Einsatz bruchmechanischer Integralkonzepte zur thermomechanischen Zuverlässigkeitsbewertung in der mikroelektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik

Vorgelegt von
Diplom-Ingenieur
Habib Badri Ghavifekr

Von der Fakultät IV – Elektrotechnik und Informatik –
der Technischen Universität Berlin
zu Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor der Ingenieurwissenschaft
Dr.-Ing.

Genehmigte Dissertation

Berlin 2004
D 83

Promotionsausschuss:

Vorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Christian Boit
1. Berichter:	Prof. Dr.-Ing. Herbert Reichl
2. Berichter:	Prof. Dr. rer.nat. Bernd Michel
3. Berichter:	Prof. Dr. rer.nat. Heinz Lehr

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 24. Februar 2004

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit am Fraunhofer-Institut für Zuverlässigkeit und Mikrointegration Berlin. Die technischen Erfahrungen und fachliche Kenntnisse, die ich früher während meiner Tätigkeit am Forschungsschwerpunkt Technologien der Mikroperipherik der Technischen Universität Berlin gesammelt habe, bildeten eine günstige Basis für diese Arbeit.

Herrn Professor Dr.-Ing. H. Reichl danke ich für die Überlassung des Themas und sein Interesse an der Arbeit.

Herrn Professor Dr. H. Lehr möchte ich für die Übernahme des Koreferates und sein Interesse danken. Herrn Professor Dr.-Ing. C. Biot danke ich für die Mitarbeit im Promotionsausschuss.

Danken möchte ich besonders Herrn Professor Dr. B. Michel, der durch seine intensiven Anregungen, fachlichen Diskussionen und jeglicher Unterstützung die Arbeit ermöglicht hat.

Herrn Dr. J. Auersperg, Dr. D. Vogel, Dr. J. Vogel danke ich für ihre jegliche Beiträge. In Erinnerung an Dr. A. Schubert bin ich für seine Hilfsbereitschaft besonders verpflichtet ihm zu danken. Für die fachlichen und freundlichen Diskussionen und die Korrektur der Arbeit danke ich Herrn R. Schacht, J. Keller, H. Walter und O. Wittler.

Dem Herrn A. Sattelmayer und den Kollegen der Werkstatt am Forschungsschwerpunkt Technologien der Mikroperipherik der Technischen Universität Berlin möchte ich für die stete Unterstützung bei der Fertigung der Messvorrichtungen danken.

Weiterhim möchte ich mich bei allen Kolleginnen und Kollegen bedanken, die durch ein gutes und freundliches Arbeitsklima direkt und indirekt zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

In besonderem Maße danke ich meinen Bruder Madjid Badri Ghavifekr, der durch seine Unterstutzung mein Studium im Deutschland ermöglicht hat.

Berlin, im September 2003 Habib Badri Ghavifekr

Für meinen Bruder,
Madgid,
dem ich alles verdanke

Zusammenfassung

Thermische Wechselbelastung gehört zu den nicht vermeidbaren Betriebsbedingungen bei mikroelektronischen Aufbauten. Diese Aufbauten bestehen aus verschiedenen Materialien mit unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten, sodass thermische Fehlanpassungen bzw. thermisch induzierte Spannungen nicht verhindert werden können.

Beim derzeitigen Stand der Methodik zur Zuverlässigkeitsbewertung mikroelektronischer Aufbauten unter thermomechanischen Wechselbelastung wird die Schädigungsmechanik herangezogen, so dass ein Aufbau nach Initiierung eines Risses als ausgefallen erklärt wird. Im realen Betrieb ist die Zeitspanne zwischen der Rissinitiierung und seiner Ausbreitung bis zu einem kritischen Bereich nicht vernachlässigbar.

In der Arbeit wird die Notwendigkeit zur sequentiellen Betrachtung der Rissinitiierung durch die Schädigungsmechanik und der Rissausbreitung durch die Bruchmechanik diskutiert. Es ermöglicht die gleichzeitige Berücksichtigung der schädigungs- und bruchmechanischen Aspekte.

Der Einsatz der vorhandenen bruchmechanischen Konzepte (K-Faktoren und J-Integral) zur Lebensdauervorhersage mikroelektronischer Aufbauten wird dadurch erschwert, dass die Konzepte nur für Materialien mit elastischem Werkstoffverhalten entwickelt wurden.

In dieser Arbeit wird das generalisierte J_G-Integral zur Anwendung bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten entwickelt. Dabei stellt die Energiefreisetzungsrate G die theoretische Basis des Integralkonzeptes dar. Das Integral berechnet die freigesetzte Energie im Fall eines virtuellen Risswachstums. Der bedeutende Aspekt ist bei der Berechnung des J_G-Integrals die Tatsache, dass nur elastische Energie den Riss mechanisch belasten und in Folge eines Risswachstums befreit werden kann. Bei der Berechnung des J_G-Integrals wird demzufolge nur das elastische Feld (Energie, Deformationsgradient) berücksichtigt. Die inelastische Energien ändern die Mikrostruktur des Materials nahe der Rissspitze können aber den Riss mechanisch nicht belasten. Das neue Konzept kann besonders bei thermischer Wechselbelastung als ein zuverlässiges Maß zur Beurteilung der Rissausbreitung verwendet werden. Die entsprechenden Bruch- bzw. Ermüdungskriterien zur Charakterisierung dieser Materialien werden in der Arbeit diskutiert.

Die Kombination des generalisierten bruchmechanischen Integralkonzeptes J_G und der Finiten-Elemente-Methode (FEM) bietet ein wirksames Instrument zur Untersuchung des Risswachstums bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten. Während dieser Arbeit wurde das verwendete FE-Programm (ABAQUS) um ein ergänzendes Subprogramm zur Berechnung des J_G-Integrals erweitert. Einige Probleme, die bei der Implementierung auftreten, werden weitgehend erklärt.

Der experimentelle Teil der Arbeit beschäftigt sich mit der bruch- bzw. ermüdungsmechanischen Charakterisierung eines Materials mit inelastischem Werkstoffverhalten. Eutektisches Zinnblei Lotmaterial, das breite Anwendung in der mikroelektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik findet, wird als Beispiel ausgewählt.

Da die Informationen, die zur Berechnung des J_G-Integrals erforderlich sind, durch die FE-Analyse ermittelt werden, sind umfassende Kenntnisse des inelastischen Verhaltens des Lotmaterials notwendig. Aus diesem Grund wird das Kriechverhalten des Lotmaterials weitgehend untersucht und das Kriechgesetz so verallgemeinert, dass auch das primäre Kriechverhalten in die Beschreibung eingezogen wird. Der Primärbereich wird durch die Abhängigkeit der Kriechdehnungsrate von der äquivalenten Spannungsrate bestimmt. Zur Anwendung

des neuen Kriechgesetzes wurde eine ergänzende Subroutine zu dem verwendeten FE-Programm entwickelt und die benötigten Materialdaten wurden entsprechend gemessen.

Zur bruchmechanischen Charakterisierung des Lotmaterials wurden spezielle CT-Proben (Compact Tension) gefertigt, die an den Belastungsöffnungen mit Metallringen ausgerüstet sind. Damit wird eine unerwünschte Verformung der Belastungsöffnungen vermieden. Der kritische Wert des J_G-Integrals, bei dem der Riss sich ausbreitet, wird bestimmt.

Zur ermüdungsmechanischen Charakterisierung des Lotmaterials wird eine Belastungsvorrichtung entwickelt. Dabei wird der Unterschied zwischen den thermischen Ausdehnungskoeffizienten zweier Metalle zur thermomechanischen Wechselbelastung einer DENT-Probe (Double Edged Notched Tension) ausgenutzt. Eine Beziehung vom Paris-Erdogan Typ kann das auftretende Ermüdungsverhalten des Lotmaterials beschreiben und die entsprechenden Materialdaten wurden gemessen.

Die Anwendung des J_G-Integrals bei der Zuverlässigkeitsbewertung mikroelektronischer Aufbauten wird anhand zweier Beispiele präsentiert. Ein SMT-Widerstand (Surface Mount Technology) und ein BGA-Kontaktierung (Ball Grid Array) sind die zwei Beispiele, die Lotkontaktierung aus eutektischem Zinnblei haben. Die Lebensdauer dieser Aufbauten unter thermischer Wechselbelastung wird abgeschätzt.

Inhaltsverzeichnis

Zusammenfassung . . . . . **x**

Verzeichnis der verwendeten Symbole . . . . . **x**

Einleitung **1**

1 Ausfall der mikroelektronischen Aufbauten **3**
1.1 Schädigungs- und Bruchmechanik 3
1.2 Thermische Wechselbelastung 6
1.3 Stand der Methodik zur Lebensdauervorhersage . . . 6
1.4 Erweiterung der Technik 12

2 Bruchmechanische Integral-Konzepte **14**
2.1 Linear elastische Bruchmechanil 14
2.2 Rissspitzenfeld und K-Faktoren 15
2.3 Energiefreisetzungsrate 18
2.4 Bruchmechanik bei inelastischem Werkstoffverhalten . . 22

3 Generalisiertes J_G-Integral **24**
3.1 Theoretische Beschreibung 24
3.2 Thermisch induzierte Spannungen 28
3.3 Bruchkrieterien 29
3.4 Ermüdungskriterien 29
3.5 Ermüdung unter thermischer Wechselbelastung . . . 30
3.6 Abschätzung der Rissrichtung 32
3.7 Programmieren des J_G-Integrals 32

3.8 Vergleich zwischen Integralkonzepte 38

4 Messungen 40
4.1 Kriechverhalten 41
4.2 Bruchverhalten 49
4.3 Ermüdung unter mechanischer Wechselbelastung . . . 53
4.4 Ermüdung unter thermischer Wechselbelastung . . . 57

5 J_G-Integral in mikroelektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik 66
5.1 Surface Mount Technology 66
5.2 Ball Grid Array 71

Anhang 77
A Ausfall und Ausfallrate 77
B Energiefreisetzungsrate nach deLorenzi 81

Literaturverzeichnis. 90

Verzeichnis der verwendeten Symbole

Symbol	Bedeutung	Einheit
b	Burgers Vektor	
k	Bolzmann Konstante	J / K
d	Korngroße	µm
da / dN	Risswachstumsrate	µm / Zykus
f	Reaktionskräfte der Knoten	N
h_i	Interpolationsfunktion	
s	Lokale Koordination der Elemente	
t_i	Traktionsvektor: Oberflächenspannung	N / m^2
u	Einheitsfaktor der Risswachstumsrate	1 µm / Zyklus
v	Einheitsfaktor der Risswachstumszyklen	1 Zyklus / µm
x	Geometrische Lage eines materiellen Punkt	
Δx	Lokal virtuelles Risswachstum	m
A	Rissfläche	m^2
δA	Freigesetzte Rissfläche	m^2
D	Diffusionskoeffizient	m / s
E	Elastizitätsmodul	N / m^2
E_A	Aktivierungsenergie	Ws
E_{AI}	Aktivierungsenergie für Rissinitiierung	Ws
E_{AP}	Aktivierungsenergie für Rissausbreitung	Ws
F	Zugkraft der Prüfkörper	N
F_{ij}	Deformationsgradient	
$F^{El.}$	Elastischer Deformationsgradient	
$F^{inEl.}$	Inelastischer Deformationsgradient	
$F^{Pl.}$	Plastischer Deformationsgradient	
$F^{Cr.}$	Viskoplastischer Deformationsgradient	

Symbol	Bedeutung	Einheit
$F^{Th.}$	Thermischer Deformationsgradient	
G	Energiefreisetzungsrate	N / m
J	Bruchmechanische J-Integral	N / m
ΔJ	Amplitude des zyklenden J-Integrals	N / m
J_G	Bruchmechanische J_G-Integral	N / m
ΔJ_G	Amplitude des zyklenden J_G-Integrals	N / m
K	Bruchmechanische K-Faktoren	$N / m^{3/2}$
ΔK	Amplitude des zyklenden K-Faktors	$N / m^{3/2}$
N_f	Reale thermische Zyklen bis zum Ausfall	
N_{fi}	Reale thermische Zyklen bis zur Rissinitiierung	
N_{fp}	Reale thermische Zyklen zur Rissausbreitung	
N_{f0}	Beschleunigte thermische Zyklen bis zum Ausfall	
N_{fi0}	Beschleunigte thermische Zyklen bis zur Rissinitiierung	
N_{fp0}	Beschleunigte thermische Zyklen zur Rissausbreitung	
P	Mechanische Leistung	W
R	Drehungstensor	
R	Zuverlässigkeitsfunktion	
RH	Relative Feuchtigkeit	%
S	Einfluss der externen Phänomene bei Arrhenius-Formel	
T	Periode der thermischen Zyklen	s
T_r	Periode der realen thermischen Zyklen	s
T_t	Periode der beschleunigten thermischen Zyklen	s
U	Elektrische Spannung	
V	Links-Streck-Tensor	
W	Mechanische Energie	
δW	Freigesetzte Energie durch virtuelles Risswachstum	
$W^{El.}$	Elastische Energie	
$W^{inEl.}$	Inelastische Energie	
$W^{Pl.}$	Plastische Energie	
$W^{Cr.}$	Viskoplastische Energie	
$W^{Th.}$	Thermisch gespeichert Energie	
α	Thermische Ausdehnungskoeffizient	1 / K
ε	Mechanische Dehnung	

Symbol	Bedeutung	Einheit
$\varepsilon^{El.}$	Elastische Dehnung	
$\varepsilon^{Cr.}$	Kriechdehnung	
μ	Schubmodul	N / m^2
λ	Ausfallrate	1/ s
λ_r	Reale Ausfallrate	1/ s
λ_t	Beschleunigte Ausfallrate	1/ s
σ	Mechanische Spannung	N / m^2
σ'	Deviator der Spannung	N / m^2
$\tilde{\sigma}$	Äquivalente Spannung (Mises)	N / m^2
θ	Temperatur	K
$\Delta\theta$	Amplitude des thermischen Zyklus	K
$\Delta\theta_r$	Amplitude des realen thermischen Zyklus	K
$\Delta\theta_t$	Amplitude des beschleunigten thermischen Zyklus	K
Π	Komplementärenergie	Ws
$-d\Pi$	Freigesetzte Energie durch virtuelles Risswachstum	Ws

Einleitung

Mikroelektronische Aufbauten bestehen aus einer Kombination verschiedener Materialien mit unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Dabei können thermische Fehlanpassungen meist nicht vermieden werden. Externe Temperaturschwankungen und ständige Änderungen der internen Verlustleistung verursachen thermisch induzierte Spannungen, die zur Schädigung und Ermüdung dieser Aufbauten führen.

Die Lebensdauervorhersage der mikroelektronischen Aufbauten unter thermischer Wechselbelastung ist eine der wichtigsten Zuverlässigkeitsuntersuchungen. Der Stand der Technik zur Lebensdauerbewertung basiert zurzeit auf schädigungsmechanischen Aspekten. Die Anwendung bruchmechanischer Konzepte ist relativ begrenzt, weil diese Konzepte zunächst für Materialien mit elastischem Werkstoffverhalten entwickelt wurden. Die Tatsache, dass einige sehr kritische Stellen in mikroelektronischen Aufbauten, wie Lotstellen, inelastisches Werkstoffverhalten aufweisen, macht die Problematik deutlich.

