

## Schädigungsmechanismen in Lötverbindungen bei erhöhter Temperatur

Dr. mont. Max-Hermann Poech

Fraunhofer-Institut für Siliziumtechnologie FhG-ISIT, Fraunhoferstraße 1, 25524 Itzehoe

E-mail: poech@isit.fhg.de

### Kurzfassung

Für die Verbindung von Leistungstransistoren auf einer Dickschicht-Schaltung wurden die Pb-freien Lote SnAg<sub>3.5</sub> und SnAg<sub>4</sub>Cu<sub>0.5</sub> im Vergleich zum konventionellen Lot SnPb<sub>37</sub>Ag<sub>2</sub> untersucht. Mit definierten Belastungen (Temperaturlagerung und Temperaturwechsel) wurden beschleunigte Alterungstests durchgeführt, um eine vergleichende Aussage hinsichtlich Zuverlässigkeit der Lötverbindungen z.B. in *automotive*-Anwendungen zu erhalten. Um Einblicke in die ablaufenden Schädigungsmechanismen und Schwachstellen zu erhalten, wurden metallographische Methoden angewandt, d.h. Lichtmikroskopie (LIMI) sowie energie-dispersive Röntgenanalyse (EDX) im Rasterelektronenmikroskop (REM).

### Einleitung

Elektronische Baugruppen werden zunehmend von der Automobilindustrie eingesetzt. Besonders für die direkt am Motor angebaute Steuer- und Regelungselektronik sind herkömmliche Lotlegierungen der Beanspruchung hinsichtlich Temperatur und Temperaturwechsel nicht gewachsen. Betriebstemperaturen von 150°C und mehr beanspruchen die Lötverbindungen erheblich. Dabei kommt es in den Lötverbindungen zu Veränderungen der Gefügestruktur. Das Wachstum von intermetallischen Phasen, welches in Kombination mit wechselnden Temperaturen zur Ribbildung und somit zum Ausfall der gesamten Baugruppe führt, wird begünstigt. Eine zusätzliche Belastung tritt durch Leistungsbaulemente auf, deren Erwärmung auch nahe an die Schmelztemperatur des Lotes reichen kann.

Daher werden alternative Lotlegierungen mit höheren Schmelzpunkten eingesetzt, wobei gleichzeitig die Vermeidung von Pb angestrebt wird. Allerdings besteht für diese alternativen Lote noch ein Defizit hinsichtlich der Kenntnis ihrer Zuverlässigkeit im Betrieb. Ziel der vorliegenden Untersuchung war die quantitative Beschreibung des Wachstums intermetallischer Phasen zwischen Lotlegierung und Anschlußmetallisierung sowie die vergleichende Betrachtung des Ermüdungsverhaltens [1] am Beispiel eines TO220-Bauelements auf einer Dickschicht-Schaltung.

### Versuchsbeschreibung

#### Probenherstellung, Temperaturlagerung und Temperaturwechsel

Die Bauelemente wurden in einem konventionellen Lötprozeß verlötet (maximale Temperatur ca. 20°C über Liquidus der Lotlegierung für ca. 30 s). Zur beschleunigten Alterung wurde einerseits eine Temperaturlagerung von jeweils 140 h und 400 h bei 125°C, 150°C und 175°C durchgeführt, andererseits wurde ein Teil der Proben einem Temperaturwechseltest zwischen

–40°C und +125°C mit einem 40 min und einem 3.2 h Zyklus unterzogen, mit dem Ziel die Ermüdungsfestigkeit der Lötverbindungen zu prüfen. Die Anzahl der Temperaturzyklen liegt zwischen 250 und 1000. Das Rißwachstum in der Lotschicht wurde durch eine Messung des thermischen Widerstands verfolgt.

### Metallographische Präparation und Bewertung

Der Aufbau von Baugruppen der Leistungselektronik besteht aus verschiedenen Materialien mit unterschiedlichen Eigenschaften [2]. Die metallographische Präparation solcher Materialverbunde ist anspruchsvoll, denn Präparationsartefakte wie Kantenabrundung, Relief am Übergang zwischen hartem und weichem Material, Auswaschungen der weicheren Werkstoffe sowie Ausbrüche der spröden Werkstoffe des Bauteils sind zu vermeiden [3, 4].

Das Transistor-Bauelement TO220 ist mit seiner Unterseite (ca. 5 µm Ni auf Cu, Bild 1-3 oben) flächig auf dem Dickschichtträger (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Keramik mit AgPt-Dickschicht-Metallisierung, Bild 1-3 unten) aufgelötet. Die Schliffebene wurde jeweils durch die Mitte der Bauelemente gelegt.

