

LACZKÓ BÉLA

Kandó Kálmán-Villamosipari Műszaki Főiskola  
Alkatrésztechnológia Tanszék

ÚJVÁRI ANDRÁS

Egyesült Izzólámpa és Villamossági R.T.  
Ágazati Félvezető Fejlesztés

DÁVID BÉLA

Telefongyár, Alkátész Alkalmazástechnikai Laboratórium

## Az átmeneti ellenállás változásának mérése — módszer a kötések degradációjának vizsgálatára

ETO 537.311.4.08:621.315.682:620.16

A félvezető eszközök nagy részét alumínium fémezéssel és arany huzalkötéssel készítik. Az eszközök meghibásodásáért, a paraméterek leromlásáért gyakran a kötések romlása (degradációja) a felelős. A kötések degradációjának megfigyelésére két alapvető módszer terjedt el a gyakorlatban; az eszközök vizuális (mikroszkópos, pásztázó elektronmikroszkópos) analízise és az eszközparaméterek mérése. Az eszközparaméterek leromlása ugyan jelzi a kötések meghibásodását, de más okokat sem zár ki. Célszerű a hibás eszközöket vizuális analízisnek is alávetni (boncolás után), amely alapján a hibaforrást pontosítani lehet. Maga a vizuális megfigyelés sem ad pontos információt a kötés állapotáról, mivel a kötés alatti területen lejátszódó folyamatok okozzák a kötés degradációját.

Az említett módszerek egyike sem, sőt azok kombinációja sem ad általában elegendő információt a technológusnak a megfelelő kötési paraméterek beállításához, illetve ellenőrzéséhez. A kötések átmeneti ellenállásváltozásának közvetlen mérése lehet egy olyan módszer, amely ezen hiányosságokat pótolja. Az átmeneti ellenállás változása közvetlen következménye a kötés degradációjának, az intermetallikus fázisok kialakulásának, ugyanakkor jól mérhető, az egyes eszközparaméterektől független mennyiség. A továbbiakban röviden összefoglaljuk a módszer alkalmazásához szükséges kötéskialakulási és degradációs mechanizmussal kapcsolatos legfontosabb ismereteket, majd az általunk alkalmazott mérési módszert mutatjuk be. A módszerrel kapott és a párhuzamosan végzett PEM analízis eredményeinek értékelése a kötések degradációs mechanizmusára további információkat szolgáltat.

### 1. A termokompressziós kötés kialakulása és degradációja

#### 1.1 A kötés kialakulása

A termokompressziós (és lényegében az ultrahangos kötés is) alapvetően a mechanikai deformáció hatására jön létre. Ez azonban nem elegendő a két fém tartós kapcsolatának kialakulásához, ehhez a két fém kölcsönös diffúziója is szükséges [1]. A kialakult

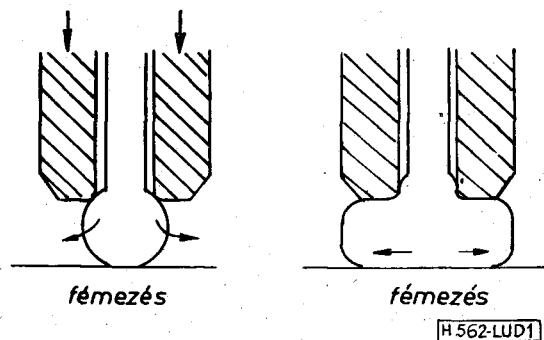
diffúziós határreteg biztosítja a — részt vevő fémek szakítószilárdságának megfelelő erőnél nagyobb — mechanikai igénybevételekkel szembeni ellenálló képességet.

A kötések létrejöttének alapvető feltétele, hogy a kötésben részt vevő fémek deformáló erő hatására hidegfolyással egymáson elmozduljanak. Golyós termokompressziós kötésnél ez azt jelenti, hogy a kapilláris által a golyóra gyakorolt nyomóerő egy része tangenciális irányú nyíróerővé alakul át.

A kapilláris megfelelő kiképzése esetén — ez a gyakorlatban jól megvalósul — a golyó deformálódik, az arany megfolyik, ugyanakkor a súrlódás következtében tangenciális irányú feszültséget ébreszt a kötési terület fémrétegében is. A kialakult közös határfelületen az elmozdulás mértéke a golyó érintkezési felületén és a fémréteg érintkezési felületén különböző, ennek megfelelően a fémréteg oxidrétege fel-törik, a friss felületen atomkeveredés következik be [2]. Ez a kapcsolat még adhéziós kapcsolatnak tekinthető, ez teremt lehetőséget a diffúziós kapcsolat kialakulására.

A kötésben részt vevő, adhéziós kapcsolatba került fémek a kötési hőmérsékleten egymásba diffundálnak. Kimutatták azt is, hogy azonos anyagú fémek érintkezésbe hozásánál is a diffúzió létesíti a kötés mechanikailag szilárd, stabil határretegét. A mérések tanulsága szerint ilyen esetben a diffúziót jellemző mennyiség a fém öndiffúziós állandója [1].

Kicsit bonyolultabb a helyzet a szokásos alumínium vékonyréteg és arany huzal- vagy szalagkötés



1. ábra. Az erőviszonyok szemléltetése golyós termokompressziós kötésnél

esetén. Au-Al fém párokon végzett kísérletek (nem vékonyrétegek) azt mutatták, hogy az aranyba két és félszer mélyebbre diffundál az alumínium, mint az arany az alumíniumba [3]. A gyakorlati megfigyelések viszont azt mutatják, hogy a teljes kötési terület pereme az, ahol a diffúziós kapcsolat a kötés során kialakul [4]. További hőkezelés hatására itt mélyen behatol a diffúziós réteg, a keletkezett intermetallikus fázis az Au gömbbe.

