



Title	Zur Analyse der anfanglich beim Au-Al-Verbindungsbereich vorkommenden Storungen beim LSI-Bearbeitungsablauf(Materials, Metallurgy & Weldability)
Author(s)	Nakane, M.; Ohmori, A.; Arata, Y.
Citation	Transactions of JWRI. 1987, 16(1), p. 75-81
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/3691
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

Zur Analyse der anfänglich beim Au-Al-Verbindungsbereich vorkommenden Störungen beim LSI-Bearbeitungsablauf[†]

M. NAKANE*, A. OHMORI** and Y. ARATA***

Zusammenfassung

Es erklärt sich hiermit ein Untersuchungsergebnis über die Ausbildung der ausgedehnten Kleinklunkeraggregate, die gerade nach dem Schnellheißpreßabbinden des Au-Drahtes auf die Al-Folie häufig in der Au-seitigen Au-Al-Legierungsschicht vorkommen kann.

Um den Bildungsmechanismus der anfänglichen Übergangsdefekte zu untersuchen, wurden

- 1) der Laststatus des Binderdrucks während des Drahtbindeprozesses aufgeklärt,*
- 2) die anfänglichen Defekte in dem Diffusionspaar des goldbedampften Aluminiums und der Goldmassen/Aluminium-Verbindung untersucht und,*
- 3) der restliche Sauerstoff in der bedampften Aluminium-Membran analysiert.*

KEY WORDS: (Thermokompression-Bindung) (Interdiffusion) (Metallverbindung) (Kugelbindung) (Planar Mikroblassen)

1. Einleitung

Bei der Bearbeitungsstufe der silizium-basierenden Halbleiterelementen wie IC und LSI wird ein Leitungsdraht als die ausgehende Anschlußelektrode verwendet, der aus einem auf die Aluminiumfolie heißgepreßten Golddraht besteht, wobei die Aluminiumfolie durch die Vakuumbedämpfung mit einer Schichtdicke von 0.5-bis einigen μm hergestellt ist und der Golddraht einen Durchmesser von 20-bis 30 μm aufweist.

Zur Thermokompression-Bindung des Golddrahtes auf die Al-Folie ist ein Temperaturbereich von 200-bis 300°C und eine Preßdauer von einigen 10 msec. oder kleiner im allgemeinen.

Die bei IC und LSI vorkommenden Störungen sind meistens auf die Alterung des Verbindungsbereichs zurückzuführen, die von dem Fortschreiten der Diffusionserscheinung bedingt wurde.

Die bisherige Untersuchung erklärte eine Zwischenmetallverbindungsschicht aus Au und Al und deren Zuwachs aufgrund der zeitabhängigen Güteveränderung als mögliche Ursache der Alterung.

Es zeigt sich im Temperaturbereich von 300-bis 500°C im Au-Al-Gleichgewichtszustandsdiagramm eine Reihe von ca. 5 Metallverbindungen wie AuAl_2 , AuAl , Au_2Al , Au_5Al_2 , Au_4Al , u.dgl. von der Al-Seite her zwischen Au- und Al-Seite¹⁾.

Von diesen verdächtigt sich insbesondere AuAl_2 -Schicht als das ursächliche Material, da diese purpurrote AuAl_2 -phase mehrfach bei der Auswertung des Analysenergebnisses im störbereich festgestellt worden ist²⁾.

Es wurde aber auch mitgeteilt, daß die im Au-Al Abbindungsbereich vorkommenden Alterung auf die Ausbildung des Hohlraums wegen des Kirkendall-schen Effektes zurückzuführen ist³⁾.

Darüber hinaus kann u.U. ein Störfall in der Ausgangsstufe in der Abbindungsstelle je nach der Bearbeitungsbedingungen entstehen der nach der längeren Zeitdauer zum Gerätefehler führen kann.

Es erklärt sich hiermit ein Untersuchungsergebnis über die Ausbildung der ausgedehnten Kleinklunkeraggregate, die gerade nach dem Thermokompression-Bindung des Au-Drahtes auf die Al-Folie häufig in der Au-seitigen Au-Al-Legierungsschicht vorkommen kann.

Um den Bildungsmechanismus der anfänglichen Übergangsdefekte zu untersuchen, wurden

- 1) der Laststatus des Binderdrucks während des Drahtbindeprozesses aufgeklärt,
- 2) die anfänglichen Defekte in dem Diffusionspaar des goldbedampften Aluminiums und der Goldmassen/Aluminium-Verbindung untersucht und,
- 3) der restliche Sauerstoff in der bedampften Aluminium-Membran analysiert.

[†] Received on May 6, 1987

* Mitsubishi Electric Corp.

