10°-os megdöntés esetén. Látható, hogy a megdöntés nem okoz számottevő fűtési meredekség növekedést, ami különösen fontos az egyébként is magas hőátadási tényezővel rendelkező VPS technológia esetén!

Ezek után megvizsgáltam a hőátadási tényező változását különféle anyagú (2.4 táblázat) és formájú hordozókra, majd összefüggéseket kerestem a hordozóanyagok és kondenzátum réteg termikus paraméterei, valamint a hőátadási tényező mértéke között.



2.22 ábra: Hőmérséklet analízis: a) a hordozó maximális hőmérséklet-különbségei (dT) az egyes megdöntések esetén; b) a legmeredekebb hőprofilok.

Az előzőekhez hasonlóan, a gőzteret a továbbiakban is feltételezzük telítettnek, valamint csak a felső oldali kondenzátum rétegre koncentráljunk. A vizsgálatok során a lokális hőátadási tényezőt (HTC) vizsgáltam, ami a newtoni hőátadási egyenletből és a fűtött test belső energiájának megváltozásából a következőképpen számítható ki:

$$HTC(\bar{r},t) = \frac{c_{S(sub)} \cdot \rho_{sub} \cdot V_{sub} \cdot \left(T_{sub}(r,t+\Delta t) - T_{sub}(r,t)\right)}{A \cdot \left(T_{cond}(\bar{r},t) - T_{sub}(\bar{r},t)\right) \cdot \Delta t}$$
(2.50)

ahol (*cond*) a kondenzátum réteg, míg (*sub*) a hordozó egyes paramétereit jelöli. A hordozó mérete minden esetben 80x80x1,0mm volt.

A 2.23-as ábrán a különféle anyagú hordozóknál tapasztalható maximum, minimum és átlagos HTC értékek láthatók a forrasztási ciklus ideje alatt. Az eredmények alapján megállapítottam, hogy a hordozóanyag lényeges hatással van a hőátadásra a VPS folyamat során, a HTC értékekben egy nagyságrend különbség tapasztalható a hordozó anyagának függvényében. Ezzel szemben a HTC értékek változásának karakterisztikája elég hasonló, a forrasztási folyamat első másodperceiben egy meredek esést követően, a HTC értéke növekedni kezd és a tendencia meg is marad a forrasztási folyamat végéig. Erős összefüggés látható a kapott HTC és a hordozóanyag hődiffúzivitása között (2.4-es táblázat), vagyis a hődiffúzivitás növelésével növekszik a HTC értéke is. (Gyengébb összefüggés látható a HTC és fajlagos hővezetés között is.)



2.23 ábra: HTC értékek: a) FR4 és poliimid hordozó; b) üvegkerámia, Alumina és IMS.

Az összefüggés azonban messze nem lineáris, hiszen a HTC értékére a hordozó termikus paraméterein kívül a kondenzátum réteg termikus paraméterei is lényeges hatást gyakorolnak, amit leginkább a minimális és maximális HTC értékek közötti nagy különbségek szemléltetnek, ami egyértelműen a kondenzátum réteg térbeli eltéréseinek következménye (ahogy azt a korábbi vizsgálatok során már láthattuk).

Mindezek alapján megvizsgáltam a kondenzátum réteg kialakulását az egyes hordozóanyagok felszínén (2.24-as ábra). Az eredmények azt mutatják, hogy a HTC értékek változásának karakterisztikája (2.23a)-b) ábra) erős összefüggést mutat a kondenzátum réteg vastagságának változásával (2.24a) ábra). A forrasztási folyamat első másodperceiben a kondenzátum réteg vastagságának gyors növekedése okozza a HTC értékek meredek csökkenését, majd ezt követően, amikor a kondenzátum rétegvastagság csökkenni kezd, a HTC értékek növekedésnek indulnak.



2.24 ábra: Kondenzátum rétegvastagságok: a) átlagos kondenzátum rétegvastagság az egyes hordozóanyagok felszínén; b) minimum, maximum és átlagos kondenzátum rétegvastagság az FR4-es hordozó felszínén.

Azonban a HTC értékek kizárólagosan a kondenzátum rétegvastagságával sem jellemezhetők, hiszen a HTC értékek közötti abszolút különbségek sokkal nagyobbak, mint a kondenzátum rétegvastagságok közötti különbségek. A 2.24b) ábrán látható, hogy egy adott

hordozó felszínén mekkora eltérések adódhatnak a kondenzátum rétegvastagságában, amely különbségek, ahogy azt fent tárgyaltuk, a HTC értékben is jelentkeznek (2.23-as ábra).

Ha megvizsgáljuk a különféle hordozó anyagok termikus paramétereit, akkor látható, hogy a kondenzátum rétegvastagság leginkább a térfogati hőkapacitással (C_V) függ össze. A nagyobb C_V érték átlagosan vastagabb kondenzátum réteget eredményez – különösen a forrasztási folyamat második felében – mivel a nagyobb C_V , nagyobb energiaigényt jelent, ami intenzívebb kondenzációhoz vezet. Érdekes módon a fajlagos hővezetés (λ) hatása sokkal elenyészőbb. A fentiekre jó példa az Alumina és az üvegkerámia esete, amelyek C_V értékben mindössze 6%-ban, még λ értékben 350%-ban különböznek, viszont rajtuk a kondenzátum rétegvastagság mégis közel egyenlő.

A HTC értékek között tapasztalható különbségek (2.23 ábra) magyarázatához tehát együttesen kell figyelembe venni a különféle hordozók hődiffúzivitását, valamint a rajtuk kialakuló kondenzátum réteg vastagságát. Konkrét példákkal szemléltetve: az Alumina 94% és az üvegkerámia hődiffúzivitás különbsége nagyobb HTC különbséget kellene, hogy okozzon a számítottnál, azonban a rajtuk kialakuló, majd nem azonos átlagos vastagsággal rendelkező kondenzátum réteg csökkenti a HTC különbségeket. Az IMS hordozó hődiffúzivitásához mérten relatíve alacsony HTC értéke (hasonlítsuk azt az üvegkerámiához) szintén a rajta kialakuló vastagabb kondenzátum réteg következménye.

A 2.25-ös ábrán megvizsgáltam a különféle hordozó felszínén kialakuló forrasztási hőprofilokat. A 2.50-es kifejezés átrendezésével látható, hogy a hordozók melegedése a HTC és C_V értékek adott arányától függ, ezt a hőprofilok is szemléltetik. Sajnálatos módon megállapítható, hogy a nagyobb C_V értékek nagyobb hőmérséklet-különbség (ΔT) kialakulásához vezetnek a hordozó felszínén (2.25b) ábra), ami a forrasztás szempontjából kedvezőtlen.



2.25 ábra: Hőprofilok a különféle hordozók esetén: a) átlagos hőprofilok; b) minimális és maximális hőprofilok.

Össegzésképpen, a dinamikus kondenzátum réteg modellem segítségével megfelelő mélységben vizsgálható, különféle peremfeltételknél, a kondenzátum réteg kialakulása és annak hatása a hőátadás folyamatára. A fenti eredmények lehetőséget biztosítottak "gyárthatóságra tervezési" kritériumok megfogalmazására (részletesen ld. [T11, T17, T18]).

2.5. A vákuumos gőzfázisú forrasztás modellezése

Ahogy azt a 2.1-es fejezetben tárgyaltam, a VPS technológia egyik legfőbb problémája a kötésekben történő gázzárvány képződés. A problémára megoldást jelenthet az ún. vákuumos gőzfázisú forrasztás, mely technológiának a lényege, hogy a forrasz megömlését követően a munkatérből kiszívják a gőzt, mivel az alacsony nyomással elősegíti a folyasztószer gázok eltávozását a kötésekből. Kutatásaim során azt vizsgáltam, hogy a gőzkoncentráció csökkenése hogyan hat a munkatérben végbemenő hőtanszport folyamatokra, és az esetleges változások hogyan befolyásolhatják a gázzárvány eltávolítás hatékonyságát.

2.5.1 A vákuumos gőzfázisú forrasztás modelljének fizikai és numerikus leírása

A 2.3 fejezetben bemutatott gőztér felépülésével foglalkozó modellel ellentétben, jelen kutatás során a cél a gőztér eltávolítása és az ezáltal okozott termikus hatások vizsgálata volt. A vizsgált Asscon VP8000 típusú berendezés egy a kemence munkaterének közepére csatlakoztatott csövön keresztül egy vákuumszivattyú segítségével távolítja el a Galden gőzt a kemencéből, 5 másodperc alatt 5kPa nyomást elérve (a működést részletesen lásd a 2.2 fejezetben. Az előzetes számítások alapján a fenti művelet a kemence munkaterében biztosan turbulens áramlást hoz létre, ezért a háromdimenziós áramlási modellemet az ún. Reynolds átlagolt Navier-Stokes (RANS) egyenletre alapoztam. A RANS egyenlet lényege, hogy a turbulens áramlásban csak az átlagos mozgást számítja, míg a fluktuációt az ún. Reynolds stressz tenzor segítségével írja le, amit jelen esetben az ún. k-ε turbulens módszer segítségével kapcsoltam az átlagos áramláshoz [2.82]. A gőzkoncentráció csökkenését a vákuumszivattyú által a vákuumcsőben generált nyomásesés inicializálja.

A következőkben bemutatásra kerülő egyenletek leírásánál az ún. Einstein-féle összegkonvenciót alkalmaztam, hogy az igen komplex egyenletek leírását kompaktabbá tegyem. A gőz áramlásának leírásához alkalmazzuk a kontinuitási tétel összenyomható folyadékokra vonatkozó verzióját:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial u_i}{\partial x_i} = 0 \tag{2.51}$$

ahol u a gőz áramlási sebessége [m/s]. A RANS egyenlet összenyomható newtoni folyadékokra a következő:

$$\frac{\partial \overline{u_i}}{\partial t} + \overline{u_j} \frac{\partial \overline{u_i}}{\partial x_j} = g_i - \frac{1}{\rho} \frac{\partial \overline{\rho}}{\partial x_i} + \frac{\partial}{\partial x_j} (v + v_T) \left(2\overline{S_{ij}} - \frac{2}{3} \frac{\partial \overline{u_j}}{\partial x_j} \delta_{ij} \right)$$
(2.52)

ahol δ_{ij} a Kronecker delta. A 2.52-es kifejezésben szereplő átlagos deformáció tenzora a következő:

$$\overline{S_{ij}} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\partial \overline{u_i}}{\partial x_j} + \frac{\partial \overline{u_j}}{\partial x_i} \right),$$
(2.53)

míg a turbulens örvény viszkozitás a következő:

$$v_T = C_\mu \frac{k^2}{\varepsilon} \tag{2.54}$$

ahol a turbulens kinetikus energia (k):

$$\frac{\partial k}{\partial t} + \overline{u_j} \frac{\partial k}{\partial x_j} = \left(\upsilon_T \left(2\overline{S}_{ij} - \frac{2}{3} \frac{\partial \overline{u_j}}{\partial x_j} \delta_{ij} \right) - \frac{2}{3} k \delta_{ij} \right) \frac{\partial \overline{u_i}}{\partial x_j} - \upsilon_T \frac{1}{\rho^3} \frac{\partial \overline{\rho}}{\partial x_i} \frac{\partial \overline{\rho}}{\partial x_i} - \varepsilon + \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\upsilon + \frac{\upsilon_T}{\sigma_k} \right) \frac{\partial k}{\partial x_j} \quad (2.55)$$

és ahol a turbulens disszipációs ráta (ε):

$$\frac{\partial\varepsilon}{\partial t} + \overline{u_j} \frac{\partial\varepsilon}{\partial x_j} = C_{\varepsilon 1} \frac{\varepsilon}{k} \left(\left(v_T \left(2\overline{S}_{ij} - \frac{2}{3} \frac{\partial \overline{u_j}}{\partial x_j} \delta_{ij} \right) - \frac{2}{3} k \delta_{ij} \right) \frac{\partial \overline{u_i}}{\partial x_j} - v_T \frac{1}{\rho^3} \frac{\partial \overline{\rho}}{\partial x_i} \frac{\partial \overline{\rho}}{\partial x_i} \right) - C_{\varepsilon 2} \frac{\varepsilon^2}{k} + \frac{\partial}{\partial x_j} \left(v + \frac{v_T}{\sigma_{\varepsilon}} \right) \frac{\partial \varepsilon}{\partial x_j} \quad (2.56)$$

Az alkalmazott konstansok a következők voltak (általánosan használt értékek a standard k- ε modellben): $C_{\mu} = 0,09$; $\sigma_k = 1$; $\sigma_{\varepsilon} = 1,3$; $C_{\varepsilon 1} = 1,44$; $C_{\varepsilon 2} = 1,92$. A gőz nyomásának számítására az általános gáztörvényt használtam:

$$p = \frac{amu_H}{amu_{Galden}} \cdot \rho \cdot R \cdot T \tag{2.57}$$

ahol *amu* az átlagos molekuláris tömeg és *R* az általános gázállandó (8,314 J·K⁻¹·mol⁻¹). Turbulens áramlásban az energia transzport ugyancsak leírható a RANS egyenlet átlagolásos módszerével:

$$\frac{\partial \overline{T}}{\partial t} + \overline{u_j} \frac{\partial \overline{T}}{\partial x_j} = \frac{\lambda}{\rho C_s} \frac{\partial}{\partial x_j} \frac{\partial \overline{T}}{\partial x_j}$$
(2.58)

A gőz az elszívásakor kondenzálódni fog a szilikon gumi elszívócső hidegebb falán, amely folyamat anyag- és energiaátadás szempontjából a fentiekben már sokszor tárgyalt módon leírható. A vákuum VPS modell numerikus leírását szintén a 2.3 fejezetben ismertetett FDM-FTCS módszerrel végeztem.

2.5.2 A vákuumos gőzfázisú forrasztás modelljének geometriai felbontása és a modell verifikációja

Az előző vizsgálatokkor a gőzfázisú forrasztásnál végbemenő fizikai folyamatok általános leírása volt a cél, ehhez elég volt a forrasztott áramkört "hordozó" szintjén modellezni. Jelentesetben viszont a gőztér eltávolításának esetleges negatív hatásait modellezem a forrasztáskor végbemenő hőtranszport folyamatokra, amit már alkatrész szinten kell vizsgálni. Az első lépésben a 2.4-es fejezetben bemutatott hordozó típusokra elhelyezett 0805 méretkódú, Al₂O₃ (alumina) testel rendelkező chip kondenzátorok forrasztott kötésein vizsgáltam. A forrasztáshoz SAC305 típusú forraszötvözetet használtam, 125µm-es vastagságban, 17µm vastag réz forrasztási felületekre felvíve. A hordozó felületi mérete 160 x 160 mm²-volt, három különböző hordozó vastagságot vizsgáltam: 1, 1,5 és 2mm. Az alkalmazott hőközlő folyadékok a Galden LS230 volt. A kemence vákuumkamrája, benne a forrasztott hordozó elhelyezkedése, valamint a forrasztott



2.26 ábra: Vákuum kamra az áramkörrel és az áramkör részletes felépítése.

Jelen esetben a feltétezhetően nagy áramlási sebességek miatt a geometria és időbeli felosztáskor indokolt volt az ún. Courant–Friedrichs–Lewy (CFL) szabály alkalmazása, miszerint a modell stabilitása akkor biztosítható, ha:

$$\Delta t \left(\frac{u_x}{\Delta x} + \frac{u_y}{\Delta y} + \frac{u_z}{\Delta z} \right) \le 1$$
(2.59)

A CFL szabályt betartva a vákuum kamrát ~48000 cellára, míg az áramkört ~2000 cellára bontottam, 10⁻⁵ s-os időlépést alkalmazva. Az áramkör elhelyezése a vákuum kamrában ugyancsak a fentebb bemutatott ún. "embedded" vagy "co-simulation"-nek nevezett technikával történt. A rendszer geometriai szimmetriája miatt elég volt annak egy negyedét számítani.

Paraméter / Anyag	LS230 gőz	FR4	Cu	SAC305	Al_2O_3	Szilikon
						gumi
Forráspont [°C]	230	-	-	-	-	-
Sűrűség [kg/m ³]	19,96 *1	2100	8960	7370	3690	1420
Dinamikus viszkozitás ^{*2} [Ps.s]	2,13x10 ⁻⁵	-	-	-	-	
AMU	1020/1085	-	-	-	-	-
Fajlagos hővezetés [W/m.k]	0.065	0.23	385	58	18	0.35
Fajlagos hőkapacitás [J/kg.K]	973	570	3850	2320	880	1200
Látens hő [J/kg]	$6,3x10^4$	-	-	-	-	-

2.5 táblázat: Az alkalmazott anyagok fizikai paraméterei.

^{*1}Az LS230 Galden telítődési gőz koncentrációja.

*2A Galden gőz dinamikus viszkozitását a Lee et al. által közölt módszer segítségével számítottam [2.83].

Az elszívás megkezdésekor a vákuum térben szaturálódott gőzteret feltételeztem, mint kiindulási feltételt, azaz $\rho(0)=19,96 \text{ kg/m}^3$, T(0)=230 °C, valamint a gőztér nem mozog az elszívás megkezdéséig, v(0)=0 m/s. Mivel a kemence az elszívás megkezdése előtt hermetikusan nem zárt, ezért a gőztérben a kezdeti nyomás p(0)=101 kPa. A k- ε modell kiindulási értékei a következők voltak:

$$k_0 = 1.5 (U \cdot I)^2 \tag{2.60}$$

ahol U az átlagos áramlási sebesség és I a turbulens intenzitás, amit jelen esetben 0.1-re, azaz erősen turbulensre választottam.

$$\varepsilon_0 = C_\mu \cdot \frac{k^{1,5}}{l} \tag{2.61}$$

ahol l a turbulens hossz skála (az elviekben lehetséges legnagyobb örvény a térben), jelen esetben 0,1 m-re választottam.

A rendszer előzetes vizsgálatakor megállapítottam, hogy a gőz elszívásakor jelentős hőveszteség történik az elszívócsövön, amely jelenség fontos lehet a vákuumkamra termikus viszonyai szempontjából. Az elszívócső kezdeti hőmérsékletét és annak változását az elszívási folyamat során K-típusú hőelemek segítségével mértem. Az eredmények alapján az elszívócső kezdeti hőmérséklete ~60 °C, amely ~1,4 °C-ot emelkedik az 5 s-os elszívási cikluskor. A 2.27a) ábra az elszívócső mért és a modellem által számított értékeit veti össze, az eredmények megfelelő egyezést mutatnak. A modell határfeltételei a következők voltak: a vákuumkamra fala adiabatikus és az áramlási sebesség nullához tart a falhoz közeledve. A modell alkalmazása előtt még egy lényeges paraméter meghatározására volt szükség, amely a vákuumpumpa által generált relatív nyomáskülönbség mértéke volt, amit a berendezés gyártója nem közöl. Számításaim alapján a legjobb közelítést a -3,4 %p-s konstans relatív nyomáskülönbség adta, amelyet az elszívócső és a munkatér aktuális nyomása között értelmezek.



2.27 ábra: Az elszívócső mért és számított hőmérséklet értékei az elszívási folyamat során.

2.5.3 A vákuumos gőzfázisú forrasztás modelljének alkalmazási lehetőségei

A vákuumos gőzfázisú forrasztás modelljével először megvizsgálom, hogy milyen térbeli különbségek alakulnak ki az elszívási műveletkor a gőz áramlási sebességében és koncentrációjában, majd megmutatom, hogy a kialakuló különbségek, valamint a vákuumkamra hővesztesége milyen hatással van a forrasztott kötések hőmérsékletére, a szerelvények és a kemence különféle beállításai esetén. Az áramlási sebességek analízise megmutatta, hogy az elszívás kezdetén (0 és 0,075 s között) a gőz mozgása meglehetősen fluktuál a vákuumkamrában (3.28a)-b) ábrák). Ezt a jelenséget a vákuumpumpa beindulását követő nyomás-fluktuáció okoz. Az átlagos áramlási sebesség 0,075 s elteltével állandósul az elszívás végéig (5 s). Az átlagos áramlási sebesség maximális értékét (~28 m/s) már az elszívást követő 0,01s után eléri, majd ~14 m/s-ra csökken az elszívócső bejáratánál.



2.28 ábra: Átlagos áramlási sebességek a vákuumkemencében (0 – 0,2s); a) a testátló mentén;
b) vertikálisan az elszívócső alatt.

A vákuumkamrában nagy áramlási sebesség-különbségek alakulnak ki, a testátló mentén vizsgálva a gőz szinte mozdulatlan a sarkokban, és még a testátló felénél is csak ~2 m/s az átlagos áramlási sebesség (2.28a) ábra). Vertikálisan (az elszívócső alatt) az áramlási sebesség-különbségek kisebbek, a kamra alján az áramlás ~9 m/s sebességű. Összességében elmondható, hogy az elszívás leginkább a vákuumkamra közepén mozgatja meg a gőzteret.



2.29 ábra: Gőzkoncentráció eloszlás a vákuumkamra (negyedek) egyes szintjein: a) 0,015 s, b) 0,03 s, c) 0,1 s és d) 5 s.

A következő lépésben a gőzkoncentráció-különbségek kialakulását vizsgáltam az elszívási cikluskor, a vákuumkamra alsó, középső és felső szintjén (2.29 ábra). Az elszívás megkezdését követően (0–0,03 s), az áramlási fluktuációja – az elszívócsőhöz közeledve – számottevően megváltozatja a gőzkoncentráció eloszlását (2.29a) és b) ábrák), 0,1 elteltével a gőzkoncentráció eloszlás stabilizálódik és a folyamat végéig alig változik (2.29c) és d) ábrák). Az elszívócső és a kamra falai között (horizontálisan) lényeges gőzkoncentráció-különbség alakul ki, amely maximum 2,25 kg/m3 (~12 %) a kamra felső szintjén, 0,1 s-al az elszívás megkezdését követően (2.29c) ábra). Az elszívás közben ez a különbség némileg csökken, az elszívás végén 0,15 kg/m3 (~10 %) (2.29d) ábra). A vákuumkamra egyes szintjei között (vertikálisan) a gőzkoncentráció-különbségek kisebbek, az elszívócső alatt vertikálisan: 1,5 kg/m3 (~8,3 %) 0,1 s-nél, majd 0,1 kg/m3 (~7,1 %) 5 s-nél.

A vákuumkamra termikus viszonyainak számításakor bebizonyosodott, hogy az elszívócső hővesztesége jelentős hőveszteséget okoz a kamrában is. A 2.30-as ábrán a rendszer hőveszteségeit prezentálom, különféle esetekben az elszívás (0–5 s), valamint az ezt követő zárvány eltávolítási ciklusban (5–20 s).



2.30 ábra: Hőmérséklet változása a vákuumkamrában a zárványeltávolításkor: a) a gőz hőmérsékletváltozása; b) minimális és maximális forrasz-hőmérsékletek különféle FR4 hordozó vastagságnál; c) átlag forrasz-hőmérsékletek különféle hordozó anyagoknál (1mm-es vastagsággal); d) minimális forrasz-hőmérsékletek 1,5mm-es FR4 hordozón, különböző beállítás esetén.

Az elszíváskor az átlagos gőzhőmérséklet 80 °C-ra csökken (2.30a) ábra), az elszíváskor elhanyagolható hőmérséklet-különbség alakul ki a gőztérben, amelynek maximuma (2-4 °C). A folyamat második szakaszában (5–20 s) azonban az elszívás és ezzel együtt a konvektív hőtranszport megszűntével, a gőztér a hordozó, valamint a falak közelében visszamelegszik 130–145 °C-ra (2.30a) ábra), egyéb helyeken ugyanakkor a visszamelegedés elhanyagolható.

A korábban tárgyalt gőzkoncentráció-különbség, valamint az imént bemutatott hőveszteség természetesen kedvezőtlen hatással van a forrasztott kötések termikus viszonyaira is. A 2.30b) ábrán különböző vastagságú (emiatt különböző hőkapacitással rendelkező) FR4 hordozóra elhelyezett chip kapacitások forrasztott kötéseinek hőmérsékletét prezentálom a zárványeltávolítás során. Az elszíváskor az FR4 hordozó vastagságának függvényében a kötések hőmérséklete 8–14 °C-ot is eshet. A hőmérséklet a hordozó közepén csökken (2-es pont) a legnagyobb mértékben, a hőveszteség a hordozó széle felé haladva egyre kisebb (1-es pont). A fenti hatás egyértelműen a gőzkoncentráció eloszlással magyarázható (3.29-es ábra). Az alkalmazott ólommentes forraszötvözet szolidusz/likvidusz pontja 217/219 °C. A szimulációs eredmények alapján, amennyiben az FR4-es hordozó vastagsága 1,5 mm alatt van, a forrasztott kötések megszilárdulhatnak a zárvány eltávolításakor (vagy ahhoz nagyon közel kerülhetnek), ezáltal a zárványeltávolításra fordított idő kisebb lesz az eredetileg tervezettnél. A fenti eredményeket kísérletileg is igazoltam, amely során arra a megállapításra jutottam, hogy amennyiben az FR4 hordozó vastagsága kisebb 1,5 mm-nél, a zárványeltávolítás hatásfoka a felére csökken (az eredményeket részletesen lásd [T22]).

A zárvány eltávolításkor bekövetkező hőveszteség mértékét megvizsgáltam különféle hordozóanyagokra elhelyezett chip kondenzátorokra is (2.30c) ábra). Az eredmények itt is igazolták a hordozó hőkapacitásának lényeges hatását a forrasztott kötések hőveszteségére. Az azonos méret mellett nagyobb hőkapacitással rendelkező kerámia és IMS hordozók esetén a hőveszteség jóval kisebb, mint az alacsonyabb hőkpacitással rendelkező FR4 és poliimid hordozóknál, így a zárvány eltávolítás hatásfokát nem befolyásolja. Ezenfelül megvizsgáltam az alkalmazott alkatrészek méretének, anyagának és felépítésének hatását is a hőveszteségre. Az eredmények alapján a forrasztott kötések túlzott visszahűlése leginkább csak a kisméretű chip alkatrészek esetén valószínűsíthető, a nagyobb méretű IC tokoknál nem (az eredményeket részletesen lásd [T23]).