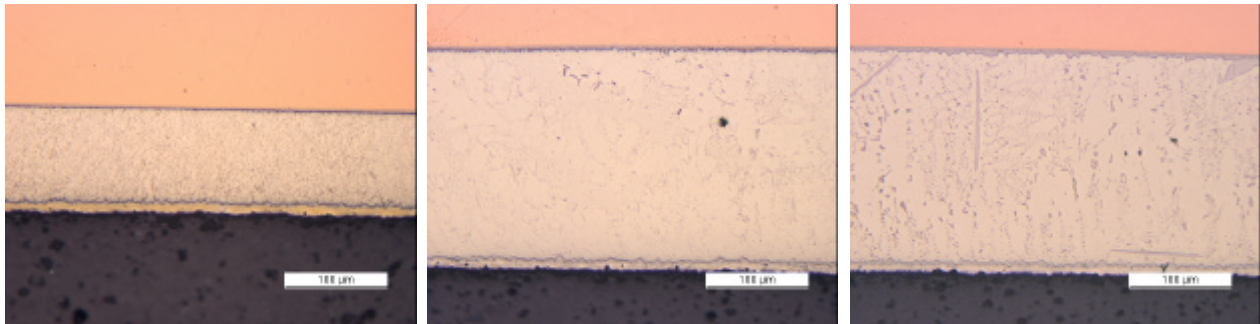


Bild 1: SnPb37Ag2

Bild 2: SnAg3.5

Bild 3: SnAg4Cu0.5

Bild 1 – 3: Ausgangszustand nach dem Lötprozeß

Das unterschiedliche Phasenwachstum zwischen dem Sn aus der Lotlegierung und der jeweiligen Metallisierung (Ag aus der AgPt-Dickschicht bzw. Ni von der vernickelten Kupferoberfläche) ist das Ergebnis der jeweiligen Temperatur-Zeit-Geschichte der Baugruppe. Aufgrund des unregelmäßigen Wachstums der intermetallischen Phase (z.B. Bild 7) ergibt sich ihre mittlere Schichtdicke durch Division der von einem Polygonzug umschriebenen Fläche A durch seine Länge L entsprechend nebenstehender Skizze (Bild 4) [5].

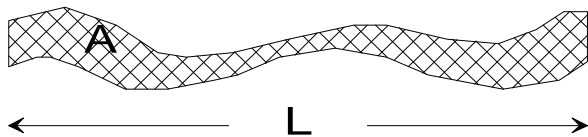


Bild 4: Skizze zur Definition der „mittleren Dicke“  $A/L$

## Ergebnisse

### Temperaturlagerung

Nach der Auslagerung 150°C/140h zeigen sich Unterschiede auf der Dickschichtseite: Die AgPt-Metallisierung wurde mit dem Pb-haltigen Lot bereits vollständig in eine intermetallische Phase umgewandelt (Bild 5). Das Lot SnAg3.5 weist eine im Vergleich zum Pb-haltigen Lot dünnere intermetallische Phase auf und eine verbleibende Ag-Schicht der Metallisierung ist hier deutlich zu erkennen (Bild 6). Nochmals dünner ist die intermetallische Phase mit dem Lot SnAg4Cu0.5, das verbleibende Silber der Dickschicht ist noch dicker als die intermetallische Phase (Bild 7). Offensichtlich reduziert ein höherer Ag-Anteil im Lot die Umsetzung der AgPt-Dickschicht, d.h. das Wachstum des intermetallischen Phasensaums.

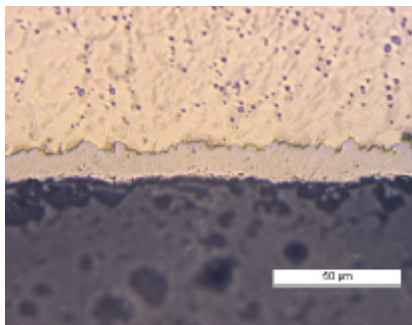


Bild 5: SnPb37Ag2

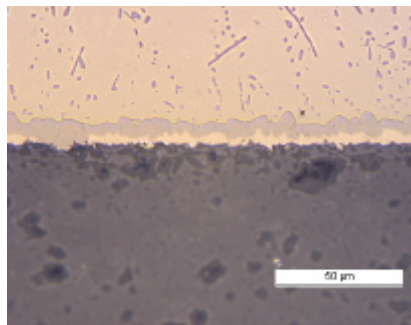


Bild 6: SnAg3.5

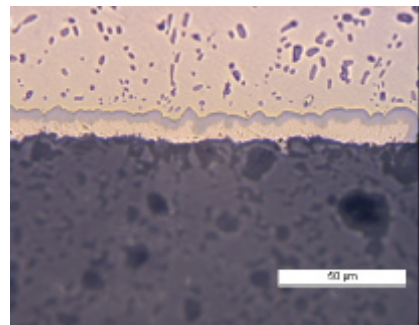


Bild 7: SnAg4Cu0.5

Bild 5 – 7: Phasenwachstum zwischen Lot und AgPt-Dickschicht; 150°C / 140 h

### Quantifizierung des Phasenwachstums

Grundlage zur Beschreibung der Kinetik der Schichtdickenzunahme ist das diffusionsgesteuerte Wachstum von intermetallischen Phasen, d.h. geschwindigkeitsbestimmend ist allein die Diffusion der Spezies durch die Schicht. Dabei wird die thermische Aktivierung der Diffusion durch den Arrhenius-Ansatz berücksichtigt. Dies führt zur Annahme des „Wurzel-Zeit-Gesetzes“ mit der von der Temperatur abhängigen Wachstumskonstante  $k$ .

$$d = k \cdot \sqrt{t} \quad \text{mit} \quad k(T) = k_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right)$$

Hierin bedeutet  $d$  die Schichtdicke,  $t$  die Zeit,  $R$  die Gaskonstante ( $8.314 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ) und  $T$  die absolute Temperatur. Die Parameter Aktivierungsenergie  $Q$  und Vorfaktor  $k_0$  (Tabelle 1) wurden für die gegebenen Materialkombinationen in einem numerischen Näherungsverfahren bestimmt. Neu im hier angewandten Lösungsansatz (vgl. z.B. [6]) ist, daß der Lötvorgang in die Berechnung mit einbezogen wird, zumindest näherungsweise unter der Annahme, daß gegenüber flüssigem Lot (Lötprozeß) und festem Lot (Auslagerung) vergleichbare Wachstumsbedingungen vorliegen. Für einen zusammengesetzten Temperatur-Zeit-Verlauf (Lötprozeß und Auslagerung) addieren sich dann die Wachstumszeiten in folgender Weise:

$$d = \sqrt{[k(T_{\text{Löt}})]^2 \cdot t_{\text{Löt}} + [k(T_{\text{Auslagerung}})]^2 \cdot t_{\text{Auslagerung}}}$$

