



1 Einleitung

Im Allgemeinen werden die Bauelemente in der Mikroelektronik mit dem Gehäuse oder dem Substrat durch eine elektrisch leitende Verbindung kontaktiert. Die stoffschlüssigen Kontaktierungen müssen mechanisch stabil sein und mit hoher Zuverlässigkeit und Flexibilität gefertigt werden. Dafür hat sich in den letzten 50 Jahren das Drahtbondverfahren durchgesetzt. Es stellt eine der am häufigsten verwendeten und eine der verbreitetsten Methoden zur elektrischen Kontaktierung von ungehäusten Halbleiterbauelementen dar [1]-[4].

Es gibt drei unterschiedliche Bondverfahren, die jeweils nach der Art der Energieeinbringung als Thermokompression (TC)-, Thermosonic (TS)- und Ultraschall (US)-Bonden bezeichnet werden. Die ersten beiden Verfahren werden in der Regel im Ball/Wedge-Verfahren und das dritte im Wedge/Wedge-Verfahren eingesetzt.

Beim TC-Ball/Wedge-Bondverfahren wird der Draht mit der Substratmetallisierung unter Einwirkung von thermischer Energie und Druck gebondet. Der eingesetzte Bonddraht besteht überwiegend aus Gold, unter anderem da Gold oxidfrei und thermomechanisch gut verformbar ist. Zur Herstellung einer atomaren Bindung zwischen den reinen Grenzflächen der beiden Fügepartner muss neben der hohen Reinheit der Oberflächen eine Temperatur von ca. 300°C an der Fügestelle herrschen [5]. Allerdings begünstigen diese hohen Temperaturen die Bauelementausfälle und die thermische Belastung der Leiterplatte.

Das TS-Ball/Wedge-Bonden ist eine Weiterentwicklung des TC-Bondens, wobei sowohl der Druck als auch die Temperatur (120 - 200°C) reduziert werden [5]. Die fehlende Energie wird durch Einleitung von Ultraschallenergie ersetzt [6]. Dadurch erhöht sich die Zuverlässigkeit des Verfahrens und damit des Bauelements.

Im Gegensatz zu diesen beiden oben genannten Verfahren handelt es sich beim US-Drahtbondverfahren um ein ultraschallunterstütztes Kaltreibschweißverfahren ohne äußere Wärmezufuhr, so dass kaum eine thermische Belastung der Bauelemente auftritt.

Dieses Verfahren ist Gegenstand der vorliegenden Arbeit, mit dem Ziel, die beim Bonden ablaufenden Mechanismen für die Interpretation der Ausbildung der stoffschlüssigen Verbindung an der Grenzfläche zwischen dem Draht und der Substratmetallisierung zu untersuchen und modellhaft zu beschreiben.

Durch die Relativbewegung der beiden Fügepartner mit einer Frequenz im Ultraschallbereich sowie mit geringem Druck im Zentinelton-Bereich werden die störenden Oberflächenschichten wie z. B. Oxidschichten bei Verwendung von Al-Drähten aufgebrochen und Rauigkeiten eingebnet, so dass sich die Grenzflächen bis zur metallischen



Verbindung annähern [6]. Aufgrund der durch die Ultraschallenergie im Draht erzeugten mechanischen Arbeit, Versetzungsbewegung und -generation insbesondere im Drahtmaterial entstehen metallische Bindungen zwischen den Fügepartnern. Die verschweißten Mikrobereiche werden im Laufe des Bondprozesses zumindest teilweise aufgebrochen aber es werden auch wieder neue Verbindungen erzeugt, bis es zu Interdiffusionsprozessen zwischen den Fügepartnern kommt. Die verschweißte Verbindungsfläche wächst dann weiter.

Der Ablauf des US-Wedge/Wedge-Bondprozesses ist in Abbildung 1.1 schematisch dargestellt. Der Draht wird in einer Bohrung eines keilförmigen Bondwerkzeugs geführt, die mit der Werkzeugfußfläche einen bestimmten Winkel bildet. Dabei liegt das Drahtende unterhalb der Bondkeilfußfläche und kann vom Bondwerkzeug gepresst werden [7]. Durch die Gestaltung des ersten Bonds wird die Richtung des zweiten festgelegt.