Ziel dieser Arbeit ist eine theoretische Erweiterung der bruchmechanischen Konzepte auf Bereiche mit inelastischem Werkstoffverhalten und die Definition einer geeigneten Größe zur bruch- bzw. ermüdungsmechanischen Charakterisierung dieser Materialien.

In Kapitel 1 und Anhang A wird die Notwendigkeit der Anwendung der Bruchmechanik bei der Lebensdauervorhersage mikroelektronischer Aufbauten erklärt. Zuerst werden die theoretischen Hintergründe der Zuverlässigkeitsuntersuchungen kurz erläutert. Der Stand der Methodik bei der Lebensdauervorhersage mikroelektronischer Aufbauten unter thermischer Wechselbelastung wird beschrieben. Einige wichtige Begriffe aus der Schädigungs- bzw. Bruchmechanik werden definiert und anschließend wird die Möglichkeit und Notwendigkeit der getrennten Betrachtung von Schädigungs- und Bruchmechanik erläutert.

In Kapitel 2 und Anhang B werden die bruchmechanischen Konzepte bei der Anwendung auf Materialien mit elastischem Werkstoffverhalten erklärt. Nach einer kurzen Einleitung zur linear elastischen Bruchmechanik werden die K-Faktoren und die Energiefreisetzungsrate als die am meisten verwendeten bruchmechanischen Konzepte diskutiert. Dabei wird das J-Integral und dessen verschiedene Formulierungen vorgestellt. Anschließend wird die Möglichkeit zur Erweiterung des J-Integrals auf inelastisches Werkstoffverhalten vorgeschlagen.

In Kapitel 3 wird das J_G-Integral, das als Kern dieser Arbeit betrachtet wird, vorgestellt. Das J_G-Integral berechnet die Energiefreisetzungsrate in Fall eines virtuellen Risswachstums in Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten. Die Fähigkeit dieses Integralkonzepts zur bruch- bzw. ermüdungsmechanischen Charakterisierung dieser Materialien wird erklärt. Ein ergänzendes Programm zur Berechnung des J_G-Integrals mittels der FE-Analyse wurde entwickelt. Die dabei auftretenden Probleme werden diskutiert.

Kapitel 4 beschreibt die Messungen, die während dieser Arbeit durchgeführt wurden. Dabei wird ein Material mit inelastischem Werkstoffverhalten mittels J_G-Integral bruch- bzw. ermüdungsmechanisch charakterisiert. Als Beispiel wird das eutektische Zinnblei Lotmaterial,

das breite Anwendung in der mikroelektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik findet, ausgewählt. Zuerst wird das Kriechverhalten dieses Lotmaterials untersucht. Dazu wird ein allgemeines Kriechgesetz, das zusätzlich das primäre Kriechverhalten des Lotes beschreiben kann, vorgestellt und die zugehörigen Materialdaten gemessen. Danach werden geeignete Messverfahren zur Messung des Bruch- bzw. Ermüdungsverhaltens des Lotmaterials entwickelt. Die Messverfahren bestehen aus einer Kombination von experimentellen Messungen und FE-Analysen der Messprozesse. Die Messergebnisse werden durch die Berechnung des J_G-Integrals interpretiert.

Kapitel 5 befasst sich mit dem Einsatz des J_G-Integrals bei der Lebensdauervorhersage mikroelektronischer Aufbauten. Zwei Beispiele werden ausgewählt: Ein SMT-Widerstand (Surface Mount Tecnology) mit Lotkontaktierung und eine BGA-Kontaktierung (Ball Grid Array), bei der die Kontaktierung durch Lotballs realisiert wird. Anschließend wird die Lebensdauer unter thermischer Wechselbelastung untersucht.

Kapitel 1

Ausfall der mikroelektronischen Aufbauten

In diesem Kapitel wird die Notwendigkeit der Anwendung von bruchmechanischen Konzepten bei der Zuverlässigkeitsbewertung von mikroelektronischen Aufbauten diskutiert.

Der Ausfall eines mikroelektronischen Aufbaus findet statt, wenn das System seine definierte Funktion nicht mehr ausführt. Eine theoretische und statistische Erklärung des Ausfalls spielt bei der Lebensdauervorhersage eines Aufbaus eine zentrale Rolle. Eine zuverlässige Funktion ist innerhalb der Lebensdauer des Systems gewährleistet. Die mathematische Formulierung des Ausfalls und der Ausfallrate kann dem Anhang A entnommen werden.

Folgende Mechanismen können zum Ausfall der mikroelektronischen Aufbauten führen:

I) elektrisch: Elektromigration, Lawinen-Effekt,

II) chemisch: Feuchtigkeit, Phasen-Änderung,

III) rein mechanisch: Vibration, mechanischer Schlag,

IV) thermomechanisch: thermische Fehlanpassung, Kriechen, Bruch, Ermüdung.

Innerhalb dieser Arbeit werden die durch thermomechanische Mechanismen hervorgerufenen Ausfälle untersucht. Die Ursachen dieser Ausfälle sind meist unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten der angewendeten Materialien.

Zum Verständnis der Arbeit werden zuerst die wichtigsten Begriffe und die grundlegende Definitionen der Bruchmechanik erklärt. Zum ausführlichen Studium wird auf die Literatur [1-3] verwiesen.

1.1 Schädigungs- und Bruchmechanik

Mikrostrukturen und Defekte:

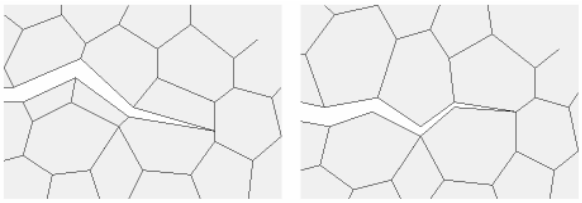
Wird ein ideales Material mit regelmäßiger und homogener Mikrostruktur ohne jegliche Defekte, Versetzungen, mehrphasige Strukturen, Mikrorisse, Leerstellen oder Fremdpartikel vorausgesetzt, kann einen Bruch in diesem Material sich als Auflösung von den Bindungen zwischen Atomen, Ionen oder Molekülen vorgestellt werden. Die Bruchfestigkeit eines solchen idealen Materials kann um mehre Zehnpotenzen höher sein als die Bruchfestigkeit eines

realen Materials. Die Ursachen des Bruchs liegen in der inhomogenen Struktur des realen Materials und vor allem in seinen Defekten.

Bei einkristallinen Materialien sind die Gitterdefekte die Ursache für einen Bruch. Dabei können sich die Punktimperfektionen (Leerstellen, Zwischengitteratome, Fremdatome) und die Linienimperfektionen (Versetzungen) verschieden auswirken. Das Einwirken von Schubspannungen auf diese Versetzungen führt zum Gleiten der Bänder und kann einen Bruch in diesen Materialien verursachen.

Bei polykristallinen Materialien spielt die Korngrenze eine zusätzliche Rolle. Dabei können die Flächenimperfektionen (Kleinwinkelkorngrenzen, Großwinkelkorngrenzen, Zwillingsgrenzen) in Betracht kommen. Die vorkommenden Brucharten in diesen Materialien sind transkristalline oder interkristalline Risse, wie Abbildung 1.1 darstellt.

Bei Kunststoffen sind andere komplizierte Bruchmechanismen zu beobachten, die in der Literatur erklärt werden.



(a) (b)

Abbildung 1.1 a) Transkristalliner Riss, b) Interkristalliner Riss

Schädigungsmechanik (Damage mechanics)**:**

Bei mechanischer Belastung der Festkörper entstehen hohe Spannungskonzentrationen an den inhomogenen Bereichen. Das verursacht Hohlräume bzw. Schädigungen, die anwachsen können. Bei steigender Schädigung des Materials können sich die Hohlräume zusammenschließen und lokale Mikrorisse bilden, wie Abbildung 1.2 darstellt. Finden die lokalen Mikrorisse zusammen, kann von der Initiierung eines Risses gesprochen werden.

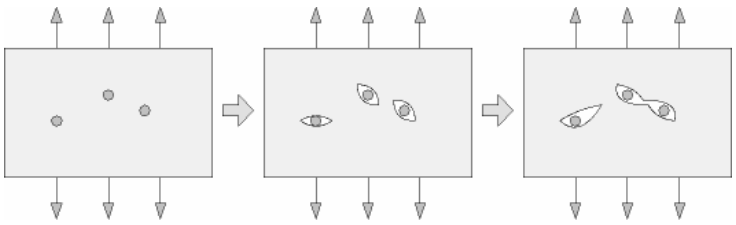


Abbildung 1.2 Initiierung eines Risses

Bruchmechanik (Fracture mechanics)**:**

Vor der Entstehung des Risses waren die Spannungskonzentrationen unregelmäßig und von den inhomogenen Bereichen abhängig. Initiierung des Risses verursacht eine regelmäßig extreme Konzentration der mechanischen Spannungen nahe der Rissspitze. Die von der Rissspitze bzw. Rissfront weiter entfernten Zonen werden danach sogar mechanisch entlastet. Die Verteilung der mechanischen Spannung kann nach der Initiierung des Risses makroskopisch genau charakterisiert werden. Deswegen kann die Ausbreitung des Risses nicht mit der Schä-

digungsmechanik behandelt werden. Die Bruchmechanik ermöglicht eine Aussage über die Tendenz eines Risses zur Ausbreitung, die mögliche Risswachstumsgeschwindigkeit und die bevorzugte Richtung. Von Bedeutung ist weiterhin die Aussage, ob der schon initiierte Riss eine geometrisch günstige Lage zur Ausbreitung hat.

Entsprechend der mechanischen Belastung des Risses können sich zwei Ausfallsmoden von einander unterscheiden:

I) Bei ständig steigender mechanischen Belastung:

a) Sprödbruch (brittle fracture): Bei steigender Belastung eines Risses wird ein kritischer Bereich erreicht, bei dem Rissausbreitung beginnt. Dieser Bereich wird durch die Bruchzähigkeit charakterisiert. Bei den rein elastischen Materialien kann eine abrupte Entlastung nach Riss-Ausbreitung beobachtet werden, wie Abbildung 1.3(a) darstellt.

b) Zähbruch (ductile fracture): Die plastischen Materialien zeigen eine ziemlich flache Entlastung, wie Abbildung 1.3(b) darstellt.

c) Kriechbruch (creep fracture): Bei stark kriechenden Materialien ist die Bestimmung des Anfanges der Rissausbreitung durch die Kurve meist nicht möglich.

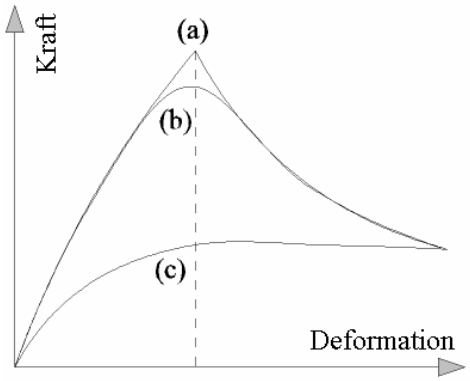


Abbildung 1.3 Brucharten a) Sprödbruch, b) Zähbruch, c) Kriechbruch

II) Bei mechanischer oder thermomechanischer Wechselbelastung:

Ermüdung (fatigue): Die mechanische Wechselbelastung des Risses, die durch Schwingungen oder thermische Zyklen entstehen kann, ermöglicht eine langsame Rissausbreitung, obwohl die Amplitude der Wechselbelastung weit unter der Bruchzähigkeit des Materials liegen kann.

Bei Wechselbelastung führt die Lokalisation der Gleitbänder an der äußeren Fläche zu Extrusionen oder Intrusionen. Dies wird als der Ermüdungsriss bezeichnet. Der Prozess ist in Abbildung 1.4 skizziert.

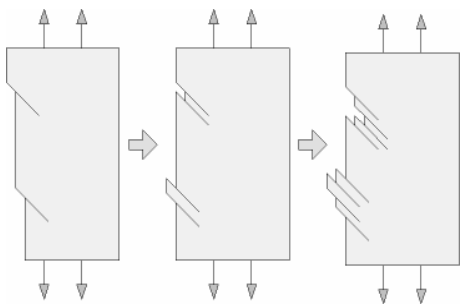


Abbildung 1.4 Rissbildung durch Ermüdung

1.2 Thermische Wechselbelastung

Mikroelektronische Aufbauten werden ständig thermischer Wechselbelastung ausgesetzt. Die Gründe dazu können im Folgenden zusammengefasst werden:

- Ein- und Ausschalten des Systems.
- Ständige Änderung der inneren verbrauchten Leistung im Betrieb.
- Änderung der Umgebungstemperatur.

Die mikroelektronischen Aufbauten sind eine Kombination von verschieden Materialien mit unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten, die thermisch und mechanisch miteinander in Verbindung stehen. Deswegen ist eine fehlende thermische Anpassung (Englisch: thermal mismatch) meist unvermeidlich.

Unter thermischer Wechselbelastung führt die thermische Fehlanpassung zu periodisch wechselnden Spannungen. Diese so genannten thermomechanischen Spannungen oder thermisch induzierten Spannungen verursachen die Ermüdung bei den angewandten Materialien, die zum Ausfall des Aufbausystems führen kann. Damit werden die Lebensdauer des Systems und seine Zuverlässigkeit beeinflusst.

Bei der geometrischen Planung der mikroelektronischen Aufbauten oder bei der Auswahl der benutzten Materialien sind die thermomechanischen Aspekte zu berücksichtigen. Ein allgemeines Ziel der Untersuchung kann die Planung von thermomechanisch geeigneten Entwurfsprinzipen (Englisch: design rules) für mikroelektronische Aufbauten und deren Zuverlässigkeitstest sein.

1.3 Stand der Methodik zur Lebensdauervorhersage

In der Fach-Literatur bzw. auf den Tagungen ist eine Bestrebung zu beobachten, um die Bruchmechanik bei der Zuverlässigkeit der mikroelektronischen Aufbauten zu nutzen. Viele ausgezeichnete Arbeiten wurden veröffentlicht. Allerdings haben diese Untersuchungen in diesem Bereich nicht ausreichend Fuß gefasst. Hier wird von dem vorherrschenden Stand der Methodik gesprochen.

Experimentelle Lebensdauertests

Eine genaue Bestimmung des realen Temperaturverlaufes bzw. der realen thermischen Wechselbelastung der mikroelektronischen Aufbauten ist meist schwierig, kann aber zur Abschätzung der Lebensdauer sehr behilflich sein. Eine schematische und möglichst vereinfachte Darstellung der realen thermischen Wechselbelastung der mikroelektronischen Aufbauten mit einer zeitlichen Periode von T_r und einem Temperaturwechsel von $\Delta\theta_r$ zeigt Abbildung 1.5.

Die reale Ermüdung bei den Aufbauten, die zum Ausfall führt, ist ein sehr langsamer Prozess und kann wegen des extremen Zeitaufwands nicht zur experimentellen Lebensdauerabschätzung verwendet werden. Der Prozess kann aber durch einen Ersatztest beschleunigt werden. Die reale Lebensdauer wird anhand der Ergebnisse des beschleunigten Ersatztests abgeschätzt. Der Ersatztest beinhaltet folgende Hintergründe:

I) Die Abkürzung der thermischen Periode kann zur Beschleunigung des Prozesses führen.

