



DIPLOMARBEIT

Titel der Diplomarbeit

Entwicklung einer schnellen Prüfmethode zur Lebensdauerbestimmung
großflächiger Cu-Cu Verbindungen in der Leistungselektronik

angestrebter akademischer Grad

Magister/Magistra der Naturwissenschaften (Mag. rer.nat.)

Verfasserin / Verfasser: Bernhard Czerny
Matrikel-Nummer: 0105633
Studienrichtung (lt. Studienblatt): A411
Betreuerin / Betreuer: Ao.Univ.-Prof. Dr. Viktor Gröger

Wien, am 15.01.2011

Danksagung

Ich möchte meinen Dank meinen Betreuern Brigitte Weiss, Golta Khatibi und Viktor Gröger für die zahllosen Diskussionen und Anregungen aussprechen. Weiters bedanke ich mich bei allen Kollegen an der Universität Wien mit denen ich im Rahmen dieser Arbeit zusammen arbeiten durfte, sowie den Kollegen an der Technischen Universität Wien für die großzügige gerätetechnische Unterstützung und Thomas Licht von Infineon/Warstein für das zur Verfügung stellen der gemessenen IGBT-Module.

Besonders möchte ich mich bei meiner Familie für die grenzenlose und liebevolle Unterstützung während dieser Zeit bedanken, ohne der all dies nicht möglich gewesen wäre.

Inhaltsverzeichnis

1	Aufgabenstellung und Zielsetzung	1
1.1	Einleitung.....	1
1.2	Anforderungen an elektronische Bauteile	2
1.3	Derzeit eingesetzte Prüfmethode.....	3
1.4	Problemstellung.....	4
1.5	Zielsetzung	6
2	Physikalische und technische Grundlagen.....	7
2.1	Elastisches und plastisches Materialverhalten	7
2.2	Wechselverformungsverhalten.....	9
2.3	Wöhlerdiagramm	10
2.4	Ermüdungsstrukturen	13
2.5	Rissbildung und -ausbreitung unter Wechselverformung	14
2.6	Verbindungstechniken.....	16
2.7	Ultraschall-Resonanz-Prüfsystem.....	19
3	Experimente	23
3.1	Proben und Präparation	23
3.2	Messaufbau	26
3.3	Durchführung.....	28
3.4	FEM Simulationen.....	32
4	Ergebnisse und Diskussion	37
4.1	Lebensdauerbestimmung.....	37
4.2	Bruchcharakterisierung	42
4.3	FEM Simulationen	61
5	Schlussfolgerungen	65
5.1	Kritische Betrachtung des Prüfverfahrens und der Messergebnisse	65
5.2	Ausblick	67
6	Zusammenfassung	69
i.	Literaturverzeichnis	72
ii.	Anhang	75

1 Aufgabenstellung und Zielsetzung

1.1 Einleitung

Die meisten Bauteile in der Elektronik bestehen aus komplexen Mehrlagenstrukturen mit unterschiedlichen Materialien, Geometrien und Eigenschaften. Die Eigenschaften, wie zum Beispiel die elektrische und thermische Leitfähigkeit, die mechanische Stabilität und Isolationseigenschaften werden hauptsächlich durch die verwendeten Materialien und deren Verbindungen untereinander bestimmt. Beinahe alle Arten von Materialien, wie zum Beispiel Metalle, Keramiken, Halbleiter, Kunst- und Verbundwerkstoffe und Verbindungen, von Löt-, Schweiß-, Bond-, Klebe-, Sinter- Techniken, werden in elektronischen Bauteilen eingesetzt.

Das weite Spektrum der eingesetzten Materialien und Verbindungen und deren Kombinationen bietet eine große Variationsmöglichkeit für den Aufbau und das Design elektronischer Bauteile (Abb. 1.1). Dabei ist zu beachten, dass jedes Material einen spezifischen thermischen Ausdehnungskoeffizient besitzt und es dadurch bei einer Kombination unterschiedlicher Materialien zu einer thermischen Fehlanpassung kommt. Bei einer thermischen Belastung des Bauteils entstehen Spannungen besonders im Bereich der Materialverbindungen. Im Betrieb kommen thermische Belastungen durch das Aufheizen der Materialien, die durch elektrische Verlustleistung an den Halbleiterchips, den Drähten und deren Verbindungen entstehen, zustande.

Die Schwachstellen für der Ausfall gesamter Bauteile sind somit die elektrischen Drahtverbindungen an denen auch die größten thermomechanischen Belastungen auftreten.

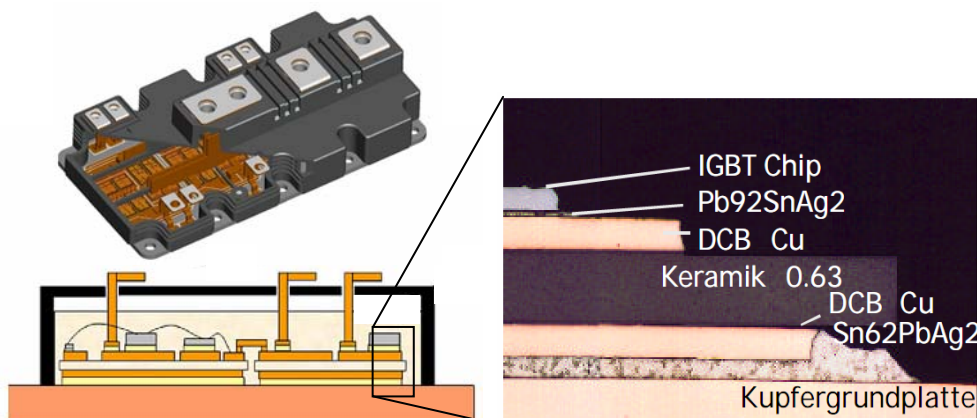


Abb. 1.1 Ein typischer elektronischer Bauteil in der Leistungselektronik (IGBT-Modul), und der Aufbau im Querschnitt [1][2][3]

1.2 Anforderungen an elektronische Bauteile

Die Lebensdauer elektronischer Bauteile ist für deren Fertigung und Einsatz eine kritische Größe, besonders im Bereich der Leistungselektronik, welche vermehrt bei Schienen- und Baufahrzeugen sowie in Automobilen, Seilbahnen, Rolltreppen etc. eingesetzt werden. Weitere Anwendungsbereiche sind Wind-, Solar- und Wasserkraftanlagen. Die Anforderung an die Langzeitzuverlässigkeit ist bei diesen Bauteilen, die zum Teil unter extremen thermischen Bedingungen und in autarken und wartungsfreien Systemen arbeiten, sehr hoch. Die Zuverlässigkeit der Bauteile muss je nach Anwendungsbereich während des gesamten Betriebs von etwa 15 bis 30 Jahren, gewährleistet werden [4][5].

Bei der Entwicklung und dem Einsatz neuer elektronische Bauteile und Materialien ist deren Lebensdauer von entscheidender Bedeutung. Da die Lebensdauer stark von dem Aufbau und dem Design und nicht allein von den verwendeten Materialien abhängig ist, sind Lebensdaueruntersuchungen für jedes Design notwendig. Dies wird umso wichtiger, da die Weiterentwicklung von Halbleiterbauelemente insbesondere in der Leistungselektronik zu immer neuen innovativen Designs der Bauelemente führt.

Verbesserungen der Verbindungstechniken und die Nachfrage nach kleineren und leistungsfähigeren Bauelementen zwingt die Industrie zunehmend neue Ultraschall-Bond- und Schweißtechniken in der Leistungselektronik einzusetzen. Dadurch werden höhere Festigkeiten und eine bessere Lebensdauer der einzelnen Verbindungen erreicht.

Derzeit bestehen fast alle Bonddrähte in der Leistungselektronik aus Aluminium, welche die Aluminium beschichteten Silizium Chips mit den Leiterbahnen bzw. Außenkontakten verbinden. Aufgrund der besseren thermischen und elektrischen Leitfähigkeit von Kupfer sowie der höheren Festigkeit werden zunehmend Aluminiumbonddrähte durch Kupferbonddrähte ersetzt. Die Leiterbahnen bestehen in den meisten Fällen selbst aus Kupfer. Die Kupfer Schweißverbindungen der Kontaktzuführungen ersetzen schon heute viele Lotverbindungen in „insulated gate bipolar Transistoren“ IGBT-Modulen [1].

Dementsprechend besteht ein großes Interesse an Lebensdaueruntersuchungen von reinen Cu-Cu Ultraschall-Verbindungen. Ebenso führen die kurzen Entwicklungs- und Produktionszeiten von elektronischen Bauteilen in nahezu allen Bereichen zu einer steigenden Nachfrage an beschleunigten Prüfverfahren.

1.3 Derzeit eingesetzte Prüfmethode

Zur Bestimmung der Lebensdauer von Werkstoffen und Verbindungen werden üblicherweise „Thermal“ oder „Power Cycle“ Tests eingesetzt [6][7].

Beim Thermal Cycle Test wird das gesamte Bauteil in einem Ofen erhitzt und wieder abgekühlt. Diese Tests liefern sehr realitätsnahe Ergebnisse, jedoch sind diese zeitintensiv. Ein Test kann mehrere Monate bis Jahre dauern. Dabei limitiert die thermische Leitfähigkeit die maximale Anzahl der Aufheiz- und Abkühlzyklen pro Zeiteinheit. Ebenfalls sind bei diesem Prüfverfahren die thermisch induzierten Spannungen durch die Schmelztemperaturen begrenzt.

Power Cycle Tests sind auf leitfähige Materialien beschränkt. Im Vergleich zu Thermal Cycle Tests wird die Wärme durch den elektrischen Widerstand in dem Material selbst erzeugt. Dabei bauen sich Hitzequellen besonders an Kontaktstellen oder Verjüngungen auf, wodurch nicht das gesamte Bauteil erhitzt werden muss. Die geringere lokale Wärme kann besser abgeleitet werden, was zu einer Verkürzung der Periodendauer führt. Dieses Prüfverfahren ist für elektrische Kontaktverbindungen sehr gut geeignet und spiegelt in vielen Fällen auch die tatsächlichen Belastungen gut wieder. Jedoch dauern auch diese Tests immer noch Wochen bis Monate (Abb. 1.2).

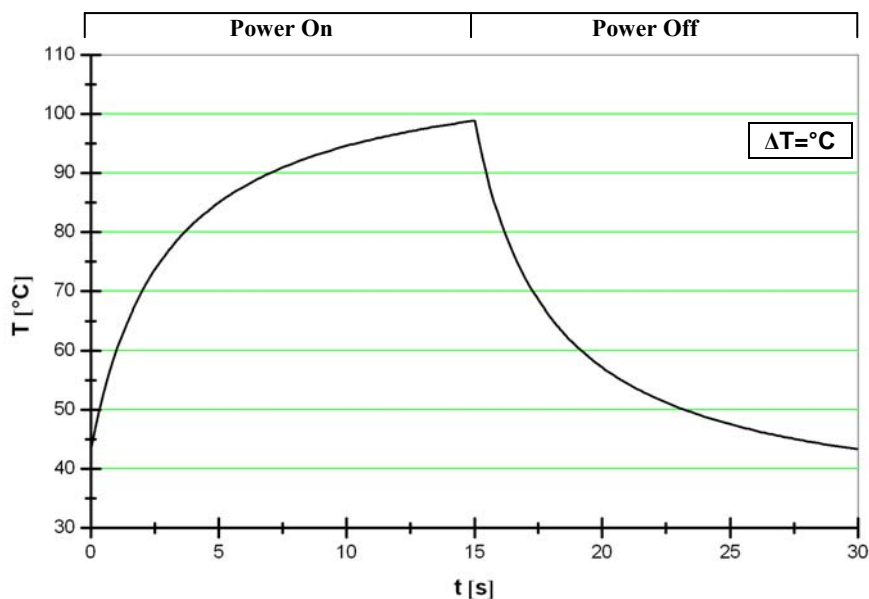


Abb. 1.2 Darstellung eines Belastungszyklus eines Power Cycle Tests

Diese sehr zeitintensiven Tests nehmen einen Großteil der Entwicklungszeit in Anspruch. Daher wird häufig auf frühere Erfahrungswerte und Messungen zurückgegriffen, was bei einem veränderten Design jedoch nicht immer ausreichend gerechtfertigt ist. Zusätzlich werden durch immer bessere Simulationsmodelle und

steigender Rechenleistung die thermomechanischen Eigenschaften und die Lebensdauer durch Finite Elemente Methoden berechnet. Aber auch durch die zunehmenden Möglichkeiten das Ermüdungsverhalten durch Simulationen zu berechnen, können die aufwendigen Ermüdungstests zur genauen Bestimmung der Lebensdauer nicht zur Gänze ersetzt werden.

Prüfverfahren wie zum Beispiel Zug-, Kerbschlag-, Biege-, oder Härtetests liefern rein statische Ergebnisse, welche in keinem Zusammenhang zum Ermüdungsverhalten durch zyklische Belastungen stehen. Damit ist es schwierig einen Zusammenhang zwischen der Dauerschwingfestigkeit bzw. der Lebensdauer und der Streckgrenze bzw. der Zugfestigkeit aufzustellen.

Eine weitere Möglichkeit zur Bestimmung der Lebensdauer ist, den Werkstoff einer mechanischen Wechselbelastung auszusetzen. Der Vorteil liegt darin, dass die Spannungen dabei nicht thermisch induziert werden und die Abkühl- und Aufheizprozesse wegfallen. Die Belastungsarten sind dabei genau definiert und die Lastfrequenz kann bis in den Ultraschallbereich erhöht werden. Das führt dazu, dass die Messungen im Bereich hoher Lastwechselzahlen in kürzester Zeit durchgeführt werden können. Die mechanischen Wechsellasten können Biege-, Zug-Druck- oder Scherbelastungen sein.

Bei einem Vergleich der mechanischen Prüfverfahren zu den thermisch induzierten Thermal oder Power Cycle Verfahren sind die unterschiedlichen Belastungszustände zu betrachten. Im Fall von thermisch induzierten Belastungen handelt es sich um multiaxiale Spannungszustände die in alle Richtungen orientiert sind. Diese werden allein von der Geometrie und der Zusammensetzung des geprüften Bauteils beeinflusst. Bei mechanischen Testverfahren sind die Spannungszustände gerichtet und meist ein oder biaxial. Dadurch müssen für diese Tests diese Vorzugsrichtungen genau gewählt sein um den maximalen Belastungsrichtungen der tatsächlichen Beanspruchung zu entsprechen.

Im Betrieb treten an den Verbindungsflächen hauptsächlich Scherspannungen durch die thermische Wechselbeanspruchung auf [7]. Aus diesem Grund bieten sich mechanische Wechselschertests für Verbindungsstellen in elektronischen Bauteilen an. Die Ergebnisse solcher mechanischer Prüfverfahren sind mit den Ergebnissen thermischer Prüfverfahren gut vergleichbar [8].

Eine besondere Methode Verbindungen mit einer Wechsellastfrequenz im Ultraschallbereich prüfen zu können ist ein Ultraschall-Resonanz-Prüfsystem (Kap. 2.7), welches erstmals an der Universität Wien vorgestellt und entwickelt wurde [9].

1.4 Problemstellung

Die Möglichkeiten einer Lebensdauerbestimmung sind bei großflächigen Verbindungen sehr eingeschränkt. Der Grund ist die höhere Festigkeit und Belastbarkeit gegenüber den kleineren Drahtbondverbindungen innerhalb der Bauteile. So können in vielen

Fällen nur wenige großflächige Verbindungen mit den üblichen Messmethoden untersucht werden.

Das gilt auch für die Ultraschall geschweißten Verbindungen der Kontaktzuführungen in IGBT-Modulen. Eingesetzt wird diese Art von Verbindungen in Umrichtermodulen, die hohe Ströme bis zu 1200A schalten. Diese ca. 0,25 cm² großen Ultraschall-Schweißverbindungen der Cu Leiterbahnen zu den Cu Zuführungen der Außenkontakte wurden in dieser Arbeit untersucht.

Im Betrieb wirken auf diese Verbindungen zusätzlich zu den hohen thermischen auch mechanische Belastungen. Diese entstehen auf Grund der mechanischen Fixierung der Kontaktterminals, die zusätzlich zur Befestigung des Moduls dienen. Vibrationen der Umgebung und des Gehäuses werden somit direkt auf die Verbindungen übertragen, was zu einer hohen mechanischen Belastung dieser Schweißverbindungen führt.

Etablierte Lebensdauerprüfverfahren wie zum Beispiel Thermal oder Power Cycle Tests führen in diesem Fall zu keinen Ergebnissen [10]. Die thermischen Ermüdungserscheinungen treten bei diesen Tests nicht wie gewünscht in den Verbindungsstellen auf sondern führen zu anderen Fehlermechanismen, wie zum Beispiel zum Versagen der Lotverbindung des Substrats, Delamination der Kupferschicht von der Al₂O₃ Platte, oder zum Bruch der Kontakte nahe der Verbindungsstelle (heel crack) (Abb. 1.3) [11].

Eine experimentelle Bestimmung der Lebensdauer dieser Verbindungen ist somit mit üblichen Prüfverfahren nicht möglich.

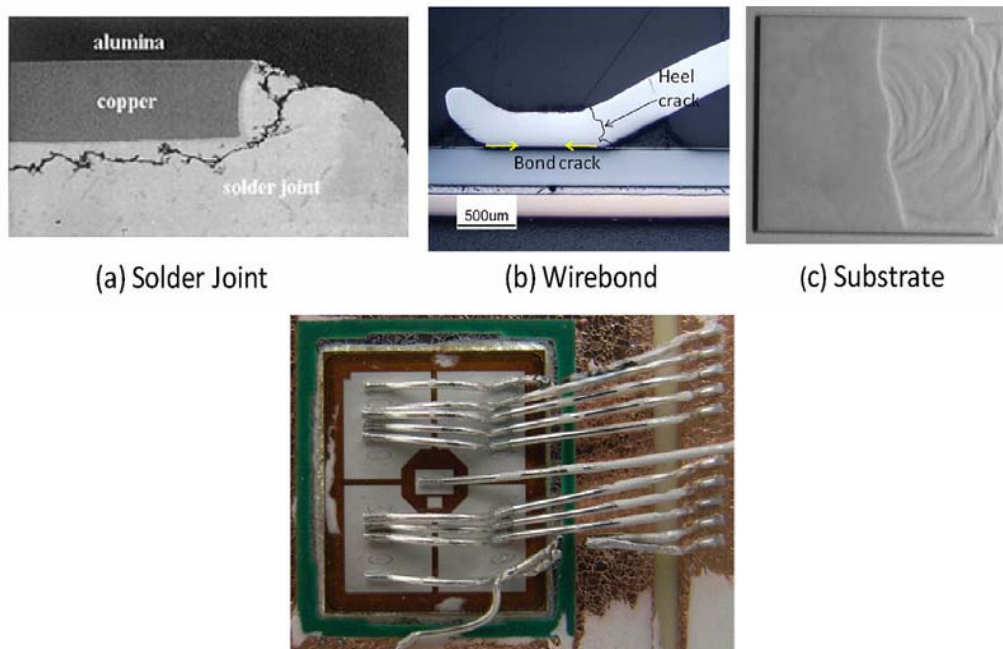


Abb. 1.3 Fehlermechanismen von großflächigen und Bonddraht- Verbindungen durch Power Cycle Tests [2][12]

1.5 Zielsetzung

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, ein schnelles mechanisches Prüfverfahren zur Bestimmung der Lebensdauer großflächiger Metallverbindungen in der Elektronik zu entwickeln.

Das entwickelte Verfahren sollte an den massiven Cu-Cu Ultraschall-Schweißverbindungen der Kontaktterminals von IGBT Modulen getestet werden. Diese ca. $0,25 \text{ cm}^2$ großen Verbindungen dienen der elektrischen Verbindung der Außenkontakte zu den Leiterbahnen der Module.

Aufgrund der relativ langen Einsatzdauer im Gegensatz zu der Entwicklungszeit dieser Bauteile stellte sich die Aufgabe eine zeit- und daher kostengünstige Zuverlässigkeitsprüfung zu entwickeln.

Es wurde für die Untersuchung ein beschleunigtes mechanisches Prüfverfahren, basierend auf dem Prinzip eines Ultraschall-Resonanz-Prüfsystems genutzt. Durch eine spezielle Vorbereitung der Schweißverbindungen und eine spezifische Versuchsanordnung sollte die Bestimmung der Lebensdauer ermöglichen. Mit dem entwickelten Verfahren sollte eine Messung innerhalb weniger Stunden durchgeführt werden können.

2 Physikalische und technische Grundlagen

In diesem Abschnitt wird ein Überblick über die relevanten physikalischen Gesetze im Bereich der hier angewandten Materialphysik gegeben. Dabei wird die elastische und plastische Verformung, Wechselverformung und Ermüdung sowie Bruchmechanik angeführt. Ebenfalls werden aktuelle Verbindungstechniken, Lebensdauerprüfverfahren und grundlegende Prinzipien in der Messtechnik und Datenverarbeitung erläutert.

2.1 Elastisches und plastisches Materialverhalten

Bei der Bestimmung der Festigkeit von Werkstoffen werden statische und dynamische Belastungszustände unterschieden.

Im statischen Fall wird die Festigkeit aus einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm ermittelt. Dabei kann eine Zug-Druck- oder eine Scher-Biege-Belastung vorliegen. Die Dehnung ε wird aus der Längenänderung Δl und der Ausgangslänge l_0 für den Zug-Druckversuch berechnet (2-1).

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2-1)$$

Die Querkontraktionszahl oder Poissonzahl ν gibt das Verhältnis der relativen Querschnittsänderung zur relativen Längenänderung bei einer elastischen Verformung an (2-2).

$$\nu = \frac{\Delta d / d_0}{\Delta l / l_0} \quad (2-2)$$

In dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm (Abb. 2.1) beschreibt die Zugfestigkeit die maximale Spannung der plastischen Verformung vor dem Risswachstum. Die Streckgrenze grenzt das Gebiet der elastischen von der plastischen Verformung ab,

wobei diese Grenze meist bei 0,2% plastischer Dehnung definiert ist, da die Verformungsbereiche kontinuierlich in einander übergehen.

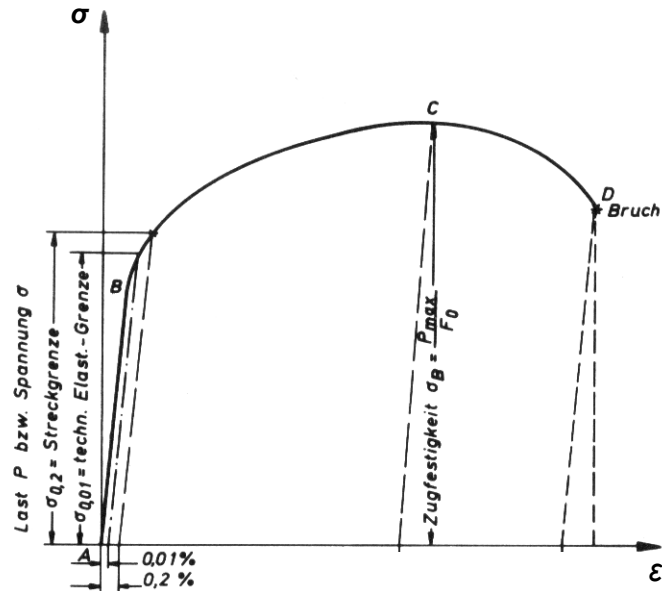


Abb. 2.1 Schematische Darstellung eines technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramms im Zugversuch [13]

Für den elastischen oder Hook'schen Bereich wird die Steigung der Geraden in dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm durch den Elastizitätsmodul E bei Zug-Druck-Spannung σ (2-3) und durch den Schubmodul G bei Scherspannung τ und Verschiebewinkel γ (2-4) beschrieben. Der Zusammenhang der elastischen Größen der beiden Belastungszustände ist über die Poissonzahl gegeben (2-5).

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (2-3)$$

$$G = \frac{\tau}{\gamma} \quad (2-4)$$

$$E = 2(1 + \nu) \cdot G \quad (2-5)$$

2.2 Wechselverformungsverhalten

Bedingt durch innere Reibungskräfte sind elastische Prozesse nicht ideal, da es in dem Material auch bei elastischen Verformungen zu geringen mikrostrukturellen Veränderungen (mikroplastischen Verformungen) kommt. Zu sehen ist dies zum Beispiel in der Hysterese bei Belastung und Entlastung im Bereich elastischer Verformung [14]. Bei einer zyklischen Belastung des Materials akkumulieren sich diese kleinen Veränderungen über die Anzahl der Belastungszyklen und wirken sich dann auf die Festigkeit aus. Das führt dazu, dass Werkstoffe die einer Wechselbeanspruchung ausgesetzt sind bei Spannungen weit unterhalb der Zugfestigkeit und sogar unter der Streckgrenze liegen, zu Bruch gehen. Diese Ermüdung ist der Grund für das Versagen von Bauteilen und deren beschränkte Lebensdauer [14].

Die Belastungen müssen nicht rein mechanischer Natur sein, häufig sind diese thermisch induziert. Denn die thermischen Ausdehnungen in einem Werkstoff führen zu Verformungen und zu Spannungen in dem Material. Handelt es sich um einen Bauteil oder Verbundwerkstoff, bei dem die thermischen Ausdehnungskoeffizienten der verwendeten Materialien stark von einander abweichen, kommt es zu hohen Spannungen an den Verbindungsflächen. Dadurch sind die Materialverbindungen in Bauteilen, die einer zyklischen thermischen Belastung ausgesetzt sind Schwachstellen und begrenzen die Lebensdauer der Verbindung und daher auch das gesamte Bauteil für die Anwendung. In der folgenden Tabelle 2.1 sind thermische Ausdehnungskoeffizienten einiger Materialien angegeben, die häufig in der Leistungselektronik wie zum Beispiel in Insulated Gate Bipolar Transistor Modulen (IGBT-Module) verwendet werden.

Tabelle 2.1 Wärmeausdehnungskoeffizient

	Metalle			Keramiken		Metalllegierungen		Weichlot
CTE [10 ⁻⁶ /K]	Cu	Al	Ni	Al ₂ O ₃	Si ₃ N ₄	Al-SiC	Cu-C	Sn _{96,5} Ag _{3,5}
	17,3	24	13,4	8,1	3,3	7,9	8,5	30,2

Die Werte der linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten in Tabelle 2.1 sind der Literatur [15] entnommen und gelten im Bereich für Raumtemperatur. Der Ausdehnungskoeffizient ist eine stoffspezifische Materialkonstante, die jedoch nicht in allen Temperaturbereichen gleich ist [16].

Es können die wechselnde Belastung mit oder ohne einer Vorspannung bzw. positiven oder negativen Werten der Mittelspannung vorliegen. Aus der Lage der Mittelspannung wird zwischen Druckschwell-, Wechsel- und Zugschwellbeanspruchung unterschieden

(Abb. 2.2). Das Spannungsverhältnis R in Formel (2-6) aus den Maximal- σ_{max} und Minimalspannungen σ_{min} beschreibt die verschiedenen Bereiche der Dauerschwingbeanspruchung (Abb. 2.2). Die größte Materialbelastung tritt dabei bei einer reinen Wechselbeanspruchung ($R=-1$) auf.

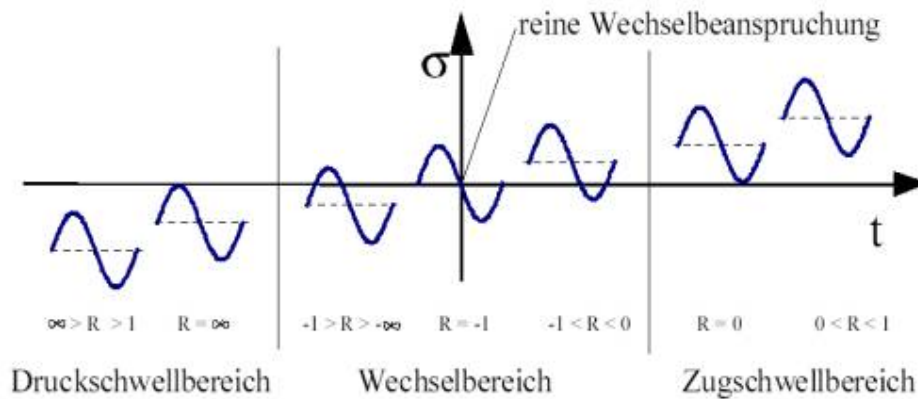


Abb. 2.2 Belastungsbereiche der Wechselbeanspruchung [17]

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2-6)$$

2.3 Wöhlerdiagramm

Die Lebensdauer von Werkstoffen unter Wechsellast wird durch ein so genanntes Wöhlerdiagramm dargestellt Abb. 2.3. Dabei werden die Spannungsamplituden σ über die logarithmische Lastwechselzahl $\log N_B$ im Fall des Versagens aufgetragen. Die resultierende Kurve beschreibt die Ermüdungsfestigkeit in Abhängigkeit der Zahl der Lastwechsel. Führen beliebig viele Lastwechsel bei einer bestimmten Belastung nicht zum Ermüdungsbruch, spricht man von Dauerfestigkeit. Die Wöhlerkurve fällt auch bei niedrigen Belastungen und genügend vielen Lastwechsel kontinuierlich ab. Die Dauerfestigkeit wird für Belastungen angenommen die 10^8 Lastwechsel standhalten. Der Verlauf im Bereich der Dauerfestigkeit ist bei vielen Stählen und Titanlegierungen sehr flach.

Für Bauteile wird die Dauerfestigkeit meist an die Endanwendung angepasst und liegt üblicher weise zwischen 10^6 bis 10^8 Lastwechsel.