### 1.2 A kötés degradációja

A szokásos aranyhuzalos kötéssel szerelt, alumínium fémezésű eszközök tartós üzemeltetése során megfigyelhető az eszköz elektromos paramétereinek megváltozása. Ez általában az eszköz működése szempontjából kedvezőtlen, ezért a paraméterek leromlása jellemzi a folyamatot, amiért nagyrészt a kötések leromlása (degradációja) felelős [5]. Kimutatták [6], hogy a kötések átmeneti ellenállásának nagy mértékű megnövekedése okozza a paraméterek megváltozását. A kötésellenállás változása viszont az intermetallikus vegyületek létrejöttével kapcsolatos.

Az Au-Al rendszerben öt intermetallikus fázis jöhet létre:  $Au_2Al$ ,  $AuAl$ ,  $AuAl_2$ ,  $Au_3Al_2$ ,  $Au_4Al$  [7]. A vizsgálatok szerint [3]  $300^\circ C$  alatt, az  $Au_3Al_2$  fázis dominál, amely további hőkezelés hatására átalakulhat  $Au_4Al$  összetételű vegyületté. Az átalakulás során bekövetkező repedések létrejöttét kétféleképpen magyarázzák:

- a különböző diffúziósebesség miatt abban az anyagban (itt az alumínium), amelynek nagyobb a diffúzió állandója, üregek (vakanciák) gyűlnek össze, amelyek az eldiffundáló anyag helyébe vándorolnak. Ez a Kirkendall-effektus. A vakanciák összekapcsolódása üregláncokat, repedéseket hoz létre [3]. Ezek a kötés mechanikai szilárdságát lerontják, a kötés átmeneti ellenállását megnövelik;
- a mechanikus repedések kialakulásának oka lehet az is, hogy az egyes vegyületek különböző kristályszerkezetűek és különböző fajlagos térfogatúak, sőt a hőtágulási együtthatóban is jelentős különbség lehet [6]. Az  $Au_3Al_2$  egy nagy fajtérfogatú, az  $Au_4Al$  egy kis fajtérfogatú vegyület. Ciklikus hőigénybevétel esetén az  $Au_4Al$  kialakulása előidézheti a repedések kialakulását.

Ezekre az elméletekre a vizsgálatok értékelése kapcsán visszatérünk. Lényeges megjegyezni azt, hogy jelentős befolyással bír tapasztalataink szerint a fennálló viszonyokra néhány olyan tényező, amely a modellkísérletek gyakorlati alkalmazását nehezíti. Az egyik az, hogy a valóságban egy vékonyréteg és egy huzal közti kapcsolatot kell vizsgálni, ez ugyanis jelentős eltérést adhat a tömbbeli diffúziós viszonyokhoz képest. Jelentős a kötés során alkalmazott deformáció hatása, amely az eredeti kristályszerkezetet helyenként megbontja, rácstorzulásokat és diszlokációkat idéz elő, amely diffúziós anomáliákhoz vezet. Nem utolsónak kell említeni a rendszerben mindig jelenlévő szilícium szerepét, amely tiszta alumíniumos fémezésben is jelen van.

### 1.3 A szilícium szerepe

Az alumínium fémezésű eszközök készítése során a felvitt és megfelelően kialakított kontaktusokat, fémhálózatot hőkezeléssel (szinterelés) alakítják ki a jó ohmikus kontaktus érdekében. A szinterelés hőmérséklete elegendően magas ( $500^\circ C$ ) ahhoz, hogy a jól diffundáló szilícium gyakorlatilag telített szilárd oldatot adjon, kb. 1% szilíciumtartalommal [8]. A lehűlés után azonban — a szilárd oldékonyság meredek csökkenése miatt — a szilícium nagy része kiválik az alumínium szemcsék felületén. Ez a szilícium kiválás jelentős mértékű, kb. 30%-os ellenállásnövekedéshez vezet, a tiszta alumíniumhoz képest [9]. Másrészt kimutatták azt is, hogy a szilícium beépül az Au-Al rendszer egyes intermetallikus képződményeibe, azokkal szilárd oldatot, vagy ternér vegyületet alkotva. Így Philofsky [3] mikroszondás vizsgálatokkal kimutatta, hogy 6% Si tartalmú, feltehetőleg  $Au_4AlSi$  összetételű ternér fázis alakulhat ki elegendő mennyiségű (5%) szilícium jelenlétében.

A kutatók között véleménykülönbség van a szilícium kötésdegradációra gyakorolt hatását tekintve. Általánosnak mondható az a felfogás, mely szerint a kötések leromlásáért nem felelős, hatása gyakorlatilag nem kimutatható. Egyes tapasztalatok azonban arra utalnak, hogy a szilícium részvétele a rendszerben katalitikus hatást gyakorol egyes intermetallikus fázisok kialakulására.

A kötés átmeneti ellenállásának megváltozása szoros összefüggésben van a degradáció előrehaladásával. Mivel az intermetallikus vegyületek fajlagos ellenállása nagyobb az arany és alumínium fajlagos ellenállásánál [6], az arany és alumínium átalakulása ellenállásnövekedést okoz. Nagy mértékűvé az ellenállás-változás akkor válik, amikor megindul az intermetallikus fázis repedése, csökken az érintkezési pontok száma.