II) Steigt die Amplitude der thermischen Wechselbelastung, wird die thermomechanische Spannung erhöht. Damit wird die Ermüdung des Systems extrem beschleunigt. Das kann als Beschleunigung der Ausfallrate bezeichnet und verwendet werden. Eine extreme thermische Wechselbelastung von +125 ^{o}C zu –55 ^{o}C in einer kurzen Zeit von eine Stunde ist ein geeigneter Zuverlässigkeitstest bei mikroelektronischen Aufbauten. Abbildung 1.1 zeigt eine Darstellung der beschleunigten thermischen Wechselbelastung mit einer Periode von T_t und einer Amplitude von $\Delta\theta_t$.

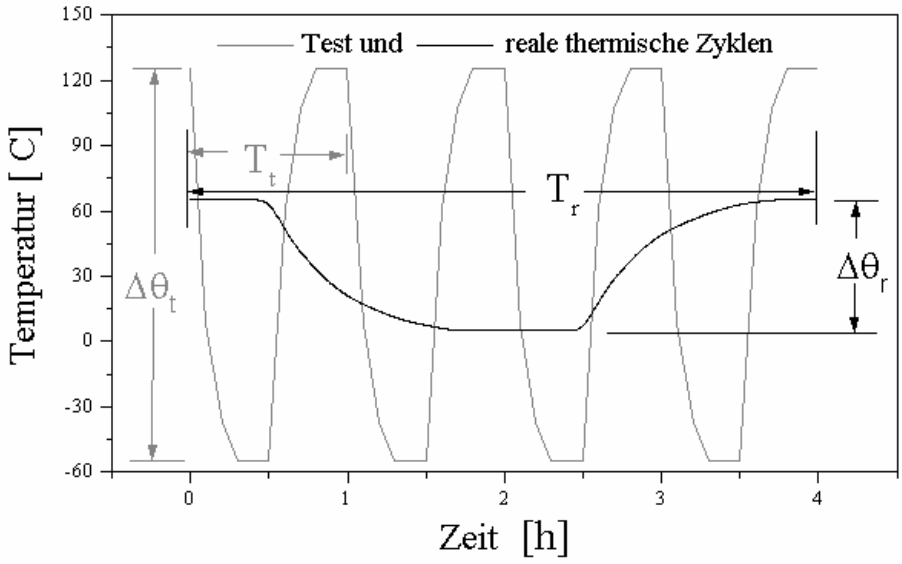


Abbildung 1.5. Ein schematischer Vergleich zwischen der realen und der beschleunigten thermischen Wechselbelastung.

Die Abhängigkeit der Ausfallrate von der Temperatur kann durch eine Arrhenius-artige Formel, die modifizierte Peck'sche Gleichung ermittelt werden [4,5,6,Anhang A]:

$$\lambda(\Delta\theta) = A\ S\ \exp\left(-\frac{E_A}{k.\Delta\theta}\right), \tag{1.1}$$

wobei λ die Ausfallrate, A eine Kalibrierungskonstante, E_A die Aktivierungsenergie, k die Boltzmann-Konstante und $\Delta\theta$ die Amplitude der thermischen Zyklen sind.

Der Faktor S berücksichtigt den Einfluss externer Phänomene, wie z.B. die Feuchtigkeit (RH), elektrische Spannung (U) oder externe mechanische Spannung (σ). Dieser Einfluss wird durch eine Potenz-Funktion dargestellt.

$$S := \left(\frac{RH}{RH_0}\right)^m;\ \left(\frac{U}{U_0}\right)^n;\ \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^p, \tag{1.2}$$

wobei RH_0 die Feuchtigkeit, U_0 die elektrische Spannung und σ_0 die externe mechanische Spannung im Testzustand bedeuten.

Die externen Phänomene sind nicht unbedingt von der Temperatur abhängig. Sie können möglicherweise bei dem realen und beschleunigten Lebensdauertest den gleichen Wert haben. In einem solchem Fall ist der Faktor S gleich Eins.

Es ist sehr wichtig, die thermisch induzierten Spannungen von den externen mechanischen Spannungen zu unterscheiden. Die thermisch induzierten Spannungen sind direkt von der Amplitude der thermischen Wechselbelastung abhängig. Deswegen kann der Einfluss der Phänomene, die direkt von den thermisch induzierten Spannungen abhängig sind, wie die Initiierung und Ausbreitung des Risses, bei der Aktivierungsenergie berücksichtigt werden.

Mit steigender Amplitude der thermischen Wechselbelastung steigt die Ausfallrate. Die Lebensdauer der Aufbauten (Englisch: MTBF = Mean Time Between Failure) lässt durch die Anzahl der thermischen Zyklen, die zum Ausfall führen, ausdrücken:

$$N_f\left(\Delta\theta\right).T_r = \frac{1}{\lambda\left(\Delta\theta\right)}. \tag{1.3}$$

Die Lebensdauer sinkt bei steigender Amplitude der thermischen Wechselbelastung. Wird die beschleunigte Lebensdauer bzw. die Anzahl der beschleunigten thermischen Zyklen, die zum Ausfall führen, experimentell ermittelt (N_{f0}, T_t), kann die Kalibrierungskonstante eliminiert werden:

$$\lambda_t = \frac{1}{N_{f0}.T_t} \rightarrow \qquad \lambda_t = A.S_t.\exp\left(-\frac{E_A}{k.\Delta\theta_t}\right) \rightarrow \qquad A = \lambda_t.\frac{1}{S_t}.\exp\left(\frac{E_A}{k.\Delta\theta_t}\right).$$

Damit ergibt sich die verknüpfende Formel zwischen der realen Ausfallrate λ_r und der beschleunigten Ausfallrate λ_t:

$$\lambda_r = \lambda_t.\exp\left[\frac{E_A}{k}\left(\frac{1}{\Delta\theta_t}-\frac{1}{\Delta\theta_r}\right)\right] \qquad ; \qquad 0 \langle \Delta\theta_r \langle \Delta\theta_t, \tag{1.4}$$

wobei $\Delta\theta_r$ und $\Delta\theta_t$ die Amplituden der realen bzw. beschleunigten thermischen Zyklen sind. Der Einfluss der externen Phänomene wird zur Vereinfachung vernachlässigt ($S_t = S_r$). Für die Lebensdauer bzw. die Anzahl der thermischen Zyklen, die zum Ausfall führen, kann folgende Bezeichnung vorgeschlagen werden:

$$N_f = N_{f0}.\frac{T_t}{T_r}.\exp\left[\frac{E_A}{k}\left(\frac{1}{\Delta\theta_r}-\frac{1}{\Delta\theta_t}\right)\right], \tag{1.5}$$

wobei N_f und N_{f0} die Anzahl der realen bzw. beschleunigten thermischen Zyklen sind, die zum Ausfall führen. Die Beziehung wird schematisch in Abbildung 1.6 dargestellt.

Die Aktivierungsenergie E_A ist hier ein absolut empirischer Wert. Sie ist abhängig von verschiedenen Parametern, von denen einige hier zusammengefasst sind:

a) realer Verlauf der Temperatur,

b) Entwurf oder Geometrie des Aufbausystems,

c) angewendete Materialen,

d) physikalisches Phänomen, das beschleunigt werden soll.

Die Bestimmung der Aktivierungsenergie basiert auf jahrelangen Erfahrungen und ist eine der größten Fehlerquellen bei den Lebensdauerabschätzungen.

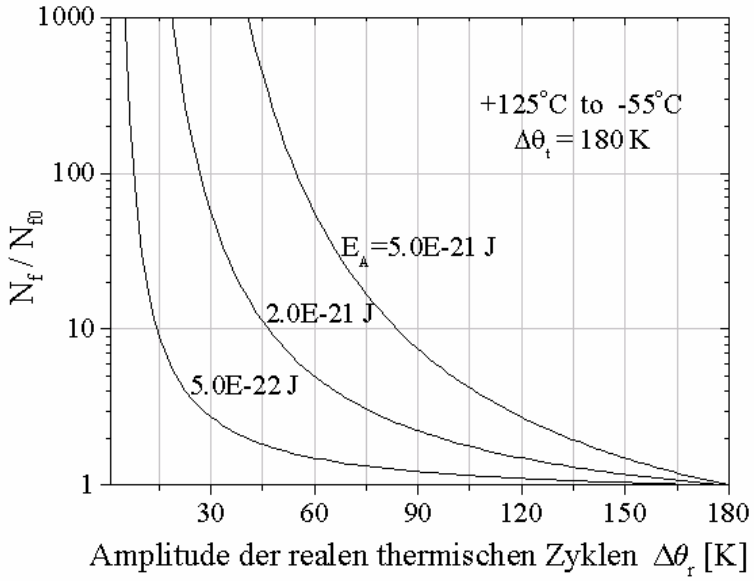


Abbildung 1.6 Eine schematische Darstellung der Abhängigkeit der Lebensdauer von der Aktivierungsenergie

Der Mangel bei den experimentellen Lebensdauertests besteht in der Interpretation der Ergebnisse. Die Ermittlung der realen Lebensdauer durch die beschleunigten Lebensdauertests kann jedoch weiter verfeinert werden.

Die thermische Wechselbelastung eines Systems führt wie erwähnt zur Ermüdung der verwendeten Materialien. Die Ermüdung geschieht durch zwei zeitlich aufeinander folgende Prozesse:

I) Entstehung bzw. Initiierung eines Risses,

II) Entwicklung bzw. Ausbreitung des Risses.

Die noch genaue Definition des ersten Schritts ist die Initiierung eines Risses und seine minimale Ausbreitung. Die minimale Ausbreitung wird durch die Grenze der mikroskopischen Messbarkeit des Risses bestimmt.

Obwohl die Ursache beider Prozesse die thermisch induzierten Spannungen sind, haben beide Schritte physikalisch verschiedene Mechanismen zur Grundlage und sollen entsprechend mechanisch unterschiedlich behandelt werden. Die Initiierung eines Risses kann durch die Schädigungsmechanismen untersucht und erklärt werden. Die Ausbreitung des Risses kann andererseits durch die bruchmechanischen Konzepte verstanden werden. Dieser Unterschied wird zurzeit nicht berücksichtigt und es wird die gleiche Aktivierungsenergie für beide Prozesse angenommen.

Rechnerische Methodik

Zur Simulation der thermischen, mechanischen und thermomechanischen Probleme in Festkörpern ist die finite Element-Analyse (FE-Analyse) zurzeit die am meisten benutzte Methodik. Deswegen wird während dieser Arbeit die FE-Analyse bei den Berechnungen verwendet.

Die vorherrschende Methodik, die zur Lebensdauervorhersage der mikroelektronischen Aufbauten benutzt wird, ist die Schädigungsmechanik. Da nur die Initiierung des Risses durch die Schädigungsmechanismen untersucht werden kann, wird meist auf die Untersuchung der Rissausbreitung verzichtet. Das bedeutet:

„entsteht ein Riss, ist der Baustein kaputt gegangen."

Der Berechnungsvorgang der FE-Analyse bei Untersuchung der Zuverlässigkeit von Aufbauten verläuft folgendermaßen:

I) Die Modellierung des gesamten Systems, möglicherweise bei einer geringen Vernetzungsdichte (globale Modellierung) und die Lösung des Problems,

II) Die dicht vernetzte Modellierung des kritischen Teils, der durch die Ergebnisse der globalen Modellierung des Systems detektiert wurde (lokale Modellierung),

III) Detektieren der kritischen Zonen, wo die Spitze der Spannungen vorkommen und eine günstige Lage zur Initiierung eines Risses bieten,

IV) Die äquivalente inelastische Dehnung oder dissipierte inelastische Energie sind die meist verwendeten Maßstäbe zur Schädigung bzw. Initiierung eines Risses in einem Material:

$$\frac{4}{3}\left(\tilde{\varepsilon}^{\,nonEl.}\right)^2 = \frac{1}{6}\left[\left(\varepsilon_{11}-\varepsilon_{22}\right)^2+\left(\varepsilon_{11}-\varepsilon_{33}\right)^2+\left(\varepsilon_{22}-\varepsilon_{33}\right)^2\right]+\varepsilon_{12}^2+\varepsilon_{13}^2+\varepsilon_{23}^2 \qquad (1.6)$$

$$W^{\,nonEl.} = \int \sigma_{ij}\, d\,\varepsilon_{ij}^{\,nonEl.}. \qquad (1.7)$$

An Hand dieser Größen in der kritischen Zone kann die entsprechende Lebensdauer durch eine Formel vom Coffin-Manson Typ ermittelt werden [7,8]:

$$N_{f0} = \left(\frac{\tilde{\varepsilon}^{\,\mathrm{nonEl.}}}{\mathrm{C}_\varepsilon}\right)^{-n} \quad ; \qquad N_{f0} = \left(\frac{W^{\,nonEl.}}{C_W}\right)^{-m}, \qquad (1.8)$$

wobei C_ε [%], C_W [J/m^3], m, n empirische Materialkonstanten sind.

Dieser Vorgang wird später in Kapitel 5 durch die Beispiele aus der mikroelektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik genauer erklärt. Da nach dieser Methodik die Ausbreitung des Risses vernachlässigt oder nicht mit geeignetem Mittel behandelt wird, ist die Anwendung der Bruchmechanik notwendig.

Die Stelle, an der eine kritische Spannungskonzentration bei FE-Analyse eines Aufbaus detektiert wird, ist nicht unbedingt für die Entwicklung des Risses geeignet. Ein Riss kann nach Entstehung keine starke Tendenz zur Ausbreitung zeigen. Diese Tatsache ist ein weiterer Grund für die Notwendigkeit der Anwendung der Bruchmechanik, weil die Ausbreitungstendenz des Risses anhand bruchmechanischer Konzepte genau diskutiert werden kann.

Es existieren einige Ansätze, die Rissausbreitung durch die Anwendung von Schädigungsmechanismen zu interpretieren. Hierbei sind besonders die Arbeiten von Darveaux [9,10] weit verbreitet. Die theoretische Basis dieser Arbeiten ist nicht zufrieden stellend, so dass keine ausreichend genaue Ergebnisse geliefert werden. Hier soll noch mal betont werden,

dass die Ausbreitung des Risses nur durch bruchmechanische Konzepte theoretisch richtig behandelt werden kann.

Die Arbeit von Darveaux betrachtet das Volumen, in dem der Riss zunächst initiiert wird und sich dann darin ausbreitet. Das Volumen enthält den Bereich, in dem ein Risswachstum erwartet wird und zusätzlich die nahe Umgebung des Risses, die durch Risswachstum extrem beschädigt werden kann. Bei einem FE-Modell beispielsweise kann dieses Volumen die Elemente beinhalten, in denen Risswachstum stattfindet. Der Mittelwert der inelastischen Energiedichte, die während eines Zyklus entsteht, wird innerhalb dieses Volumens berechnet:

$$\Delta W_{ave} = \frac{\sum \Delta W . V}{\sum V} \quad , \tag{1.9}$$

wobei V und ΔW die Volumen und die inelastische Energiedichten der Einzelelemente sind. Es wird angenommen, dass die Rissinitiierung innerhalb dieses Volumens gleichzeitig stattfindet. Die Anzahl der thermischen Zyklen, die zur Rissinitiierung innerhalb dieses Volumens führt, kann folgendermaßen berechnet werden:

$$N_0 = C_i \,.\left(\Delta W_{ave}\right)^{-m}, \tag{1.10}$$

wobei C_i und m materialcharakteristische Größen sind. Praktisch sind diese Parameter vom angewendeten Kriechgesetz, dem untersuchten Aufbau, der FE-Vernetzungsdichte und natürlich der Amplitude der thermischen Zyklen abhängig. Die Werte dieser Größen sind in Tabelle 1.1 dargestellt.