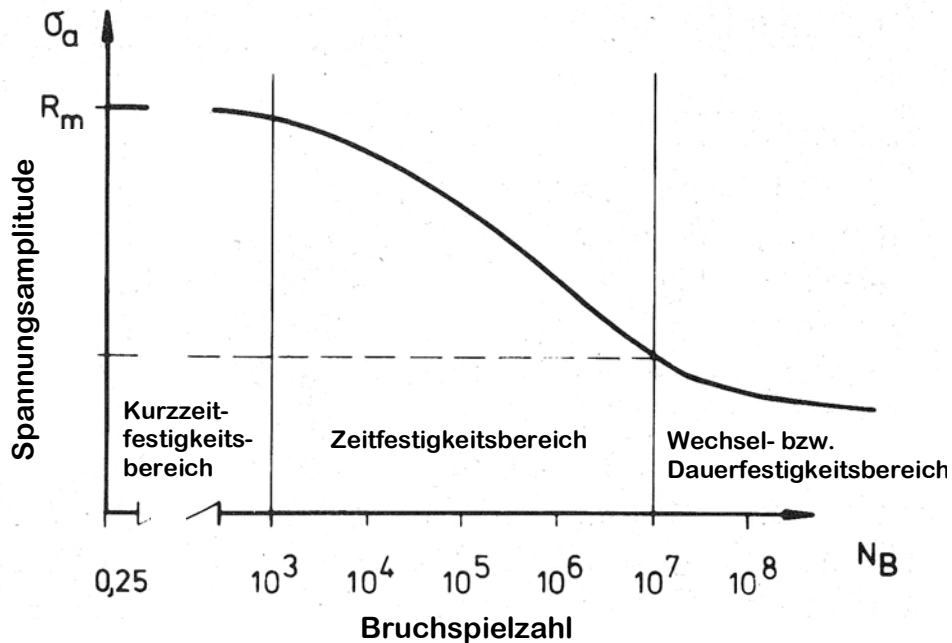


Abb. 2.3 Schematische Darstellung von Wöhlerkurven [14]

Wöhlerkurven werden üblicherweise in zwei Bereiche unterteilt, in einen „low cycle fatigue“ (LCF) und einen „high cycle fatigue“ (HCF) Bereich. Bei Versagen im Bereich niedriger Lastwechselzahlen von ca. $<10^3$ bei den ein Ermüdungsverhalten auftritt spricht man von LCF. Dies tritt auf wenn die Spannungsamplituden bei der Wechselverformung über der statischen Streckgrenze liegen. In diesem Bereich kommt es zu messbaren plastischen Verformungen. Trägt man in einer doppelt logarithmischen Skala die plastische Dehnung gegenüber der Lastspielzahl auf, so erhält man eine Gerade. Dieser Verlauf kann durch das Gesetz von Coffin und Manson in Formel (2-7) beschrieben werden. Wobei N_B die Bruchspielzahl, $\Delta\varepsilon_{pl}$ die plastische Dehnung und c eine stoffspezifische Konstante ist.

$$(N_B)^c \frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = konst. \quad (2-7)$$

Für das Dauerschwingverhalten im Bereich hoher Lastwechselzahlen liegt die Wechselbelastung unterhalb der statischen Streckgrenze. Dieser Bereich wird vornehmlich durch quasielastische Dehnungen charakterisiert. Der Verlauf kann empirisch durch die Basquin-Relation in Formel (2-8) beschrieben werden, wobei der

Exponent b eine stoffspezifische Konstante ist. Tatsächlich handelt es sich jedoch um mikroplastische Verformungen.

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = konst. (N_B)^b \quad (2-8)$$

Die totale Dehnung $\Delta\varepsilon_{tot}$ ergibt sich aus der Summe von plastischer $\Delta\varepsilon_{pl}$ und elastischer $\Delta\varepsilon_{el}$ Dehnung in Formel (2-9).

$$\Delta\varepsilon_{tot} = \Delta\varepsilon_{el} + \Delta\varepsilon_{pl} \quad (2-9)$$

Betrachtet man nun das Ermüdungsverhalten der beiden Bereiche und trägt die Dehnung gegen die Lastspielzahl in einer doppelt logarithmische Darstellung auf, so ergibt deren Überlagerung das gesamte Ermüdungsverhalten (siehe Abb. 2.4). Somit wird ein fließender Übergangsbereich von LCF zu HCF beschrieben.

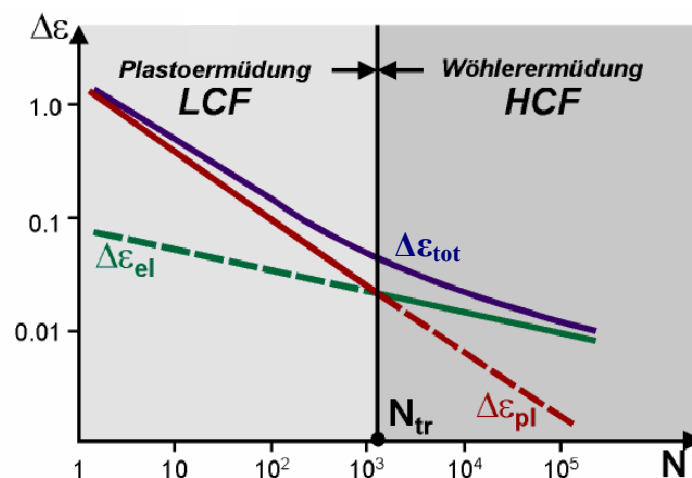


Abb. 2.4 Schematische Darstellung der LCF- und HCF- Ermüdung [17]

Im idealen Fall wird eine Wöhlerkurve im Einstufenversuch, in dem für jede untersuchte Probe die Belastungsamplitude während des gesamten Versuchs konstant gehalten wird, bestimmt. So können systematische Abweichungen der Ergebnisse, wie zum Beispiel Verfestigungs- oder Vorschädigungseffekte, vermieden werden.

Durch Mehrstufenversuche, bei der die Belastungsamplitude nach einer bestimmten Zahl von Lastwechsel um einen Betrag erhöht wird, ist es möglich mehrere Punkte in der Wöhlerkurve mit einer Probe zu ermitteln. Die Anzahl der Lastwechsel bei jeder

Amplitudenerhöhung werden üblicher Weise so gewählt, dass sich innerhalb einer Erhöhung ein Sättigungszustand einstellt. Bei dieser Methode tragen die zyklischen Belastungsstufen je nach Zahl der Lastwechsel oberhalb der Dauerfestigkeit zum Totalschaden bei. Man spricht von Schadensakkumulation [18].

2.4 Ermüdungsstrukturen

Das Ermüdungsverhalten von Metallen wird durch plastische Verformung hervorgerufen. Die Mechanismen der plastischen Verformung sind auf Versetzungsbewegungen zurückzuführen. Da die Duktilität von der Beweglichkeit der Versetzungen abhängig ist, führt eine Blockierung der Versetzungen, zum Beispiel durch ein Aufstauen an Hindernissen, zu einer Verfestigung. Die Versetzungsdichte in einem Metall bestimmt daher größtenteils dessen Festigkeit.

Durch Anlegen einer Belastung werden Versetzungen gebildet, die dann zu wandern beginnen. Versetzungen bewegen sich vorzugsweise auf bestimmten kristallografischen Ebenen (Gleitebenen). Diese Ebenen sind aufgrund ihrer dicht gepackten Gitterstruktur ausgezeichnet. In Abhängigkeit der Gitterstruktur und der Belastung können mehrere Versetzungen in verschiedenen Ebenen gleichzeitig wandern (Mehrfachgleitung). Das Wechseln von parallelen Gleitebenen durch Schraubenversetzungen wird Quergleiten genannt und tritt bei einer bestimmten Schwellenspannung auf [19]. Stoßen die Versetzungen an Hindernisse wie zum Beispiel Korn- oder Phasengrenzen, Defekte oder stationäre Partialversetzungen, so kommt es zu einer Verfestigung. Ist die Spannung groß genug dann können die Hindernisse durch Quergleiten oder Durchschneiden überwunden werden [20].

Bei zyklischer Verformung von versetzungsarmen Metallen erfolgt zunächst eine Verfestigung die rasch in eine Sättigung führt. Die entstehende Versetzungsstruktur ändert sich somit bei steigender Zyklenzahl fast nicht mehr.

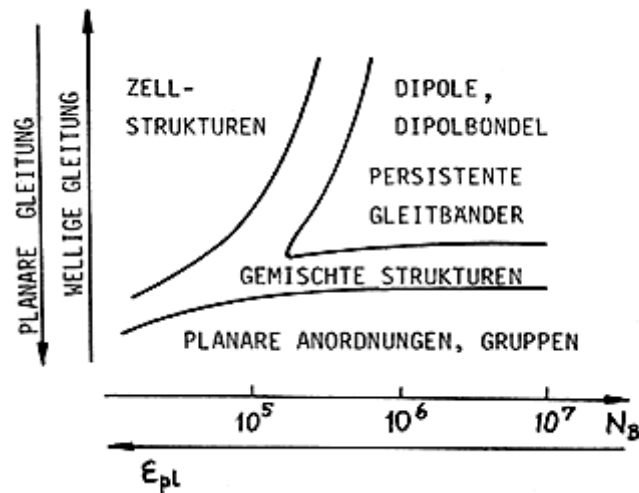


Abb. 2.5 Versetzungsstrukturen kubisch flächenzentrierten Metalle in Abhängigkeit der Bruchzyklenzahl [14]

Kupfer weist als kubisch flächenzentriertes (kfz) Metall welligen Gleitcharakter auf [14]. Damit sind nach einer Wechselbeanspruchung Zellstrukturen gut zu erkennen (siehe Abb. 2.5) [21]. So treten schon bei der Verbindungsherstellung im Ultraschall-Schweißprozess durch die Wechselbelastung typische Zell- und Subzellstrukturen auf.

Durch eine längere Wechselbeanspruchung können sich so genannte persistente Gleitbänder (PGB) ausbilden. Diese entstehen wenn die Versetzungen entlang von Gleitebenen sich eng gruppieren. Sie sind an der Oberfläche durch charakteristische Ex- und Intrusionen zu erkennen. Diese Ex- oder Intrusionen können bei glatten Oberflächen durch eine Ansammlung von Versetzungen bei einer angelegten Wechselbeanspruchung entstehen.

2.5 Rissbildung und -ausbreitung unter Wechselverformung

Ermüdungsrisse entstehen an Oberflächeninhomogenitäten, wie zum Beispiel Kerben, Korn- oder Phasengrenzen, Fremdeinschlüssen oder bestehenden Rissen. Auch Ex- oder Intrusionen der Gleitbänder können als Rissinitiierungsstelle dienen [22].

Der Riss entsteht bzw. breitet sich dann aus, wenn lokal eine kritische Schubspannung erreicht wird. Die Rissbildung und besonders die Rissausbreitung hängen somit stark von den Bedingungen in der Nähe der Risspitze ab [23].

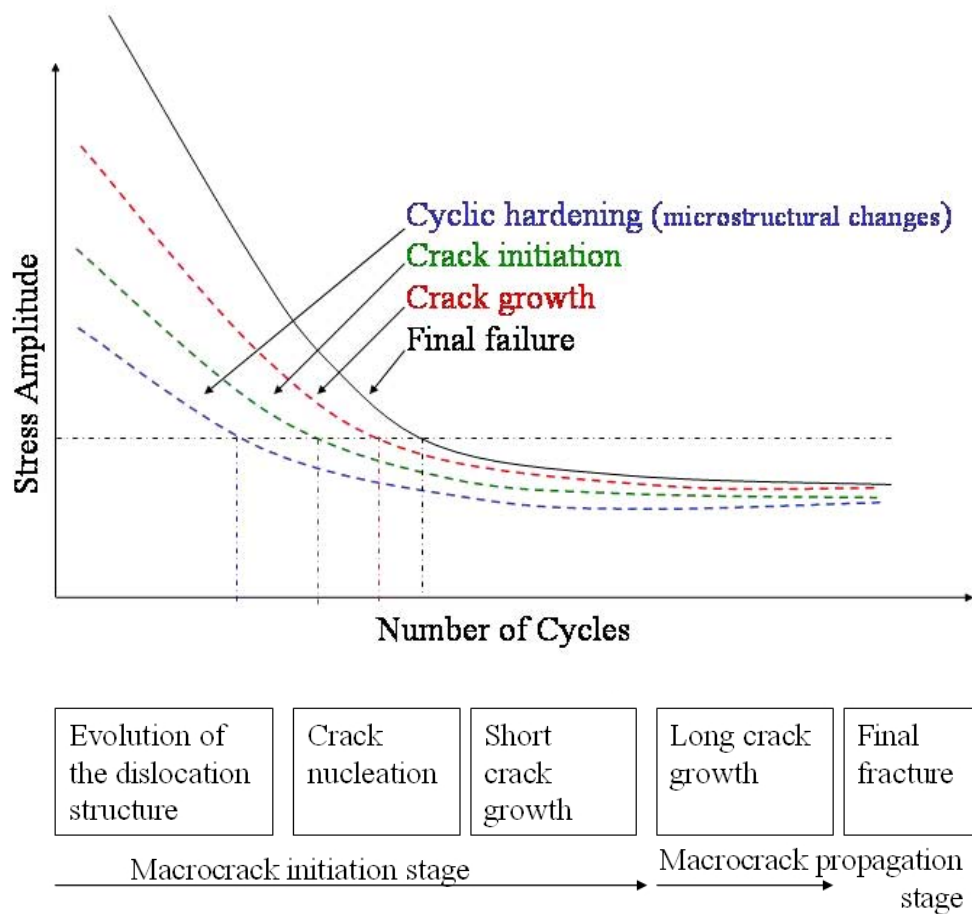


Abb. 2.6 Ermüdungsprozesse schematisch dargestellt in Abhängigkeit der Belastungsamplitude und der Zahl der Lastwechsel und deren Entwicklungsstadien [24]

Wie in Abb. 2.6 dargestellt geht dem Ermüdungsbruch mehrere Entwicklungsstadien voraus. Eine Wechselbeanspruchung erzeugt zunächst eine charakteristische Versetzungsstruktur mit der damit verbundenen Verfestigung (siehe Kap 2.4). Dem folgt die Rissbildung an der Oberfläche oder an Inhomogenitäten und anschließend die Rissausbreitung bis zum endgültigen Bruch (siehe Abb. 2.6).

Die Rissausbreitung wird im Allgemeinen in zwei Stadien unterteilt (Abb. 2.7). Stadium I zeichnet sich durch ein langsames Fortschreiten entlang der Gleitbänder, Korngrenzen oder Gleitebenen in einem Winkel von 45° zur Spannungsachse aus. Dabei kann der Riss ein oder mehrerer Körner überwinden. Stadium I umfasst den größten Teil der Lebensdauer eines Bauteils bei einer Wechselbeanspruchung.

Die Rissausbreitung in Stadium II ist durch Mehrfachgleitung gekennzeichnet. Der Riss breitet sich senkrecht zur Spannungsachse und mit einer höheren Geschwindigkeit aus. Rissausbreitung im Stadium II zeigt eine markante Bruchflächenstruktur in Form von Ermüdungsstreifen die senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung orientiert sind [18].

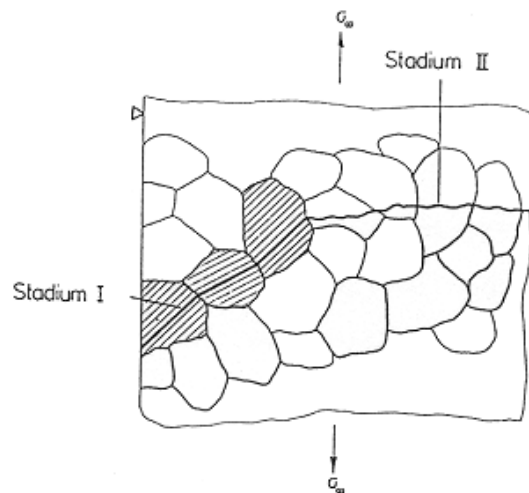


Abb. 2.7 Stadien der Rissausbreitung [18]

2.6 Verbindungstechniken

Um stoffschlüssige, nichtlösbare atomare oder molekulare Verbindungen gleicher oder verschiedener Materialien herzustellen, werden, je nach Material und Art der Anforderungen aufgrund ihrer Verwendung, verschiedene Verbindungstechniken wie Kleben, Kalt- oder Heißschweißen, Löten etc. genutzt.

Ultraschall-Schweißverfahren sind in der Industrie weit verbreitet. Die meisten Anwendungen finden sich in Drahtverbindungen in der Elektronik und in Kunststoffverbindungen. Die Möglichkeit auch ungleiche Materialien mit dieser Methode zu verschweißen machen dieses Verfahren für eine Vielzahl von Einsatzbereichen interessant. Weitere Vorteile liegen in der hohen Herstellungsgeschwindigkeit von ca. 10-1000ms je nach Verbindungsgröße und Material. Es sind auch keine speziellen Vorbereitungen der Schweißmaterialien und keine Flussmittel oder Bindemittel notwendig. Das Verfahren ist für großtechnische Herstellung ausgelegt, da aufgrund der Frequenz und der Verbindungsgeometrie für jede Art von Verbindungsstelle ein eigener passender Stempel benötigt wird. Ultraschall-Schweißverfahren sind jedoch in der Größe der Verbindungsfläche begrenzt.

Bei Drahtstärken bis zu $500\mu\text{m}$ spricht man von Bondverbindungen die in nahezu allen elektronischen Bauteilen zu finden sind. Von diesen werden jährlich rund 10^{13} Stück auf der ganzen Welt hergestellt [6]. Bei größeren Materialstärken werden die großflächigen Verbindungen als Ultraschall-Metallschweißverbindungen bezeichnet [25].

Das Verfahrensprinzip ist bei Ultraschall-Kunststoff-, Bonddraht- oder Metallschweißverbindungen sehr ähnlich. Transversale bzw. longitudinale Vibrationen

im Bereich von 20 bis 60 kHz werden auf einen der beiden Füge­teile mit einem Stempel über­tragen (Abb. 2.9). Der Stempel befindet sich in Resonanz und ist so ge­formt, dass der Füge­teil wäh­rend des Schweißens von dem Stempel festgehalten wird und nicht durchrutschen kann. Der zweite Füge­teil ruht hingegen auf einem unbeweglichen Amboss. Durch eine statische angelegte Kraft werden die beiden Teile in Kontakt gebracht. So wird die Energie der Ultraschallvibrationen direkt auf die Verbindungs­stelle über­tragen. Die entstehende Reibungsenergie bewirkt ein Neu­anordnen der atomaren Verbindungen direkt in der Verbindungs­stelle durch atomare Diffusion, Kornverkleinerung, Rekristallisation, Phasentransformationen und möglichen weiteren Phänomenen. Die Füge­teile müssen dabei so über­lappen dass die von außen statisch angelegte Kraft normal auf der Verbindungs­fläche steht. Der notwendige statische Druck und die Energie sowie die Zeitdauer der angelegten Ultraschallvibrationen hängen stark von den verwendeten Materialien und deren Größe ab. Bei gleich bleibendem Anpressdruck aber unterschiedlicher Dicke der Füge­teile, kommt es zu einer Abnahme des Druckes von der Mitte ausgehend zwischen den beiden Materialien (siehe Abb. 2.8).

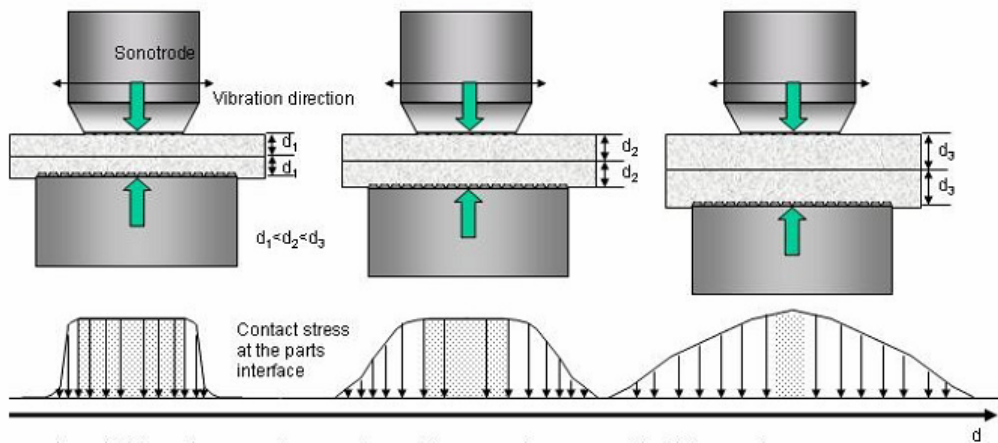


Abb. 2.8 Druckverteilung zwischen den Füge­teilen während des Ultraschallschweißens in Abhängigkeit derer Dicke [26]

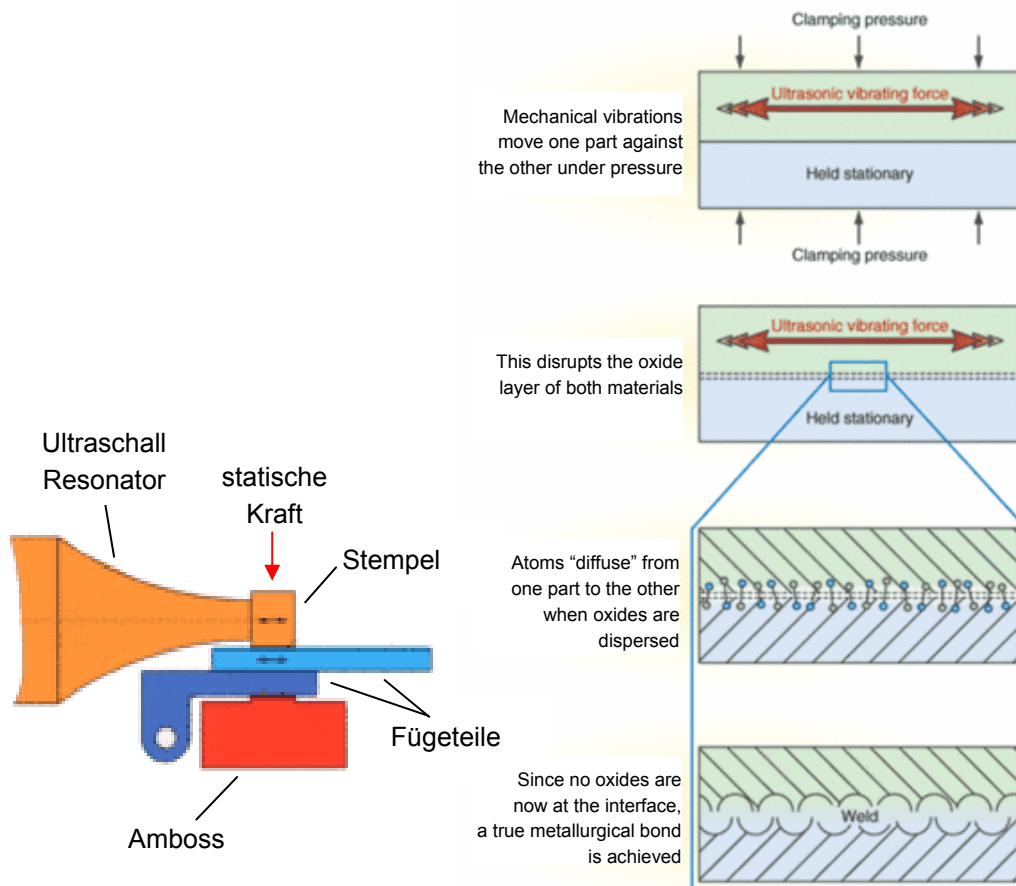


Abb. 2.9 Schematische Darstellung eines Metall- Ultraschall-Schweißprozesses, Aufbau (li) [27], Prozesse (re) [28]

Bei Kunststoff werden die Vibrationen üblicherweise normal zu der Schweißfläche angelegt und bei Metallen parallel dazu. Weitere Unterschiede von Kunststoff- und Metallverbindungen zeichnen sich in dem Materialverhalten bei dem Verbindungsprozess ab. Dabei führt bei Kunststoff die induzierte Reibungsenergie zum Aufschmelzen der Verbindungsstelle und somit zu einer Verbindung auf molekularer Ebene.

Der Prozess bei Metallen findet ohne wesentliche Temperaturerhöhung statt. Die Temperaturen in der Fügezone erreichen während des Schweißprozesses nur ca. 35-50% der Schmelztemperatur der Metalle. Damit gehören die Ultraschall-Metallschweiß- und Bondverfahren zu den Kaltschweißprozessen. Die Bindung entsteht durch Diffusion. Dabei werden zunächst durch das intensive Reiben der Materialoberflächen die vorhandenen Oxidschichten und Verunreinigungen aufgebrochen. Der Anpressdruck bringt gleichzeitig die beiden Oberflächen in engen Kontakt, sodass Atome der beiden Fügeteile diffundieren. Dies führt zu einer atomaren Bindung in der Fügezone.

Gut geeignet sind duktile Metalle wie zum Beispiel Gold, Aluminium und Kupfer sowie deren Legierungen. Verbindungen benötigen einen geringeren Anpressdruck und können in kürzerer Zeit hergestellt werden als bei härteren Materialien.

In Abb. 2.10 sind Beispiele von Ultraschall-Bond- und Schweißverbindungen von verschiedenen Metallen und Größen dargestellt.

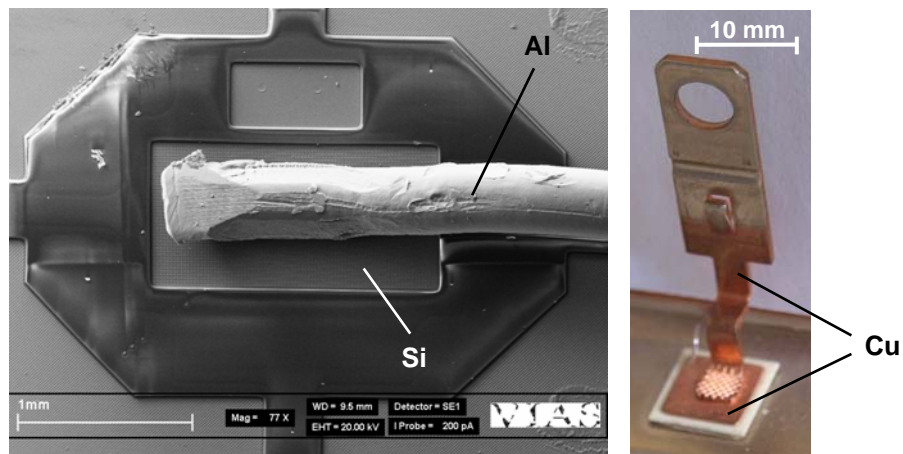


Abb. 2.10 Ultraschall-Bond- (links) und Schweißverbindung (rechts)

2.7 Ultraschall-Resonanz-Prüfsystem

Das in der vorliegenden Arbeit verwendete Ultraschall-Resonanz-Prüfverfahren ist ein beschleunigtes Testverfahren, das die thermomechanischen Belastungen während des Betriebs durch rein mechanisch induzierte Belastungen ersetzt [29]. Diese mechanischen Belastungen werden durch Trägheitseffekte bei einer einachsigen Schwingung erzeugt.

Auf einen Bauteil wirken im Betrieb aufgrund thermomechanischer Belastungen, mehrachsige Spannungszustände. Da aber die größten Ermüdungserscheinungen an den Materialverbindungen durch Wechsel-Scherbelastungen verursacht werden, sind die hier näherungsweise eindimensionalen Belastungszustände eine sinnvolle Betrachtung.

Für das Testverfahren sind Proben erforderlich die aus zwei Teilen bestehen, welche mechanisch untereinander gekoppelt sind (siehe Abb. 2.11). Die Kopplungsstelle entspricht der zu untersuchenden Prüfstelle. Der untere Teil der Probe ist fest an einen Probenhalter montiert, der obere Teil bleibt frei beweglich. Wird nun der Probenhalter in Schwingung versetzt, so schwingt der untere Teil der Probe gleichmäßig mit dem Probenhalter mit, welcher als starr mit dem Probenhalter verbunden betrachtet werden kann. Der obere frei bewegliche Teil schwingt nun auf Grund der mechanischen Koppelung mit dem unteren Teil mit. Bedingt durch die Trägheit ist die Schwingung des

oberen Teils etwas verzögert. Dadurch kommt es in der Kopplungsstelle zu Spannungen.

Durch geeignete Wahl der Verbindungs- und Probengeometrie können verschiedene Belastungszustände in der Kopplungsstelle erzeugt werden, die bis zum Bruch der Verbindung führen [30]. Die Proben werden senkrecht zur Schwingungsrichtung ausgerichtet um statt einer Zug- Druckbelastung eine Scherbelastung zu erhalten. Mögliche Verkippungen und dadurch veränderte Spannungszustände während des Tests werden in Kapitel 4.3 und 5.1 diskutiert.

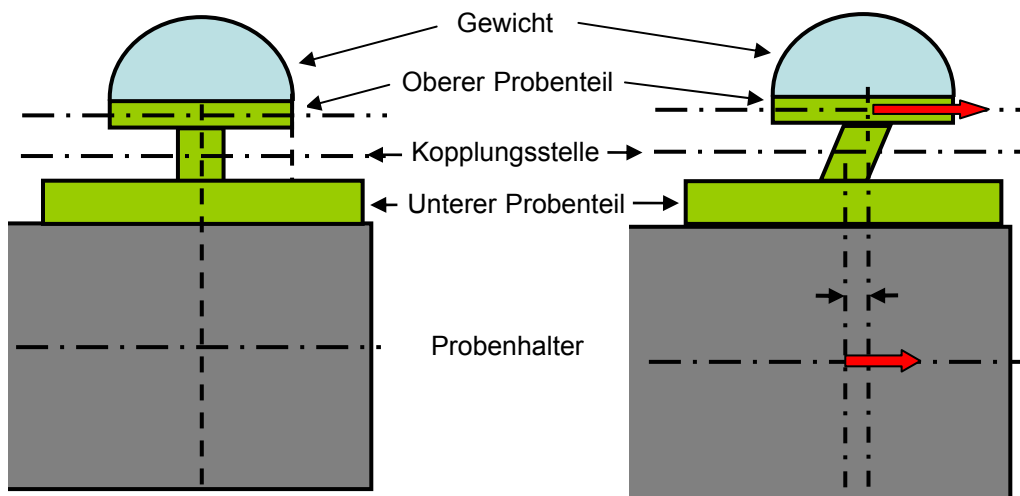


Abb. 2.11 Schematische Darstellung einer Probe (grün) im ruhenden Zustand und in Schwingung

Durch eine einfache Betrachtung der Trägheitskraft des frei schwingenden Probenteils kann mit Hilfe der Beziehung (2-10) auf die Scherspannungen in der Verbindungsstelle geschlossen werden.

$$\tau = F / A \quad (2-10)$$

Dabei bezeichnet τ die Scherspannung in der Koppelstelle (in Richtung der Auslenkung), F die Trägheitskraft und A die Fläche der Koppelstelle. Die Trägheitskraft ergibt sich aus der Masse und der maximalen Beschleunigung a_{max} des frei schwingenden Teils der Probe (2-11).

$$F = m \cdot a_{max} \quad (2-11)$$

Die Auslenkung x , die Geschwindigkeit v und die Beschleunigung a können als stehende Wellen in Abhängigkeit vom Ort r und der Zeit t dargestellt werden (2-12). Daraus kann der Zusammenhang für die maximalen Amplituden der Geschwindigkeit (Messgröße) und der Beschleunigung gewonnen werden (2-13). Wobei ϖ die Kreisfrequenz darstellt, die mit der Anregungsfrequenz f nach Formel (2-14) verbunden ist.

$$x(r,t) = x_{\max} \cdot \sin(\varpi \cdot t) \cdot \cos(r)$$

$$v(r,t) = \varpi \cdot x_{\max} \cdot \cos(\varpi \cdot t) \cdot \cos(r) = v_{\max} \cdot \cos(\varpi \cdot t) \cdot \cos(r) \quad (2-12)$$

$$a(r,t) = -\varpi \cdot v_{\max} \cdot \sin(\varpi \cdot t) \cdot \cos(r) = -a_{\max} \cdot \sin(\varpi \cdot t) \cdot \cos(r)$$

$$a_{\max} = \varpi \cdot v_{\max} \quad (2-13)$$

$$\varpi = 2 \cdot \pi \cdot f \quad (2-14)$$

Die Dehnung beschreibt ebenfalls eine Sinuskurve ist aber gegenüber der Auslenkung örtlich um $\pi/2$ phasenverschoben (2-15). So ist an Orten maximaler Auslenkung die Dehnung in dem schwingenden Material gleich null und an Knotenpunkten der Auslenkung die Dehnung maximal. Die Probe erfährt zu der Zeit an der die Auslenkung und daher auch die Beschleunigung null sind eine vollständige Entlastung da die Spannung nach Formel (2-10) von der Beschleunigungsamplitude abhängt. Dies bedeutet, dass eine symmetrische Wechselbelastung in der Verbindungsstelle während der Oszillation vorliegt.

$$\varepsilon(r,t) = \varepsilon_{\max} \cdot \sin(\varpi \cdot t) \cdot \sin(r) \quad (2-15)$$

In Abb. 2.12 sind die Auslenkung und die Dehnung in einem Resonanzsystem schematisch dargestellt. Es handelt sich dabei um longitudinale Schwingungen.