### 2. A kötések átmeneti ellenállásváltozásának mérése

A kötések átmeneti ellenállásának mérésére az irodalomból ismert módszer nem állt rendelkezésünkre. A [6] munka szerzői ugyan megemlítik munkájukban, hogy a vizsgálatok során ilyen módszert is alkalmaztak, azonban a módszert nem ismertetik. Az általunk alkalmazott módszert az alábbi főbb szempontok alapján alakítottuk ki:

- az átmeneti ellenállás abszolút értéke nem lényeges, a változás legyen jól mérhető érték;
- kerülni kell a bizonytalan tűkontaktusok alkalmazását, mivel a mért ellenállásértékek  $10\ m\Omega$ -nál kisebbek;
- célszerű az integrált áramkörökhöz hasonló struktúrát kialakítani annak érdekében, hogy a modelleszköz fémezési és kötési szempontból megfelelő információkat adjon;
- célszerű egy modelleszközön több kötés vizsgálatára lehetőséget teremteni;
- mivel a vizsgálatok során a fémezés ellenállása is változhat, célszerű a mérés során ezen változást is követni.

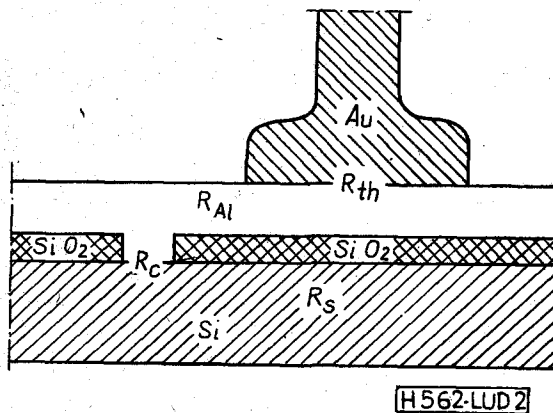
2.1 A mérési módszer

A vizsgálóábra megtervezéséhez elemezni kell a kivitt kontaktusú eszközöknél fellépő ellenállásviszonyokat, amint azt a 2. ábrán láthatjuk.

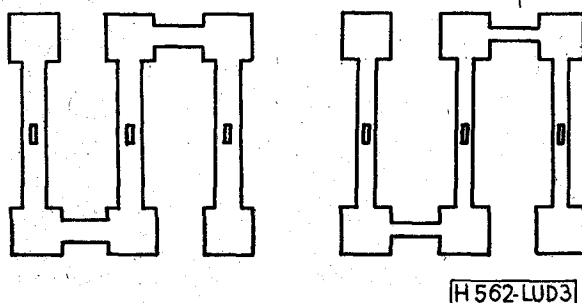
A szilícium tömb aktuális ellenállását az  $R_s$  terjedési ellenállással, a fémezésnél fellépő átmeneti ellenállást az  $R_c$  kontaktus ellenállással vettük figyelembe, a fémezés ellenállását — alumínium esetén —  $R_{Al}$ -el, a kötésnél fellépő ellenállást  $R_{th}$ -val, az arany huzal-ellenállást  $R_h$ -val jelöltük. A huzalellenálláshoz csatlakozik az  $R_v$  hozzávezetés-ellenállás, amit a láb és a csatlakozók adnak.

A mérési feladat lényege az, hogy az  $R_{th}$  ellenállást önállóan, a többi ellenállástól függetlenül mérni lehessen. Ez megoldhatatlan feladat, azonban az  $R_{th}$  ellenállás gyakorlatilag állandó, így  $\Delta R_{th}$  mérhető. Több kötés és fémcsik ellenállásváltozásának mérése érdekében a 3. ábrán látható elrendezést alakítottuk ki. Ezen látható, hogy a terjedési ellenállást, mint a rendszerben fellépő legnagyobb ellenállást fémcsikokkal zártuk rövidre. Így három párhuzamos csíkon lehetett mérni, kétféle csikszélesség esetén (20  $\mu\text{m}$  és 40  $\mu\text{m}$ ). Egy elemen összesen 4 kötés átmeneti ellenállásváltozása határozható meg a helyettesítő képek megfelelően.

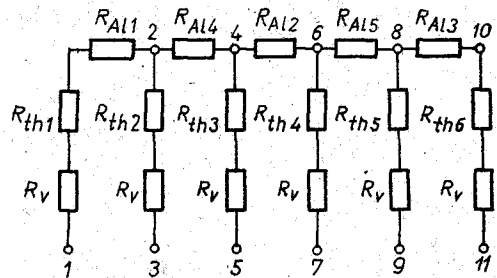
A mérés során állandó áramot vezettünk át a vizsgált kötésen (pl. az 1. és 3. pontok között) és mértük a kötésen és huzalon eső feszültséget (pl. 2., illetve az ezzel ekvipotenciális 5. és 3. pontok között). Átkapcsolással további kötések mérése lehetséges. Az alumíniumcsíkok ellenállásának mérése elvileg azonos módon történt. (Az 1., 2., 3. index a hosszú alumínium csíkokat, a 4., 5. index a rövid csíkokat jelzi.)