Die Ausgangsschichtdicke aus dem Lötprozeß entspricht auf dem Temperaturniveau der Auslagerung einer bereits verstrichenen Zeit, bevor die Auslagerung einen weiteren Schichtdickenzuwachs verursacht, d.h. je höher die Ausgangsschichtdicke, desto langsamer die

weitere Wachstumsgeschwindigkeit. Daher darf die Schichtdicke aus dem Lötprozeß bei der Betrachtung von unterschiedlichen Löt- und Auslagerungsbedingungen nicht unberücksichtigt bleiben.

In den Diagrammen (Bild 8) beschreibt die X-Achse die Auslagerungszeit in Stunden, die Y-Achse die Schichtdicke in  $\mu\text{m}$ . Die anfänglich verschiedenen Schichtdicken sind auf die unterschiedlichen Löttemperaturen der Lotlegierungen zurückzuführen. Dies ist besonders deutlich am Phasenwachstum auf der Ni-Sperrschicht zu erkennen. Auffällig sind auch die unterschiedlichen Steigungen des 150°C Graphen auf der AgPt-Dickschicht in Abhängigkeit von der Lotlegierung.

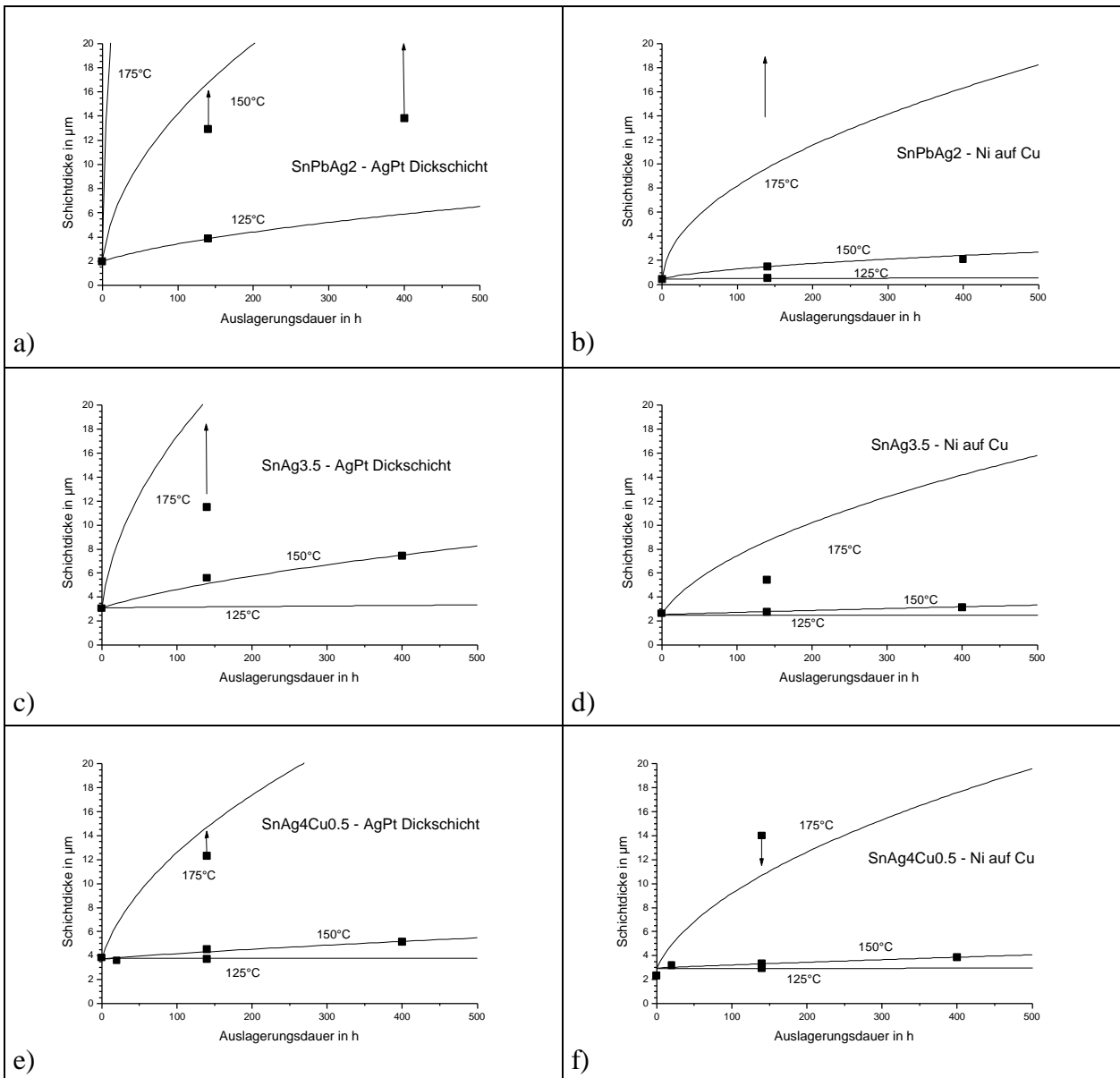


Bild 8: Graphische Darstellung der unterschiedlichen Wachstumskinetik, Lotlegierung: a+b) SnPb37Ag2, c+d) SnAg3.5, e+f) SnAg4Cu0.5 Anschlußmetallisierung: a+c+e) AgPt-Dickschicht, b+d+f) Ni auf Cu