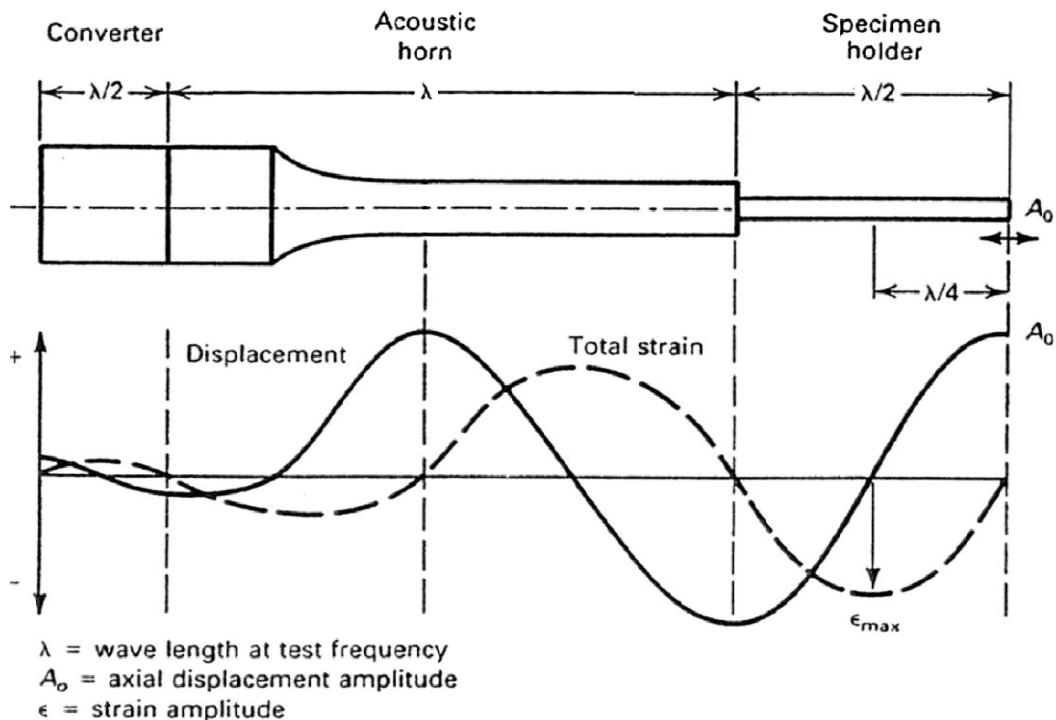


Abb. 2.12 Schematisch Darstellung des Resonanzsystems [29]

Die starke Änderung der Schwingungsamplituden von links nach rechts in Abb. 2.12 ist durch die Geometrie des hier dargestellten Resonators bedingt. Die Stärke der Auslenkung und dem entsprechend auch der Dehnung lassen sich durch eine Veränderung des Querschnitts im Resonator variieren [31].

Die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Wellen entspricht der materialspezifischen Schallgeschwindigkeit c mit der Beziehung (2-16). Durch diese Beziehung und der Resonanzbedingung (2-17) lässt sich die Länge L des Horns und des Probenhalters bestimmen.

$$c = \lambda \cdot f \quad (2-16)$$

$$L = n \cdot \lambda \quad \text{mit } n=1,2,3,\dots \quad (2-17)$$

Das Ultraschall-Resonanz-Prüfsystem arbeitet mit Frequenzen im kHz Bereich, wodurch die Vorteile schneller Resultate im Bereich großer Lastwechselzahlen ($>10^4$) gegeben sind.

3 Experimente

In diesem Teil werden die Präparation der untersuchten Schweißverbindungen, der experimentelle Aufbau und die Messdurchführung, sowie die anschließende Computersimulation beschrieben.

3.1 Proben und Präparation

Für die durchgeführten Lebensdaueruntersuchungen standen IGBT-Module von INFINEON/ Warstein zu Verfügung. Die Module bestehen aus einer Kupfer bzw. Aluminium Grundplatte, die als Träger und Kühlelement dient. Darauf sind mehrere Leiterplatten angelötet. Eine Platine setzt sich zusammen aus einer ca. 500 µm starken Keramikplatte (Al_2O_3 bzw. Si_3N_4) mit beidseitig darauf aufgebracht Cu Leiterbahnen jeweils mit einer Dicke von ca. 250 µm. Diese werden als „direct bonded copper Substrate“ (DBC) bezeichnet. In der Leistungselektronik sind DBC Substrate von großer Bedeutung, da sie hohe Spannungen und hohe Temperaturen aushalten, eine relativ gute Wärmeleitfähigkeit besitzen und einen geringen Wärmeausdehnungskoeffizient aufweisen. Auf den Leiterbahnen sind IGBTs und weitere Dioden in unterschiedlichen Konfigurationen angelötet und untereinander mit Aluminiumdrähten verbunden. Ebenso sind die Zuführungen der Cu Kontaktterminals für die Außenkontakte mittels eines Ultraschallverfahrens angeschweißt. Diese ca. 0,25 cm² großen Ultraschall-Schweißverbindungen der DBC Cu Leiterbahnen zu den Cu Zuführungen der Außenkontakte wurden in der vorliegenden Arbeit untersucht.

Ein genauerer Einblick in IGBT-Modul-Design und deren Beschaltung wird in [32] gegeben. Der zuvor beschriebene Aufbau der beiden geprüften Modularten ist schematisch in Abb. 3.1 dargestellt.

Insgesamt wurden Verbindungen aus sieben verschiedenen Modulen gemessen (Abb. 3.2). Sechs Module (M1-M6) gehören zu einer Modellreihe, bei der die geprüften Schweißstellen aus reinen Cu-Cu Verbindungen bestehen. Drei davon (M4-M6) sind mit einheitlichen Schweißparameter und Materialien hergestellt worden. Bei dem siebenten Modul (M7), einer späteren Modellreihe, sind die Leiterbahnen auf den Keramikplatten mit Nickel überzogen. Die geprüften Verbindungsstellen sind in Abb. 3.2 durchnummeriert und werden in weiterer Folge mit der entsprechenden Modulnummer definiert.

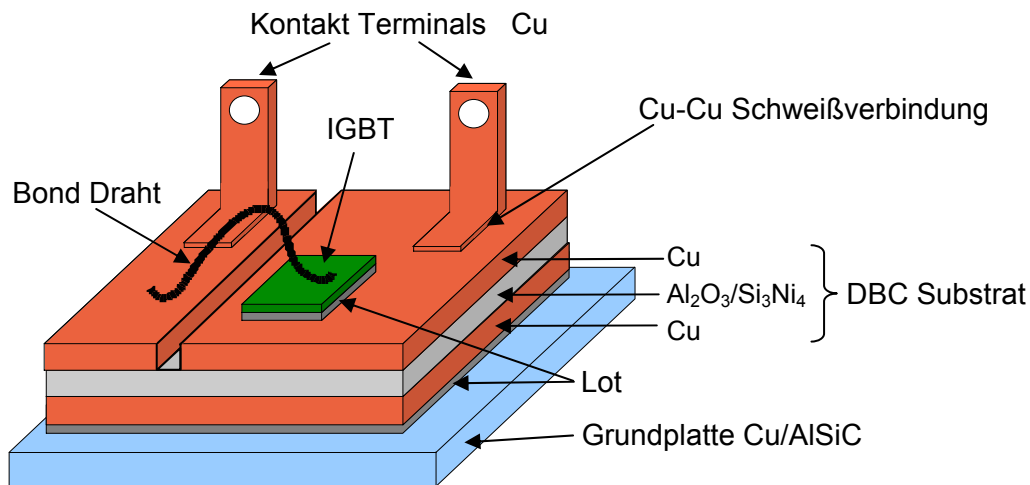


Abb. 3.1 Schematischer Aufbau eines Teils eines IGBT-Moduls

Die genauen Abmessungen der einzelnen Schichten der Probe und deren Größe sind, da diese hauptsächlich für die Simulationsmodelle relevant sind, in Kap. 3.4 angeführt.

Für die angewendete mechanische Prüfmethode wurden die Verbindungen aus den Modulen herausgeschnitten. Dafür mussten die Kontaktterminals nahe der Schweißverbindung getrennt und die Al_2O_3 – Platine von der Kühl- bzw. Trägerplatte bei 230°C abgelötet werden. Dann wurde die Al_2O_3 – Platine rund um die Schweißverbindungen auf ungefähr $1\text{ cm} \times 1\text{ cm}$ zugeschnitten und die daraus gewonnenen Proben speziell für das Ultraschall-Prüfverfahren präpariert. Es wurde ein zusätzliches Gewicht von 200 mg in Form von Lot ($\text{Cu}97\text{Sn}3$) auf den Kontaktfuß aufgebracht und dann die Fläche der Schweißverbindung mit einem $220\ \mu\text{m}$ starken Diamantdraht symmetrisch von allen vier Seiten auf eine $1\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ Verbindung reduziert. So konnten während den Lebensdauertests die notwendigen Belastungen in der Verbindung erzielt werden.

Die fertige Form der Proben ähnelt einer Pilzform (Abb. 3.3) dabei ist der Probenkopf (Kupferzuführung mit zusätzlichem Lot) über die stegförmige Schweißverbindung mit dem DBC Kupfer verbunden. Diese spezielle Pilzform wurde gewählt um den Bruch der Probe an in der Schweißverbindung zu garantieren. Sie erleichtert ebenfalls die Befestigung der Probe an dem Probenhalter und ermöglicht ein Testen bei geringeren Belastungsamplituden (siehe Kap. 3.2). Da die Verbindungsfläche klar definiert ist herrschen für alle Proben die gleichen Bedingungen in der Rissentstehung. Die Wahl des Verhältnisses von zusätzlich angebrachter Masse und Größe der Verbindungsfläche wurde für diese Experimente optimiert.

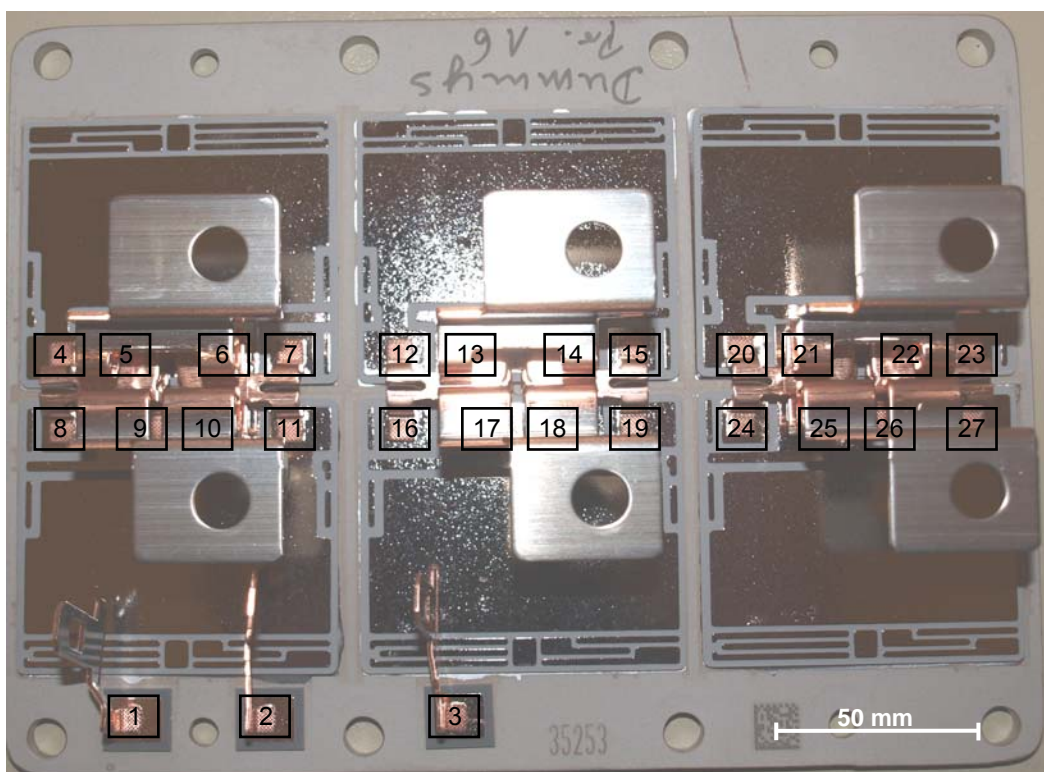
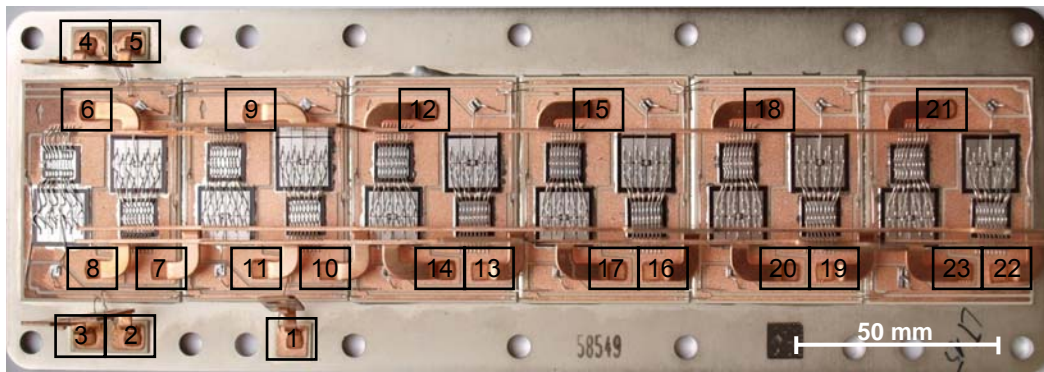


Abb. 3.2 Fotos der beiden geprüften Modularten und Probennummerierung (oben M1-M6, unten M7)

Die oben beschriebene Probengeometrie wurde im Rahmen eines Vorversuchs ermittelt. Dabei wurde anhand von fünf Proben die Probengeometrie auf das Prüfverfahren abgestimmt und die Präparationsmethode optimiert. Der Probenausschuss während der Präparation konnte dadurch unter 2 % gehalten werden. Insgesamt wurden 126 Schweißverbindungen aus den sieben Modulen entnommen und für die Lebensdauerermessungen, sowie für die Vorversuche des Prüfverfahrens und für metallografische Untersuchungen verwendet. Die durchschnittliche Präparationsdauer für eine Probe lag bei ca. 2,5 Stunden.

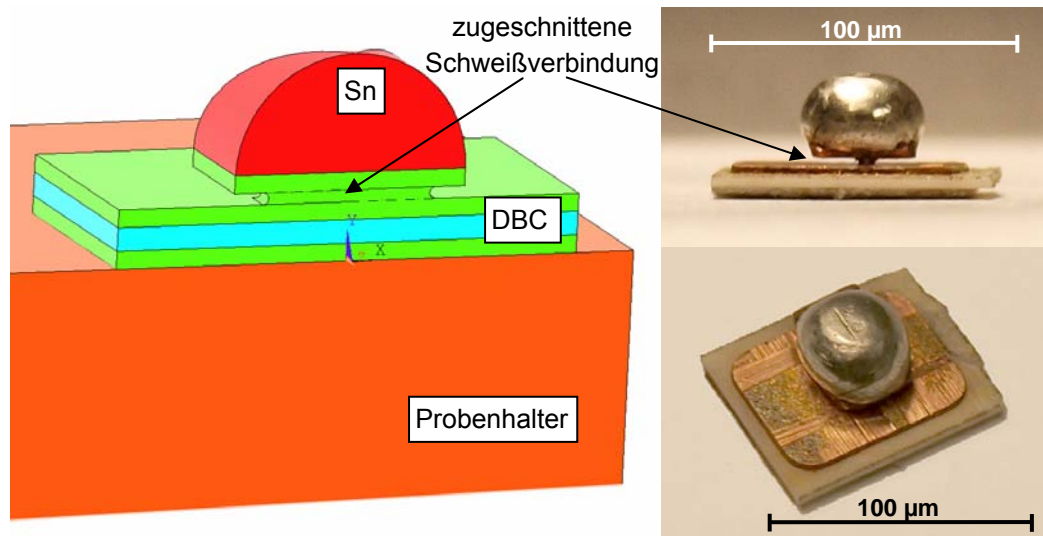


Abb. 3.3 links schematische Probengeometrie im Querschnitt auf einem Probenhalter, rechts Fotos einer fertig präparierten Probe

3.2 Messaufbau

Die auf die Cu-Cu Schweißverbindungen wirkenden mechanischen und thermischen Spannungen, die im Regelbetrieb der IGBT-Module auftreten, wurden in der durchgeführten Lebensdaueruntersuchung durch eindimensionale, mechanisch erzeugte Scherbelastungen ersetzt. Diese Belastungen entsprechen in guter Näherung den tatsächlichen Belastungen der Verbindungen im Regelbetrieb.

Für die Lebensdauermessungen wurde ein Ultraschall-Resonanz-Prüfsystem verwendet, dargestellt in Abb. 3.4. Das Prüfsystem besteht aus einem Ultraschallschwinger, welcher longitudinale Vibrationen auf ein Horn und auf einen Probenhalter überträgt. Die Probe befindet sich am Ende des Probenhalters. An dieser Stelle sind die Auslenkungen der induzierten Sinusschwingungen maximal.

Der frei schwingende Probenkopf bricht in dem Verbindungssteg ab. Die Anzahl und die Amplituden der bis zum Bruch auftretenden Lastwechsel lassen sich anschließend in Form einer Lebensdauerkurven darstellen.

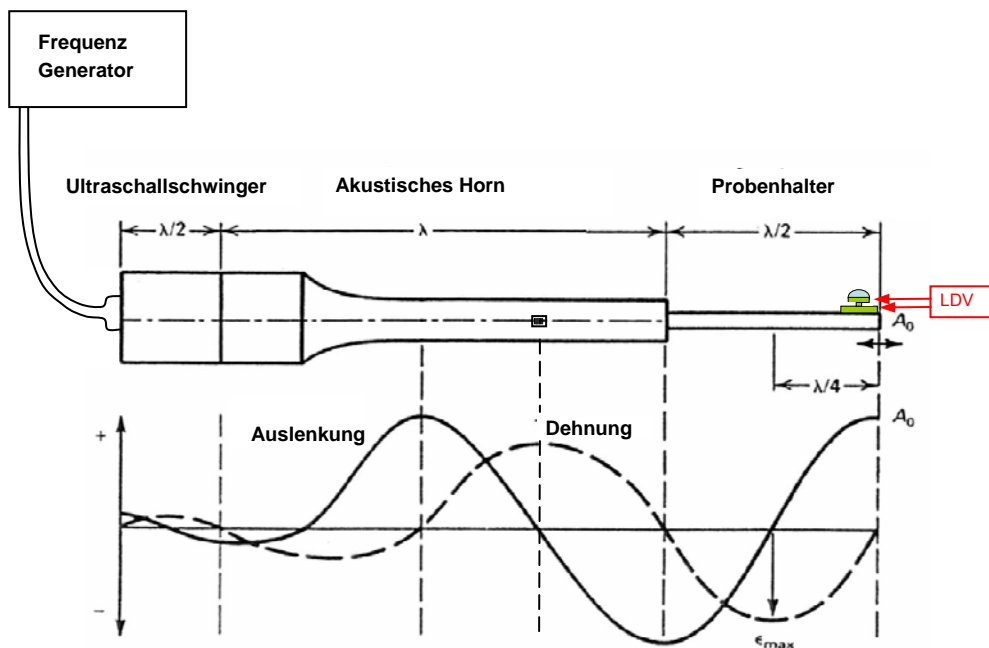


Abb. 3.4 Schematisch Darstellung des Ultraschall-Resonanz-Prüfsystems

Die Sinusschwingungen werden mit einem Frequenzgenerator¹ erzeugt und in Form eines elektrischen Spannungssignals an den Ultraschallschwinger² geleitet. Dieser wandelt die Spannungssignale in longitudinale sinusförmige Auslenkungen um. Das verwendete TELSONIC Ultraschall-System arbeitet bei einer konstanten Frequenz von 20 kHz. An dem Ultraschallschwinger ist ein Horn gekoppelt, welches die Schwingungen auf den Probenhalter überträgt und durch seine Form die Amplituden der Auslenkungen verstärkt oder vermindern kann. Das Horn besteht aus einer Ti6Al4V Titanlegierung, es weist einen runden Querschnitt mit einer Verjüngung des Durchmessers von 30 mm auf 22 mm auf und hat eine Länge von 247 mm. Die Länge des hier verwendeten Horns entspricht genau, laut Formel (2-17), einer Wellenlänge bei 20 kHz in der verwendeten Titanlegierung. Das Horn schwingt somit in Resonanz. Die Koppelstellen zum Schwinger bzw. zu dem Probenhalter befinden sich genau an Schwingungsmaxima der Auslenkung, damit werden die Schwingungen direkt ohne Frequenz- oder Amplitudenänderung übertragen. Durch die Verjüngung des Horns in Ausbreitungsrichtung der Schwingung wird eine Amplitudenverstärkung erreicht [31].

Am Ende des Horns ist ein im Querschnitt rechteckiger Probenhalter mit den Abmessungen 126 mm x 20 mm x 10 mm montiert. Der Probenhalter besteht wie das Horn aus Ti6Al4V, dessen Länge von 126 mm genau einer halben Wellenlänge entspricht. Die zugeschnittene Proben (beschrieben in Kap. 3.1) wurden an der Unterseite des DBC-Substrats am Ende des Probenhalters mit einem Cyanit-Kleber

¹ Regulated ultrasonic power system, DG-2000-2, TELSONIC ULTRASONICS

² Ultrasonic transducer, SE50/30 6-20 4TR2, TELSONIC ULTRASONICS

(HBM Z70) befestigt. Die ca. 1 cm^2 große Klebefläche ist gegenüber dem 3 mm^2 großen Verbindungssteg der Schweißverbindung wesentlich stabiler, dementsprechend brechen die Proben im Verbindungssteg, während die Klebeflächen den Wechselbeanspruchungen standhält. Der Verbindungssteg der Probe wurde parallel zur Ausbreitungsrichtung der longitudinalen Schwingung ausgerichtet. Dadurch werden ungewollte Kippbewegungen während der Messung reduziert (siehe Kap. 5.1). Mit dieser Art der Befestigung kann der Probenkopf, der allein durch die zugeschnittene Schweißverbindung gekoppelt ist, frei schwingen. Durch die Trägheit des Probenkopfes werden während der zyklischen Belastung Scherspannungen in der Schweißverbindung erzeugt, die schließlich zum Bruch führen. Die sinusförmige Anregung des Systems bewirkt eine symmetrische wechselnde Belastung in positiver und negativer Auslenkungsrichtung der Probe.

Zur Bestimmung der Schwingungsamplituden wurden auf das Horn, an der Stelle mit maximaler Dehnung, Dehnmessstreifen (DMS) angeklebt. Die Datenaufnahme der Dehnungen erfolgte über eine Widerstandsmessung mittels Wheatstonebrücke³. Anschließend wurden die Dehnungen am Horn mit Hilfe eines Laser Doppler Vibrometers⁴ (LDV) kalibriert, um auf die gesuchten Beschleunigungen des Probenkopfs schließen zu können. Dazu wurden mit einem Signalanalysator⁵ die Geschwindigkeiten in der Auslenkungsrichtung am Probenkopf durch das LDV aufgenommen.

Der gesamte Messvorgang wurde über einen Computer kontrolliert und gesteuert, sowie alle Messwerte über digitale Datenerfassungsgeräte aufgenommen und aufgezeichnet. Zur Überwachung der Prüfdauer bis zum Bruch der Probe wurden die Messungen zusätzlich mit einer Kamera verfolgt und aufgezeichnet.

3.3 Durchführung

Im Folgenden ist der gesamte Ablauf der Messung beschrieben und die nötigen Kalibrationen und Fehler der Messgeräte, die in der Auswertung in Kapitel 4.1 mit einbezogen wurden, angeführt.

Vor Beginn der Messung wurden die Flächen des Verbindungsstegs näherungsweise bestimmt. Dieser Wert und die Masse des Probenkopfs wurden genutzt um die Ausgangswerte der Belastungsamplituden festzulegen, die zum Bruch der Verbindungsstelle führen. Sämtliche Daten der Messung wurden kontinuierlich aufgezeichnet. Die aufgenommenen Dehnungen wurden durch das LDV kalibriert und in

³ Wheatstonebrücke, NI 9237, National Instruments

⁴ Laser Doppler Vibrometer, OFV 534 & OFV 2500-2, Polytec

⁵ Signalanalysator, Photon+, LDS Dactron

Beschleunigungen umgerechnet. Für die anschließende Auswertung der Messung wurden die Bruchfläche und die Masse des Probenkopfs exakt ermittelt. Zusammen mit den Messdaten wurde die Lebensdauer der Proben berechnet und die Werte in eine Wöhlerkurve eingetragen.

Für die Messungen wurden vier baugleiche Probenhalter verwendet an denen die Proben befestigt wurden. Durch geringe Unterschiede der Länge der verwendeten Probenhalter und deren Befestigung am Horn, variierte die Frequenz von 20 kHz bis zu 0,1 %.

Während der Messung verringert sich die Frequenz des Systems durch die Erwärmung des Ultraschallschwingers. Durch die Verringerung der Frequenz nehmen die Werte der Dehnung zu. Dies ist aus dem Zusammenhang der Wellenlänge mit der Auslenkung bzw. umgerechneter Frequenz und Dehnung zu erklären. Die Erwärmung des Systems erreicht nach ~ 10 Minuten und $\sim 10^7$ Lastwechsel eine Sättigung. Die Abnahme der Frequenz und daher auch die Zunahme der Auslenkung bzw. Dehnung ist sehr gering ($< 0,4$ Hz/min bzw. $< 0,1 \cdot 10^{-6}$ /min Dehnung) und kann bei den durchgeführten Messungen zwischen 10^6 und 10^8 Lastwechsel vernachlässigt werden.

Bei der Herstellung der Probengeometrie kam es zu Schwankungen in der Verbindungsfläche von 1mm^2 um ein Mittel von $2,5\text{mm}^2$. Da jedoch die Spannungen in den Lebensdauerkurven flächenunabhängig sind, können auch Proben mit unterschiedlichen Verbindungsflächen verglichen werden. Die unterschiedlichen Verbindungsflächen erfordern aber angepasste Anfangswerte der Belastungsamplituden. Eine genaue Bestimmung der Verbindungsfläche nach dem Zuschnitt war aus geometrischen Gründen nicht möglich. Daher wurde die Verbindungsfläche der einzelnen Proben abgeschätzt, daraus eine Belastungsamplitude gewählt und diese in 2-5% Amplitudenschritten nach 10^8 bzw. 10^9 Lastwechsel bis zum Bruch erhöht. Mögliche Einflüsse bedingt durch die zusätzlichen Belastungszyklen sind in Kap. 5.1 diskutiert.

Anhand einer Voruntersuchung mit fünf Proben aus unterschiedlichen Modulen bei einer Wechselbeanspruchung bis 10^9 Lastwechsel wurde festgestellt dass zwischen 10^8 bis 10^9 Lastwechsel keine Brüche mehr auftraten. Aus diesem Grund wurde die Lastwechselzahl für die Messungen auf 10^8 begrenzt. Diese Einschränkung auf 10^8 Lastwechsel ergab eine maximale Messdauer von 1,4 Stunden für eine Belastungsstufe.

Auf dem Horn wurden die Schwingungsknoten der sinusförmigen Auslenkung, an der die Dehnung maximal ist, mit einer elektromagnetischen Sonde bestimmt. An dieser Stelle wurden vier Dehnmessstreifen radialsymmetrisch auf das Horn geklebt. Die verwendeten Dehnmessstreifen hatten einen κ -Faktor von 2,03 und einen Widerstand R von $350\ \Omega$. Das Computerinterfaceprogramm von National Instruments für die Datenerfassung der Dehnungswerte, wandelte die Spannungssignale der Wheatstonebrücke direkt unter Berücksichtigung der verwendeten DMS Spezifikationen in Dehnungen um. Die erfassten Dehnungen wurden in einem Intervall von 0,5 s aufgezeichnet bei einer Abtastrate von 50000 Werte/s und konnten bis zu einem Wert von 10^{-7} genau bestimmt werden. Die Abtastrate f_s ist größer als die doppelte Prüffrequenz f und genügt demnach dem Shannon-Nyquist-Theorem $f_s/2 > f$ [33]. Über

die zeitliche Veränderung der Dehnungen konnte auch die Schwingungsfrequenz durch den DMS auf 0,1 Hz genau bestimmt werden. Damit ergab sich ein wesentlich genauerer Wert der Schwingungsfrequenz im Vergleich zu den Werten des Frequenzgenerators. Das Datenerfassungsgerät erlaubte eine gleichzeitige Aufnahme von vier Dehnungssignalen. Der Vergleich der vier Werte diente als Kontrolle für mögliche Unregelmäßigkeiten der longitudinalen Schwingungen, die sich aber als vernachlässigbar herausstellte. Für die weitere Auswertung wurden die Werte der vier DMS gemittelt.