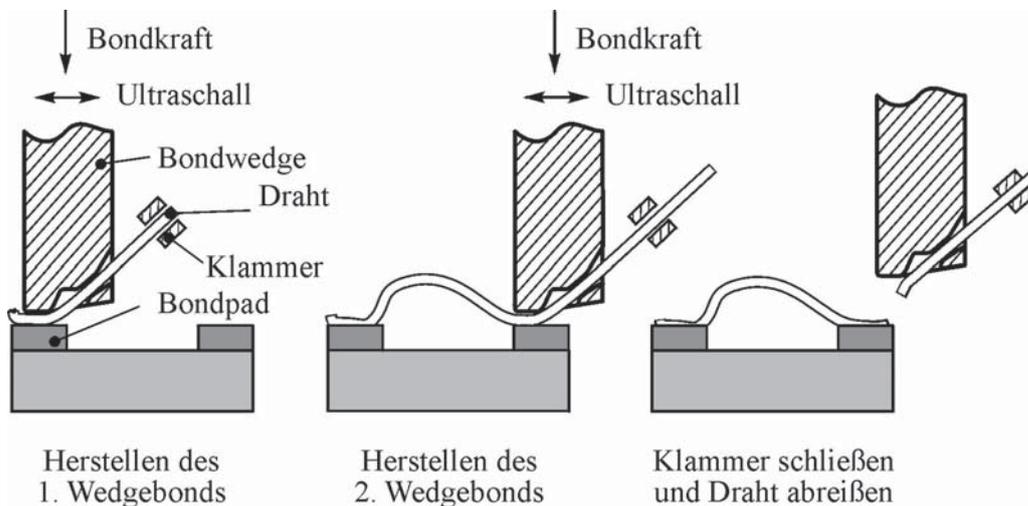


Abbildung 1.1: Verfahrensablauf des US-Wedge/Wedge-Drahtbondens [8]

Beim Aufsetzen des Drahtes auf die Leiterplatte wird der Draht durch die Touchdown-Kraft vordeformiert. Das Bondwerkzeug drückt dann mit einer konstanten Bondkraft weiter auf den Draht. Nach einigen Millisekunden wird zusätzlich die Ultraschallenergie eingeschaltet, was zur weiteren Deformation des Drahtes und zur Ausbildung der stoffschlüssigen Verbindung zwischen den beiden Fügepartnern führt. Der Draht wird dann von der ersten Bondstelle unter Bildung eines Bogens zur zweiten Stelle gefahren. Nach der zweiten Kontaktierung wird die Drahtklammer geschlossen und dadurch wird bei der Verfahrensbewegung des Bondkopfes samt Werkzeug der Draht hinter der zweiten Bondstelle abgerissen [6], siehe das rechte Bild der Abbildung 1.1.

1.1 Stand der Technik

Trotz des langjährigen Einsatzes des US-Wedge/Wedge-Drahtbondens mit typischerweise 25 μm AlSi1-Draht wird stetig versucht, diese Technik weiterzuentwickeln und

die Vorgänge während des Bondprozesses genauer zu untersuchen sowie den Verbindungsbildungsprozess zu verstehen und zu modellieren.

Dank technologischer Weiterentwicklungen in den für die Drahtbondtechnik relevanten Bereichen des Maschinenbaus, wie z. B. der Drahtführungs-, Antriebs- sowie Bilderkennungssysteme, wird eine immer höhere Produktivität und Positioniergenauigkeit sowie bessere Prozessstabilität und Flexibilität erreicht. Außerdem sind bereits Ultraschallgeneratoren mit Frequenzen über 100 kHz beim US-Bonden im Einsatz, welche die Bondqualität durch Steigerung der Verfahrens- und Kontaktzuverlässigkeit verbessern und die erforderlichen Bondzeiten reduziert haben [9]. Weitere Entwicklungstendenzen hinsichtlich der Miniaturisierung der elektrischen Bauteile zeichnen sich bei Drähten mit Durchmessern unter 20 μm sowie bei kleineren Geometrien (Fine-Pitch) der Anschlussflächen ab [10]-[11].