Végezetül vizsgáljuk meg, hogy a rendszer különféle paramétereinek módosításával, hogyan lehetne a vákuumkamra hőveszteségét csökkenteni, vagy a hőveszteség negatív hatását eliminálni. A 2.30d) ábra 1,5 mm-es FR4 hordozóra elhelyezett chip kapacitások a minimális forrasz-hőmérsékleteket mutatj különféle beállításokra. Az elszívás intenzitásának lényeges hatása van a rendszer hőveszteségére, mivel ez határozza meg a gőz áramlási sebességét és ezáltal a konvekciót. Amennyiben a vákuumpumpa relatív nyomáskülönbségét -3,4 %p-ről -2,5 %p-re csökkentem, a pozitív hatás máris láthatóvá válik, a minimális hőmérséklet 219,3 °C-ról 221,5 °C növekszik. Megjegyzendő, hogy ezzel a lépéssel viszont csökkentjük az 5 s alatt elérhető vákuum mértékét is, 5 kPa-ról 20 kPa-ra, amely bizonyára kevésbé hatékony zárványeltávolítást eredményez.

Mivel a hőveszteség oka az elszívócső, ezért annak "termikus módosítása" javulást eredményezhet. Az elszívócső hődiffúzivitásának csökkentése (a falvastagság növelésével, 6 mm-ről 12 mm-re) nem vezetett érdemi eredményre. Ezzel szemben megoldást jelenthet az elszívócső fűtése, amennyiben az elszívócső hőmérsékletét 60-ról 120 °C-ra növeljük, a hőveszteség lényegesen csökken (2.30d) ábra), a minimális forrasz-hőmérséklet 223 °C felett marad. A kutatás utolsó lépéseként megvizsgáltam, mi történne akkor, ha a magasabb forráspontú HS240 típusú Galden folyadékot alkalmaznám (forráspont 240 °C, egyéb paraméterei megegyeznek az LS230-al) az LS230 helyett. Ez a változtatás hozta a legjobb eredményt, a minimális forraszhőmérséklet 229 °C felett maradt a teljes zárványeltávolítási ciklus folyamán (2.30d) ábra).

Összegzésképpen, a vákuumos gőzfázisú forrasztáskor különös figyelemmel kell lenni a rendszer hőveszteségeire. A fenti eredmények jól alkalmazhatók a rendszer továbbfejlesztése céljából. Mindemellett, a hatékony zárványeltávolítás érdekében, ólommentes forraszok esetén, a megengedhető legmagasabb forrásponttal (240 °C) rendelkező Galden folyadék alkalmazása, valamint 1,5mm vagy annál vastagabb FR4-es hordozók alkalmazása javasolt.

2.6 Az új tudományos eredmények összefoglalása tézisekben

1. tézis [**T1**, T2, T3, T4, T5, T6, **T7**, **T8**, **T9**, T10, **T11**, **T12**, T20, **T21**]: **Megalkottam a gőzfázisú forrasztási technológia komplex modelljét**, amely segítségével a technológia kellő mélységeiben vizsgálható. A modell három fő részre bontható: **a gőztér kialakulásának és** a forrasztott áramkör bemerítése miatti **változásainak leírása**; a forrasztandó hordozó felszínén **a kondenzációs filmréteg kialakulásának és dinamikus változásának leírása**; valamint **a gőztér eltávolításának leírása** a vákuumos zárványmentesítéskor. A modell a rendszerben egymásra kölcsönösen ható transzportfolyamatokat kezeli, amelyek a következők: a hővezetés okozta energiatranszport, a halmazállapot-változás miatti anyag- és energiatranszport, a gőztérben és a hőközlő folyadékban kialakuló diffúzió okozta anyag- és energiatranszport, valamint a kondenzációs filmrétegben és a gőztérben kialakuló konvektív anyag- és energiatranszport. **A modellt a** véges differencia módszer és az ún. "co-simulation" technika alkalmazásával, **numerikus szimulációs eszközként implementáltam.**

2. tézis [**T1, T7, T8,** T13, T14, T15, **T16**]: Az 1. tézisben ismertetett modell segítségével jellemeztem, hogy az egyes fizikai folyamatok és anyagi paraméterek milyen mértékben járulnak hozzá a fűtéséhez a gőzfázisú forrasztás során.

- Bebizonyítottam, hogy a gőzfázisú forrasztáskor a fűtésében lényeges (15-20%-os) hányadot képez a gőztérből hővezetés útján érkező hő. A harmatpont elérése miatt, az érdemi kondenzáció a hordozó felületén a csúcshőmérséklet elérésének körülbelül 70%ánál leáll, és onnantól a hővezetés dominál.
- Bebizonyítottam, hogy a harmatpont figyelembevétele elengedhetetlen a gőzfázisú forrasztás modellezésekor, mivel a forrasztott hordozó környezetében végbemenő

intenzív kondenzáció jelentős hatással van a gőztér hődiffúzivitására. Harmatpont nélkül a modell szerint a kondenzáció a teljes gőzteret felemésztené a hordozó körül (ami nem valósághű mértékben növeli a gőztér hődiffúziós állandóját és csökkenti a gőztérben tárolható hőenergiát) és végezetül jelentős számítási hibát eredményez.

 Bebizonyítottam, hogy a gőzfázisú forrasztás dinamikus hőátadási tényezője (HTC) a hordozó anyagának hődiffúzivitásával és a kondenzátum réteg vastagságával együttesen jellemezhető. A hordozó nagyobb hődiffúzivitása nagyobb HTC értéket eredményez, míg a kondenzátum rétegvastagság növekedése az ellenkező hatást váltja ki. A kondenzátum rétegvastagsága jól jellemezhető a hordozó anyagának térfogati hőkapacitásával, amely paraméter növekedése a rétegvastagság növekedését eredményezi.

3. tézis [T10, **T12, T17,** T18, T19]: Az 1. tézisben ismertetett modell segítségével jellemeztem a kondenzátum réteg dinamikus viselkedését gőzfázisú forrasztáskor.

- Bebizonyítottam, hogy a gőzfázisú forrasztáskor a hordozó felszínén kialakuló kondenzációs filmréteg közel sem tekinthető statikusnak. A hordozó felső oldalán a kondenzációs filmréteg néhány másodperc alatt eléri a maximális vastagságát, majd csökkenni kezd. A hordozó alsó oldalán a kondenzációs filmréteg vastagága exponenciális telítődési jelleget mutat. A kondenzációs filmrétegben kialakuló konvekciós energiaáramlás hőmérséklet-különbséget okoz a hordozó szélei és középpontja között. A fenti jelenségek számottevő fűtési különbséget okoznak a forrasztott hordozó felszínén, amit a forrasztáskor figyelembe kell venni.
- Bebizonyítottam, hogy gőzfázisú forrasztáskor a hordozó kisszögű (1–10°-os) megdöntése egyenletesebbé teszi a hordozó fűtését. Az 1° alatti minimális megdöntés hatása (amely akár a berendezés pontatlan elhelyezéséből is adódhat) elhanyagolható a folyamat során. Ezzel szemben az 1–10°-os megdöntés csökkenti a kondenzátum réteg vastagságának lokális különbségeit, ezzel javítja a fűtés homogenitását.

4. tézis [T20, **T21**, T22, T23]: Az 1. tézisben ismertetett modell segítségével bebizonyítottam, hogy a vákuumos gőzfázisú forrasztáskor különös figyelemmel kell lenni a rendszer hőveszteségeire, a szerelt áramkör felépítésre és rendszer beállításaira. Az elszívócsövön elhanyagolhatónak tűnő hőveszteség – a gőzelszívás okozta erőteljes konvektív hőtranszport miatt – jelentős hőmérsékletesést okozhat a vákuumkamrában, amely kis hőkapacitású hordozók és alkatrészek esetén a forrasztott kötések korai megszilárdulásához vezethet, ami csökkenti a zárványeltávolítás hatékonyságát.

3. Az ón whisker növekedés és az egyes gátló tényezők hatásmechanizmusának vizsgálata

Értekezésem harmadik fejezetében az ón whisker jelenségek területén elért új tudományos eredményeimet ismertetem, melyek részét képezik a témavezetésemmel a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem Elektronikai Technológia Tanszékén (ETT) 2008-ban indított ón whisker kutatásoknak, amelybe 2011-ben a japán National Institute of Material Science (NIMS), valamint 2015-ben a lengyel Institute of Elektron Technology (ITE) kutatóközpont is bekapcsolódott.

3.1 Az ón whisker jelenségek (irodalmi összefoglalás)

Az ón whisker egy egykristályos vagy polikristályos kinövés a tiszta ón (vagy magas óntartalmú) felületi bevonatból vagy forraszanyagból, jellemző átmérője 0,5-20 μm, hossza pedig akár a mm-es nagyságrendet is elérheti [3.1]. Az ón whisker rövidzárat okozhat az elektronikus alkatrészek kivezetései és/vagy huzalozási pályái között, emiatt a jelenség az elektronikus eszközök megbízhatósági problémái közé tartozik. Az ón whisker jelenség több mint 60 éve ismert a tudomány előtt, felfedezése Compton, Mendizza és Arnold nevéhez köthető, akik 1951-ben figyelték meg először a jelenséget, galvanizált ónréteggel ellátott kondenzátorok fegyverzetei között [3.2]. Az ón whiskerek kutatása az 1950-es években intenzíven megindult, 1952-ben Herring és Galt kimutatta, hogy az ón whiskerek egykristályok [3.3]. További lényeges eredmények a kezdetektől a teljesség igénye nélkül: a felületi oxidáció és a diszlokációk szerepének felismerése (Frank és Eshelby 1954) [3.4, 3.5]; a nyomófeszültségek szerepének kutatása (Fisher, Darken és Carroll 1954) [3.6]; az ólomötvözés whisker növekedést gátló hatásának felismerése (Arnold 1956) [3.7]; valamint a spirál diszlokációs növekedési elmélet (Amelinckx 1957) [3.8].

A 1960-as évek elején az elektronikai ipar már sikeresen alkalmazta Arnold felfedezését, miszerint néhány tömegszázalék ólomötvözéssel az ón whisker növekedés 100%-ban megakadályozható. Emiatt az ón whisker kutatások intenzitása nagymértékben visszaesett, mindaddig, amíg 1996-ban az Európai Unió közzé nem tette RoHS (Restriction of Hazardous Substances) direktíváit, amely 2006-tól betiltotta az ólom (és egyéb más környezetre és egészségre veszélyes anyagok) használatát a legtöbb elektronikus berendezésben [3.9]. Figyelemmel arra, hogy a közben eltelt 50 évben az elektronikus eszközök nagymértékű méretcsökkenésen mentek keresztül, így várható volt, hogy az ólom tiltása miatt újból megjelenő ón whiskerek az előzőeknél sokkal súlyosabb megbízhatósági problémát jelentenek majd az elektronikai ipar számára. Mindezek alapján az ón whisker kutatások ismét lendületet kaptak.

Napjainkban az ón whiskerek kutatása két jelentősebb irányzatra bontható: az egyik az olyan új technológiai megoldások kifejlesztése, amelyek a széles körben alkalmazott anyagok és eljárások esetén meggátolják, vagy legalább csökkentik a jelenség előfordulásának valószínűségét; a másik az új ónbevonatok és magas óntartalmú ötvözetek whisker képződési hajlamának vizsgálata különféle környezeti hatások mellett. A mára általánosan elfogadott elméletek szerint az ón whisker növekedést a kristályszemcsék között

kialakuló nyomófeszültség különbség okozza. Ez többféle módon is előállhat: külső mechanikai feszültség következtében; termo-mechanikai feszültség miatt (eltérő hőtágulások); a rétegfelvitelkor a rétegben maradó belső feszültségek miatt; a rétegben végbemenő anyagtranszport jelenségek miatti intermetallikus és oxidréteg növekedése következtében (ami inhomogén fajtérfogat változásokkal jár), valamint a korróziós folyamatok miatt kialakuló mechanikai feszültségek létrejöttével. Ezenfelül azonban szükség van egy összefüggő, de nem túl vastag felületi oxidrétegre, ami a felület nagy részén blokkolja az ónréteg relaxációját a fenti nyomófeszültséggel szemben, viszont rendelkezik gyengébb pontokkal, ahol az ón whisker kialakulása a nyomófeszültség csökkentésnek a következménye [3.10–3.14].

Az elektronikai iparban az ón whisker jelenségek előfordulási gyakoriságának csökkentésére, illetve megakadályozására több módszert is kidolgoztak, amelyek többsége a fent felsorolt kiváltó tényezők hatását igyekszik gátolni. Ezek közül a legegyszerűbb az organikus védőbevonatok (conformal coating) alkalmazása [3.15], ami azonban nem jelent hatékony védelmet, valamint az ón ötvözése különböző fémekkel (pl. bizmuttal, ezüsttel vagy rézzel) [3.16, 3.17]. Amennyiben az ón ötvözése nem lehetséges, hatékony lehet még a felvitt ónréteg hőkezelése [3.18] és újrakristályosítása, az ón whisker növekedés szempontjából ideális kevert szemcseszerkezet elérése céljából [3.19]. Az előbbiekben említett cél érdekében részben hatásos lehet az ónréteg felviteli paramétereinek optimalizálása is [3.20]. A fentieken kívül a terület egyik legintenzívebben kutatott ón whisker növekedést gátló módszere a réz bázisfém és az ónbevonat közé elhelyezett köztes fémréteg alkalmazása (általában nikkel vagy ezüst) [3.21] az ón-réz intermetallikus réteg kialakulásának megakadályozása érdekében. A nikkel köztesréteg hatásmechanizmusának kutatása jelen értekezésemnek is egyik témája.

A módszer lényege, hogy a köztesréteg (amelynek vastagsága 0,2–2µm közötti) meggátolja a réz és az ón közötti intenzív diffúziót, ezáltal az ón-réz intermetallikus réteg kialakulását, így nagymértékben csökkentve az ónrétegre gyakorolt mechanikai feszültséget. Az ónnak és a réznek két stabil intermetallikus vegyülete létezik, az alacsonyabb Gibbs szabad energiájú és ezáltal gyakoribb Cu₆Sn₅ és a ritkábban előforduló Cu₃Sn. Az intermetallikus vegyületekben a térfogat/atom arány általában alacsonyabb, mint a tiszta fémekben, ezért a kialakulásuk mechanikai feszültséggel jár, ami az ón whisker növekedés egyik fő kiváltó oka [3.22–3.25]. Az eddigi kutatások túlnyomó részt a nikkel köztesréteg alkalmazását vizsgálták [3.26–3.29], elsősorban csak annak whisker növekedést gátló hatékonyságát. Ehhez a témakörhöz kapcsolódik Dr. Horváth Barbarának PhD disszertációja is, aki szintén a nikkel és emellett az ezüst köztesrétegek whiskerképződést gátló hatását vizsgálta. Kimutatta, hogy az ezüst köztesréteg whisker növekedésgátló hatása kezdetben jobb, mint a nikkelé, viszont a réteg hosszú távú stabilitása alacsonyabb, mivel azt az ónréteg előbb-utóbb felemészti [3.30].

A nikkellel végzett kutatások közül lényeges Gaylon munkája [3.31], aki az ón és a nikkel réteghatáron lezajlódó diffúzió vizsgálatakor arra a feltételezésre jutott, hogy a diffúzió iránya ellentétes az ón-réz esetén tapasztaltakkal, ahol főleg a réz diffundál az ónba. Az ón-

nikkel rétegszerkezet esetén az ón diffúziója dominánsabb a nikkelbe, mint fordítva, és emiatt kisebb az ónban keletkező mechanikai feszültség. Erre cáfolt rá Dr. Horváth Barbara PhD disszertációjában [3.30], aki kísérletileg bebizonyította, hogy a Ni₃Sn₄ intermetallikus réteg az ón irányába növekszik, ami kizárja Gaylon hipotézisét.

Az előzőeken kívül számos munka létezik, mely az ón-nikkel [3.32–3.34] és az ón-ezüst [3.34–3.37] között lezajlódó intermetallikus vegyületek kialakulását kutatja, ezek túlnyomó része azonban a folyamatot folyékony/folyékony vagy forraszok esetén folyékony/szilárd fázisban vizsgálja, ami merőben eltér az esetemben szükséges szilárd/szilárd eset leírásától. Általánosságban kijelenthető, hogy ón-nikkel rétegszerkezet esetén a szilárd/szilárd fázisok közötti intermetallikus rétegképződés leírásának irodalma hiányos, mindazonáltal ellentmondásos is, így az ón whiskerekkel kapcsolatos kutatómunkám egyik részének célja: *a nikkel köztesréteg és az ón forrasztási bevonat között lezajlódó intermetallikus réteg kialakulásának leírása a nikkel köztesrétegnek az ón whisker képződésgátló hatásának szempontjából*.

Az ólommentes váltás magával hozta az olyan új eljárások és anyagok szükségszerű alkalmazását, amelyeket az elektronikai ipar korábban nem, vagy csak részben használt. Ezek közé tartozik az ón vékonyrétegek $(0,3-3 \mu m)$ alkalmazása, amelyek lehetnek: árammentes (vagy más néven kémiai) forrasztási bevonatok; valamint а vákuumpárologtatással készülő általános célú bevonatok. A kémiai forrasztási bevonatok kedvező áruk és kiváló forrasztási paramétereik miatt megfelelő alternatívái a korábban alkalmazott ón-ólom ún. "tüzión" rétegeknek, és ezáltal egyre nagyobb teret nyernek az elektronikai iparban [3.9, 3.23]. A vákuumpárologtatott ónbevonatokat pedig igen elterjedten alkalmazzák a félvezető technológiában kötőrétegként [3.38], valamint ígéretes alternatívát jelentenek a lítium-ion akkumulátorok anód bevonatának is [3.39].

Az ón vékonyrétegek whisker képződési szempontból igen érdekes felépítéssel rendelkeznek. A szakirodalomban általánosan elfogadott elmélet, hogy minél vastagabb egy ónréteg, annál jobb a relaxációs képessége a mechanikai feszültséggel szemben, azaz annál kevésbé hajlamos ón whisker növesztésre. (Emiatt léteznek ajánlások is az ónbevonatok minimális vastagságát illetően, melyek általában minimum 8µm-et határoznak meg [3.21].) Emellett az is elfogadott nézet, hogy minél kisebbek a réteget alkotó ónszemcsék, annál több a szemcsehatár, és így annál intenzívebb a szemcsehatár menti diffúzió, amely elősegíti az intermetallikus réteg növekedését, és ezáltal az ón whisker képződést is [3.40]. Az ón vékonyrétegek esetén az előző két effektus ellentétes hatással van a whisker képződésre. Vastagságuk mindössze 0,3–3 μm, így relaxációs képességük alacsony, viszont szemcseméretük hozzávetőlegesen egy nagyságrenddel nagyobb, mint a galvanikus ónrétegeké, így bennük az intermetallikus réteg növekedése lassabb.

A probléma megítélését tovább nehezíti, hogy az ilyen bevonatok esetén rendelkezésre álló igen kismennyiségű ón (melynek egy része a felvitel közben már intermetallikus réteget képez a réz bázissal [3.41]) egyáltalán elégséges-e a whisker növesztéshez. Összességében az elektronikai iparban az a téves elképzelés alakult ki, hogy az ón vékonyrétegek teljesen "whisker biztosak", így az ezt célzó kutatások sosem voltak intenzívek. A kémiai ónrétegekkel foglalkozó kutatásoknak az ón whisker jelenségek vizsgálata általában csak mellékterméke és nem célja annak ellenére, hogy már korábban is léteztek kémiai bevonatból képződő ón whiskerek létére utaló jelek. Takeuchi például bebizonyította, hogy már akár a 3 μm vastag galvanikus ónréteg is képes whisker növesztésre [3.42], Gorbunova és Glazunova pedig azt tapasztalta, hogy amennyiben egy ón-ólom bevonat tetejére egy további kémiai ónréteget visznek fel, akkor az már oly mértékben képes ón whisker növesztésre, mint a galvanikus ónrétegek [3.43]. Chen, aki furatszerelt hordozók furatai környékén fedezett fel kémiai ónbevonatból növekedő ón whiskereket a hordozók 15 napos emelt hőmérsékleten való tárolását követően, úgy találta, hogy az ón whisker képződés kiváltó oka ebben az esetben is az ón-réz intermetallikus réteg növekedése volt, ugyanakkor szerinte vastagabb kémiai ónbevonatok esetén nagyobb az ón whisker képződés valószínűsége, ami elvileg ellentmond az irodalomban általánosan elfogadott nézetekkel. Lamprecht és Hutchinson szintén feltételezte, hogy az intermetallikus réteg növekedése a kémiai ónbevonatokal is vezethet ón whisker képződéshez [3.44].

A vákuumpárologtatással készült ónbevonatok esetében a kutatásokat Kehrer és Kadiet inicializálta [3.45], akik ón whisker képződést figyeltek meg egy olyan vákuumpárologtatott ón rétegszerkezet esetén, ahol üveg hordozóra először egy 30 nm-es radioaktív ónréteget, majd erre egy szimpla 700 nm-es ónréteget vittek fel. A mintákat konstans 60 °C-on öregbítették. Megfigyeléseik alapján az ón whisker növekedés és az ón diffúziója is két nagyságrenddel gyorsabb volt az olyan minták esetén ahol a rétegfelvitelkor nagyvákuumot alkalmaztak a közepes vákuummal szemben. Bozak et al. ón whiskereket fedezetek fel rézre vákuumporlasztással felvitt ónréteg esetén, szobahőmérsékleten [3.46], azonban a kutatásaikk célja mindössze az Auger Spektroszkópia whisker kutatásban való alkalmazhatóságának bemutatása volt és kevésbe a jelenség megértése. Chen és Shih rézrétegre vákuumpárologtatott 1µm-es ónrétegeken próbált szén nanocsöveket növeszteni, viszont a kísérlet melléktermékeként ón whisker növekedést is tapasztalt [3.47]. Cheng et al. az ón whisker növekedést vizsgálták szilícium szeletekre vákuumpárologtatott 1 µm-es ónrétegek esetén, amelyek alá Ni-Cr köztesréteget raktak. A hordozókat meghajlították és 180 °C-on hőkezelték vákuumban. Megfigyeléseik alapján az ón whisker növekedés három szakaszra volt osztható: nukleáció, növekedés és szaturáció [3.48, 3.49]. A minták meghajlításának mellőzése esetén is hasonló eredményekre jutottak [3.50]. Piñol et al. szintén szilíciumhordozó esetén vizsgálták a vákuumpárologtatott ónréteg whisker képződési hajlamát relatíve nagy rétegvastag (3µm) alkalmazásával [3.51]. Li et al. 500µmes ón vékonyréteg esetén tapasztaltak whisker növekedést lítium-ion akkumulátorokban, a jelenséget azzal magyarázták [3.52].

Összegzésképpen megállapítható, hogy a kémiai ónbevonatokból történő whisker növekedés előfordulása a fentiek alapján nem zárható ki, azonban a jelenséget vizsgáló munkák száma kevés és az elért eredmények is ellentmondásosak. Az ón vékonyrétegek esetén szintén csekély azon vizsgálatok száma, amelyek a rézbázisra vákuumpárologtatott ónrétegek whisker képződési hajlamát vizsgálják. Mindezek alapján az ón whiskerekkel kapcsolatos kutatómunkám egyik részének célja volt: *az ón vékonyrétegek ón whisker képződési tulajdonságainak vizsgálata, valamint a kiváltó tényezők feltérképezése*. Ugyancsak az ólommentes váltás következménye a mára már klasszikussá vált ón-ezüstréz ötvözeteknél (röviden SAC ötvözeteknél) kedvezőbb árú, úgynevezett mikro-ötvözős magas óntartalmú forraszötvözetek használata. A klasszikus SAC ötvözetek általános felépítése a következő: 95,5–96,5Sn/3–4Ag/0.5Cu. Ezzel szemben a mikro-ötvözős ötvözetekben (röviden mSAC ötvözetek) az ezüsttartalom mindössze 0,2–1m/m%, így az áruk a klasszikus SAC ötvözeteknél 20–30%-kal is alacsonyabb lehet. Az ötvözetből kimaradó ezüstöt ónnal (melynek aránya 98m/m% feletti) és további mikro-ötvözőkkel (bizmut, antimon, stb.) pótolják. Az mSAC ötvözetek olvadáspontja beleesik a SAC ötvözetek tartományába, vagyis 217-219°C. Az elektronikai iparnak egy további célja az mSAC ötvözetekkel, hogy kedvező áruk mellett a SAC ötvözeteknél is jobb minőségű és megbízhatóságú kötéseket eredményezzenek.

A klasszikus SAC ötvözetekben található relatíve magas ezüsttartalom miatt a kötéseikben az olvadt állapotból történő gyors lehűtés esetén magas lehet az Ag₃Sn intermetallikus vegyület aránya, amely kedvezőtlen mechanikai tulajdonsága miatt repedések kiindulási pontja lehet [3.53]. Prezentsev eredményei szerint önmagában a germánium mikro-ötvözésével a SAC forraszok mechanikai szilárdsága akár 18%-kal is növelhető [3.54]. Prandhel hasonló eredményre jutott a bizmut mikro-ötvözése során [3.55]. Nadia elmélete szerint pedig amennyiben réz nano-szemcséket is alkalmazunk, a SAC forraszok nedvesítési tulajdonságai is javíthatók [3.56]. A fenti előnyök mellett azonban nem szabad megfeledkeznünk a mikro-ötvözők magas óntartalma miatti esetleges, a forrasztott kötés minőségét vagy megbízhatóságát befolyásoló negatív hatásáról.