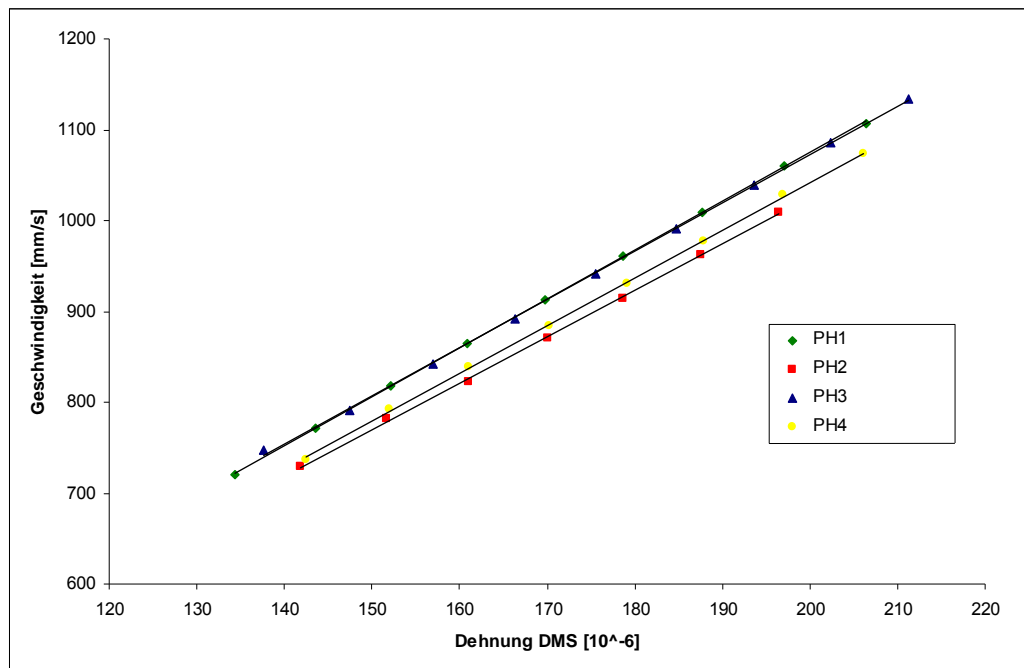


Abb. 3.5 Kalibrationskurven der DMS-Werte zu den maximalen Geschwindigkeiten an der Probe

Die Platzierung der DMS auf dem Horn erlaubte ein einfaches und schnelles Wechseln der Probenhalter mit den verschiedenen Proben. Um von den Dehnungen der DMS auf die gesuchten Beschleunigungen des Probenkopfs, die zur Auswertung der Scherspannung benötigt werden, schließen zu können, wurden die Dehnungswerte der DMS mit einem Laser Doppler Vibrometer kalibriert. Mithilfe des LDV wurden die Maximalgeschwindigkeiten direkt am Probenkopf gemessen, diese können mit Hilfe der Formel (2-13) in die benötigten Beschleunigungen umgerechnet werden. Auf diese Weise mussten die zeitintensiven Messungen mit dem LDV nur einmal für die verschiedenen Probenhalter durchgeführt werden. Der Vergleich der Dehnwerte der DMS mit den Geschwindigkeitswerten des LDV lieferte die Kalibrationskurven dargestellt in Abb. 3.5. Dadurch kann aus den gemessenen Dehnungen die Geschwindigkeiten des Probenkopfes bestimmt werden.

Für die Geschwindigkeitsmessungen mit dem LDV wurden durch eine geeignete Optik die Laserstrahlen auf Messpunkte mit 6 µm Durchmesser fokussiert. Die Messung erfolgte an zwei Stellen in der Mitte der Probe, direkt oberhalb des Verbindungsstegs auf dem Kupfer des Probenkopfs und unterhalb der Verbindung auf der Kupferbeschichtung des DBC-Substrats. Durch die verwendete Optik konnten die Laser nicht parallel zur Schwingungsauslenkung ausgerichtet werden. Der durch den Winkel entstehende Geschwindigkeitsunterschied wurde mit einem Kalibrator korrigiert. Dafür wurde nach der Messung, ohne Veränderung der Winkeleinstellung der Laser, anstelle des Probenhalters der Kalibrator platziert. Der Kalibrator schwingt mit einer konstanten Geschwindigkeit von 10 mm/s Effektivwert v_{rms} . Die gemessenen Werte des LDV wurden nach der Fourier Transformation als Spitzenwerte v_{pk} ausgegeben. Die Umrechnung ist durch Formel (3-1) gegeben.

$$v_{pk} = \sqrt{2} \cdot v_{rms} \quad (3-1)$$

Dadurch ergibt sich nach Formel (3-2) einen Winkelkorrekturfaktor K für die gemessenen Werte des LDV.

$$K = \frac{v_{LDV}}{v_{calibrator}} \quad (3-2)$$

Die Erwärmung der Probe während der Messung wurde stichprobenartig durch ein Infrarot Thermometer bestimmt. Der Messpunkt des Thermometers mit 0,6mm Durchmesser wurde auf die thermisch gut leitende Kupferschicht des DBC-Substrats, sowie auf das Kupfer des Probenkopfes gerichtet. Die Messungen ergaben maximale Temperaturen von 32°C. Eine Kühlung der Probe war nicht notwendig wegen der geringen Temperaturdifferenz von 8°C zur Raumtemperatur.

Die Verbindungsfläche von Probenkopf zu DBC-Substrat wurde nach dem Bruch auf beiden Seiten in einem Lichtmikroskop⁶ fotografiert, die Bruchflächenkonturen nachgezeichnet und deren eingeschlossene Flächen mit einem Computerprogramm berechnet. Die Bestimmung des Mittelwerts der beiden Flächenmessungen erfolgte mit einer Genauigkeit von 0,1 mm².

Die Masse des abgebrochenen Probenkopfs wurde mit einer Präzisionswaage⁷ auf 2 µg genau abgewogen.

⁶ Carl Zeiss Axioplan mit Kameramodul Axiocam MRc5

⁷ Sartorius micro M3P-000V001

Aus den Werten der Masse des Probenkopfes, der Bruchfläche, der Prüffrequenz und den aus den Dehnungen bzw. Geschwindigkeiten umgerechneten Beschleunigungen konnten nach Formel (2-10) in Kapitel 2.7 die mittlere Scherspannung der Verbindung berechnet werden. Da die Spannung flächenunabhängig ist kann diese als Scherspannung für die gesamte Schweißverbindung der Kupfer Zuführungen betrachtet werden, ein Gleiches gilt für die sich ergebenden Lebensdauerkurven.

Der Masseverlust des Probenkopfes beim Bruch von Durchschnittlich 300 mg reichte aus um eine merkbare Frequenzerhöhung im Ultraschallsystem zu erzeugen. Die Anzahl der bis zum Bruch durchlaufenen Lastwechsel wurde daher aus den aufgenommenen Datentabellen des Frequenzgenerators herausgelesen, welche einmal pro Sekunde abgespeichert wurden. Anhand des plötzlichen Frequenzanstiegs von ca. 20 Hz des Systems konnte der Bruchzeitpunkt auf ca. 20000 Lastwechsel genau bestimmt werden. Der Bruch der Probe wurde zusätzlich durch eine Videoaufnahme bestätigt.

In der folgenden Tabelle 3.1 sind alle Messgrößen, die zur Auswertung herangezogen wurden, in ihren Einheiten mit Fehlern und Messgeräten angeführt.

Tabelle 3.1 Auflistung der Messgrößen deren Fehler und Einheiten

Messgrößen	Einheiten	Varianz	Messgeräte
Dehnung	10^{-6}	0,2 [10^{-6}]	Dehnmessstreifen NI 9237
Geschwindigkeit	mm/s	1 [mm/s]	Laserdopplervibrometer LDS Dactron Photon+
Frequenz	s^{-1}	0,1 [s^{-1}]	Dehnmessstreifen NI 9237
Lastwechsel	#	20000	Frequenzgenerator TELSONIC DG-2000-2
Masse	mg	10^{-3} [mg]	Präzisionswaage Sartorius micro M3P
Bruchfläche	mm^2	0,01 [mm^2]	Lichtmikroskop Carl Zeiss Axioplan

3.4 FEM Simulationen

Es wurden, zu den in der Arbeit durchgeführten Lebensdauerexperimenten, dreidimensionale Computersimulationen mittels der Finiten Elemente Methode (FEM) mit ANSYS durchgeführt [34]. Die Simulationsergebnisse dienen zur Bestimmung der Eigenfrequenzen der zugeschnittenen Proben, welche für die Wahl der Prüffrequenz

ausschlaggebend war, sowie der Berechnung der Spannungs- und Dehnungsverteilung im Bereich der Verbindung und zur Überprüfung des Schwingungsverhalten und der Verkipfung der Proben selbst.

Die Probengeometrie der zugeschnittenen Proben wurde für die Simulation als Modell, wie in Abb. 3.6 zu sehen, geometrisch nachgestellt. Die Abmessungen des FEM-Modells entsprechen den gerundeten Werten einer vermessenen Probe. Die Maße des DBC-Substrat betragen 8 mm x 8 mm x 1 mm, wobei die Kupferschichten jeweils 0,3 mm stark und das Al_2O_3 0,4 mm stark sind. Der 1 mm x 3 mm große Verbindungssteg ist an den freien Seitenflächen rund ausgenommen und hat eine Höhe von 0,2 mm, welches dem Durchmesser des verwendeten Diamantdrahtes entspricht. Der modellierte Probenkopf besteht aus 4 mm x 4 mm x 0,3 mm Kupfer des Kontaktterminals, mit einer darauf angebrachten Lot-Halbkugel, die passend auf das Quadrat des Kupfers getrimmt wurde.

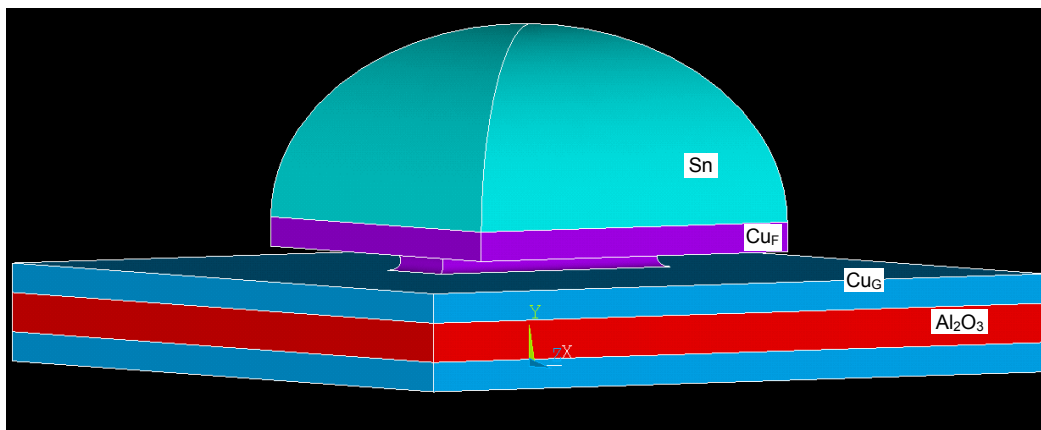


Abb. 3.6 Simulierte Probengeometrie und verwendete Materialien

Die Materialdaten für die Simulation wurden aus der Literatur [35] für die jeweiligen Materialien entnommen und sind in Tabelle 3.2 an.

Tabelle 3.2 Materialdaten

	Lot (Sn)	Kupfer des Probenkopfs und des Verbindungsstegs (Cu_F)	Keramik (Al_2O_3)	DBC Kupfer (Cu_G)
Dichte [kg/m^3]	7310	8920	3980	8920
Elastizitätsmodul [GPa]	30	106	300	84
Poissonzahl	0,36	0,34	0,21	0,34

Die unterschiedlichen Werte für Kupfer ergeben sich anhand des Korngrößenunterschieds des grobkörnigen (100 μm – 200 μm) Kupfer (Cu_G) am DBC-

Substrat und dem feinkörnigen ($5\ \mu\text{m} - 25\ \mu\text{m}$) Kupfer (Cu_F) der angeschweißten Kontaktterminals. Die Elastizitätsmodule der beiden Kupfermodelle wurden experimentell bestimmt.

Zunächst wurde eine modale Analyse der Probengeometrie durchgeführt um die Eigenschwingungen und deren Frequenzen vorab zu bestimmen. Dadurch konnten mögliche Anregungen von Resonanzen in der Probe durch die Wahl der Prüffrequenz (20kHz) ausgeschlossen werden. Bei dieser Simulation wurden die Materialmodelle mit den oben angeführten Materialdaten als rein elastisch betrachtet.

Zur Bestimmung der Spannungs- und Dehnungsverteilung während des Ermüdungstests ist jedoch ein plastisches Modell notwendig, da in diesem Fall die Belastungen so groß sind, dass es lokal zu plastischer Verformung kommt. Aus diesem Grund wurde hierfür eine transiente, zeitabhängige elasto-plastische Simulation durchgeführt. In der Simulation wurde das Lot (Sn) und die Keramik (Al_2O_3) als rein elastisch betrachtet und das Kupfer (DBC und Kontaktterminal) plastisch gerechnet. Als plastisches Simulationsmodell für das Kupfer wurde ein multilinear kinematik hardening (MKIN) Modell gewählt, das für die im Experiment vorliegenden Wechselbeanspruchungen eine gute Näherung ergibt [36]. Für das MKIN Materialmodell sind die in den folgenden zwei Diagrammen (Abb. 3.7 und Abb. 3.8) angegebenen polygonisierten Spannungs-Dehnungs-Kurven verwendet worden. Die Kurve und die Elastizitätsmodule für das Kupfer des Kontaktterminals C_F wurde durch Zugversuche selbst bestimmt und für das Kupfer des DBC-Substrats C_G die experimentellen Messwerte aus Waferkrümmungsmessungen an grobkörnigem Kupfer entnommen [37]. Weiters wurden die Berechnungen unter der Annahme durchgeführt, dass die einzelnen Materialien isotrop sind.

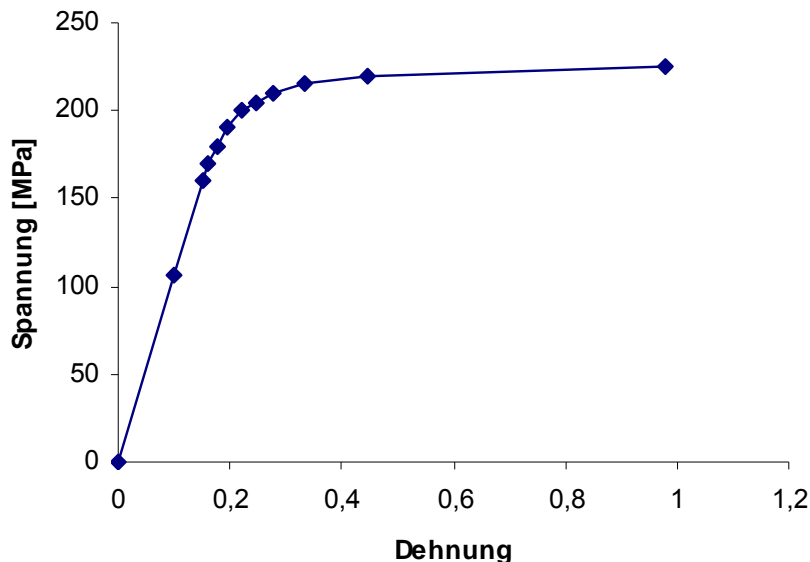


Abb. 3.7 Spannung-Dehnungs-Diagramm von Kupfer des Kontaktterminals (C_F) als Eingabe für das MKIN-Materialmodells mit E-Modul von 106 GPa

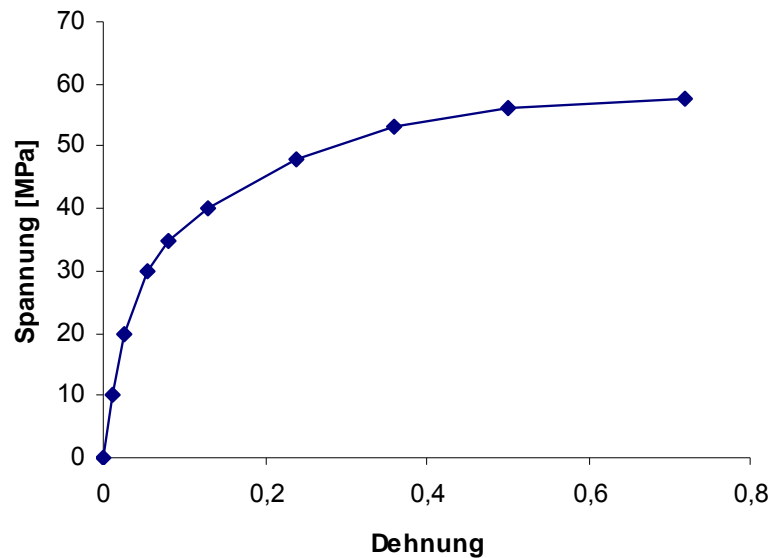


Abb. 3.8 Spannung-Dehnungs-Diagramm von Kupfer des DBC Substrats (C₆) als Eingabe für das MKIN-Materialmodells mit E-Modul von 84 GPa

Die in dem Experiment auf den Probenkopf wirkenden Trägheitskräfte wurden in der Simulation durch ein alternierendes sinusförmig sich veränderndes Kraftfeld realisiert. Dieses gravitationsähnliche Kraftfeld wirkt auf alle Knotenpunkte gleichzeitig. Um eine Scherspannung in der Verbindungsstelle zu erzeugen wurde als Randbedingung die Beweglichkeit der unteren Fläche des DBC-Substrats durch statisches festhalten der Knotenpunkte verhindert. Mit diesen Konfigurationen lässt sich der experimentelle Versuch sehr gut nachstellen. Für das Kraftfeld wurde eine Beschleunigung von 150000 m/s^2 angenommen, die sich an die mittleren Beschleunigungen von Proben die zwischen 10^7 und 10^8 Lastwechsel gebrochen sind orientiert.

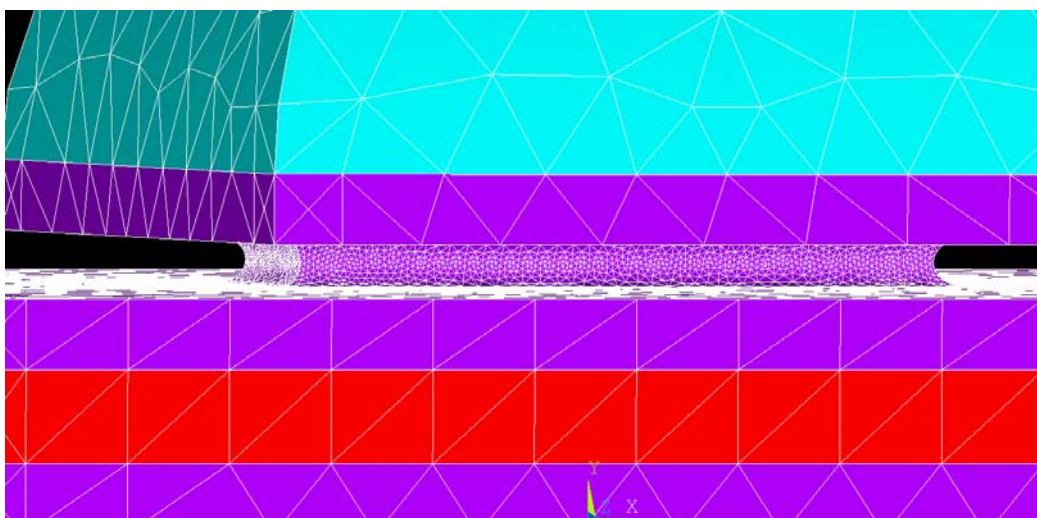


Abb. 3.9 Verteilung der Elementgröße des Mesh

Die Verteilung der Gitterpunkte, als Netz (Mesh) für die Berechnung, wurde durch ein automatisches Werkzeug (SmartSize) im Simulationsprogramm generiert (siehe Abb. 3.9). Dabei wird die Elementgröße von der zu erwartenden Verteilung der Spannungskonzentrationen abhängig gemacht. Der Berechnung zugrunde liegenden Probengeometrie wurde daher ein feiner Mesh im Bereich des Verbindungsstegs generiert. Da die wirkenden Kräfte streng genommen nur für die Knotenpunkte berechnet und die Elementlösungen zwischen den Knoten interpoliert werden, wurde eine Konvergenzuntersuchung hinsichtlich der Elementgröße des Mesh durchgeführt.

Die Abweichung der Ergebnisse lag bei 2 % bei einer Verkleinerung der Elementgröße in der Verbindungsstelle von 20 %. Diese Konvergenzbestätigung erlaubte die weiteren Ergebnisse mit der gröberen Elementgröße zu berechnen.

4 Ergebnisse und Diskussion

In den folgenden Kapiteln werden die Ergebnisse der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Lebensdauerermessung im Detail dargestellt. Die mithilfe des Ultraschall-Resonanz-Prüfsystem ermittelten Messergebnisse werden um weitere Untersuchungsergebnisse bezüglich Verbindungs- sowie Bruchcharakteristik durch Elektronenmikroskopie, Mikrohärtmessungen und Scherversuche ergänzt. Weiters konnten durch Computersimulationen des Testvorgangs die experimentellen Ergebnisse bestätigt werden

4.1 Lebensdauerbestimmung

Die Lebensdauerermessungen wurden wie in Kapitel 3.3 beschrieben durchgeführt. Die gemessenen Geschwindigkeitswerte bzw. die umgerechneten Dehnungswerte wurden mit Hilfe von Formel (2-13) in Beschleunigungen umgerechnet und aus diesen die Scherspannungen nach Formel (2-10) ermittelt. Die Scherspannungen sind in den folgenden Lebensdauerdiagrammen als Funktion der gemessenen Bruchlastspielzahl dargestellt. Dabei ist die Anzahl der Lastwechsel auf der Abszisse in einer logarithmischen Skala aufgetragen. Jeder Punkt in dem Diagramm in Abb. 4.1 entspricht einer bis zum Bruch belasteten Probe. Der Bruch ist charakterisiert durch die jeweilige Bruchspannung bei entsprechender Anzahl von Lastwechsel.

Die Messwerte liegen im Bereich zwischen 12 MPa und 32 MPa. Diese Ergebnisse konnten auch durch Computersimulationen bestätigt werden (Kap. 4.3). Im Trend nehmen die Bruchspannungen mit steigender Lastwechselzahl langsam ab. So ergeben sich schon ab 10^6 Zyklenzahlen sehr flache Kurven. In Abb. 4.1 ist die Bruchwahrscheinlichkeit P_B eingetragen. Die Wahrscheinlichkeit dass 10 %, 50 % oder 90% der Proben bei einer bestimmten Anzahl von Lastwechsel zu Bruch gehen variiert um durchschnittlich jeweils 6 MPa. Eine detaillierte Auflistung der in Abb. 4.1 dargestellten Messwerte befinden sich im Anhang.

Die Streuung der Messwerte ist hauptsächlich auf Inhomogenität der Schweißstellen und Varianz der Korngröße des DBC-Kupfers zurückzuführen. Dies ist in den Gefügebildern in Kapitel 4.2 gut zu erkennen.

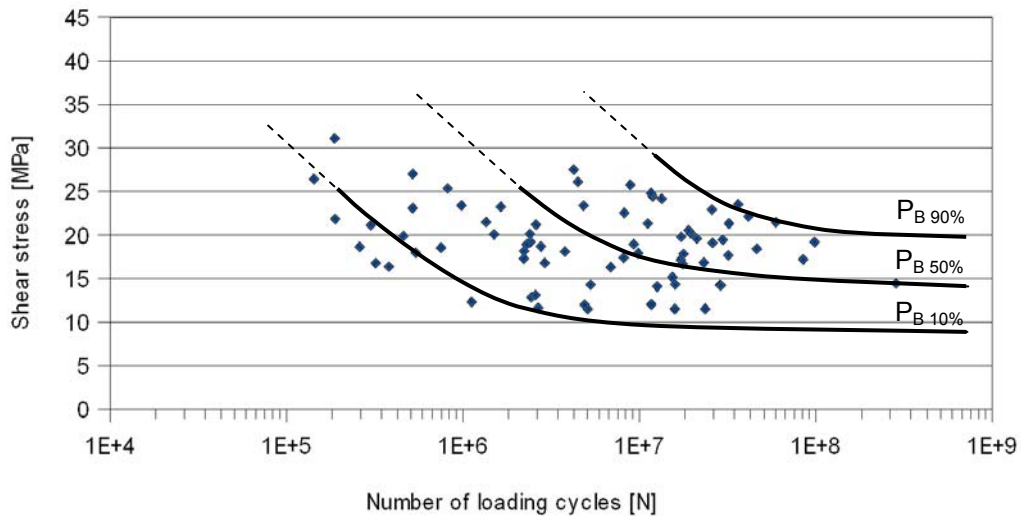


Abb. 4.1: Messwerte aller Proben und Bruchwahrscheinlichkeiten in einem Wöhlerdiagramm

Die Bruchwahrscheinlichkeit P_B in Abb. 4.1 wurde statistisch mittels einer ARCSIN-Transformation berechnet. Da die Spannungsamplitude im Verbindungssteg zu Beginn der Messung nicht genau bestimmt werden konnte, liegen die Messwerte für die Auswertung der Bruchwahrscheinlichkeit nicht exakt auf einem Spannungsniveau. Daher wurden Messwerte aus einem Spannungsbereich von $\pm 1,5$ MPa um die jeweiligen ausgewählten Spannungsstufen für die Auswertung herangezogen. Das führt dazu, dass für die Bruchwahrscheinlichkeitskurven in dem oben angeführten Diagramm (Abb. 4.1) eine Varianz von 1,5 MPa entsteht. Für die Wahrscheinlichkeitsberechnung wurden im Zeitfestigkeitsbereich über 20 MPa drei Spannungsstufen und im Übergangsbereich zur Dauerfestigkeit fünf Spannungsstufen mit einer mittleren Probenzahl von 10 Proben pro Stufe ausgewertet. Die Wahrscheinlichkeitsberechnung mittels ARCSIN-Transformation und deren Vorteile ist in der Literatur genauer beschrieben [38] [39].

Im Diagramm Abb. 4.2 sind Messungen von ausgewählten Modulen (M2, M3, M5, M7) mit relativ homogener aber unterschiedlicher Korngrößen dargestellt. Daraus ist der Einfluss der Korngröße des DBC-Kupfers auf die Lebensdauer ersichtlich.

Es zeigt sich, dass bei ähnlicher Korngröße, wie bei Modul 2 (blau) und Modul 3 (rot) mit ca. 180 μm mittleren Korndurchmesser, die Lebensdauerkurven nahe bei einander liegen. Sie variieren um weniger als 2 MPa. Modul 5 (grün) mit einer um 30% geringeren Korngröße von ca. 120 μm zeigt eine deutlich höhere Schwingfestigkeit. Sie liegt im Durchschnitt 4-5 MPa über der von Modul 2 und Modul 3.

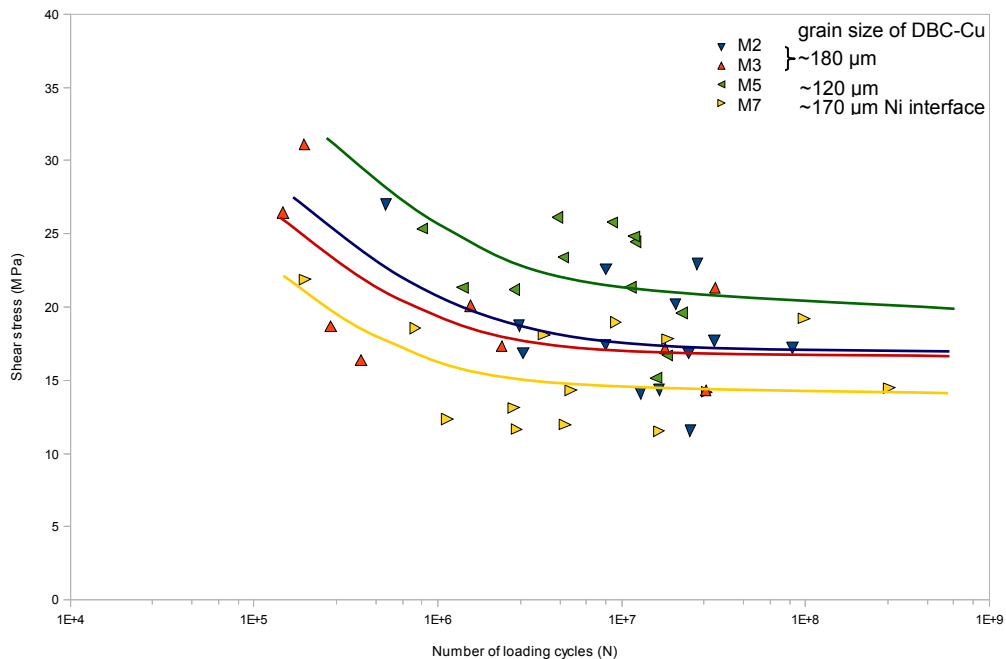


Abb. 4.2: Vergleich der Lebensdauerkurven für Module mit unterschiedlicher Kornstruktur

Im Vergleich zu reinen Cu-Cu Schweißverbindungen wurden auch Verbindungen getestet, die auf dem DBC-Substrat mit Nickel beschichtet waren. Die Nickelschicht wird bei dem Schweißvorgang in die Verbindung eingebaut. Die Nickelschichten bewirken im Vergleich zu reinen Verbindungen große Abweichungen in der Lebensdauer.

Das getestete Modul 7 (gelb) war mit einer 4 µm dicken Nickel Schicht überzogen. Die Nickel beschichteten Proben zeigen im Ermüdungsverhalten (Abb. 4.2) eine geringere Festigkeit, obwohl die Korngröße von 170 µm geringer als die von Modul 2 und Modul 3 ist. Die Schwingfestigkeit liegt um 3-4 MPa unterhalb der von reinen Cu-Cu Verbindungen mit etwas größerer Kornstruktur.

Brüche die nicht nur in der Verbindungsstelle beobachtet wurden, sondern vorzugsweise in die Grenzschicht des DBC-Substrats zwischen Kupfer und Keramik hineinreichen, sind in Abb. 4.3 extra rot markiert. Brüche in das DBC-Substrat sind in ca. 15% aller gemessenen Proben aufgetreten. Diese Arten von Brüchen sind wie in dem Diagramm zu sehen, unregelmäßig verteilt über den gesamten Bereich der Scherspannung und Lastwechsel.

Proben, die bei einer eingestellten Belastungsamplitude innerhalb von 10⁹ Zyklenzahlen nicht gebrochen sind, werden als Durchläufer bezeichnet, da sie bei dieser Belastung ihre Dauerfestigkeit erreicht haben. Diese sind in Abb. 4.3 mit einem Pfeil an dem rechten Ende bei dem entsprechenden Wert der Scherspannung dargestellt. Der Mittelwert der Scherspannung der Durchläufer bei 10⁹ Zyklen liegt bei ca. 15 MPa.