Die Pfeile (Bild 8) markieren im Fall der Dickschicht Temperatur-Zeit-Bedingungen, welche zur vollständigen Umsetzung der Dickschicht zu intermetallischer Phase geführt haben; in diesem Fall gibt der Meßwert zwangsläufig eine zu geringe Dicke wieder. Wenn das metallische Ag der Dickschicht „verbraucht“ (d.h. zu intermetallischer Phase umgewandelt) ist, verschlechtert sich die Haftfestigkeit der Metallisierung zur Keramik erheblich. Zusätzliche thermische oder mechanische Belastungen aufgrund der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten der miteinander verlöteten Werkstoffe können zum Bruch der Verbindung führen. Im Fall der Vernickelung auf Cu führt der Durchbruch der Ni-Sperrschicht zum Wachstum eines „Phasengemisches“ bestehend aus Sn, Cu und Ni; die Ursachen für die wesentlich größere Wachstumsgeschwindigkeit dieser Phasengemische mit den teilweise beobachteten Kirkendall-Poren sind noch nicht hinreichend bekannt und werden im folgenden noch näher betrachtet.

Mit Hilfe dieser Zusammenhänge kann die Lebensdauer abgeschätzt werden, d.h. die Zeit unter einer gegebenen Temperaturbelastung, welche zu der beobachteten Schädigung führt.

Lotlegierung	Anschlußmetallisierung	Aktivierungsenergie Q in kJ mol <sup>-1</sup>	Vorfaktor k <sub>0</sub> in m s <sup>-1/2</sup>
SnPb37Ag2	AgPt-Dickschicht	90.8	3.89E3
	Ni auf Cu	122	2.46E6
SnAg3.5	AgPt-Dickschicht	102	2.01E4
	Ni auf Cu	125	4.47E6
SnAg4Cu0.5	AgPt-Dickschicht	120	2.09E6
	Ni auf Cu	123	3.24E6

Tabelle 1: Parameter zur Beschreibung des Phasenwachstums für die betrachteten Materialkombinationen, gültig im Temperaturbereich zwischen ca. 125°C und ca. 175°C.

### Schädigung unter Ermüdungsbelastung durch Temperaturwechsel

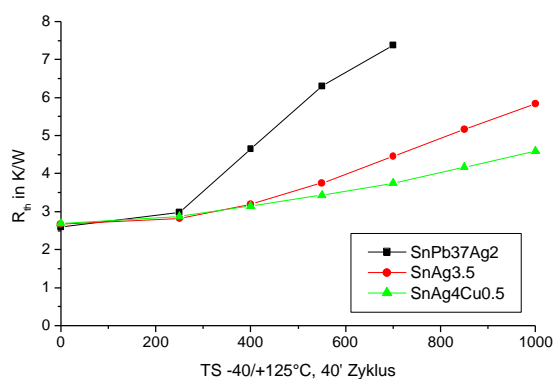


Bild 9: Temperaturschock (40 min Zyklus)

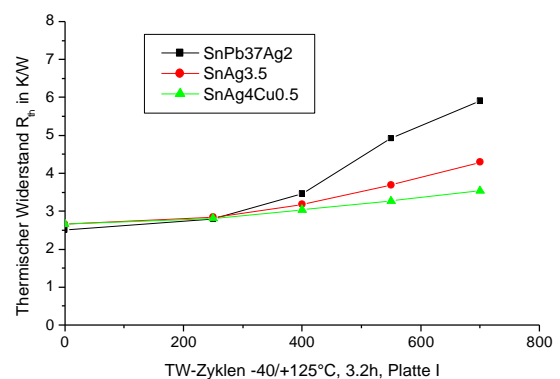


Bild 10: Temperaturwechsel (3.2 h Zyklus)

Bild 9 – 10: Zunahme des thermischen Widerstands während einer Ermüdungsbelastung, -40 / +125°C, schnelle und langsame Zyklen.

Qualitativ ist der Rißverlauf in den drei Lotlegierungen ähnlich (Bild 11 bis 13). Im eutektischen Lot SnPb37Ag2 verläuft der Ermüdungsriß im Lot, meist nahe der Grenzfläche zur AgPt-

Dickschicht (Bild 11). Insbesondere bei den schnellen Temperaturschock-Zyklen ist ein ausgeprägtes Band rekristallisierter Sn- und Pb-Körner zu erkennen, welches der weiteren zyklischen Verformung und letztendlich dem Reißwachstum weniger Widerstand entgegengesetzt als das ursprüngliche Erstarrungsgefüge. Kriechmechanismen wie Korngrenzendiffusion und Korngrenzengleiten können im rekristallisierten Gefüge erleichtert ablaufen, deswegen kommt es bei Temperaturschock-Zyklen zu einem beschleunigten Reißwachstum. Langsame Temperaturwechsel lassen vermehrt eine homogene Kriechverformung zu und damit kommt es nicht zu einer so deutlichen Lokalisierung der Verformung. Zur Rekristallisation des eutektischen SnPb-Gefüges wird ein Zeitraum (hier ca. 250 Zyklen) benötigt, innerhalb dessen noch keine Unterschiede zwischen den drei Loten erkennbar sind (Bild 9 und 10); erst nach dieser „Inkubationszeit“ nimmt die Schädigung (Reißfortschritt) im SnPb-Lot schneller zu als in den kriechfesteren SnAg-Loten. Bei den langsameren Zyklen tritt die Auffächerung, also das unterschiedliche Verhalten der Lote, später und weniger ausgeprägt ein (Bild 9 und 10).