** Associate Professor

*** Professor

Transactions of JWRI is published by Welding Research Institute of Osaka University, Ibaraki, Osaka 567, Japan

2. Experiment

2.1 Drahtbindeprozeß

Der grundlegende Drahtbindeprozeß ist in Abb. 1 dargestellt. Um festzustellen, ob während des Drahtbindeprozesses der Bindedruck statisch oder dynamisch angelegt wird, wurde die Verformung von Goldkugeln auf der Oberseite des Drahtes untersucht, indem der Basispunkt auf der Oberfläche bestimmt wurde, wobei ein wirklicher Drahtbindeapparat und eine Hochgeschwindigkeitskamera zum Einsatz kamen. Als Fotoapparat wurde die Hicam Hochgeschwindigkeits-Kamera mit 200 bis 700 Bildern pro Sekunde und einer Vergrößerung von etwa 300 (Abbildung/wirkliches Bild) verwendet. Golddraht (Reinheit 99.999%, Durchmesser $25\mu\text{m}$) und ein aus aufgedampftem Aluminium bestehender Film mit einer Stärke von $12,000\text{ \AA}$ kamen bei unseren Versuchen als Prüflinge zum Einsatz. Die Drahtbindetemperatur betrug 300°C , der angelegte Druck 2 bis 3 kgf/mm^2 .

2.2 Gold/Aluminium-Diffusionspaar

Um den anfänglichen Bindedefekt abzuklären, wurde unter Verwendung des in Abb. 2 gezeigten Druckmechanismus ein aus Gold und Aluminium bestehendes Diffusionspaar vorbereitet. Die intermetallische Verbindung erfolgte in der Atmosphäre. Als Proben wurden aufgedampfte Aluminium-Filme (Reinheit 99.999% oder höher, Stärke $12,000$, $24,000$, $45,000\text{ \AA}$), massives Aluminium-Blech (Reinheit 99.99% oder höher, Stärke 2 mm) und handelsübliches industrielles Aluminium-Blech (A5052 mit einer chemischen Zusammensetzung in Prozent von Mg 2.2 bis 2.8, Cu, Mn, Zn < 0.10 , Si < 0.25 , Fe < 0.40 , Cr 0.15 bis 0.35, sonstige Element < 0.15 , Stärke 2 mm) verwendet. Als Gold-Proben gelangten eine dünne Litze mit $100\mu\text{m}$ Durchmesser (Reinheit 99.999%), eine mit Wasserstoffflamme geschmolzene und in Luft gekühlte Kugel und eine durch Walzen erhaltene Folie zum Einsatz, wobei die beiden letztgenannten Proben aus einer Goldlitze (Reinheit 99.999%, Stärke $50\mu\text{m}$, $80\mu\text{m}$) angefertigt wurden. Die Kombination der in dem Experiment verwendeten Materialien ist in der Tabelle 1 dargestellt.

2.3 Eigenschaften des Aluminium-Films

Die Stärke des aufgedampften Aluminium-Films betrug $1.5\mu\text{m}$, wobei eine Substrat-Temperatur von 130°C und eine Auftragsrate von 50 bis 500 nm/min bzw. eine Wafer-Temperatur von 310°C und eine Auftragsrate von 500 nm/min als Bedampfungsbedingungen eingehalten wurden.

Der Sauerstoff wurde mit einem in Abtasttechnik gehaltenen Auger-Elektronenspektroskop (SAM) analysiert, wobei in Kombination mit Argon-Ionen-

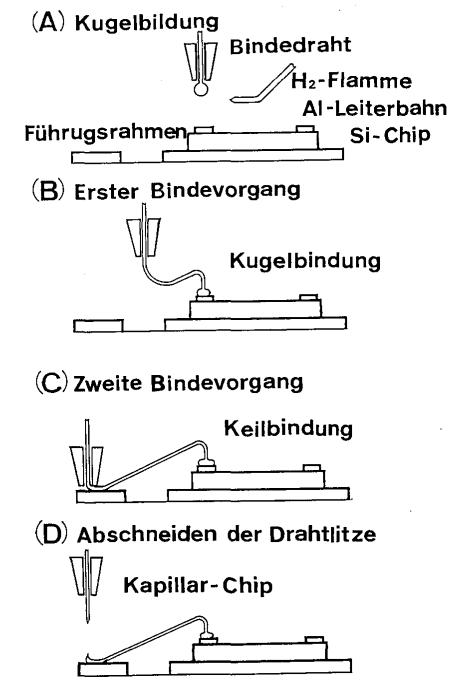


Abb. 1 Diagramm des Drahtbindeprozesses.