2. ábra. A kivitt kontaktusú eszközöknél fellépő ellenállások



3. ábra. A vizsgálóábra



H562-LUD4

4. ábra. A vizsgálóábra egy elemének helyettesítő képe

2.2 A minták elkészítése

A vizsgálóábrák elkészítéséhez 2  $\Omega$  cm-es szilícium szeleteket használtunk, amelyeken termikus oxidációval 5200  $\text{\AA}$  vastagságú oxidot növesztettünk. A fémcsíkok közepének helyén  $10 \times 20 \mu\text{m}$ -es ablakot nyitottunk, majd a szeletekre 1,5  $\mu\text{m}$  vastag alumínium réteget gőzöltünk kétféle szelethőmérsékleten, (100  $^\circ\text{C}$  és 250  $^\circ\text{C}$ ) azonos gőzölési sebességgel. Így finomszemcsés és nagyszemcsés alumínium rétegeket kaptunk.

A fémrétegből a szokásos fotoreziszt technikával alakítottuk ki a 20 és 40  $\mu\text{m}$  széles csíkokat. Az elemek egy részét 250  $\mu\text{m}$  hosszú, a másik részét 650  $\mu\text{m}$  hosszú csíkokkal készítettük el. Az ezt követő szinterelés során biztosítottuk a szilícium diffúzióját az alumíniumba, amit a  $10 \times 20 \mu\text{m}$ -es oxidablakok tették lehetővé. Az elemeket golyós termokompressziós kötéssel kontaktáltuk a 12 lábú TO-5-ös állványon. A mintákat nem zártuk le annak érdekében, hogy a nyitott hőkezelés során a mikroszkópos megfigyelés is lehetséges legyen.

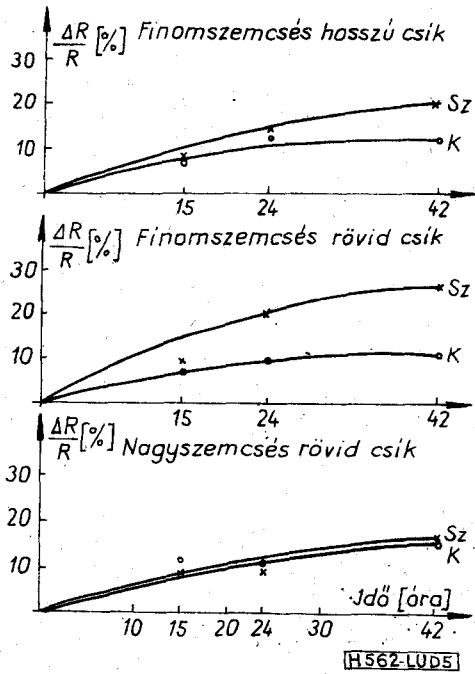
3. Az átmeneti ellenállásváltozás kapcsolata az intermetallikus fázisok kialakulásával

A vizsgálatok során gyorsított hőkezelést alkalmaztunk. A 300  $^\circ\text{C}$ -os hőmérséklet az a határ, amelyenél még azok az intermetallikus vegyületek keletkeznek, amelyek a normál üzemi körülmények között előforduló hőmérsékleten dominálnak [3]. A hőkezelést megszakítva, a mintákat lehűtve mértük a kötések átmeneti ellenállását és a csikellenállást.

3.1 Az átmeneti ellenállás és csikellenállás változása

Az 5. ábra a kötések átmeneti ellenállásának változását mutatja 42 órás, 300  $^\circ\text{C}$ -os hőkezelés során. A grafikonok alapján megállapítható, hogy az átmeneti ellenállás közelítőleg az idő négyzetgyökével arányosan változik, ami az intermetallikus fázisok növekedési sebesség—idő függvényével összhangban van. Már ez is a folyamat diffúziós mechanizmusára utal. A kötések átmeneti ellenállása gyorsabban változik a széles csíkra készített kötéseknel, mint a keskeny csíkra készítettéknél.

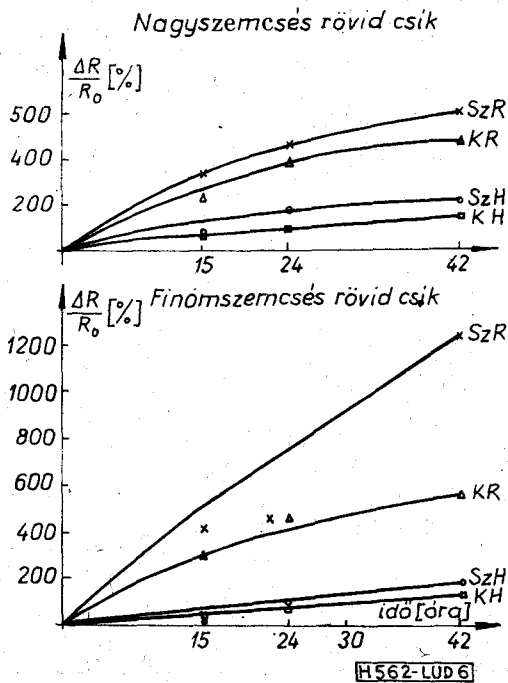
Szembetűnő az a tény, hogy a finomszemcsés alumíniumra készített kötések ellenállása — széles csíkok esetén — sokkal erőteljesebben növekszik, mint a nagyszemcsés fémezésnél. Ennek feltehető oka, hogy a finomszemcsés alumíniumban gyorsabb a diffúzió, mint a nagyszemcsés alumíniumban. Hosszú



5. ábra. A kötések átmeneti ellenállásának változása

csíkok (650 μm) esetén nem olyan nagy mértékű a növekedés, mint rövid csíkok esetén. Ez feltehetőleg a szilícium jelenlétére utal, ugyanis a számítások szerint a hosszú csíkokban nem juthatott el a szilícium a kötésekig sem a szinterelés, sem a 300 °C-os hőkezelés alatt.