Általánosságban elmondható azonban, hogy az mSAC ötvözetek rendelkeznek megbízhatósági problémákkal. Skwarek et al. már szimpla Sn/Cu [3.57] és SAC [3.58, 3.59] ötvözetek esetén is kimutatották némi ón whisker képződési hajlamot, amennyiben a minták hősokknak vannak kitéve. Marques et al. szintén kis számban ugyan, de 30–70µm hosszúságú whiskereket találtak SAC forraszkötéseken, konstans 125 és 175°C-os öregbítés után [3.60]. Hua kutatásaiban demonstrálta, hogy az ón bizmuttal történő ötvözése esetén bizmutban gazdag ónkinövések megjelenésére számíthatunk magas hőmérsékletű környezetben [3.61], valamint ón whisker növekedést tapasztalt indiummal és cinkkel történő ötvözéskor korrozív környezetben [3.62]. Forraszötvözetek esetén a korrozív klíma ón whisker képződést kiváltó hatását dr. Horváth Barbara kolléganőm is sikerrel bizonyította a PhD disszertációjában [3.30]. Chuang igazolta, hogy 0,5m/m% cérium ötvözésével a 96,5Sn-3Ag-0,5Cu tartalmú SAC ötvözet nedvesítési tulajdonságai ugyan nagymértékben javulnak, de egyúttal az ón whisker képződés gyakorisága is növekszik [3.63]. Li eredményei szerint a neodímiummal ötvözött ón ugyancsak képes ón whisker jelenségekre magas páratartalom esetén, mivel az NdSn₃ intermetallikus összetevő nagymértékben hajlamos a szelektív oxidációra vízgőz környezetében, amely miatt különféle alakú (oszlopés bokorszerű) ón whiskerek növekedhetnek [3.64].

Forrasztott kötések esetén kézenfekvő kérdésnek tűnik az áramterhelés ón whisker növekedésre gyakorolt hatásainak vizsgálata, különösen korrozív környezetben, mivel az áram nagy hatással van a különféle korróziós folyamatok lefolyására is. Ezzel szemben az irodalomban csak elvétve lelhető fel ilyen irányú kutatás, ezen felül az eredmények sokszor ellentmondásosak is. Brusse et al. nem tudták kimutatni az áramterhelés hatását az ón whisker növekedésre [3.65], és Hilty et al. is csak elhanyagolható különbségeket találtak az áramterhelt és a terheletlen minták között szobahőmérsékleten [3.66]. Ezzel szemben néhány évvel később felfedezésre került, hogy akár a nagy áramsűrűség [3.67] vagy a ciklikus áramimpulzusok [3.68], akár az áramkorona hatás [3.69] önmagában (egyéb öregbítés alkalmazása nélkül) is whisker növekedést kiváltó tényező lehet. He et al. szerint – akik áramterheléssel kapcsolatos kutatásaikat Sn3,8Ag0,7Cu ötvözettel végezték – a whisker növekedés oka a kötés repedezett/sérült régióiban az áramsűrűség növekedés által okozott Joule hő növekedés [3.70]. Ezzel szemben Fukoda et al. eredményei azt mutatják, hogy az áramterhelés akár csökkentheti is a keletkező whiskerek számát, ugyanakkor átlagos hosszukat némileg növeli [3.71]. Kim et al. vizsgálatai alapján a hossznövekedés hátterében az áramterhelés miatti elektron-mozgékonyság növekedése áll [3.72].

A fentiekben bemutatott kutatások elsősorban az új (a jövőben esetlegesen alkalmazandó) forraszötvözetek megbízhatósági tulajdonságait vizsgálták. A kutatómunkám megkezdésekor nem létezett olyan munka, amely célzottan az iparban is alkalmazott, klasszikus SAC ötvözetek mikro-ötvözős verziójának ón whisker képződési tulajdonságait vizsgálta volna. Tekintettel arra, hogy korábbi kísérletek hiányában a mikro-ötvözős SAC forraszötvözetek ón whisker képződési képessége kérdéses, így a kutatómunkám ón whiskerekkel kapcsolatos részének célja:

- az iparban alkalmazott mikro-ötvözős magas óntartalmú SAC forraszötvözetek ón whisker képződési tulajdonságainak vizsgálata,
- az áramterhelés ón whisker növesztésre gyakorolt hatásának vizsgálata a fenti ötvözetek alkalmazása esetén.

3.2 Alkalmazott eszközök és módszerek a kísérletekben

Az ón whiskerek kialakulása nem egy hirtelen megváltozott környezeti hatás következménye, hanem természetes körülmények között egy igen lassan lezajló folyamat. A kutatások során ezért célszerű öregbítési (más néven gyorsított élettartam) vizsgálatokat végezni. Az előző fejezetben tárgyaltak alapján az ón whisker növekedésre - a direkt terhelést leszámítva – leginkább a magas mechanikai hőmérséklet (vagy hőmérsékletváltozás) és páratartalom van hatással, így a gyorsított élettartam vizsgálatok is ezeket a tényezőket alkalmazzák. A leggyakrabban alkalmazott tesztkörülmények a következők: hősokk tesztek [3.73, 3.74], száraz meleg tesztek, úgymint 50°C/50%RH [3.18] vagy 50-105°C/15%RH [3.74], valamint a nedves meleg tesztek, úgymint 40-85°C/85-95%RH [3.13, 3.75] illetve az általunk (BME-ETT) először alkalmazott túlnyomásos teszt: 105°C/100%RH. Az egyes környezeti terheléséknek lehetnek ellentmondásos hátásai is (pl. a túl magas hőmérséklet relaxálhatja is az ónréteget [3.30]), ezért az ón whisker vizsgálataimhoz mindig a peremfeltételeknek és az elérendő céloknak leginkább megfelelő gyorsított élettartam vizsgálatot végeztem, amelyeket az egyes kísérletek leírásakor a következő fejezetekben mutatok be.

Az analitikai vizsgálatok során a felületek vizsgálata és az ón whiskerek detektálása FEI Inspect S50 típusú pásztázó elektronmikroszkóp (SEM, 20kV gyorsító feszültség), valamint Olympus BX-51 optikai mikroszkóp segítségével történt. A whiskerek és rétegszerkezetek vizsgálatához keresztmetszeteket készítettem a mintákból szimpla keresztcsiszolással, valamint JEM-9320-FIB típusú fókuszált ionsugaras megmunkáló berendezéssel (FIB, Ga ionforrással és 30 kV gyorsító feszültséggel). A FIB-bel végzett vizsgálatok előtt a minták ~50nm-es szén védőbevonatot kaptak. A keresztmetszeti minták szemcseszerkezetét és elemösszetételét JEM-9320-SIM típusú pásztázó ionmikroszkóp (SIM, Ga ionforrással és 30 kV gyorsító feszültséggel), valamint JEM-2100F TEM típusú transzmissziós elektronmikroszkóp (200 kV gyorsító feszültséggel) segítségével vizsgáltam, amely készülékek fel voltak szerelve energia diszperzív röntgen spektroszkóppal (EDS) és a TEM esetében elektron diffrakciós egységgel is (pontos angol nevén Selective Area Electron Diffraction, SAED)³.

A whisker kutatásokban a két legfontosabb statisztikai paraméter a whiskerek felületegységre eső átlagos sűrűsége és átlagos hossza, mivel ezek alapján ítélhető meg a jelenség által okozott megbízhatósági veszély. A whiskerek számlálását egy félautomatikusmódszer segítségével végeztem, amelynek az alapja egy binarizáló algoritmus, amely elválasztja a whiskereket a képek hátterétől. A binarizáció a whiskerek ún. átlagos befogott úthosszának számítása alapján történik [3.76]. A whiskerek sűrűségét a problémának leginkább megfelelő méretű felületegységre adtam meg (0,0025-1 mm² között). A whiskerek hosszának meghatározása a JESD201 szabvány alapján történt, amely szerint a whisker axiális hosszát annak vége és a kiindulási felület között kell mérni. Ez egy ellipszis illesztésével történt, amelynek a főátlója jelenti a whisker hosszát. A mérés abszolút pontosságát ±5%-ra becsültem, ami minden esetben függött az éppen alkalmazott nagyítástól, amely 1600–5500-szoros érték között volt. A statisztikák minden esetben legalább 20 mérés eredményei alapján készültek. A statisztikai adatokon bizonyos esetekben variancia analízist végeztem (egy tényezős ANOVA segítségével) Tukey teszt segítségével. Az eredmények ábrázolásához a whiskereknél a klasszikus átlag-szórás diagramokat, míg az rétegeknél "boxplot"-okat használtam. Az intermetallikus rétegek intermetallikus vastagságának statisztikai kiértékelésekor amplitúdó-eloszlás függvényszámítást is alkalmaztam.

3.3 A nikkel köztesréteg és az ónbevonat közötti intermetallikus rétegképződés

A nikkel (Ni) köztesréteg whisker növekedésre gyakorolt hatásait vizsgáló kutatásaim során azt tapasztaltam, hogy a Ni köztesréteg ugyan hatékonyan késlelteti és csökkenti a whiskerek képződését, de teljesen nem akadályozza meg a kialakulásukat. Eredményeim alapján egy rézbázisra (Cu) felvitt 10 μm vastag ónréteg (Sn) 105°C-os öregbítésnek kitéve 1600 óra után már eléri a 220db/mm²-es whisker sűrűséget. Míg, ha a rétegbe egy 2 μm-es

³ A FIB és a TEM berendezésekhez a hozzáférést a NIMS (Japán), az ITE (Lengyelország) és a PSI (Svájc) biztosította.

Ni köztesréteget helyeztem el, akkor a whisker képződés 1600 óra elteltével éppen, hogy csak megindult. Figyelemmel arra, hogy az Sn a Ni-lel is képes intermetallikus réteget alkotni, ezért kézenfekvőnek tűnt, hogy Sn-Ni intermetallikus rétegképződés is okozhat whisker növekedést.

Mindezek alapján a további kutatásaim során az Sn forrasztási bevonattal rendelkező, Ni köztesréteggel ellátott, Cu áramköri kivezetők esetén az Sn-Ni között kialakuló intermetallikus rétegképződést hasonlítottam össze a klasszikus, köztesréteg nélküli mintánál létrejövő Sn-Cu intermetallikus rétegképződéssel. A cél a Ni köztesréteg ón whisker növekedést gátló hatásának mélyebb tanulmányozása volt. Az összehasonlítás alapját a rétegek növekedési sebessége, növekedési rátája, határfelületi érdessége, valamint az elemek összetétele adta.

Az előzőeknek megfelelően, a vizsgálatokhoz két különféle rétegszerkezetet készítettem, amelyek Sn/Cu (referencia) és Sn/Ni/Cu voltak. A minták alapját 1mm vastag és 10x10mm² méretű Cu lapok adták, amelyekre 1,5–2 μm vastag Ni köztesréteg (csak az Sn/Ni/Cu minta esetén), majd erre egy 6–10 μm vastag Sn forrasztási bevonatréteg került, mindkét esetben galvanizálással. Az intermetallikus rétegképződés gyorsítását száraz-meleg 50°C/20%RH és 125°C/20%RH tesztek segítségével végeztem, egy-egy Denkal 4K/1100 típusú kemencében. Mindkét mintából, mindkét tesztkörülményhez 4 darab mintát használtam, ami így összesen 16 darab mintát eredményezett. Az intermetallikus réteg növekedését a következő időpontokban vizsgáltam: 0, 50, 150, 300 és 500 óra.

Az intermetallikus rétegek vizsgálatakor FIB-SIM felvételeket használtam, a réteghatárok meghatározása a szürkeárnyalatok alapján történt. Az intermetallikus réteg vastagságának meghatározása minden mintán 4 db keresztmetszeti felvétel alapján, minden felvételen 60 db mérési pontban, így mindösszesen 240 méréssel történt. Az intermetallikus rétegek érdességének (csipkézettségének) összehasonlításához Amplitúdó Eloszlás Függvényeket (AEF) alkalmaztam. Az AEF-k az átlagvastagságtól való adott mértékbeli eltérések valószínűségét reprezentálják, ezáltal kvantitatív összehasonlítást tesznek lehetővé. Az Sn/Ni réteghatáron képződött intermetallikus réteg összetételének vizsgálatához TEM analíziseket végeztem.

A rétegek kiindulási állapotának vizsgálatát rögtön az elkészítésük után elvégeztem (3.1 ábra), amely alapján megállapítható volt, hogy az intermetallikus réteg növekedése mindkét esetben már a bevonatok elkészítésekor elkezdődik és iránya az ónréteg felé mutat. Az Sn/Cu mintáknál a bevonatkészítéskor végbement intermetallikus réteg növekedése jóval intenzívebb volt (a maximálisan detektált vastagság meghaladta az 1,8 μm-t), mint az Sn/Ni/Cu esetén. Az Sn/Cu réteg metszeti mintáján végzett EDS mérések alapján egyértelműen megállapítható volt, hogy az intermetallikus réteget a Cu₆Sn₅ vegyület alkotja. Az Sn/Ni/Cu minták esetén a kicsiny rétegvastagság miatt a pontos összetétel nem volt ennyire egyértelműen megállapítható, mivel a nikkel és az ón között három összetételben egymáshoz közeli intermetallikus vegyület kialakulása is lehetséges: Ni₃Sn₄, Ni₃Sn₂ és Ni₃Sn [3.77], ezért az ábrákon a Ni_xSn_y jelölést használtam.



3.1. ábra. FIB-SIM felvétel a rétegek kiindulási állapotáról, a) Sn/Cu, b)Sn/Ni/Cu.

Az öregbített rétegek eredményei közül először tekintsük át az Sn/Cu mintákét. A 3.2 ábrán az Sn/Cu rétegszerkezet látható FIB-SIM felvételeken, az 50 és a 125°C-os öregbítéskor, a fent megadott ellenőrzési időpontokban. Az 50°C-os öregbítéskor az intermetallikus réteg (IMR) növekedési sebessége jóval kisebb, mint a 125°C-os öregbítés esetén, ami az alacsonyabb hőmérsékleten kevésbé intenzív inter-diffúziónak köszönhető.



3.2. ábra. FIB-SIM felvétel az Sn/Cu rétegekről az öregbítéskor: a) 50°C–50óra; b) 50°C– 150óra; c) 50°C–300óra; d) 50°C–500óra; e) 125°C–50óra; f) 125°C–150óra; g) 125°C– 300óra; h) 125°C–500óra.

A metszeti minták EDS vizsgálata alapján, mindkét öregbítés esetén a réteg fő összetevője a Cu₆Sn₅ intermetallikus vegyület volt. Az irodalom alapján 60°C-nál alacsonyabb hőmérséklet esetén csak Cu₆Sn₅ vegyület képződik [3.31], míg magasabb hőmérsékleten a Cu₆Sn₅ által képzett réteg és a Cu réteg között megjelenik a Cu₃Sn vegyület is [3.78, 3.79]. Esetünkben azonban a Cu₃Sn által képzett réteg olyan vékony, hogy a SEM-EDS mérésekkel nem volt megbízhatóan detektálható (de a vizsgálatomnak ez nem is volt célja).

A 3.3 ábrán az Sn/Ni/Cu rétegszerkezet látható, FIB-SIM felvételeken, az 50 és a 125°Cos öregbítéskor, a fent megadott ellenőrzési időpontokban. Az Sn/Ni/Cu mintáknál az Sn/Ni réteghatárok között lezajlódó IMR növekedési irány az öregbítés hatására is megegyezik az Sn/Cu réteghatáron tapasztaltakkal, azonban a növekedés sebessége kisebb, mivel a nikkel ónba történő inter-diffúziója lassabb, mint a rézbe.



3.3. ábra. FIB-SIM felvétel az Sn/NI/Cu rétegekről az öregbítéskor: a) 50°C–50óra; b) 50°C– 150óra; c) 50°C–300óra; d) 50°C–500óra; e) 125°C–50óra; f) 125°C–150óra; g) 125°C– 300óra; h) 125°C–500óra.

Ha csak az Sn/Ni/Cu minták eredményeit nézzük, akkor ismét megállapítható, hogy az 50°Cos öregbítés jelen esetben is kisebb növekedési sebességet eredményezett, mint a 125°C-os. Az öregbítés után, a metszeteken végzett EDS mérések alapján az Sn/Ni réteghatáron képződött IMR nagyobbik része a leggyakoribb Ni₃Sn₄ fázis, azonban a nikkelréteghez közeledve a mérések bizonytalanná váltak, ami miatt azt feltételeztem, hogy a további stabil fázisok (Ni₃Sn₂ és Ni₃Sn) megjelenésére is számíthatok, amit később a TEM mérések során igazoltam is.

A 3.4 ábrán a 125°C-os öregbítés alkalmával tapasztalt IMR vastagság statisztikai paraméterei láthatók. A mért értékek statisztikái normális eloszlást mutattak. Az elvártaknak megfelelően a rétegvastagság exponenciális telítődési jelleget követ az idő múlásával, mindkét mintánál (3.4a ábra). A telítődési szakasz 300 óra elteltével következett be, és a növekedés a vizsgálat végére rendre 5,9 µm-es és 1,9 µm-es átlagos rétegyastagságot eredményezett a Cu₆Sn₅ és Ni_xSn_y IMR esetében. A statisztikai paraméterek összehasonlításakor megállapítható volt, hogy az Ni_xSn_y IMR vastagságának eloszlásfüggvényei némileg homogénebbek, mint a Cu₆Sn₅-é (3.4a ábra), ami abban nyilvánul meg, hogy a Ni_xSn_y IMR esetén a medián közelebb helyezkedik el az átlagértékhez, míg a Cu₆Sn₅ IMR-nél többször alatta van. Ez a Cu₆Sn₅ IMR vastagságának asszimmetrikus eloszlását jelenti, jelen esetben az átlag alatti vastagságértékek a gyakoribbak. A kvartilisek távolságának változásából ugyan lehet következtetni az IMR érdességének változására, de megbízható eredményt csak AEF függvények vizsgálatával kaphatunk (3.4b ábra), amelyek szerint a 0–150 órás szakaszban az IMR érdessége mindkét minta esetén számottevően növekszik, majd szinte alig változik a vizsgálat hátralévő szakaszában. (Meg kell jegyezni, hogy az Cu₆Sn₅ IMR nagyobb vastagsága miatt az abszolút érdessége is jóval nagyobb, mint az Ni_xSn_y IMR-é.) Az IMR érdességének jelentős szerepe van az ón whiskerek kialakulásában, mivel érdesebb IMR esetén nagyobb az IMR aktív felülete, ahol nyomófeszültséget tud kifejteni a felette lévő ónrétegre [3.27].



3.4. ábra. IMR rétegvastagság statisztikák 125°C-os öregbítés esetén: a) Boxplot (10-90%) adatok; b) AEF adatok.

A 3.5 ábrán az 50°C-os öregbítéskor tapasztalt IMR vastagságának statisztikai paraméterei láthatók, mindkét mintánál. A mért értékek statisztikái itt is normális eloszlást mutattak, azonban a vastagságértékek növekedése már nem követte az előzőekben tapasztalt exponenciális telítődési jelleget (3.5a) ábra). A relatíve alacsony hőmérsékleten az 500 órás teszt ehhez valószínűleg nem volt elég. Az IMR vastagságértékek átlaga 50 óra elteltével közel lineárisan növekszik, az előző teszthez képest kis sebességgel, és a teszt végére rendre 1,2 μ m-es és 0,5 μ m-es átlagos rétegvastagságot eredményezett a Cu₆Sn₅ és Ni_xSn_y IMR esetében.



3.5. ábra. IMR rétegvastagság statisztikák 50°C-os öregbítés esetén: a) Boxplot (10-90%) adatok; b) AEF adatok.

Jelen kísérletben az IMR vastagságok eloszlásfüggvényei mindkét mintánál szélesebbek, mint az előző esetben és a kvartilisek átlag és mediánhoz képest vett pozíciói alapján jóval asszimmetrikusabbak is. Emellett a kiugró értékek is távolabb helyezkednek el az átlag- és

asácában azt jalanti, hag

mediánértékektől, mint a 125°C-os öregbítés esetén. Ez összességében azt jelenti, hogy az 50°C-os öregbítés mindkét minta esetén igen inhomogén IMR réteg kialakulást eredményezett. Az AEF vizsgálat alapján a Cu₆Sn₅ IMR érdessége a 0–150 óra szakaszban szinte változatlan, majd némi növekedés tapasztalható 300 és 500 óra elteltével. A Ni_xSn_y IMR érdessége a 0–50 óra szakaszban jelentősen növekszik, majd az 50 óránál elért szinten oszcillál. Az abszolút érdességértékek természetesen ennél a vizsgálatnál is jóval nagyobbak a Cu₆Sn₅ IMR-nél.

Az átlagvastagság értékek alapján számított növekedési sebességek és ráták (amely az IMR vastagságának relatív százalékos változása adott idő alatt) a 3.1 táblázatban láthatók. A bevonatok elkészítését követően tapasztalt jelentős IMR vastagságbeli különbségek 50 óra elteltével mindkét teszt esetén jelentősen csökkentek, amit a N_{ix}Sn_y IMR 0–50 óra közötti intenzívebb növekedése okozott, ami azonban a tesztek hátralevő részében jelentősen visszaesett. Érdekes megfigyelni, hogy az 50–500 órás szakaszban a Cu₆Sn₅ IMR növekedési sebességei minden esetben ~3–5x-ösével meghaladják a N_{ix}Sn_y IMR-ét, azonban a növekedési ráták közötti különbségek csak ~1–2x-esek és némely esetben a N_{ix}Sn_y IMR

Az előzőekben tehát bemutattam, hogy az Sn/Cu és Sn/Ni réteghatárokon képződő IMR növekedési tulajdonságai a főbb pontokban igen hasonlóak. Az IMR mind a két esetben az ón felé növekszik, és az alkotó fémektől egy jól elkülönülő réteget képez.

Idő intervallum	0-	50-	150-	300-		
	50 ó	150 ó	300 ó	500 ó		
Teszt –Minta	Növekedési sebesség [µm/óra]					
50 °C – Sn/Cu	0,0007	0,0019	0,0011	0,0019		
50 °C – Sn/Ni/Cu	0,0032	0,0005	0,0008	0,0004		
125 °C – Sn/Cu	0,008	0,023	0,012	0,004		
125 °C – Sn/Ni/Cu	0,012	0,007	0,002	0,001		
Teszt – Minta		Növekedé	si ráta [%]			
50 °C – Sn/Cu	6	30	19	28		
50 °C – Sn/Ni/Cu	90	15	32	17		
125 °C – Sn/Cu	66	223	56	16		
125 °C – Sn/Ni/Cu	346	87	24	10		

3.1. Táblázat: IMR növekedési sebességek és ráták.

Az IMR-ek növekedési rátái közötti különbségek relatíve kicsik és különösen az öregbítés megkezdésekor a N_{ix}Sn_y IMR-nek kedveznek. Az AEF analízisek alapján az IMR rétegek érdességének (csipkézettségének) változása a növekedés során ugyancsak nagyon hasonló. (Természetesen a Cu₆Sn₅ esetében a jóval nagyobb kezdeti rétegvastagság miatt, a növekedési sebesség és abszolút érdesség is nagyobb, mint az Ni_xSn_y esetén.) A fentiek alapján kijelenthető, hogy az Sn/Cu rétegszerkezet az Sn/Ni/Cu-hez képest intenzívebb ón whisker képződési hajlama, jelentős mértékben a rétegfelvitelkor kialakuló IMR-ek szerkezetbeli különbségeinek is köszönhető, és nem csak az öregbítés során a Cu₆Sn₅ réteg nagyobb abszolút növekedési sebességének.

A Ni_xSn_y IMR pontos összetételének és annak az öregbítés hatására bekövetkező változásainak vizsgálatára a fent bemutatott, 125°C-on öregbített mintákból TEM vizsgálat

számára alkalmas mintákat készítettem. Az irodalom alapján az Sn/Ni réteghatáron képződő IMR domináns fázisa a Ni₄Sn₃ [3.80], ami alatt jóval kisebb mennyiségben Ni₄Sn₂ helyezkedik el [3.81, 3.82]. A Ni₄Sn₂ fázis alatt már bizonyított a Ni₃Sn fázis kialakulásának lehetősége is, azonban az Ni₃Sn fázis kialakulásának az előzőeknél jóval magasabb energiaszükséglete miatt eddig csak 250°C feletti hőkezelés hatására vagy kémiailag aktivált⁴ nikkelréteg esetén sikerült kimutatni [3.83, 3.4].

A fentiek szempontjából számomra az első érdekes eredményt a 150 órás minta TEM analízis felvétele hozta (3.6 ábra).



3.6. ábra. Az Sn/Ni/Cu minta TEM analízise, (125°C – 150 óra öregbítés után): a) TEM DF felvétel; b) EDS elemtérkép; c) a TEM vonal analízis területe; d) a TEM vonalanalízis eredménye.

Az eredmények alapján a réteg M1– M5 pontjainak elemösszetétele 41–45 atom% nikkel és 50–57 atom% ón, némi 0–3 atom% réz szennyezéssel, ami a Ni₃Sn₄ összetételének felel meg. Az M6 pontban a nikkelréteghez közeledve az összetétel 53,8 atom% nikkel, 43,3

⁴ Árammentes ón felületi bevonat készítése esetén szükséges a nikkelréteg előkezelése a katalitikus aktivitás növelése érdekében (általában palládiummal).

atom% ón és 2,9 atom% réz, ami a Ni₃Sn₂ összetételének megfelelő érték. (A réz minden bizonnyal a bázisrétegből jutott el az Sn/Ni réteghatárig.) Ha azonban nagyobb nagyításban is megvizsgáljuk a nikkelréteg határát (3.6c-d ábra), láthatjuk, hogy a P8–10 pontok környékén némi ón is diffundált a nikkellel együtt (bár sokkal kisebb mennyiségben, mint fordítva). Ami azonban még érdekesebb, hogy a vonalanalízis eredményei alapján (3.6d ábra) a P7 – 10 pontok között az összetétel a Ni₃Sn fázisnak, míg a P1 – 6 pontok között a Ni₃Sn₂ fázisnak felel meg, továbbá a P1 pont felett már a Ni₃Sn₄ következik.

A fenti eredményeket SEAD mérésekkel is megerősítettem (3.7 ábrán), ami alapján a TEM vonalanalízis eredményei egyértelműen bizonyítást nyertek. A mérések alapján az egyes rétegek vastagsága a következő tartományokba esett: Ni₃Sn₄ 1,2–1,5 μm, Ni₃Sn₂ 40–160 nm, Ni₃Sn 5–20 nm. A fenti méréseket az 500 órás öregbítés után is elvégeztem, azért, hogy megvizsgáljam, hogyan változott az IMR réteg szerkezete (3.8 ábra). Az eredmények alapján az IMR felépítése nem változott számottevően a további öregbítés hatására. Az Ni₃Sn fázis vastagsága (15–30 nm) ugyan némileg növekedett az Ni₃Sn₂ (20–80 nm) rovására. A vizsgálatokkor szembetűnő volt továbbá, hogy a nikkelatomok nagymértékű diffúziója miatt a nikkelréteg vastagsága közel a felére zsugordott az 500 órás öregbítés végére. Ez az intenzív diffúzió okozza az Ni₃Sn₂ és az Ni₃Sn kialakulását az Ni₃Sn₄ alatt.