Der entscheidende Unterschied zwischen dieser Formel und der Coffin-Manson-Beziehung besteht darin, dass diese Formel nicht nur die kritische Stelle, an der ein Riss initiiert werden kann, betrachtet, sondern das gesamte Volumen, in dem sich der Riss nach der Initiierung ausbreiten kann.

Die Risswachstumsrate wird aufgrund gleicher Überlegungen berechnet:

$$\frac{d\,a}{d\,N} = C_p \,.\left(\Delta W_{ave}\right)^{n} \tag{1.11}$$

wobei a die Risslänge, C_p und n materialcharakteristische Größen sind. Diese Parameter sind ebenfalls von oben erwähnten Punkten abhängig.

Tabelle 1.1 Die Werte der Parameter [10]

C_i $[10^{-3}$ .Zylus / (Pa) $^{-m}]$	m	C_p $[10^{-3}$ / Zylus / (Pa) $^{n}]$	n
42 … 45	1,44 … 1,65	3,6 … 6,5	0,98 … 1,25

1.4 Erweiterung der Methodik

Die Ergebnisse des Lebensdauertests werden genauer interpretiert. Die theoretischen Mängel und die rechnerischen Probleme werden bei der Anwendung der Bruchmechanik zur Lebensdauervorhersage erklärt.

Genaue Interpretation des Lebensdauertests

Wie erwähnt sind die physikalischen Ursachen der Initiierung und Ausbreitung eines Risses verschieden und sollen mechanisch unterschiedlich behandelt werden. Deswegen kann die Lebensdauer eines mikroelektronischen Aufbaus bzw. die Anzahl der thermischen Zyklen, die zum Ausfall des Systems führen, in getrennte Terme unterteilt werden:

$$N_f = N_{fi} + N_{fp} \quad ; \quad N_{f0} = N_{fi0} + N_{fp0}, \tag{1.12}$$

wobei N_{fi} und N_{fi0} die Anzahl der realen bzw. beschleunigten thermischen Zyklen sind, die nur bis zur Rissinitiierung führen. Die N_{fp} und N_{fp0} geben die Anzahl der realen bzw. beschleunigten thermischen Zyklen an, die zur Rissausbreitung bis zu einem kritischen Bereich nach der Initiierung führen.

Da die Aktivierungsenergie E_A von dem physikalischen Phänomen, das beschleunigt werden soll, abhängig ist, können für beide Prozesse zwei getrennte Aktivierungsenergien definiert werden. Für beide Schritte wird die gleiche Formulierung wie bei Formel (1.5) verwendet:

$$N_{fi} = N_{fi0} \cdot \frac{T_t}{T_r} . \exp\left[\frac{E_{AI}}{k} \left(\frac{1}{\Delta\theta_r} - \frac{1}{\Delta\theta_t} \right) \right], \tag{1.13}$$

wobei E_{AI} die Aktivierungsenergie bei der Rissinitiierung ist. Für den nächsten Schritt wird die Lebensdauer gleichermaßen definiert:

$$N_{fp} = N_{fp0} \cdot \frac{T_t}{T_r} . \exp\left[\frac{E_{AP}}{k} \left(\frac{1}{\Delta\theta_r} - \frac{1}{\Delta\theta_t} \right) \right], \tag{1.14}$$

wobei E_{AP} die Aktivierungsenergie zur Rissausbreitung ist.

Nach den experimentellen Erfahrungen kann erwartet werden, dass die Aktivierungsenergie für die Rissausbreitung bis zu einem kritischen Bereich (E_{AP}) größer als die Aktivierungsenergie für die Rissinitiierung (E_{AI}) ist.

Bei dem beschleunigten Ausfall ist möglicherweise die Anzahl der thermischen Zyklen (N_{fi0}), die zur Rissinitiierung führt, höher als die Anzahl der Zyklen (N_{fp0}), die zur Rissausbreitung benötigt werden ($N_{fi0} > N_{fp0}$). Da die Aktivierungsenergie E_{AI} zur Rissinitiierung geringer als die E_{AP} zur Rissausbreitung ist, wird erwartet, dass in dem realen Zustand die Lebensdauer (N_{fp}) bei der Rissausbreitung länger als die Lebensdauer (N_{fi}) bei der Rissinitiierung sein ($N_{fi} < N_{fp}$).

Damit bekommt die Rissausbreitung bei der Lebensdauervorhersage mehr Gewicht und es besteht die Notwendigkeit der Anwendung der Bruchmechanik.

Entwicklung der FE-Analyse

Die Rissausbreitung kann wie erwähnt durch Bruchmechanische Kriterien untersucht werden. Verschiedene Bruchmechanische Konzepte wurden vorgeschlagen. Davon sind K-Faktoren und Integral-Konzepte am weitesten verbreitet. Eine genaue Diskussion dieser Konzepte wird dem nächsten Kapitel überlassen. Hier wird nur das wichtigste Problem bei der Anwendung dieser Konzepte erklärt.

Beide Konzepte sind grundsätzlich für elastische Materialien entwickelt. Trotz der großen Bestrebungen haben die bruchmechanischen Konzepte bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten noch nicht ausreichend Fuß gefasst.

Die mikroelektronischen Aufbauten bestehen aus verschiedenen Materialien mit mechanisch unterschiedlichen Eigenschaften:

- Elastisch: Chip (Si), Passivierungsschicht (SiO_2, Si_3N_4), Under-Bump-Metalisation (UBM: Ni, …),
- Viskoelastisch: Underfiller, Glob top, Substrat, Molding-Gehäuse (Kunststoffe),
- plastisch: Leiterbahnen (Cu), Kontakt-Pad, Bond-Draht (Al), UBM (Au, …),
- Kriechend: Kontakt-Ball bzw. -Bump (Lotmaterialien, wie Sn63Pb37).

Die nicht ausreichende Entwicklung der bruchmechanischen Konzepte bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten ist der Hauptgrund, wieso diese Konzepte noch nicht zur Lebensdauervorhersage der mikroelektronischen Aufbauten angewendet wurden. Die Hauptschritte zur Erweiterung der rechnerischen Methodik kann im Folgenden zusammengefasst werden:

I) Theoretische Erweiterung der bruchmechanischen Konzepte zum Einsatz bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten

II) Definition einer geeigneten bruchmechanischen Größe als ein Maßstab für die Beurteilung der Tendenz des Risses zur Ausbreitung

III) Ausrüstung der FE-Analyse zur Berechnung der definierten Größe

IV) Entwurf möglicher Messmethoden zur Messung dieser bruchmechanischen Größe bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten

Der Berechnungsvorgang der FE-Analyse zur Lebensdauervorhersage in Abschnitt 1.3 kann bei folgenden Schritten weiter entwickelt werden:

e) Einsatz eines möglichst kleines Risses in der kritischen Zone bei der lokalen Modellierung des Teilssystem und Wiederholung der FE-Analyse

f) Gleichzeitige Berechnung der bruchmechanischen Größe

g) Bruchmechanische Charakterisierung des Materials

h) Abschätzung der Geschwindigkeit des Risswachstums

Die weitere Erklärung dieses Vorganges wird später in Kapitel 5 behandelt.

Kapitel 2

Bruchmechanische Konzepte

Die Notwendigkeit der Bruchmechanik bei der Lebensdauervorhersage von mikroelektronischen Aufbauten wurde im letzten Kapitel erläutert. Dazu sind ausreichende theoretische Kenntnisse über bruchmechanische Konzepte, wichtige Begriffe, Anwendungsmöglichkeiten sowie mögliche Begrenzungen notwendig [1-3].

In diesem Kapitel wird zunächst die Bedeutung der linear elastischen Bruchmechanik erklärt. Anschließend werden die häufig gebrauchten bruchmechanischen Konzepte vorgestellt und deren Eigenschaften erläutert. Dieses Prinzip wird zuletzt in die inelastische Bruchmechanik überführt.

2.1 Linear elastische Bruchmechanik (LEBM)

Aus kontinuumsmechanischer Sicht wird ein Riss als ein Schnitt in einem kontinuierlichen Körper betrachtet. Die einander gegenüberliegenden Berandungen bilden die Rissfläche und sind meist belastungsfrei. Der Riss endet an der Rissspitze, die auch Rissfront genannt wird.

In der linear elastischen Bruchmechanik wird der Körper als Ganzes durch ein elastisches Materialverhalten beschrieben. Die Prozesszone ist die Region in der nahen Umgebung der Rissfront, in welcher der mikroskopisch komplexe Prozess der Bindungslösung stattfindet. Dieser Prozess kann mittels klassischer Kontinuumsmechanik nicht beschrieben werden. Der gesamte Bereich des Körpers außerhalb der Prozesszone kann durch die klassische Kontinuumsmechanik beschrieben werden.

Aus kontinuumsmechanischer Sicht enthält die Rissspitze eine Singularität. Die Ordnung dieser Singularität ist theoretisch von äußeren Belastungen unabhängig. Das wird auch als autonomes Verhalten der Prozesszone bezeichnet. Die Spannungen nahe der Rissspitze werden durch die Theorie des Rissspitzenfeldes beschrieben.

Nach linearer Elastizitätstheorie kann das Superpositionsprinzip angewendet werden, die die getrennte Untersuchung der Rissöffnungsarten (Modi) erlaubt. Abbildung 2.1 zeigt die drei verschiedene Rissöffnungsarten Modus I, II und III in Abhängigkeit von den Belastungsrichtungen.

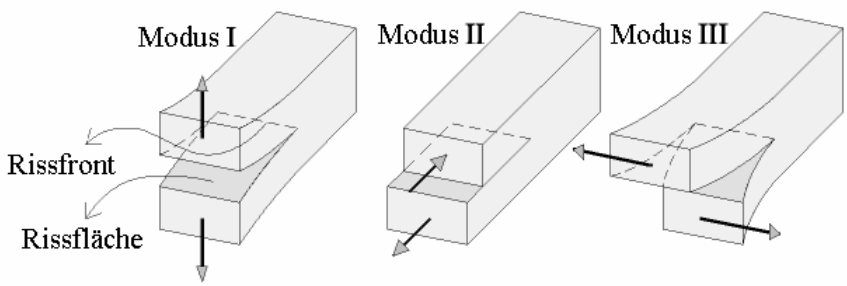


Abbildung 2.1 Rissöffnungsarten (Modi)

Das Risswachstum kann durch bruchmechanische Konzepte untersucht werden. Die Spannungsintensitätsfaktoren (K-Faktor) und die Energiefreisetzungsrate (Integral-Konzepte) sind am weitesten verbreitet. Es ist noch mal hervorzuheben, dass diese Konzepte in erster Linie für elastisches Materialverhalten gelten.

2.2 Rissspitzenfeld und K-Konzept

Die Betrachtung der Spannungen und ihrer Singularität nahe der Rissfront ist der Kern der Überlegung bei dem Spannungsintensitätsfaktor [1,2].

Ein zweidimensionaler elastischer Körper wird in Abbildung 2.2 betrachtet. Der Körper enthält einen Riss. Gesucht sind die Spannungen in unmittelbarer Nähe der Rissfront. Die Spannungen an der Rissfront sind theoretisch unendlich groß und stellen somit eine Singularität. Die Bestimmung der Spannungen nahe der Rissspitze erfolgt durch folgende Überlegung.

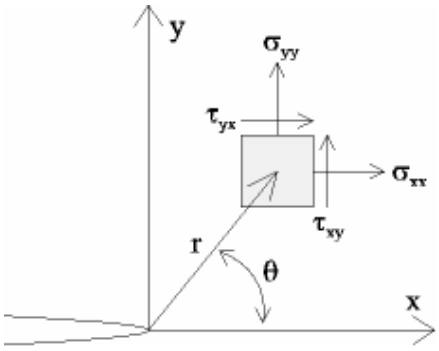


Abbildung 2.2 Spannungen naher Rissfront.

Die Ordnung der Singularität bleibt unabhängig von äußeren Belastungen gleich 1/2. Die Komponenten der Spannungen lassen sich für die unterschiedlichen Moden beschreiben:

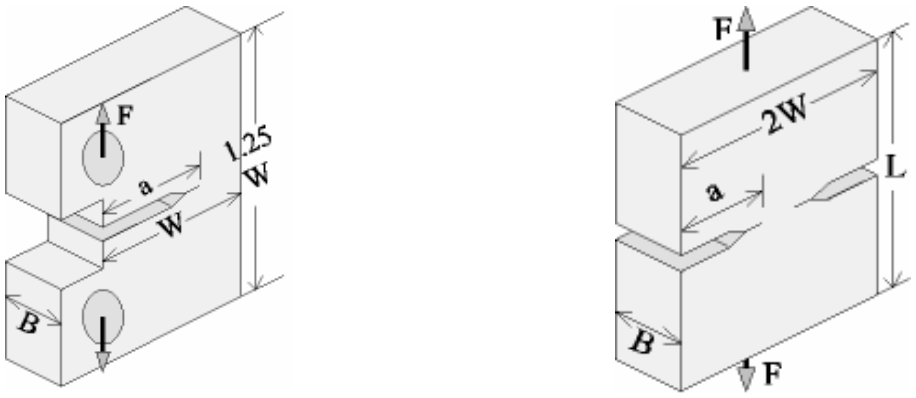
$$\lim_{r \to 0} \sigma_{ij}^{(n)} = \frac{K_n}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{(n)}(\varphi), \tag{2.1}$$

wobei K_n die K-Faktoren bezeichnen und n für die verschiedenen Modi steht. Die Funktion f ist eine trigonometrische Funktion, die in Richtung des Risswachstums den Wert 1 hat und in anderen Richtungen einen Wert zwischen 0 bis 1 annimmt. In Richtung des Risswachstums werden die Spannungen für den Modus I durch:

$$\sigma_{ij}^{(I)} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad ; \quad K_I = \sqrt{2\pi r}\,.\,\sigma_{ij}^{(I)} \tag{2.2}$$

berechnet. Mit zunehmender Spannung nimmt auch der K-Faktor zu. Überschreitet der K-Faktor einen kritischen Wert K_{IC}, der als Bruchzähigkeit bezeichnet wird und eine charakteristische Werkstoffgröße ist, führt dies zu einem Risswachstum im Material.

Die Prüfkörper bzw. Messproben, die zur Bestimmung der Bruchzähigkeit von Materialien verwendet werden, sind genormt (ASME). Die Prüfkörper werden bei der Herstellung mit einer Kerbe versehen, an welcher sich ein Anfangsriss durch eine Schwingungs- bzw. Schlagbeanspruchung entwickeln kann. Die Breite der Prüfkörper B muss ausreichend groß sein, damit in der Umgebung der Rissfront annähernd ein ebener Verzerrungszustand (EVZ) herrscht. Die gebräuchlichsten Prüfkörper sind in Abbildung 2.3 dargestellt.