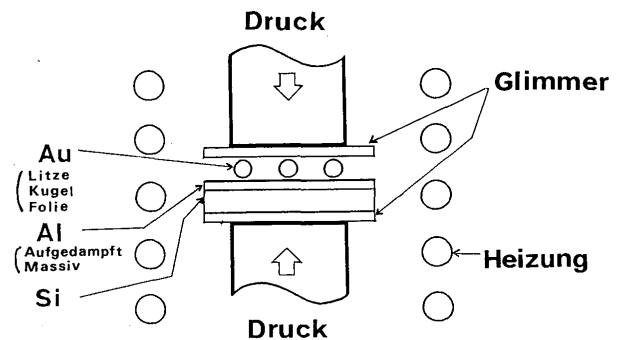


Abb. 2 Diagramm des Apparates für die Diffusion zwischen Au und Al.

Zerstäubung auch Analysen von Aluminium, Sauerstoff, Schwefel, Kohlenstoff und Stickstoff durchgeführt wurden. Die Härte des Films wurde gemäß Knoop-Skala bei einer Last von 0.3 gf mit Hilfe eines Super-Mikrohärte-Prüfgerrätes gemessen.

3. Ergebniss und Diskussion

3.1 Bindeprozeß

In Abb. 3 ist der Bindeprozeß dargestellt, in der (1) den Status mit angelegter Bindelast und (2) den unbelasteten Status nach Beendigung des Bindeprozesses darstellt.

Die Abbildung 4 faßt die Ergebnisse der Hochgeschwindigkeits-Fotos der Untersuchung des Deformationsprozesses von Goldkugeln während des Bindevorganges zusammen. In dem Diagramm entsprechen die Kurven a und b den Änderungen der Kugelhöhe (Verformung) in der Nähe der rechten und linken Enden, und in Kurve c

Tabelle 1 Materialkombination für Bindeverfahren.

Prüfling-Nr.	Materialkombination für Bindeverfahren
1	Ein normales Produkt-aufgedampfter Al-Film (12000 Å)
2	Au-Litzendraht/aufgedampfter Al-Film (45000 Å)
3	Au-Kugel/aufgedampfter Al-Film (45000 Å)
4	Au-Folie (50µm) / aufgedampfter Al-Film (25000 Å)
5	Au-Kugel/aufgedampfter Al-Film (45000 Å)
6	Au-Kugel/massives Al-Blech
7	Au-Kugel/massives Al-Blech
8	Au-Folie (100µm) / massives Al-Blech
9	Au-Folie (100µm) / Al-Blech (A5052)

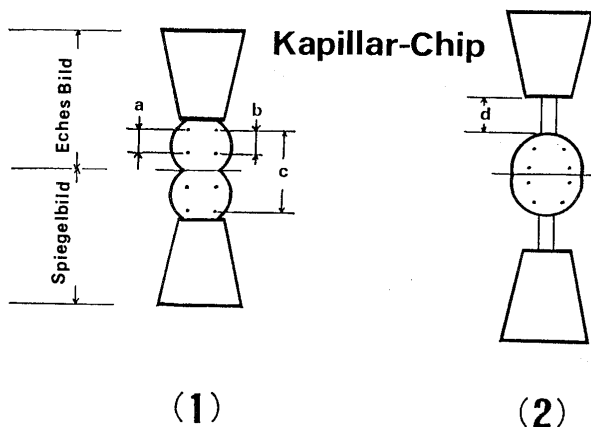
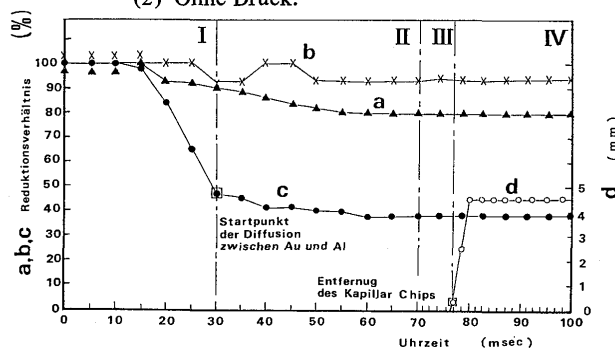
Abb. 3 Experimentelle Analyse des Drahtbindeprozesses
(1) Unter Druck.
(2) Ohne Druck.

Abb. 4 Zusammenhang zwischen der Verformung der Au-Kugel und der Bewegung des Kapillar-Chips.

ist der Status der Abfalls und der Änderung der Kugelhöhe zum Zeitpunkt der lastfreigabe dargestellt (bestimmt anhand des Basispunktes in der Nähe des Endes des Kapillar-Chips). Hier ist nun aus Abb. 4 bekannt, daß der Kugeldeformationsprozeß in vier Schritte unterteilt ist.

1. Schritt: Der Kapillar-chip wird abgesenkt und die Kugeldeformation beginnt; die Höhe der deformierten Kugel wird gegenüber der nicht deformierten Kugel um 5 bis 6% reduziert.