3.7. ábra. Az Sn/Ni/Cu minta SEAD elemezése, (125°C – 50 óra öregbítés után): a) a P7–10 pontok között; b) a P1–6 pontok között; c) a P1 pont felett.

Az elsőként kialakuló Ni₃Sn₄ rétegbe érkező nikkelatomok az Ni₃Sn₂ kialakulásához vezetnek [3.84]:

$$Ni_{3}Sn_{4} + 3Ni_{dif} = 2Ni_{3}Sn_{2}$$

$$(3)$$

majd az Ni₃Sn₂ fázisba érkező nikkelatomok az Ni₃Sn kialakulásához vezetnek [3.84]:

$$Ni_{3}Sn_{2} + 3Ni_{dif} = 2Ni_{3}Sn$$
(3.2)

Összegzésképpen, a kutatásom egyik új eredménye a 3.2-es reakció szilárd/szilárd fázisok közötti létének kísérleti igazolása, 250°C-os hőmérséklet alatt és a nikkelréteg előzetes kémiai aktivációja nélkül. Valamint indirekt igazoltam, hogy az Sn/Cu rétegszerkezet az Sn/Ni/Cu-hez képest intenzívebb ón whisker képződési hajlamának egyik lényeges tényezője az ónréteg felvitelekor kialakuló (kezdeti) intermetallikus rétegek szerkezetbeli különbsége és nem csak a Cu₆Sn₅ réteg nagyobb abszolút növekedési sebességének.

1)



3.8. ábra. Az Sn/Ni/Cu minta TEM analízise, (125°C – 500 óra öregbítés után): a) TEM DF felvétel, b) a TEM vonalanalízis eredménye; c) SEAD eredmény a P6–10 pontok között; d) SEAD eredmény a P4–6 pontok között; e) SEAD eredmény a P4 pont felett.

3.4 Az ón vékonyrétegek whisker képződési tulajdonságainak vizsgálata

A következőkben az ón vékonyrétegek whisker képződési tulajdonságainak vizsgálatakor elért eredményeimet ismertetem, amely két fő részre tagolódik: a kémiai technológiával készült ón forrasztási bevonatok vizsgálata, valamint a vákuumpárologtatással készült általános célú ónbevonatok vizsgálata.

3.4.1 A kémiai ónbevonatok whisker képződési tulajdonságainak vizsgálata

A kémiai ónbevonatok ón whisker képződési tulajdonságainak vizsgálatakor az volt a célom, hogy a környezeti hatások minél szélesebb köre mellett feltérképezzem és meghatározzam a befolyásoló tényezőket. Ehhez FR4-es hordozóra elhelyezett, 10x10mm²- es réz kontaktusfelületekre felvitt kémiai ónbevonatú mintákat használtam, melyeket az ón felvitele előtt először 40 másodpercig savas fürdőben kezeltek a szennyeződések és az oxidréteg eltávolítása végett, majd 40°C-os ioncserélt vizes átmosást kaptak. Az immerziós fürdő összetétele a következő volt: metánszulfonsav (500g/L), tiokarbamid (120 g/L), nátrium-hipofoszfát (30 g/L) a redukciós reakció elősegítésére, és ónmetánszulfonát (25 g/L)

Az ón whisker jelenségek minél változatosabb környezeti paraméterek mellett történő vizsgálatához a következő standard száraz – meleg és nedves – meleg tesztet alkalmaztam:

- R: szobai körülmények, 25 °C/ 50% RH
- D1: száraz meleg teszt 1, 50 °C /15% RH, Denkal 4K/1100 kemence
- D2: száraz meleg teszt 2, 105 °C/ 15% RH, Denkal 4K/1100 kemence
- W1: nedves meleg teszt 1, 40 °C/ 92% RH, ESPEC SH-241 kemence
- W2: nedves meleg teszt 2, 105 °C/ 100% RH, ESPEC EHS-211 kemence

Minden egyes teszthez 5 db mintát használtam, így a minták teljes száma 25 db volt. A tesztek hossza 350 óra volt. Hosszabb teszt nem volt kivitelezhető, mivel a D2 és W2 tesztek során ez idő alatt az ónréteg már teljesen átalakult intermetallikus réteggé. A mintákon az ón whiskerek megjelenését 50 óránként ellenőriztem SEM segítségével. A tesztek során a mintákból FIB segítségével keresztmetszeteket készítettem a rétegszerkezet vizsgálatához. A tesztek után a képződött whiskerek alatti rétegszerkezetet TEM analíziseknek vetettem alá.

A minták előzetes vizsgálataikor azt tapasztaltam, hogy a rétegfelvitel átlagosan 2 µm-es vastagságot eredményezett, amelynek azonban már 20 - 25%-a (400-500 nm) a rétegfelvitel közben Cu₆Sn₅ fázisból álló intermetallikus réteggé alakult. Ez jelentős nyomófeszültséget okozott az ónrétegben, ami miatt már a tesztek megkezdése előtt (a bevonat elkészítését követő 7. napon) ón whiskereket találtam a mintákon. A whiskerek csavarodott ("nodule") típusúak voltak, átlagosan 1 µm-es vastagsággal és 3-5 µm-es hosszal. Hasonló jelenségeket Chen is tapasztalt a munkája során [3.41]. A tesztek végeztével a statisztikai kiértékelés során az időtengelyt három részre osztottam a whiskerek növekedésének jellege alapján: P1 periódus (0-150 óra); P2 periódus (150-250 óra); és P3 periódus (250-350 óra). A tesztek során képződött whiskerek átlagos sűrűsége (db/0,0025 mm²), átlagos hossza pedig a 3.9 ábrán látható. A whisker jelenségeknél jellemző nagy szórás miatt az ábrákon az átláthatóság kedvéért csak az egyes görbék "Átlagos Szórását" (ÁSZ) tüntettem fel. A P1 periódusban az újonnan keletkezett whiskerek száma minden teszt esetén nagyon alacsony volt. A P2 periódusban a 105°C-os tesztek esetén (D2 és W2) a whiskerek sűrűsége növekedésnek indult (2–2.5 db/0,0025 mm² -el). Ez a tendencia a P3 periódusban tovább erősödött, ahol a whiskerek maximális sűrűsége a W2 teszt esetén elérte a 11 db/0,0025mm²-et. Az alacsonyabb hőmérsékletű tesztek során (R, D1, W1), a whiskerek száma alig változott, így a whisker sűrűség a fentiektől nagymértékben elmaradt, 1–1.8 db/0,0025mm²-es értékkel.

Az átlagos whisker hosszak kiértékelésekor érdekes eredményre jutottam. Az alacsony hőmérsékletű tesztek esetén (R, D1, W1) a P1 periódusban a már a tesztek előtt is meglévő whiskerek látványos méretbeli növekedésen estek át. A lendületes növekedés azonban csak a P1 periódus végéig tartott, onnan a hosszak alig változtak. A maximális whisker hosszak 9,1, 9,7 és 6,8 µm voltak, rendre az R, D1 és W1 teszteknél.



3.9. ábra. A kémiai ónbevonaton növekedett whiskerek statisztikai eredményei: a) átlagos whisker sűrűség; b) átlagos whisker hosszak.

Ezzel szemben a magas hőmérsékletű teszteknél (D2, W2) a P1 periódusban a méretnövekedés marginális volt, mindössze 0,5– 1 μ m. A P2 periódusban azonban ezeknél a teszteknél is látványos méretnövekedés indult meg, ami közel lineárisan folytatódott a P3 periódus végég. Mindezek alapján a D2 teszt esetén a vizsgálat végére az átlagos hosszak elérték az alacsony hőmérsékletű teszteknél mérteket, míg a W2 esetében meg is haladták azt. A maximális whisker hosszak 8,8 és 11,9 μ m voltak, rendre a D2 és W2 teszteknél. A tesztek során túlnyomó részt csavarodott ("nodule") típusú whiskereket találtam, 0,8 – 1,2 μ m átlagos átmérővel (3.10 ábra).

Az öregbítés során a rétegszerkezet változása is a vizsgálat tárgya volt. A 3.2 táblázatban az intermetallikus réteg és az ónréteg vastagságának aránya látható 350 óra elteltével az egyes mintákban. Ahogy fentebb már utaltam rá, 350 óra elteltével a D2 és W2 magas hőmérsékletű tesztek esetén az ónréteg teljes mértékben átalakult intermetallikus réteggé, így a teszteket nem volt érdemes folytatni.



3.10. ábra. Kémiai ónbevontból képződött whiskerek: a) a leghosszabb 15 μm-es ón whisker;b) tipikus ón whisker a kísérlet során.

A whisker képződés okának felderítése, valamint a galvanikus ónbevonatok esetén tapasztaltakkal való összehasonlítás céljából a képződött whiskerekből és a környezetükből is keresztmetszeteket készítettem FIB segítségével, amit aztán TEM vizsgálatoknak vetettem alá. A 3.11 ábrán erre látható egy példa, a D2-es teszten átesett egyik minta esetén. A TEM minta területe a 3.11e ábrán látható. A preparáció során a whisker pontosan szembe nézett

 Minta típusa
 Intermetallikus réteg / Ónbevonat [%]

 Rétegfelvitel után
 20/80

 R (350 óra)
 35/65

 D1 (350 óra)
 45/55

 D2 (350 óra)
 95/5

 W1 (350 óra)
 40/60

 W2 (350 óra)
 95/5

az ionsugárral, így testének nagy része megsemmisült, azonban a vizsgálat szempontjából csak a kinövés környéke volt érdekes.

3.2. Tablazat: Az infermetallikus reteg és az önbevonat vastagságának arány	3.2. Táblázat:	Az intermetallikus	réteg és az ónbe	evonat vastagságának arán	va
---	----------------	--------------------	------------------	---------------------------	----

A 3.11a) ábrán a TEM DF felvétel látható (a 3.2-es ábrához képest ~1 μ m-el mélyebben a rétegben), ahol az EDS és a SAED mérésekhez megjelöltem az egyes szemcséket. Az EDS mérések alapján az 1–10 szemcsék anyaga ón, míg az a–b szemcsék anyaga Cu₆Sn₅ intermetallikus fázis. A felvételen jól látható a bevezetésben már tárgyalt, kémiai ónbevonatokra jellemző nagy szemcseméret (1–2 μ m).



3.11. ábra. D2-es minta TEM analízise, 350 óra: a) TEM DF felvétel, b) a TEM EDS elemtérkép; c) SEAD eredmény a 1–7 szemcsék; d) SEAD eredmény a 8–10 szemcsék; e) FIB metszete.

A whisker teste a 3.11a) ábra alapján jól behatárolható, azt az 1–7 szemcse alkotja, míg a 8– 10 szemcse már az ónréteghez tartoznak. Különösen a 3.11b) ábrán figyelhető meg jól, hogy a whisker alatti régióban milyen egyenetlen az intermetallikus réteg, illetve közvetlenül a whisker gyökere mellett egy ónrétegbe történő intermetallikus betüremkedés is látható. Ez a többi vizsgálat során is gyakori volt, bár különböző mértékben.

Galvanikus ónbevonatok esetén a jelenséget már korábban is megfigyelték [3.85]. Egyenetlen intermetallikus réteg esetén annak aktív felülete – ahol a szemcséi ki tudják fejteni a nyomófeszültséget az ónszemcsékre – nagyobb, mint egy egyenletes intermetallikus réteg esetén, így az ón whiskerek megjelenése is valószínűbb. Emellett az intermetallikus szemcsék formájának is hatása lehet a kifejtett mechanikai feszültség mértékére [3.22]. Ezzel szemben a szakirodalomban, a kémiai ónbevonatok "whisker mentessége" kapcsán éppen az volt az egyik elterjedt magyarázat, hogy azt a kémiai ónbevonatok egyenletes intermetallikus rétegképződési tulajdonsága okozza [3.86]. Eredményeim alapján azonban az intermetallikus réteg érdessége a kémiai ónbevonatok esetén is direkt kapcsolatban áll annak ón whisker növesztési képességével. Ezenfelül, a kémiai ónbevonatok kicsiny rétegvastagsága miatt az intermetallikus réteg érdességének hatása minden bizonnyal nagyobb, mint a galvanikus ónbevonatoknál.

A SEAD mérések (3.11c-d ábra) segítségével megállapítottam, hogy a whiskert alkotó (1–7) szemcsék orientációja [0 1 -2] eltér a környező (8–10) szemcsék [2 0 -3] orientációjától, ami szintén jellemző volt a vizsgálatok során. Galvanikus ónbevonatok esetén Choi már kimutatta, hogy a képződő ón whiskerek szemcséjének orientációja általában eltér a szomszédos szemcsék orientációjától [3.87]. Jelen esetben azonban lényeges megjegyezni, hogy a 3.11 ábrán is látható whisker szemcse [0 1 -2] orientációja egy preferált orientáció a kémiai ónbevonatok esetén [3.24].

A különféle öregbítési eljárások eredményeinek összehasonlítása alapján azt a következtetést vonhatjuk le, hogy a kémiai ónbevonatok whisker növesztésének szempontjából a legfontosabb környezeti tényező a hőmérséklet. A közel azonos hőmérsékletű tesztek – függetlenül a nagymértékben eltérő páratartalomtól - hasonló eredményeket produkáltak, ami azért is meglepő, mivel a galvanikus ónbevonatokon végzett kutatásaim során azt találtam, hogy a páratartalom egy meghatározó kiváltó tényezője lehet a whisker növekedésnek. Ahogy azt korábban már említettem, jelen kutatásaim során nem tapasztaltam számottevő korróziós nyomokat egyik mintán sem. Ennek valószínűleg az az oka, hogy az intermetallikus rétegnövekedés gyorsabban felemészti a rendelkezésre álló ónmennyiséget, mint ahogy a korrózió kifejthetné hatását. Így a korrózió, mint ón whisker növekedést kiváltó tényező kizárható a kémiai ónbevonatok esetén. (Galvanikus ónrétegek esetén, az alkalmazott nedves-meleg tesztparaméterek függvényében, 800–4000 órára volt szükség a korrózió indukálta whiskerek megjelenéséhez).

Az öregbítési tesztek hőmérséklete leginkább az ón és a réz közötti intermetallikus réteg növekedésének sebességére van hatással. Minél magasabb a hőmérséklet – az Arrhenius törvény alapján–, annál gyorsabb az intermetallikus réteg növekedése. (Magasabb hőmérsékleten magasabb az atomok kinetikus energiája, ami csökkenti a reakcióhoz szükséges aktivációs energiát). Ahogy azt a 3.1. fejezetben már tárgyaltam, az intermetallikus vegyületek kialakulása fajtérfogat-növekedést eredményez (az alkotó fémek

térfogatához képest), és így mechanikai feszültséggel jár az ónrétegre nézve [3.22], mivel az ónbevonat felületén kialakuló oxidréteg blokkolja a tágulást. A mindössze 0,5–2 μm vastag kémiai ónbevonatok esetén, ahol az intermetallikus réteg és az ónbevonat vastagságának aránya a 20-90%-ot is elérheti, a kialakuló mechanikai feszültség hatása jóval számottevőbb, mint a 10–20 μm vastag galvanikus ónbevonatok esetén, ahol az előző arány csak maximum 10–30% közé tehető. A fentiekkel magyarázható, hogy a legnagyobb mennyiségű és leghosszabb whisker a 105°C-os hőmérsékletű D2 és W2 tesztek esetén jelent meg. Mindemellett a magas hőmérsékletnek egyfajta kezdeti relaxációs hatása is tapasztalható volt a vizsgálatok során, mivel a D2 és W2 tesztek során a P1 periódusban alig változott a már meglévő ón whiskerek hossza a többi tesztkörülménnyel ellentétben (3.9 ábra). (A relaxációs hatás a P2 és P3 periódusban már elenyésző.)

Összegzésképpen bebizonyítottam, hogy magas hőmérsékletű öregbítés hatására a kémiai ónréteg is képes ón whisker növesztésre, valamint, hogy a növekedés fő kiváltó tényezője a hőmérséklet indukálta intermetallikus rétegnövekedés. A jelenség azonban nem olyan mértékű, hogy az megbízhatósági problémákat vetne fel az elektronikus áramkörök működése során.

3.4.2 Az vákuumpárologtatott ónbevonatok whisker képződési tulajdonságainak vizsgálata

A vákuumpárologtatott ónbevonatok whisker képződési tulajdonságainak a vizsgálatakor a Cu bázisra felvitt submikronos Sn réteg viselkedésének vizsgálata volt a célom. A minta preparálás során 1,5mm vastagságú Cu és (referenciaként) kerámia hordozóra vittem fel 99,99%-os tisztaságú Sn-t vákuumpárologtatással. A vákuumpárologtatást egy Balzers BA 510 típusú párologtatóval végeztem, amely elektron sugaras – fizikai gőzfázisú leválasztás (EB-PVD) elven működik. A rétegfelvitel előtt a hordozókat izopropil alkohollal majd ioncserélt vízzel tisztítottam, végül a felületeket ionbombázással semlegesítettem (a párologtatóban). Az alkalmazott katódfűtő áram 100mA volt 7kV gyorsító feszültség mellett. A párologtatás nagy vákuumban történt (10⁻³Pa) 25 percen keresztül. (A szükséges párologtatási időt előzetes kísérletek segítségével határoztam meg.) A fenti eljárással a mintákra átlagosan 400 nm vastagságú és 1 – 1,5µm szemcseméretű Sn réteget készítettem. A vizsgáltam SEM segítségével.

Rögtön az első (15 napos) ellenőrzésnél, számos ón whisker megjelenését tapasztaltam a Cu bázissal rendelkező minták esetén (3.12a) ábra). A mintákon az összes létező whisker típus megtalálható volt (3.12b) ábra) nagyon változatos hosszakkal és átmérőkkel. A kerámia bázissal rendelkező referencia minták a kísérletek végégi whisker mentesek maradtak. A 3.13-as ábrán a képződött whiskerek statisztikái láthatók Cu bázis esetén. A whiskerek képződése a kísérlet első 15 napjában volt a legintenzívebb. Már az első vizsgálatkor 3158 db/mm²-es átlagos whisker sűrűséget mértem (3.13a) ábra), amely 90 nap elteltével érte el a 4232 db/mm²-es telítődési értéket és közel ezen az értéken maradt egészen a kísérlet befejezéséig (150 nap).


3.12. ábra. SEM felvételek a képződött whiskerekről: a) nagyszámú whisker a Cu bázisú mintán 15 nappal az Sn rétegfelvitel után; b) "filament", "nodule" és "hillock" típusú whiskerek a Cu bázisú mintán 15 nappal az Sn rétegfelvitel után.



3.13. ábra. Whisker statisztikák a Cu bázis esetén: a) átlagos whisker sűrűség; b) átlagos whisker hosszak; c) Maximális whisker hosszak. (Az azonos betűvel jelölt értékek statisztikailag nem különböznek a Tukey teszt alapján, p<0,05 érték mellett.)

A varianciaanalízis alapján a whiskerek sűrűsége mindössze a 45 és 90 napos időszakban növekedett szignifikánsan (34%-al). A whiskerek átlagos hossza nem változott a kísérlet során (3.13b) ábra), 6.5 µm körüli értéket követett. (A 120 napnál látható visszaesés is a varianciaanalízis döntési határán van.) Az átlagos maximális whisker hosszak hasonlóan állandó értéket mutatnak, 100 µm körüli értéken (3.13c) ábra), amely más kísérleteknél tapasztaltakhoz képeset nagyon nagynak számít. Az átlagos maximális hosszak csökkenése

a kísérlet második felében, egyrészt annak köszönhető, hogy az új whiskerek képződése lelassult, másrészt az idő előrehaladtával a hosszú whiskerek sérülhetnek. A leghosszabb detektált "filament" típusú whisker elérte a 300µm-t. A mikroelektronikai alkalmazásokban a szigetelő távolság folyamatosan csökken, jelenleg a minimális távolság 200 µm [3.88]. Ezért a fenti eredmények alapján a vákuum párolgatott ón rétegek esetén az ón whiskerek kialakulása jelentős kockázatot jelent.

Mivel a kerámia bázisú mintákon nem következett be whisker növekedés, így arra a következtettem, hogy csakúgy, mint a kémiai ón vékonyrétegek esetén, itt is a whisker növekedés fő kiváltó oka az Cu-Sn intermetallikus réteg képződése lehetett. Ennek ellenőrzésre FIB segítségével vágatokat készítettem a Cu bázisú mintákra felvitt ón rétegeken. A 3.14-es ábrán egy ilyen FIB-SIM felvétel látható, 150 nappal az ónréteg felvitele után. A vizsgálat igazolta a feltevésemet: az ón és a réz között jelentős intermetallikus réteg növekedést tapasztaltam. Ezen felül, csakúgy, mint a kémiai ónrétegek esetén, a whiskerek környezetében az intermetallikus réteg jelentős betüremkedéseket tartalmazott.



3.14. ábra. FIB-SIM felvétel az Sn-Cu rétegszerkezetről 150 nappal a rétegfelvitelt követően.

A whiskerek alatti rétegszerkezetet behatóbban is megvizsgáltam TEM segítségével. A 3.15 ábra egy "nodule" típusú whisker alatti rétegszerkezet eredményei láthatók. Az SEAD eredmények alapján (3.15c) és d) ábrák) az ón vékonyréteg orientációja <111>. A 3.15b) ábra EDS térképen látható, hogy az ón és a réz között jelentős intermetallikus rétegképződés történt, valamint hogy közvetlenül a whisker alatt egy intermetallikus kitüremkedés található (csak úgy, mint a 3.14 ábrán). A SEAD eredmények alapján az intermetallikus réteg poli-kristályos Cu₆Sn₅ szemcséket tartalmaz (3.15d) és f) ábrák). Érdekes módon a whisker testében az M5 mérési pontnál (3.15e) ábra) jelentős mennyiségű réz található Cu₃Sn és Cu₆Sn₅ formájában.

A 3.16-os ábrán ugyancsak egy "nodule" típusú whisker alatti rétegszerkezet TEM analízise látható. Az eredmények itt is számottevő intermetallikus rétegnövekedést mutatnak (3.16b) ábra), a whisker alatt egykristályos (M1 és M2 pontok, 3.16d) ábra) és poli-kristályos (M3 pont, 3.16e) ábra) Cu₆Sn₅ szemcsékkel. Ennek a whiskernek a teste még az előzőnél is

több rezet tartalmazott – általában Cu₃Sn formájában (3.16f) ábra) –, amely még a kontrasztosított TEM felvételen (3.16c) ábra) valamint az EDS térképen (3.16b) ábra) is látható.



3.15. ábra. "Nodule" típusú whisker és környezetének TEM analízise (#1), 150 órával a rétegfelvitel után: a) TEM felvétel; b) EDS térkép; c) TEM diffrakciós eredmények M1, M2 és M3 pontokban; d) TEM diffrakciós eredmények M4 pontban; e) TEM diffrakciós eredmények M5 pontban; f) TEM diffrakciós eredmények M6 és M7 pontokban.

Az eredmények alapján a számottevő ón whisker képződést jelen esetben is az intermetallikus réteg képződése indukálta, (az intermetallikus réteg által kifejtett nyomófeszültség kialakulását valamint az intermetallikus kitüremkedések szerepét korábban már tárgyaltam, így ettől most eltekintek). A vákuumpárologtatott ónrétegeknél a jelenség annyiban különleges, hogy a szobahőmérsékleten képződő, mindössze 100–150 nm-es intermetallikus réteg is jelentős nyomófeszültséget tud kifejteni a felette lévő 300–400 nm vastagságú ónrétegre. Mikrométer feletti ónréteg vastagságoknál a réteg relaxációs képessége még elnyeli ezt a nyomófeszültséget és nem képződik whisker.

a)

• M3

• M1



Az elektronikában alkalmazott ónrétegeknél nem gyakori a vákuumpárologtatott ónréteg <111> orientációja. A legáltalánosabban előforduló orientációk <321>, <220>, <101>, <112> és <001> [3.89, 3.90].



• M2

3.16. ábra. "Nodule" típusú whisker és környezetének TEM analízise (#2), 150 órával a rétegfelvitel után: a) TEM felvétel; b) EDS térkép; c) kontrasztosított TEM felvétel; d) TEM diffrakciós eredmények M1 és M2 pontokban; e) TEM diffrakciós eredmények M3 pontban; f) TEM diffrakciós eredmények M4 pontban.

Ennek megfelelően a szemcseorientáció és whisker képződést kutató munkák is ezekkel az orientációkkal foglalkoztak, valamint legalább egy nagyságrenddel vastagabb ónrétegekkel dolgoztak, amely rétegek mechanikai feszültségekkel szembeni relaxációs képessége jóval nagyobb [3.89, 3.91, 3.92]. Mindezek alapján önmagában az én kutatási eredményeim alapján nem mondható el, hogy az <111> orientációjú ónréteg érzékenyebb lenne a whisker képződésre, mint más orientációval rendelkező rétegek.

Mindössze 15 nappal a rétegfelvitel után a leghosszabb detektált whisker 180 µm-es volt, amely alapján lényegesen nagy, 0,5 µm/h-s átlagos növekedési sebességet lehet feltételezni (a szaturációs jellegű növekedés miatt a maximális sebesség valószínűsíthetően ennél is nagyobb volt). A klasszikus whisker növekedési modellek, amelyek a jelenséget szemcsehatár diffúzióval [3.93], szemcsehatár elcsúszással vagy migrációval [3.94] magyarázzák, nem tudnak magyarázatot adni ilyen gyors növekedési sebességre. A klasszikus modellek alapján számított maximális növekedési sebesség 0,03 μm/h [3.95], míg kísérletileg ennél némileg nagyobb 0.04 μm/h értéket tapasztaltak [3.96]. Ennek magyarázatára vezette be Tu és Li az ún. "szemcsehatár folyás" elméletét [3.96], amit Cheng et al. [3.50] és Howard et al. [3.93] továbbfejlesztettek az ún. "interfészfolyás" elméletévé. Céljuk annak magyarázata volt, hogy hogyan képesek az ónatomok a klasszikus modellekkel megmagyarázhatatlanul nagy tömegáramra, a bázis és az ónréteg határán. Cheng et al. az interfészfolyás jelenségét szilíciumra vákuumpárologtatott, króm köztesréteggel ellátott ónrétegeken bizonyították. A képződött whiskerei olyan nagy mennyiségben tartalmaztak krómot, ami szimpla diffúzió útján nem lenne lehetséges.