Darüber hinaus werden seit Jahren die thermischen, mechanischen und metallurgischen Vorgänge untersucht, die die Verbindungsbildung während des Bondprozesses beeinflussen.

Anhand von Untersuchungen und Beobachtungen lässt sich der Drahtbondprozess durch ein 4-Phasen-Modell beschreiben [12]-[15], wie in Abbildung 1.2 veranschaulicht ist.

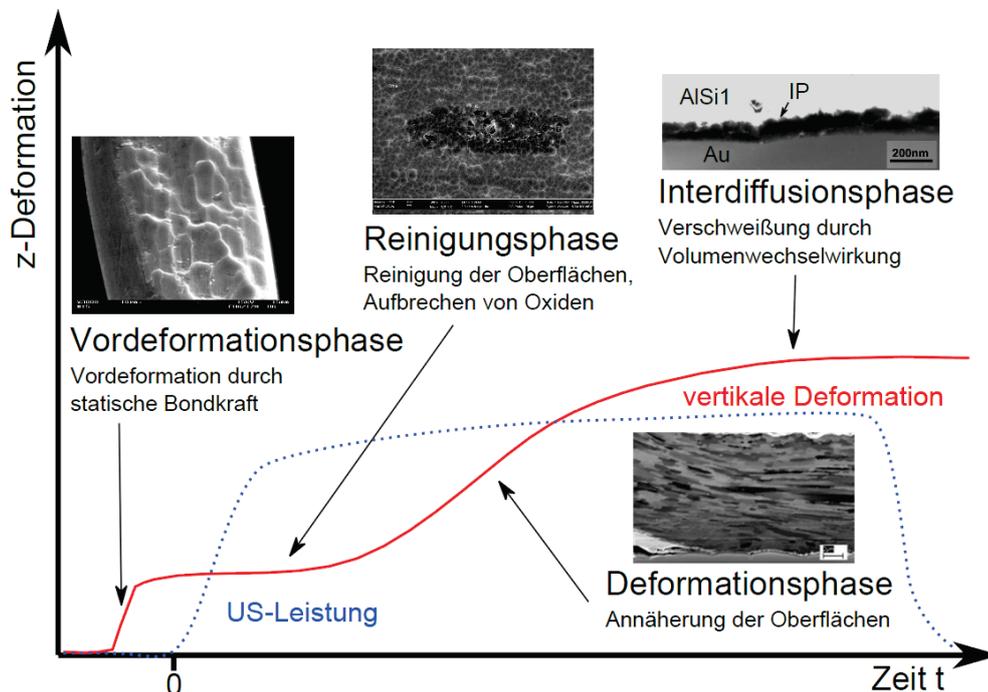


Abbildung 1.2: Die vier Phasen der Verbildungsbildung [15], [16]

OSTERWALD [9] und GEIBLER [15] beschrieben diese vier Phasen ausführlich. OSTERWALD unterteilte den Bildungsprozess der metallischen Verbindung beim Drahtbonds aufgrund von Untersuchungsergebnissen, die mit Hilfe von Laservibrometrischen Schwingungsanalysen an Bonddrähten, -werkzeug und an Substraten gewonnen wurden, in drei Haupt- und in eine Vorphase. GEIBLER untersuchte die Ausbildung des In-



terfaces zwischen dem Draht und der Metallisierung sowie die Gefüge- und Strukturveränderungen im Bonddraht und an der Grenzfläche während der einzelnen Phasen in Abhängigkeit der Bondparameter (Frequenz, Touchdown- und Bondkraft).

Ergebnisse dieser Untersuchungen und Beobachtungen zeigen, dass der Draht während der Vordeformationsphase allein durch die Touchdown und die konstante Bondkraft eine Deformation von 15 bis 20 % in vertikaler Richtung erfährt [15]. Dies führt zu Entstehung einer Kontaktfläche zwischen den Oberflächen der beiden Fügepartner, über die die Ultraschallenergie während der Reinigungsphase eingetragen wird. Außerdem hat der Grad der Vordeformation einen entscheidenden Einfluss auf die Länge der folgenden Reinigungsphase. Bei einem hohen Vordeformationsgrad unterliegt der Draht einer Kaltverfestigung, was beim Bonden zu unerwünschten Reaktionen führen kann.