2. Schritt: Dies ist die Stufe der Übergangsformung, in der es gemäß Kurve b zu einer sehr komplizierten Verformung der Kugel Kommt. Ein Teil expandiert in Höhenrichtung (dargestellt durch Kurve b), wogegen ein anderer Teil die Tendenz einer Abnahme zeigt (dargestellt durch Kurve a).

Das Profil zeigt, daß die Kugelverformung in keiner bestimmten Richtung dominiert.

Die Bewegung des Kapillar-Chips (dargestellt durch die Kurve c wird etwas abgesenkt, was auf die statische Last zurückzuführen ist.

3. Schritt: Die Kugelverformung ist beendet; verformt um etwa 15 bis 20% in Längsrichtung und etwa 3% in seitlicher Richtung.

4. Schritt: Dargestellt in Abb. 4 ist dies der Status der Lastfreigabe nach der Beendigung des Überganges und der vollständigen Anhebung des Kapillar-chips. Die Kugelverformung nach der Freigabe der Last ist extrem klein (wie durch die Kurven b und c dargestellt), so daß unmittelbar nach Freigabe der Last keine Wiederherstellung der Elastizität zu verzeichnen ist.

Unter Berücksichtigung dieses Mechanismus, sind die folgenden Fakten bekannt.

- (1) Die während des Bindevorganges angelegte Last wirkt statisch auf die Bildung des Gold/Aluminium-Überganges.
- (2) Eine Wiederherstellung der Elastizität nach Beendigung des Bindvorganges ist kaum anzutreffen, d.h. wenn die Bindelast nach Bildung des Gold/Aluminium-Überganges freigegeben wird.

Anhand dieser Ergebnisse ist es möglich, mit Hilfe eines Modell-Experimentes, bei dem der Druck statisch angelegt wurde, die Formung der anfänglichen Defekte an der intermetallischen Gold/Aluminium-Grenze während des tatsächlichen Drahtbindevorganges in einem LSI zu analysieren.

3.2 Anfängliche Defektbildung in Gold/Aluminium-Übergängen

Anhand der in Abschnitt 3.1 gefundenen Ergebnisse wurde erkannt, daß die Last während des Drahtbindevorganges statisch angelegt wird und daher die Kugel eine plastische Verformung erfährt. In **Foto. 1** ist der Status der anfänglichen Defekte dargestellt, wie sie normalerweise in einer mit Hilfe eines wirklichen Drahtbindegerätes und unter Verwendung des Prüflings 1 vorbereiteten Probe auftreten. In dieser Probe konnten kontinuierliche Mikroblassen in der Gold/Aluminium-Diffusionsschicht an der Goldseite des Überganges festgestellt werden.

Nachfolgend wird das Auftreten der anfänglichen Defekte an Übergängen in allen Einzelheiten besprochen, und zwar anhand der bei Anlegung eines statischen Drucks unter Verwendung des in Abb. 2 gezeigten Druckmechanismus auftretenden Bindebedingungen.

3.2.1 Aufgedampfter aluminium-film

Wie den einzelnen Querschnitten entnommen werden

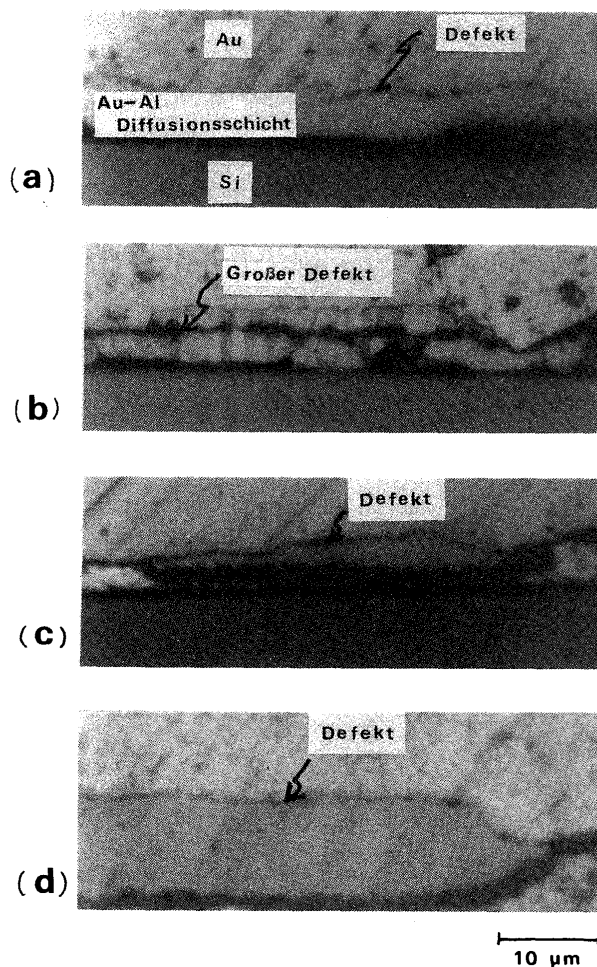


Foto. 1 Mikro-Fotografie der Diffusionsschicht der Kugelbindung des Thermokompressions-Drahtbindevorgangs.