Jelen kutatásaim során én is nagymennyiségben találtam rezet (általában Cu₃Sn formájában) a whiskerek testében, amely felfedezés teljesen hasonló Cheng et al. eredményeihez. A whisker növekedés során más atomok (Cu, Ag, Bi, stb) bejutása a whiskerek testébe diffúzió útján is lehetséges – ahogy azt más kutatásaim során én is tapasztaltam (lásd. 3.5 fejezet) – azonban közel sem a jelen esetben tapasztalt mennyiségben, ezért a jelenséget én is az interfészfolyás mechanizmusával magyarázom, amit a 3.17-es ábrán szemléltetek.



3.17. ábra. Az interfészfolyás sematikus ábrája Sn-Cu rendszer esetén.

Feltételezésem szerint az ón- és rézatomok képesek egy az ón vékonyréteg és az intermetallikus réteg határán képződő, viszkózus rétegben áramlani a stressz relaxációs pontok felé (mint például egy whisker gyökere). Közben az interfészfolyás biztosítja a whisker igen gyors növekedéséhez szükséges ón- és rézatom utánpótlást mindaddig, amíg a nyomófeszültség teljesen meg nem szűnik. Fontos megjegyeznem, hogy előttem az interfészfolyás mechanizmusát kizárólag tényleges mechanikai terhelés (például a réteg tűvel való megnyomása) esetén tudták kimutatni [3.50, 3.93], eredményeim alapján azonban

megállapítottam, hogy az Sn-Cu intermetallikus rétegnövekedés is képes elég nagy nyomást kifejteni egy kellően vékony ónrétegre az interfészfolyás kialakulásához.

Összegzésképpen bebizonyítottam, hogy a réz bázisra vákuumpárologtatott ónrétegek felületén már szobahőmérsékleten is intenzív whisker növekedés történik, amelynek oka jelen esetben is az intermetallikus réteg által kifejtett nyomófeszültség. A jelenség olyan mértékű, hogy az komoly megbízhatósági problémákat vet fel a réz bázisra vákuumpárologtatott ónrétegek alkalmazása esetén.

3.5 A mikro-ötvözős magas óntartalmú SAC forraszötvözetek whisker képződési tulajdonságának vizsgálata

A különféle Sn-Cu forraszötvözetek whisker képződési hajlamát vizsgáló kutatásaim során azt tapasztaltam, hogy erősen korrozív környezetben (pl. 105°C/100%RH) akár a relatíve magasabb (4-5 m/m%) tartalmú Sn-Cu ötvözetek is képesek az ón whisker növesztésre, valamint hogy az ón whisker növesztés intenzitása nagymértékben függ az adott ötvözet korróziós hajlamától. Mindezek alapján az értekezésemben az utolsó ón whiskerrel kapcsolatos kutatásom célja az iparban egyre inkább alkalmazott mikro-ötvözős magas óntartalmú SAC (mSAC) forraszötvözetek ón whisker képződési tulajdonságának vizsgálata volt, különféle környezeti hatások, valamint az áramterhelés alatt.

A vizsgálatokhoz három különféle forraszötvözetet használtam, amelyekből kettő volt mikro-ötvözős SAC (a továbbiakban: mSAC) és egy pedig referenciaként szimpla SAC ötvözet (3.3 táblázat).

Forraszötvözet	Sn	Ag	Cu	Bi	Sb
SAC305	96,5	3,0	0,5	-	-
mSAC1	98,4	0,8	0,7	0,1	_
mSAC2	98,9	0,3	0,7	0,1	0,01

3.3 Táblázat: A vizsgált forraszötvözetek összetétele.

3.5.1 Az mSAC forraszötvözetek whisker növesztésének vizsgálata száraz- és nedves-meleg környezeti terhelés alatt

A forraszötvözeteket tényleges kötések formájában vizsgáltam. FR4-es hordozóra kialakított immerziós ónbevonattal ellátott réz kontaktusfelületekre forrasztottam 0805 méretkódú chip ellenállásokat. A teszthordozó 18 db ellenállást (így 36db forrasztott kötést) tartalmazott. A forraszpaszta azonos mennyiségben való felvitelét egy 150µm vastag lézervágott acélstencil biztosította, amelyet egy DEK248 típusú stencilnyomtatóval alkalmaztam. A chip ellenállásokat DIMA típusú félautomata beültető géppel helyeztem a felnyomtatott forraszpasztába. A forrasztott kötések létrehozása egy DIMA infrasugaras újraömlesztő kemencében történt, az ötvözetekhez előírt hőprofil alapján. Az elkészült kötéseket a következő négy tesztkörülmény mellett öregbítettem:

- 85°C/85RH% korróziós tesztkörülmény, ESPEC SH-241 kemence
- 85°C/20RH% referencia száraz tesztkörülmény, Denkal 4K/1100 kemence
- 105°C/100RH% korróziós tesztkörülmény, ESPEC SH-211 kemence

• 105°C/20RH% referencia száraz tesztkörülmény, Denkal 4K/1100 kemence Minden egyes tesztkombinációhoz 2-2 tesztpanelt (72 db kötést) készítettem. A vizsgálatok hossza 3000 óra volt. A mintákon képződött whiskereket 500 óránként vizsgáltam SEM segítségével. A tesztek végeztével a mintákból – FIB segítségével – keresztmetszeteket készítettem a whiskerek és a közvetlen környezetük rétegszerkezetének vizsgálatához, amely mintákat TEM analíziseknek is alávetettem.

Az első whiskerek a 85°C/85RH% tesztben az mSAC2 mintán 500–1000 órás szakaszban jelentek meg. Az 1500 órás ellenőrzésnél a 85°C/85RH% tesztnél, már minden mintán találtam whiskert. A whiskerek száma a teszt előrehaladtával minden mintán nagymértékben növekedett. A 3.18a) ábrán a 85°C/85RH% teszten képződött whiskerek általános formáját, míg a 3.18b) ábrán a 3000 óra után tapasztalható általános mennyiséget szemléltetem. A képződött whiskerek általában a csavarodott "nodule" típusba tartoztak, változó átmérővel $(0,5-10 \mu m)$.



3.18. ábra. mSAC2 forraszötvözeten képződött whiskerek: a) 85°C/85RH% - 2000 óra öregbítés után; b) 85°C/85RH% - 3000 óra öregbítés után.

A 85°C/85RH% teszt során képződött whiskerek átlagos sűrűsége (200x200 µm-es felületeken), és átlagos hossza a 3.19 ábrán látható. A képződött whiskerek átlagos sűrűségének tekintetében nem volt számottevő különbség az ötvözetek között a teszt 1500–2500 órás szakaszában (3.19a) ábra). A whiskerek száma lineárisan növekedett ~4-ről 25–28 db/0,04mm²-re. 2500 óra elteltével a képződő whiskerek átlagos száma telítődési jelleget mutatott a SAC305 és az mSAC1 ötvözeteknél, míg az mSAC2-nél továbbra is lineárisan növekedett 38 db/0,04mm²-es értéket elérve a teszt végére. (Mindazonáltal az eltérések így sem voltak számottevőek.) Az átlagos whisker hosszak változása szintén lineáris jellegű volt, de már nagyobb eltérést mutattak, mint az átlagos sűrűségek (3.19b) ábra). Az mSAC2 ötvözetből hosszabb whiskerek képződtek, mint a másik kettőből, amelyek átlagos hossz eredményei közel azonosak voltak. A teszt végeztével megállapítottam, hogy az átlagos whisker hosszak 32, 24 és 22 µm voltak, rendre az mSAC2, az mSAC1 és a SAC305 ötvözeteknél.



3.19. ábra. A 85°C/85RH% teszt statisztikai eredményei: a) átlagos whisker sűrűség; b) átlagos whisker hosszak.

A 105C/100RH% tesztnél az első whiskerek az mSAC1 ötvözetből nőttek ki, de csak az 1500–2000 órás szakaszban. 2000 óra elteltével ez a teszt is whiskereket produkált minden ötvözet esetében. A 105°C/100RH% teszt során képződött whiskerek átlagos sűrűsége és átlagos hossza a 3.20a) ábrán látható.



3.20. ábra. A 105°C/100RH% teszt eredményei: a) statisztikai eredmények; b) jellemző whiskerek a teszt során.

Jelen tesztnél mind a detektált whiskerek átlagos sűrűsége, mind az átlagos hossza elmaradt a 85°C/85RH% tesztnél tapasztaltaktól. Az átlagos sűrűség csak az mSAC1 ötvözet esetén érte el a 15db/0,04mm²-t, míg az átlagos hosszak maximuma alig 3µm körül alakult minden ötvözetnél. A fenti jelenség elsősorban annak a következménye volt, hogy a whiskerek többsége megmarad az ún. "hillock" állapotban (ami a felületből való kilépésük első szakasza), és csak ritkább esetben fejlődtek tényleges whiskerré (2.20b) ábra), ezen felül a hosszuk sem közelítette meg a 85°C/85RH% tesztnél tapasztaltakat. Mindezek alapján a 105C/100RH% teszt statisztikai eredményei nem mutattak olyan egyértelmű tendenciákat, mint a 85°C/85RH%-é.

A száraz 85°C/20RH% és a 105°C/20RH% tesztek esetén egyáltalán nem tapasztaltam whisker kinövést. Az átlagos mellett a maximális whisker hosszak is lényegesek a mikroelektronikai alkalmazások megbízhatósága szempontjából, mivel akár egy whisker is képes rövidzárat előidézni. A tesztek során tapasztalt maximális whisker hosszak a 3.4 táblázatban láthatók. A nyomtatott huzalozású szerelőlemezeken jelenleg alkalmazott minimum rajzolatfelbontás 200 µm. A hosszú és megterhelő tesztek során az ötvözetekből növekedett leghosszabb whisker 65 µm volt (mSAC2 ötvözet 85°C/20 RH% teszt 3000 óra), amely ugyan rövidzár előidézésre alkalmatlan, azonban mérete egy nagyságrendbe esik a minimális rajzolatfelbontással. Ezek alapján kijelenthető tehát, hogy annak a valószínűsége, hogy ma egy SAC ötvözetből képződött whisker rövidzárat okozzon, alacsony, de nem elhanyagolható! (A jövőben elvárt rajzolatfinomság csökkenése miatt pedig különösen nem elhanyagolható.)

Idő [ána]	Max. hossz [µm] 85°C/85RH% és (105/100RH%).					
iuo [ora]	SAC305	mSAC1	mSAC2			
1000	0 (0)	0 (0)	19 (0)			
1500	12 (0)	22 (0)	30 (0)			
2000	30 (0)	35 (3)	51 (0)			
2500	50 (7)	37 (8)	55 (3)			
3000	50 (11)	59 (8)	65 (4)			

3.4 Táblázat: Maximális whisker hosszak.

A tesztek eredményei alapján az előzetes felvetésem – miszerint a korrózió lényeges szerepet játszik az ónötvözetekből történő whiskerek kialakulásában – beigazolódott, mivel csak a korrozív teszteknél tapasztaltam whisker jelenségeket. Ugyanakkor számottevő különbség volt a korrozív tesztek eredményei között is, ugyanis a 105°C/100 RH% teszt esetén a képződő whiskerek általában megálltak a hillock állapotban, aminek valószínűleg a teszt által okozott igen gyors és erős oxidáció volt az oka, amely az éppen csak megjelenő whiskerek felszínén is olyan mértékű, hogy blokkolja azok további növekedését. (Emellett eleve a felületen is csökkenti a whiskerek megjelenésének valószínűségét.).

Tekintve, hogy az ötvözetek esetén előforduló whisker jelenségek mélyebb megértéséhez a 85°C/85 RH% teszt relevánsabb és a mikroelektronikai áramkörök megbízhatósága szempontjából lényegesebb eredményeket is szolgáltatott, mint a 105°C/100 RH% teszt, így a további vizsgálatokat már csak a 85°C/85RH% mintákon folytattam. A 85°C/85 RH% teszt során az mSAC1 és a SAC305 ötvözetek közel azonos "whisker ellenállást" mutattak, míg az mSAC2 ötvözet az előzőeknél rosszabb eredményt produkált, amely különbség – a korábbi ónötvözetekkel végzett vizsgálataim alapján – három okra vezethető vissza: eltérő Sn-Cu intermetallikus rétegnövekedés, eltérő újrakristályosodási sebesség és eltérő korróziós ellenállás.

Az eltérő intermetallikus rétegnövekedés, mint befolyásoló tényező, kizárható, mivel a kötések vastagsága több nagyságrenddel nagyobb, mint az intermetallikus rétegé, így a kötés az ilyen jellegű feszültséget könnyedén relaxálja. Az újrakristályosodás minden fém (ötvözet) esetében egy adott hőmérséklet felett indul be, ami általában 0,4–0,7-szerese az olvadáspontjuknak. Esetünkben a vizsgált ötvözetek olvadáspontja közel azonos (SAC305:

Az irodalomban koránt sem ismeretlen a korrózió indukálta whisker növekedés. A 2006ban kibocsátott JEDEC ajánlás tesz említést először a magas hőmérsékleten kondenzálódott vízréteg okozta korrózió és az ón whisker növekedés kapcsolatáról [3.97]. Egy évre rá Osenbach kísérletileg bizonyította, hogy ónréteg esetén a korrózió nem csak a felületen jelentkezik, hanem a réteg belseje felé haladva is, ún. "korróziós foltokban" (spot corrosion), amely jelenség az intermetallikus rétegnövekedéshez hasonló stresszmechanizmust vált ki az ónrétegben [3.98]. Emellett Nakadiara is tapasztalta, hogy amint a korrodált terület eléri a whiskerek bázisszemcséjét, a növekedés felgyorsul [3.12]. A korrózió területén általánosan alkalmazott "Pilling-Bedworth Arány" (PBA) szerint – amely megadja az egyes fémek tágulásának arányát a bázisfémhez képest –az ón SnO₂ és az SnO oxidjainak képződésekor a fajtérfogat-növekedés rendre 1,31 és 1,26-szoros [3.99].



3.21. ábra. Whiskerek és az alattuk lévő terület keresztmetszete, 85°C/85RH% - 3000 óra öregbítés után: a) SAC305; b) mSAC1; c) mSAC2.

Így amennyiben a korrózió az ónrétegbe is behatol, az SnO_x képződése miatti ~30% fajtérfogat-növekedés már jelentős mechanikai feszültséget okoz. Az irodalom ez idáig csak

részeredményeket tartalmazott a SAC ötvözetek korróziós hajlamával kapcsolatban, amely szerint a SAC305 és a SAC405 ötvözetek korróziós hajlama relatíve alacsony, amit azonban a bizmuttal történő ötvözés jelentősen növelhet [3.100].

A képződött whiskerek alatti rétegszerkezetek összehasonlításához a mintákból keresztmetszeteket készítettem FIB segítségével. A SIM felvételek a 3.21 ábrán láthatók. Az eredmények alapján a whiskerek alatti korróziós foltok mérete a SAC305 és az mSAC1 ötvözetek esetén (3.21a-b) ábra) jóval kisebb, mint az mSAC2 ötvözetnél (3.21c) ábra). Az mSAC2 ötvözet kötéseinek felső 10µm-es régiójában – amely a whiskerek növekedése szempontjából a leglényegesebb – a korrodált terület aránya átlagosan 80%-os volt. A másik két ötvözetnél ugyanez az arány csak 10–50%-os volt. A további TEM vizsgálatokhoz készült lamellák területét piros négyzetekkel jelöltem a 3.21 ábrán.

A SAC305 minta TEM analízisének eredménye a 3.22 ábrán és a 3.5 táblázatban látható. A TEM eredmények megerősítették a 3.22a) ábrán látottakat, miszerint a rétegben valóban korróziós foltok találhatók.



3.22. ábra. SAC305 minta TEM analízise, 85°C/85RH% - 3000 óra öregbítés után: a) TEM DF felvétel; b) EDS elemtérkép.

Elem [atom%]	Sn	Ag	Cu	Bi	Sb	0
M1	94,51	0,98	0,30	0,0	0,0	4,21
M2	94,24	1,12	0,44	0,0	0,0	4,19
M3	94,37	0,64	0,49	0,0	0,0	4,51
M4	60,22	0,49	1,98	0,0	0,0	37,31
M5	66,01	0,84	0,31	0,0	0,0	32,83
M6	66,14	0,59	2,12	0,0	0,0	31,16
M7	51,16	0,14	13,33	0,0	0,0	35,37
M8	88,03	2,58	0,98	0,0	0,0	8,41

3.5 Tá	blázat: A	A 3.22a)	ábrán	jelölt	mérési	pontok	elemössz	zetétele.
--------	-----------	----------	-------	--------	--------	--------	----------	-----------

A korróziós foltokban az oxigén aránya meghaladja 30atom%-ot. Ezen felül, közvetlenül a whisker gyökerénél egy nagyméretű korrodált rézkiválást is felfedeztem (M7). A Cu₂O és CuO rézoxidok esetén a PBA arány rendre 1,67 és 1,72 [3.100], amely érték még az

ónoxidokénál is nagyobb, így további mechanikai feszültséget visz a rétegbe. Valószínűsíthetően ez is közrejátszott abban, hogy az adott whisker pont ezen a helyen fejlődött ki.

Az mSAC1 minta TEM analízisének eredménye a 3.23 ábrán és a 3.6 táblázatban látható. A prezentált esetben a TEM lamella egy csavarodott "nodule" típusú whisker mentén készült, hogy a whisker szemcseszerkezete is tanulmányozható legyen. A TEM vizsgálatok itt is igazolták a korróziós foltok létét, azonban a foltokban az oxigén aránya elmarad a SAC305-nél tapasztaltaktól. A whisker gyökerének közelében ismét réz- és némi ezüstkiválást találtam az M3, M4, M5 pontokban, amelyek közül most csak az M4 volt egyben korrodált is. A whisker diffrakciós analízise alapján kiderült, hogy az nem mono-kristályos, hanem több szemcséből áll, valamint, hogy a G5 szemcséje az ónon kívül egyéb szennyező elemeket (rezet és bizmutot) is tartalmaz (3.23b) ábra). A whisker növekedése a G1 bázisszemcséből indult, ami aztán "fragmentálódott"⁵.



3.23. ábra. mSAC1 minta TEM analízise, 85°C/85RH% - 3000 óra öregbítés után: a) TEM DF felvétel; b) TEM-SAED analízis eredményei.

⁵ A fragmentáció során aG1 bázis szemcse több szemcsére válik szét.

Elem [atom%]	Sn	Ag	Cu	Bi	Sb	0
M1	95,96	2,35	0,31	0,0	0,0	1,38
M2	95,41	1,73	0,44	0,0	0,0	2,42
M3	39,14	1,42	55,15	0,0	0,0	4,29
M4	29,89	14,80	44,37	0,0	0,0	10,94
M5	35,70	60,60	0,84	0,0	0,0	2,86
M6	69,39	1,20	0,90	0,0	0,0	28,51

3.6 táblázat. A 3.23a) ábrán jelölt mérési pontok elemösszetétele.

A G1 szemcse orientációja [1 1 -1], míg a felette lévő G2, G3 és G4 szemcséké [0 0 -1], kisebb dőlési szög különbségekkel. A mérések alapján ez rendre 53°, 52° és 48° a G1 szemcséhez képest. A G6, G7 és G8 szemcsék a G1 szemcsével azonos orientációval [1 1 - 1] rendelkeznek, így valószínű, hogy esetükben a G1 alszemcséiről (ún. "subgrain"- ekről) van szó, rendre 7°, 1,5°és 1° dőlési szöggel a G1 szemcséhez képest. A G5 szemcse orientációja ismét eltérő [0 1 0], ami 41°-os dőlési szöget eredményez a G1 bázisszemcséhez képest. Hasonló eredményekre jutott Dr. Horváth Barbara is egy kutatásában, ahol bebizonyította, hogy akár néhány, a whisker testébe kerülő rézatom is képes a whisker bázisszemcséjének fragmentálására és alszemcsék létrehozására [3.101]. A jelenség a tűszerű mono-kristályos whiskerek helyett – az esetünkben is tapasztalt – csavarodott "nodule" típusú poli-kristályos whiskereket eredményez. A csavarodás nagyban csökkenti a kialakuló whiskerek hosszár, így a rézötvözés a tiszta ónrétegeknél is kedvező hatással lehet a whiskerek hosszára és így az adott eszköz megbízhatóságra.

Az mSAC2 minta TEM analízisének eredménye a 3.24 ábrán és a 3.7 táblázatban látható. A 3.22c) ábrán tapasztaltaknak megfelelően az mSAC2 mintán vizsgált whisker alatti terület nagymértékben korrodálódott. A korróziós foltokban az oxigén aránya meghaladja a 30atom%-ot. A SAC305 mintához hasonlóan itt is korrodált rézkiválásokat találtam a whisker gyökerénél (M4 és M6 pontok).



3.24. ábra. mSAC2 minta TEM analízise, 85°C/85RH% - 3000 óra öregbítés után: a) TEM DF felvétel; b) EDS elemtérkép.

Elem [atom%]	Sn	Ag	Cu	Bi	Sb	0
M1	90,88	1,04	1,04	0,0	0,0	7,04
M2	92,57	0,88	1,01	0,0	0,0	5,54
M3	93,42	1,64	0,68	0,0	0,0	4,26
M4	53,34	0,10	5,04	0,0	0,0	41,51
M5	67,96	1,13	0,18	0,0	0,0	30,73
M6	25,92	0,58	50,33	0,0	0,0	23,17
M7	67,65	0,90	1,41	0,0	0,0	30,04
M8	61,03	1,12	1,78	0,0	0,0	36,07
M9	92,47	0,66	0,68	0,0	0,0	6,19
M10	57,26	0,28	39,47	0,0	0,0	2,99

3.7 táblázat. A 3.24a) ábrán jelölt mérési pontok elemösszetétele.

Az mSAC2 mintán a whisker testében nem csupán néhány diffúziós atomot fedeztem fel, hanem több összefüggő rézkiválást is. Ez egyben az mSAC1 esetén csak a SAED-el kimutatható réz és bizmut eredményeit támasztja alá.

3.5.2 Az mSAC forraszötvözetek whisker növesztésének vizsgálata nedves-meleg környezetben áramterhelés alatt

Jelen esetben is FR4-es hordozóra kialakított immerziós ónbevonattal ellátott réz kontaktusfelületeket alkalmaztam, viszont a nagy áramterhelések miatt a chip ellenállások helyett réz hengereket (1mm-es átmérővel és 3mm-es hosszal) forrasztottam a teszthordozóra. Minden teszthordozó 60db forrasztott kötést tartalmazott. A tesztlemezek elkészítése a 3.5.1 fejezetben ismertetett módon történt. A 60db kötést hat sorba osztottam az alkalmazott áramterhelés szerint: 0, 0,1, 0,2, 0,5, 1,0 és 1,5ADC. A tesztstruktúrát fixen 5VDC-ről tápláltam, a különböző áramerősségeket soros ellenállások segítségével állítottam be. A tesztelrendezés a 3.25 ábrán látható.





Jelen vizsgálatoknál – a 3.5.1. fejezetben tapasztaltak miatt – csak a 85°C/85RH% korróziós tesztkörülményt alkalmaztam. Minden egyes forrasztípushoz 2 tesztpanelt készítettem. A vizsgálatok hossza 3000 óra volt. A mintákon képződött whiskereket 500 óránként vizsgáltam SEM segítségével. A tesztek végeztével a mintákból mechanikai keresztmetszeteket készítettem a rétegszerkezet vizsgálatához. Néhány keresztcsiszolaton egy speciális kémiai marásos technológiát alkalmaztam [3.101], amelynek lényege, hogy kioldja az ónt a minta felszínéről, azonban az ón-oxidot és az intermetallikus réteget

érintetlenül hagyja, ezáltal nagyban megkönnyítve az egyes fázisok felismerését és elkülönítését.

Az első whiskerek megjelenése 1000 óra öregbítés után történt minden egyes forraszötvözet esetében, azonban csak a 0A és 0,1A terhelésű mintáknál. A 3.26. ábrán a kísérletek során mért átlagos whisker sűrűségek és hosszak láthatók. Jelen esetben az x tengely nem egy valós kvantitatív tengely, hanem az egyes minták eredményeit mutatja az adott időpontban. A SAC305 ötvözet esetében az alkalmazott áramterhelés jelentős hatással volt a képződött whiskerek mennyiségére (3.26a) ábra).



3.26. ábra. Whisker statisztikák: a) átlagos whisker sűrűség a SAC305 ötvözeten; b) átlagos whisker hossz a SAC305 ötvözeten; c) átlagos whisker sűrűség az mSAC1 ötvözeten; d) átlagos whisker hossz az mSAC1 ötvözeten; e) átlagos whisker sűrűség az mSAC2 ötvözeten;
f) átlagos whisker hossz az mSAC2 ötvözeten.

A kísérlet végére az árammal nem terhelt SAC305 ötvözeten az átlagos whisker sűrűség elérte a 17,6 db/0.01mm²-t, azonban már a 0.1A terhelés is jelentősen csökkentette a

whiskerek mennyiségét (9.6db/0.01mm², 3000 óra). Ezen felül megfigyeltem, hogy a nagyobb áramterhelés késleltette a whiskerek megjelenését: az első whiskerek megjelenése a 0,2A, 0,5A és 1,0A terhelések esetén 1500 óra volt, míg az 1,5A terhelésnél 2000ó Ugyan az átlagos whisker sűrűségek 0,1–1,0A értékig nem különböznek számottevően (10,9 és 7,8 db/0.01mm² között vannak), de az az egyértelmű tendencia látható, hogy az áramterhelés növelésével csökken a képződő whiskerek száma. 1,5A terhelés esetén az átlagos whisker sűrűség már csak 5,2db/0,01mm² 3000 óránál.