(a) (b)

Abbildung 2.3 Probekörper zur Messung der bruchmechanischen Eigenschaften a) CT-Probe (Compact tension specimen), b) DENT-Probe (Double edge notched tension panel)

Der K_I-Faktor kann folgendermaßen berechnet werden:

$$K_I = \frac{F}{B\sqrt{W}} f(r) \quad ; \quad r = \frac{a}{W}, \tag{2.3}$$

wobei a die Risslänge, f eine von der Probengeometrie abhängige Funktion ist. Die Funktion f ist für verschiedene Probengeometrien in Tabelle 2.1 dargestellt.

Tabelle 2.1 Formfunktion f für verschiedene Probengeometrien [3,11].

CT-Probe	$f(r) = \frac{2+r}{(1-r)^{3/2}}\left(0.886 + 4.64\,r - 13.32\,r^2 + 14.72\,r^3 - 5.6\,r^4\right)$
DENT-Probe	$f(r) = \frac{\sqrt{\pi r/2}}{\sqrt{1-r}}\left(1.122 - 0.561\,r - 0.205\,r^2 + 0.471\,r^3 + 0.19\,r^4\right)$

I) Sprödbruch

Da die lineare Bruchmechanik grundsätzlich für elastisches Materialverhalten entwickelt wurde, kann damit nur Sprödbruch theoretisch vollständig beschrieben werden. Das Bruchverhalten einiger Materialien mit geringem plastischen Materialverhalten kann näherungsweise behandelt werden.

Der K_I-Faktor steigt mit steigender Belastung der Prüfkörper. Überschreitet die Belastung der kritischen Wert F_C, tritt Risswachstum auf. Die Probe wird entlastet und die Kraft F nimmt ab. Der Wert des K_I-Faktors entsprechend der Gl(2.3) ist die Bruchzähigkeit K_{IC}, wie in Abbildung 2.4 gezeigt wird. Die Fläche U unter der Kraft-Deformationskurve zeigt die elastische Energie, die in dem Prüfkörper gespeichert wurde.

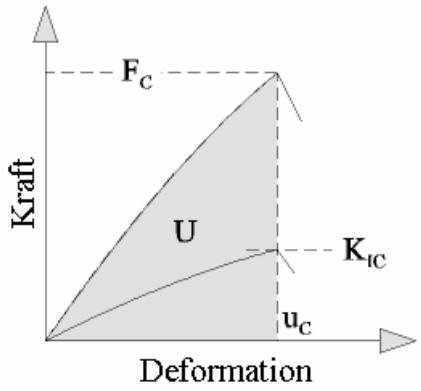


Abbildung 2.4 Kraft-Deformationskurve zur Ermittlung der Bruchzähigkeit K_{IC}

II) Ermüdungsbruch

Bei schwingender oder wechselnder Belastung kann Risswachstum weit unter der Bruchzähigkeit des Materials beobachtet werden. Dieser Ermüdungsmechanismus wird physikalisch anders beschrieben als der Bruchmechanismus bei monotoner Belastung. Der K-Faktor nahe der Rissspitze hat während einer Wechselbelastung einen zyklischen Verlauf. Die Risswachstumsrate hängt von der Amplitude des K-Faktors ΔK ab, wie schematisch in Abbildung 2.5 dargestellt ist.

Unterhalb ΔK_0 (ca. $K_{IC}/10$) findet kein Risswachstum statt. Für steigende ΔK schlagen Paris und Erdogan folgende empirische Formel vor [12]:

$$\frac{d\,a}{d\,N} = \left(\frac{\Delta\,K}{C_K} \right)^m u \qquad ; \qquad \text{Einheitsfaktor u [1 µm/Zyklus],} \tag{2.4}$$

wobei C_K und m von der Temperatur abhängige Materialkonstanten sind. Die Konstante C_K hat die gleiche Dimension wie K. Der Einheitsfaktor u ist zum Beispiel 1µm/Zyklus. Durch die folgende Integration kann die Anzahl der Zyklen, die zur Rissausbreitung von der Risslänge a_1 bis a_2 nötig sind, ermittelt werden:

$$N\left(a\right) = v \int_{a_1}^{a_2} \frac{d\,a}{\left(\Delta\,K / C_K\right)^m} \qquad ; \qquad \text{Einheitsfaktor v [1 Zyklus/µm].} \tag{2.5}$$

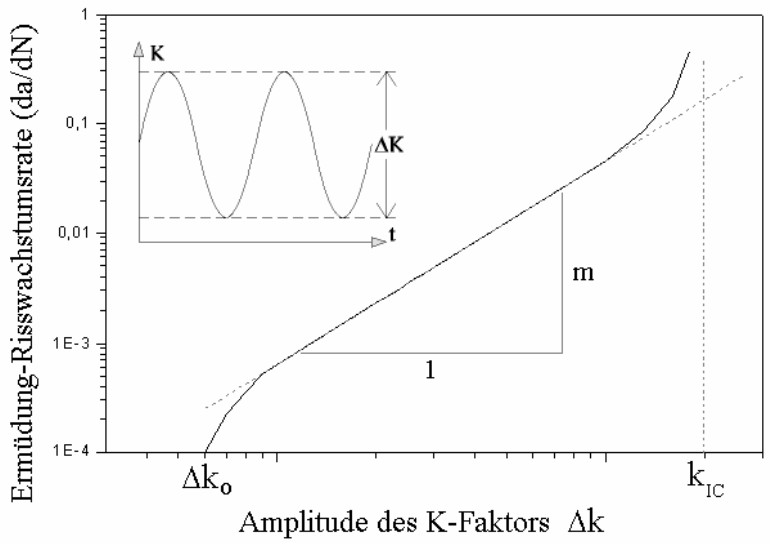


Abbildung 2.5 Abhängigkeit der Ermüdung-Risswachstumsrate von ΔK

2.3 Energiefreisetzungsrate

Die freigesetzte Energie in Falle eines Risswachstums bildet die Untersuchungsbasis bei den bruchmechanischen Integral-Konzepten. Sie stehen im Mittelpunkt dieser Arbeit.

Der eingebrachte Riss in der Probe mit elastischem Werkstoffverhalten in Abbildung 2.6 wird mechanisch belastet. Der Riss hat eine Rissfläche mit der ursprünglichen Größe A. Durch eine monoton steigende Belastung kann die Kraft-Deformationskurve ermittelt werden. Die eingebrachte Energie W wird in dem Körper elastisch gespeichert. Konnte der Riss eine virtuelle Größe von A+δA erreichen, wird die entsprechende Kraft-Deformationskurve von der ursprünglichen Kurve abweichen und die eingebrachte Energie um δW verringern.

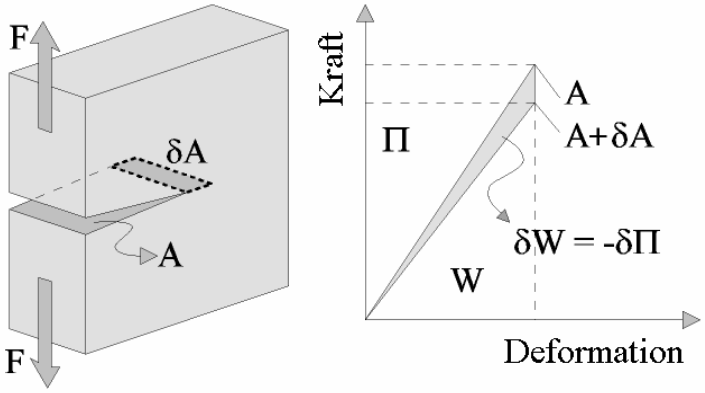


Abbildung 2.6 Virtuelles Risswachstum und freigesetzte Energie

Das bedeutet, wenn die Rissfläche unter mechanischer Belastung sich um eine virtuelle Größe von δA weiter ausbreitet, wird eine Energie der Größe von δW (bzw. –δΠ) freigesetzt. Damit kann die Energiefreisetzungsrate G wie folgt definiert werden:

$$G = -\frac{d\,\Pi}{d\,A} \tag{2.6}$$

Die Energiefreisetzungsrate ist eine physikalische Kenngröße und dient als Maßstab zur Bewertung der mechanischen Belastung eines Risses und dessen Tendenz zur Ausbreitung. Die Berechnung der Energiefreisetzungsrate bildet das Ziel der bruchmechanischen Integral-Konzepte.

J.R. Rice hat das J-Integral zur Berechnung der Energiefreisetzungsrate eingeführt [13]. Da diese Formulierung in dieser Arbeit nicht direkt benutzt wird, reicht eine kurze Erklärung dieses Integrals. Zur Berechnung der Energiefreisetzungsrate konzentriert sich diese Arbeit auf das von deLorenzi vorgeschlagene Integral [14,15]. Die Herleitung dieses Integrals wird in Anhang B diskutiert.

J-Integral nach Rice

Ein Volumenschnitt von einem rissbehafteten Körper wird in Abbildung 2.7 betrachtet. Das Volumen V_o, das einen Teil der Rissfront δB enthält, wird durch die geschlossene Fläche S umschlossen. Das J-Integral ist eigentlich ein Flächenintegral über eine geschlossene Fläche, welche einen Teil der Rissfront umschließt:

$$J = \int_S \left(W \,.\, n_1 - t_i \,.\, F_{i1} \right). ds \,, \tag{2.7}$$

wobei W die elastische Energie, n_1 der Einheitsvektor in Richtung des Risswachstums, t der Traktionsvektor und F der Deformationsgradient darstellen.

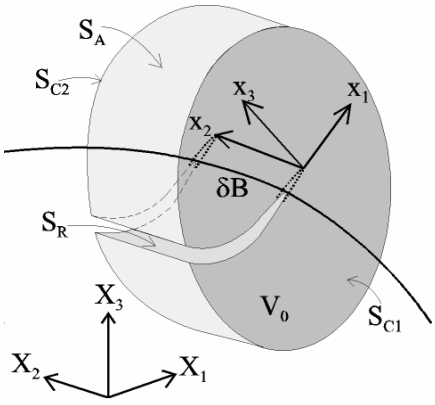


Abbildung 2.7 Darstellung eines virtuellen Risswachstums in x_1 Richtung.

Ist das Material kontinuierlich, kann ein Risswachstum nur in tangentialer Richtung zur Rissfläche stattfinden. Eine abrupte Änderung der Rissrichtung kann durch Inhomogenität im Material begründet werden. Die wichtigsten Eigenschaften des J-Integrals nach Rice können wie folgt zusammengefasst werden:

I) Das J-Integral nach Rice hat in tangentialer Richtung zur Rissfläche einen maximalen Wert und ist gleich der Energiefreisetzungsrate, wie in Abbildung 2.8 dargestellt.

II) Die Integration über jede beliebige Fläche, die den gleichen Teil der Rissfront umschließt, ergibt den gleichen Wert (Flächenunabhängigkeit). Das hat folgende Bedeutungen für die FE-Analyse:

a) die Integration über eine Fläche dicht zur Rissfront ist nicht nötig.

b) eine extrem dichte FE-Vernetzung nahe der Rissfront ist nicht notwendig.

III) Das J-Integral nach Rice basiert theoretisch auf autonomem Verhalten der Prozesszone.

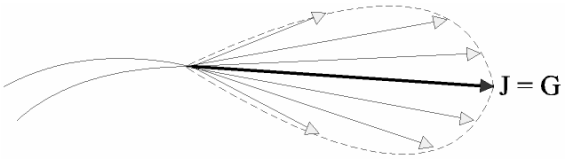


Abbildung 2.8 J-Integral in Abhängigkeit von der Richtung

V) Die Rice-Formulierung ist eine Flächenintegration und benötigt die nötigen mechanischen Größen auf der Integrationsfläche. Die FE-Analyse liefert dagegen diese Größen innerhalb des geschlossenen Volumens. Die Transformation der Information aus dem Volumen in die äußere Oberfläche geschieht durch Extrapolation, die fehlerhaft sein kann.

VI) Das J-Integral kann entlang der Rissfront stückweise berechnet werden. So kann die Form des Risswachstums entlang der Rissfront abgeschätzt werden, wie Abbildung 2.9 darstellt.

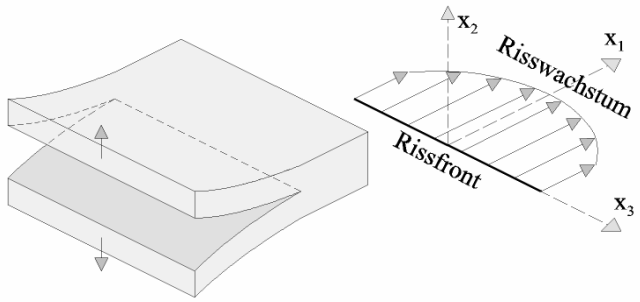


Abbildung 2.9 J-Integral und erwartete Form des Risswachstums entlang der Rissfront.

VII) Das J-Integral berücksichtigt alle Rissöffnungsarten und deren Kombination. Zwischen dem J-Integral und den K-Faktoren besteht der folgende Zusammenhang:

$$J = \frac{1}{E}\left(K_I^2 + K_{II}^2 \right) + \frac{1}{2G} K_{III}^2 , \tag{2.8}$$

wobei E Elastizitätsmodul und G Schubmodul sind.

Energiefreisetzungsrate nach deLorenzi

Eine bessere und geeignetere Formulierung zur Berechnung der Energiefreisetzungsrate bzw. des J-Integrals wurde von deLorenzi vorgestellt [14,15]. Die Herleitung der Formel wird in Anhang B erläutert.

Zunächst wird eine Koordinatenabbildung so angenommen, dass ein virtuelles lokales Risswachstum stattfindet, wie Abbildung 2.10 darstellt. Danach wird die freigesetzte Energie $-\delta\Pi$ im transformierten Koordinatensystem abgeschätzt. Die gebildete freie Fläche δA wird berechnet. Das Verhältnis zwischen freigesetzter Energie und gebildeter Fläche δA wird als lokales J-Integral bezeichnet:

$$J = -\frac{d\Pi}{dA} = \frac{1}{\delta A} \int_V \left[\left(\sigma_{ij} . \left(F_{jk} - \delta_{jk} \right) - W . \delta_{ik} \right) . \frac{\partial \Delta x_k}{\partial x_i} \right] . dV, \tag{2.9}$$

wobei σ Spannungen, F Deformationsgradient, δA die gebildete freie Fläche und Δx Koordinatenabbildung sind.

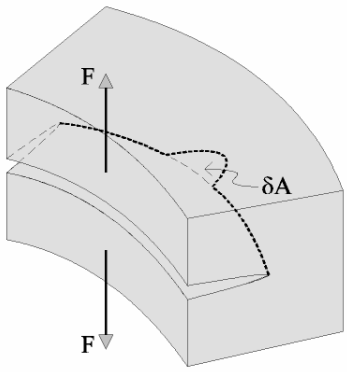


Abbildung 2.10 Virtuelles lokales Risswachstum

Die Vorteile dieser Formulierung gegenüber dem J-Integral nach Rice sind folgende:

I) Das Integral ist eine Volumenintegration, die sich bei der FE-Analyse besonders eignet.