Mit dem Einschalten der Ultraschallenergie beginnt die Reinigungsphase und somit der tatsächliche Bondprozess. Das Bondwerkzeug wird parallel zur Bondoberfläche in Längsrichtung des Drahtes in Schwingung gebracht. Es kommt zu einem Anstieg der Transversalkraft und zum Gleiten des Drahtes auf der Substratoberfläche. Durch die Relativbewegung zwischen der Drahtunterseite und der Substratoberfläche werden die Rauigkeitsspitzen eingeebnet sowie die Störschichten abgebaut und außerhalb des Kontaktbereiches abtransportiert oder ins Interface eingearbeitet. Die von Störschichten befreiten Anteile der Fügepartner nähern sich bis zum atomaren Abstand an. An diesen Stellen treten dann Bindungskräfte auf und es kommt zur Bildung partieller Mikroverschweißungen, die aber wieder aufgebrochen werden können. Mit steigendem Prozentsatz an gereinigter Fläche nimmt das Auftreten von metallischen Kontakten zu.

Zur Berechnung der gereinigten Fläche entwickelte GAUL [17] ein physikalisches Modell für das AlSi1-US-Wedge/Wedge-Drahtbonden, basierend auf den Arbeiten von REICHL [14] und MAYER et al. [18]. Mit Hilfe dieses Modells berechnete GAUL [17] die zeitlichen Verläufe der für die Zerstörung der Mikroverschweißungen benötigten Scherkraft und stellte diese anschließend experimentellen Scherkraftmessungen gegenüber. Die Relativbewegung und somit die Reinigungsphase endet, wenn genügend Mikroverschweißungen gebildet sind. Während dieser Phase wird der Draht in vertikaler Richtung kaum deformiert, erfährt aber massive Eigenschaftenveränderungen (Gefüge, Versetzung, Leerstellendichte) durch den Ultraschall [19].

Die Deformationsphase, auch als Annäherungsphase bezeichnet, wird durch die weitere Deformation des Bonddrahtes charakterisiert. Dadurch entstehen Mikroverschweißungen, die im Laufe der Bondflächenvergrößerung wieder abgebaut werden, aber es werden auch weitere Verschweißungen neu gebildet. Damit sind die Voraussetzungen für die anschließende Interdiffusionsphase geschaffen [9].

Erst während der Interdiffusionsphase am Ende des Bondprozesses werden dauerhaft mechanisch stabile stoffschlüssige Verbindungen durch die Interdiffusion der Atome

der Fügepartner hergestellt. Die Diffusionsvorgänge werden durch eine Erhöhung der Temperatur in der Fügezone aufgrund von Wärmedissipation durch Reibung und plastische Drahtdeformation und/oder durch die Leerstellendichte, die aufgrund der unter Ultraschalleinfluss und hoher Verformungsgeschwindigkeit ablaufenden Drahtdeformation entsteht, stark erhöht [15]. Bei den Diffusionsvorgängen werden innere Spannungen durch Leerstellen- und Versetzungsbewegungen abgebaut, was zur Verbesserung der Stabilität und der Zuverlässigkeit der Bondverbindung führt [15]. In dieser Phase wird der Draht in der vertikalen Richtung kaum noch weiter deformiert.

OSTERWALD stellte in seiner Arbeit [9] fest, dass die Grenzflächen zwischen den Fügepartnern in den Bereichen, wo die durch die US-Leistung induzierte Tangentialspannung hohe Werte aufweist, eine erhöhte Dichte von Mikroverschweißungen haben. Diese Aussage wurde durch Untersuchungen und Simulationen von BUDWEISER [20] Jahre zuvor für Ballbondverbindungen bereits propagiert. Die Verteilung dieser Tangentialspannung ist maßgeblich für die Ausbildung einer schmalen ringförmigen Verbindungszone [8], [21] (in [8] Bindezone genannt). Die Form dieser Zone nach MONSER [21] sowie der Verlauf der Normal- und Tangentialspannung nach THIEDE [22] sind in Abbildung 1.3 schematisch dargestellt.