Az mSAC1 ötvözet esetében az áramterhelésnek ugyancsak számottevő pozitív hatása volt a képződött whiskerek mennyiségére (3.26c) ábra), mivel az árammal nem terhelt mintáknál az átlagos whisker sűrűség 15,7 db/0,01mm²volt, míg az 1,5A terhelésnél a whiskerek száma már csak 4,8db/0.01mm² volt 3000 óra után. Összességében azt állapítottam meg, hogy az átlagos whisker sűrűségek teljesen hasonló tendenciát követtek, mint a SAC305 ötvözet esetében (3.26a) ábra), azzal különbséggel, hogy itt már a 0,1A terhelés is késleltette a whiskerek megjelenését.

Az áramterhelés leginkább az mSAC2 ötvözetnél csökkentette a whiskerek számát (3.26e) ábra), (ez alól az egyetlen kivétel a 0,1A-rel terhelt minta volt 3000 óránál). Az egyes áramterhelések statisztikái itt különülnek el a leginkább egymástól. A 0,1A-rel terhelt mintáknál az átlagos whisker sűrűség 18.5 db/0.01mm² volt, míg az 1.5A terhelés esetén a whiskerek száma már csak 2,4db/0.01mm² volt 3000 óra után. Jelen esetben ugyan a 0,1A terhelés nem késleltette a whiskerek megjelenését, de 1.5A terhelés esetén az első whisker csak 2500 óra elteltével jelent meg. Az mSAC2 ötvözet esetében az áram hatása a whiskerek hosszára nem egyértelmű (3.26f) ábra), például amíg a 0,1A terhelésnél némileg rövidebb, addig a 0,5 A terhelésnél már hosszabb whiskereket találtam az áramterhelés nélküli mintákhoz képest.

Mind a három ötvözet esetében elmondható, hogy az áramterhelésnek nem volt számottevő hatása a képződött whiskerek hosszára (3.26b), d) és f) ábrák), az átlagos hosszak 19–27 µm között voltak a kísérlet végére. Ahogy azt a korábbi kísérleteim során, jelen esetben is megvizsgáltam a mikroelektronikai szempontból legveszélyesebb, maximális whisker hosszakat (3.8 táblázat).

Idő [h]	Max. hossz [µm] (áram terhelés)						
	SAC305	mSAC1	mSAC2				
1000	14 (0A)	21 (1,0A)	17 (0A)				
1500	60 (0,2A)	46 (0A)	56 (0,1A)				
2000	101 (0A)	105 (0A)	152 (0A)				
2500	72 (0,2A)	91 (0A)	161 (0A)				
3000	111 (0,1A)	170 (0A)	192 (0A)				

3.8 táblázat. A kísérletek során talált leghosszabb whiskerek.

A kísérlet során detektált leghosszabb whisker 192 µm volt az mSAC2 ötvözet esetén 3000 óra elteltével. 4 db olyan whiskert találtam, amely hosszabb volt, mint 150 µm, és több mint 30 db olyat, amely hosszabb volt mint 100 µm. A leghosszabb whiskereket általában az egyáltalán nem vagy csak kis árammal terhelt mintákon találtam. A fenti whisker hosszak már valós veszélyt jelentenek a mikroelektronikai áramkörök működésére. Az egyes ötvözetek whisker képződési hajlama teljesen megegyezett a 3.5.1 fejezetben bemutatatott kísérleteknél tapasztaltakkal, miszerint az mSAC2 ötvözet produkálta a legtöbb és leghosszabb whiskert, míg az mSAC1 és a SAC305 ötvözet némileg jobb eredményt mutatott. A SAC305 ötvözeten számukat tekintve több, ugyanakkor rövidebb whisker nőtt, mint az mSAC1-en. A képződött whiskerek általában "nodule" típusúak voltak, amely jelenség okát a 3.5.1 fejezetben már elemeztem (3.27 ábra). A 3.28-es ábra egy átlagos képet mutat a képződött whiskerek mennyiségére gyakorolt áramterhelés hatásáról. Áramterhelés nélkül a SAC305 ötvözet kötésén 3000 óra elteltével több száz whisker látható, a 0,5 A terhelés már számottevően csökkenti a whiskerek számát, míg az 1,5 A-rel terhelt minta szinte whisker mentes maradt.



3.27. ábra. SEM felvétel a "nodule" és a "filament" típusú whiskerekről, 0A terhelés és 3000 óra után: a) SAC305; b) mSAC1; c) mSAC2.



3.28. ábra. SEM felvétel a SAC305 ötvözet kötéseiről, 3000 óra elteltével; a) 0A terhelés; b) 0,5A terhelés;c) 1,5A terhelés esetén.

A 3.5.1 fejezetben már részletesen kifejtettem, hogy a korrózió miként képes whiskernövekedést indukálni, illetve miért tapasztalható eltérés az egyes ötvözetek whisker képződési hajlama között. Jelen kísérleteim során azonban megállapítottam, hogy a terhelő áram nem változtatta meg az ötvözetek közötti eltéréseket, azonban jelentős hatást gyakorolt a képződő whiskerek mennyiségére, ezért minden bizonnyal hatással volt a kötésekben végbemenő korróziós folyamatokra is. A jelenség mélyebb megértéséhez mechanikai keresztcsiszolatokat készítettem. Első lépésként elektrokémiai marást alkalmaztam néhány keresztcsiszolaton [3.102], hogy elkülönítsem a korrodálódott területeket a kötésen belül. A 3.29 ábra egy ilyen technológiával elkészült kötés SEM felvételét mutatja. A maratás érintetlenül hagyta az intermetallikus réteget (és szemcséket), valamint az ónoxidot. Az EDS mérések alapján (3.9 táblázat) a kötések meniszkusza nagymértékben korrodálódott 10–40µm-es mélységben.

A többi keresztcsiszolaton a korróziós mélység megméréséhez OPS polírozást alkalmaztam, amely növeli a kontrasztot a korrodált és a korrodálatlan részek között. A 3.30 ábrán több, ezzel a technológiával preparált kötés keresztcsiszolata látható. A 3.30 ábrán egyértelműen látható, hogyan csökkenti az áramterhelés a korrózió mértékét.



3.29. ábra. SEM felvétel egy elektrokémiai marással preparált SAC305 ötvözet kötéséről (1A, 3000 óra).

Elem	M1 [atom%]	M2 [atom%]	M3 [atom%]	M4 [atom%]
Sn	22,17	21,91	15,89	12,95
0	57,80	56,57	24,26	28,81
Ag	1,50	1,28	16,19	13,00
Cu	0,45	0,14	0,89	1,15
С	17,95	20,07	41,92	42,33

3.9 Táblázat. Az 3.29 ábrán látható kötés elemösszetétele.

A korrózió mértékének kvantitatív elemzéséhez egy új mérőszámot vezettem be, az ún. "térbeli korróziós mélységet" ("spatial corrosion depth, d_{sc} [µm]), amelyet a következőképpen definiáltam, az átlagos korróziós mélységet súlyoztam a korróziós folt hosszának és a kötés meniszkusz hosszának az arányával:

$$d_{sc} = \overline{d} \cdot \frac{\sum l_i}{L} = \frac{\sum A_i}{\sum l_i} \cdot \frac{\sum l_i}{L} = \frac{\sum A_i}{L}$$
(3.3)

ahol \overline{d} az átlagos korróziós mélység, A_i a korróziós folt területe, l_i a korróziós folt felszíni hossza és L a meniszkusz hossza (3.31 ábra). (Praktikusan a d_{sc} a korrodált foltok területének összege, osztva a meniszkusz hosszával.) Az általam bevezetett térbeli korróziós mélység jobban jellemzi a whisker növekedést, mint az átlagos korróziós mélység, mivel nem csak a



korróziós mélység, hanem a korróziós foltok gyakorisága is lényeges a whisker növekedés szempontjából.

3.30. ábra. Optikai felvételek az OPS-sel kezelt keresztcsiszolatokról: a) SAC305, 0A, 3000 óra; b) SAC305, 1,5A, 3000 óra; c) mSAC1, 0A, 3000 óra; d) mSAC1, 1,5A, 3000 óra; e) mSAC2, 0A, 3000 óra; f) mSAC2, 1,5A, 3000 óra.

A 3.32 ábrán a kísérlet során mért d_{sc} értékek láthatók az áramterhelés függvényében, a kísérletek végeztével (3000 óra). Kísérleteim során azt tapasztaltam, hogy az áramterhelés csökkentette a térbeli korróziós mélységet, amely kisebb mechanikai feszültséget eredményezett a kötések felső régióiban, ezáltal csökkentette a kialakuló whiskerek számát (3.27 ábra). Megállapítottam, hogy a SAC305 ötvözet rendelkezik a legkisebb d_{sc} értékkel és ezen növekszik a legkevesebb whisker, míg az mSAC2 ötvözet d_{sc} értéke a legmagasabb és ezen alakul ki a legtöbb whisker. (A d_{sc} értékek egybevágnak a 3.5.1 fejezet kvalitatív korróziós eredményeivel.) Az áramterhelés növekedésével a d_{sc} érték csökkenése a következőkkel magyarázható: a 85°C/85%RH teszt során a minták felszínén megjelenő vízrétegben a forrasz (egyszerűségképpen Sn) és a Cu drót között egy galvanikus cella alakul ki, a Nernst egyenlet szerint [3.102].



3.31. ábra. A "térbeli korróziós mélység" számítása.

3.32. ábra. Az ötvözetek "térbeli korróziós mélysége" 3000ó terhelés után.

Az áramterhelés nélküli minta galvanikus cellájában az ún. "katód védelem" effektusa játszódik le, amelyben az Sn anódként, míg a Cu katódként vesz részt [3.103, 3.104] a 3.33 ábrának megfelelően. Az Sn anód elektronokat ad át a Cu redukciójához, amely miatt azonban intenzív korrózió indul meg a kötések felső régióiban.



3.33. ábra. Galvanikus cella az Sn és a Cu között.

Az áramterhelés alatt lévő mintákon azonban, az ún. aktív katódvédelm játszódik le, amely célja az anód (Sn) korróziójának lassítása, ahogy azt a keresztcsiszolatokon láthattuk. A folyamat során a Joule fűtés hatása elhanyagolható, mivel még az 1.5A terhelés esetén is csak μ W-os terhelés éri a mintákat, ami az eleve 85°C-on lévő mintán elenyésző hőmérsékletemelkedést okoz.

Összegzésképpen bebizonyítottam, hogy korrozív körülmények mellett a SAC ötvözetek a tiszta ónnal hasonló mértékben képesek ón whisker növesztésre, ami komoly megbízhatósági kockázatot jelenthet az elektronikus áramkörök működésében. A 98.4Sn/0.8Ag/0.7Cu/0.1Bi és 98.9Sn/0.3Ag/0.7Cu/0.1Bi/0.01Sb, úgynevezett mikroötvözős forraszötvözet esetén elsőként igazoltam, hogy képesek ón whisker növesztésre. Rétegszerkezet vizsgálatok során igazoltam, hogy az ón whisker növekedést kiváltó fő tényező a forraszrétegben kialakuló korrózió által kifejtett mechanikai nyomás volt, valamint hogy az áramterhelés lassítja a forrasz korrózióját ezzel pedig a whiskerek képződését is.

3.6 Az új tudományos eredmények összefoglalása tézisekben

5. tézis [T24, T25, T26, T27, T28, T29, T30, T31]: Elvégeztem a szilárd/szilárd fázisban létrejött Sn/Ni réteghatáron az intermetallikus réteg kialakulásának jellemzését emelt hőmérsékletű öregbítés során.

- Igazoltam, hogy az Ni/Sn réteghatáron kialakuló (több fázist is tartalmazó Ni_xSn_y) intermetallikus réteg növekedésének jellege megegyezik az Sn/Cu réteghatáron kialakuló, Cu₆Sns összetételű intermetallikus réteg mind vastagságában, mind határfelületi érdességében 3–5-szörös értékekkel rendelkezik az Ni_xSn_y összetételű intermetallikus réteg nind vastagságában, mind határfelületi érdességében 3–5-szörös értékekkel rendelkezik az Ni_xSn_y összetételű intermetallikus réteg haz nitermetallikus réteg vastagságának relatív százalékos változása adott idő alatt) között a különbség átlagosan csak 1,6-szoros a Cu₆Sn₅. javára, valamint a határfelületi érdességük változása ugyanolyan jelleget mutat. Így indirekt igazoltam, hogy az Sn/Cu rétegszerkezet az Sn/Ni/Cu-hez képest intenzívebb ón whisker képződési hajlamának egyik lényeges tényezője az ónréteg felvitelekor kialakuló (kezdeti) intermetallikus rétegek szerkezetbeli különbsége és nem csak a Cu₆Sn₅ réteg nagyobb abszolút növekedési sebességének.
- Igazoltam, hogy a relatíve alacsony 125°C-os hőmérsékleten és a nikkelréteg bármiféle kémiai aktivációja (amely művelet célja a nikkel réteg katalitikus aktivitásának növelése az ón réteg felvitele előtt) nélkül is mind a három, az Sn és a Ni között lehetséges intermetallikus fázis (Ni₃Sn₄, Ni₃Sn₂ és Ni₃Sn) jelen van a kialakuló intermetallikus rétegben, a következő sorrendben az Ni rétegtől az Sn felé haladva: Ni₃Sn, Ni₃Sn₂, Ni₃Sn₄. Az intermetallikus rétegben az egyes vegyületek aránya közel állandó marad a magas hőmérsékletű (125°C/500 óra) öregbítés során.

6. tézis [T32, T33, T34, T35, T36, T37]: Megvizsgáltam az ón vékonyrétegek whisker képződési tulajdonságait.

 Bebizonyítottam, hogy magas hőmérsékletű öregbítés hatására a 0.5–2.5 μm vastagságú, réz bázisra felvitt kémiai ónréteg is képes ón whisker növesztésre, valamint, hogy a növekedés fő kiváltó tényezője a magas hőmérséklet indukálta intermetallikus rétegnövekedés. Igazoltam, hogy a magas páratartalom whisker indukáló hatása a kémiai ónrétegek esetén elhanyagolható, mivel a hőmérséklet indukálta Cu₆Sn₅ intermetallikus réteg gyors növekedése hamarabb felemészti a vékony kémiai ónréteget, minthogy a korrózió érdemben beindulhatna. Az elektron diffrakciós vizsgálatok alapján megállapítottam, hogy a whiskerek bázisszemcséjének orientációja eltér az őt körülvevő szemcsék orientációjától. Bebizonyítottam, hogy 300–500 nm vastagságú, réz bázisra vákuumpárologtatott ónrétegekre a szobahőmérsékleten képződő 100–150 nm vastagságú intermetallikus réteg akkora nyomófeszültséget fejt ki, hogy az intenzív whisker növekedést eredményez. Emellett a whiskerek testében található nagymennyiségű réz segítségével indirekt igazoltam, hogy a nyomófeszültség olyan mértékű, hogy képes indukálni az ún. interfészfolyás jelenségét az ónréteg és az intermetallikus réteg között, amivel az intenzív, akár 0,5 µm/óra növekedési sebességű whisker képződés is magyarázható.

7. tézis [T38, T39, T40, T41, T342, **T43**, T44, T45, **T46**, **T47**, T48]: Igazoltam, hogy korrozív körülményeknek alávetve az ólommentes ón-ezüst-réz (SnAgCu, SAC) forraszötvözetek a tiszta ónnal összevetésben hasonló mértékben képesek ón whisker növesztésére.

- 85°C/85%RH/3000 óra öregbítést alkalmazva, három, az iparban alkalmazott forraszötvözet: 96.5Sn/3Ag/0.5Cu; 98.4Sn/0.8Ag/0.7Cu/0.1Bi; 98.9Sn/0.3Ag/0.7Cu/0.1Bi/0.01Sb esetén mutattam ki a tiszta ónnál tapasztalt mértékű ón whisker növekedést. A két utóbbinál – úgynevezett mikro-ötvözős forraszötvözetnél - elsőként igazoltam, hogy képesek ón whisker növesztésre. Rétegszerkezet vizsgálatok során igazoltam, hogy az ón whisker növekedést kiváltó fő tényező a forrasztott kötésekben kialakuló korrózió által kifejtett mechanikai nyomás, valamint, hogy a forraszötvözetek között tapasztalható ón whisker növekedési különbség fő okozója az ötvözetek különböző korróziós ellenállása. Elektron diffrakciós vizsgálatokkal megmutattam, hogy az ólommentes ón-ezüst-réz forraszötvözetek esetén a "csavarodott" (nodule) whisker típus feltűnően nagy számban való megjelenését a whiskerekbe kerülő réz- és bizmut atomok okozzák, amelyek a whisker testébe kerülve "fragmentálják" a bázisszemcsét további szemcséket létrehozva abban, ami szakaszosan megtöri a whisker növekedési irányát.
- Bebizonyítottam, hogy a korrozív klímában az áramterhelés csökkenti az SAC ötvözetből képződő whiskerek számát, mivel késlelteti és csökkenti a kötésekben végbemenő korróziós folyamatokat. A forrasztott kötések korróziós hajlamának kvantitatív elemzésre bevezettem a "térbeli korróziós mélység" ("spatial corrosion depth, *d_{sc}*) fogalmát, ami az átlagos korróziós mélység súlyozva a korróziós folt hosszának és a kötés meniszkusz hosszának az arányával. Az áramterhelés növekedésével a kötésekben csökken a térbeli korróziós mélység, amely hatására csökken a mechanikai feszültség is és kevesebb whisker növekszik. A fenti jelenség az ún. "aktív katód védelem" effektusával magyarázható, miszerint a kötések felszínén lévő víz filmrétegben a forrasz és a réz között galvanikus cella alakul ki, amelyben a terhelő áram csökkenti a forrasz oxidációját.

4. Az eredmények hasznosulása

A gőzfázisú forrasztás során a gőztér felépülését leíró modellem (1. tézis) segítségével dr. Géczy Attila kollégám sikeresen optimalizálta a tanszéki kísérleti gőzfázisú forrasztóberendezés munkaterének méretét, valamint a modellre épülő numerikus szimulációs szoftver segítségével elért eredményeiből tézist fogalmazott meg a PhD disszertációjában. Az elért eredmények hasznosultak továbbá a BME Új Széchenyi Terv keretén belül meghirdetett "Új tehetséggondozó programok és kutatások a Műegyetem tudományos műhelyeiben" című projektben (Projektazonosító: TÁMOP - 4.2.2.B-10/1--2010-0009). A gőzfázisú forrasztás során a kondenzációs filmréteg kialakulásának vizsgálata terén elért eredményeim (2. és 3. tézis) alapján "gyárthatóságra tervezési" kritériumokat fogalmaztam meg a nyomtatott huzalozású (és egyéb más hordozóval rendelkező) áramkörök gőzfázisú forrasztással történő szerelése terén (részletesen ld. [T11], [T17], és [T18]). Az ismertetett eredmények részét képezik a 2013-ban elnyert Bolyai János kutatói ösztöndíjam programjának. Ugyancsak javaslatokat tettem a vákuumos gőzfázisú technológia további fejlesztéseire (4. tézis, [T21-23]). A gőzfázisú forrasztás területén elért eredményeimet a belga Exmore Ltd. felhasználta az új típusú forrasztó berendezésük fejlesztése során.

A nikkel köztesréteg és az ón forrasztási bevonat között végbemenő intermetallikus rétegnövekedés vizsgálata terén elért eredményeim (5. tézis) hozzájárultak a nikkel köztesréteg ón whisker növekedésgátló hatásának mélyebb megértéséhez, valamint beépültek két külföldi kutatócsoport munkájába: dr. Wahyu Diyatmika, National Taiwan University of Science and Technology; dr. Jung-Lae Jo, Osaka University (az innét érkezett számos hivatkozás alapján). Az eredmények hasznosultak továbbá a BME Új Széchenyi Terv keretén belül elnyert "Kutatóegyetem pályázatában" (Projektazonosító: TÁMOP-4.2.1/B-09/1/KMR-2010-0002), a Nanofizika, nanotechnológia, anyagtudomány (NNA) alprojektjében, valamint a Robert Bosch Elektronika kft.-nél.

Az ón vékonyrétegek vizsgálata terén elért eredményeim (6. tézis) hozzájárultak azon felismeréshez, hogy az eddig az iparban "ón whisker mentesnek" hitt ón vékonyrétegek is képesek whisker jelenségeket produkálni, emellett bázisát képezhetik további kutatásoknak ebben a témában. A kutatás témája hasznosult Robert Bosch Elektronika kft.-nél. A mikro-ötvözős forraszötvözetek ón whisker képződési hajlamának vizsgálata során elért eredményeim (7. tézis) hozzájárultak ezen új, minőségi és ár szempontjából előnyös forraszötvözetek megbízhatósági paramétereinek pontosabb megismeréséhez – ami elengedhetetlen a forraszötvözet tömeges ipari alkalmazása előtt –, valamint és forraszpaszták továbbfejlesztéséhez. Az eredmények hasznosultak amerikai Alpha forraszpaszta gyártó cégnél.

5. A tézisekről megjelent publikációk

(Vastag számozás jelöli a legjelentősebbeket.)

[T1] Illés B., Géczy A., Multi-Physics Modelling of a Vapour Phase Soldering (VPS) System, APPL THERM ENG 48 (2012) 54-62. (IF = 2.127)

[T2] Géczy A., Péter Zs., **Illés B.**, Illyefalvi-Vitéz Zs., Pressure Sensing: A Novel Method for Characterizing the Processing Zone in Vapour Phase Soldering System, Proc. of 35th IEEE-ISSE conference, Bade Ausse, Ausztria, pp. 55-58., (2012).

[T3] Géczy A., Kvanduk B., **Illés B**., Illyefalvi-Vitéz Zs., Thermocouple Attachment Methods for PCB Profiling During Vapour Phase Soldering, Proc. of 18th IEEE SIITME conference, Alba Iulia, Románai, pp. 133-137, (2012).

[T4] Péter Zs., Géczy A., Illés B., Illyefalvi-Vitéz Zs., Pressure Measurements in a Batch Type Vapour Phase Soldering Station, Proc. of 18th IEEE SIITME conference, Alba Iulia, Románai, pp. 163-166, (2012).

[T5] Géczy A., **Illés B.**, Illyefalvi-Vitéz Zs., Investigating the process zone of a Vapour Phase Soldering oven, Proc. of the TAMOP PhD Workshop: TAMOP-4.2.2/B-10/1-2010-0009, Budapest, Magyarország, pp: 1-4. (P3), (2012).

[T6] **Illés B**., Géczy A., Condensation Model of Vapour Phase Soldering, Proc. of 18th IEEE SIITME conference, Alba Iulia, Románai, pp. 63-68, (2012).

[T7] Géczy A., **Illés B.**, Péter Zs., Illyefalvi-Vitéz Zs., Characterization of Vapour Phase Soldering Process Zone with Pressure Measurements, SOLDER SURF MT TECH 25/2 (2013) 99-106 (IF = 0.688)

[T8] Illés B., Géczy A., Investigating the dynamic changes of the vapour concentration in a vapour phase soldering oven by simplified condensation modeling, APPL THERM ENG 59 (2013) 94-100. (IF = 2.624)

[T9] Géczy A., **Illés B.**, Illyefalvi-Vitéz Zs., Modeling Method of Heat Transfer During Vapour Phase Soldering Based on Filmwise Condensation Theory, INT J HEAT MASS TRAN 67 (2013) 1145-1150. (IF=2.522).

[T10] **Illés B.**, Modeling Galden Layer Formation on PCB Surface During Vapour Phase Soldering, Proc. of 19th IEEE SIITME conference, Galti, Románia, pp. 69-74, (2013).

[T11] Géczy A., **Illés B.**, Illyefalvi-Vitéz Zs., Modeling of Condensation Heating During Vapour Phase Soldering, Proc. of 36th IEEE-ISSE conference, Alba Iulia, Romania, pp. 274–279, (2013).

[T12] Illés B., Géczy A., Numerical Simulation of Condensate Layer Formation During Vapour Phase Soldering, APPL THERM ENG 70 (2014) 421-429. (IF = 2.739).

[T13] A. Géczy, **B. Illés**, Zs. Péter, Z. Illyefalvi-Vitéz, Simplified Heat Transfer Modeling for Vapour Phase Soldering Based on Filmwise Condensation for Different Horizontal Printed Circuit Boards, HEAT MASS TRANSFER 51 (2015) 335-342. (IF = 1.044)

[T14] A. Géczy, **B. Illés**, T. Darnai, Investigating Condensation Heat Transfer during Vapour Phase Soldering on Round-Shaped PCB Plates, INT J HEAT MASS TRAN 86 (2015) 639-647. (IF=2.857) [T15] **Illés B.**, Dependence of Condensate Thickness on the Substrate Properties during Vapour Phase Soldering, Proc. of 21th IEEE-SIITME conference, Brasov, Romania, pp. 71-76, (2015).

[**T16**] **Illés B.**, Géczy A., Skwarek A., Busek D., Effects of substrate thermal properties on the heat transfer coefficient of vapour phase soldering, INT J HEAT MASS TRAN 101 (2016) 69-75. (IF=3.458)

[T17] Illés B., Géczy A., Investigating the heat transfer on the top side of inclined printed circuit boards during vapour phase soldering, APPL THERM ENG 103 (2016) 1398-1407. (IF = 3.356)

[T18] Géczy A., Kvanduk B., **Illés B.**, Harsányi G., Comparative Study on Proper Thermocouple Attachment for Vapour Phase Soldering Profiling, SOLDER SURF MT TECH 28/1 (2016) 7-12 (IF = 1.460)

[T19] Géczy A., Nagy D., **Illés B.**, Fazekas L., Krammer O., Busek D., Studying heat transfer on inclined printed circuit boards during vapour phase soldering, SOLDER SURF MT TECH 29/1 (2017) 34-41 (IF = 1.460 (2016))

[T20] **Illés B.,** Skwarek A., Géczy A., Witek K., Numerical Study of Vapour Concentration Reduction in a Vacuum Vapour Phase Soldering Oven, Proc. of 40th IEEE-ISSE conference, Sofia, Bulgaria, pp: 1-6, (2017), DOI: 10.1109/ISSE.2017.8000941.