Nagyszemcsés alumínium esetén a széles és keskeny csíkra készített kötések átmeneti ellenállása közel azonosan változik (a kísérletek hibahatárán belül). A diffúzió sebességét a szemcsehatár-diffúzió sebessége határozza meg, végső soron ez határozza meg az intermetallikus fázisok növekedési sebességét is. A nagy szemcseméret miatt a szemcsehatár-diffúzió sebessége a meghatározó sebesség a folya-



6. ábra. A csíkellenállás változása

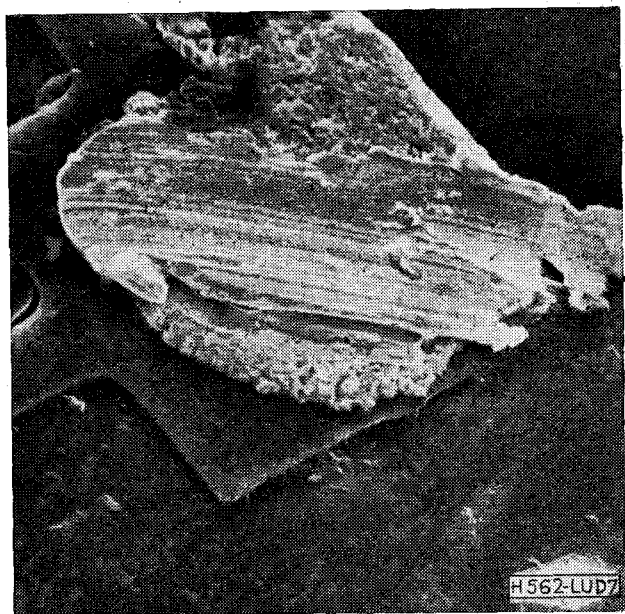
matban. A csík szélesség a diffúziós anyagáramfluxust befolyásolja, ez pedig az intermetallikus fázisok növekedési sebességét. Amennyiben a szemcseméret korlátozza a diffúziót, a csík szélesség hatása jelentéktelenné válik. Erre utal a csíkellenállás változása is, amelyet a 6. ábrán levő grafikonok mutatnak. A rövid ágak ellenállásváltozása a két kötés körül növekedő intermetallikus fázis ellenállásnövelő hatásának köszönhető. A finomszemcsés rövid ágak ellenállásváltozása — összhangban a korábban mondottakkal — nagyobb mértékű mint a többi esetben. A nagyszemcsés fémezés csíkellenállás-változása — rövid csíkok esetén — kis mértékű, ami ugyancsak egyeztet mutat az átmeneti ellenállásmérésnél tapasztaltakkal. Hosszú csíkok esetén, a kötés átmeneti ellenállásváltozása és ennek következtében a csíkellenállás relatív változása is jelentéktelen.

### 3.2 Az intermetallikus fázisok növekedése

Az intermetallikus fázisok minőségi növekedését a kötés átmeneti ellenállásváltozás mérések nem jelzik és nem is jelezhetik, csak közvetve utalnak rá. A kötés környezetében és a kötés alatt (az arany gömb alatt) kialakuló intermetallikus fázisok mennyisége olyan kicsi, hogy az összetétel konkrét meghatározása a legmodernebb analitikai eljárások számára is nehézséget jelent. A korábbi irodalmi vizsgálatokból és a saját megfigyelésekből pásztázó elektronmikroszkópos (PEM) analízis segítségével az általunk vizsgált mintáknál bekövetkező intermetallikum képződésre következtetni lehet. Ezt mutatják a következő PEM-felvételek, amelyek Csordás Anna közreműködésével készültek a Fémipari Kutató Intézetben.

### 4 órás hőkezelés után

A 7. ábra ( $N \cong 1000$ ) a csipesszel lefedített gömb nyomán maradt kontaktus padot mutatja. Az intermetallikus fázis olyan erősen köti az aranyat az alumíniumhoz, hogy az aranyban következik be a hasadás. A felvételen jól láthatók a csúszási nyomok.



7. ábra

A 8. ábra ( $N \cong 1000$ ) egy feltépett gömb talpát mutatja. Ez a gömb magával vitte a kontaktuspad alumíniumát, amely már enyhén porózus szerkezetű. Feltehetőleg ez az oka annak, hogy a fénoxid határfelületen csökkent a kemiszorpciós erők hatása. Az alumínium szürkés fehér színű (optikai mikroszkópban), valószínűleg  $Au_2Al + AuAl$  intermetallikum és alumínium keveréke.

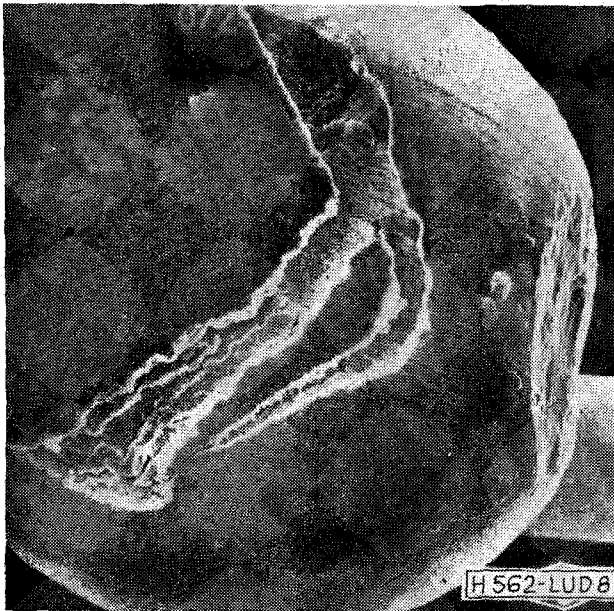
#### 12 órás hőkezelés után

A 9. ábra ( $N \cong 1000$ ) egy felválasztott kötés helyét mutatja, amelyen jól látható, hogy már átalakult a teljes alumíniummennyiség. Az oxidhoz való kötődés szinte megszűnt mivel az intermetallikus fázis elérte az oxidot. Az arany csúszási nyoma is megfigyelhető, itt az átalakulás még nem következett be teljes mértékben.