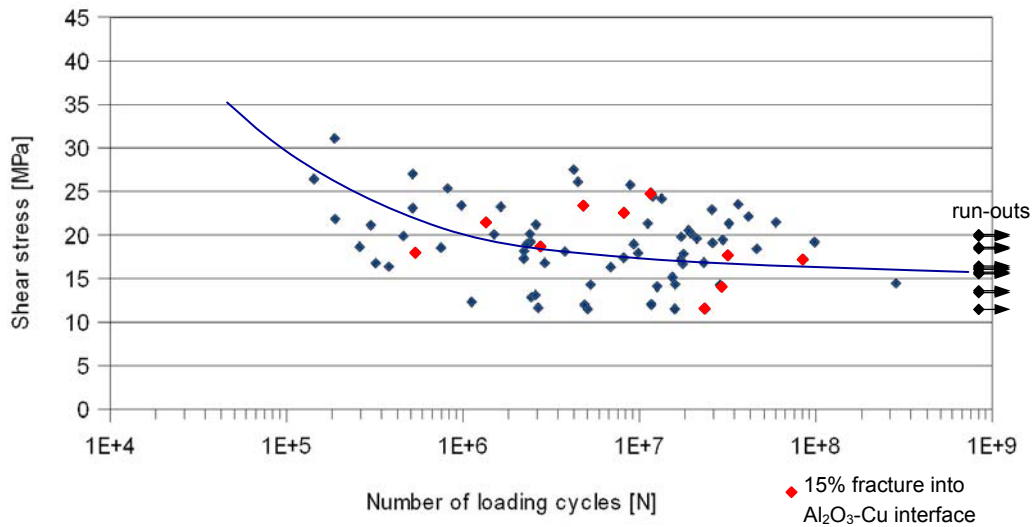


Abb. 4.3 Darstellung der Durchläufer und der Ermüdungsbrüche in Al₂O₃

Ein Vergleich der gemessenen Lebensdauerkurven der Cu-Cu Schweißverbindungen zu Vergleichskurven von reinem Kupfer ist in Abb. 4.4 wiedergegeben. Man kann erkennen, dass die gemessenen Kurven und die Kurven aus der Literatur [40] [41] gut vergleichbar sind. Dabei erreichen die Kupfer-Ultraschall-Schweißverbindungen gerade die Festigkeitskurve von grobkörnigem Kupfer. Die Kurve von Kupfer mit einer Korngröße von 70 μm liegt zwischen 2-7 MPa über der mit diesem Verfahren gemessenen Ultraschall-Schweißverbindung. Die Festigkeitskurve von feinkristallinem Kupfer mit 20-30 μm durchschnittlichem Korndurchmesser liegt mit 15-20 MPa höher als die Schweißverbindungen.

Bei den Vergleichskurven von reinem Kupfer aus der Literatur ist anzumerken, dass diese aus Messungen stammen, die einer Zug- Druckbelastung ausgesetzt waren. Für die Darstellung in Abb. 4.4 sind die Literaturwerte mit einem Faktor 0,37 multipliziert worden, um von einer Zug- Druckbelastung auf eine Scherbelastung umzurechnen.

Dieser Faktor ergibt sich aus der Elastizitätstheorie durch das Verhältnis von Elastizitätsmodul und Schermodul (2-5). Dieses Verhältnis gilt mit guter Näherung für isotrope Materialien [13].

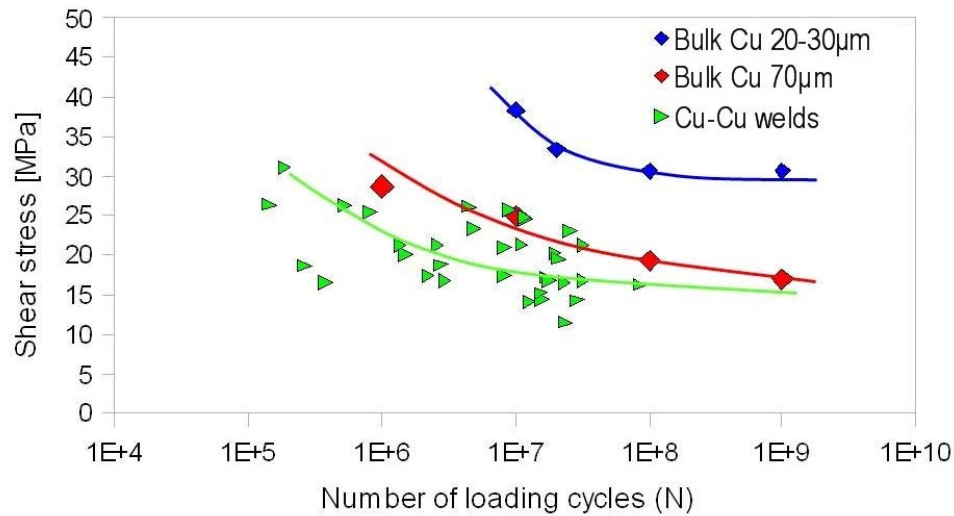


Abb. 4.4 Wöhlerkurven im Vergleich zu Lebensdauerkurven von Kupfer mit verschiedenen Korngrößen

Für die Bestimmung der Bruchspannung im statischen Fall wurden an einigen Proben aus verschiedenen Modulen Scherversuche durchgeführt. Ein deutlicher Unterschied der Messwerte von Cu-Cu Proben aus Modul 1-6 und den nickelbeschichteten Proben aus Modul 7 ist in dem Diagramm Abb. 4.5 zu erkennen. Die Resultate zeigen einen geringeren Wert der Scherspannung bei Proben mit einer Nickelschicht. Die größere Abweichung für die Kurven der nickelbeschichteten Proben ist durch die unregelmäßige Verteilung der Nickelplatten in der Schweißverbindung zu erklären (siehe Kap. 4.2). Dieses Eigenschaft zeigt sich ebenfalls in den Ermüdungstests Abb. 4.2.

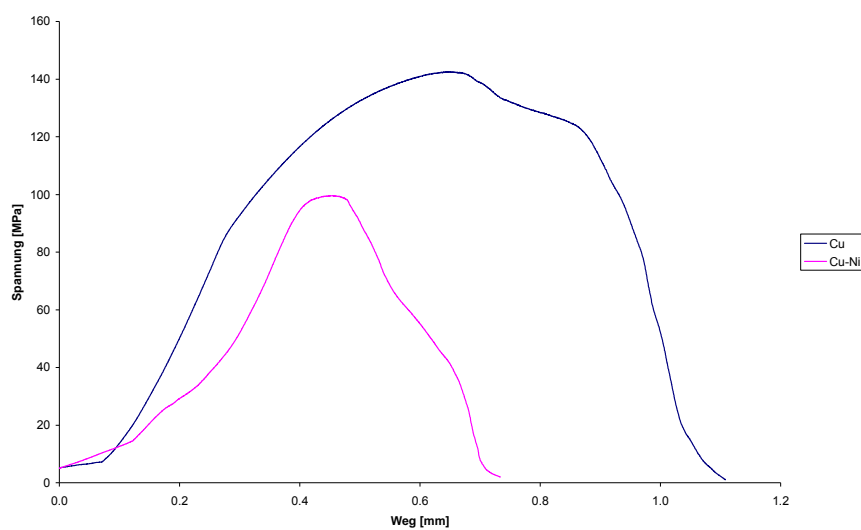


Abb. 4.5: Schertests von reinen Cu-Cu und nickelbeschichteten Cu-Cu Verbindungen

4.2 Bruchcharakterisierung

Die Cu-Cu Schweißverbindungen in IGBT-Modulen verbinden das grobkörnige Kupfer des DBC-Substrats und das feinkörnige Kupfer der Kontaktterminals. Der Korngrößenunterschied liegt durchschnittlich bei 1:10 (siehe Abb. 4.6). Die grobe Kornstruktur von 170 μm bis 200 μm im Kupfer des DBC-Substrats kommt durch dessen hohe Herstellungstemperatur zustande, die nahe der Schmelztemperatur von Kupfer (1360 K) liegt. Das Kupfer der Kontaktterminals ist gewalzt und hat daher eine typische mittlere Korngröße von 20 μm .

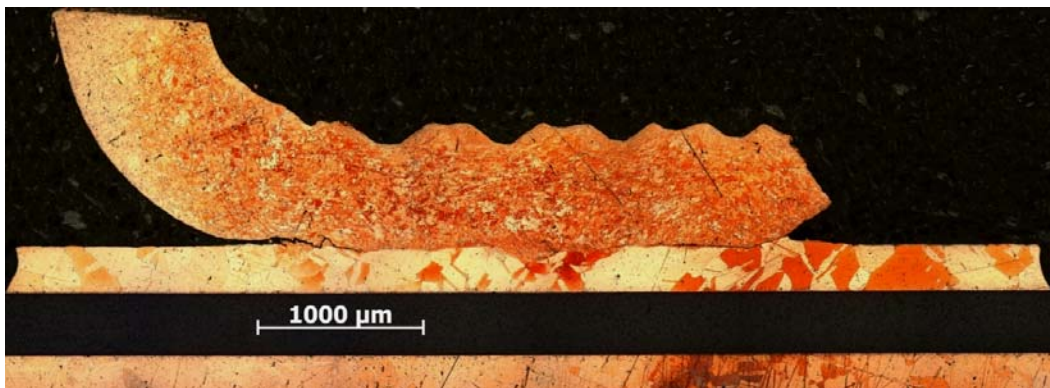


Abb. 4.6: Querschliff einer Cu-Cu Schweißverbindung im Ausgangszustand (Probe 3-1)

Die unregelmäßige Strukturverteilung in der Mitte der Verbindung entsteht durch den komplexen Verbindungsvorgang (Abb. 4.6). Dabei sind die Schweißparameter wie Anpressdruck, Ultraschallfrequenz und Schweißdauer bei Verbindungen dieser Größe ausreichend um die Wirbelstruktur in der Schweißnaht zu erzeugen. Daraus ist zu schließen dass der Druck in der Mitte der Verbindung während des Schweißvorganges am größten ist.

Die Vertiefungen an der Oberseite des angeschweißten Terminals stammen von dem Stempel des Ultraschall-Schweißgeräts. Aufgrund der Lage des Stempels ist an der linken Seite der Verbindungsstelle in Abb. 4.6 ein großer Bereich der Fügeile nicht verschweißt. Dieser nicht verbundene Bereich ist bei jeder Schweißverbindung unterschiedlich ausgedehnt. Um für die Messungen eine einheitliche, klar definierte Verbindungsfläche zu erzeugen, wurde an den Verbindungsstellen die Probe gleichmäßig zugeschnitten (siehe Kap. 3.1). Dadurch konnten die nicht verschweißten Stellen entfernt werden.

Beobachtet wurden an einigen Verbindungsstellen, dass diese grobe Kornstruktur des DBC-Substrats stark variiert. Verschiedene IGBT-Module weisen bei gleicher

Herstellung Korngrößenunterschiede von ca. 30 % auf. Auch innerhalb eines Moduls kommt es vereinzelt zu Korngrößenunterschieden bis zu einem Faktor 5 (siehe Abb. 4.7). Dieser starke Unterschied in der Kornstruktur ist die Hauptursache für die große Schwankungsbreite der Messwerte in Kap. 4.1. Im Gegensatz zu dem ungleichmäßigen DBC-Kupfer wurde bei nahezu allen Kontaktterminals die gleiche Korngrößenverteilung von ca. 20 μm festgestellt.

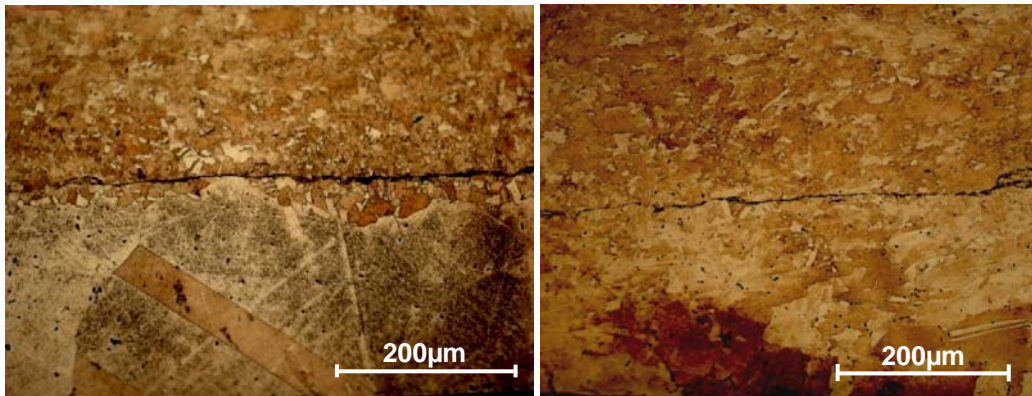


Abb. 4.7 Schweißnaht von Kontakten eines IGBT-Moduls im Ausgangszustand, Probe 1-9 links und Probe 1-5 rechts

Wie in Abb. 4.7 deutlich zu sehen entsteht während des Ultraschall-Schweißens direkt unterhalb der Schweißnaht ein feinkörniger Bereich. Dieser Bereich besteht aus Körnern von ca. 20 μm Durchmesser und kommt durch dynamische Rekristallisation während des Schweißprozesses zustande [42].

An mehreren Querschliffen der Verbindungen im Ausgangszustand wurden Mikrohärteprüfungen nach Vickers durchgeführt [43]. Die Härtemessungen ergaben bei einer Prüfkraft von 0,3 N und einer Dauer von 10 s einen Härtegrad für die Kontaktterminals von 95 HV, für den rekristallisierten Bereich unterhalb der Schweißnaht 90 HV und für das Kupfer des DBC-Substrats 83 HV. Die Ergebnisse zeigen den Härteunterschied der Kupferschichten des DBC-Substrats und der Kontaktterminals. Die Härte der feinkörnigen Struktur der Schweißnaht konnte aufgrund der geringen Breite dieses Bereichs von wenigen μm nicht bestimmt werden.

Der Bereich der eigentlichen Materialverbindung besteht aus einem schmalen extrem feinkörnigen Bereich. Die Lage und Breite dieses Bereichs ist abhängig von den Schweißparametern und variiert stark über die ganze Schweißstelle. Zu erkennen ist der Verbindungsbereich in Abb. 4.7 als eine annähernd gerade schwarze Linie. In der Vergrößerung dieses Bereichs durch ein Rasterelektronenmikroskop (REM) ist die Mikrostruktur zu erkennen (Abb. 4.8). Mithilfe dieses besonderen Abbildungsverfahrens „electron channeling contrast imaging“ (ECCI) können Versetzungsanordnungen und Orientierungen der Körner an der Oberfläche als Kontrastunterschied dargestellt werden. [44]

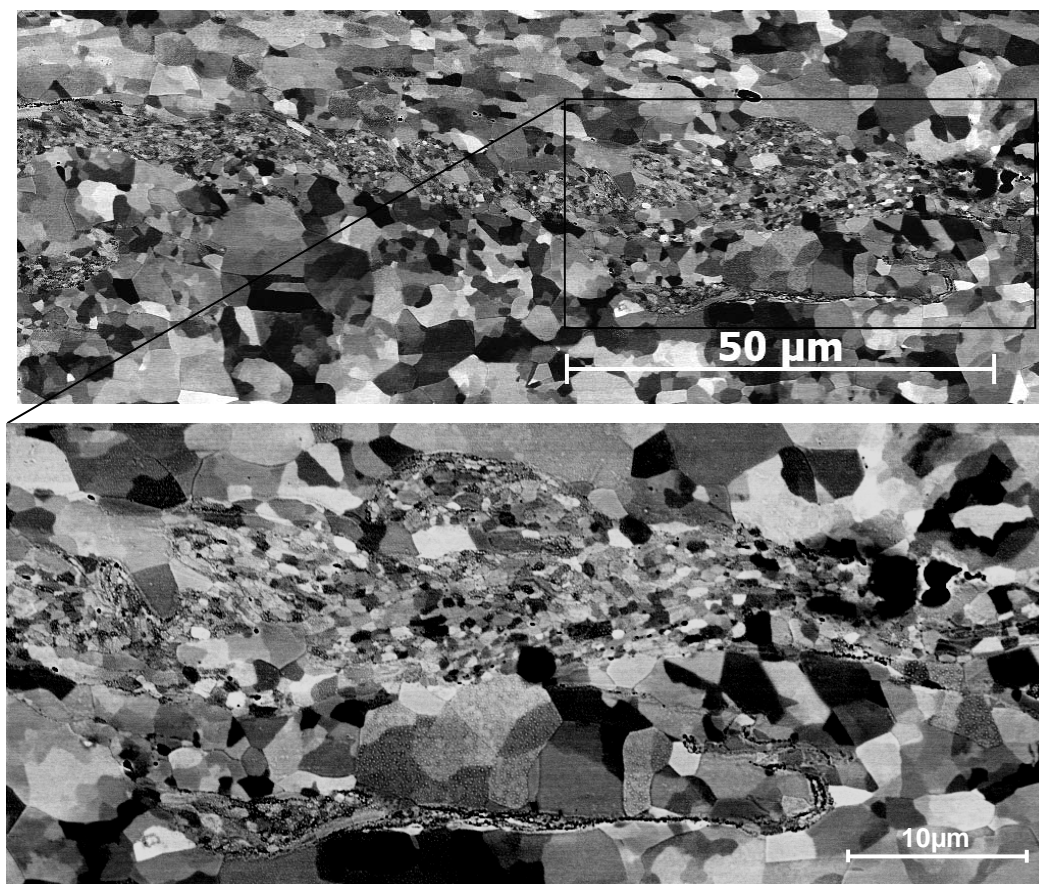


Abb. 4.8 Kornstruktur einer makroskopisch planen Schweißnaht (REM-ECCI)
(Probe 2-1)

Die Korngröße der eigentlichen Materialverbindung liegt zwischen 0,1 bis 2 µm und kommt durch Diffusion während des Schweißprozesses zustande. Diese nanokristallinen Strukturen können unregelmäßig als Wirbel, Mäander, Fächer und ähnliche Formen auftreten. Diese Formen hängen allein von den Schweißparametern ab (siehe Abb. 4.8 und Abb. 4.9).

Bei genauerer Betrachtung ist auch eine Zellstruktur im feinkörnigen Kupfer der Kontaktterminals zu sehen (Abb. 4.9). Deutlicher ausgeprägt ist diese im grobkörnigen Kupfer des DBC-Substrats (Abb. 4.11).

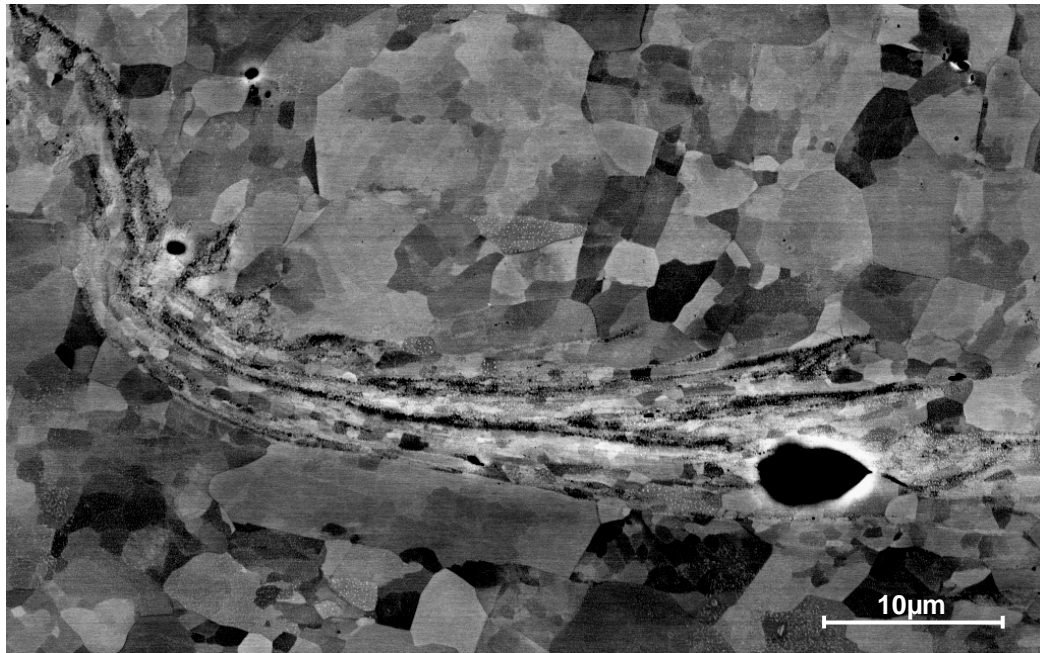


Abb. 4.9 Mäanderbildung einer nanokristallinen Struktur in der Schweißverbindung (Probe 3-8)

Die in Abb. 4.10 und Abb. 4.12 dargestellten Proben sind noch keiner Wechselbeanspruchung durch Ermüdungstests ausgesetzt gewesen. Das bedeutet, dass die im Bild sichtbaren Versetzungszellenstrukturen sich während des Schweißvorganges entwickelt haben.

Aus dem Vergleich der Subzellenstruktur einer Verbindung vor und nach dem Ermüdungstest ist keine große Veränderung sichtbar (Abb. 4.10 und Abb. 4.11). Das bedeutet, dass durch die Wechselbelastung während der Tests die kristalline Struktur sich kaum ändert.

Ebenso sind Gleitbänder in der Nähe der Schweißverbindung zu erkennen (Abb. 4.12). Diese erstrecken sich symmetrisch über ein ganzes Korn von einer Zwillingsgrenze zur nächsten im DBC-Kupfer. Darunter liegend ist eine Subzellenstruktur zu erkennen.

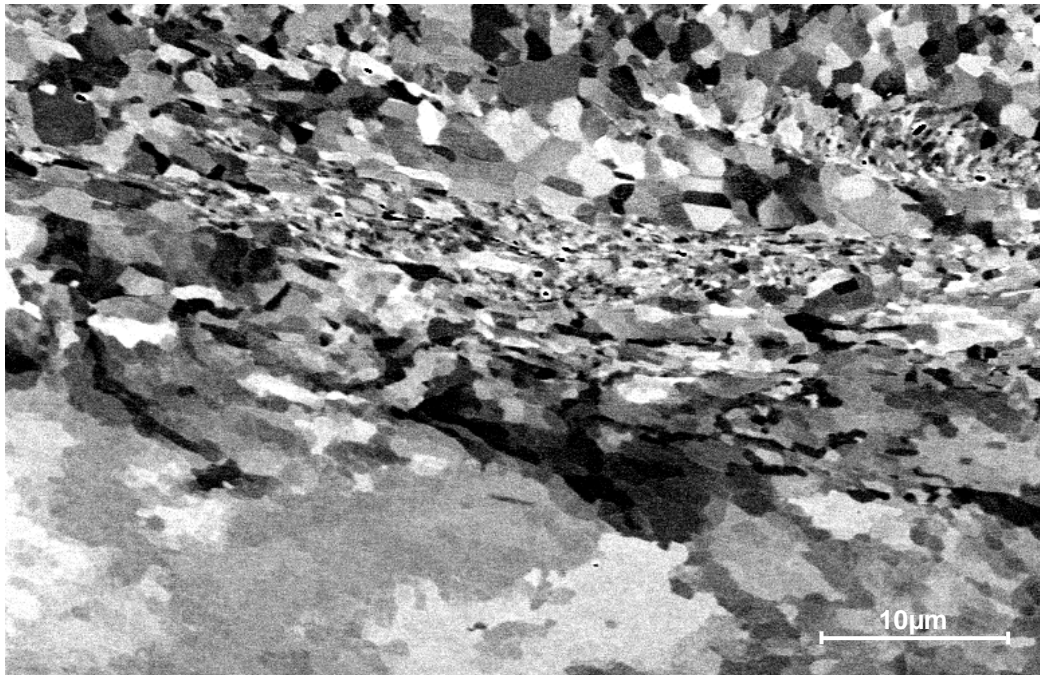


Abb. 4.10 Korn- und Subzellenstruktur im Bereich der Schweißnaht (REM-ECCI)
(Probe 3-1)

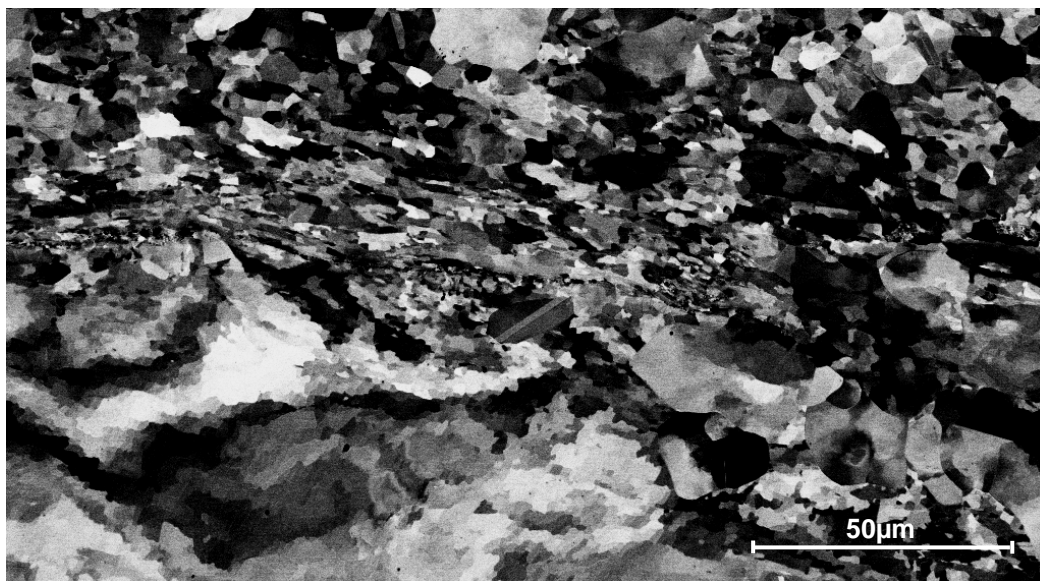


Abb. 4.11 Korn- und Subzellenstruktur im Bereich der Schweißnaht nach Anlegen einer
Wechselbelastung (Probe 2-7)

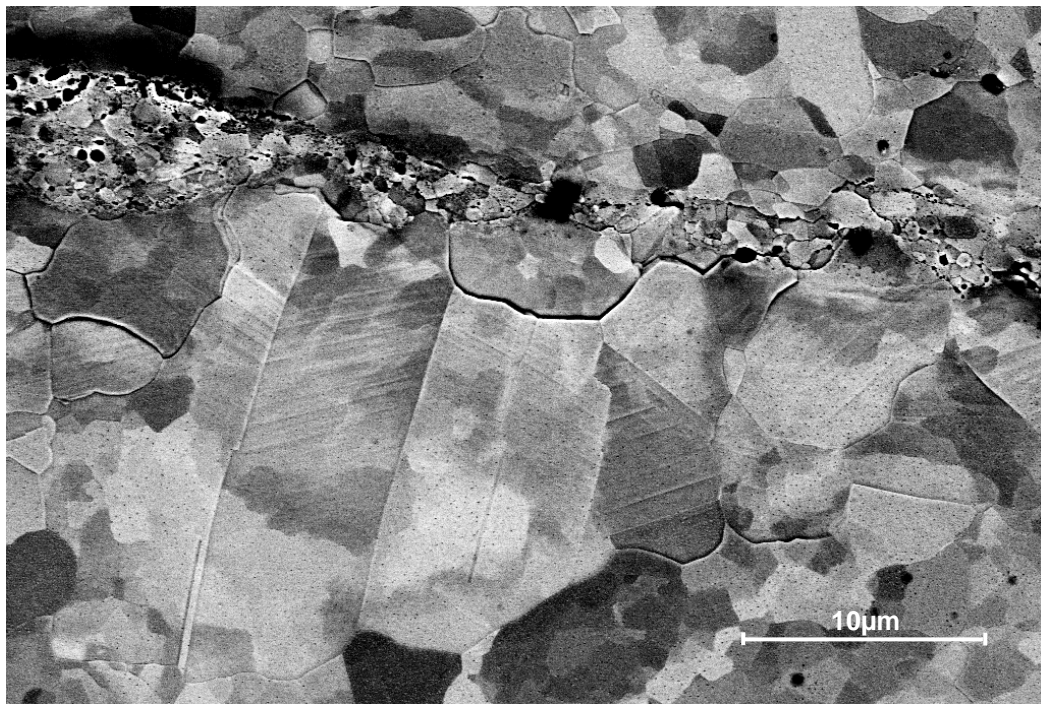


Abb. 4.12 Persistente Gleitbänder in der Nähe der Schweißverbindung (REM-ECCI) (Probe 2-21)

In Abb. 4.13 ist eine bis zum Bruch belastete Probe im Querschnitt dargestellt. Die Probe wurde bei einer konstanten Scherspannung von 21,3 MPa belastet und brach nach ca. 2×10^7 Lastwechsel. Dabei ist der Riss von den Seiten an der schmalsten Stelle des Verbindungsstegs in mittlerer Höhe ausgegangen. Der Riss verläuft zunächst in einem Winkel von 20° abschüssig zu der Verbindungsstelle und dann parallel zu der Schweißnaht. In dem Fall von Abb. 4.13 ist zu erkennen dass das DBC-Kupfer eine vergleichsweise geringe Korngröße von ca. $30 \mu\text{m}$ bis $50 \mu\text{m}$ aufweist. Die Kornstruktur ist gleichmäßig über das DBC-Kupfer verteilt. Der Bereich der Schweißstelle hat annähernd die gleiche mittlere Korngröße wie die untere Kupferschicht des Substrats.



Abb. 4.13 Gebrochene Probe 2-19 im angeätzten Querschnitt

Im Fall von Probe 4-14 in Abb. 4.14 ist eine deutliche Beeinträchtigung der Kornstruktur unterhalb der Schweißstelle durch den Druck und die Ultraschallvibrationen beim Schweißvorgang entstanden. Durch den Schweißprozess wird das Material stark verformt und die Kornstruktur hauptsächlich in dem weicheren Kupfer des Substrats verändert. Im Vergleich zu Schweißstellen mit gleichen oder nur geringen Unterschieden in der Kornstruktur der Schweißpartner werden hier die großen Verformungsenergien sichtbar.

Trotz deutlicher Wechselverformungsanzeichen und Rekristallisationen im DBC-Kupfer durch das eingedrückte Kupfer des Kontaktterminals ist eine klare gerade Grenze zwischen den beiden Kupferschichten zu sehen.

Die Messung an der Probe 4-14 von Abb. 4.14 wurde beim Erkennen eines deutlichen Risswachstums abgebrochen. Anzeichen einer Rissbildung konnte durch eine Frequenzänderung des Systems beobachtet werden. Die Probe wurde 10^6 Zyklen lang belastet und danach im Querschnitt analysiert. Die Scherspannung liegt nach Abschätzung der Verbindungsfläche und dem Gewicht zwischen 17 MPa und 20 MPa. Die Untersuchung der angeätzten Probe zeigt, dass der Riss von den Seiten ausgeht und sich zunächst einen Weg durch das feinkörnige Kupfer zur Schweißnaht sucht (Abb. 4.15 und Abb. 4.16).