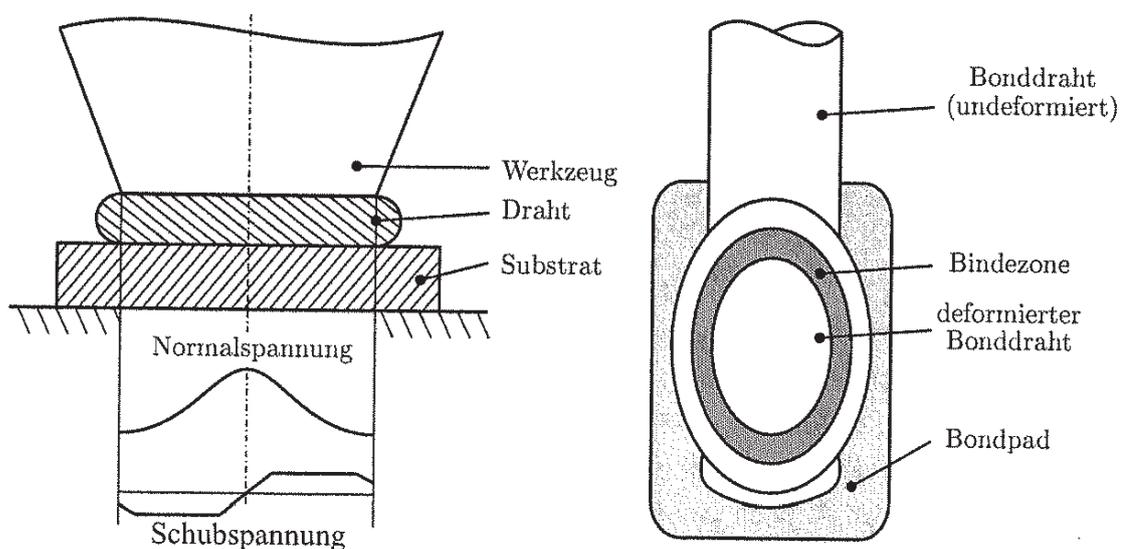


Abbildung 1.3: Verlauf der Normal- und Tangentialspannung sowie Form der Verbindungszone beim US-Wedge/Wedge-Bonden, aus [8]

Die ringförmige Verbindungszone breitet sich in Abhängigkeit von der Verringerung der Normalspannung und der Tangentialspannung von außen nach innen aus. Ji et al. [23] bestätigten durch Untersuchungen beim US-Wedge/Wedge-Bonden die Vermutungen von OSTERWALD, dass eine Zunahme der Bondkraft zur Vergrößerung der ungebondeten Zone im Zentrum führt, während eine Zunahme der US-Leistung die Bindezone vergrößert.



1.2 Motivation und Fragestellung

Trotz der zahlreichen Arbeiten zum Ultraschall-Wedge/Wedge-Bonden mit AlSi1-Draht in den letzten Jahren, die zur ausführlichen Beschreibung der während des Bondprozesses ablaufenden Phasen führten, fehlt bislang jedoch eine umfangreichere wissenschaftliche Interpretation der bei der Verschweißung an der Grenzfläche und in dem Draht ablaufenden mechanischen, thermischen sowie metallurgischen Vorgänge. Die hier vorgelegte wissenschaftliche Klärung der offenen Fragen soll dazu dienen, den Verbindungsbildungsvorgang besser zu verstehen sowie den Bondprozess zu verbessern und die Bondqualität weiter zu erhöhen.

Die während des Bondprozesses aus der Drahtdeformation und Oberflächenaktivierung resultierenden Spannungs- und Dehnungszustände in der Metallisierung und im Draht wurden zwar in einigen Arbeiten [8], [20], [22] in Abhängigkeit der Bondparameter untersucht, jedoch wurde deren Einfluss auf die Diffusionsvorgänge sowie auf die Ausbildung und das Wachstum der intermetallischen Phase kaum berücksichtigt. Weiterhin ist es noch nicht eindeutig geklärt, ob und in welcher Höhe diese Zustände die Temperatur am Interface und im Wedge erhöhen.