(a) ~ (d)

Kleine Blassen können in der Au/Al-Diffusionsschicht gesehen werden.

kann, kommt es zu planaren und kontinuierlichen Mikroblassen, ähnlich zu den während der tatsächlichen Drahtbindevorgangs an der Übergangsgrenze auftretenden Mikroblassen, wie es in Foto. 1 dargestellt ist (siehe Foto. 2). Gemäß Foto. 2 konnten auch Risse in dem V-förmigen Abschnitt am Ende der Diffusionsschicht festgestellt werden. An dem prüfling 5 waren ähnliche Mikroblassen zu erkennen, auch wenn die Übergangstemperatur auf 240°C abgesenkt wurde (siehe Foto. 3).

3.2.2 Massives Aluminium-Blech

Die Prüflinge 6, 7 und 8 wurden aus massivem Aluminium-Blech gefertigt; die Übergänge sind in den Abbildungen Foto. 4 und 5 dargestellt. Die während des tatsächlichen Drahtbindevorgangs geformten und in 3.2.1 oder Foto. 1 dargestellten Planar-Mikroblassen konnten nicht beobachtet werden. Wenn jedoch Goldkugeln verwendet wurden, dann konnten an manchen Prüflingen mit V-förmigen Übergangsenden Mikrorisse festgestellt werden. Dies weist auf die folgenden Fakten hin.

- (1) Abhängig von den Eigenschaften des Aluminium-Films, ändert der Status der an der Gold/Aluminium-Übergangsgrenze auftretenden, kontinuierlichen Mikroblassen.
- (2) Unabhängig von den Eigenschaften des Aluminium-Films, weisen Gold/Aluminium-Übergangsgrenzen mit V-förmigen Enden die Tendenz zur Bildung von anfänglichen Rissen auf.

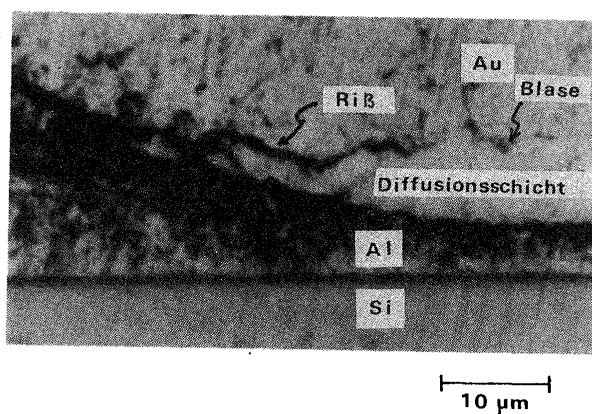


Foto. 2 Mikro-Fotografie der Diffusionsschicht im kugelförmigen Au-aufgedampften Al (45,000 Å) (Diffusionsbedingungen: 300°C für 30 min)

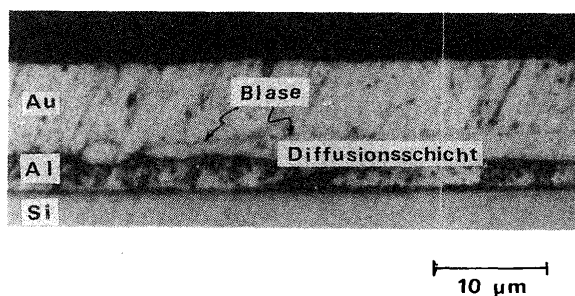


Foto. 3 Mikro-Fotografie der Diffusionsschicht im Au-Litzendraht-aufgedampften Al (geglüht bei 250°C für 30 min)

