

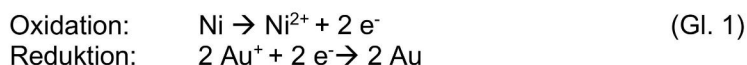
Alterungsphänomene beim Al-Drahtbonden mit semiautokatalytisch abgeschiedenem Gold auf chemischen Ni-Schichten

F. Fischer, R. Schmidt, M. Schneider-Ramelow, S. Schmitz, H. Ngo, Berlin, und N. Sitte, Schwäbisch Gmünd

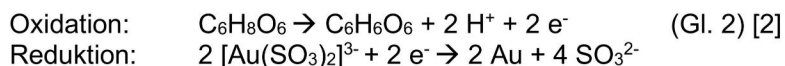
Die semiautokatalytische Goldabscheidung (SAG) ist ein relativ neues Verfahren, welches eine Mischform zwischen einer reinen Sudgoldabscheidung (immersion gold) und einer autokatalytischen Goldabscheidung darstellt. Durch ein enthaltenes Reduktionsmittel wird nach einer korrosionsbasierten Initialabscheidung die Reaktionscharakteristik stark in Richtung Autokatalyse verlagert. Die Verarbeitungsbedingungen sind mit den bekannten Sudgoldbädern vergleichbar. Die SAG besitzt gegenüber konventionellen Sudgold-Abscheidungssystemen zwei wesentliche Vorteile. Zum einen wird bei der Anwendung als Finish auf chemisch Ni/chemisch Pd die Schichtdickenhomogenität deutlich verbessert. Viel wichtiger ist jedoch zum anderen die Tatsache, dass aufgrund des teilreduktiven Abscheidungsmechanismus die in Sudgoldelektrolyten auftretende Nickelkorrosion auf ein Minimum reduziert wird (typischerweise < 10 %). Damit werden sämtliche korrosionsbasierten Risiken und Schadensursachen bereits durch den modifizierten Abscheidungsmechanismus vermieden. Im Gegensatz zur etablierten Nutzung als Goldfinish für ENEPIG (chem. Ni/chem. Pd/Au) steht einer breiten Anwendung von SAG direkt auf chemisch Nickel die fehlende Langzeitzuverlässigkeit von drahtgebondeten Al-Wedges entgegen, was sich in Form von Wedgeabhebern bei Temperaturbelastung äußert. Dieses bisher nicht hinreichend untersuchte Phänomen ist Thema des Beitrags mit dem Ziel, die werkstoffwissenschaftlichen Ursachen zu ergründen und Voraussetzungen für den industriellen Einsatz des SAG-Abscheidungssystems alternativ zum Sudgold auf ENIG zu schaffen und darzustellen.

1 Immersionsabscheidung, Autokatalyse und semiautokatalytische Abscheidung

Die nasschemische außenstromlose Vergoldung ist stets ein Redoxvorgang, sie beruht entweder auf einem Ladungsaustausch (Tauch- oder Sudabscheidung) oder auf der Autokatalyse (electroless plating). Die chemischen Vorgänge bei der Immersionsabscheidung (Gl.1) zeigen, dass es sich um eine elektrochemische Austauschreaktion zwischen Nickel und Gold handelt, d.h. die Goldabscheidung beruht hier auf der Korrosion der Nickelbasis. Bei ungünstigem Verlauf kann diese Korrosion zu Zuverlässigkeitsrisiken führen [1].



Die autokatalytische Goldabscheidung ist frei von Korrosion, sie basiert auf der Wechselwirkung mit einem Reduktionsmittel, wie beispielhaft in Gl. 2 veranschaulicht. Die katalytische Wirkung entfaltet sich nicht auf Nickeloberflächen, weshalb immer ein Sudgoldelektrolyt gemäß Gl.1 vorangestellt werden muss.



Die semiautokatalytische Goldabscheidung ist eine Neuentwicklung [3] [4] und hat bezogen auf den Abscheidungsmechanismus eine Sonderstellung. Es startet demzufolge mit der in Gl. 1 beschriebenen Korrosionsreaktion. Zusätzlich enthält es aber Reduktionsmittel, weshalb nach der initialen Goldbelegung durch Korrosion simultan die autokatalytische Reaktion einsetzt. Im weiteren Abscheidungsverlauf dominiert die Autokatalyse, weshalb die Nickelkorrosion auf ein Minimum (< 10 %) reduziert wird. Damit wird ein wesentlicher Risikofaktor des ENIG-Prozesses eliminiert. Insofern besitzt das SAG-System ein sehr hohes Marktpotential für Nickel/Gold-Systeme als Oberflächenfinish. Die klaren Unterschiede im korrosiven Angriff auf das Nickel sind in Bild 1 unten abgebildet. Die Nickeloberfläche wurde durch selektives Ätzen der Goldschichten sichtbar gemacht. Es wurde dasselbe Nickelsystem für beide Varianten verwendet, im linken Bild (ENSAG) sind wie zu erwarten kaum Korrosionsspuren zu erkennen, das rechte Bild (ENIG) zeigt deutlich Korrosionssporen über die Nickeloberfläche verteilt. Der Ausgangszustand der Goldoberflächen ist in Bild 1 oben dargestellt.