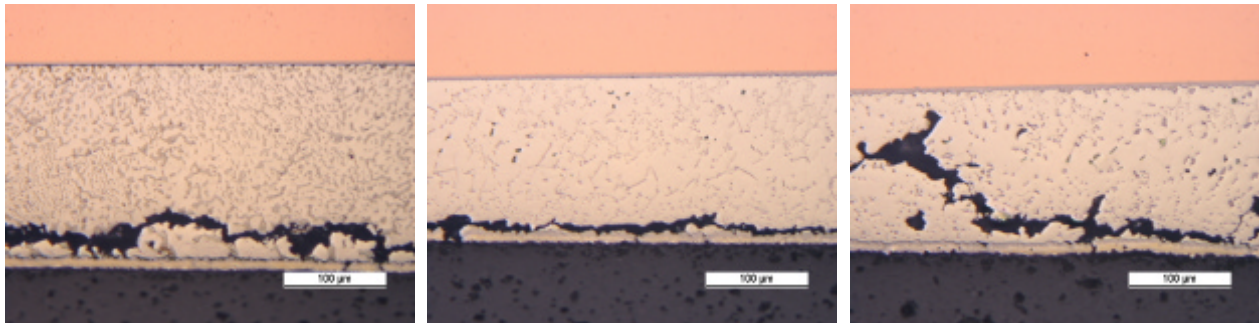


Bild 11: N=400, SnPb37Ag2

Bild 12: N=400, SnAg3.5

Bild 13: N=1000, SnAg4Cu0.5

Bild 11 – 13: Anriß nach Temperaturwechselbelastung,  $-40 / +125^{\circ}\text{C}$ , 40 min Zyklus

Diesen Überlegungen zufolge besteht ein wesentlicher der Unterschied zwischen den drei Lotlegierungen in ihrem Widerstand gegenüber Gefügeveränderungen unter der gegebenen Ermüdungsbelastung (Temperaturbereich, Zykluszeit).

Der Verbindungsaufbau erhält durch Geometrie und Elastizität der Verbindungspartner eine bestimmte Steifigkeit. Die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungen der Verbindungspartner einerseits und die Steifigkeit des Aufbaus andererseits prägen dem Lotspalt Verschiebungen bzw. Kräfte auf, welche mit den Kriecheigenschaften der Lotlegierung (und der Geometrie des Lotspalts) im Gleichgewicht stehen.

Bei hoher Steifigkeit des Aufbaus wird die Verschiebungsamplitude dem Lotspalt weitgehend unabhängig von den Zykluszeiten der Temperaturwechsel aufgeprägt („Weg-kontrolliert“); je höher die Verformungsgeschwindigkeit, desto eher wird die Verformung in einem Band von rekristallisiertem Gefüge lokalisiert ablaufen und die effektive Dehnungsamplitude vergrößern, die Anzahl der ertragbaren Lastwechsel also verringern. Unter diesen Bedingungen (zutreffend für das TO220 Bauteil auf Keramikträger) sind schnelle Zyklen stärker schädigend. Die SnAg-Lote neigen nicht in dem Maße zur Rekristallisation wie SnPb, daher sind bei diesen kaum Unterschiede im Ermüdungsverhalten abhängig von der Zyklusdauer zu finden.

Hingegen führt bei geringer Steifigkeit des Aufbaus (d.h. mindestens ein Partner ist elastisch nachgiebig) eine gegebene Verschiebungsamplitude je nach Zyklusdauer zu unterschiedlichen Kriechdehnungsamplituden im Lotspalt, weil ein Teil der Verschiebung elastisch aufgefangen wird („Kraft-kontrolliert“). Je höher Temperatur und Zeit bzw. je langsamer die

Temperaturänderungsrate, desto größer wird die Kriechdehnungsamplitude im Lot und damit die Ermüdungsschädigung. Unter diesen Bedingungen sind langsame Zyklen stärker schädigend.

Der Übergang hierbei ist fließend, denn das Kriechverhalten hängt von der Lotlegierung, Temperatur, Zeit und Belastung ab. Eine generelle Vorhersage des Ermüdungsverhaltens erscheint daher schwierig.

### Kombination von Belastungen und Schädigungsmechanismen

Die folgenden Bilder (15-17) zeigen den Zustand aller drei Lote nach Temperaturlagerung (150°C/400 h) und zusätzlichen Temperaturwechseln (-40°C/+125°C, 3.2 h, N=450). Die abgerissene Dickschicht des SnAg3.5-Lotes in Bild 16 ist besonders auffällig, wie auch eine schnelle Zunahme der Schädigung, welche im Verlauf des thermischen Widerstands (Bild 14) deutlich wird. Der Bruch erfolgt hier im Bereich der Metallisierung, weil das SnAg3.5-Lot deutlich kriechfester ist als SnPb37Ag2; deswegen wird die Verbindung aufgrund der Verformungen, hervorgerufen durch die zusätzliche Temperaturwechselbelastung, viel stärker belastet als durch das weichere SnPb-Lot. Letzteres erweicht zum Teil durch Vergrößerung bei der Temperaturlagerung und insbesondere aufgrund der Temperaturwechsel durch Rekristallisation in der zyklisch verformten Zone (in Bild 15 nahe der Dickschicht), welche auch den bevorzugten Pfad für den Ermüdungsriß markiert. Die weitgehende Relaxation im Lot sorgt für eine geringe Belastung der geschädigten Dickschichtmetallisierung (Bild 15), so daß die Verbindung nicht wie im Fall des SnAg3.5-Lotes versagt.