[**T21**] **Illés B.,** Skwarek A., Géczy A., Krammer O., Bušek D., Numerical modelling of the heat and mass transport processes in a Vacuum Vapour Phase Soldering System, INT J HEAT MASS TRAN 114 (2017) 613–620. (IF=3.458 (2016))

[T22] **Illés B.**, Skwarek A., Géczy A., Szwagierczak D., Witek K., Void Separation Efficiency of Vacuum VPS technology on FR4 and LTCC Substrates, Proc. of 23rd IEEE SIITME conference, Constanca, Románai, pp. 1-6, (2017). (közlésre elfogadva)

[T23] **Illés B.**, Skwarek A, Géczy A., Jakab L., Effect of the Vapour Concentration Decrease on the Solder Joints Temperature in a Vacuum Vapour Phase Soldering System, Proc. of 41th International Microelectronics and Packaging Conference, Warsaw, Poland, pp. 1-6, (2017). (közlésre elfogadva) [T24] B. Horváth, **B. Illés**, G. Harsányi, Investigation of tin whisker growth: The effects of Ni and Ag underplates, Proc. of 32th IEEE-ISSE conference, Brüno, Csehország, pp. 1-5, DOI: 10.1109/ISSE.2009.5207031 (2009).

[T25] Illés B., Horváth B., Harsányi G., Effect of Strongly Oxidizing Environment on Whisker Growth form Tin Coating, SURF COAT TECH, 205 (2010) 2262-2266. (IF=2.135)

[T26] Horváth B., Shinohara T., **Illés B.**, Harsányi G., Tin Whisker Growth at High Humidity Environments – Investigated on Ni and Ag Underlayered Leadframes, Proc. of the 57th Materials and Environment Debate, Okinawa, Japán, pp. 304-307, (2010).

[**T27**] Horváth B., **Illés B.**, Shinohara T., Harányi G., Effects of Humidity on Tin Whisker Growth -Investigated on Ni and Ag Underplated Layer Construction, THIN SOLID FILMS 520 (2011) 384-390 (IF=1.890)

[T28] Horváth B., **Illés B.**, Shinohara T., Growth of intermetallics between Sn/Ni/Cu, Sn/Ag/Cu and Sn/Cu layered structures, THIN SOLID FILMS 556 (2014) 345-353. (IF=1.759)

[T29] **Illés B.**, Horváth B., Comparing the IMC layer growth in Sn-Cu, Sn-Ag-Cu and Sn-Ni-Cu layer systems, Proc. of 36th IEEE-ISSE conference, Alba Iulia, pp. 103-108, (2013).

[T30] **Illés B.**, Horváth B., Lipák B., Investigating Whisker Growth on Annealed and Recrystallized Tin Platings, Proc. of 34th IEEE-ISSE conference, Tátra Lomnic, Szlovákia, pp. 141-146, (2011).

[T31] Horváth B., **Illés B.**, Shinohara T., Harsányi G., Whisker Growth on Annealed and Recrystallized Tin Platings, THIN SOLID FILMS 520 (2012) 5733-5740, (IF=1.604)

[T32] **Illés B.**, Horváth B., Lipák B., Géczy A., Investigating Whisker Growth on Immersion Tin Surface Finishing, Proceedings of 35th IEEE-ISSE conference 2012:242-247

[T33] Illés B., Horváth B., Whiskering Behaviour of Immersion Tin Surface Coating, MICROELECTRON RELIAB 53 (2013) 755-760, (IF = 1.214)

[T34] Horváth B., **Illés B.**, Shinohara T., Harsányi G., Microstructure of Sn Thin Films and its Effect on Whisker Growth after Stretching and Annealing, Proc. of 3rd Asian Materials Data Symposium, Okinawa, Japán, pp. 267-268, (2012).

[T35] **Illés B.**, Skwarek A., Krammer O., Medgyes B., Horváth B., Bátorfi R., Tin Whisker Growth from Tin Thin Film, Proceedings of 39th IEEE-ISSE conference 2016:173-178.

[T36] Illés B., Skwarek A., Bátorfi R., Ratajczak J., Czerwinski A., Krammer O., Medgyes B., Horváth B., Hurtony T., Whisker growth from vacuum evaporated submicron Sn thin films, SURF COAT TECH 311 (2017) 216-222. (IF=2.589 (2016))

[T37] Krammer O., **Illés B.**, Bátorfi R., Dušek K., Automatic characterisation method for statistical evaluation of tin whisker growth, MICROELECTRON RELIAB 73 (2017) 14-21 (IF = 1.371 (2016)) [T38] Horváth B., **Illés B.**, Shinohara T., Harsányi G., Determining Whiskering Properties of Tin-Copper Alloy Solder-dipped Platings, PERIOD POLYTECH ELEC 54/3-4 (2010) 107-110.

[T39] **Illés B**., Horváth b., Shinohara T., Harsányi G., Tin Whisker Growth from Sn-Cu (0-5 wt%) Surface Finishes, Proc. of 17th IEEE SIITME conference, Temesvár, Románia, pp. 49-54, (2011).

[T40] Horváth B., Shinohara T., **Illés B.**, Corrosion Properties and Tin Whisker Growth Behavior of Tin-Copper Alloy Thin Films, Proc. of 16th APCCC conference, Taiwan, pp. 1-5, (2012).

[T41] Horváth B., Shinohara T., **Illés B.,** Corrosion Properties of Tin-Copper Alloy Coatings in Aspect of Tin Whisker Growth, J ALLOY COMPD, 577 (2013) 439-444. (IF=2.726)

[T42] Horváth B., **Illés B**., Shinohara T., Harsányi G., Copper-Oxide Whisker Growth on Tin-Copper Alloy Coatings Caused by the Corrosion of Cu6Sn5 Intermetallics, J MATER SCI 48 (2013) 8052-8059 (IF=2.305)

[T43] Illés B., Horváth B., Tin Whisker Growth from Micro-alloyed SAC Solders in Corrosive Climate, J ALLOY COMPD 616 (2014) 116–121. (IF=2.999)

[T44] **Illés B**., Horváth B., Tin Whisker Growth from Low Ag Content Micro-alloyed SAC Solders, Proc. of 37th IEEE-ISSE conference, Drezda, Németország, pp. 152-157, (2014).

[T45] **Illés B.**, Fehérvári N., Relation between Tin Whiskering Ability Sn/Ag/Cu Solder Alloys and Current Load, Proceedings of 38th IEEE-ISSE conference 2015:173-178.

[T46] Illés B., Hurtony T., Medgyes B., Effect of current load on corrosion induced tin whisker growth from SnAgCu solder alloys, CORROS SCI 99 (2015) 313-319 (IF = 5.154)

[T47] Illés B., Horváth B., Géczy A., Krammer O., Dusek K., Corrosion induced tin whisker growth in electronic devices: A review, SOLDER SURF MT TECH 29/1 (2017) 59-68 (IF = 1.460 (2016)) [T48] Bátorfi R., **Illés B.**, Krammer O., Whisker Formation from SnAgCu Alloys and Tin Platings – Review on the Latest Results, Proceedings of 21th IEEE-SIITME conference 2015:373-376

A tézisek tématerületeihez kapcsolódó egyéb publikációk:

[E1] **Illés B.,** Measuring heat transfer coefficient in convection reflow ovens, MEASUREMENT 43 (2010) 1134–1141. (IF = 0.846))

[E2] **Illés B.**, Distribution of the heat transfer coefficient in convection reflow oven, APPL THERM ENG 30 (2010) 1523–1530. (IF = 1.823)

[E3] **Illés B.**, Kristóf G., Jakab L., Ruszinkó M., Gas Flow Simulation of a Fluxless Si Solder Bonding Oven, Proc. of 33t^h IEEE-ISSE conference, Varsó, Lenyelország, pp. 326-331, (2010).

[E4] **Illés B.,** Kristóf G., Jakab L., Thermal and gas flow characterization of a fluxless Si solder bonding oven, EXP THERM FLUID SCI 35 (2011) 29–36. (IF = 1.414)

[E5] **Illés B.**, Kristóf G., Gas Flow Simulations of a Fluxless Si Solder Bonding Oven, MICROELECTRON ENG 88 (2011) 760–766. (IF = 1.557)

[E6] Illés B., Bakó I., Numerical study of the gas flow velocity space in convection reflow oven, INT J HEAT MASS TRAN 70 (2014) 195-191. (IF=2.383)

[E7] **Illés B.**, Comparing 2D and 3D numerical simulation results of gas flow velocity in convection reflow oven, SOLDER SURF MT TECH 26/4 (2014) 223-230 (IF = 0.872)

[E8] Skwarek A., **Illés B.**, Synkiewicz B., Wroński S., Tarasiuk J., Witek K., Characterization of solder joints made with VPS on DBC substrate, J MATER SCI-MATER EL 28/2 (2017) 1769-1776. (IF = 2.019 (2016))

[E9] Skwarek A., **Illés B.**, Horváth B., Géczy A., Zachariasz P., Bušek D., Identification and caracterization of $\beta \rightarrow \alpha$ -Sn transition in SnCu1 bulk alloy inoculated with InSb, J MATER SCI-MATER EL (2017) in press (IF = 2.019 (2016))

[E10] Dušek K., Bušek D., Plaček M., Géczy A., Krammer O., **Illés B.**, Influence of vapor phase soldering fluid Galden on wetting forces (tombstone effect), J MATER PROCESS TECH 251 (2018) 20-25 (IF=3.147 (2016))

6. Köszönetnyilvánítás

Egy rövid felsorolás azokról, akik nélkül az itt ismertetett eredmények nem jöhettek volna létre:

Köszönetemet szeretném nyilvánítani a tanszékvezetésnek, *Dr. Harsányi Gábornak és Dr. Jakab Lászlónak*, akik lehetőséget és támogatást biztosítottak a kutatásaimhoz. Kolléganőmnek, *Dr. Horváth Barbarának*, akivel az ón whisker kutatások során együtt dolgoztunk. Kollégámnak, *Dr. Géczy Attilának*, akivel a gőzfázisú forrasztás kutatása során tevékenykedtünk együtt. Legtehetségesebb MSc. hallgatóimnak, *Lipák Balázsnak*, aki szintén az ón whisker kutatásokban nyújtott segítséget.

Köszönöm nemzetközi és hazai tudományos és ipari együttműködő partnereimnek Dr. Agata Skwareknek (ITE Krakkó), és Dr. Tadashi Shinoharának (NIMS, Japán) a segítséget és támogatását. Köszönettel tartozom a BME VIK Elektronikai Technológia Tanszék valamennyi munkatársának, akik mindig segítőkészen viszonyultak hozzám és a munkámhoz.

Köszönet illeti feleségemet, *Dr. Herbály Hedviget*, aki kitartó támogatásán kívül, ezen mű nyelvi lektorálásában nyújtott lényeges segítséget. Végül, de nem utolsósorban, a legmélyebb köszönetemet szeretném kifejezni *Szüleimnek*, akik minden lehetséges eszközzel támogatták ambícióimat a pályám során.

7. Hivatkozott irodalmak

1. fejezet:

- [1.1] Harsányi G., Illyefalvi-Vitéz Zs., Ripka G.: Multichip modulok, Műegyetemi Könyvkiadó, 2000.
- [1.2] Whalley D.C., A simplified reflow soldering process model, J MATER PROCESS TECH 150 (2004) 134–144.
- [1.3] RoHS, Restriction of Hazardous Substances Directive 2002/95/EC
- [1.4] Illyefalvi-Vitéz Zs, Krammer O, Pinkola J, Riegel B, Ruzsics N, Juhász G, Lead-free Soldering Implementation Issues, Proc. of the 4th European Microelectronics and Packaging Symposium (EMPS), Therme Catez, Slovenia, pp. 231-236, (2006).
- [1.5] Eftychiou M.A., Bergman T.L., Masada G.Y., A Detailed Thermal Model of the Infrared Reflow Soldering Process, J ELECTRON PACKAGING 115/1 (1993) 55–62.
- [1.6] Géczy A., Illyefalvi-Vitéz Zs., Szőke P., Investigations on Vapor Phase Soldering Process in an Experimental Soldering Station, MICRO AND NANOSYSTEMS 2/3 (2010) 170-177.
- [1.7] Pfahl R.C., Amman H.H., Method for Soldering, Fusing or Brazing, US Patent 3,866,307 1975.
- [1.8] Avataneo M., Navarrini W., De Patto U., Marchionni G., Novel perfluoropolyethers containing 2,2,4-trifluoro-5-trifluoromethoxy-1,3-dioxole blocks: synthesis and characterization, J FLUORINE CHEM 130 (2009) 933–937.
- [1.10] Krammer O., Illés B., Lead-Free Soldering Technology Review Evaluating Solder Pastes and Stencils, Proc. of 29th IEEE International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), St. Marienthal, Németország, pp. 86-91, (2006).
- [1.11] Britton S.C., Spontaneous Growth of Whiskers on Tin Coatings: 20 Years of Observation, Transactions of the Institute of Metal Finishes 52 (1974) 95-102.
- [1.12] Lee B.Z., Lee D.N., Spontaneous Growth Mechanism of Tin Whiskers, ACTA MATER 46/10 (1998) 3701-3714.

2. fejezet:

- [2.1] Géczy A., Illyefalvi-Vitéz Zs., Szőke P., Investigations on Vapor Phase Soldering Process in an Experimental Soldering Station, MICRO AND NANOSYSTEMS 2/3 (2010) 170-177.
- [2.2] Pfahl R.C., Ammann H.H, Method for Soldering, Fusing or Bracing, US Patent 3,866,307, (1975).
- [2.3] Wenger G.M., Evaluation and Characterization of Condensation Soldering Fluids without Sophisticated Analytical Equipment, Proc. of Nepcon, West at Anaheim, USA, pp. 135-150, (1987).
- [2.4] Leicht H., Thumm A., Today's Vapor Phase Soldering An Optimized Reflow Technology for Lead Free Soldering, Proc. of Surface Mount Technology Association conference, Orlando, USA, P. 45. (2008).
- [2.5] Bassi M., Estimation of the vapor pressure of PFPEs by TGA, THERMOCHIM ACTA 521 (2011) 197–201.
- [2.6] Avataneo M., Navarrini W., De Patto U., Marchionni G., Novel perfluoropolyethers containing 2,2,4-trifluoro-5-trifluoromethoxy-1,3-dioxole blocks: synthesis and characterization, J FLUORINE CHEM 130 (2009) 933–937.
- [2.7] Volpert M., Kopp C., Routin J., Gasse A., Bernabe S., Rossat C., Tournair M., Hamelin R., Lecocq V., A Fluxless Bonding Process using AuSn or Indium for a Miniaturized Hermetic Package, in: Proc. of IEEE Electronic Components and Technology Conference, San Diego, USA, pp. 224-231. (2009)
- [2.8] Lee W., Son G., Numerical simulation of boiling enhancement on a microstructured surface, INT COMMUN HEAT MASS 38 (2011) 168-173.
- [2.9] Benli H., A performance comparison between a horizontal source and a vertical source heat pump systems for a greenhouse heating in the mild climate Elazig, Turkey, APPL THERM ENG 50 (2013) 197-206.
- [2.10] Li Y., He H., Zeng Z., Evaporation and condensation heat transfer in a heat pipe with a sintered-grooved composite wick, APPL THERM ENG 50 (2013) 342-351.

- [2.11] Liu X., Xiao Y., Inthavong K., Tu J., A fast and simple numerical model for a deeply buried underground tunnel in heating and cooling applications, APPL THERM ENG 62 (2014) 545-552.
- [2.12] Ge M., Zhao J., Wang S., Experimental investigation of steam condensation with high concentration CO2 on a horizontal tube, APPL THERM ENG 61 (2013) 334-343.
- [2.13] Suihkonen D., Vapor phase for lead-free reflow, Global SMT & Packaging 7/9 (2007) 30-32.
- [2.14] Illés B., Distribution of the heat transfer coefficient in convection reflow oven, APPL THERM ENG 30 (2010) 1523–1530.
- [2.15] Freedman G.M., Soldering Techniques, Vapor-Phase Reflow Soldering, in (Ed.) Coombs C.F. Jr., Printed Circuits Handbook, 6th ed., McGraw-Hill, New York, USA, pp. 47/42-43, (2008).
- [2.16] Géczy A., Illés B., Péter Zs., Illyefalvi-Vitéz Zs., Simplified Heat Transfer Modeling for Vapour Phase Soldering Based on Filmwise Condensation for Different Horizontal Printed Circuit Boards, HEAT MASS TRANSFER 51 (2015) 335-342.
- [2.17] Strauss R., SMT Soldering Handbook, 2nd ed., BH Newnes, Oxford, UK, pp. 179 188, (1998).
- [2.18] Huang Y.E., Hagen D., Dody G., Burnette T., Effect Of Solder Reflow Temperature Profile On Plastic Package Delamination, Proc. of IEEE Electronics Manufacturing Technology Symposium, Anaheim, USA, pp. 105-111, (1998).
- [2.19] Thumm A., Going Lead Free with Vapor Phase Soldering Lead Free is Still a Challenge for Major Industries, in Proc. of SMTA International Conference on Soldering and Reliability, Toronto, Ontario, (2010).
- [2.20] Clyde F. Coombs, Jr., Gary M. Freedman, Vapor-Phase Reflow Soldering, Printed Circuits Handbook (6th ed.), Chapter 47.6, McGraw-Hill, pp. 47/42-43 (2008).
- [2.21] Lee K.W., Earmme Y.Y., Effect of geometric parameters on popcorn cracking in plastic packages during VPS process, FINITE ELEMENT ANALYSIS DESGIN 30 (1998) 81-96.
- [2.22] Lee N.-C., Assembly Processes: Reflow, Reflow Soldering Processes and Troubleshooting: SMT, BGA, CSP and Flip Chip Technologies, BH Newnes, Oxford, UK, pp. 4/77-80, (2002).
- [2.23] Lee N.-C., Reflow Soldering Processes and Troubleshooting: SMT, BGA, CSP and Flip Chip Technologies, BH Newnes, pp 4/79-80, (2002).
- [2.24] Villain J., Beschomer M., Hacke H.J., Brabetz B., Zapf J., Formation, Distribution and Failure Effects of Voids in Vapor-Phase Soldered Small Solder Volumes, in Proc. of IEEE International Symposium on Advanced Packaging Materials: Processes, Properties and Interfaces conference, Braselton, USA, pp. 141-144, (2000).
- [2.25] Synkiewicz B.K., Skwarek A., Witek K., Voids investigation in solder joints performed with vapour phase soldering (VPS), SOLDER SURF MT TECH 26/1, pp. 8 11, (2014).
- [2.26] Krammer O., Garami T., Investigating the Mechanical Strength of Vapor Phase Soldered Chip Components Joints, Proc. of IEEE SIITME conference, Pitesti, Romania, pp. 103-106, (2010).
- [2.27] Pietrikova A., Durisin J., VPS and reliability of solder joint, in Proc. of 15th IEEE SIITME conference, Gyula, Magyarország, pp.395-398, (2009).
- [2.28] Krammer O., Garami T., Comparing the Intermetallic Layer Formation of Infrared and Vapour Phase Soldering, in Proc. of 34th IEEE-ISSE conference, Tatranska Lomnica, Szlovakia, pp. 196-201,(2011).
- [2.29] Dumitru G.I., Tudor A., Chisiu G., Plotog I., Mechanical Characteristics of Electronic Printed Circuit Obtained by the Vapour Phase Soldering Process, APPL MECH MATER. 658 (2014) 71-76.
- [2.30] Synkiewicz B., Skwarek A., Witek K., Vapour phase soldering used for quality improvement of semiconductor thermogenerators (TEGs) assembly, MAT SCI SEMICON PROC 38 (2015) 346–351.
- [2.31] W. Liu, R. An, Y. Ding, C.-Q. Wang, Y.-H. Tian, K. Shen, Microstructure and properties of AgCu/2 wt% Ag-added Sn–Pb solder/CuBe joints fabricated by vapor phase soldering, RARE METALS, in press, DOI 10.1007/s12598-015-0545-y
- [2.32] Coada D., PoP (package on package) and vapor phase technology ,Global SMT & Packaging, 9/9 (2009) 10-13.
- [2.33] Krammer O., Comparing the reliability and intermetallic layer of solder joints prepared with infrared and vapour phase soldering, SOLDER SURF MT TECH 26 (2014) 214-222.

- [2.34] Géczy A., Léner V., Hajdu I., Illyefalvi-Vitéz Zs.t, Low Temperature Soldering on Biopolymer (PLA) Printed Wiring Board Substrate, in Proc. of 34th IEEE International Spring Seminar on Electronics Technology, Tatranska Lomnica, Szlovákia, pp. 57-62, (2011).
- [2.35] Duck A., Zabel C., Vapour Phase Reflow Profiling for Lead Free Alloys, Proc. of International Conference on Soldering & Reliability, Toronto, Canada, Paper No. 2, (2010).
- [2.36] Dunn, T., High Quality Vapor Phase Reflow Soldering, Annual Expo & Tech Forum, Arizona-Sonora, USA, (2012).
- [2.37] Géczy A., Investigations into the Process of Vapour Phase Soldering, PhD disszertáció, BME, (2014).
- [2.38] Zabel C., Duck A., Vapour phase vacuum-soldering. A new process technology opens tremendous production capabilities when reflow-soldering, Proc. of International Conference on Soldering & Reliability, Toronto, Canada, Paper No. 6, (2009).
- [2.39] Krammer O., Varga B., Dušek K., New method for determining correction factors for pin-inpaste solder volumes, SOLDER SURF MT TECH 29/1 (2017) 2-9.
- [2.40] Krammer O., Varga B., Busek D., Investigating the effect of solder paste viscosity change on the pressure during stencil printing, in Proc. of 22nd International Symposium for Design and Technology in Electronic Packaging (SIITME), Oradea, Romania, pp. 36-39 (2016).
- [2.41] El-Agouz S.A, El-Samadony Y.A.F, Kabeel A.E., Performance evaluation of a continuous flow inclined solar still desalination system, ENERG CONVERS MANAGE 101 (2015) 606– 615.
- [2.42] Lips S., Meyer J.P., Experimental study of convective condensation in an inclined smooth tube. Part I: Inclination effect on flow pattern and heat transfer coefficient, INT J HEAT MASS TRAN 55 (2012) 395–404.
- [2.43] Caruso G., Di Maio D.V., Naviglio A., Film condensation in inclined tubes with noncondensable gases: An experimental study on the local heat transfer coefficient, Intern. Commun. HEAT MASS TRANSFER. 45 (2013) 1–10.
- [2.44] Lips S., Meyer J.P., Stratified flow model for convective condensation in an inclined tube, INT J HEAT FLUID FL 36 (2012) 83–91.
- [2.45] Meyer J.P., Dirker J., Adelaja A.O., Condensation heat transfer in smooth inclined tubes for R134a at different saturation temperatures, INT J HEAT MASS TRAN 70 (2014) 515–525.
- [2.46] Plotog I., Cueu T., Mihaileseu B., Varzaru G., Svasta P., Busu I., PCBs with Different Core Materials Assembling in Vapor Phase Soldering Technology, Proc. of 9th IEEE-ISETC conference, Temesvár, Románia, pp. 421-424, (2010).
- [2.47] Géczy A., Péter Zs., Illyefalvi-Vitéz Zs., 3D Thermal Profiling of an Experimental Vapour Phase Soldering Station, in Proc. of 34th IEEE-ISSE conference, Tatranska Lomnica, Szlovakia, pp. 89-93, (2011).
- [2.48] Lam D.M., Vapour Phase Soldering Device, PhD Thesis, Czech Technical University In Prague, 2011.
- [2.49] Leider W., "Dampfphasenlöten Grundlagen und praktische Anwendung", Eugen G. Leuze Verlag, Bad Saulgau, Germany, 2002.
- [2.50] Kreith F., ed., The CRC Handbook of Thermal Engineering, 32th chapter: Convection Heat Transfer, CRC Press, (2000).
- [2.51] Géczy A., Illés B., Illyefalvi-Vitéz Zs., Modeling Method of Heat Transfer During Vapour Phase Soldering Based on Filmwise Condensation Theory, INT J HEAT MASS TRAN 67 (2013) 1145-1150.
- [2.52] Sanvicentea E., Giroux-Juliena S., Ménézoa C., Bouiac H., Transitional natural convection flow and heat transfer in an open channel, INT J THERM SCI 63, (2013) 87–104.
- [2.53] Nusselt W., Die Oberflachenkondensation der Wasserdampfes, Zeitung des Vereins Deutscher Ingenieure 60 (1916) 541-569.
- [2.54] Popov V.D., Heat Transfer During Vapor Condensation on Horizontal Surfaces, Trudy Kiev. Teknol. Inst. Pishch, Prom. 11 (1951) 87-97.
- [2.55] Nimmo B.G., Leppert G., Laminar Film Condensation on a Finite Horizontal Surface, Proceedings of 4th International Heat Transfer Conference, France, Paris, pp. 402-403, (1970).
- [2.56] Chiou J.S., Chang T.B., Laminar film condensation on a horizontal disk, HEAT MASS TRANSFER 29 (1994) 141-144.