Der Riss an der linken Seite der Probe hat die Schweißnaht noch nicht erreicht und verläuft in einem Winkel von ca. 20° dazu. Während sich der linke Riss in Abb. 4.15 noch in Stadium I befindet, hat der rechte Riss, der sich in Stadium II befindet, in Abb. 4.16 die Ausbreitungsrichtung bereits geändert und verläuft parallel entlang der Schweißnaht. Dass die Rissausbreitung in Stadium II wesentlich schneller vorangeht, ist aus der ungleichmäßigen Länge der beiden Risse ersichtlich (siehe Kap. 2.5).



Abb. 4.14 Angerissene Probe 4-14 eines zeitlich beschränkten Ermüdungstests

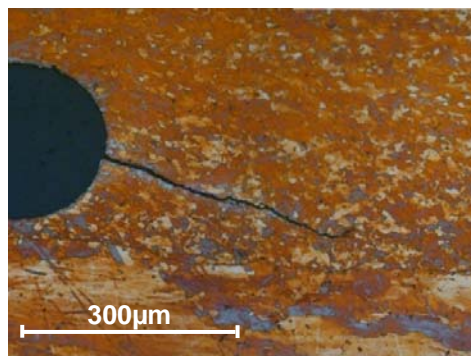


Abb. 4.15 Linker Einriss von Probe 4-14



Abb. 4.16 Rechter Einriss von Probe 4-14

Die maximale Anzahl der Lastwechsel die hier auf eine Probe ausgeübt wurden beträgt 10^9 Zyklen. In Abb. 4.17 ist einer dieser Durchläufer, der die Dauerfestigkeit erreicht hat, im Querschnitt dargestellt.

Die Kornstruktur in Probe 2-7 ist ähnlich wie bei Probe 4-14. Das Kupfer des DBC-Substrats weist eine mittlere Korngröße von $200\ \mu\text{m}$ auf und das Kupfer der Kontaktterminals ca. $20\ \mu\text{m}$. Der Verbindungssteg wurde hier jedoch nicht wie in den meisten Fällen tangential an der Schweißnaht eingeschnitten. Die Schweißnaht verläuft genau in der Mitte des Zuschnitts. Somit besteht der untere Teil des Verbindungsstegs bereits ab der Mitte aus dem grobkörnigen DBC-Kupfer.

Zu erkennen ist an Probe 2-7 (Abb. 4.17), dass es nach der Belastung von 10^9 Lastwechsel zu deutlichen Ermüdungserscheinungen gekommen ist. Die Probe ist an beiden Seiten bereits eingerissen. Der Riss hat sich unabhängig von der Schweißnaht in das DBC-Kupfer ausgebreitet. Ausgehend in mittlerer Höhe des Verbindungsstegs unterhalb der Schweißnaht haben sich beide Risse weiter davon entfernt. Die Risse haben das Ausbreitungsstadium II noch nicht erreicht und verlaufen weiter in einem Winkel von ca. 20° von der Schweißnaht weg.

Der linke Riss hat sich nach ca. $90\ \mu\text{m}$ verzweigt (Abb. 4.17). Ein Arm des Risses verläuft fast 90° zu der Schweißverbindung durch das DBC-Kupfer bis zur Keramik. Der zweite Arm des linken Risses ist bei einer Länge von ca. $150\ \mu\text{m}$ in einem Korn zum Stillstand gekommen (Abb. 4.18). Die Versetzungsstruktur der Subzellen an der Risspitze ist in (Abb. 4.18) zu sehen.

Der rechte längere Riss verzweigt nicht. Der Riss ist bereits in einem sehr grobkörnigen Gebiet des DBC-Kupfers. Eine stark gerichtete Versetzungszellstruktur hat sich in den groben Körnern in Abb. 4.19 vor dem Riss ausgebildet.

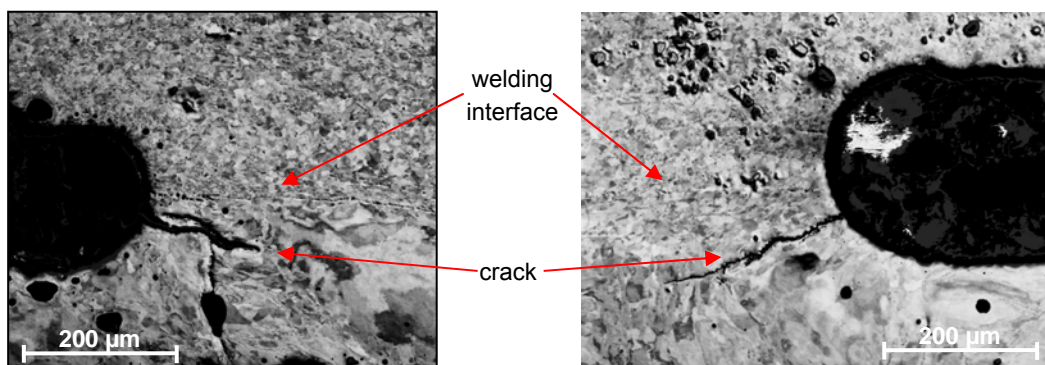


Abb. 4.17 Einriss eines Durchläufers mit 10^9 Lastwechsel
(Probe 2-7)

Die Abb. 4.17 der Probe 2-7 und deren Vergrößerungen in Abb. 4.18 und Abb. 4.19 wurden mit dem Elektronenmikroskop durch eine Überlagerung der Informationen des Sekundärelektronendetektors, welcher die Topologie der Oberfläche genau abbildet, und des Backscatterdetektors, welcher die Versetzungsstruktur an der Oberfläche

sichtbar macht, erzeugt. Damit konnten die Versetzungsstrukturen an unebenen Stellen, wie sie in der Nähe des Risses vorkommen, und der genaue Rissverlauf in einem Bild dargestellt werden.

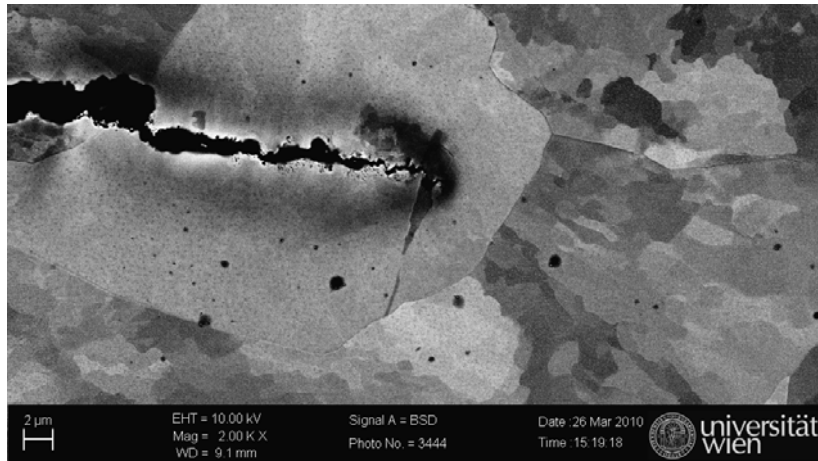


Abb. 4.18 Linke Risspitze in einem Korn von Probe 2-7

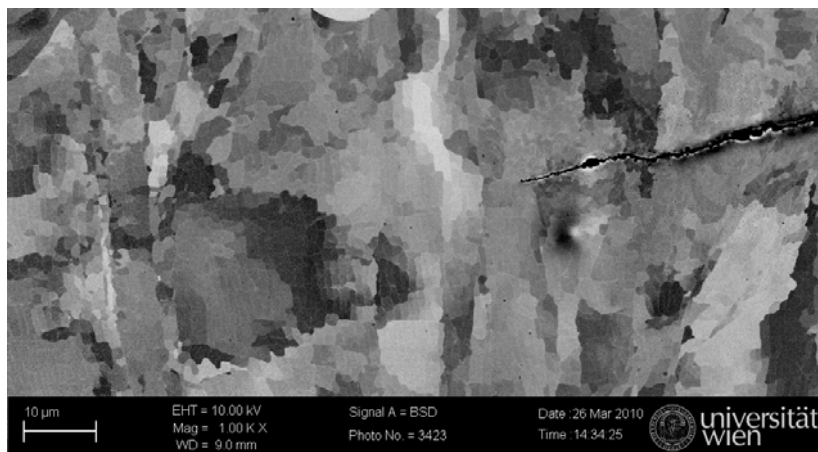


Abb. 4.19 Versetzungszellstrukturen und rechter Einriss im DBC-Kupfer von Probe 2-7

Die Bruchflächen aller gebrochenen Proben wurden mit einem Lichtmikroskop untersucht. An einigen Proben wurde mit einem Elektronenmikroskop die Struktur der Bruchflächen genauer analysiert. Sie zeichnet sich in den Bildern durch starke Kontraste aus. Bei den folgenden Bildern sind jeweils die oberen (Kontaktterminal) und unteren (DBC) Bruchflächen untereinander abgebildet.

Bei Betrachtung der Bruchflächen lassen sich die beiden Risstadien gut unterscheiden. Der Rissanfang und die Rissausbreitung in Stadium I bei Probe 2-15 (Abb. 4.20) ist durch die hellen Stellen an der linken Seite der oberen Bruchfläche zu erkennen. Man

erkennt auch, dass die Rissinitiierung an den Ecken stattfindet. Hat der Riss Stadium II erreicht, verläuft er relativ eben mit einer für Ermüdungsbrüche typischen Wellenstruktur weiter. Die Wellenstruktur ist gekennzeichnet durch kleine wellenförmige Linien, die senkrecht zu der Rissausbreitungsrichtung entstehen. In der rechten Hälfte der Bruchfläche von Probe 2-15 (Abb. 4.20) ändert sich die Linienstruktur. Aus diesen in die Ausbreitungsrichtung des Risses schwenkenden Bruchlinien lässt sich schließen, dass dort ein Gewaltbruch stattgefunden hat. Das bedeutet, dass diese Stelle zuletzt innerhalb einiger weniger Lastwechsel gebrochen ist. Die Probe 2-15 wurde ca. 10^5 Zyklen lang mit einer angelegten Scherspannung von 17 MPa belastet.

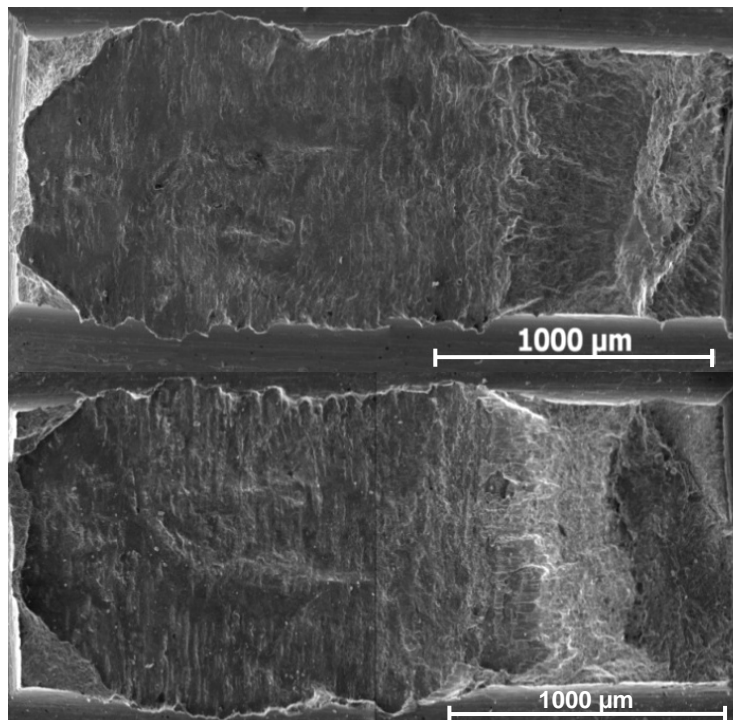


Abb. 4.20 Bruchfläche von Probe 2-15 gebrochen nach 10^5 Lastwechsel

Im Folgenden sind Bruchflächen von Proben (2-16 und 2-9), die eine höhere Bruchspielzahl erreicht haben dargestellt (Abb. 4.21). Sie zeigen eine größere, gleichmäßig an den Seitenkanten verteilte Rissausbreitung von Stadium I im Vergleich zu Probe 2-15. Die Bruchfläche in Stadium II ist bei beiden Proben ebenfalls unregelmäßiger als bei 2-15 und der Bereich des endgültigen Abbrechens der Verbindung ist nicht so stark ausgeprägt. Probe 2-16 durchlief bis zum Bruch 3×10^6 Lastwechsel bei einer Scherbelastung von 17 MPa und Probe 2-9 10^7 Lastwechsel bei 15 MPa.

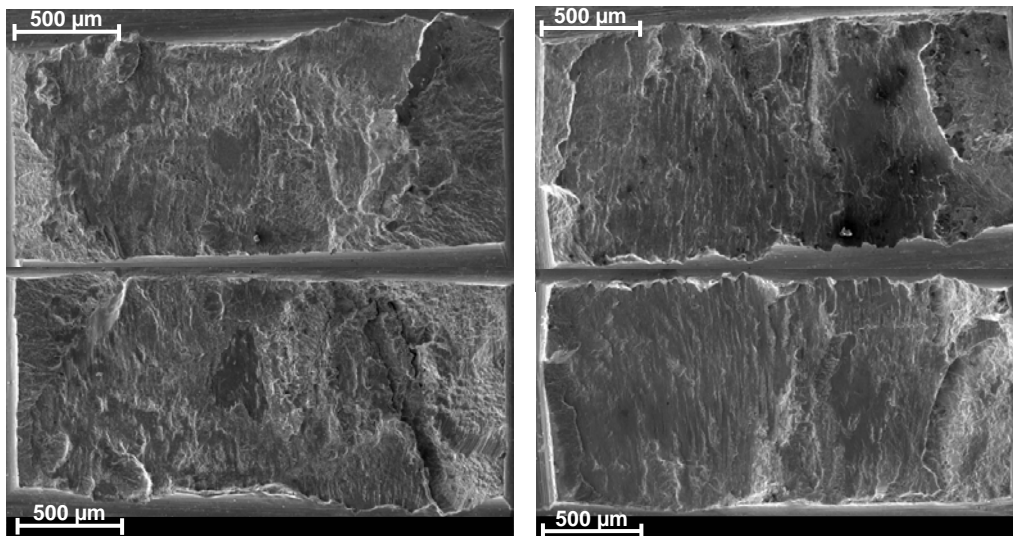


Abb. 4.21 links Bruchfläche von Probe 2-16 gebrochen nach 2×10^6 Lastwechsel, rechts Probe 2-9 gebrochen nach 10^7 Lastwechsel

Bei einigen wenigen Proben wurden Verzweigungen des Risses in Form von Kratern wie bei Probe 2-2 beobachtet (Abb. 4.22). Abweichungen des Risses sind auch im Querschnitt in Abb. 4.17 links zu sehen. An dieser Bruchfläche sind die Wellenstrukturen nicht so stark und regelmäßig ausgeprägt. Der Rissbeginn an den Seiten hat eine glatte Form im Vergleich zu den zuvor betrachteten Brüchen. Diese Bruchfläche zeigt, dass es während des Bruchs zu einer starken Abscherung gekommen sein muss. Das würde die kurze Bruchspielzahl von $1,5 \times 10^5$ bei 15 MPa erklären. Zu ähnlich glatten Regionen in der Bruchfläche kommt es bei statischen Scherbelastungen wie in Abb. 4.23.

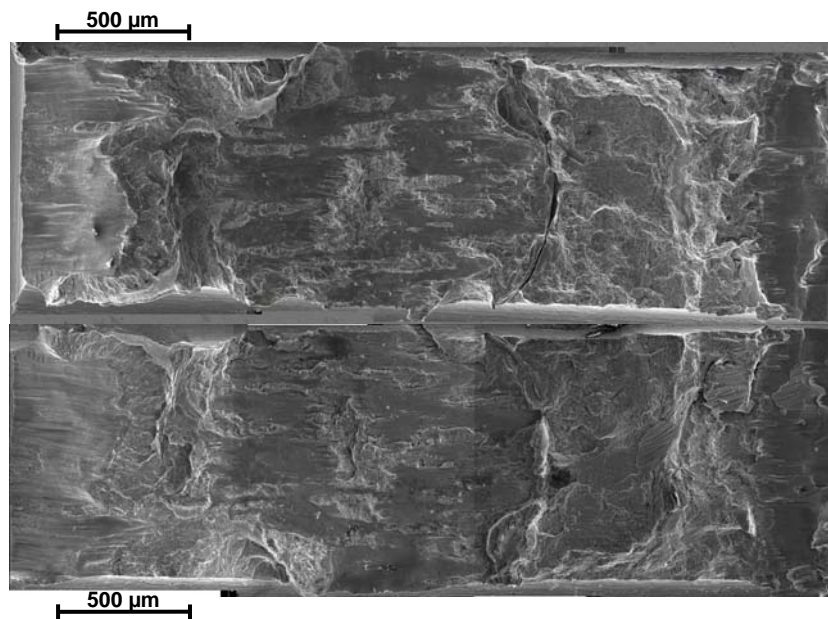


Abb. 4.22 Scherung links an der Bruchfläche von Probe 2-2 nach $1,5 \times 10^5$ Lastwechsel

Die gleiche Probengeometrie wie für die Ermüdungstests wurde für die Schertests verwendet. Die Bruchfläche zeigt typische Strukturen einer statischen Scherbelastung, wie zum Beispiel der besonders glatte Bereich an der linken Seite von Abb. 4.23. Es wurde im Schertest eine maximale Last von 300 N, was einer Scherspannung in der Verbindung von ca. 156 MPa entspricht, erreicht.

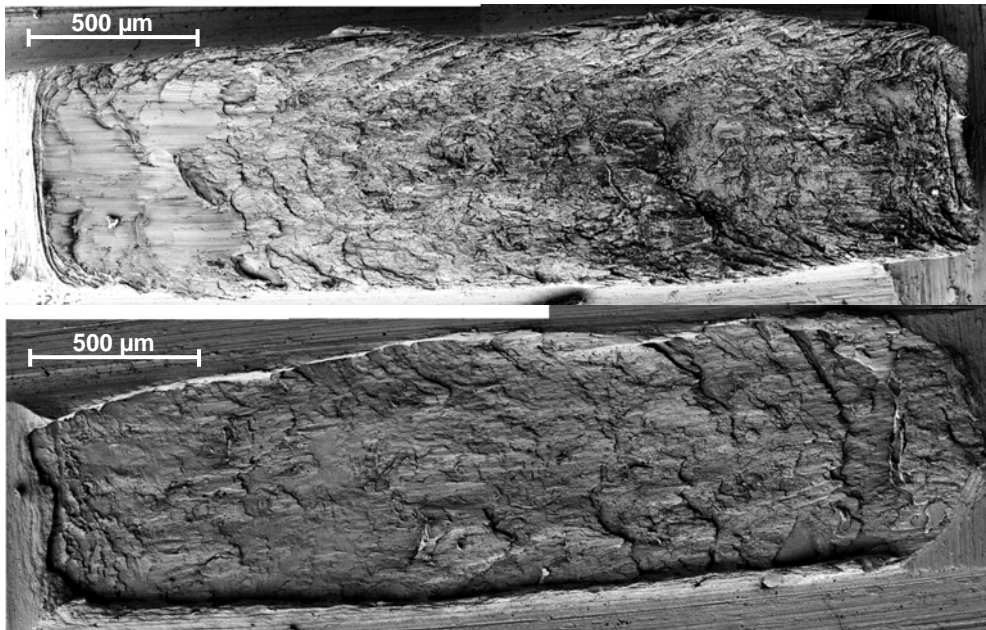


Abb. 4.23 Bruchfläche nach einem statischen Schertest (Probe 3-7)

Wie im vorigen Kapitel in Abb. 4.3 angezeigt, ist in ca. 15% aller gebrochenen Proben der Bruchverlauf erheblich von der Schweißverbindung abgewichen. Die Brüche verlaufen im weicheren DBC-Kupfer oder sogar in die Grenzschicht von Kupfer zu Al_2O_3 . Eine Aufnahme von Probe 2-14 eines solchen Bruchs mittels Lichtmikroskop ist in Abb. 4.24 gezeigt. Die dunklen Bereiche an den Seiten der Bruchfläche entsprechen Rissausbreitungen im Stadium I. Vergrößerungen der Seiten durch ein Rasterelektronenmikroskop zeigen eine Kraterbildung die über den Verbindungssteg im DBC-Kupfer hinaus verläuft. Probe 2-14 ist einer Wechselscherbelastung von 21 MPa in 8×10^6 Lastwechsel ausgesetzt worden.

90% der Proben mit Brüchen in oder über die Keramik-Kupfer Grenzschicht wurde an Proben mit einer Verbindungsfläche des Stegs von mehr als 3mm^2 beobachtet. Das ist dadurch zu erklären, dass die Spannung auf eine große Verbindung verteilt wird und der Riss der höchsten Spannung und plastischen Dehnung folgt, die aufgrund der vergleichsweise geringen Höhe des DBC-Kupfers in dieser Schicht liegt. Hat der Riss die Grenzschicht einmal erreicht bricht diese oder die darunter liegende, extrem spröde Keramik sehr schnell.

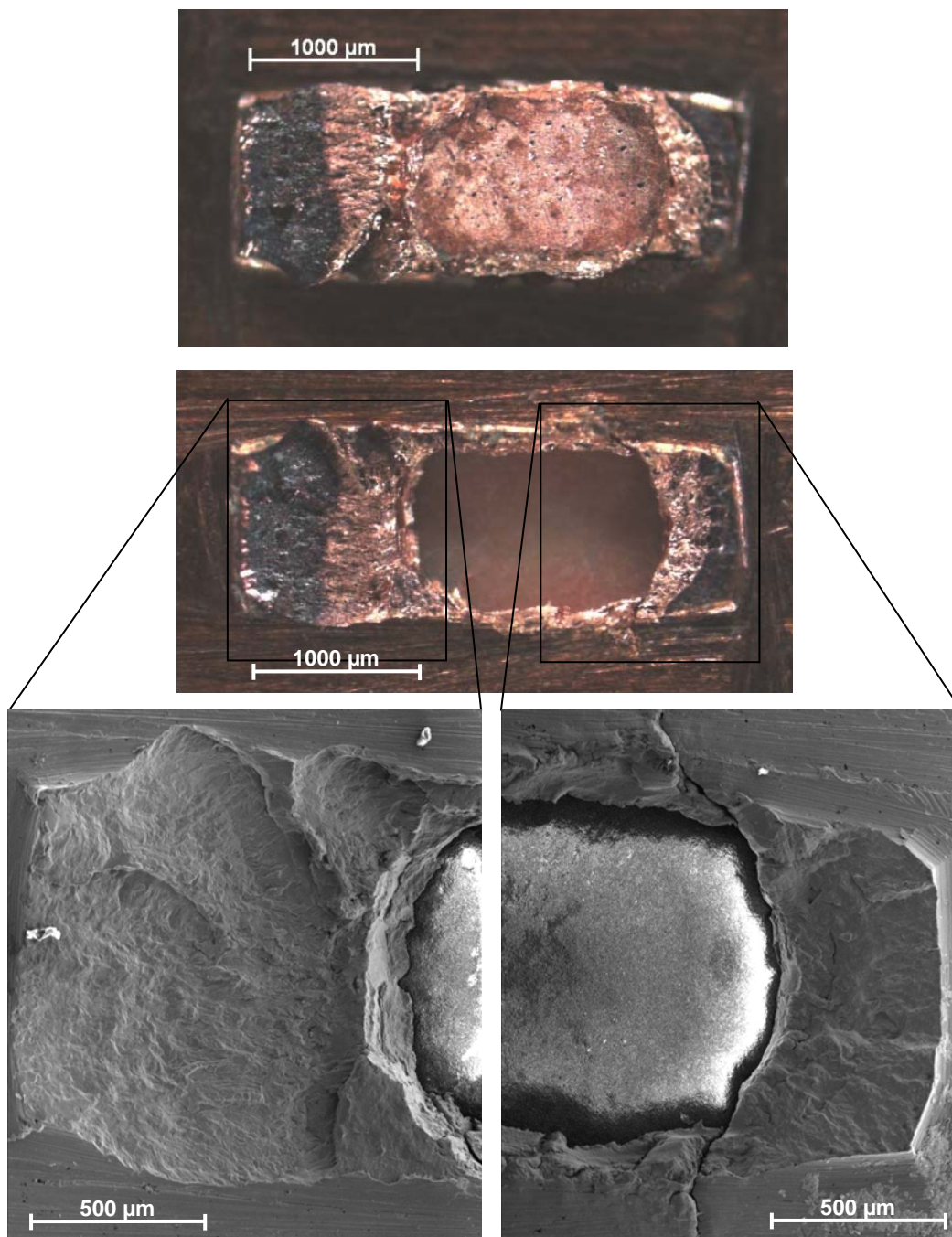


Abb. 4.24 Bruch in die $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Cu}$ Grenzschicht von Probe 2-14 nach 8×10^6 Lastwechsel

Bei Probe 2-10 ist der Riss schneller als bei Probe 2-14 in die Keramik abgewichen und durch die Keramik verlaufen (Abb. 4.25). Der abgebrochene Teil der Keramik haftet nach dem Bruch noch auf der Gegenseite. Die Probe ist nach 2×10^7 Lastwechsel bei einer Scherspannung von 13 MPa gebrochen.

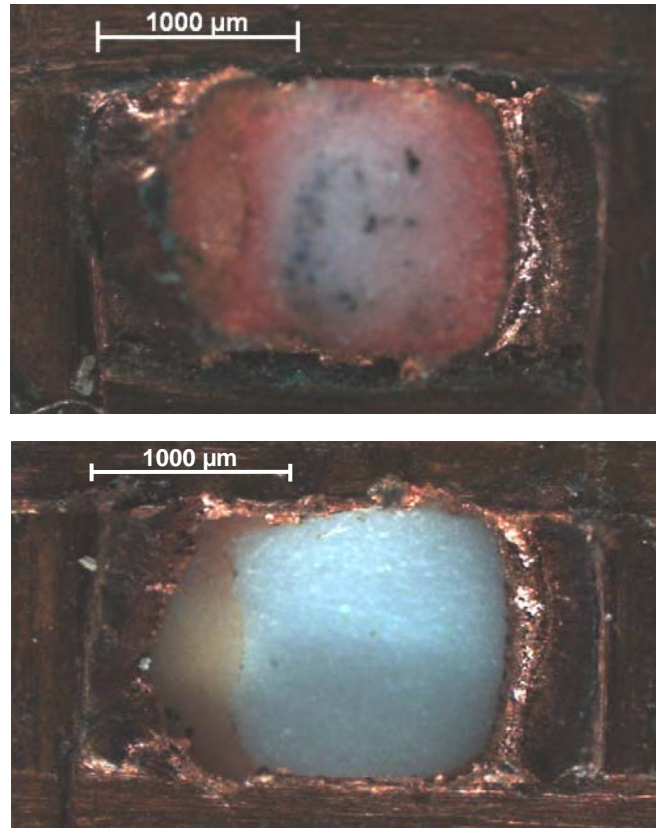


Abb. 4.25 Bruch durch das Al_2O_3 von Probe 2-10 nach 2×10^7 Lastwechsel

Untersuchungen an Querschliffen mit Nickel beschichteten Proben von Modul 7 zeigen den unregelmäßigen Verlauf der Ultraschall-Schweißverbindungen Abb. 4.26. Die harte Nickelschicht wird durch den Schweißvorgang aufgebrochen und es bleiben je nach Stärke der Deformation Nickelplatten in der Verbindung bestehen. Diese Platten werden übereinander geschoben bzw. rollen sich ein. Dabei ist gut zu erkennen, dass in der Mitte der Schweißverbindung die größten Deformationen während des Ultraschall-Schweißens statt findet Abb. 4.26. Zwischen den deformierten Nickel Platten bildet sich eine reine Cu-Cu Verbindung aus.

Diese Querschliffe in der nachfolgenden Abbildung wurden im Rasterelektronenmikroskop (oben) und einem Lichtmikroskop (unten) beobachtet. Sie stammen aus zwei parallelen Querschnitten der selben Probe. Die Probe wurde weder geprüft noch zugeschnitten. Die Bildausschnitte des Lichtmikroskops entsprechen Stellen an der linken Seite (links) und in der Mitte der Schweißnaht (rechts).

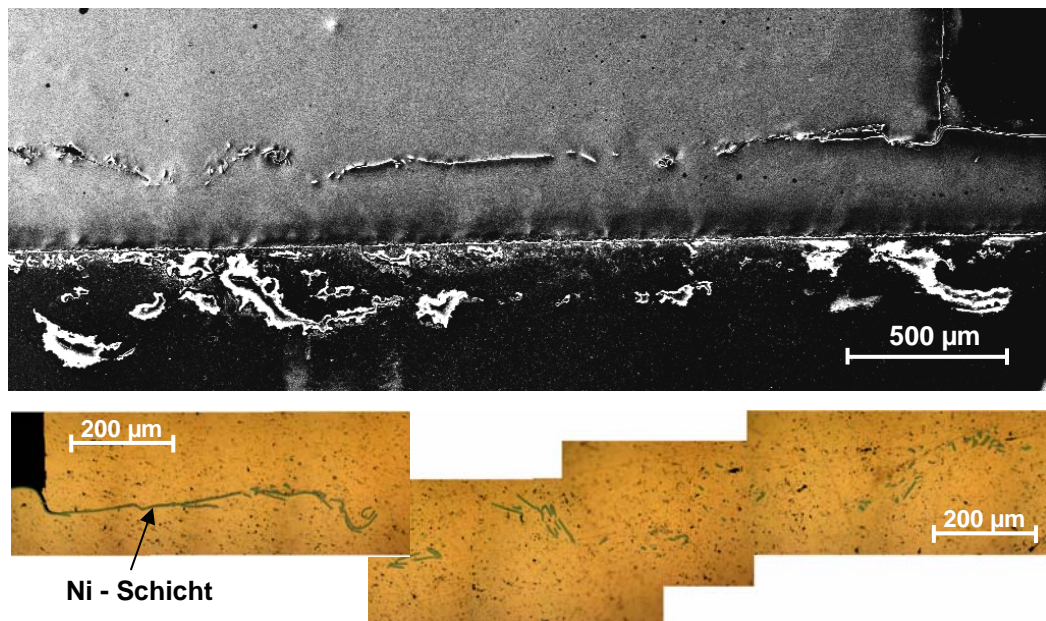


Abb. 4.26 Querschnitt einer mit Nickel beschichteten Probe im Ausgangszustand (Probe 7-25)

Die Rissausbreitung verläuft bei den nickelbeschichteten Proben anders als bei den reinen Cu-Cu Verbindungen. Die Nickelplatten in der Verbindungsschicht geben Hinweise auf die Deformation die durch den Ultraschall-Schweißvorgang entstehen. Es kann an den Platten zu hohen Spannungskonzentrationen kommen, die zu einer Rissbildung führen können. In Probe 7-10 hat sich ein Riss innerhalb der Verbindungsstelle an einer Nickelschicht gebildet und über eine Distanz von ca. 150 µm ausgebreitet (Abb. 4.27). Damit ist bei Verbindungen mit Nickel nicht allein die Oberfläche Ausgangspunkt von Ermüdungsrissen, sondern auch die eingebauten Nickelplatten im Inneren der Verbindung. Probe 7-10 wurde 2×10^6 Zyklen lang einer Scherbelastung von ca. 11 MPa ausgesetzt.