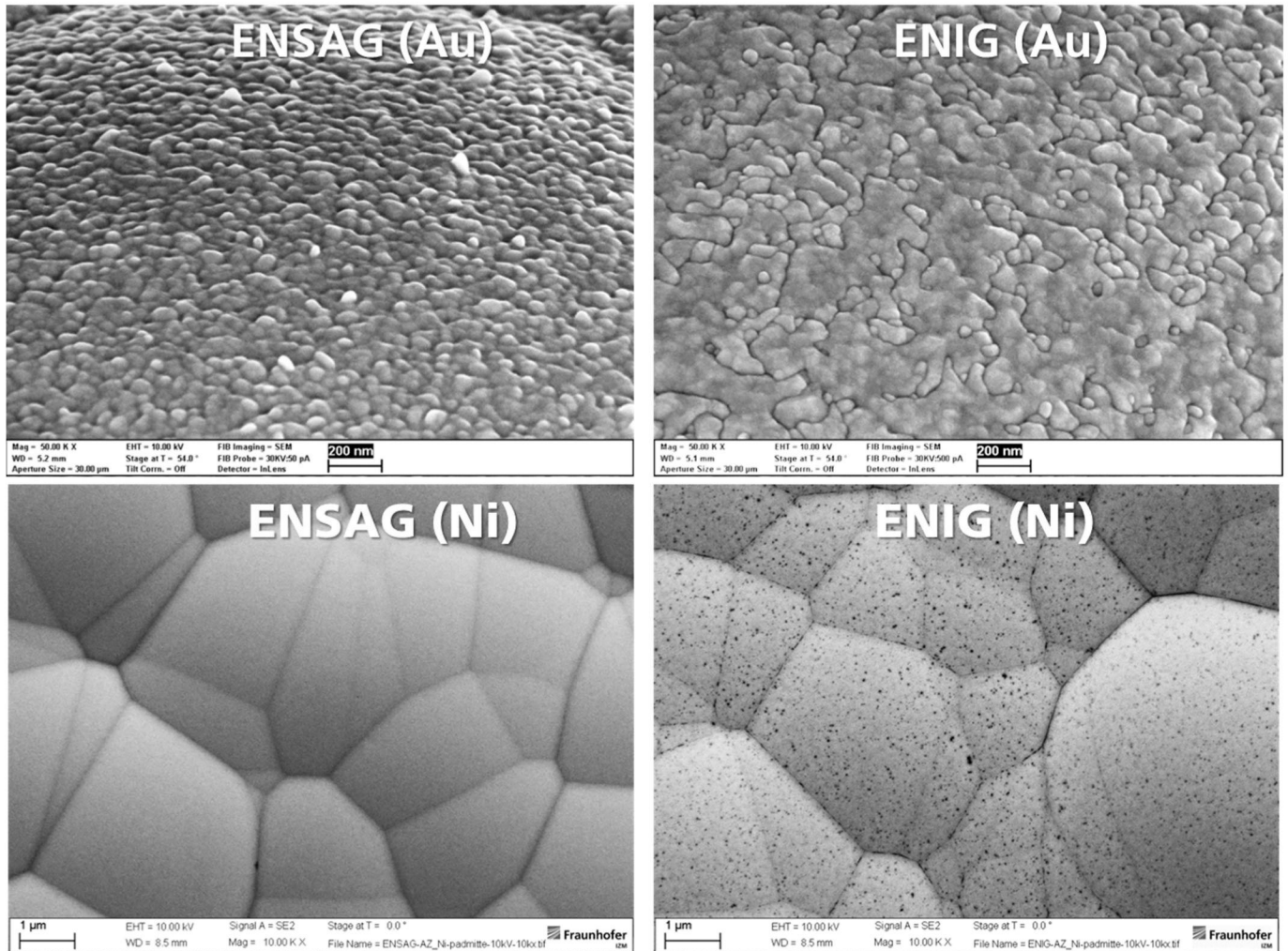


Bild 1: REM-Abbildungen ENSAG und ENIG: Goldoberflächen (50000fach, oben), Nickeloberflächen nach selektivem Goldätzen (100000fach, unten), ENSAG (links) und ENIG (rechts)

In der Tabelle 1 sind beispielhaft Eigenschaften der unterschiedlichen Goldbadtypen zusammengefasst.

Tabelle 1: Eigenschaftsvergleich von Goldbadtypen

Badtyp	Immersion (Sudgold)	autokatalytisch	semiautokatalytisch
Max. Schichtdicke	bis ca. 100 nm	> 1 µm	bis ca. 300 nm
pH-Wert	6 – 7	7,5 – 8	7
Temperatur	75 – 85 °C	62 – 70 °C	76 – 84 °C
Abscheidungsrate	ca. 70 nm in 10 min	ca. 100 nm in 10 min	ca. 100 nm in 10 min
Name	Gobright TLA-77	AURUNA 516	Gobright TWX-40
Hersteller	Uyemura/Umicore	Umicore	Uyemura/Umicore

2 Verbindungsbildung beim Aluminium-Drahtbonden auf Gold

Die Verbindungsbildung beim Drahtbonden von Al auf Au erfolgt über Diffusion und Bildung von intermetallischen Phasen (IP). Bezüglich der Diffusion im Al-Au-System können sich, abhängig von der Temperatur, Dauer und Konzentration von Al bzw. Au, bis zu fünf IP ausbilden. In der Literatur [5] [6] wird beschrieben, dass sich beim Ultraschallbonden mit 25 µm AlSi1-Draht auf ENIG stets die Au_8Al_3 -Phase ausbildet, andere Phasen wurden nicht nachgewiesen. Die Ausbildung dieser Phase wird durch Interdiffusion ausgelöst. Sie ist die Phase mit der größten Wachstumsrate und somit bei der Umwandlung, Wachstum und Bildung die dominierende Phase [7]. Bei Untersuchungen zur Phasenbildung bzw. zum Phasenwachstum wurde die beim Ultraschallbonden bei Raumtemperatur ausgebildete Phasendicke je nach Bondparametersatz im Bereich von 25 bis 30 nm bestimmt [8].