- [2.57] Kimura S., Bejan A., Pop I., Natural convection near a cold plate facing upward in a porous medium, J HEAT TRANSF 107 (1985) 819-825.
- [2.58] Bejan A., Film condensation on an upward facing plate with free edges, INT J HEAT MASS TRAN 34 (1991) 582-587.
- [2.59] Gerstmann J., Griffith P., Laminar film condensation on the underside of horizontal and inclined surfaces, INT J HEAT MASS TRAN 10 (1967) 541-569.
- [2.60] Marto P.J., Rohsenow W.M., Hartnett J.P., Cho Y.I., 1^{ed}., Handbook of Heat Transfer, McGraw-Hill, New York, 14.1-.27. (1998).
- [2.61] Rohsenow W.M., Heat Transfer and Temperature Distribution in Laminar Film Condensation, Transactions of ASME 78 (1956) 1645-1648.
- [2.62] Drew T.B. (personal communication) in McAdams W.H., Heat Transmission, 3^{ed}., McGraw-Hill, New York, p. 330, (1954).
- [2.63] Morton K.W, Mayers D.F., Numerical Solution of Partial Differential Equations, An Introduction, Cambridge University Press, 2005.
- [2.64] Chena C.-L., Cheng C.-H., Numerical simulation of periodic mixed convective heat transfer in a rectangular cavity with a vibrating lid, APPL THERM ENG 29 (2009) 2855–2862.
- [2.65] Géczy A., Illés B., Péter Zs., Illyefalvi-Vitéz Zs., Characterization of Vapour Phase Soldering Process Zone with Pressure Measurements, SOLDER SURF MT TECH 25/2 (2013) 99-106.
- [2.66] Cheng W., Liu N., Wu W., Studies on thermal properties and thermal control effectiveness of a new shape-stabilized phase change material with high thermal conductivity, APPL THERM ENG 36 (2012) 345-352.]
- [2.67] Bougriou C., Bessaih R., Determination of apparent heat transfer coefficient by condensation in an industrial finned-tube heat exchanger: prediction, APPL THERM ENG 25 (2005) 1863– 1870.
- [2.68] Cheng S., Sun F., Shi Y., Experimental study of condensation heat transfer characteristics of horizontal tube bundles in vacuum states, J HYDRODYN 24/4 (2012) 628–634.
- [2.69] Ali H.M., Briggs A., Condensation heat transfer on pin-fin tubes: Effect of thermal conductivity and pin height, APPL THERM ENG 60 (2013) 465-471.
- [2.70] Li Y., He H., Zeng Z., Evaporation and condensation heat transfer in a heat pipe with a sintered-grooved composite wick, APPL THERM ENG 50 (2013) 342–351.
- [2.71] Dengliang Z., Hong X., Yan S., Baojin Q., Numerical heat transfer analysis of laminar film condensation on a vertical fluted tube, APPL THERM ENG 30 (2010) 1159–1163.
- [2.72] Tang G.H., Hu H.W., Zhuang Z.N., Tao W.Q., Film condensation heat transfer on a horizontal tube in presence of a noncondensable gas, APPL THERM ENG 36 (2012) 414–425.
- [2.73] Chang T.-B., Mixed-convection film condensation along outside surface of vertical tube in saturated vapor with forced flow, APPL THERM ENG 28 (2008) 547–555.
- [2.74] Gonçalves C.V., Carvalho S.R., Guimarăes G., Application of optimization techniques and the enthalpy method to solve a 3D-inverse problem during a TIG welding process, APPL THERM ENG 30 (2010) 2396-2402.
- [2.75] Fouda A., Melikyan Z., A simplified model for analysis of heat and mass transfer in a direct evaporative cooler, APPL THERM ENG 31 (2011) 932-936.
- [2.76] Illés B., Harsányi G., 3D Thermal Model to Investigate Component Displacement Phenomenon during Reflow Soldering, MICROELECTRON RELIAB 48 (2008) 1062-1068.
- [2.77] Li M., Steiner J., Tang S., Convergence and stability analysis of an explicit finite difference method for 2-dimensional reaction-diffusion equations, Journal of Australian Mathematic Society Series B. 36 (1994) 234-241.
- [2.78] Chang T.-B., Yeh W.-Y., Theoretical investigation into condensation heat transfer on horizontal elliptical tube in stationary saturated vapor with wall suction, APPL THERM ENG 31 (2011) 946–953.
- [2.79] Buck A.L., New equations for computing vapor pressure and enhancement factor, J APPL METEOROL 20 (1981) 1527–1532.
- [2.80] Daitoku Tech, Co., LTD., Manufacturer datasheet of Galden fluid, <u>http://www.daitokutech.com/products/galden/data/HT170.pdf</u>.
- [2.81] Krammer O., Modelling the Self-Alignment of Passive Chip Components during Reflow Soldering, MICROELECTRON RELIAB 54 (2014) 457-463.

- [2.82] Bae Y.-Y., Kim E.-S-, Kim M., Assessment of low-Reynolds number k-ε turbulence models against highly buoyant flows, INT J HEAT MASS TRAN 108/A (2017) 529–536.
- [2.83] Lee A.L., Gonzalez M.H., Eakin B.E., The Viscosity of Natural Gases, J PETROL TECHNOL 18/8 (1966) 997–1000.

3. fejezet:

- [3.1] Britton S.C., Spontaneous Growth of Whiskers on Tin Coatings: 20 Years of Observation, T I MET FINISH 52 (1974) 95-102.
- [3.2] Compton K.G., Mendizza A., S.M. Arnold S.M, Filamentary Growths on Metal Surfaces "Whiskers", CORROSION 7/10 (1951) 327-334.
- [3.3] Herring C., Galt J.K., Physics Review 85/6 (1952) 1060-1061.
- [3.4] Frank F.C, On Tin Whiskers, Phil. Magazine., XLIV/7 (1953) 854-860.
- [3.5] Eshelby J.D., A Tentative Theory of Metallic Whisker Growth, Physics Review, 91 (1953) 755-756.
- [3.6] Fisher R.M., Darken L.S., Carroll G.K, Accelerated Growth of Tin Whiskers, ACTA METALL MATER. 2/3 (1954) 368-372.
- [3.7] Arnold S.M., The Growth and Properties of Metal Whisker., Proc. 43rd Annual Convention of the American Electroplater's Soc., pp. 26-31, (1956).
- [3.8] Amelinckx S., Bontinck W., Dekeyser W., Seitz F., On the Formation and Properties of Helical Dislocations, Phil. Magzine, Ser. 8th/2/15 (1957) 355-377.
- [3.9] Illyefalvi-Vitéz Zs., Pinkola J., Harsányi G., Dominkovics Cs., Illés B., Tersztyánszky L., Present Status of Transition to Pb-free Soldering, Proc. of 28th IEEE-ISSE conference, Wiener Neustadt, Austria, pp. 72-77, (2005).
- [3.10] Lee B.Z., Lee D.N., Spontaneous Growth Mechanism of Tin Whiskers, ACTA MATER 46/10) (1998) 3701-3714.
- [3.11] Zhang Y., Xu C., Fan C., Abys J., Tin Whisker Growth and Prevention, Journal of Surface Mount Technology, 13/4 (2000) pp. 1-9.
- [3.12] Nakadaira Y., Jeong S., Shim j., Seo J., Min S., Cho T., Kang S., Oh S., Growth of tin whiskers for lead-free plated leadframe packages in high humid environments and during thermal cycling, MICROELECTRON RELIAB 48 (2008) 83–104.
- [3.13] Su P., Howell J., Chopin S., A Statistical Study of Sn Whisker Population and Growth During Elevated Temperature and Humidity Tests, IEEE Trans. Electron. Packaging Manuf. 29 (2006) 246–251.
- [3.14] Zhao J.H, Su P., Ding M., Chopin S., Ho P.S., Microstructure-Based Stress Modeling of Tin Whisker Growth, IEEE Trans. Electron. Packag. Manuf. 29 (2006) 265-273
- [3.15] Kadesch J.S., Leidecker H., The continuing dangers of tin whiskers and attempts to control them with conformal coating, Proc. of 37th IMAPS Nordic conference, pp. 108-116, (2000).
- [3.16] Kim K.S., Yu C.H., Yang J.M., Behavior of tin whisker formation and growth on lead-free solder finish, Thin Solid Films 504 (2006) 350-354.
- [3.17] Yanada I., Electroplating of lead-free solder alloys composed of Sn-Bi and Sn-Ag, Proc. of IPC Print. Circuits Expo, Long Beach, USA, paper No. S11-2, (1998).
- [3.18] Fukuda Y., Osterman M., Pecht M., The impact of electrical current, mechanical bending, and thermal annealing on tin whisker growth, MICROELECTRON RELIAB 47 (2007) 88-92.
- [3.19] Smetana J., Theory of tin whisker growth: "The End Game", IEEE Transactions on Electronics Packaging and Manufacturing 30 (1) (2007) 11–22.
- [3.20] Vo N., Nadaira Y., Matsura T., Tsuriya M., Kangas R., Conrad J., Sundram B., Lee K., Arunasalam S., Pb-free Plating for Peripheral/Leadframe Packages, Proc. of IEEE Electronic Component Conference, pp. 213-218, (2001).
- [3.21] iNEMI Tin Whisker User Group, Recommendations on Lead-Free Finishes for Components, Used in High-Reliability Products, Version 3, May 2005.
- [3.22] Kim K.S., Yu C.H., Han S.W., Yang K.C., Kim J.H., Investigation of relation between intermetallic and tin whisker growths under ambient condition, MICROELECTRON RELIAB 48 (2008) 111-118.

- [3.23] Dittes M., Oberndorff P., Petit L., Tin Whisker Formation Results, Test Methods and Countermeasures, Proc. of Electronic Components and Technology Conference. Louisiana, USA, pp. 822-826, (2003).
- [3.24] Kim K.S., Kim J.H., Han S.W., The effect of postbake treatment on whisker growth under high temperature and humidity conditions on tin-plated Cu substrates, Material Letters 62 (2008) 1867-1870.
- [3.25] Sobiech M., Welzel U., Schuster R., Mittemeijer E.J., Hugel W., Seekamp A., Muller V., The Microstructure and State of Stress of Sn Thin Films after Post-Plating Annealing: An Explanation for the Suppression of Whisker Formation?, Proc. of Electronic Components and Technology Conference. Reno, USA, pp. 192-197, (2007).
- [3.26] Xu C., Zhang Y., Fan C., Abys J.A., Driving force for the formation of Sn whiskers: compressive stress-pathways for its generation and remedies for its elimination and minimization, IEEE Trans.Electron. Packag. Manuf. 28 (2005) 31–35.
- [3.27] Barthelmes J., Lagorce-Broc F., Kiihlkamp P., Kok S.W., Neoh D.G., Different Storage Conditions have Different Whisker Growth Mechanisms, Can Bright Tin be an Alternative to Matt Tin?, Proc. of International Electronics Manufacturing Technology Conference, Kuala Lumpur, Malaysia, 257-261, (2006).
- [3.28] Osenbach J.W., Shook R.L., Vaccaro B.T., Potteiger B.D., Amin A.N., Hooghan K.N., Suratkar P., Ruengsinsub P., Sn whiskers: material, design, processing, and post-plate reflow effects and development of an overall phenomenological theory, IEEE Transactions on Electronics Packaging and Manufacturing 28 (2005) 36-62.
- [3.29] Lal S., Moyer T.D., Role of intrinsic stresses in the phenomena of tin whiskers in electrical connectors, IEEE Trans.Electron. Packag. Manuf. 28 (2005) 63–74.
- [3.30] Horváth B., Examination of tin whisker growth on electronics devices, Phd disszertáció, 2012, BME-OMIKK.
- [3.31] Galyon G.T., Palmer L., An integrated theory of whisker formation: the hysical metallurgy of whisker formation and the role of internal stresses, IEEE Transactions on Electronincs Packaging Manufacturing 28 (2005) 17–30.
- [3.32] Bader S., Gust W., Hieber H., Rapid formation of intermetallic compounds interdiffusion in the Cu-Sn and Ni-Sn systems, ACTA METALL MATER 43 (1995) 329-337.
- [3.33] Sasaki T., Tanaka M., Ohno Y., Intermetallic compound formation between lead-free solders (Sn) and Cu or Ni electrodes, Material Letters 61 (2007) 2093–2095.
- [3.34] He M., Lau W.H., Qi G., Chen Z., Intermetallic compound formation between Sn–3.5Ag solder and Ni-based metallization during liquid state reaction, THIN SOLID FILMS 462– 463 (2004) 376–383.
- [3.35] Vianco P.T., Wright R.D., Hlava P.F., Martin J.J., Dissolution and interface reactions between the 95.5Sn-3.9Ag-0.6Cu, 99.3Sn-0.7Cu, and 63Sn-37Pb Solders on silver base metal, METALL MATER TRANS A 37 (2006) 1551-1561.
- [3.36] Sidhu R.S., Madge S.V., Deng X., Chawla N., On the nature of the interface between Ag₃Sn intermetallics and Sn in Sn-3.5 Ag solder alloys, J ELECTRON MATER 36 (2007) 1615-1620.
- [3.37] Vianco P.T., Martin J.J., Wright R.D., Hlava P.F., Solid-state interface reactions between silver and 95.5Sn-3.9Ag-0.6Cu and 63Sn-37Pb solders, METALL MATER TRANS A, 38 (2007) 2488-2502.
- [3.38] Beilis I.I., Koulik Y., Boxman R.L., Arb D., Thin film deposition using a plasma source with a hot refractory anode vacuum arc, J MATER SCI 45/23, (2010) 6325–6331.
- [3.39] Hu H., Liu H., Zeng M., Liu J., Zhu M., Progress on Sn-based thin-film anode materials for lithium-ion batteries, Chin. Sci. Bull. 57 (2012) 4119-4130.
- [3.40] Su P., Ding M., Chopin S., Effects of reflow on the microstructure and whisker growth propensity of Sn finish, Proc. of Electronic Components and Technology Conference, Orlando, USA, pp. 434-440, (2005).
- [3.41] Chen Y. H., Wang Y. Y., Wan C. C.: Microstructural characteristics of immersion tin coatings on copper circuitries in circuit boards, SURF COAT TECH 202 (2007) 417-424.
- [3.42] Takeuchi M, Kamiyama K, Suganuma K., Suppression of tin whisker formation on fine pitch connectors by surface roughening, J ELECTRON MATER 35 (2006) 1918-1925.

- [3.43] Gorbunova K.M., Glazunova V.K., Present state of the problem of spontaneous growth of whisker, Zaschita Metallov 20 (1984) 342.
- [3.44] Lamprecht S., Hutchinson S. "Immersion Tin Kinetics of Whisker growth", Report of Atotech Deutschland GmbH, 2012.
- [3.45] Kehrer H.P., Kadereit H.G., Tracer Experiments on the growth of tin whiskers, APPL PHYS LETT 16 (1970) 41.
- [3.46] Bozack M.J, Crandall E.R., Rodekohr C.L, Dean R.N., Flowers G.T., Suhling J.C., High Lateral Resolution Auger Electron Spectroscopic (AES) Measurements for Sn Whiskers on Brass, IEEE Trans. Elect. Packag. Manuf., 33/3 (2010) 198-204.
- [3.47] Chen C., Shih P., A peculiar composite structure of carbon nanofibers growing on a microsized tin whisker, J. Mater. Res. 23 (2008) 2668 – 2673.
- [3.48] Cheng J., Vianco P.T., Zhang B., Li J.C.M., Nucleation and growth of tin whiskers, APPL PHYS LETT 98 (2011), 241910.
- [3.49] Cheng J., Tin Whiskers in Electronic Packaging: Mechanism and Modeling, PhD Thesis, University of Rochester, Rochester, New York, 2011, p. 144.
- [3.50] Cheng J., Vianco P.T., Li J.C.M, Hollow tin/chromium whiskers, APPL PHYS LETT 96 (2010), 184102
- [3.51] Piñol L.A, Melngailis J., Charles H.K., Lee D.M., Deacon R., Coles G., Clatterbaugh G., Influence of Tin Deposition Methods on Tin Whisker Formation, IEEE T COMP PACK MAN 1 (2011) 2028-2032.
- [3.52] Li J., Yang F., Ye J., Cheng Y.-T., Whisker formation on a thin film tin lithium-ion battery anode, J POWER SOURCES 196 (2011) 1474–1477.
- [3.53] Krammer O., Garami T., Reliability Investigation of Low Silver Content Micro-alloyed SAC Solders, Proc. of 35th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), Bad Aussee, Austria, pp. 149-154, (2012).
- [3.54] Perevezentsev B.N., Kurmaev M.N., Microalloying of Alloys of the Sn Ag Cu System, MET SCI HEAT TREAT+ 51 (2009) 540–543.
- [3.55] Pandher R.S., Lewis B.G., Vangaveti R., Singh B., Drop Shock Reliability of Lead-Free Alloys - Effect of Micro-Additives, Proc. of 57th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), Reno, USA, pp. 669–676, (2007).
- [3.56] Nadia A., Haseeb A.S.M.A, Understanding the Effects of Addition of Copper Nanoparticles to Sn-3.5 Ag Solder, SOLDER SURF MT TECH 23 (2011) 68–74.
- [3.57] Skwarek A, Ratajczak J., Czerwinski A., Witek K., Kulawik J., Effect of Cu addition on whisker formation in tin-rich solder alloys under thermal shock stress, APPL SURF SCI 255 (2009) 7100–7103.
- [3.58] Skwarek A., Witek K., Ratajczak J., Risk of whiskers formation on the surface of commercially available tin-rich alloys under thermal shocks, MICROELECTRON RELIAB 49 (2009) 569–572.
- [3.59] Skwarek A, Pluska M., Ratajczak J., Czerwinski A., Witek K., Szwagierczak D., Analysis of tin whisker growth on lead-free alloys with Ni presence under thermal shock stress, MATER SCI ENG B 176 (2011) 352–357
- [3.60] Marques V.M.F, Johnston C., Grant P.S., Microstructural evolution at Cu/Sn–Ag–Cu/Cu and Cu/Sn–Ag–Cu/Ni–Au ball grid array interfaces during thermal ageing, J ALLOY COMPD 613 (2014) 387–394.
- [3.61] Hua C.-C., Tsai Y.-D., Lin C.-C., Lee G.-L., Chen S.-W., Lee T.-C., Wen T.-C., Anomalous growth of whisker-like bismuth-tin extrusions from tin-enriched tin–Bi deposits, J ALLOY COMPD 472 (2009) 121-126.
- [3.62] Hua L., Yang C., Corrosion behavior, whisker growth, and electrochemical migration of Sn-3.0Ag–0.5Cu solder doping with In and Zn in NaCl solution, MICROELECTRON RELIAB 51 (2011) 2274–2283.
- [3.63] Chuang T.-H., Chi C.-C., Effect of adding Ge on rapid whisker growth of Sn-3Ag-0.5Cu-0.5Ce alloy, J ALLOY COMPD480 (2009) 974-980.
- [3.64] Li C.-F., Liu Z.-Q., Shang J.-K., The effects of temperature and humidity on the growth of tin whisker and hillock from Sn5Nd alloy, J ALLOY COMPD550 (2013) 231-238.

- [3.65] Brusse J.A, Eweel G.J., Siplon J.P., Tin Whiskers: Attributes and Mitigation, Proceeding of 22nd capacitor and resistor technology symposium, 2002, pp. 67–80.
- [3.66] Hilty R.D., Corman N.E., Herrmann H., Electrostatic Fields and Current-Flow Impact on Whisker Growth, IEEE T ELECTRON PA M 28 (2005) 75-84.
- [3.67] Liu S.H., Chen C., Liu P.C., Chou T., Tin whisker growth driven by electrical currents, J APPL PHYS 95, 7742 (2004).
- [3.68] Jiang B., Xian A.-P., Tin whisker growth under cycling current pulse, Conference on High Density Microsystem Design and Packaging and Component Failure Analysis, pp. 280-284, (2006).
- [3.69] Ouyang F.-Y., Chen K., Tu K.N., Lai Y.-S., Effect of current crowding on whisker growth at the anode in flip chip solder joints, APPL PHYS LETT 91, 231919 (2007).
- [3.70] He H., Cao L., Hao H., Ma L., Guo F., Whisker growth in the crack region of the cathode interface during current stressing process in leadfree solder joints, 15th International Conference on Electronic Packaging Technology, pp. 1491-1494, (2014).
- [3.71] Fukuda Y., Osterman M., Pecht M., The impact of electrical current, mechanical bending, and thermal annealing on tin whisker growth, MICROELECTRON RELIAB 47 (2007) 88– 92.
- [3.72] Kim K.-S., Yang J.-M., Ahn J.-P., The effect of electric current and surface oxidization on the growth of Sn whiskers, APPL SURF SCI 256 (2010) 7166–7174.
- [3.73] Nakadaira Y., Jeong S., Shim J., Seo J., Min S., Cho T., Kang S., Oh S., Growth of tin whiskers for lead-free plated leadframe packages in high humid environments and during thermal cycling, MICROELECTRON RELIAB 48 (2008) 83-104.
- [3.74] Dittes, M., Obemdorff P., Petit L., Tin Whisker formation results, test methods and countermeasures, Proc. of Electronic Components and Technology Conference, Orlando, USA, pp. 822–826, (2003).
- [3.75] Oberndorff P., Dittes M., Crema P., Su P., Yu E., Humidity Effects on Sn Whisker Formation, IEEE T ELECTRON PA M 29 (2006) 239-245.
- [3.76] ASTM E112 12 standard, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM International, West Conshohocken, USA, DOI: 10.1520/E0112-12, (2013).
- [3.77] Hansen M., Constitution of Binary Alloys. New-York: McGraw-Hill, 1958.
- [3.78] Tu K.N., Interdiffusion and reaction in bimetallic Cu-Sn thin films, ACTA METALL MATER 21 (1973) 347-354.
- [3.79] Tu K.N., Thompson R.D., Kinetics of Interfacial Reaction in Bimetallic Cu-Sn Thin Films, ACTA METALL 30 (1982) 947-952.
- [3.80] Shangguan D., Lead-free Solder Interconnect Reliability, Materials Park, OH: ASM International, 2005
- [3.81] Hwang C-W., Lee J.-G., Suganuma K., Mori H., Interfacial microstructure between Sn-3Ag xBi alloy and Cu substrate with or without electrolytic Ni plating, J ELECTRON MATER 32 (2003) 52-62.
- [3.82] Gur D., Bamberger M., Reactive isothermal solidification in the Ni-Sn system, ACTA MATER 46 (1998) 4917-4923.
- [3.83] Lee C.-Y., Lin K.-L., The interaction kinetics and compound formation between electroless Ni-P and solder, THIN SOLID FILMS 249 (1994) 201-206.
- [3.84] Dybkov V.I., Growth kinetics of chemical compound layers, Cambridge, Cambridge International Science Publishing, 1998.
- [3.85] Kim K.S, Yang J.M, Ahn J.P., The effect of electric current and surface oxidization on the growth of Sn whiskers, APPL SURF SCI 256 (2010) 7166-7174.
- [3.86] Zhang W., Egli A., Schwager F., Brown N., Investigation of Sn-Cu intermetallic compounds by AFM: new aspects of the role of intermetallic compounds in whisker formation, IEEE T ELECTRON PA M 28 (2005) 85–93.
- [3.87] Choi W.J., Lee T.Y., Tu K.N., Tamura N., Celestre R.S., MacDowell A.A., Bong Y.Y., Nguyen L., Tin whiskers studied by synchrotron radiation scanning X-ray micro-diffraction, ACTA MATER 51 (2003) 6253–6261.

- [3.88] Krammer O., Molnár L.M., Jakab L., Szabó A., Modelling the effect of uneven PWB surface on stencil bending during stencil printing process, MICROELECTRON RELIAB 52 (2012) 235-240.
- [3.89] Ashworth M.A., Wilcox G.D, Higginson R.L, Heath R.J., Liu C., Mo R.J., The effect of electroplating parameters and substrate material on tin whisker formation, MICROELECTRON RELIAB 55 (2015) 180–191.
- [3.90] Tu K.N., Li J.C.M, Spontaneous whisker growth on lead-free solder finishes, MATER SCI ENG A 409 (2005) 131–139.
- [3.91] Whitlaw K, Crosby J., Toben M., A new fine-grained matte pure tin for semiconductor leadframe applications, CIRCUIT WORLD 32/1 (2006) 23 – 30.
- [3.92] Zhang W., Guebey J., Toben M., A novel electrolyte for the high speed electrodeposition of bright pure tin at elevated temperatures, MET FINISH 109 (2011) 13-19.
- [3.93] Howard H.P., Cheng J., Vianco P.T., Li J.C.M, Interface flow mechanism for tin whisker growth, ACTA MATER 59 (2011) 1957–1963.
- [3.94] Walsh F.C., Low C.T.J, A review of developments in the electrodeposition of tin, SURF COAT TECH 288 (2016) 79–94.
- [3.95] Tu K.N, Li J.C.M., Spontaneous whisker growth on lead-free solder finishes, MATER SCI ENG A 409 (2005) 131–139.
- [3.96] Hoffman E.N., Barsoum M.V, Wang W., Doherty R.D., A. Zavaliangos, On the spontaneous growth of soft metallic whiskers, in: Proc IEEE 51th Holm Conference on Electrical Contacts, USA, pp. 121-126, (2005).
- [3.97] JEDEC JP002, Current Tin Whiskers Theory and Mitigation Practices Guideline, 2006.
- [3.98] Osenbach J.W, DeLucca J.M., Potteiger B.D., Amin A., Shook R.L., Baiocchi F.A., Sn Corrosion and Its Influence on Whisker Growth, IEEE T ELECTRON PA M 30 (2007) 23-35.
- [3.99] Cramer S.D., Covino B.S, ASM Handbook, Volume 13A Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection, Ohio, 2003.
- [3.100] Wu B.Y, Chan Y.C, Alam M.O, Electrochemical corrosion study of Pb-free solders, J MATER RES 21 (2006) 62-70.
- [3.101] Horváth B., Influence of copper diffusion on the shape of whiskers grown on bright tin layers, MICROELECTRON RELIAB 53 (2013) 1009-1020.
- [3.102] Hurtony T., Bonyár A., Gordon P., Harsányi G., Investigation of intermetallic compounds (IMCs) in electrochemically stripped solder joints with SEM, MICROELECTRON RELIAB 52/6 (2012) 1138–1142.
- [3.102] Sun W., Wang L., Wu T., Liu G., An arbitrary Lagrangian–Eulerian model for modelling the time-dependent evolution of crevice corrosion, CORROS SCI 78 (2014) 233–243.
- [3.103] Carmona J., Garcés P., Climent M.A., Efficiency of a conductive cement-based anodic system for the application of cathodic protection, cathodic prevention and electrochemical chloride extraction to control corrosion in reinforced concrete structures, CORROS SCI., (2015), in press, DOI: 10.1016/j.corsci.2015.04.012
- [3.104] Refait P., Jeannin M., Sabot R., Antony H., Pineau S., Corrosion and cathodic protection of carbon steel in the tidal zone: Products, mechanisms and kinetics, CORROS SCI 90 (2015) 375–382.