An der Oberfläche der linken Seite haben sich bereits drei Risse ausgebildet (Abb. 4.27). Zwei Risse wachsen neben der Verbindungsstelle in das Kupfer des DBC-Substrats. Der dritte Riss beginnt, ähnlich wie bei reinen Cu-Cu Proben, in der Mitte der zugeschnittenen Kerbe. Die unerwartete Rissausbreitung in das feinkörnigere Kupfer ist durch die veränderten Belastungen durch zusätzliche Einrisse zu erklären.

Der rechte Einriss von Probe 7-10 ist an der unteren Seite der Kerbe entstanden, an der Stelle, an der die Nickelschichten an die Oberfläche treten (Abb. 4.28). Der Riss hat sich, ähnlich wie der Riss in der Mitte der Verbindung in Abb. 4.27, bevorzugt entlang bestehender Nickelschichten ausgebreitet. Getrennt hat sich die Verbindung vorzugsweise an der oberen Grenzschicht des Nickels zu Abb. 4.28. Durch eine genauere Analyse des Risses an den Nickelplatten mittels Röntgenspektroskopie (EDX) konnte dieses Verhalten bestätigt werden.

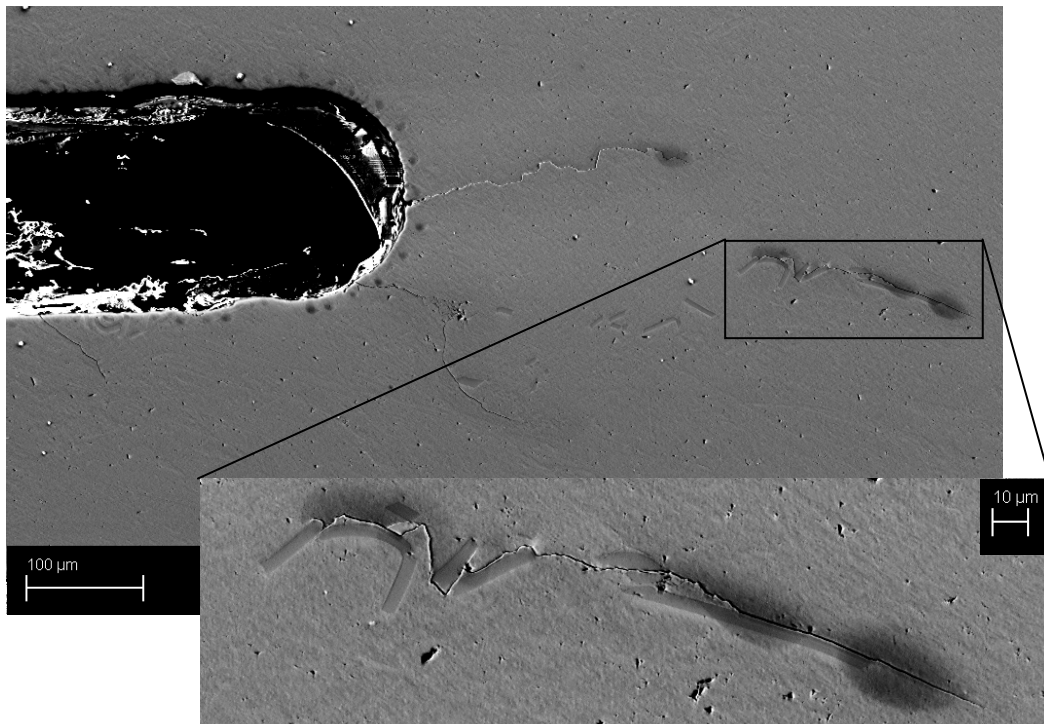


Abb. 4.27 Rissausbreitung in Probe 7-10 von der linken Kerbe und an Ni Schichten in der Schweißstelle

Die Nickelschicht selbst ist durch galvanisches Abscheiden auf dem DBC-Kupfer aufgebracht worden. Die galvanische Verbindung ist demnach stabiler als die Verbindung der Ultraschallschweißung von Kupfer und Nickel.

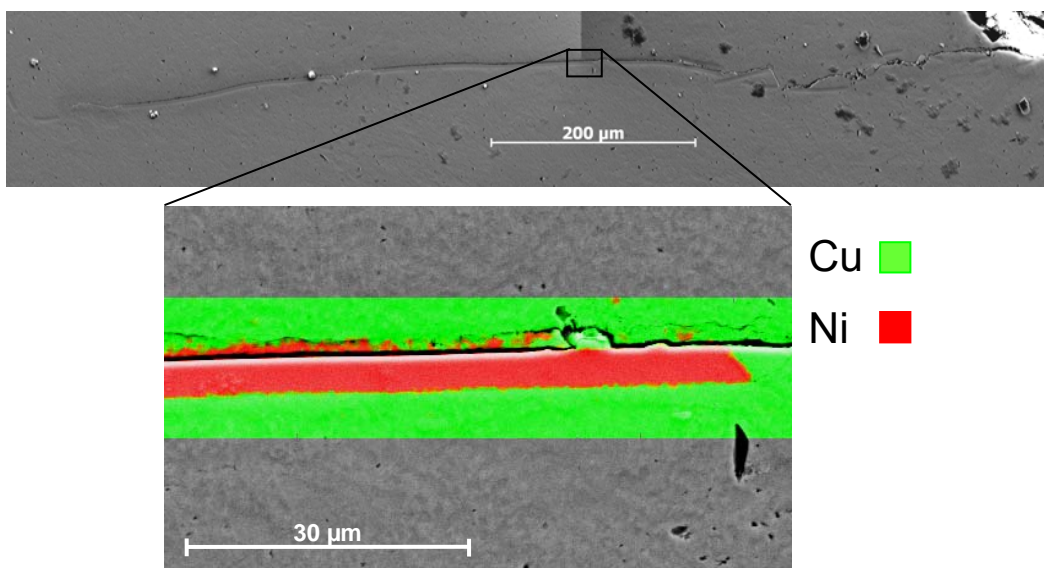


Abb. 4.28 Rechter Einriss von Probe 7-10 und EDX Untersuchung des Rissverlaufs

Weitere EDX Untersuchungen wurden an den Bruchflächen selbst durchgeführt. Diese verdeutlichen, wie in den nachfolgenden Abbildungen ersichtlich, dass sich das in Grün dargestellte Kupfer oberhalb der Nickelschichten (Rot) abhebt.

In Abb. 4.29 wurde die Probe 7-22 bei einer angelegten Scherbelastung von 14 MPa und 5×10^6 Lastwechsel geprüft. Die Oberseite der Bruchfläche zeigt kaum Stellen von Nickel, wo hingegen an der Unterseite ganze Platten von Nickel vollständig erhalten sind. Da die Rissausbreitung bei diesen Proben nicht mehr allein von den Seiten ausgeht sind die Rissstadien nicht mehr so leicht zu erkennen. Zu sehen ist aber dass im Bereich der Delamination von Kupfer und Nickel aufgrund der glatten Stellen eine geringe plastische Dehnung geherrscht hat. In der rechten Hälfte ist der zuletzt gebrochene Teil des Verbindungssteiges anhand der starken Verformungen zu erkennen.

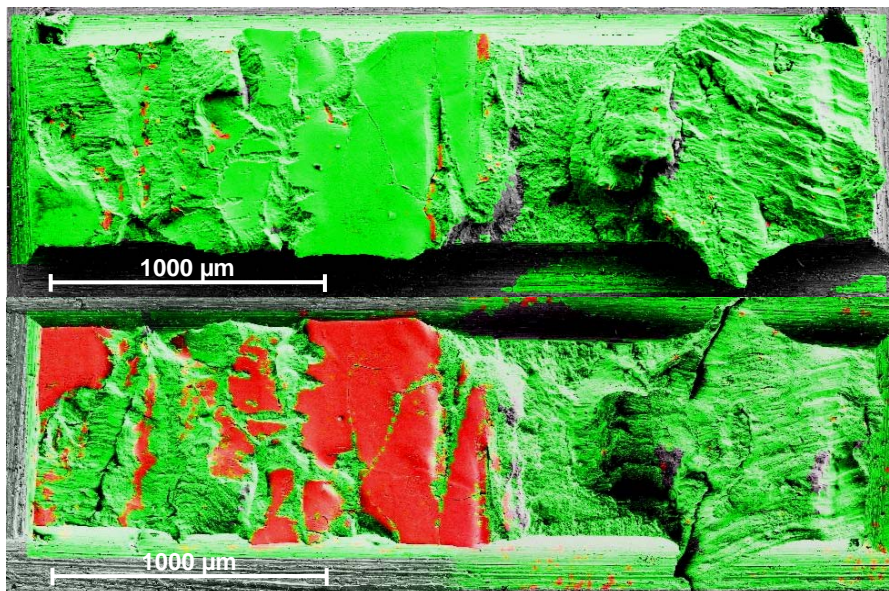


Abb. 4.29 EDX-Bruchflächenanalyse von Probe 7-22 nach 5×10^6 Lastwechsel

Die höchste Bruchlastspielzahl in den Ermüdungstests hat Probe 7-18 mit $2,8 \times 10^8$ Lastwechsel und einer Scherspannung von ca. 14 MPa erreicht. Die Nickelplatten sind in dieser Probe kleiner und stärker verteilt Abb. 4.30. Es gibt kein großflächiges zusammenhängendes Gebiet an Nickel in der Verbindungsstelle. Der Riss hat zwischen den Nickelschichten große Höhenunterschiede überwunden. Es ist während der Verbindung zu einer größeren Deformation gekommen, wodurch sich die Nickelschicht in kleinere Platten geteilt hat. Die Tatsache, dass der Riss zwischen den einzelnen Nickelschichten große Höhenunterschiede überwunden hat, sind Grund dafür, dass diese Probe eine wesentlich höhere Lebensdauer als Probe 7-22 erreicht hat.

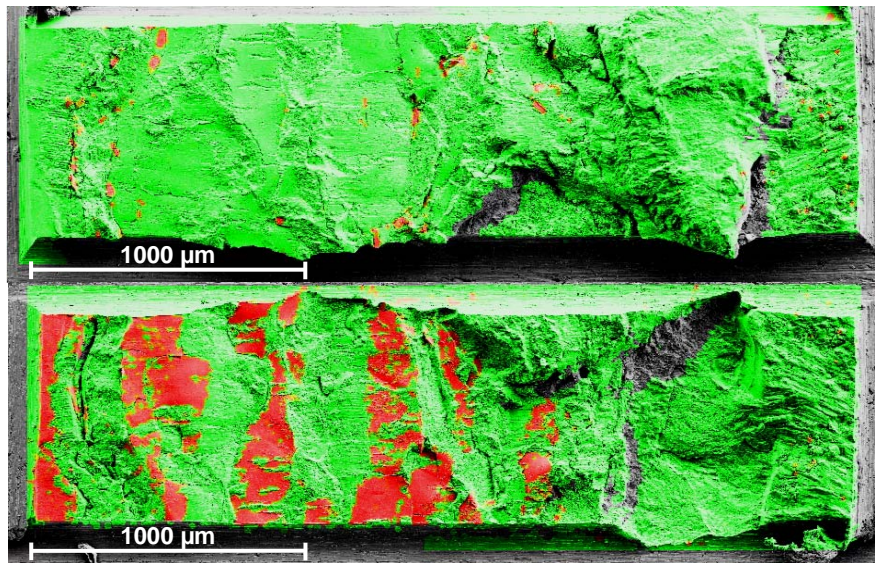


Abb. 4.30 EDX Bruchflächenanalyse von Probe 7-18 nach $2,8 \times 10^8$ Lastwechsel

Nach Schertests an Proben mit einer Nickelbeschichtung ist ebenfalls eine Abgleitung an der oberen Grenzschicht zwischen Nickel und Kupfer zu beobachten (Abb. 4.31). Zu erkennen sind jedoch Risse in der großflächigen Nickelschicht, die von starken Deformationen herrühren könnten. Die Bruchfläche der daneben liegenden Cu-Cu Verbindung zeigt eine typische Verformungsstruktur für Scherversuche.

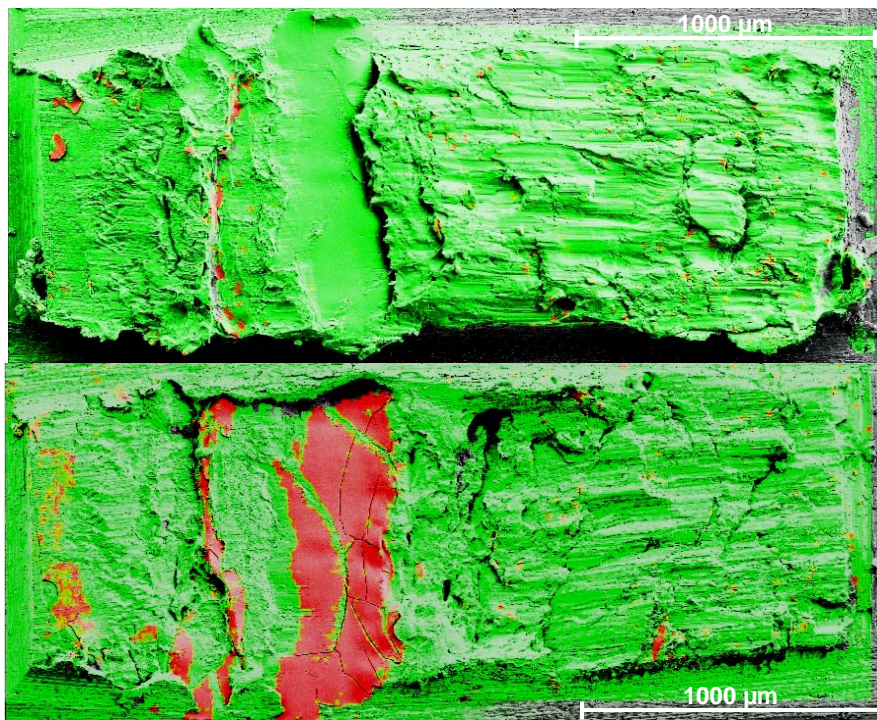


Abb. 4.31 EDX-Bruchflächenanalyse einer Probe (7-23) nach einem Schertest

4.3 FEM Simulationen

Die Resultate der transienten elasto-plastischen Computer Simulationen zeigen das Verhalten der Probe in den Tests. Die Spannungen und Dehnungen sowie Resonanzen und Deformationen wurden verwendet um das Design der Proben und den Testaufbau im Vorfeld zu optimieren. Die Simulationen zeigen sich sehr hilfreich zur Bestimmung des dynamischen Spannungsverhaltens in den Verbindungsstellen während der Ermüdungstests.

Die möglichen Schwingungen, die sich bei der Geometrie und angelegter Vibration ausbreiten können, wurden durch ein rein elastisches Modell mit den in Kapitel 3.4 angeführten Materialdaten simuliert. Durch diese Modalanalyse konnten die Eigenfrequenzen der Probe bestimmt werden. Dabei werden die Auslenkungen des Scheitelpunktes, der dem höchsten Punkt der Probe vom Zinngewicht entspricht, betrachtet. Die Größe der Auslenkung wurde für alle Raumrichtungen gegen die Frequenz dargestellt (Abb. 4.32), wobei die x-Richtung der Auslenkungsrichtung des Resonanzprüfsystems entspricht. Die erste mögliche Resonanzschwingung, die sich in der Probe durch die zyklische Bewegung im gegenständlichen Messaufbau ausbreiten kann, liegt bei 60 kHz. Dadurch können Resonanzeffekte aufgrund der Probengeometrie bei einer Prüffrequenz von 20 kHz ausgeschlossen werden.

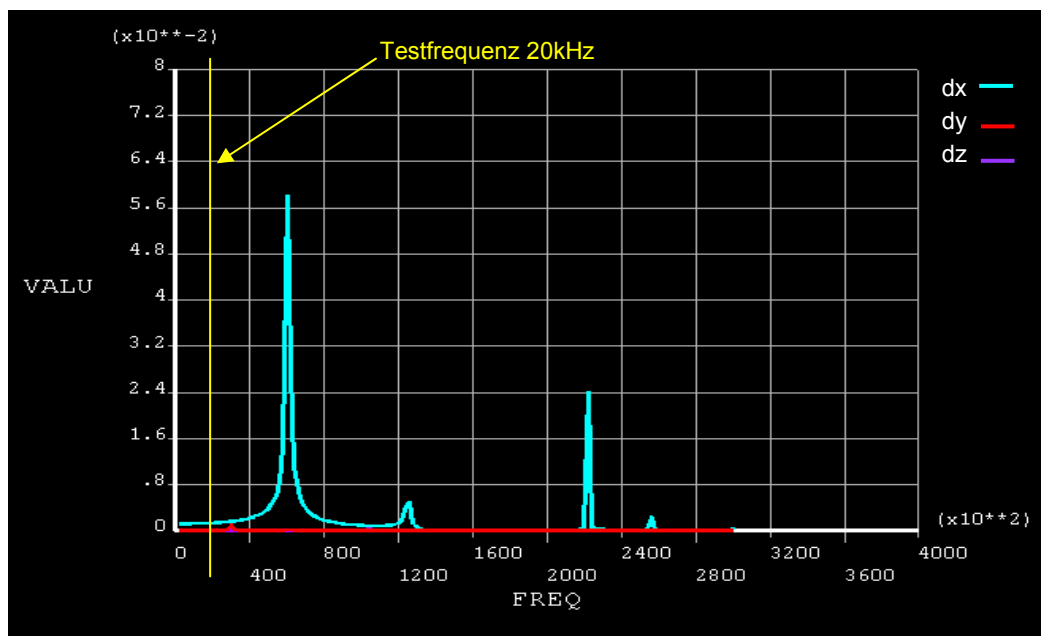


Abb. 4.32: Auslenkung des Scheitelpunktes des Probenkopfs in Abhängigkeit der Frequenz

Um Effekte des Einschwingvorganges zu vermeiden, wurden vier vollständige Zyklen simuliert und die Spannungsverteilung bei der letzten Periode untersucht.

Die Spannungsverteilung in Abb. 4.33 zeigt die von-Mises-Spannung an der Oberfläche der Verbindungsstelle. An den Ecken sind die maximalen Spannungen von 147 MPa (in rot) zu erkennen. Die von-Mises-Spannung beschreibt den deviatorischen Anteil der Spannung, das bedeutet die Spannung ohne Berücksichtigung des hydrostatischen Druckanteils. Der Spannungstensor ist dabei symmetrisch, daher rotationsinvariant und kann durch Umformung durch einen Wert beschrieben werden. Dieser Wert wird als von-Mises- oder Vergleichsspannung bezeichnet.

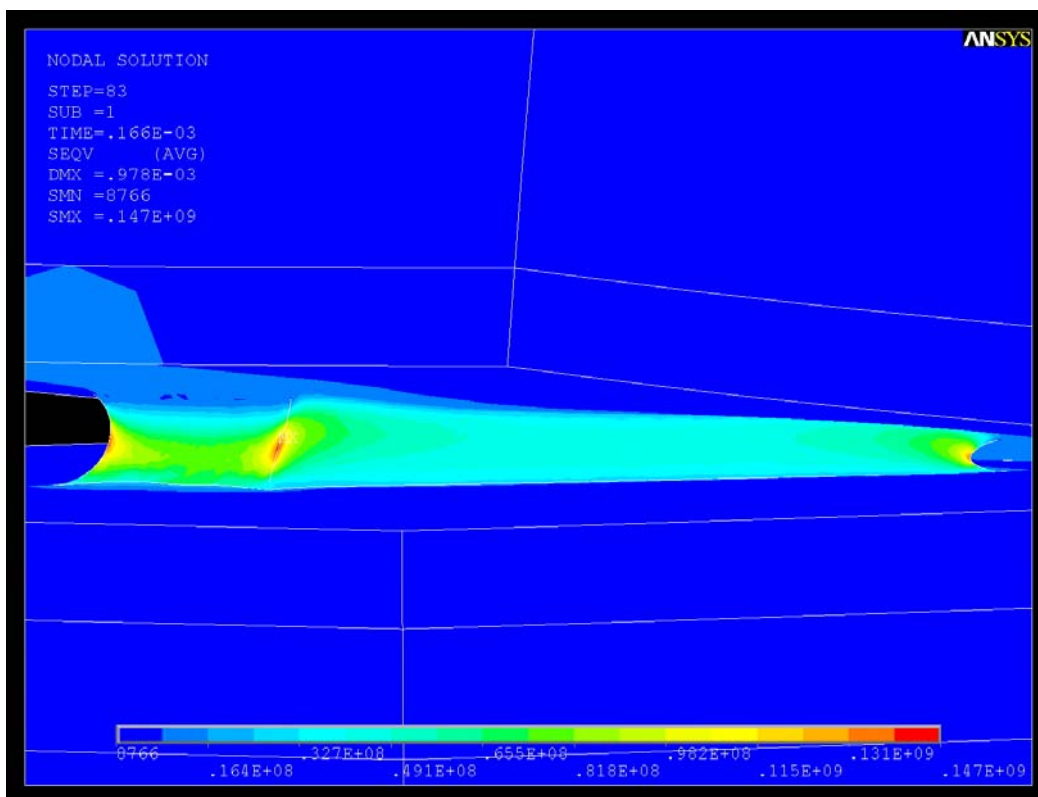


Abb. 4.33: Von Mises Spannung an der Oberfläche des Verbindungsstegs

Für den gleichen Zeitschritt ist in Abb. 4.34 die Scherspannung dargestellt. Die zwei Komponenten der dargestellten Scherspannung spannen die Ebene die vertikal in Auslenkungsrichtung liegt auf. Die höchsten Werte von ca. 50 MPa sind annähernd gleich verteilt an der schmalen Seite des Verbindungsstegs knapp unterhalb der Mitte zu erkennen. Die mittlere Scherspannung die auf die Verbindung wirkt, ist durch den gelbgrünen Bereich an den Längsseiten gekennzeichnet. Die Berechnung der Scherspannungen der experimentellen Ergebnisse durch Formel (2-10) liefert ebenfalls eine über die gesamte Verbindungsfläche gemittelten Spannungswert. Im

Vergleich passen die Werte der simulierten mittleren Scherspannung von ca. 23 MPa zu den experimentell ermittelten Scherspannungen im Bereich von 12 MPa bis 25 MPa liegen.

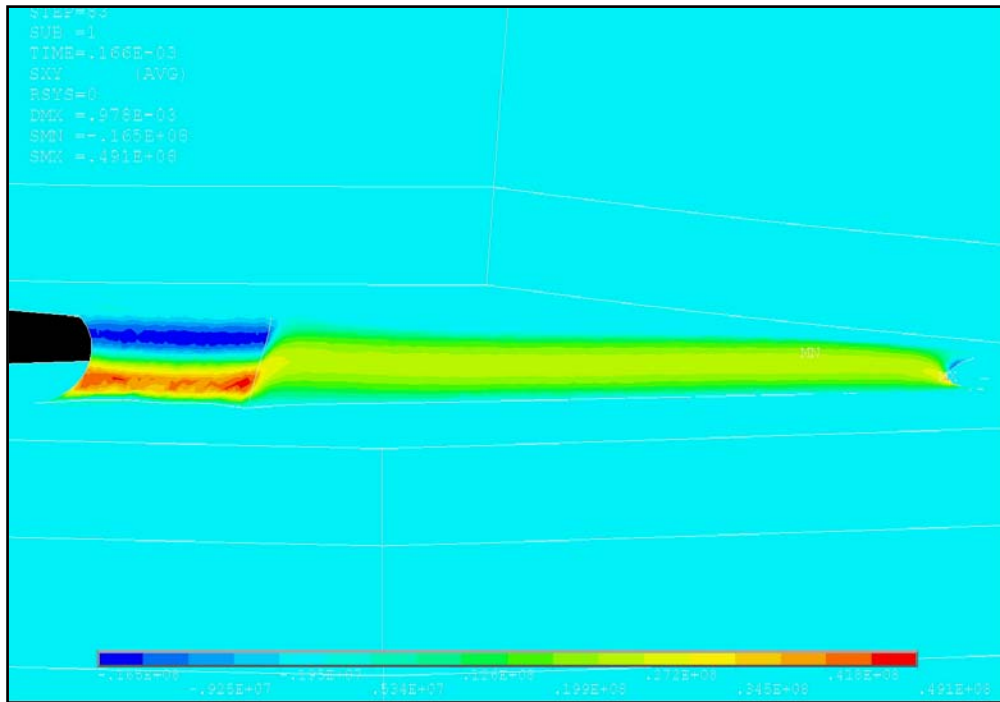


Abb. 4.34: Scherspannung an der Oberfläche des Verbindungsstegs

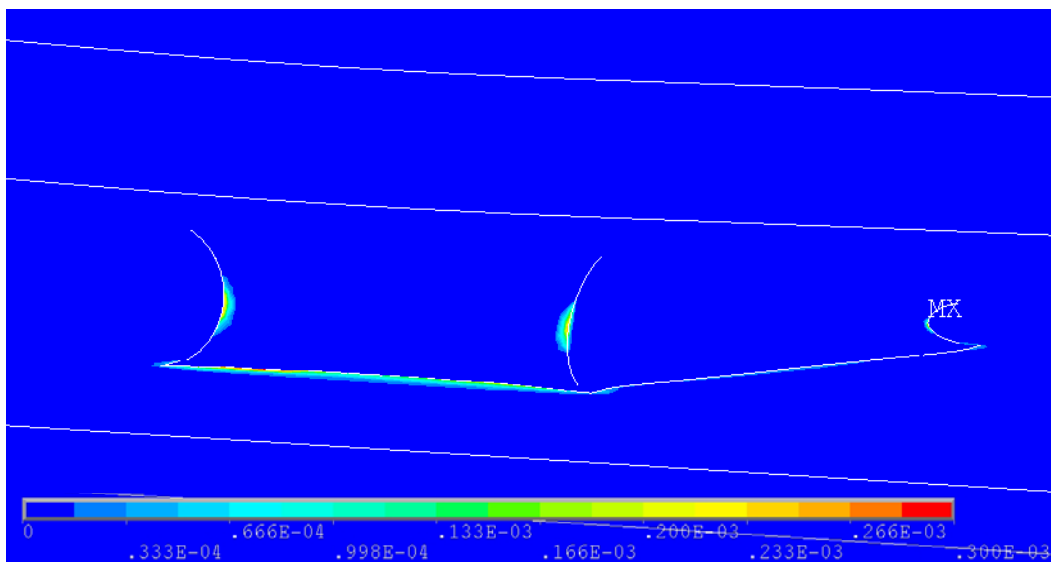


Abb. 4.35: Die plastische von Mises Dehnung an der Oberfläche des Verbindungsstegs

Die höchsten Werte der plastischen von-Mises-Dehnung ergeben sich laut dieser Simulation an den Ecken des zugeschnittenen Verbindungsstegs (siehe Abb. 4.35). Die maximalen Werte liegen bei 300 ppm (0,03 %). Die Stellen der Dehnungsmaxima in den Simulationen gleichen den Stellen der Rissanfänge aus den Lebensdauerermessungen.

Die in den Abbildungen übertrieben dargestellte Verkipfung des Probenkopfs wurde aus den maximalen Auslenkungen in der Simulation berechnet (Abb. 4.33, Abb. 4.34 und Abb. 4.35). Der berechnete Verkipfungswinkel von weniger als $0,02^\circ$ ist so gering, dass die Kippbewegungen vernachlässigt werden können. Somit ist die Auswertung der experimentellen Werte als reine Scherbelastungen eine gute Näherung.

5 Schlussfolgerungen

Im folgenden Kapitel werden die Prüfmethode und Messresultate der Lebensdaueruntersuchung kritisch beleuchtet. Dabei werden Grenzen und mögliche Fehlerquellen diskutiert. Anschließend wird ein Ausblick auf weitere Untersuchungsmöglichkeiten und Fragestellungen gegeben.

5.1 Kritische Betrachtung des Prüfverfahrens und der Messergebnisse

Bei der vorgestellten Prüfmethode handelt es sich um ein beschleunigtes Prüfverfahren. Daher stellt sich die Frage, wie die Ergebnisse der Lebensdaueruntersuchung mit denen unter realen Betriebsbedingungen zu vergleichen sind. Wie in Kapitel 4.1 dargestellt liefern die mit diesem Prüfverfahren aufgenommenen Lebensdauerkurven gut untereinander vergleichbare Ergebnisse. Um diese mit Lebensdauerermessungen standardisierter Prüfverfahren, wie zum Beispiel Thermal oder Power Cycle Tests, vergleichen zu können, wäre eine Umrechnung notwendig. Da es jedoch derzeit keine thermomechanischen Lebensdauerprüfverfahren für diese Art von Verbindungen in elektronischen Bauteilen gibt, ist ein solcher Vergleich hier nicht möglich. Eine Korrelation der Prüfverfahren könnte durch weitere Untersuchungen von Verbindungen, die mit beiden Verfahren getestet werden können, ermöglicht werden.

Weiters muss die spezielle Probengeometrie, die für das vorgestellte Prüfverfahren erforderlich ist, genauer betrachtet werden. Die Schweißverbindungen wurden durch die notwendige Reduktion der Fläche nur in einem begrenzten Bereich der Verbindungsstelle untersucht. Aufgrund der Deformation während der Verbindungsherstellung ist die Mikrostruktur im Bereich der Schweißverbindung nicht homogen. Daher liefern die durchgeführten Lebensdaueruntersuchungen Resultate aus dem mittleren Teil der Verbindung, an dem die Deformation am größten ist. Da die Verbindungen alle gleich präpariert wurden, können die Messwerte ohne Einschränkung untereinander verglichen werden. Der Verlauf der Lebensdauerkurven ist charakteristisch für die gesamte Verbindung.