II) Das berechnete J-Integral nach dieser Formulierung ist nicht nur in tangentialer Richtung, sondern auch in jeder beliebigen Richtung gleich der Energiefreisetzungsrate.

III) Diese Formulierung basiert theoretisch nicht auf dem autonomen Verhalten der Prozesszone. Die Änderung der Ordnung der Singularität der Prozesszone während der Belastung hat keinen Einfluss auf das Ergebnis der Integration. Das bietet eine Grundlage für eine weitere Ergänzung der Formel bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten.

Bruch- und Ermüdungskriterien

Die gleichen Prüfkörper, die experimentell zur Messung der Bruchzähigkeit angewendet werden, können zur Bestimmung des J-Integrals benutzt werden. Das J-Integral wird durch die Bestimmung der elastischen Energie U berechnet, wie Abbildung 2.4 darstellt [2,16]:

$$J = \frac{\eta U}{B \left(W - a \right)} \quad ; \qquad \text{für CT-Probe: } \eta = 2 + 0.522(1 - a/W). \tag{2.10}$$

Wenn das J-Integrals einen kritischen Wert J_C überschreitet, findet ein Risswachstum statt (energetisches Bruchkriterium: $J = J_C$). Natürlich ist J_C eine von der Temperatur abhängige Werkstoffkenngröße. Zwischen kritischem J_C und der Bruchzähigkeit K_C besteht ebenfalls die gleiche Beziehung wie in Gl(2.8).

Das J-Integral hat einen zyklischen Verlauf, wenn der Riss unter Wechselbelastung steht. Die Amplitude des J-Integrals ΔJ ist das Kriterium zur Betrachtung der Risswachstumsrate. Wie bei K-Faktoren kann eine empirische Formel, ähnlich wie es von Paris und Erdogan vorgeschlagen wurde, angewendet werden:

$$\frac{d\,a}{d\,N} = \left(\frac{\Delta\,J}{C_J} \right)^m u \qquad ; \qquad \text{Einheitsfaktor u [1 µm/Zyklu],} \qquad (2.11)$$

wobei C_J und m von der Temperatur abhängige Materialkonstanten sind. Die Konstante C_J hat die gleiche Dimension wie J. Abbildung 2.11 zeigt eine Log-Log-Darstellung dieser Beziehung.

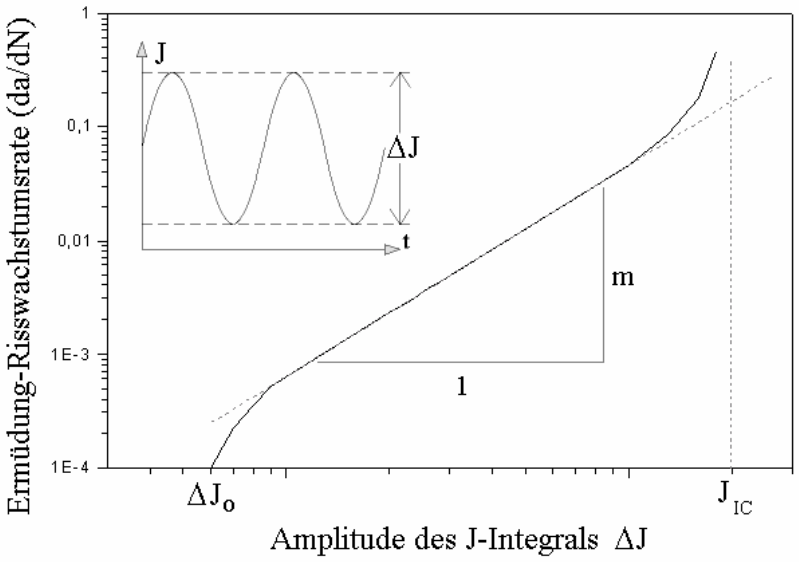


Abbildung 2.11 Abhängigkeit der Ermüdung-Risswachstumsrate von ΔJ

2.4 Bruchmechanik bei inelastischem Werkstoffverhalten

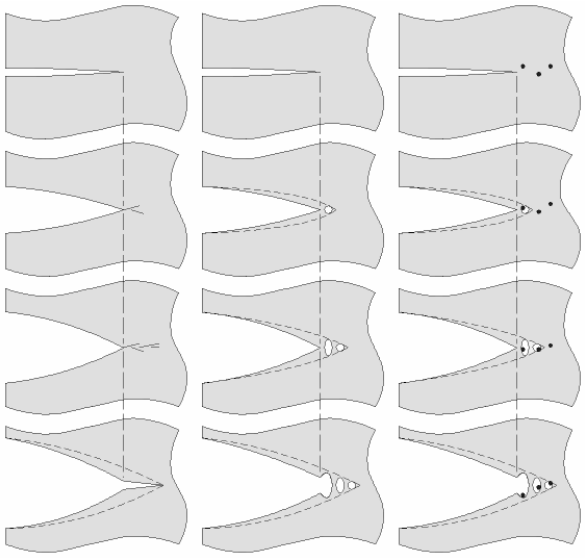
Eine große Anzahl der in der Aufbau- und Verbindungstechnik verwendeten Materialien hat inelastisches Werkstoffverhalten. Als inelastisches Verhalten wird Plastizität, Kriechen oder deren Kombination bezeichnet.

Das mechanische Verhalten eines Risses in Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten hat im Vergleich zu elastischen Fällen zwei bedeutende Unterschiede:

I) Nur ein Teil der eingebrachten Energie zur Belastung des Körpers wird in elastischer Form gespeichert und belastet den Riss mechanisch. Ein wesentlich größerer Teil der Energie wird zur Änderung der Mikrostruktur des Körpers verbraucht. Die inelastische Energie wird am Ende thermisch dissipiert und kann den Riss mechanisch nicht belasten.

II) Die inelastische Deformation verursacht große Dehnungen um die Rissfront. Die Rissspitze öffnet sich (Crack Tip Opening Displacement: CTOD). Die Ordnung der Singularität der Spannung wird mit steigender Verflachung der Rissspitze reduziert. Die Rissspitze wird stark beschädigt und begünstigt das Risswachstum. Der Vorgang großer Dehnungen und einige Schädigungsmechanismen sind in Abbildung 2.12 schematisch vorgestellt.

Die Verringerung der Ordnung der Singularität ist ein Grund, warum die K-Faktoren kein geeignetes Konzept bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten sind. Ist eine Ergänzung der Integral-Konzepte zur Anwendung bei inelastischem Werkstoffverhalten möglich, kann das J-Integral nach deLorenzi die beste Auswahl sein.



(a) (b) (c)

Abbildung 2.12 Vorgang der großen Dehnungen zur Öffnung der Rissspitzen (CTOD: Crack Tip Opening Displacement) und die Absenkung der Singularitätsordnung. Das Risswachstum vollzieht sich durch die Entstehung von Mikrorissen (a), Hohlräumen durch Diskontinuität des Materials wegen mehrphasiger Struktur (b) oder durch eingelagerte Fremdmaterialien (c).

Einige Integral-Konzepte, die für inelastisches Werkstoffverhalten vorgestellt wurden, können aus Tabelle 2.1 entnommen werden. Im nächsten Kapitel wird das generalisierte J_G-Integral als neues Integral-Konzept vorgestellt [17-19]. Die Gründe, wieso keine von den früher vorgestellten Konzepten für unsere Zwecke geeignet sind, werden diskutiert.

Tabelle 2.1 Einige Integral-Konzepte für inelastisches Werkstoffverhalten

Integral-Konzept	Definitionen	Werkstoffverhalten & Betrachtungen
C^* [20,21]	$C_1^* = \int_S \left(W^* . n_1 - t_i . \dot{u}_{i,1} \right) ds$ $W^* = \int_0^{\dot{\varepsilon}_{mn}} \sigma_{ij} \, d\dot{\varepsilon}_{ij}$	viskoplastisch & Goldman, Hutchinson, Landes, Begley 1975
$\widehat{J}$ [22]	$\widehat{J}_1 = \int_S t_i . \frac{\partial u_i}{\partial X_1} ds - \int_v \sigma_{ij} . \frac{\partial u_{i,j}}{\partial X_1} dv$	plastisch, viscoplastisch & Kishimoto, Aoki, Sakata 1980
ΔT^* [23-25]	$\Delta T_1^* = \int_{S-S_0} \left[\Delta W \, n_1 - \left(t_i + \Delta t_i \right) \Delta u_{i,1} - \Delta t_i \, u_{i,1} \right] ds$ $+ \int_{V-V_0} \left[\Delta \sigma_{ij} \left(\varepsilon_{ij,1} + \frac{1}{2} \Delta \varepsilon_{ij,1} \right) \right] dv$ $- \int_{V-V_0} \left[\Delta \varepsilon_{ij} \left(\sigma_{ij,1} + \frac{1}{2} \Delta \sigma_{ij,1} \right) \right] dv$	plastisch, viscoplastisch & Atluri, 1983

Kapitel 3

Generalisiertes J_G-Integral

Die Probleme der Bruchmechanik bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten wurden im vorherigen Kapitel diskutiert. Die Einschränkungen der K-Faktoren und die Schwäche des J-Integrals nach Rice wurden bei dem Versuch, sie im inelastischen Bereich zu erweitern, erläutert. Einige Integral-Konzepte, die zur Anwendung im inelastischen Bereich entwickelt wurden, wurden ohne weitere Erklärung vorgestellt.

In diesem Kapitel wird die Theorie zur Berechnung der Energiefreisetzungsrate bei inelastischem Werkstoffverhalten diskutiert. Das generalisierte J_G-Integral wird als Erweiterung des J-Integrals nach deLorenzi im inelastischen Bereich eingeführt [14-15]. Die Bruch- und Ermüdungskriterien des J_G-Integrals werden beschrieben. Am Ende des Kapitels werden die Probleme bei der Programmierung des J_G-Integrals erläutert.

Die Diskussion bleibt bei statischem Risswachstum, da ein dynamisches Risswachstum in Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten selten vorkommen kann.

3.1 Theoretische Beschreibung

Ein Riss wächst in einem Körper mit inelastischem Werkstoffverhalten, wie in Abbildung 3.1 schematisch dargestellt. Die Spannungen nahe der Rissfront steigen mit steigender mechanischer Belastung an. Das verursacht große inelastische Dehnungen, die die Rissspitze öffnen. Ein großer Anteil der eingebrachten Energie wird dissipiert und erzeugt Schädigungen verschiedener Art an der Rissspitze, die zum Wachstum des Risses beitragen.

Eine analytische Berechnung vom Verhalten des Risses während Belastung ist meist nicht möglich. Die numerische Lösung des Problems, z.B. durch FE-Analyse, ist unbedingt notwendig. Bei stark inelastischem Werkstoffverhalten ist der Anfang des Risswachstums durch Kraft-Deformationskurven nicht zu bestimmen. Die wahre mechanische Belastung des Risses und der Anfang des Risswachstums müssen oft durch den Vergleich der berechneten und experimentellen Kurven bestimmt werden.

Zur physikalischen Beschreibung eines Risses während der Rissausbreitung wird zunächst ein mathematisches Modell erstellt, das folgende Annahmen beinhaltet:

I) Die Prozesszone wird trotz Schädigung als kontinuierlich angenommen. Damit kann die Prozesszone durch FE-Analyse simuliert werden.

II) Die verbrauchte inelastische Energie ist ein geeignetes Maß zur Beurteilung der Schädigung. Das Schadensmaß in der Prozesszone ist zur inelastischen Energie proportional.

III) Der elastische Werkstoffverhalten der Prozesszone kann durch die Schädigung verschlechtert werden, was in dieser Arbeit nicht berücksichtigt wird.

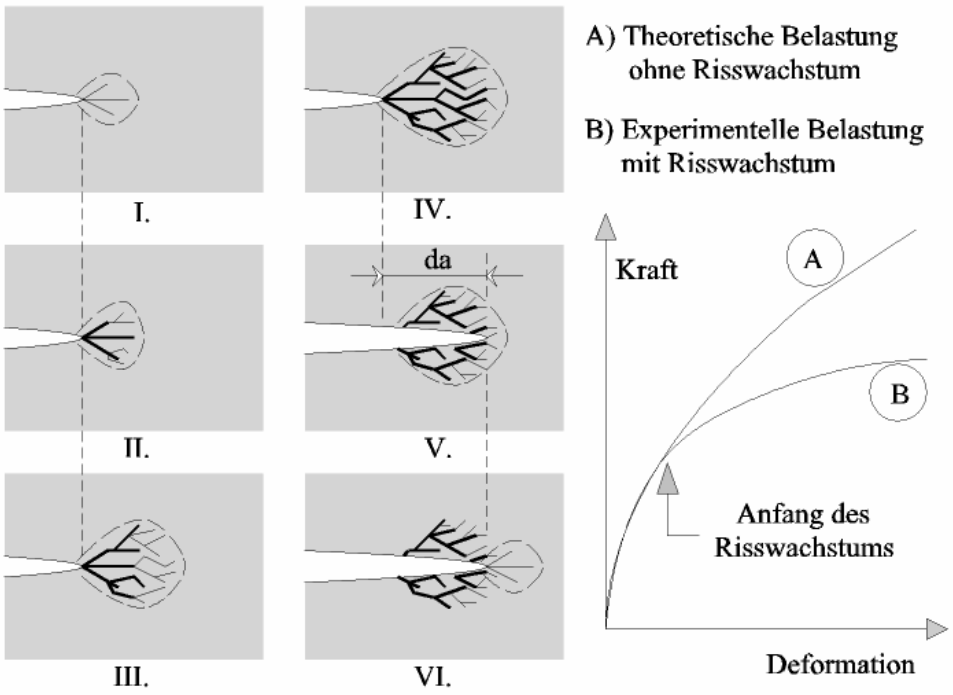


Abbildung 3.1 Rissbehafteter Körper unter mechanischer Belastung

Anhand dieses mathematischen Modells kann der rissbehaftete Prüfkörper in Abbildung 3.2 betrachtet werden. Der Prüfkörper zeigt ein inelastisches Werkstoffverhalten. Die totale Energie W wird durch thermische und mechanische Belastungen auf den Körper übertragen. Diese Belastungen verursachen eine gesamte Deformation, die durch den totalen Deformationsgradienten F beschrieben wird. Die totale Energie W besteht aus gespeicherter thermischer Energie $W^{Th.}$, elastischer Energie $W^{El.}$ und inelastischer Energie $W^{inEl.}$:

$$W = W^{El.} + W^{inE.} + W^{Th.} \quad ; \quad W^{inE.} = W^{Pl.} + W^{Cr.}, \tag{3.1}$$

wobei inelastische Energie $W^{inEl.}$ aus plastischer Energie $W^{Pl.}$ und viskoplastischer Energie $W^{Cr.}$ bestehen kann. Der gesamte Deformationsgradient wird durch die Multiplikation der elastischen, inelastischen und thermischen Anteile ermittelt:

$$F = F^{El.} \cdot F^{inE.} \cdot F^{Th.} \quad ; \quad F^{inE.} = F^{Cr.} \cdot F^{Pl.}, \tag{3.2}$$

wobei F der totale, $F^{El.}$ der elastische, $F^{inE.}$ der inelastische, $F^{Th.}$ der thermische, $F^{Pl.}$ der plastische, $F^{Cr.}$ der viskoplastische und $F^{Th.}$ der thermische Deformationsgradient sind.