Obwohl das US-Wedge/Wedge-Drahtbonden ohne äußere thermische Aktivierung abläuft, erfährt die intermetallische Phase ein Wachstum von bis zu 60 nm Dicke, was aber als ein thermisch aktivierter Diffusionsprozess gilt. Jedoch ist es noch in der Literatur umstritten, ob und in welcher Höhe durch Reibung am Interface eine Temperaturerhöhung während des Bondprozesses erfolgt. Die Entwicklung der über den Bondkontakt durchschnittlichen sowie der lokalen Temperaturwerte während des Bondprozesses ist zwar messtechnisch mehrfach erfasst worden, welche aber aufgrund der geringen räumlichen Abmessungen der Bondkontakte und der kurzen Bondzeiten sehr komplex und nicht reproduzierbar sind. Deshalb liegen die in der Literatur angegebenen Werte in einer großen Schwankungsbreite.

Die Schwankungsbreite beginnt schon bei der Temperatur flüssigen Stickstoffs (77 K), bei der JOSHI [24] gute Gold-Gold-Bondverbindungen sowie HERMAN und LEEDY [25] gute Aluminium-Aluminium-Bondverbindungen herstellten [26]. Durch diese Untersuchungen wurde verdeutlicht, dass für die Ausbildung der intermetallischen Phase beim US-Drahtbonden keine hohen Temperaturen notwendig sind. CHEVALIER et al. [27] zeigten, dass durch die Ultraschallenergie die für die Verschweißung erforderlichen Punktdefekte in Aluminium schon bei der Temperatur flüssigen Stickstoffs (77 K) sowie bei Raumtemperatur erzeugt werden können.

Auf der anderen Seite findet man in der Literatur zahlreiche Veröffentlichungen, in denen über Temperaturwerte bis zum Schmelzpunkt des Drahtes berichtet wurde [13], [28]-[32]. Allerdings unterscheiden sich diese Untersuchungen vor allem durch die Mess- und Bondverfahren sowie durch die Dicke und das Material des Drahtes, so dass



sie kaum miteinander vergleichbar sind. Dennoch soll im Folgenden ein Überblick über die in der Literatur gefundenen Temperaturwerte geben werden.

FUNCK führte im Rahmen seiner Diplomarbeit [16] Versuche zur Temperaturmessung durch. Dabei wurde mit Hilfe einer Infrarotkamera die Temperaturentwicklung an der Spitze des Bondwerkzeugs während des US-Wedge/Wedge-Bondprozesses aufgezeichnet. Bei verschiedenen US-Leistungen sowie bei optimierten Bondparametern konnte nahezu keinerlei Erwärmung gegenüber der Umgebungstemperatur festgestellt werden. SCHNEUWLY et al. [28] untersuchte die Temperaturentwicklung beim Gold-US-Ball/Wedge-Drahtbonden auf Aluminium-Substratmetallisierung, versilberten Kupfer-Leiterplatten sowie auf mit Gold beschichteten Substraten. Zur Messung der Temperaturen wurde ein 25 μm Nickel-Draht mit dem aufgeschmolzenen Ball des Bonddrahtes so verbunden, dass ein Gold-Nickel Thermoelement gebildet wurde und der Ball immer noch nur aus Gold besteht. Dabei wurden im Ball während des Bondprozesses Temperaturen im Bereich zwischen 40 und 120 $^{\circ}\text{C}$ gemessen. Die Temperaturen variieren in diesem Bereich abhängig von der Normalkraft, der Metallisierung und der Oberflächenreinheit. Mit dem gleichen Verfahren maßen SCHWALLER et al. [29] eine Temperatur von ca. 100 $^{\circ}\text{C}$ beim Gold-US-Ball/Wedge-Drahtbonden auf einer mit Gold beschichteten Nickeloberfläche.