Zur anschaulichen Darstellung der durch die Ausbildung der IP charakterisierbaren Verbindungszone nach dem Bondprozess wird der Aluminiumdraht mit 10 %iger Natriumhydroxid-Lösung entfernt und somit das Bondinterface freigelegt. Dies ist angelehnt an die Erfahrungen mit dem Gold/Ball-Wedgebonden, wo durch Abätzen der Al-Metallisierung mit KOH- oder NaOH-Lösung das Interface sichtbar gemacht wurde [9] [10] [11]. Die so freigelegten Verbindungszonen werden im REM mit dem InLens-Detektor gut sichtbar (siehe Bild 2). Der hellgraue Bereich wird

als Verbindungszone interpretiert, die dunkle Umrahmung entspricht dem Abdruck des Wedges. Das Verhältnis von Verbindungszone zum Bondabdruck ist nahezu 90 % und für beide Systeme IG (Sudgold) und SAG nahezu gleichwertig. Es lässt sich daraus ableiten, dass die Verbindungsbildung fast über die gesamte Wedgefläche stattgefunden hat. Daraus folgt eine sehr gute Anbindung vom Draht an das Substrat.

Unterschiede in der Schichtzusammensetzung der Goldsysteme wurden mit ESCA Tiefenprofilen bis zum Ni-Interface nicht festgestellt. Einlagerungen bzw. Fremdmetalle wurden nicht detektiert. Auf der Oberfläche wurde bei beiden Proben Nickeloxid nachgewiesen. Möglicherweise hat dies einen negativen Einfluss auf die Verbindungsbildung der Bondstellen. Die Pullwerte sind jedoch im Ausgangszustand relativ hoch und es sind kaum Abheber aufgetreten. Es wird somit davon ausgegangen, dass eine gute Verbindungsbindung beim Bonden stattfand.

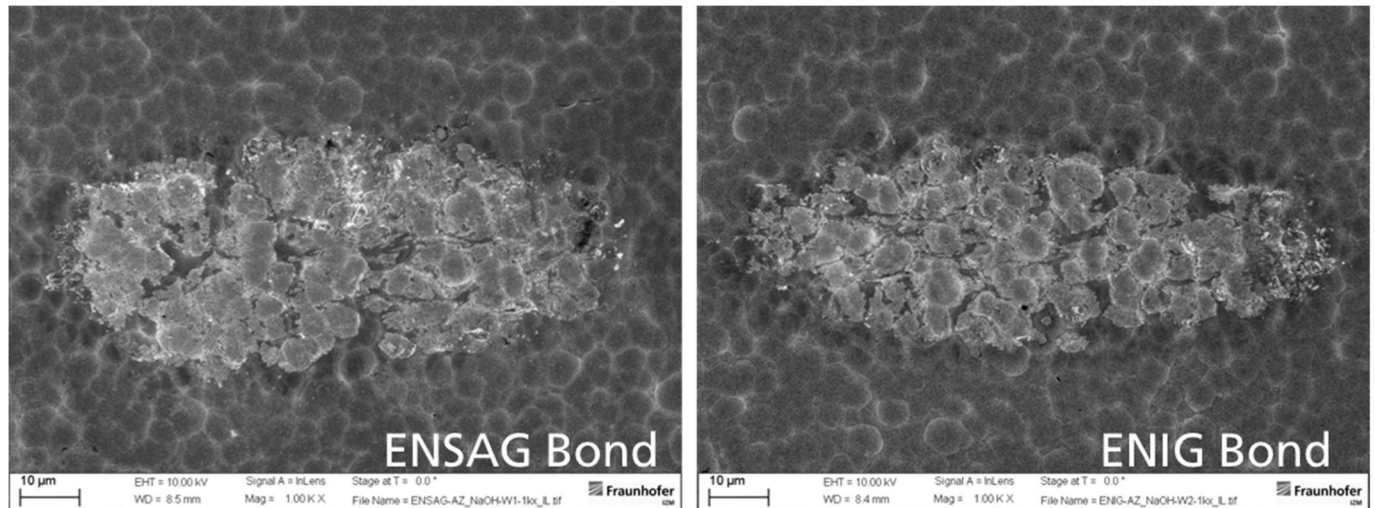


Bild 2: Gegenüberstellung der ENSAG- (links) und ENIG- (rechts) Verbindungszone nach Ablösen der Bonddrähte (10%ige NaOH, 5 min bei RT) bei 1000facher Vergrößerung