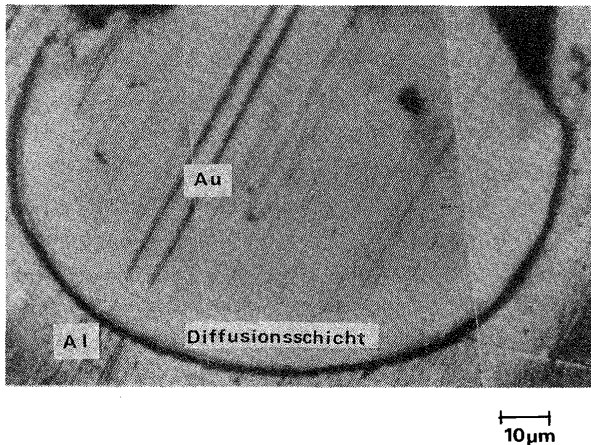
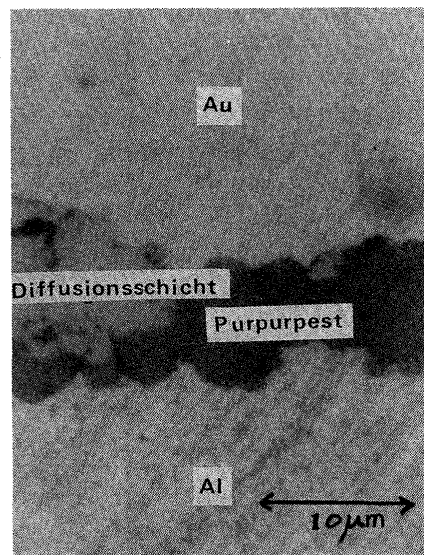
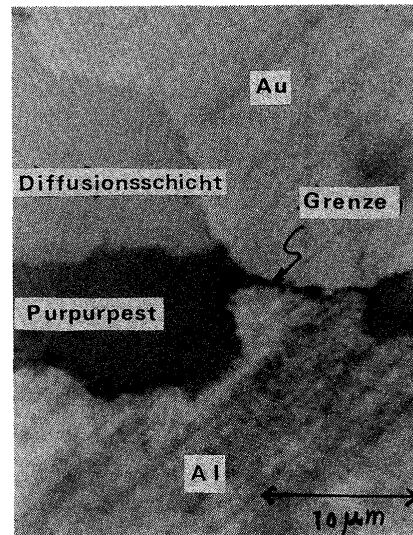


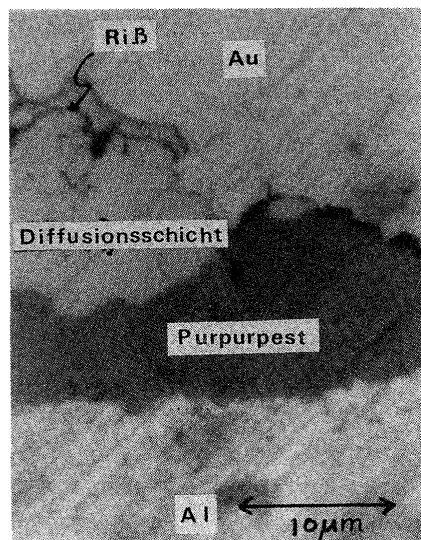
Foto. 4 Mikro-Fotografie der Diffusionsschicht im kugelförmigen Au-massiven Al (Diffusionsbedingungen: 300°C für 0.3 s bei 125 gf)



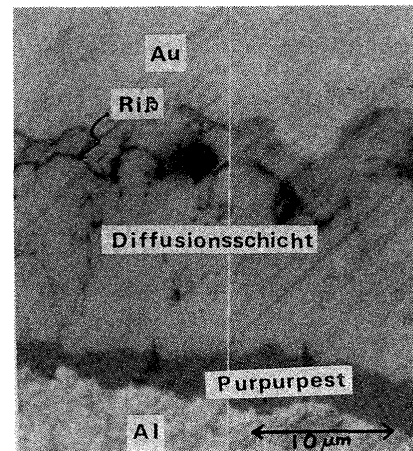
(a)



(b)



(c)



(d)

Foto. 5 Mikro-Fotografie der Diffusionsschicht im folienförmigen Au-massiven Al.
(a), (b) Keine Risse in der Diffusionsschicht.
(c), (d) Risse in der Diffusionsschicht.

3.3 Auger-Analyse des aluminium-films

Aus den bis zur Zeit veröffentlichten Untersuchungen ist klar ersichtlich, und besonders für den Fall von aufgedampften Aluminium-Folien, daß gegenüber von massivem Aluminium-Blech die Wahrscheinlichkeit eines Auftretens von kontinuierlichen Planar-Mikroblasen an der Übergangsgrenze unmittelbar nach Formung des Überganges zunimmt. Die Verteilung des Restsauerstoffs in massivem Aluminium-Blech und in aufgedampften Aluminium-Filmen wurde mit Hilfe eines Auger-Analysiergerätes gemessen.