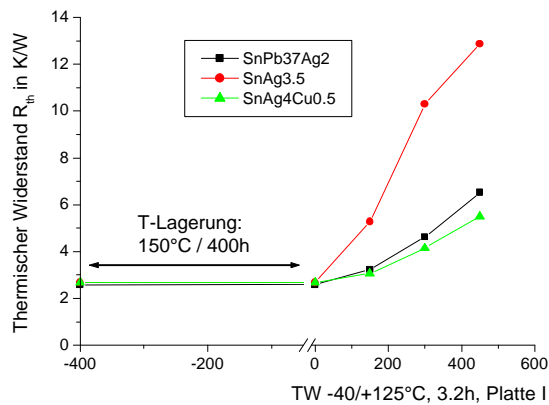


Bild 14: Zunahme des thermischen Widerstands bei kombinierter Belastung.

Das Lot SnAg4Cu0.5 ist zwar mindestens ebenso kriechfest wie SnAg3.5, jedoch verbleibt hier aufgrund des langsameren Phasenwachstums unter der vorliegenden thermischen Belastung ein Rest der AgPt-Dickschicht (erkennbar in Bild 17) und somit eine hinreichende Haftfestigkeit der Metallisierung zum Keramiksубstrat, so daß auch hier noch kein Versagen zu verzeichnen ist.

Hinsichtlich Änderung des thermischen Widerstands verhält sich das konventionelle SnPb37Ag2-Lot bei der kombinierten Belastung kaum schlechter als das kriechfestere Lot SnAg4Cu0.5.

Bei den SnAg-Loten verläuft der einer vorhergegangenen thermischen Belastung (Temperaturlagerung, akkumulierte Temperaturwechsel) folgende Ermüdungsriß meist in der Grenzfläche zwischen Lot und intermetallischer Phase (Bild 16 und 17), was als eine

Versprödung bewertet werden kann. Tatsächlich ist das Ermüdungsrißwachstum aufgrund von Temperaturwechseln nach einer Temperaturlagerung deutlich schneller als ausgehend vom unbelasteten Zustand (Bild 14 im Vergleich zu Bild 9 und 10). Die Temperaturlagerung bewirkt eine Einformung und Vergrößerung des Lotgefüges, welches im wesentlichen aus  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ -Partikeln in einer Sn-Matrix besteht. Die Ostwald-Reifung sorgt jedoch besonders in der Nähe der Dickschicht (Ag mit kleinen Anteilen von Pt legiert) für die Entstehung eines an  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ -Ausscheidungen verarmten schmalen Saums nahe der  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ -Phase auf der Dickschichtmetallisierung, wie in Bild 6 und 7 zu erkennen ist. In diesem Saum konzentriert sich die zyklische Kriechverformung und sorgt für das schnellere Ermüdungsrißwachstum. Dieser Mechanismus ist beim  $\text{SnAg}_4\text{Cu}_0.5$ -Lot weniger stark ausgeprägt, da die zusätzlichen  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Phasenteilchen in der Sn-Matrix nicht an der Vergrößerung der  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ -Phasen teilnehmen. Ein ähnlicher Versprödungsmechanismus ist z.B. von Ausscheidungs-gehärteten Legierungen bekannt, in denen das Wachstum von Teilchen an Korngrenzen zur Verarmung verstärkender Partikel in deren Nähe führt und so eine Zone mit geringerem Verformungswiderstand entsteht.

Dieser Effekt ist für die SnAg-Lote auch bei Temperaturwechselbelastung allein zu beobachten, denn aufgrund der zyklischen Kriechverformung laufen die zur Vergrößerung (Ostwald-Reifung) notwendigen Diffusionsmechanismen beschleunigt ab (Summe der Zeiten bei hoher Temperatur). Bis zu ca. 400 Zyklen ist das Rißwachstum offensichtlich nicht von der Lotlegierung abhängig (Bild 9 und 10); erst nach diesem Zeitraum zum Ablauf von Diffusionsvorgängen und Gefügeveränderungen ist ein verzögertes Rißwachstum beim  $\text{SnAg}_4\text{Cu}_0.5$ -Lot gegenüber  $\text{SnAg}_3.5$  zu beobachten. Die Bildung des an Teilchen verarmten Saums im Lot führt zur einer Zone mit geringerem Verformungswiderstand, in welcher der Ermüdungsriß durch Lokalisierung der Verformung einem vorgezeichneten Pfad folgt.