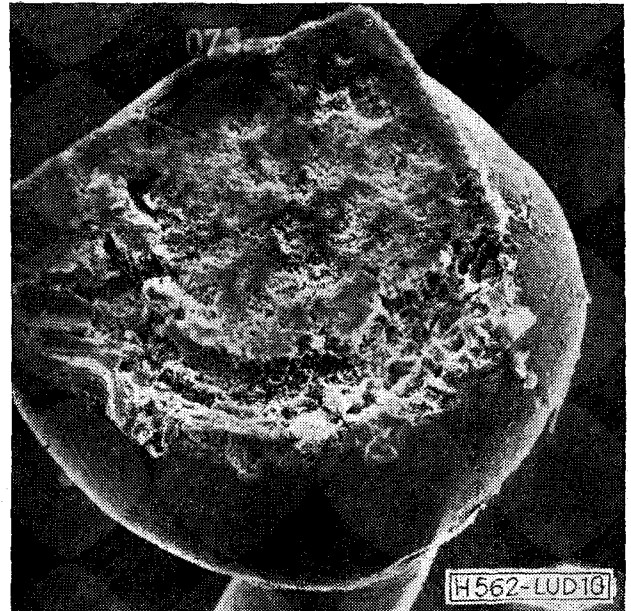
Az egyenetlenség a kötés egyes részein jól látható a 10. ábra ( $N \cong 1000$ ) gömbjén. A gömb talpa erősen porózus szerkezetű, a szélén mély árok látható. Az árokban kialakult intermetallikus fázisban tört el a gömb a felválasztás során.

#### 36 órás hőkezelés után

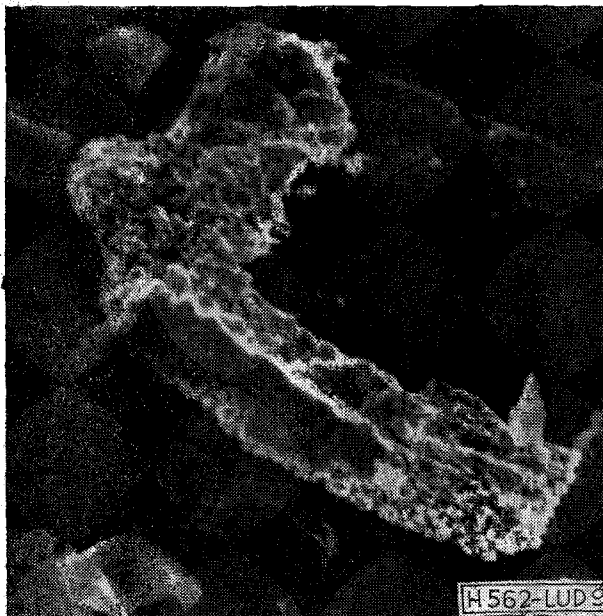
A 11. ábra ( $N \cong 1000$ ) a kontaktus terület helyén csipkés, porózus szerkezetű intermetallikus vegyületmaradékok láthatók. A kötés szilárdsága a teljes kötési területen nullára csökkent. Az ilyen jellegű felválás nem általános ugyanis a kötés szélén mélyebb a gömbben az intermetallikus fázisok előrehaladása. Ezt mutatja a 12. ábra ( $N = 1000$ ), ahol egy felválasztott gömb talpa látható. A gömb szélén mély árok van, az árokban kristályos képződmények láthatók.