3 Untersuchungen zum Ausfallphänomen

Ziel der Untersuchungen ist es, durch gezielte thermische Belastung der Al-Drahtbondverbindungen und begleitende Pulltests die Ausfallcharakteristik auf ENSAG-Oberflächen zu ermitteln und durch nachfolgende Analytik den Ausfallmechanismus zu ermitteln und zu beschreiben. Parallel zu den Untersuchungen von ENSAG wurden ENIG-Finishes als Referenz vergleichbaren Tests unterzogen. Dabei ist das Probenmaterial (FR4-Substrat mit Kupfer und Oberflächenfinish) bis auf die Vergoldung identisch, weshalb unterschiedliche Versuchsergebnisse direkt auf die Eigenschaften des jeweiligen Goldabscheidungssystems zurückgeführt werden können. Die Basis der Oberflächenfinishes bildete jeweils eine ca. 5 µm dicke Schicht aus chemisch Nickel (Nimuden NPR-8 Vers.2). Die Deckschicht aus Gold (ca. 80 nm) wurde zum einen mit einem Sudgoldelektrolyten (Gobright TLA-77), zum anderen mit einer semiautokatalytischen Abscheidung (Gobright TWX-40) realisiert. Die Bondparameter wurden bezüglich Pullkraft und -code optimiert und auf beiden Substrattypen (ENSAG und ENIG) angewendet. Die Bondbarkeit der Substrate und die Bondinterfaces der Systeme sind im thermisch unbelasteten Zustand absolut vergleichbar, es wurden Mittelwerte der Pullkraft von 9,6 cN für ENSAG und 9,4 cN für ENIG ermittelt und es traten keine Abheber auf.

Um mit dem Pulltest den Einfluss der thermischen Belastung auf Festigkeit der Bondverbindung zu erfassen, wurden die Pulltests bei verschiedenen definierten Temperaturen durchgeführt. Es wurden zunächst für jede Testreihe eine Vielzahl von Bondloops auf den Proben erstellt. Sobald eine Probe auf dem beheizbaren Chuck des Pulltesters fixiert und die Solltemperatur eingestellt ist, wird der Versuch gestartet und in einem Intervall von 10 s jeweils ein Draht gepullt. Bereits während der Aufheizphase des Chucks wird Pullkraft und -code registriert. Daraus ergibt sich ein zeitlicher Verlauf der Pullkraft in Abhängigkeit der Belastungstemperatur und -dauer. Dieser ist beispielhaft im folgenden Bild 3 für eine Temperatur von 135 °C an beiden Goldsystemen (ENSAG links und ENIG rechts) dargestellt. Jeder Datenpunkt (blau) entspricht einem gepullten Bonddraht. Der rote Graph stellt den Temperaturverlauf des Chucks dar. Bei beiden Systemen sinkt die Pullkraft zu Beginn der Versuchsreihen mit steigender Temperatur. Dies ist auf Entfestigungsvorgänge des AISi1-Drahtes durch die Erwärmung zurückzuführen. Mit dem Erreichen der Versuchstemperatur von 135 °C bleiben die Pullwerte beim ENIG (Bild 3 rechts) im weiteren Verlauf weitgehend konstant. Zu zwei Zeitpunkten im Test ist bei ENIG eine erhöhte Streuung der Pullwerte festzustellen, diese Bereiche sind mit grünen Kreisen gekennzeichnet. Bei der nachträglichen Dokumentation der auffälligen Bereiche sind dort Abheber zu sehen. Da die auffälligen Bereiche in der zeitlichen Testabfolge weit auseinander liegen und zwischen Bereichen mit sehr geringer Streuung liegen, wird von lokalen Phänomenen, die eher durch Verunreinigungen bzw. Schichtstörungen verursacht worden sind, ausgegangen. Bis auf diese vereinzelt Abheber sind über den gesamten Testzeitraum nur Abrisse im Heel-Bereich des Drahtes beim ENIG erfolgt. Bei

der ENSAG Probe (Bild 3 links) fallen nach dem Erreichen der Versuchstemperatur von 135 °C die Pullkräfte weiter ab. Zusätzlich ist festzustellen, dass nach einer Belastungszeit von ca. 13 min (inklusive Aufheizen) alle Bonddrähte beim ENSAG-System durch Abheber ausfallen. Im Vergleich dazu ist bei ENIG in dem Testzeitraum von ca. 45 min keine signifikante Neigung zum Lift-off festzustellen. Die vertikale gestrichelte Linie kennzeichnet den Zeitpunkt, ab dem 100 % Lift-offs beim Pulltest im ENSAG aufgetreten sind. Der mit einem grünen Kreis gekennzeichnete Bereich ist von Ausreißerwerten dominiert, zu diesem Zeitpunkt ist der Pullhaken zu weit in den Loop gefahren und hat die Verbindung bereits vorgeschädigt.