Die Abbildung 5 zeigt die Ergebnisse der Auger-Analyse für massives Aluminium-Blech, wogegen in Abb. 6 die Verteilung des in der aufgedampften Film-schicht (erhalten mit unterschiedlichen Auftragsraten) verblei-

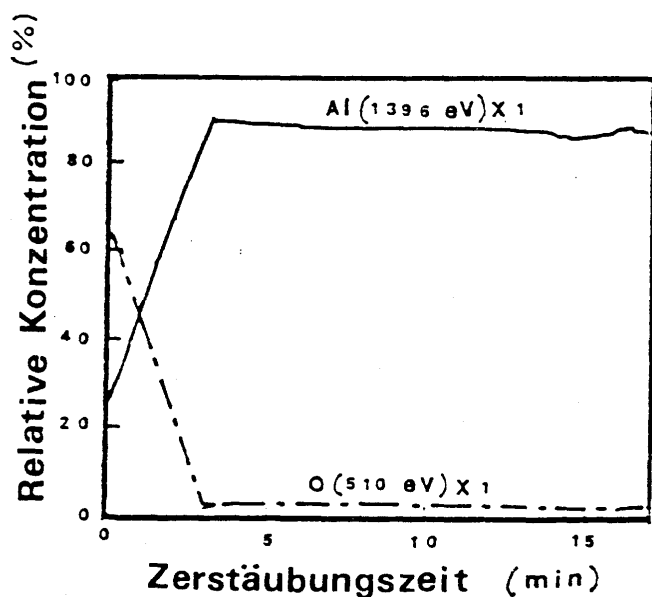


Abb. 5 Auger-Elektronenintensitätsprofil von massivem Aluminium.

benden Sauerstoffes dargestellt ist. In Abb. 5 zeigt die Oberfläche das Vorhandensein von Sauerstoff, das auf einen bestehenden Oxydfilm zurückzuführen ist, innerhalb des Grundmaterials nimmt jedoch die Sauerstoffkonzentration plötzlich ab, so daß fast kein restlicher Sauerstoff in dem massiven Blech festgestellt werden konnte. Aus Abb. 6, die den restlichen Sauerstoff in dem mit unterschiedlichen Auftragsraten aufgedampften Aluminium-Film zeigt, ist ersichtlich, daß die Restsauerstoffmenge in dem aufgedampften Film größer als in dem massiven Aluminium ist. Der Zusammenhang zwischen der Auftragsrate und der Filmhärte ist in Abb. 7 dargestellt. Daraus ist auch ersichtlich, daß die Härte des aufgedampften Aluminium-Films von der in dem Film verbleibenden Sauerstoffmenge abhängt.

3.4 Ursache für anfängliche Defekte an Gold/Aluminium-Verbindungsschichten

Hinsichtlich der Mikroblasen entlang der inter-

metallischen Schicht, die während des Thermo-kompressions-Bindeverfahrens anfänglich an der Gold/Aluminium-Grenze gebildet werden, kann ein Auftreten von Mikroblasen in massivem Aluminium-Film kaum wahrgenommen werden, wie es bereits in 3.2.2 erwähnt wurde. Im Gegensatz dazu, waren im Falle der Verwendung von aufgedampftem Aluminium-Film kontinuierliche Mikroblasen entlang der metallischen Übergangsgrenze deutlich festzustellen. Um das oben angesprochene Problem abzuklären, kontrollierten wir mit Hilfe des Auger-Analysiersystems das Vorhandensein von Sauerstoff in den einzelnen Aluminium-Schichten. Diese Ergebnisse sind in Abschnitt 3.3 dargestellt. Wie diesen Ergebnissen entnommen werden kann, war Sauerstoff in den aufgedampften Filmen nicht aber in dem massive Aluminium vorhanden.

Aus diesen Ergebnissen kann also geschlossen werden, daß die kontinuierlichen Mikroblasen entlang der intermetallischen Grenze zwischen dem Gold und dem Aluminium auf das Vorhandensein von Sauerstoff oder Al_2O_3 in der Aluminium-Schicht zurückzuführen ist. Um eine Bildung dieser Mikroblasen zu verhindern, kann es vom metallurgischen Standpunkt aus wünschenswert sein, eine Legierung des aufgedampften Aluminium-Films mit einem anderen Metall (wie z.B. Silizium oder Silizium und Kupfer) anzustreben.

Hinsichtlich der nun abgeklärten Risse an den Gold/Aluminium-Übergangsenden sind vielleicht auch andere Faktoren zu berücksichtigen. Während des Hochgeschwindigkeits - Thermokompressions - Drahtbindevorganges werden die Enden der Gold/Aluminium-Verbindungen meistens V-förmig ausgebildet, so daß aufgrund des Formfaktors das Gold während einer bestimmten Verbindungs-Formationsstufe (die Stufe der Bildung von Au_4Al aus Au_5Al_2) des Diffusionsprozesses nur unzureichend zugeführt werden kann, was zu den kontinuierlichen Mikroblasen und den davon abgeleiteten Rissen und Defekten führt.