Der Zuschnitt hat auch insofern einen Einfluss, dass an den Rändern der Schweißverbindung die spitz zulaufenden Bereiche der Fügeteile entfernt wurden. Dieser entfernte Übergangsbereich von nicht verschweißtem zu verschweißtem Material ist ein bevorzugter Ausgangspunkt der Rissbildung. Bei den präparierten Proben ist

somit eine größere Rissinitiierungsenergie aufzubringen, da der Riss von der zugeschnittenen Oberfläche in das Material hineinwächst (Kap. 4.2, Abb. 4.17).

Betrachtet man genauer die Trägheitsbewegung der Probe während der Messung, erkennt man dass es aufgrund der zusätzlich aufgebrachten Masse und der Höhe der Probe zu Kippbewegungen kommt. Diese erzeugen weitere Belastungszustände in der Verbindung, die in der Berechnung einer reinen Scherbelastung nicht berücksichtigt wurden. Die durchgeführten Computersimulationen zeigen jedoch, dass es sich bei diesen Verkippungen um sehr kleine Winkel von weniger als $0,02^\circ$ handelt (Kap. 4.3). Dadurch ist die Annahme einer reinen Scherbelastung eine zulässige Näherung.

In den Lebensdauerermessungen werden nur eindimensionale Scherbelastungen in die Verbindungsstelle induziert. Im Betrieb treten jedoch durch die thermische Ausdehnung Belastungen in alle Richtungen auf. Da Scherbelastungen in Verbindungen dominieren, leisten diese den größten Beitrag zur Materialermüdung. Eine Umrechnung der gemessenen Lebensdauer von eindimensionalen zu den im Betrieb herrschenden multiaxialen Belastungen könnte durch Vergleiche mit Ausfallstatistiken der Module im Betrieb oder geeigneter Computersimulationen erreicht werden.

Bei der Durchführung der Messung wurden die Proben einer Spannungsamplitude ausgesetzt und diese für 10^9 Zyklenzahlen konstant gehalten. In den Fällen in denen die Proben nach dieser Wechselbelastung nicht erfolgreich zu Bruch gegangen sind, wurde die Spannungsamplitude erhöht und der Vorgang wiederholt. Dadurch werden mögliche Vorschädigungen und Verfestigungen durch eine derartige Versuchsdurchführung nicht berücksichtigt. Diese Vorgehensweise führt zu einer Erhöhung der Streuung der Messwerte. Unter Berücksichtigung dieser Effekte und durch Vergleich mit Messwerten von Proben die innerhalb der ersten Belastungsstufe zu Bruch gegangen sind, ergeben die statistischen Auswertungsverfahren eine sehr gute Näherung für die mittlere Bruchwahrscheinlichkeit.

In Kapitel 4.1 (Abb. 4.4) wurden die Messresultate mit Werten aus Lebensdauerermessungen von reinem Kupfer verglichen. Die Werte aus der Literatur stammen aus Messungen, die ebenfalls mit einem mechanischen hochfrequenten Prüfverfahren gemessen wurden. Die Messungen wurden aber nicht unter Scherbelastung, sondern unter Zug-Druck- Belastung durchgeführt. Für den Vergleich wurden die beiden Belastungszustände durch den Zusammenhang von Elastizitäts- und Schermodul (Formel (2-5)) ineinander umgerechnet. Diese Umrechnung ergibt näherungsweise gute Vergleichswerte. Bei näherer Betrachtung ähneln die Versetzungsstrukturen nach Wechselscherbelastung (Kap. 4.2) typischen Strukturen nach zyklischen Zug-Druck Belastungen.

Zusätzlich zu den oben beschriebenen Faktoren für die Streuung der Messergebnisse trägt die Inhomogenität der Materialien bei. Die untersuchten Proben stammen aus industriell produzierten IGBT Modulen. Wenn auch die Struktur der Kontakterminals in allen Proben nahezu gleich war, variierten die Korngrößen des Substrats bis zu einem Faktor 2 bei verschiedenen Modulen. Diese Unterschiede sind in den Lebensdauerkurven in Abb. 4.2 angeführt. Jedoch stellte sich heraus, dass die Korngröße des Substrats auch innerhalb eines Moduls bis zu 25% variiert. Die dadurch

entstehende Streuung der Lebensdauermessungen und die Breite der Bruchwahrscheinlichkeit sind daher für diese IGBT Module repräsentativ.

5.2 Ausblick

Mit dem entwickelten Prüfverfahren konnte erstmalig die Langzeitfestigkeit von großflächigen Ultraschall-Schweißverbindungen bestimmt werden. Aufgrund dieser Ergebnisse können die Schweißparameter und die Größe der Verbindungen bezüglich der Anforderungen an die Lebensdauer optimiert werden. Dazu wären Messreihen von Verbindungen mit unterschiedlichen Schweißparametern durchzuführen und zu vergleichen.

Aus materialphysikalischer Sicht sind die Eigenschaften von Verbindungen, die aus unterschiedlichen Materialien und Zwischenschichten aufgebaut sind und mit verschiedenen Schweißparametern hergestellt wurden, von hohem Interesse. Bei den Untersuchungen der Nickel beschichteten Verbindungen konnten großflächig zusammenhängende Schichten aus Nickel in den Bruchflächen beobachtet werden. In weiteren Analysen wäre ein möglicher Zusammenhang der Lebensdauer und der Größe der zusammenhängenden Nickel Schichten zu untersuchen. Ein Vergleich mit den vorliegenden Resultaten könnte tiefere Einblicke in die Eigenschaften von Ultraschall-Schweißverbindungen geben.

In dieser Arbeit konnte gezeigt werden, dass sich dieses Prüfverfahren für Lebensdaueruntersuchungen eignet. Um die Variabilität, Anwendungsbereiche und Robustheit des entwickelten Prüfverfahrens genauer zu bestimmen, sind weitere Untersuchungen bei unterschiedlichen Prüfparametern wie z.B. Frequenz, Temperatur und Belastungsart notwendig.

Verbesserungspotential liegt auch in der Standardisierung der Probenpräparation. Es ist zu erwarten, dass die Streuung der Messresultate durch eine Anpassung der Probengeometrie verkleinert werden kann. Das bedeutet, dass die Wahl des Verhältnisses von zusätzlichem Gewicht zur Größe des Zuschnitts der Verbindung, die Form des Zuschnitts, die Höhe der Probe und die Auswahl des Schneidverfahrens (z.B. Laserschnittverfahren) untersucht werden sollen. Dabei können auch Untersuchungen an anderen Verbindungsarten bei unterschiedlichen Belastungszuständen und Frequenz durchgeführt werden.

In vielen Fällen besteht großes Interesse daran Lebensdaueruntersuchungen mit Computersimulationen zu unterstützen oder zu ersetzen. Die Simulationen dienen neben den Experimenten als Grundlage für weitere Berechnungen von unterschiedlichen Geometrien und Belastungszuständen dieser Verbindungen. In dieser Arbeit wurden die experimentellen Ergebnisse mit den durchgeführten Computersimulationen abgeglichen. Diese Resultate können für weitere Simulationen, um zum Beispiel den Einfluss anderer Belastungen oder Geometrien zu untersuchen, herangezogen werden.

Die im Prüfverfahren erzeugten eindimensionalen Belastungen entsprechen nicht den tatsächlichen Belastungen unter Betriebsbedingungen. Um Aussagen über die Lebensdauer der Verbindungen unter realen Betriebsbedingungen zu treffen, können die hier gemessenen Lebensdauerkurven mit Ausfallstatistiken von Modulen dieser Art verglichen werden.

6 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden erstmalig großflächige Ultraschall-Schweißverbindungen auf ihre Langzeitfestigkeit geprüft. Das entwickelte Prüfverfahren basierend auf einer spezifischen Probenpräparation in Verbindung mit einem Ultraschall-Resonanz-Prüfsystem erwies sich als eine sehr schnelle und vielfältig einsetzbare Methode.

Bei dem entwickelten Prüfverfahren werden eindimensionale hochfrequente zyklische Schwingungen (20 kHz) auf die Proben übertragen. Die Proben sind dabei so montiert, dass eine Seite der Verbindung in Schwingung versetzt wird. Die zweite Seite bleibt frei beweglich und kann über die Verbindungsstelle frei mitschwingen. Die auf den frei beweglichen Probenteil wirkenden Trägheitskräfte führen so zu Scherbelastungen in der Verbindung und zum Bruch. Durch die Probenpräparation, bei der die Verbindungsstelle von allen Seiten verkleinert wurde, können die nötigen Belastungen für die Lebensdaueruntersuchungen erzeugt werden. Durch diesen Aufbau sind Lebensdaueruntersuchungen im Bereich hoher Lastwechselzahlen ($>10^5$) bei kurzer Prüfdauer möglich. Die Messungen wurden hier bis zu 10^9 Lastwechsel durchgeführt.

Die Lebensdaueruntersuchungen zeigen, dass die Korngröße des verwendeten Kupfers im Substrat einen eindeutigen Einfluss auf die Langzeitfestigkeit der Ultraschall-Schweißverbindungen hat. Die Lebensdauerkurven von Verbindungen mit einem grobkörnigem DBC-Substrat (180 μm) liegen im Durchschnitt um 4-5 MPa unter der von Verbindungen mit feinkörnigerem Substrat (120 μm).

Die Ermüdungsfestigkeit der untersuchten Proben wurde mit Reinmaterial aus grobkörnigem Kupfer verglichen. Es wurde eine Festigkeit der Ultraschall-Schweißverbindungen im Bereich hoher Lastwechselzahlen mit bis zu 2 MPa unter der Festigkeit von grobkörnigem Kupfer (70 μm) gemessen. Woraus sich generell auf eine sehr gute Materialverbindung schließen lässt.

An den untersuchten Nickel beschichteten Schweißverbindungen wurden geringere Ermüdungsfestigkeiten im Vergleich zu einfachen Cu-Cu Verbindungen festgestellt. Der Unterschied ergab 3-4 MPa bei einer um 10 μm geringeren Korngröße des DBC-Substrats der Nickel beschichteten Schweißverbindungen. Ursachen dafür konnten anhand der durchgeführten EDX-Analysen der Bruchflächen aufgezeigt werden. Anhand der Querschliffe und der Bruchflächen zeigte sich, dass der Riss bevorzugt direkt oberhalb der Nickelschicht verläuft. Daraus lässt sich schließen, dass die galvanisch abgeschiedene Verbindung von Nickel zum DBC-Substrat unter Wechselbeanspruchung wesentlich stabiler ist als die Ultraschallverbindung von Kupfer auf Nickel. Ebenso wurden große zusammenhängende Bereiche von Nickel in der Bruchfläche beobachtet.

Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen konnten mithilfe von FEM Simulationen gut wiedergegeben werden. Dabei wurden die mittleren Scherspannungen und die Orte der Spannungskonzentrationen als Orte der Rissbildung aus den Experimenten durch die Simulationen bestätigt. Die größten Spannungs- und Dehnungskonzentrationen ergaben sich an den Ecken des Verbindungsstegs mit einer von-Mises-Spannung von 147 MPa und einer von-Mises-Dehnung von 0.03 %. Die berechneten Scherbelastungen lagen im Mittel bei 23 MPa und sind damit vergleichbar mit den experimentellen Resultaten die in einem Bereich von 12-25 MPa liegen. Weiters lieferten die Simulationen genauere Einblicke in das Schwingungsverhalten der Proben während der Tests.

Die besonderen Vorteile der entwickelten Prüfmethode liegen in der großen Anwendungsbreite und Variabilität. Es können sowohl unterschiedliche Materialien wie auch Verbindungen unterschiedlicher Größe auf deren Lebensdauer hin untersucht werden. Die Prüfmethode ist nicht allein auf Verbindungen beschränkt, es können damit Reinmaterialien und Verbundwerkstoffe geprüft werden. Je nach Bedarf kann durch geeignete Wahl der Probengeometrie und der Kopplung an das Resonanz-Prüfsystem, die Art der induzierten Spannungen zwischen Scher-, Zug-Druck-, Biege-, Torsions- und Mehrfachbelastungen geändert werden.

i. Literaturverzeichnis

- [1] R. Bayerer, "Advanced packaging yields higher performance and reliability in power electronics," *Microelectronics Reliability*, vol. 50, 2010, S. 1715-1719.
- [2] H. Lu, C. Bailey, und C. Yin, "Design for reliability of power electronics modules," *Microelectronics Reliability*, vol. 49, 2009, S. 1250-1255.
- [3] M. Thoben, W. Staiger, C. Bitz, J. Wilde, und D. Silber, "Zuverlässigkeit von Antriebselektronik für Elektrofahrzeuge," *VDI-Tagung*, 2000, S. 1169-1182.
- [4] M. Bartram, "IGBT-Umrichtersysteme für Windkraftanlagen," Dissertation, Technische Hochschule Aachen, 2005.
- [5] Y. Yamada, Y. Takaku, I. Nakagawa, T. Atsumi, M. Shirai, I. Ohnuma, und K. Ishida, "Reliability of wire-bonding and solder joint for high temperature operation of power semiconductor device," *Microelectronics Reliability*, vol. 47, 2007, S. 2147-2151.
- [6] G. Harmann, *Wire Bonding in Microelectronics*, McGraw-Hill, 2010.
- [7] W.J. Plumbridge, R.J. Matela, und A. Westwater, *Structural Integrity and Reliability in Electronics*, London: Kluwer Academic Publishers, 2003.
- [8] G. Khatibi, M. Lederer, B. Weiss, T. Licht, J. Bernardi, und H. Danninger, "Accelerated Mechanical Fatigue Testing and Lifetime of Interconnects in Microelectronics," *Procedia Engineering*, vol. 2, 2010, S. 511-519.
- [9] G. Khatibi, V. Gröger, B. Weiss, G. Lefranc, und G. Mitic, "Verfahren zur zyklischen Scherbelastungsprüfung von Mikroverbindungen zwischen Werkstoffen," U.S. Patent 10 2005 016038B3.
- [10] B. Czerny, G. Khatibi, B. Weiss, und T. Licht, "A fast test technique for life time estimation of ultrasonically welded Cu-Cu interconnects," *Microelectronics Reliability*, vol. 50, 2010, S. 1641-1644.
- [11] M. Thoben, "Zuverlässigkeit von großflächigen Verbindungen in der Leistungselektronik," Dissertation, Universität Bremen, 2002.
- [12] U. Scheuermann und S. Schuler, "Power cycling results for different control strategies," *Microelectronics Reliability*, vol. 50, S. 1203-1209.
- [13] H. Böhm, *Einführung in die Metallkunde*, Mannheim: Bibliographisches Institut, 1968.
- [14] H.J. Christ, *Wechselverformung von Metallen*, Berlin: Springer-Verlag, 1991.
- [15] A. Zéanh, O. Dalverny, M. Karama, E. Woïgard, S. Azzopardy, A. Bouzourene, J. Casutt, und M. Mermet-Guyennet, "Proposition of IGBT modules assembling technologies for aeronautical applications," *CIPS International Conference on Integration of Power Electronics Systems*, 2008.

- [16] D.R. Askeland, *Materialwissenschaften*, Spektrum Akademischer Verlag, 1996.
- [17] A. Betzwar Kotas, "Größeneinfluss auf mechanische Eigenschaften und das Wechselverformungsverhalten von dünnen Kupferfolien," Dissertation, Universität Wien, 2009.
- [18] G. Schott, *Werkstoffermüdung*, Berlin: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1985.
- [19] H. Schumann, *Metallographie*, Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1980.
- [20] W.D. Callister, *Fundamentals of Materials Science and Engineering*, John Wiley and Sons, 2005.
- [21] S. Suresh, *Fatigue of materials*, Cambridge University Press, 1991.
- [22] H.P. Rossmanith, *Grundlagen der Bruchmechanik*, Wien: Springer-Verlag, 1982.
- [23] Y. Kaneko, M. Ishikawa, und S. Hashimoto, "Dislocation structures around crack tips of fatigued polycrystalline copper," *Materials Science and Engineering*, vol. A 400-401, 2005, S. 418-421.
- [24] J. Polák, *Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals*, Amsterdam: Elsevier, 1990.
- [25] J. Devine, "Ultrasonic Welding," *Metals Handbook*, Ohio: ASM, 1983, S. 746-756.
- [26] E. de Vries, "Mechanics and Mechanisms of Ultrasonic Metal Welding," Dissertation, Ohio State University, 2004.
- [27] "Verbindungstechnik Metall-Schweissen – Telsonic – Verfahren" Available: <http://www.telsonic.ch/de/verbindungstechnik/metall-schweissen/verfahren.html>.
- [28] T. DiFinizio, "Multiple-wire terminations profit from ultrasonic welding technology - Connector Specifier" Available: <http://www.interconnectionworld.com>.
- [29] L.D. Roth, "Ultrasonic Fatigue Testing," *Metals Handbook*, Ohio: ASM, 1985, S. 241-257.
- [30] G. Khatibi, W. Wroczewski, B. Weiss, und T. Licht, "A fast mechanical test technique for life estimation of micro-joints," *Microelectronics Reliability*, vol. 48, 2008, S. 1822-1830.
- [31] D. Ensminger, *ULTRASONICS The Low- and High-Intensity Applications*, New York: Marcel Dekker, 1973.
- [32] U. Nicolai, T. Reimann, J. Petzoldt, und J. Lutz, *Applikationshandbuch IGBT- und MOSFET-Leistungsmodule*, ISLE Verlag, 1998.
- [33] T. Arens, F. Hettlich, C. Karpfinger, U. Kockelkorn, und K. Lichtenegger, *Mathematik*, Heidelberg: Spektrum Akademischer Verlag, 2008.
- [34] K. Knothe und H. Wessels, *Finite Elemente*, Berlin: Springer-Verlag, 1991.
- [35] J.F. Shackelford und W. Alexander, *CRC Materials Science and Engineering Handbook*, CRC Press, 2001.

- [36] J. Besson, G. Cailletaud, J.L. Chaboche, S. Forest, und M. Blétry, *Non-Linear Mechanics of Materials*, Springer-Verlag, 2010.
- [37] M. Lederer, J. Zarbakhsh, R. Huang, T. Detzel, und B. Weiss, "Thermomechanical Stresses in Copper Films at Elevated Temperature," *IMAPS International Conference & Exhibition on High Temperature Electronics*, 2010.
- [38] W.W. Maenning, "Untersuchungen zur Planung und Auswertung von Dauerschwingversuchen an Stahl in den Bereichen der Zeit- und der Dauerfestigkeit," Dissertation, Berlin, 1966.
- [39] D. Dengel, "Die arcsin-Transformation - ein einfaches Verfahren zur grafischen und rechnerischen Auswertung geplanter Wohlerversuche," *Zeitschrift für Werkstofftechnik*, vol. 8, 1975.
- [40] W. Hessler, "Wechselverformungsverhalten von Vielkristallinem Kupfer im Bereich hoher Lastwechselzahlen," Dissertation, Universität Wien, 1981.
- [41] L.D. Roth und L.E. Willertz, "Ultrasonic Fatigue," Conf. AIME, 1982, S. 265-282.
- [42] P. Haasen, *Physikalische Metallkunde*, Berlin: Springer-Verlag, 1991.
- [43] DIN, *Materialprüfnormen für metallische Werkstoffe 1*, Berlin: Beuth Verlag, 1981.
- [44] Y. Kaneko, M. Ishikawa, und S. Hashimoto, "ECCI Observation of Dislocation Structure Formed around an Intergranular Fatigue Crack in Copper," *Advanced Materials and Processing*, vol. 26-28, 2007, S. 1317-1320.

ii. Anhang

Zusammenstellung der Messdaten

Probe	Masse	Fläche	Dehnung	Geschw.	Beschl.	Messdauer	Frequenz	Zyklen	Spannung	Amplitude
	mg	mm ²	10 ⁻⁶ %	mm/s	g	s	Hz	# *10 ⁶	MPa	%
1-1*	163,740	3,760	323,7	1618	20726	138	19998	2759724	27,59	9
1-2*	165,940	3,171	279,5	1395	17849	70	19970	1397900	13,97	9
1-3	333,484	3,017	303,4	1520	19511	15	20040	300600	21,16	30
1-4	370,110	2,651	191,5	957	12263	16	20000	320000	16,8	35
1-5	Nach Wechselbelastung für metallurgische Untersuchung präpariert									
1-6	288,792	3,183	226,1	1130	14475	122	19996	2439512	12,88	50
1-7	554,684	1,952	297,6	1488	19066	0	20004	1000	2000,4	53
1-8	285,005	3,133	404,0	2013	25685	671	19926	13370346	24,19	82
1-9	Im Ausgangszustand für metallurgische Untersuchung präpariert									
1-10	274,883	1,701	214,1	1071	13724	26	20006	520156	23,1	44
1-11*	586,142	2,492	224,9	1125	14418	3	20010	60030	33,27	45
1-12*	294,521	3,558	338,5	1690	21609	27	19966	539082	17,97	74
1-13	300,861	2,553	292,7	1464	18753	82	20004	1640328	23,27	55
1-14	294,521	2,425	247,6	1237	15831	23	19984	459632	19,9	48
1-15	306,200	2,749	241,5	1208	15484	111	20012	2221332	18,16	50
1-16	295,420	2,545	261,5	1305	16694	1486	19967	29670962	19,47	56
1-17*	307,320	5,814	243,9	1220	15640	27	20012	540324	8,11	1
2-1	Im Ausgangszustand für metallurgische Untersuchung präpariert									
2-2	257,010	2,717	233,0	1165	14928	7	20003	140021	14,18	53
2-3	235,220	3,344	465,0	2325	29786	1	20001	20001	21,83	100
2-4	Nach Risseinleitung für metallurgische Untersuchung präpariert									
2-5	221,240	1,615	135,7	678	8688	8	19996	159968	12,32	30
2-6	272,125	3,615	304,4	1519	19417	799	19959	15947241	14,34	64
2-7	Nach Wechselbelastung für metallurgische Untersuchung präpariert									
2-8*	317,830	2,800	236,0	1178	15058	1598	19962	31899276	17,7	51
2-9	308,720	2,457	179,0	894	11434	631	19973	12602963	14,09	45

* Bruch in Al₂O₃

2-10*	366,930	3,824	193,0	961	12269	1185	19925	23611125	11,55	45
2-11	254,884	3,055	442,0	2199	28033	1295	19902	25773090	22,94	75
2-12	230,110	2,000	243,0	1210	15427	409	19912	8144008	17,41	53
2-13	290,400	2,072	224,0	1117	14277	6	19951	119706	19,63	50
2-14*	284,938	3,241	381,0	1904	24378	410	19990	8195900	22,56	80
2-15	291,567	2,397	207,5	1038	13303	6	20010	120060	16,86	46
2-16	304,190	2,346	208,0	1036	13230	146	19931	2909926	16,83	44
2-17*	303,380	4,206	411,0	2059	26437	138	20043	2765934	18,71	72
2-18	319,700	2,932	241,0	1203	15380	1161	19964	23178204	16,85	54
2-19	297,700	2,683	290,0	1450	18565	978	19995	19555110	20,21	64
2-20*	287,363	3,043	275,5	1376	17615	4245	19983	84827835	17,22	60
2-21	Im Ausgangszustand für metallurgische Untersuchung präpariert									
2-22	318,910	2,929	460,0	2297	29380	1	19972	11983	31,38	100
2-23	299,608	1,517	212,5	1063	13617	26	20005	520130	27,02	46
3-1	285,931	1,344	184,2	921	11798	0,05	20000	300825	8,1	40
3-2	Im Ausgangszustand für metallurgische Untersuchung präpariert									
3-3	285,379	1,955	143	713	9117	4	19954	79816	13,78	30
3-4	282,073	1,450	144,5	721	9216	5	19958	99790	18,01	30
3-5	286,049	2,655	240,9	1207	15504	19	20048	380912	16,39	55
3-6	269,670	1,648	251	1255	16087	7	20007	143000	26,44	55
3-7	Nr. 664	1,917	Scherversuch Fmax [N]=			300		1	156,49	
3-8	Im Ausgangszustand für metallurgische Untersuchung präpariert									
3-9	301,857	1,961	207,2	1037	13303	1606	20024	32170000	21,33	46
3-10	Nr. 662	2,023	Scherversuch Fmax [N]=			290		1	143,35	
3-11	Nr. 663	2,290	Scherversuch Fmax [N]=			250		1	109,17	
3-12	Nicht getestet									
3-13	300,162	1,633	145,1	726	9304	858	20011	17151000	17,18	32
3-14	342,160	1,656	155,5	778	9971	3	20011	60033	21,46	34
3-15	365,985	2,010	159,5	797	10207	13	19991	259883	18,67	35
3-16	345,981	1,032	132,4	663	8501	1	20025	20025	30	30
3-17	Nicht getestet									
3-18	359,483	2,101	153	764	9779	111	19979	2217669	17,32	36
3-19	251,241	2,065	396,5	1955	24707	9	19727	187000	31,12	40

* Bruch in Al₂O₃

3-20	Nicht getestet									
3-21	Nicht getestet									
3-22	277,808	1,255	135,8	679	8708	75	20012	1500900	20,08	30
3-23*	351,160	3,914	236,5	1182	15132	1430	19990	28585700	14,29	51
4-1	238,726	1,888	137,6	688	8806	255	19992	5098000	11,53	30
4-2	252,626	2,621	185,3	927	11875	584	20006	11689000	12,05	40
4-3	Nach Wechselbelastung für metallurgische Untersuchung präpariert									
4-4	142,194	1,219	227,7	1140	14615	491	20021	9831000	17,95	50
4-5	134,010	1,436	333,4	1663	21264	953	19958	19020000	20,54	70
4-6	314,000	2,050	181,6	908	11627	2323	19996	46269000	18,44	40
4-7	260,100	2,258	373,6	1863	23792	213	19943	4248000	27,53	77
4-8	297,827	1,504	173,9	870	11144	2073	20005	41469000	22,17	40
4-9	Nr. 659	1,750	Scherversuch Fmax [N]=			330				
4-10	323,976	3,324	344	1716	21929	2974	19953	59353000	21,47	72
4-11	Nr. 658	1,313	Scherversuch Fmax [N]=			190		1	144,71	
4-12	327,588	2,025	178,8	895	11467	120	20013	2411000	19,2	40
4-13	329,000	2,368	248,6	1246	16007	49	20053	983000	23,41	56
4-14	Nach Risseinleitung für metallurgische Untersuchung präpariert									
4-15	312,000	1,497	179,2	898	11523	4	20040	79000	25,28	40
4-16	324,100	3,013	341	1703	21784	1816	19974	36275000	23,54	72
4-17	332,110	2,675	236,3	1182	15159	862	20016	17254000	198,12	52
5-1	219,500	1,422	130,8	655	8413	3	20042	60000	13,53	30
5-2	236,300	2,887	274,2	1373	17601	767	20022	15378000	15,17	60
5-3	230,000	2,263	245,7	1230	15770	881	20021	17639000	16,7	54
5-4	Nicht getestet									
5-5	201,000	2,295	332,2	1660	21251	1058	19988	21148000	19,59	70
5-6	309,600	3,442	447,9	2233	28533	444	19946	8858000	25,78	91
5-7	310,600	2,029	208	1039	13309	2	19990	77000	21,45	45
5-8	309,600	3,228	414,1	2063	26321	225	19924	4483000	26,13	84
5-9	312,700	2,841	330,600	1650	21090	597	19960	11916000	24,44	69
5-10	311,300	2,743	282,5	1411	18049	559	19975	11167000	21,34	63
5-11	318,900	2,887	250,3	1252	16049	5	20011	129000	18,47	55
5-12	342,100	2,686	252	1258	16077	130	19961	2595000	21,2	54

* Bruch in Al₂O₃

5-13*	317,400	3,938	402	2003	25560	68	19927	1354000	21,51	82
5-14*	311,600	3,440	392,6	1955	24942	242	19919	4819000	23,39	80
5-15	328,600	2,528	293,3	1464	18725	41	19968	819000	25,36	62
5-16	281,800	2,411	248,8	1244	15943	3	20005	60000	18,72	55
5-17*	347,700	4,368	471,3	2346	29930	585	19915	11652000	24,82	93
6-1	Im Ausgangszustand für metallurgische Untersuchung präpariert									
6-2	Nicht getestet									
6-3	229,500	2,531	318,3	1591	20366	1299	19990	25967000	19,12	68
6-4	230,100	3,112	173,4	869	11167	15	20055		0	40
6-5	229,500	1,941	208,3	1042	13344	342	20002	6881000	16,33	46
Nickel										
7-1	Nicht getestet									
7-2	Nicht getestet									
7-3	Nicht getestet									
7-4	291,300	1,322	85	420	5328	802	19785	15877000	11,52	35
7-5	296,400	2,370		0	0	0,5			0	50
7-6	288,600	2,194	204,4	1022	13088	189	19997	3780000	18,12	45
7-7	308,000	1,540	151,1	747	9464	38	19778	751000	18,57	50
7-8	290,500	2,540	263,3	1311	16729	4942	19920	98443000	19,22	56
7-9	295,300	2,387	232,9	1160	14811	466	19929	9287000	18,97	50
7-10	Nach Risseinleitung für metallurgische Untersuchung präpariert									
7-11	282,200	2,500	287,7	1438	18403	9	19987	189000	21,87	62
7-12	290,700	0,580	79,2	392	4962	0,5	19780	11000	24,4	30
7-13	298,300	2,163	132,8	664	8504	56	19998	1120000	12,35	30
7-14	290,800	2,277	174,4	871	11150	264	19982	5287000	14,3	38
7-15	300,800	2,668	177,7	889	11396	4	20013	80000	13,53	40
7-16	Nr. 665	2,069	Scherversuch Fmax [N]=			260		1	125,66	
7-17	295,400	2,148	194,5	972	12440	888	19986	17748000	17,82	42
7-18	279,300	2,237	171,8	859	11016	14219	20011	284541000	14,48	38
7-19	295,000	2,272	164,4	821	10510	1448	19981	28935000	14,22	48
7-20	Defekt									
7-21	Nr. 661	2,008	Scherversuch Fmax [N]=			200		1	99,6	

* Bruch in Al₂O₃

7-22	292,000	2,163	147	734	9394	129	19978	2577000	13,13	32
7-23	Nr. 660	2,577	Scherversuch Fmax [N]=			180		1	69,85	
7-24	292,600	1,177	76,2	377	4781	135	19795	2673000	11,66	30
7-25	Im Ausgangszustand für metallurgische Untersuchung präpariert									
7-26	305,200	1,463	176,6	882	11294	1	19985	20000	24,54	40
7-27	293,700	2,577	159	794	10159	245	19976	4898000	11,99	35

Lebenslauf

Name		Bernhard Czerny
Geburtsdatum		04.11.1982
Geburtsort		Wien
Staatsangehörigkeit		Österreich
Familienstand		ledig
Anschrift		Schwenkgasse 12/8 1120 Wien Österreich
Schulbildung	1989-1993	Volksschule in Wien 12 Rothenburggasse
	1993-2001	Bundesrealgymnasium in Wien 12 Rosasgasse
Hochschulbildung	2001-2010	Diplomstudium Physik an der Universität Wien