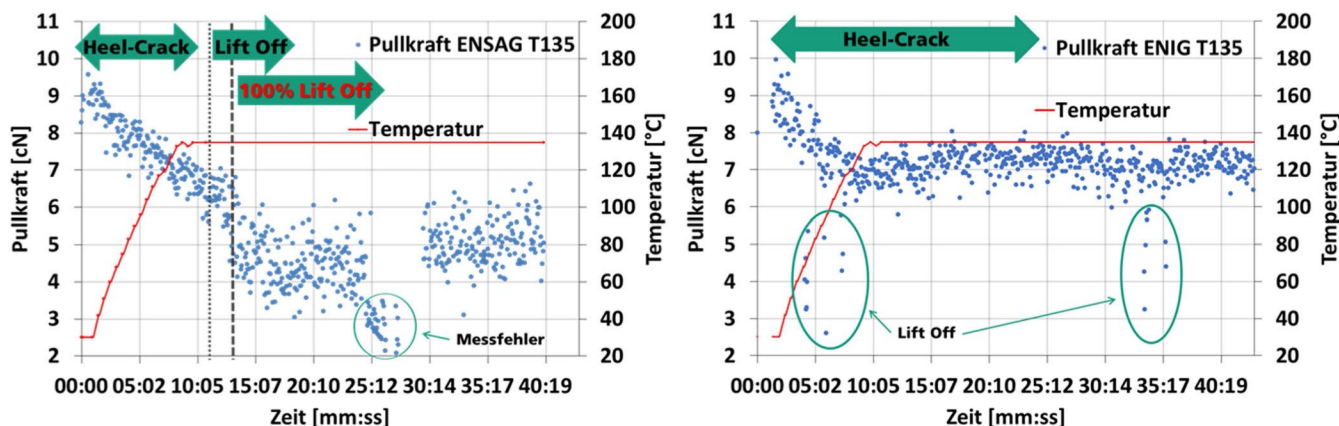


Bild 3: Diagramm des zeitlichen Verlaufes der Pullkraft unter thermischer Belastung bei 135 °C auf ENSAG- (links) und ENIG- (rechts) Substrat

Mit dem ENSAG-System wurden weitere Versuchsreihen bei Temperaturen von 120 °C, 100 °C und 80 °C durchgeführt, auch hier ergaben die Pulltests zeitabhängig 100% Lift-off. Im Bild 4 sind die Zeitintervalle bis zum Auftreten der ersten Abheber (blau) sowie die Zeiten für 100% Abheber (rot) auf einer logarithmischen Skala in Bezug auf die vier Belastungstemperaturen dargestellt. Bei niedrigen Temperaturen verlängert sich die Zeit bis zum Eintreten von Lift-off-Ausfällen, so wird bei 100°C die 4-fache Zeit im Vergleich zu 120°C Belastungstemperatur benötigt. Damit entspricht der Lift-off-Effekt funktional dem Verhalten der beschleunigten Alterung nach Arrhenius, bei der eine Erhöhung der Belastungstemperatur um 10 K einer doppelten Alterungsgeschwindigkeit (bzw. halbierten Lebensdauer) entsprechen würde. Auf Grundlage der ermittelten Werte der vier Temperatur-Belastungen (135 °C, 120 °C, 100 °C und 80 °C) konnte eine mathematische Funktion der Belastungsdauer bis zum charakteristischen Lift-off erstellt werden. Anhand dieser Funktion ließen sich weitere Belastungszeiten für den Ausfall der Bondverbindung bei anderen Temperaturen prognostizieren. Dieses Verhalten im Niedertemperaturbereich < 80 °C konnte jedoch experimentell nicht bestätigt werden. So wurde bei der Auslagerung ohne thermische Belastung also bei Raumtemperatur in einem Testzeitraum von 15 Wochen kein signifikanter Lift-off-Ausfall festgestellt, Versuchsreihen bei z.B. 60 und 40°C wurden noch nicht durchgeführt. Um Hinweise auf den Ausfallmechanismus „Lift-off“ zu bekommen, wurden weitere Analysen mittels REM durchgeführt.

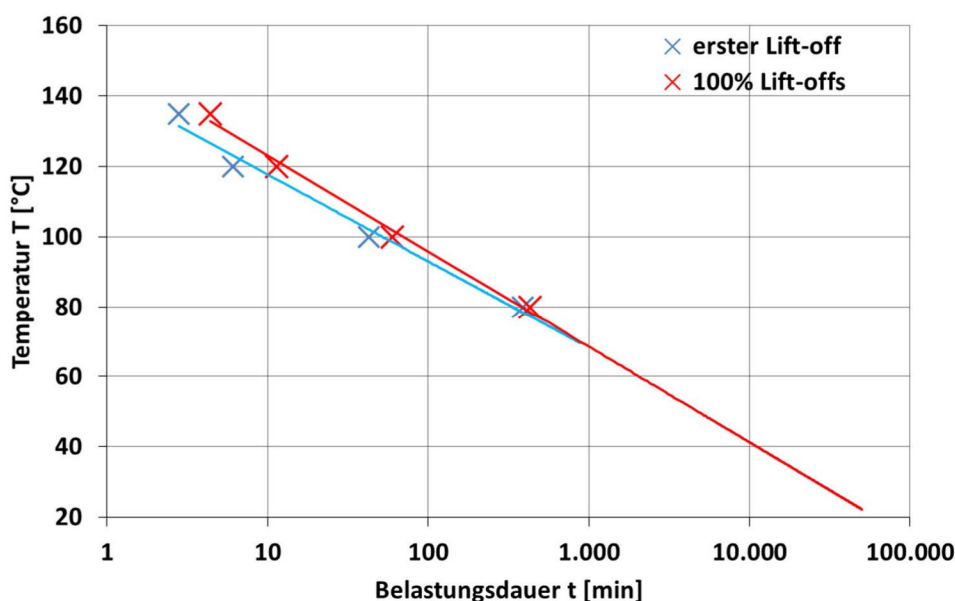


Bild 4: Belastungsdauer bis zum Ausfall der Bondverbindung (erster Lift-Off bzw. 100 % Lift-Offs) auf ENSAG-Substrat in Abhängigkeit der Temperatur der thermischen Belastung