In der Arbeit von SUMAN et al. [30] wurden mit Hilfe einer Aluminium-Polysilizium-Thermosäule Temperaturmessungen beim Ball/Wedge-Bonden von Gold-Drähten an zwei Stellen unterhalb des Bondpads durchgeführt. Dabei wurden die Substrate auf eine Temperatur von 150 bzw. 200 $^{\circ}\text{C}$ vorgeheizt. Die Thermosäule zeichnete eine von der eingegebenen Leistung abhängige Temperaturerhöhung von ca. 1 bis 5 $^{\circ}\text{C}$ aufgrund der US-Energie auf. Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen von SUMAN et al. wurden durch thermische Finite-Elemente (FE)-Simulationen bestätigt. Allerdings wurde dabei die Wirkung der US-Energie beim Bondprozess durch Anlegen einer konstanten Wärmequelle zwischen dem Ball und dem Interface simuliert.

Weitere Untersuchungen zur Erfassung der Temperaturentwicklung beim Ultraschall-Wedge/Wedge-Bonden eines 75 μm Al-Drahtes führte FARASSAT [13] durch. Dabei wurde auf ein 600 μm dickes Glassubstrat eine 2 μm Goldschicht aufgedämpft. Mit Hilfe einer unterhalb des Glassubstrates installierten Infrarot-Hochgeschwindigkeitskamera wurden beim Bonden Temperaturen bis zu 200 $^{\circ}\text{C}$ in der Fügezone gemessen. Die von FALK [31] gemessenen Temperaturen beim Bonden eines 300 μm Al-Drahtes auf einem mit Nickel und Gold beschichteten CuSn6-Substrat schwanken abhängig von der US-Leistung zwischen 120 und 180 $^{\circ}\text{C}$. Ji et al. [32] maßen eine Temperatur von über 300 $^{\circ}\text{C}$ während des Bondprozesses eines 25 μm AlSi1-Drahtes auf Cu/Ni/Flash-Au-Leiterplattenmetallisierung. Allerdings stellt der gemessene Wert nur die durchschnittliche Temperatur über die gesamte Grenzfläche dar und könnte deswegen an



manchen Stellen weit unterhalb der tatsächlichen lokalen Temperaturen zwischen den Kontakten liegen [32].

Darüber hinaus wurde mehrmals versucht, die Temperaturentwicklung während des Bondprozesses durch numerische Simulationen mittels der Finiten-Elemente-Methode eindeutig zu bestimmen. FALK [31] untersuchte mit Hilfe eines thermischen FE-Modells den Einfluss der Materialien und der Dicke des Substrates auf die Temperaturänderung und -verteilung an der Grenzfläche aufgrund einer vorgegebenen Wärmequelle. Durch die Lösung der Wärmeleitungsgleichung wurden Temperaturen zwischen 60 und 200 °C berechnet. FUNCK [16] erstellte neben den experimentellen Versuchen ein rein thermisches FE-Modell mit dem Ziel, die Höhe der während des Bondprozesses in der Bondstelle herrschenden Temperaturen abzuschätzen und die entscheidenden Einflussparameter zu ermitteln. Für das Modell wurde angenommen, dass der Draht während des gesamten Bondvorgangs bereits vollständig deformiert ist und dass sich die Temperatur aufgrund einer zwischen dem Draht und dem Pad eingebrachten Wärmequelle erhöht. Die eingebrachte Wärmeleistung wurde basierend auf dem von REICHL [14] und GAUL [17] entwickelten mechanischen Modell aus der Summe von Reib- und Scherverformungsleistung berechnet. Es ergaben sich dabei maximale Temperaturen bis ca. 90 °C in der Fügezone. Ein ähnliches FE-Modell wurde auch von DING et al. [33] erstellt, um den Einfluss der Bondkraft sowie der Größe des Substrats auf die Temperaturentwicklung am Interface während des Bondprozesses von einem Gold-Draht auf Cu/Ni/Flash-Au Leiterplattenmetallisierung zu untersuchen. Abhängig von den beiden Parametern ließen sich Temperaturwerte bis zu 80 °C berechnen. Trotz der verschiedenen thermischen Materialkonstanten von Au- und AlSi1-Draht liegen die von FUNCK und DING et al. berechneten Temperaturen im nahezu gleichen Bereich. Hingegen berechneten ELANGO VAN et al. [34] mit Hilfe eines ebenfalls thermischen FE-Modells Temperaturen bis 340 °C.