Die mechanischen Spannungen werden sich in dem Körper entsprechend dem elastischen Deformationsgradienten und der elastischen Eigenschaften (Elastizitätsmodul, Poissonzahl) des Materials bilden. Der Riss wird durch den elastischen Deformationsgradienten belastet. Die elastische Energie wird im Körper gespeichert und kann mechanisch zurückgewonnen werden. Die elastische Energie und der elastische Deformationsgradient tragen zur mechanischen Belastung des Risses bei.

Das Material wird in der Prozesszone geschädigt aber noch als kontinuierlich betrachtet. Die inelastische Energiedichte ist ein geeigneter Maßstab für die Schädigungsdichte. Dadurch sinkt die Zähigkeit des Materials in der Prozesszone. Das Bruchverhalten des Materials nahe der Rissspitze kann durch die inelastische Energie bzw. den Deformationsgradienten verschlechtert werden. Sie tragen aber nicht zur mechanischen Belastung des Risses bei.

Der Unterschied zwischen der eingebrachten thermischen Energie und der gespeicherten thermischen Energie ist unbedingt zu beachten. Die thermische Energie wird hier nur als gespeicherte thermische Energie verstanden. Die thermische Energie kann nur die Temperatur erhöhen und eine entsprechend gleichmäßige Ausdehnung verursachen. Diese Energie kann den Riss mechanisch nicht belasten.

Der Prüfkörper wird hier zunächst aus einem einzigen Material angenommen. In diesem Fall wird die gesamte eingebrachte thermische Energie im Körper thermisch gespeichert. Besteht der Prüfkörper aus zwei Materialien und wird der Riss entlang der Grenzfläche der zwei Materialien initiiert, wird dieser Unterschied sichtbar. Eine genaue und detaillierte Diskussion dieses Falls wird im nächsten Abschnitt durchgeführt.

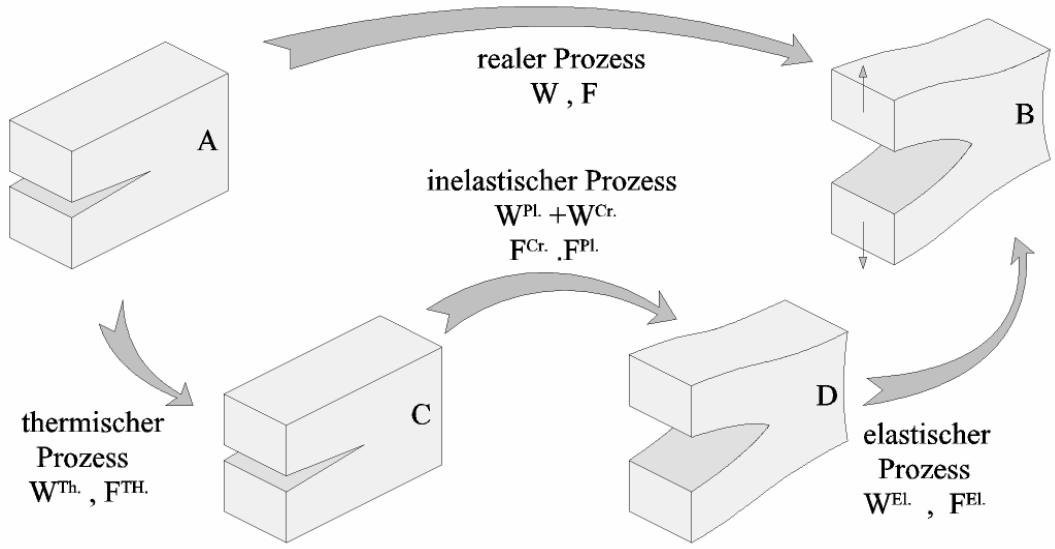


Abbildung 3.2 Belastung eines rissbehafteten Prüfkörpers aus inelastischem Material.

Es ist mathematisch möglich, den Belastungsprozess in drei voneinander getrennte thermische, inelastische und elastische Prozessen zu unterteilen, wie in Abbildung 3.2 dargestellt.

I) Thermische Energie wird entweder eingebracht oder entnommen. Der Prüfkörper kann sich entsprechend thermisch ausdehnen oder zusammenziehen. Dadurch entsteht ein thermischer Deformationsgradient (Zustand A zu C).

II) Danach wird der Prüfkörper inelastisch deformiert. Inelastische Energie wird dissipiert. Dadurch entsteht ein inelastischer Deformationsgradient (Zustand C zu D).

III) Am Ende wird der Prüfkörper rein elastisch belastet. Dadurch wird elastische Energie gespeichert und ein elastischer Deformationsgradient verursacht (Zustand D zu B).

Die Energie und Deformationsgradienten zeigen im Fall eines Risswachstums folgendes Verhalten:

1. Die thermische Energie und inelastisch verbrauchte Energie können den Riss mechanisch nicht belasten und durch Risswachstum nicht mechanisch zurückgewonnen werden. Gegen die thermischen und inelastischen Deformationsgradienten leistet der Prüfkörper keinen Widerstand. Dadurch können keine mechanischen Spannungen entstehen.

2. Durch Risswachstum kann nur die elastische Energie freigesetzt und mechanisch zurückgewonnen werden. Der Körper kann gegen die Belastung nur während des elastischen Deformationsgradienten Widerstand leisten.

3. Die dissipierte inelastische Energie ändert die materielle Mikrostruktur des Prüfkörpers nahe der Rissspitze und beeinflusst seine bruchmechanischen Eigenschaften. Der inelastische Prozess kann mit Hilfe der Schädigungsmechanik beschrieben werden. Dadurch ist eine gleichzeitige Betrachtung der Schädigungs- und Bruchmechanik möglich. Tabelle 3.1 zeigt eine Zusammenfassung der betrachteten Mechanismen.

Tabelle 3.1 Beschreibung unterschiedlicher Belastungsprozesse

Prozess	Prozesstyp	Energie & Deformationsgradient	Theorie & Mechanismen
A zu C	thermisch	$W^{Th.}$ & $F^{Th.}$	
C zu D	mikrostrukturell	$W^{Pl.} + W^{Cr.}$ & $F^{Cr.}.F^{Pl.}$	Schädigung
D zu B	mechanisch	$W^{El.}$ & $F^{El.}$	Bruch & Ermüdung

Beim generalisierten J_G-Integral wird nur der elastische Prozess (D zu B) betrachtet, weil nur dieser Prozess den Riss belastet und einen Rissfortschritt verursacht. Außerdem kann nur elastische Energie durch Risswachstum freigesetzt werden. Der Zustand D ist der Ausgangszustand der Integration. Der elastische Deformationsgradient ist ausreichend klein, so dass die Theorie der kleinen (infinitismale) Dehnungen in guter Nährung benutzt werden kann. Dann ergibt sich das generalisierte J_G-Integral als:

$$J_G = -\frac{d\Pi}{dA} = \frac{1}{\delta A} \int_V \left[\left(\sigma_{ij} . \left(F_{jk}^{El} - \delta_{jk} \right) - W^{El.} . \delta_{ik} \right) . \frac{\partial \Delta x_k}{\partial x_i} \right] dV \ , \tag{3.3}$$

wobei nur die elastische Energie und der elastische Deformationsgradient benutzt werden. Die grundlegende Form der Formel bleibt erhalten und nur der elastische Anteil des Belastungsprozesses wird berücksichtigt.

Einige bruchmechanische Integral-Konzepte, die bei den Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten angewendet werden, wurden im vorherigen Kapitel vorgestellt. Bei diesen Integralen wird die inelastische Energie mitberücksichtigt. Deswegen werden deren Werte von der Energiefreisetzungsrate abweichen. Diese Integrale sind für unsere Anwendungen nicht geeignet.

3.2 Thermisch induzierte Spannungen

Ein rissbehafteter Prüfkörper wird aus zwei Materialien mit unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten angenommen. Der Riss wird entlang der Grenzfläche der zwei Materialien initiiert, wie in Abbildung 3.3 dargestellt.

Ein großer Anteil der eingebrachten thermischen Energie wird thermisch gespeichert und steigert die Temperatur. Der restliche Anteil wird in elastische Energie umgewandelt, die entlang der Grenzfläche thermisch induzierte Spannungen verursachen. Dieser Anteil wird nicht mehr als thermische sondern als elastische Energie betrachtet, die den Riss mechanisch belasten kann.

Mathematisch ist es möglich, die Grenzflächen während des rein thermischen Prozesses völlig getrennt voneinander zu betrachten. Dadurch kommen keine thermisch induzierten Spannungen vor. Die Materialien bzw. die Grenzflächen können sich entsprechend ihres thermischen Ausdehnungskoeffizienten unterschiedlich ausdehnen oder zusammenziehen.

Sogar während des inelastischen Prozesses werden die Grenzflächen getrennt betrachtet. Die Materialien bzw. die Grenzflächen können sich entsprechend ihres inelastischen Verhaltens unterschiedlich deformieren.

Der elastische Prozess geschieht in zwei Schritten:

I) Der Anteil der thermischen Energie, die sich zu elastischer Energie umgewandelt hat, belastet die beiden Materialien, so dass die beiden Grenzflächen genau aufeinander fallen. Damit entstehen thermisch induzierte Spannungen, die zur elastischen Belastung des Risses beitragen können.

II) Die von außen eingebrachten Kräfte ziehen die Rissflächen auseinander und belasten den Riss rein elastisch.

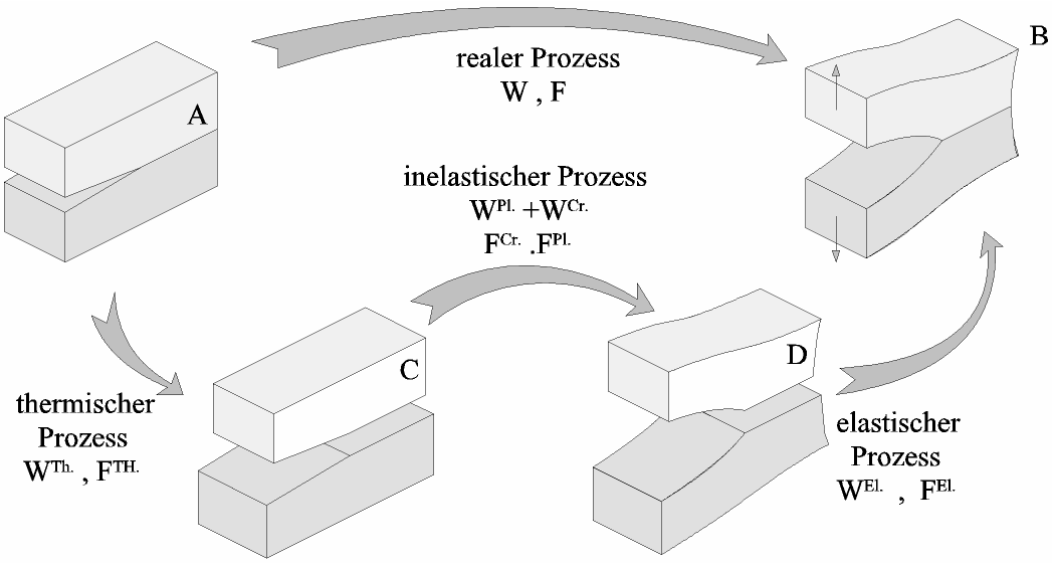


Abbildung 3.3 Riss in der Grenzfläche der zwei Materialien mit inelastischem Verhalten

Es sei hier noch mal darauf hingewiesen, dass diese Beschreibung nur rein mathematisch möglich ist. Alle notwendigen Größen zur Trennung des realen Belastungsprozesses können anhand der Ergebnisse der FE-Analyse ermittelt werden.

Bei dem generalisierten J_G-Integral ist eine zusätzliche Flächen-Integration über die Grenzfläche notwendig, wenn:

a) der Riss zusätzlich zur möglichen mechanischen Belastung auch thermisch belastet wird.

b) der Riss in der Grenzfläche der zwei Materialien mit unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten initiiert wird und sich ausbreitet,

Die Formulierung nach deLorenzi zur Berechnung der Energiefreisetzungsrate erlaubt die Möglichkeit zur Flächen-Integration. Die mathematische Herleitung der Formel kann aus dem Anhang B entnommen werden. Die zusätzliche Flächen-Integration setzt sich zusammen:

$$J_G = J_{GV} - \frac{1}{\delta A} \int_S \left(t_i . \left(F_{ij}^{El.} - \delta_{ij} \right) . \Delta x_j \right) . dS \,, \tag{3.4}$$

wobei J_{GV} die Volumen-Integration entsprechend der Formel (3.3), t die Traktionsvektor in der Grenzfläche sind.

3.3 Bruchkriterien

Die bruchmechanische Charakterisierung der Materialien wird nach dem generalisierten J_G-Integral genauso wie bei dem J-Integral oder den K-Faktoren beschrieben. Das kritische J_{GC} wird als ein materialspezifischer Wert definiert. Bei einer Überschreitung dieses kritischen Wertes kann Risswachstum stattfinden. Das energetische Bruchkriterium lautet:

$$J_G = J_{GC}. \tag{3.5}$$

Der einzige Unterschied besteht darin, dass zur Berechnung des J_G-Integrals eine genaue FE-Analye der Prüfkörper notwendig ist, da die elastische Energie und der Deformationsgradient nur durch eine FE-Analyse bestimmt werden können. Als Beispiel wird die Messung des kritischen J_{GC} für eutektisches Zinnblei (Sn63Pb37) im nächsten Kapital aufgeführt.

3.4 Ermüdungskriterien

Mechanische Wechselbelastungen können einen Riss in Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten weit unter dem kritischen J_{GC} zum Wachstum zwingen.

Wie in Abbildung 3.4 dargestellt, weist das J_G-Integral unter Wechselbelastungen einen zyklischen Verlauf auf. Die Amplitude des J_G-Integrals (ΔJ_G) kann als Maßstab zur Ermüdung in Betracht kommen. Die Länge des Risswachstums wird während des Zyklus durch die Risswachstumsrate (da/dN) bezeichnet.