4 Analyse der Bondinterfaces

Der signifikante Ausfall bei thermischer Belastung ist für das ENSAG-System im Bild 5 in verschiedenen Ansichten zusammengefasst dargestellt. Links ist die Unterseite des im Pulltest abgelösten Wedges gezeigt. Der helle Belag auf der Unterseite des Wedges wird als Teil der Goldschicht identifiziert. Auf der Unterseite des Wedges ist die Abformung der charakteristischen Oberflächenstruktur (Nickel-Knospen) des Substrates zu erkennen. Als Gegenstück zu den abgelösten Bonddrähten wird auch die Padoberfläche im REM dokumentiert (siehe Bild 5 Mitte und rechts). Diese zeigt wie erwartet Schichtausrisse in den Bondbereichen. In den Ausrissstellen liegt die Nickelschicht frei. Die verbliebene Goldschicht ist der initialen Goldschicht sehr ähnlich. Das freigelegte Nickel zeigt keine Korrosion oder sonstige Auffälligkeiten, wie im Bild 5 rechts zu sehen ist.

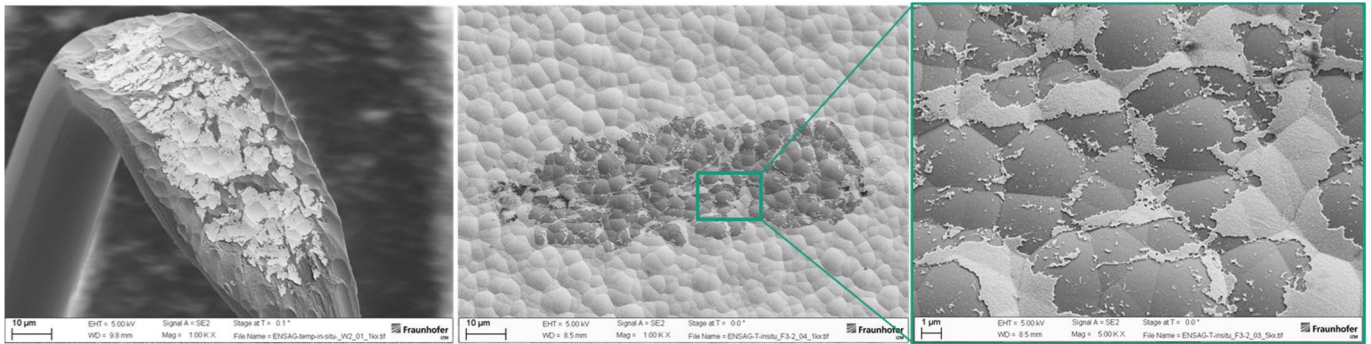


Bild 5: Abheber nach Pulltest unter thermischer Belastung bei ENSAG: Unterseite des AlSi1-Drahtes (links), Schichtausriss auf Substrat bei 1000facher Vergrößerung (Mitte) und Schichtausriss auf Substrat bei 5000facher Vergrößerung (rechts)

Für die Analytik des Interfaces zwischen Bonddraht und der Substratmetallisierung wird direkt in die Wedges der ungepulten Drähte mittels FIB (Focused Ion Beam) geschnitten. Der Schnitt erfolgt in zwei Schritten parallel zur Drahtführung, d. h. entlang der Längsseite der Wedges. Die Interfaces der unbelasteten Bondverbindungen sind gleichwertig (Bild 6 A und B). Die beim Bondprozess initial ausgebildete Phase ist bei beiden Beschichtungssystemen zu erkennen und sehr ähnlich ausgeprägt. Unterhalb der initialen IP verbleiben ca. 50 nm Restgoldschicht. Unterschiede in der Phasenbildung bzw. Wachstumsstruktur sind erst nach der thermischen Belastung der Systeme auffällig geworden. Für die Analytik im Bild 6 C und D wurden Proben beider Schichtsysteme aus den Versuchen bei thermischer Belastung mit 135 °C verwendet. Die Belastungsdauer von ca. 45 min war bei beiden Systemen gleich lang. Auch das Restgold ist jetzt bei beiden Systemen weitgehend in IP umgewandelt worden. Im ENSAG-System ist ein porenähnlicher Bereich unterhalb der Phase in der Übergangszone von Gold zu Nickel sichtbar (siehe Bild 6 D). Es wird davon ausgegangen, dass dieser Bereich mechanisch sehr instabil ist und bei Belastung dort bevorzugt reißt. Als Ursache ist neben der hohen „Störstellendichte“ z.B. auch eine Kontaktunterbrechung zw. Ni und IP oder Au durch Bildung von Oxiden denkbar. Die Aufnahmen der abgelösten Drähte sowie des Substrates als Gegenstück unterstützen die Annahme einer durchgehenden Störungszone auf dem Nickel, da die Ausrissstelle auf dem Substrat die Nickelschicht freilegt und am abgerissenen Draht die komplette Au-Schicht bzw. IP anhaftet (siehe Bild 5). Die im Pulltest gemessene Kraft sinkt mit zunehmender Belastungsdauer bei ENSAG, was mit einer belastungsbedingten Erhöhung der „Störstellendichte“ korrelieren würde, da das Bondinterface zunehmend schwächer wird. Im thermisch belasteten ENIG-System ist keine derartige Störstellenkonzentration an den Übergängen bzw. innerhalb der Phase zu erkennen.