Wie oben exemplarisch angeführt, sind in der Literatur zahlreiche experimentelle und numerische Untersuchungen zur Bestimmung der beim Bondvorgang herrschenden Temperaturen zu finden. Allerdings konnte in diesen bislang kein fest begrenzter Temperaturbereich festgelegt werden.

Theoretisch berechnete GEIBLER [35] mit Hilfe der Lösung der FICKSchen Diffusionsgleichung eine Temperatur von 265 bis 305 °C, die für die Ausbildung einer Au₈Al₃-Phase mit einer Dicke von ca. 30 bis 50 nm beim AlSi1-US-Wedge/Wedge-Bonden auf Cu/Ni/Flash-Au-Leiterplattenmetallisierung nötig ist. Entsprechend vieler Literaturangaben, in denen niedrigere Temperaturwerte angegeben sind, würde dies bedeuten, dass die Temperatur allein nicht verantwortlich für die Ausbildung einer stoffschlüssigen Verbindung mittels Drahtbonden-Verfahrens sein kann.



Es sei an dieser Stelle angemerkt, dass die in der Literatur durchgeführten numerischen Simulationen für US-Wedge/Wedge-Drahtbonden auf rein thermischen FE-Modellen basieren. Für die Lösung der Wärmeleitungsgleichung wird hierfür die gesamte Wärme, die während des Bondprozesses durch Reibung und Scherverformungsleistung entstehen könnte, vorher abgeschätzt und in die Simulation als Wärmezufuhr eingegeben. Bei diesen thermischen Simulationen kann aber der Einfluss der Spannungs- und Dehnungszustände bzw. der mechanischen Arbeit auf die Ausbildung sowie das Wachstum der intermetallischen Phasen nicht berücksichtigt und untersucht werden.

1.3 Zielsetzung und Gliederung der Arbeit

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, die Ausbildung und das Wachstum der intermetallischen Phase sowie die am Interface vorherrschenden Diffusionsmechanismen beim US-Wedge/Wedge-Bonden vom 25 μm AlSi1-Draht auf Cu/Ni/Flash-Au-Metallisierung zu untersuchen und modellhaft zu beschreiben. Mit Hilfe eines dreidimensionalen mikrothermomechanischen FE-Modells sollen die Entwicklung und die Verteilung der während des Bondprozesses herrschenden Temperatur sowie die Spannungs- und Dehnungszustände bestimmt werden. Darüber hinaus soll der Einfluss der thermomechanischen Vorgänge, insbesondere der mechanischen Spannung und Energie sowie der Temperatur, an der Grenzfläche zwischen dem Draht und dem Substrat auf die Diffusionsgesetzmäßigkeiten dargestellt werden.

Zur Realisierung dieser Zielsetzung ist es erforderlich, zum einen dreidimensionale thermomechanische FE-Simulationen zum Bondprozess auf Basis der thermomechanisch gekoppelten Wärmeleitungsgleichung durchzuführen. Dabei werden die Temperatur sowie die mechanischen Spannungen vor allem am Interface zwischen dem Draht und der Goldmetallisierung berechnet. Zum anderen soll die Dicke der ausgebildeten intermetallischen Phase zu unterschiedlichen Zeitpunkten vermessen werden. Dazu müssen Bonduntersuchungen durchgeführt und an diesen Zeitpunkten abgebrochen werden.

Abschließend sollen die Experimente und die FE-Simulationen miteinander verglichen werden. Dieser Vergleich soll dazu dienen, ein Wachstumsgesetz für die intermetallischen Phasen beim Bonden zu formulieren, das sowohl die Temperaturänderung als auch die Spannungszustände im Draht und am Interface berücksichtigt. Dieses Wachstumsgesetz soll auf der FICKschen Diffusionsgleichung basieren, welche um den Materialtransport erweitert wird. Dieser Erweiterungsterm bzw. die Diffusionskonstante wird laut des Kraft-Fluss-Konzepts der Thermodynamik irreversibler Prozesse von den mechanischen Spannungen und Dehnungen beeinflusst.