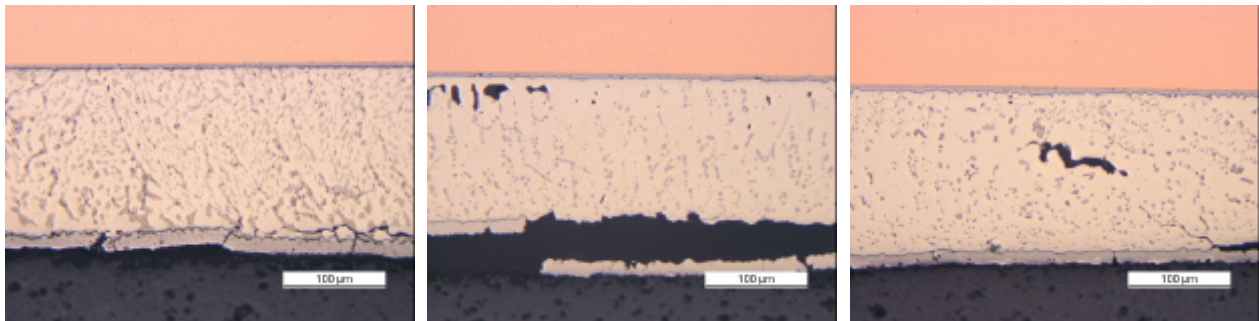


Bild 15:  $\text{SnPb}_{37}\text{Ag}_2$

Bild 16:  $\text{SnAg}_{3.5}$

Bild 17:  $\text{SnAg}_4\text{Cu}_{0.5}$

Bild 15 – 17: Kombinierte Belastung, d.h. Temperaturlagerung ( $150^\circ\text{C} / 400 \text{ h}$ ) mit anschließender Temperaturwechselbelastung ( $-40/+125^\circ\text{C}$ , 3.2h,  $N=450$ ).

#### Phasenwachstum bei Temperaturen zwischen $125^\circ\text{C}$ und $175^\circ\text{C}$

Wie stark das Phasenwachstum von der Temperatur beeinflusst wird, zeigen die Bilder 18-20 am Beispiel des Pb-haltigen Lotes. Nach einer 140-stündigen Auslagerung bei  $125^\circ\text{C}$  beträgt die Dicke der intermetallischen Phase auf der Ni-Sperrschicht weniger als  $1 \mu\text{m}$  (vgl. Bild 18). Bei  $150^\circ\text{C}$  ist sie auf ca.  $1.5 \mu\text{m}$  angewachsen (vgl. Bild 19). Ist die Temperatur jedoch um weitere  $25^\circ\text{C}$  höher, so kommt es zum Durchbruch der Ni-Sperrschicht und zu einem schnellen Wachstum der intermetallischen Phasen, die teilweise in das Kupfer hineinwachsen und insgesamt eine Dicke von mehr als  $20 \mu\text{m}$  erreichen (vgl. Bild 20). Diese Dicke ist als kritisch zu bewerten, da ihr Anteil an der typisch 50 bis  $100 \mu\text{m}$  dicken Lotschicht beträchtlich ist.



Offensichtlich ist für dieses Lot 150°C die obere, noch unbedenkliche Grenze über einen Zeitraum von 140 h.

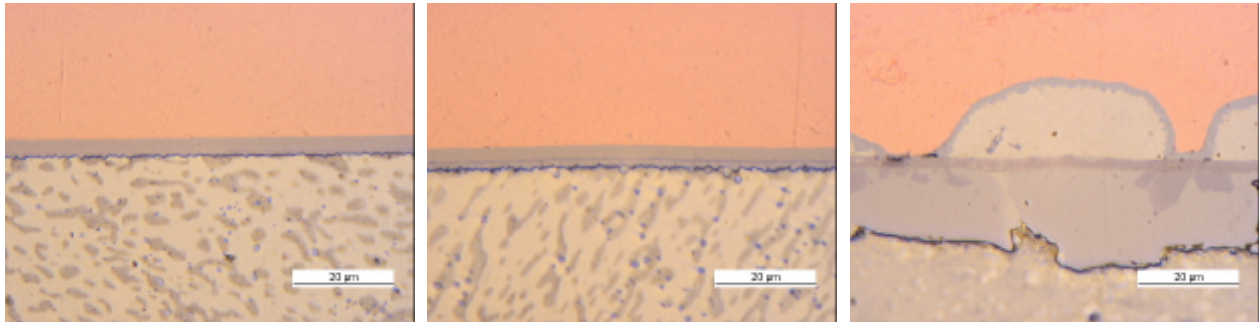


Bild 18: 125°C / 140 h

Bild 19: 150°C / 140 h

Bild 20: 175°C / 140 h

Bild 18 – 20: Temperatureinflüß auf das Phasenwachstum zwischen SnPb37Ag2 und vernickeltem Cu.

Bei 175°C kommt der Temperatureinflüß bereits so zur Geltung, daß man die Entstehung eines Porensaums entlang der ehemaligen Ni-Schicht beobachten kann (Kirkendall-Effekt). Die Ni-Schicht wird durchbrochen, die intermetallischen Phasen wachsen in das Kupfer hinein und es entsteht eine Vielzahl von intermetallischen Phasen, die miteinander verbunden durch die unterschiedlichen Farbtöne in Bild 21 erkennbar sind. Ihre Zusammensetzung wurde mittels EDX (Energie-dispersive Röntgenanalyse) im REM (Rasterelektronenmikroskop) untersucht und in Tabelle 2 zusammengefaßt. Die Zusammensetzungen können teilweise den intermetallischen Phasen zugeordnet werden, welche aus den binären Systemen (Cu-Sn, Ni-Sn) bekannt sind und sich bei gegenseitiger Löslichkeit (vgl. das gut mischbare System Cu-Ni) wahrscheinlich einstellen. Die im Dreistoffsystem Cu-Ni-Sn möglichen intermetallischen Phasen sind noch unzureichend bekannt. Besonders die offensichtlich schnellere Wachstumskinetik der Mischphasen ist zur Zeit noch nicht verstanden; eine mögliche Ursache kann in einer erhöhten Diffusionsgeschwindigkeit in einem gestörten Kristallgitter verschiedener Cu-Ni-Sn-Phasen zu suchen sein.

Position	Cu	Ni	Sn	Phase
A	51	–	49	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
B	72	–	28	Cu <sub>3</sub> Sn
C	45	5	50	≈(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
D	33	18	49	≈(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
E	6	36	58	≈(Ni,Cu) <sub>3</sub> Sn <sub>4</sub>
F	10	4	86	?