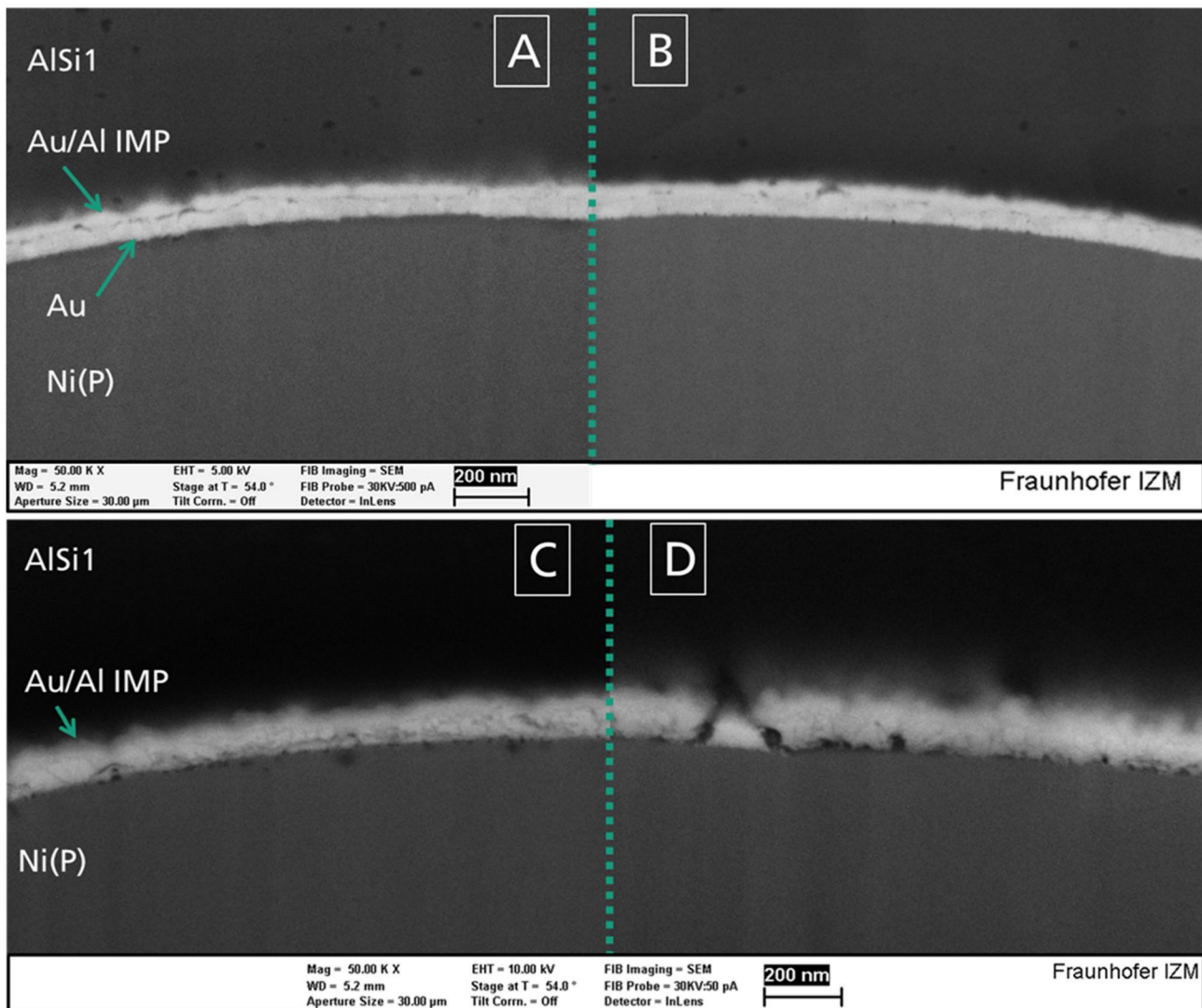


Bild 6: Zusammengesetzte REM-Abbildung des AISi1/Au/Ni-Interfaces bei 50'000facher Vergrößerung: ENIG nach 3 Wochen bei Raumtemperatur (A) ; ENSAG nach 3 Wochen bei Raumtemperatur (B); ENIG nach thermischer Belastung von 135 °C für 45 min (C); ENSAG nach thermischer Belastung von 135 °C für 45 min (D)

5 Schlussfolgerung

Mit einem Versuchsaufbau zur Durchführung von Pulltests bei unterschiedlichen Belastungstemperaturen konnte ein klarer Zusammenhang von thermischer Belastung ≥ 80 °C und Schichtausrissen nachgewiesen werden. Dabei entspricht die charakteristische Belastungsdauer bis zum Lift-off einer Arrhenius-Funktion. Auf Grund dieses Zusammenhanges wird ein direkter Bezug zu Diffusionsvorgängen angenommen. Das Niedertemperaturverhalten < 80 °C unterliegt nicht dieser Funktion und muss noch durch weitere Versuche verifiziert werden.

Das Ausfallverhalten „Lift-off“ mit Metallisierungsausritt ist mit der in FIB-Schnitten (Bild 6 D) dargestellten Ausbildung von Poren klar in Verbindung zu setzen. Der Zusammenhang von Porensaum und Ausfall der Bondverbindung entspricht den Beschreibungen der Literatur von Philofsky und Horsting [6] [12] [13]. Jedoch ist die Ursache der Bildung der Poren noch unklar. Als Ursache sind unterschiedliche Diffusions- oder Oxidationsgeschwindigkeiten oder Kontamination bzw. Störstellen im Interface möglich. Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung der Goldschichten und der Interfaces zum Nickel konnten im ESCA-Tiefenprofil nicht nachgewiesen werden.