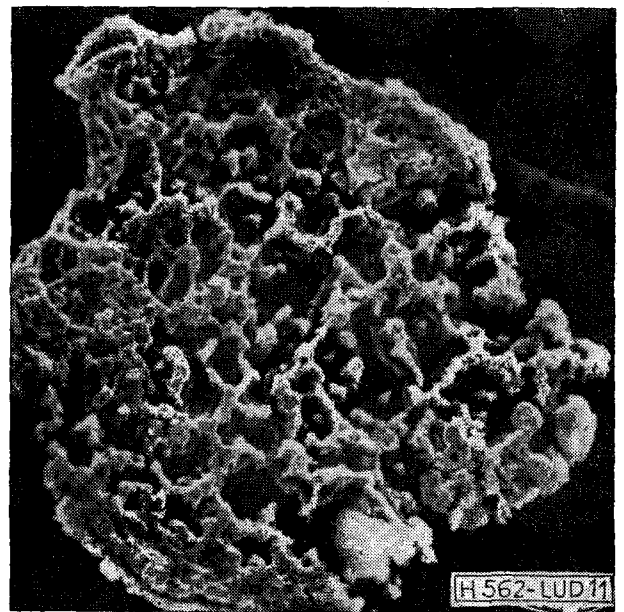
8. ábra



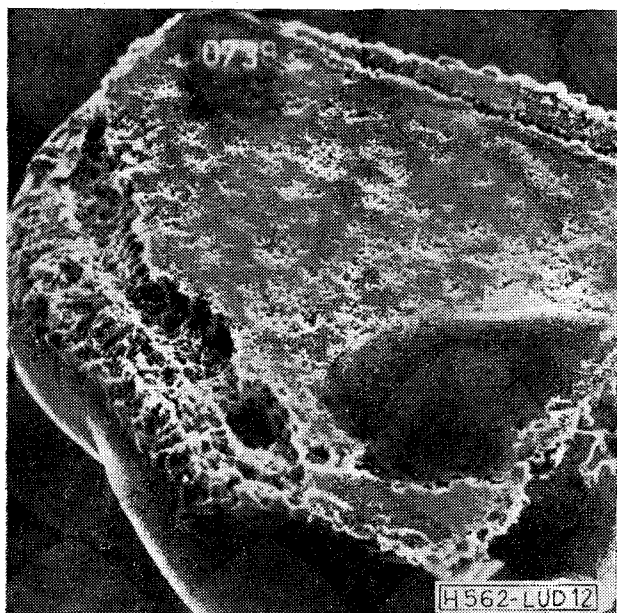
10. ábra



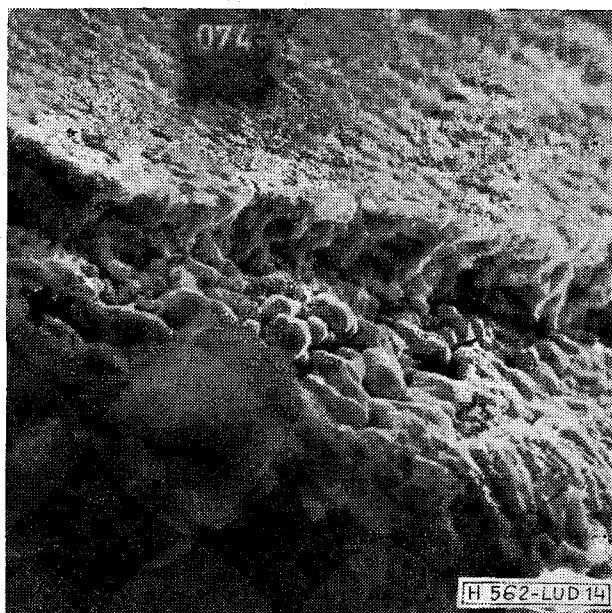
9. ábra



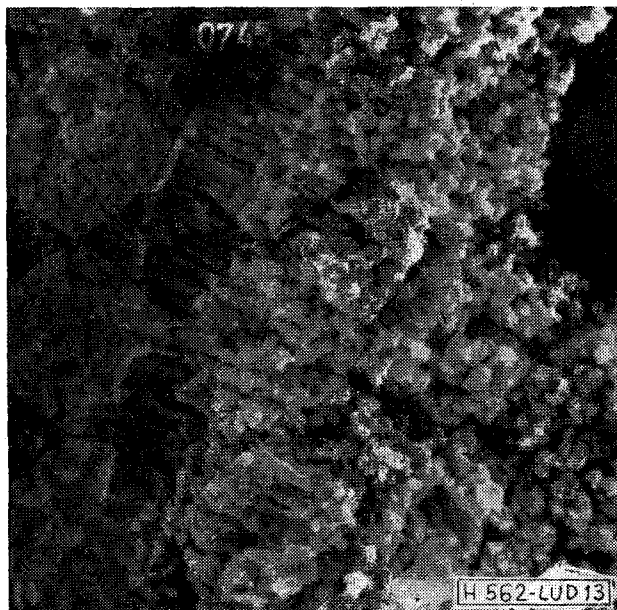
11. ábra



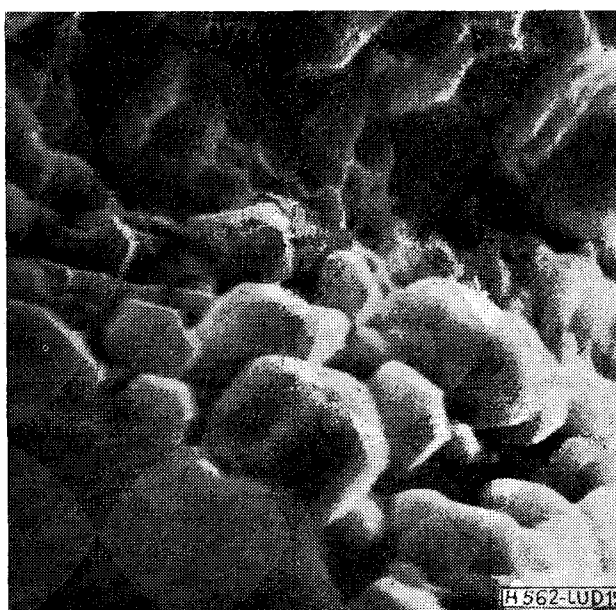
12. ábra



14. ábra



13. ábra



15. ábra

#### 52 órás hőkezelés után

A 13. ábra ( $N \cong 3000$ ) a felválási hely szerkezete látható, elsősorban a kötési terület széle. A felvétel jobb sarkán látható sötét folt jelzi az alumínium hiányát. A sávszerű részig tart a kötési terület, ettől balra a kötésen kívüli intermetallikus fázis látható. A kötés alatti területen az intermetallikum finomszemcsés, de rendkívül ritka, a szemcsék egymással semmiféle kapcsolatban nincsenek. Ez az oka annak, hogy a gömb felválasztásához erőre nem volt szükség, sőt az magától felemelkedett. A felválasztott gömb talpának szerkezetét a 14. ábrán ( $N \cong 3000$ ) láthatjuk. A gömb szélén mély árok húzódik, amelyben határozott morfológiájú kristályok láthatók. Az árokban levő kristályok jól láthatók a 10 000-szeres nagyítású felvételen, a 15. ábrán. Az epidot formájú kristályok az