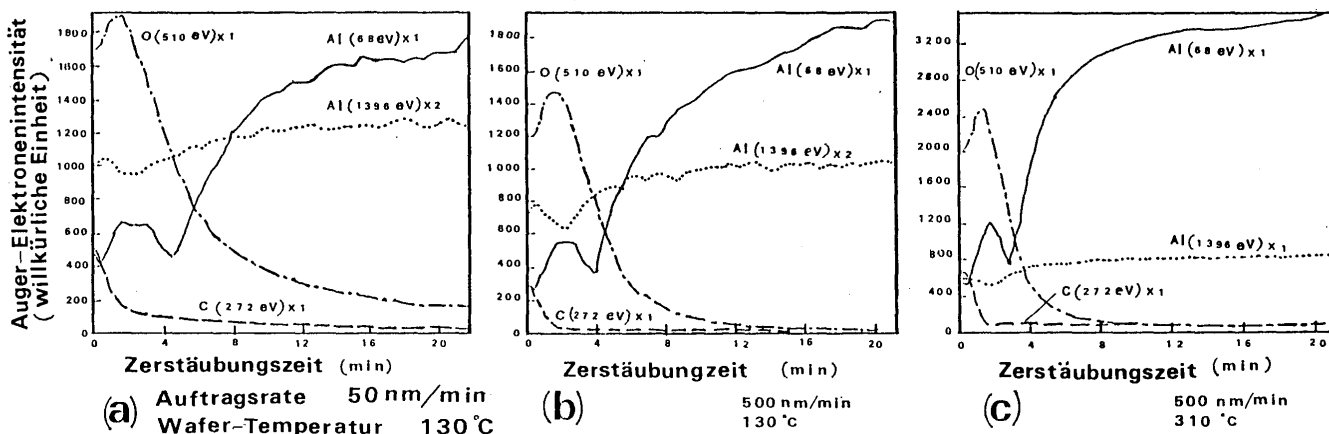


Abb. 6 Auger-Elektronenintensitätsprofil der Aluminium-Schicht.

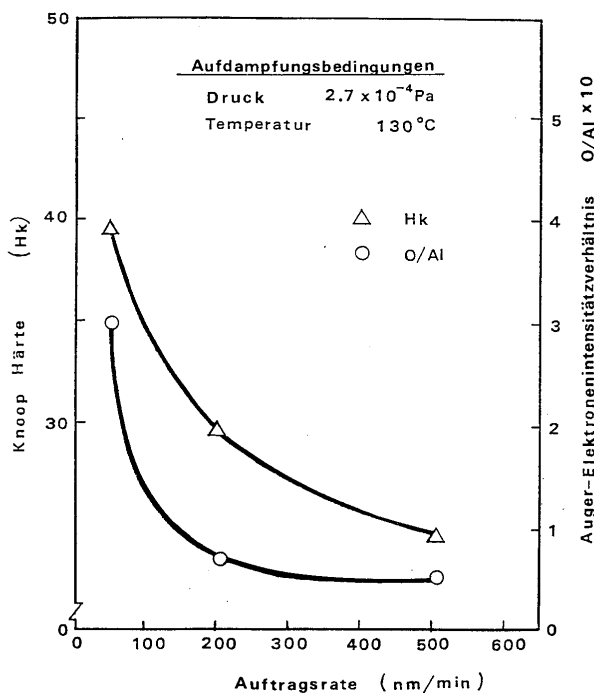


Abb. 7 Knoop-Härte und Auger-Elektronenintensität als Funktion der Aluminium-Auftragsrate.

4. Schlußrede

- (1) Für die Bildung der intermetallischen Gold/Aluminium-Verbindung wirkt eine statische Bindelast.
- (2) Während des Hochgeschwindigkeits-Thermokompres-

sions-Drahtbindevorganges werden die Enden der Gold/Aluminium-Verbindungen meistens V-förmig ausgebildet, so daß aufgrund des Formfaktors das Gold während einer bestimmten Verbindungs-Formationsstufe des Diffusionsprozesses nur unzureichend zugeführt werden kann, was zu den kontinuierlichen Mikroblassen und den davon abgeleiteten Rissen und Defekten führt.

- (3) Als Schlußfolgerung der obigen Untersuchungen an einem Gold/Aluminium-Übergangssystem kann gesagt werden, daß die Materialkombination an sich selbst systemspezifischen Defekte aufweist.
- (4) Bei der Verwendung in IC oder LSI-Elementen muß aber aufgrund der Bildung von winzigen Grenzsichten und Übergangsenden der Formfaktor berücksichtigt werden, so daß die Einführung anderer Materialsysteme erforderlich erscheint, um die Bildung anfänglicher Übergangsdefekte verhindern zu können.

Schrifttum

- 1) Kashiara, et al.: Communication Laboratory Commercialization Report. 17-6 (1968) 1135.
- 2) D.G. Cumining, L.E. Colteryahn and J.R. Howell: A Failure Mechanism of Gold-Aluminium integrated Circuit Bonds, Conv. Record at Wescon Session 16B1 ~16B5 (1965).
3. P. Seitz: J. Phys. Soc. Japan 10 (1955) 679.