Die Ergebnisse haben gezeigt, dass das ENSAG System mit Al-Drahtbonds bereits bei relativ geringer Temperatur von 80 °C nicht langzeitbelastbar und damit nicht anwendungsrelevant ist. Da die Kausalität der Störstellenbildung nicht vollständig ermittelt werden konnte, gibt derzeit keinen wirksamen Lösungsansatz zur Vermeidung von Lift-offs.

Als mögliche Ursachen für die signifikante Lift-off-Neigung im ENSAG sind nach jetzigem Stand zu erwähnen:

- Unterschiedliche Diffusions- bzw. Phasenwachstumsgeschwindigkeiten von Gold und Aluminium für SAG durch feinere Kornstruktur (in Bezug auf Sudgold) und durch höhere Störstellendichte im Au (aufgrund eingebauter Zusätze)
- Bereits beim Bonden wird mit ENSAG eine andere Phase ausgebildet, die verstärkte einseitige Diffusion ermöglicht (kein Au_8Al_3)
- Höhere Sauerstoffdurchlässigkeit für SAG und dadurch erhöhte Oxidationsneigung am Interface zum Nickel

Zur besseren Darstellung der Zusammenhänge sind weitergehende Untersuchungen erforderlich. Hierzu gehören Vergleich der Kristallstruktur und -orientierung der Goldsysteme (IG und SAG) und die Beschreibung der tatsächlich beim Bonden entstehenden IP und deren weiteres Wachstum bzw. deren Umwandlung in andere IP während der Temperaturbelastung, für diese Untersuchungen ist höher auflösende Analytik nötig. Unterschiedliche Kornstrukturen, Versetzungsdichten, Porosität oder verschiedene Phasenausprägungen könnten das Ausfallverhalten möglicherweise verändern. Um den Einfluss der Nickelschicht im Bondinterface zu bewerten, sind auch vergleichende Versuche der thermischen Belastung der Bondverbindungen auf einem ENEPSAG (Ni/Pd/Au) System denkbar.

Abschließend kann festgehalten werden, dass die ENSAG-Metallisierung in Verwendung mit Aluminiumdrahtbonds derzeit nicht temperaturstabil ist. Momentan ist kein Lösungsansatz unabhängig von der Badchemie vorhanden, um das SAG-System auf chemisch Nickel für Aluminiumdrahtbonds bei Anwendungen mit erhöhten Temperaturen zugänglich zu machen. Unabhängig davon ist jedoch ein klarer Vorteil gegenüber ENIG für Lötanwendungen aufgrund der deutlich verminderten Korrosion im Nickel vorhanden.

6 Schrifttum

- [1] R. Schmidt, M. Zwanzig und M. Schneider-Ramelow, „Korrosion in ENIG-Schichtsystemen,“ in *EBL-2014-DVS-Berichte Band 301*, 2014.
- [2] H. Watanabe und H. Honma, „Gold wire bondability of electroless gold plating using disulfiteaurate complex,“ *Journal of applied electrochemistry* 28, 1998.
- [3] Umicore Galvanotechnik GmbH, „elektroniknet.de,“ 2015. [Online]. Available: <http://www.elektroniknet.de/markt-technik/elektronikfertigung/edelmetalle-und-loetstopplacke-125047.html>. [Zugriff am Oktober 2017].
- [4] Umicore Galvanotechnik GmbH, *Produktdatenblatt Gobright TWX40*, <http://ep.umicore.com/de/produkte/uyemura-taiyo/gobright-twx-40-goldelektrolyt/>, 2017.
- [5] U. Geissler, *Verbindungsbildung und Gefügeentwicklung beim Ultraschall-Wedge-Wedge-Bonden von AlSi1-Draht*, Dissertation TU Berlin, 2008.
- [6] E. Philofsky, „intermetallic formation in gold-aluminium systems,“ *solid state electronics* vol. 13, 1970.
- [7] U. Geissler, H. Reichl, M. Schneider-Ramelow und K. Lang, „Grenzflächenuntersuchung beim Us-Wedge/Wedge-Bonden von Al-Drähten verschiedener Drahtstärken,“ *PLUS* 2005, 2005.
- [8] U. Geissler, M. Schneider-Ramelow, K. Lang und H. Reichl, „Investigation of microstructural proceeding during ultrasonic Wedge/Wedge Bonding of AlSi1 Wires,“ *Journal of electronic materials* Vol. 35, 2005.
- [9] M. Schneider-Ramelow, S. Schmitz, B. Schuch und W. Grübl, „Kirkendall voiding in Au ball bond interconnects on Al chip metallization in the temperature range from 100 – 200°C after optimized intermetallic coverage,“ *Proceedings EMPC 2009*, Rimini, Italy, 2009.
- [10] U. Geissler, B. Mukhopadhyay und J. Stockmeyer, „Aluminium-Scandium als Bond-Pad-Chip-Metallisierung,“ *PLUS* 11/2016, 2016.
- [11] G. G. Harman, „Wire Bonding in Microelectronics,“ 3rd Edition McGraw-Hill Professional United States (2010)
- [12] E. Philofsky, „Design limits when using Gold-Aluminium Bonds,“ in *9th Annual Proceedings Reliability Physics*, 1971.
- [13] C. W. Horsting, „Purple Plague and Gold Purity,“ *Reliability Physics Symposium*, 1972. 10th Annual , 1972.