arany felőli oldalon képződtek, az aranyból nőttek ki. A felválási helyen nem találhatók meg, ez arra utal, hogy ez egy új, a korábbi intermetallikumoktól eltérő szerkezetű fázis. A kötés felválása ezen a fázishatáron következett be. Ez a nagyszemcsés határozott formájú, kristályos fázis  $Au_4Al$  lehet. A felválás az  $Au_4Al-Au_5Al_2$  fázishatáron következett be, mivel az  $Au_4Al$  fajterfogata lényegesen kisebb mint az  $Au_5Al_2$  fázisé. A repedés az átalakulás során bekövetkező térfogatváltozás miatt következett be.

#### 4. Következtetések

Az átmeneti ellenállás változásának mérése információkat szolgáltat a kötések degradációjának előrehaladására. A vizsgálatokat PEM-analízissel kiegészítve

szítve megállapítható, hogy a kötési területen bekövetkező intermetallikum képződés felelős a kötés felválásért. Az intermetallikumok kialakulása nagy mértékben függ a kötés kialakításának körülményeitől, az alkalmazott hőmérséklettől és a deformáció mértékétől. A deformáció hatására a kötési terület szélén nagy mértékű az intermetallikus fázisok aranybeli előrehaladása. Ez eredményezi a domináns  $Au_5Al_2$  fázis kialakulását a hőkezelés során, ugyanakkor a kötés középső zónájában  $AuAl$  és  $Au_2Al$  kialakulása feltételezhető. A kötés felválásáért részint a középső zónában lecsökkent oxid-alumínium kötőerő, részint az  $Au_5Al_2$ -ben kialakuló törés felelős. Ez utóbbi jelenség az  $Au_4Al$  kialakulásával magyarázható.

Az átmeneti ellenállásmérés — a kötési paraméterekre való érzékenység következtében — paraméterbehatárolási módszert tesz lehetővé. A módszer segítségével meghatározható a kötési paraméterek degradációra gyakorolt hatása, ebből következően a megbízható kötési technológia paraméterei is. A módszer nem érzékeny az adott rendszerre, csak a vizsgált paraméterintervallumot kell az adott metallurgiai rendszernek megfelelően megválasztani. A módszer megfelelő alkalmazása a kötési paraméterek gyártásközi ellenőrzésére is lehetőséget teremt.

### Összefoglalás

Az elvi vizsgálatok alapján kidolgozott átmeneti ellenállásmérési módszer lehetőséget teremt a kötések degradációjának vizsgálatára. Közvetlen információkat nyújt a kötés állapotáról, sőt a gyártási technológia paramétereinek megfelelő beállításáról, roncsolásos analízis nélkül. A kidolgozott vizsgálati módszer

és a kiegészítő PEM-analízis segítségével meghatároztuk az átmeneti ellenállásváltozás és az intermetallikus fázisok kialakulása közti kapcsolatot. A gyorsított vizsgálatok információt szolgáltatottak az intermetallikumok növekedését befolyásoló diffúziós viszonyokra, valamint a hőkezelés során bekövetkező metallurgiai változásokra. A módszer érzékenyen jelzi a kötési paraméterek degradációra gyakorolt hatását, ezért paraméterbehatárolásra és gyártásközi ellenőrzésre alkalmassá tehető.

### I R O D A L O M

- [1] *T. S. Ellington*: Lead Frame Bonding. SOLID STATE TECHNOLOGY, Oct. 1973, pp. 59-62.
- [2] *N. Ahmed—J. J. Svitak*: Characterization of Gold-Gold Thermocompression Bonding. SOLID STATE TECHNOLOGY, Nov. 1975. pp. 25-32.
- [3] *E. Philofsky*: Intermetallic Formation in Gold-Aluminium Systems. SOLID STATE ELECTRONICS, Oct. 1970. pp. 1391-1399.
- [4] A hőmérséklet és nyomás hatása a termokompressziós kötés minőségére. EIVRT belső jelentés. Készítette: Laezkó Béla 1976.
- [5] *B. Selikson*: Void Formation Failure Mechanisms in Integrated Circuits. PROCEEDINGS of the IEEE, Sept. 1969, pp. 1594-1598.
- [6] *M. Kashwabara—S. Hattori*: Formation Al-Au Intermetallic Compounds and Resistance Increase for Ultrasonic Al Wire Bonding. REVIEW of the ELECTRICAL COMMUNICATION LABORATORY, Sept. 1969. pp. 1001-1013.
- [7] *M. Hansen*: Constitution of Binary Alloys. McGraw-Hill Book Co., New York, 1958.
- [8] *I. O. McCaldin—H. Sankur*: Diffusivity and Solubility of Si in the Al Metallization of Integrated Circuits. APPLIED PHYSICS LETTERS, 15. Dec. 1971. pp. 524-527.
- [9] *G. L. Schnable—R. S. Keen*: Aluminium Metallization Advantages and Limitations for Integrated Circuit Applications. PROCEEDINGS of the IEEE, Sept. 1969. pp. 1570-1580.