Tabelle 2: Zusammensetzung der in Bild 21 unterscheidbaren intermetallischen Phasen (in Atom-%, REM/EDX)

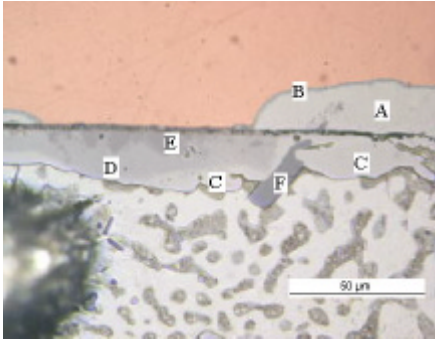


Bild 21: Optisch unterscheidbare intermetallische Phasen zwischen SnPb37Ag2 und vernickeltem Cu nach 175°C / 140 h

### Schlußfolgerungen

Aus dieser Untersuchung ist zu erkennen, daß natürliche Alterungsvorgänge wie Vergrößerung, Rekristallisation und Schichtdickenwachstum nicht nur von der Zusammensetzung der Lotlegierung abhängen, sondern auch von den Metallisierungen der verlöteten Partner beeinflusst werden. Die im Lötprozeß gefertigten Materialkombinationen bestimmen insgesamt das Verhalten der Lötverbindung und beeinflussen insbesondere die Änderung ihrer Eigenschaften mit Temperatur, Zeit und mechanischer Belastung in komplexer Weise. Für die Vorhersage der Lebensdauer einer elektronischen Baugruppe insbesondere bei hohen Temperaturen ist demnach eine Prüfung der aktuellen Materialkombinationen unter den zu erwartenden Belastungen nicht zu umgehen.

Hinsichtlich des Phasenwachstums und der Ermüdungsfestigkeit in Temperaturwechseln schneiden die betrachteten alternativen Lote besser ab als das konventionelle Pb-haltige Lot. Allerdings führt die Kombination von Belastungen, d.h. Temperaturlagerung und Temperaturwechsel, beim Lot SnAg3.5 zu vorzeitigen Ausfällen, welche aufgrund der Einzelergebnisse zunächst nicht zu erklären waren und erst mit der metallographischen Analyse verständlich gemacht werden konnten. Abhängig von den Einsatzbedingungen treten unterschiedliche Stärken und Schwächen der Lotlegierungen hervor, so daß eine Aussage, daß die höherschmelzenden SnAg-Lote besser sind, nicht generell unterstützt werden kann.

Generell treten bei höheren Betriebstemperaturen die auf Diffusion basierenden Schädigungsmechanismen erheblich stärker in Erscheinung. Kupfer und Nickel im Zusammenspiel mit Zinn führen bei höheren Temperaturen zu einem ungewöhnlich starken Wachstum der intermetallischen Phasen, die in einer großen Vielfalt in der Verbindungszone auftreten. Die (häufig anzutreffende) Kombination der Materialien Cu und Ni im Bereich der Lötanschlusflächen stellt für Anwendungen bei höheren Temperaturen eine kritische Schwachstelle dar. Ebenso kritisch ist der in manchen Materialkombinationen zu beobachtende Kirkendall-Effekt, bei dem ein diffusionsbedingtes Porenwachstum zunächst zu einer Versprödung der Verbindung mit ansteigender Bruchwahrscheinlichkeit führt, und welche später mit einer Materialtrennung endet, auch ohne mechanischer Belastung.

Die Vielfalt der Materialkombinationen (Metallisierungen auf Bauteilen und Leiterplatten, Lotlegierungen mit 3 und mehr Bestandteilen) und deren jeweilige Eigenschaften sind kaum überschaubar, die aktuellen Entwicklungstendenzen lassen eine Vereinheitlichung bzw. eine Reduzierung der beteiligten Werkstoffe in Lötverbindungen kaum vermuten. Die alternativen Pb-freien Lote, die aus Umweltaspekten eine immer wichtigere Rolle spielen, sind noch nicht so gut erforscht worden wie die Pb-haltigen Standardlote, z.B. SnPbAg2. Auf diesem Gebiet

besteht noch weiterer Forschungsbedarf. Dem Hersteller von Elektronikbaugruppen sei empfohlen, schon während der Entwicklung einer Schaltung für den Einsatz bei höheren Temperaturen die vorgesehenen „Materialkombinationen“ (definiert durch Bauelemente, Träger, Lot, Lack, Kleber, etc.) kritisch hinsichtlich ihrer Zuverlässigkeit unter Betriebsbelastung zu prüfen, um Überraschungen zu vermeiden.

### **Literatur**

- [1] Erb, W.; Poech, M.H.: Beitrag „Zuverlässigkeit von TO220 auf DS“, ZVE Technologie-Forum „Baugruppen für höhere Einsatztemperaturen“, Oberpfaffenhofen 13.04.1999
- [2] Poech, M.H.; Prochota, D.: Prakt. Metallogr. 35 (1998) 8, 438 - 447
- [3] Wulff, F.W.; Ahrens, T.: Structure 32, Struers Zeitschrift für Materialographie (1998), 9 - 20
- [4] Reiter, K.; Reiter, M.; Ahrens, T.: Structure 34, Struers Zeitschrift für Materialographie (1999), 12 - 20
- [5] Prochota, D.; Poech, M.H.: Prakt. Metallographie Sonderband 31 (2000) 105 - 110
- [6] Voerste, K.; Ahrens, T.: Prakt. Metallographie Sonderband 26 (1995) 683 - 690