Unterhalb ΔJ_{G0} findet kein Risswachstum statt. Die Abhängigkeit der Risswachstumsrate von ΔJ_G kann mit einer empirischen Formel, ähnlich wie es Paris und Erdogan vorgeschlagen haben, beschrieben werden:

$$\frac{d\,a}{d\,N} = \left(\frac{\Delta J_G}{C_{JM}} \right)^m u \qquad ; \qquad \text{Einheitsfaktor u [1 µm/Zyklus],} \tag{3.6}$$

wobei C_M und m von der Temperatur abhängigen Materialkonstanten sind. Die Konstante C_M hat die gleiche Dimension wie das J_G-Integral. Die Zyklenzahl, die für ein Risswachstum von der Risslänge a_1 bis a_2 notwendig sind, kann durch Integration ermittelt werden.

$$N(a) = v \int_{a_1}^{a_2} \frac{d\,a}{(\Delta J_G / C_{JM})^m} \qquad ; \qquad \text{Einheitsfaktor v [1 Zyklus/µm]} \tag{3.7}$$

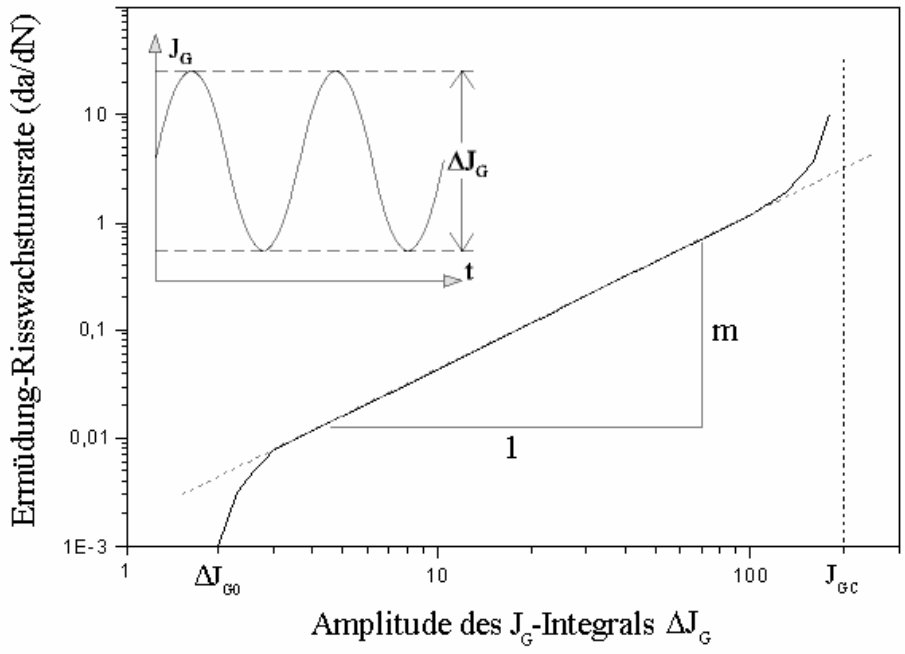


Abbildung 3.4 Die Abhängigkeit der Risswachstumsrate von ΔJ_G

3.5 Ermüdung unter thermischer Wechselbelastung

Die Bedeutung des beschleunigten Lebensdauertests bei mikroelektronischen Aufbauten wurde im ersten Kapitel erklärt. Hier wird die Ermüdung unter thermischen Zyklen untersucht. Dabei wird angenommen, dass ein Riss bereits initiiert wurde.

Die Aufbauten können meist bei höheren Temperaturen spannungsfrei und die initiierten Risse als unbelastet angenommen werden. Damit ist der Wert des J_G-Integrals gleich Null. Bei sinkender Temperatur wird der Riss thermomechanisch belastet. Entsprechend steigt der Wert des J_G-Integrals und erreicht bei tiefsten Temperaturen einen maximalen Wert. Bei steigender Temperatur wird der Riss entlastet und der Wert des J_G-Integrals sinkt. Der zeitliche Verlauf eines thermischen Zyklus und des J_G-Integrals sind in Abbildung 3.5 dargestellt.

Obwohl der Wert des ΔJ_G nicht bei einer konstanten Temperatur bestimmt wurde, zeigt die Abhängigkeit der Risswachstumsrate (da/dN) von ΔJ_G einen ähnlichen Verlauf, wie in

Abbildung 3.4 dargestellt. Der Zusammenhang zwischen der Risswachstumsrate und dem ΔJ_G kann dadurch ähnlich der Formel (3.6) definiert werden.

$$\frac{d\,a}{d\,N} = \left(\frac{\Delta\, J_G}{C_{JT}} \right)^n u \qquad ; \qquad \text{Einheitsfaktor u [1 µm/Zyklus],} \tag{3.8}$$

mit C_T und n als Materialkonstanten. Diese Konstanten sind vom Verlauf und der Amplitude der thermischen Zyklen abhängig. Die Anzahl der Zyklen, die für ein Risswachstum von der Risslänge a_1 bis a_2 notwendig ist, wird ähnlich wie in Formel (3.7) durchgeführt.

$$N\left(a\right) = v \int_{a_1}^{a_2} \frac{d\,a}{\left(\Delta\, J_G / C_{JT}\right)^n} \qquad ; \qquad \text{Einheitsfaktor v [1 Zyklus/µm]} \tag{3.9}$$

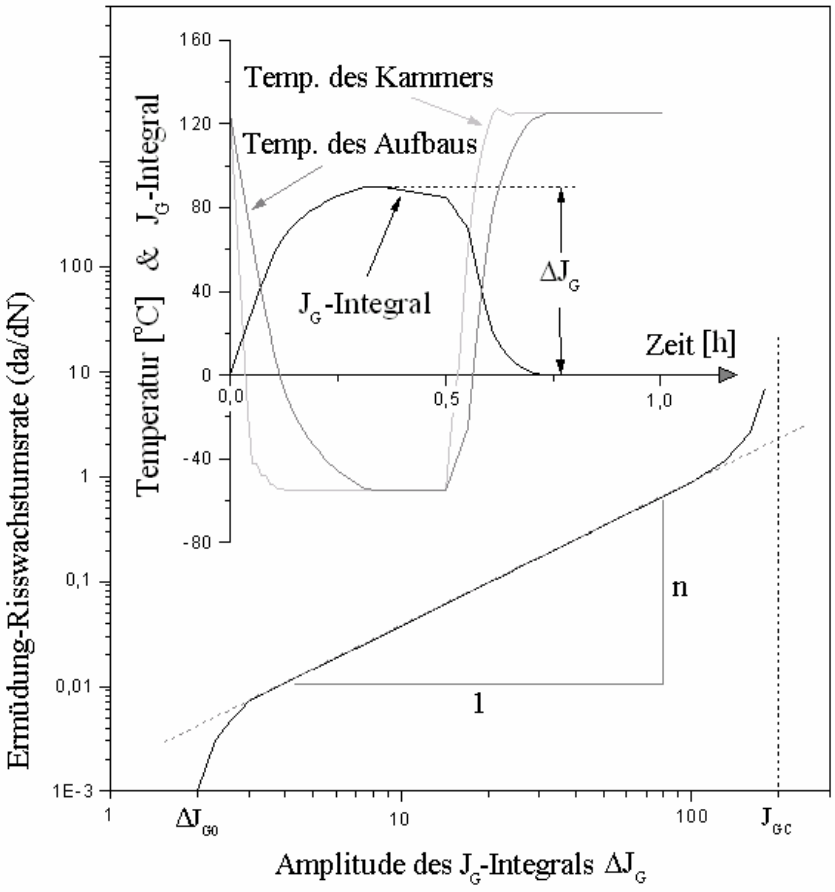


Abbildung 3.5 Verlauf der thermischen Zyklen und die Abhängigkeit der Risswachstumsrate von ΔJ_G

Im nächsten Kapitel wird das vorgestellte Verfahren zur Messung der Risswachstumsrate in Abhängigkeit von ΔJ_G detailliert diskutiert und für eutektisches Zinnblei (Sn63Pb37) durchgeführt. Dabei wird die charakteristische Kurve des Lotmaterials, wie in Abbildungen 3.4 und 3.5 dargestellt, ermittelt.

3.6 Abschätzung der Rissrichtung

Wird ein Riss in einem Medium mit elastischem Werkstoffverhalten belastet, zeigt das J-Integral in verschiedenen Richtungen einen Verlauf, wie in Abbildung 3.6.a dargestellt wird. Der Verlauf des J-Integrals hat in tangentialer Richtung ein deutliches Maximum. Bei jeder geringen abweichenden Richtung sinkt der Wert des Integrals steil ab. Obwohl materielle Schwachstellen nahe der Rissspitze in allen Richtungen bestehen, werden die in tangentialer Richtung bestehenden Schwachstellen mechanisch besonders stark belastet. Dadurch ist eine Rissausbreitung in tangentialer Richtung wahrscheinlicher. Die Richtung des Risswachstums wird dominierend vom J-Integral bzw. der Große und Art der Belastung bestimmt.

In rissbehafteten Körpern mit inelastischem Werkstoffverhalten dagegen öffnet sich die Rissspitze bei steigender mechanischer Belastung. Das deutliche Maximum des J_G-Integrals in tangentialer Richtung verschwindet, wie Abbildung 3.6 zeigt. Dem entsprechend werden die materiellen Schwachstellen, die bei weit von tangential abweichenden Richtungen stehen, ziemlich gleichmäßig belastet. Eine Rissausbreitung ist in materiell schwächster Richtung wahrscheinlicher. Die Richtung des Risswachstums wird dominierend von Schwachstellen bestimmt.

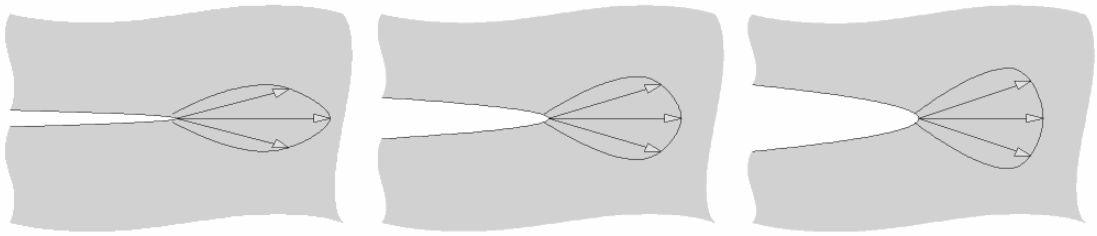


Abbildung 3.6 Abschätzung der Rissrichtung mittels des J_G-Integrals bei den Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten in Abhängigkeit von der Öffnung der Rissspitze, die durch steigende mechanische Belastung entsteht.

3.7 Programmieren des J_G-Integrals

Die Finite-Elemente-Analyse liefert alle erforderlichen Informationen zur Berechnung des J_G-Integrals. Allgemeine Kenntnisse über die FE-Analyse werden zum Verständnis dieses Kapitels vorausgesetzt [26-28]. Zum Programmieren des J_G-Integrals auf Basis der Finite-Elemente-Methode wird die gleiche Linie wie bei dem J-Integral verfolgt [14,15]. Dabei treten einige zusätzliche Schwierigkeiten auf, die im Folgenden diskutiert werden.

Koordinatensystem und Drehung

Die geometrische Lage der Knoten und Elemente am Anfang des Belastungsprozesses wird durch das Referenz-Koordinatensystem bestimmt. Das Referenz-Koordinatensystem bleibt während des Prozesses unverändert.

Die mit den materiellen Punkten fest verbundenen Koordinatensysteme können sich aber während der Belastung verschieben und drehen. Die FE-Analyse liefert den aktuellen Stand dieser Koordinatensysteme am Ende des gesamten Belastungsprozesses. Alle Komponenten

der Spannungen, Dehnungen und Kräfte werden im Bezug zu den aktuellen Koordinatensystemen berechnet.

Durch eine Verschiebung des Koordinatensystems bleiben die Komponenten eines Vektors oder Tensors unverändert. Dagegen ändern sich diese Komponenten durch eine Drehung des Koordinatensystems. Deswegen ist die Bestimmung des Bezugssystems zur Berechnung des J_G-Integrals notwendig.

Es wird das Koordinatensystem, das mit einem Punkt an der Rissfront fest verbunden ist, betrachtet. Während des thermischen Belastungsprozesses kann dieses Koordinatensystem nur verschoben werden. Es kann sich während des inelastischen Belastungsprozesses verschieben und drehen. Der Stand dieses Koordinatensystems am Ende des inelastischen Prozesses ist das eigentliche Bezugssystem für die Berechnung des J_G-Integrals.

Da der elastische Belastungsprozess in guter Näherung durch die Theorie der kleinen Dehnung beschrieben wird, ist die Drehung des Koordinatensystems während des elastischen Prozesses vernachlässigbar. Das bedeutet, dass der aktuelle Stand dieses Koordinatensystems am Ende des gesamten Belastungsprozesses als das Bezugssystem für die Berechnung des J_G-Integrals angenommen werden kann.

Elastischer Deformationsgradient

Der elastische Deformationsgradient kann allgemein zu multiplikativer Kombination in einen Streck-Tensor und einen Drehungstensor geteilt werden. Da während des elastischen Belastungsprozesses die Drehung des Koordinatensystems vernachlässigbar ist (R=I), wird der elastische Deformationsgradient wie folgt ermittelt:

$$F^{El.} = V^{El.} \,.\, R^{El.} \qquad \rightarrow \qquad F^{El.} = V^{El.}, \tag{3.11}$$

wobei $V^{El.}$ der elastische Links-Streck-Tensor und $R^{El.}$ der elastische Drehungstensor sind.

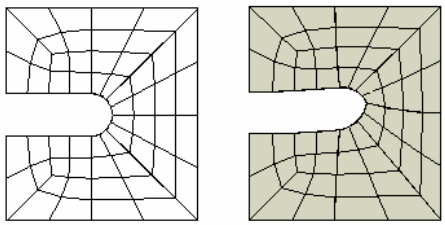
Die Berechnung des elastischen Deformationsgradienten ist innerhalb eines Volumen-Elements bzw. in Gaußschen Integrationspunkten sofort zu bestimmen:

$$\varepsilon^{El.} = \ln V^{El.} = \ln F^{El.} \qquad \text{bzw.} \qquad F^{El.} = \exp(\varepsilon^{El.}), \tag{3.12}$$

wobei $\varepsilon^{El.}$ die elastische Dehnung ist. Dagegen kann der elastische Deformationsgradient auf die Oberflächen des Volumen-Elements bzw. an den Knoten durch komplizierte und fehlerhafte Extrapolationen berechnet werden. Eine noch bessere Möglichkeit ist die rein elastische Entlastung jedes einzelnen Elements. Damit kann der elastische Deformationsgradient an den Knoten direkt und genauer berechnet werden.

Koordinatenabbildung

Eine FE-Vernetzung nahe der Rissspitze wird betrachtet, wie Abbildung 3.7.a bei einem zweidimensionalen Fall darstellt. Eine ideale Abbildung eines Risswachstums kann in jeder beliebigen Richtung durch die unterschiedliche Verschiebung aller beteiligten Knoten erfolgen, wie in Abbildung 3.7.b dargestellt. Dadurch ist eine gleichmäßige und realnahe Änderung der Rissrichtung gewährleistet.



(a) (b)

Abbildung 3.7 a) FE-Vernetzung in Nähe des Risses, b) Koordinatenabbildung des virtuellen Risswachstums durch unterschiedliche Verschiebung aller Knoten.

Die gleichmäßige Verschiebung einiger Gruppen von Knoten ist eine andere Möglichkeit zur Abbildung des Risswachstums, wie Abbildung 3.8 darstellt. Die Ausbreitung des Risses in tangentialer Richtung zeigt eine realnahe Entwicklung. Der Fehler kann bei Änderung der Rissrichtung auftreten.

In tangentialer Richtung erreicht der berechnete Wert des J_G-Integrals nach der zweiten Kontur 98% des Endwertd. Das Integral ist deutlich flächenunabhängig. Diese Unabhängigkeit lässt sich in von tangential abweichender Richtungen nicht sofort zeigen, da sich die Form des Risses bei unterschiedlichen Konturen ändert.

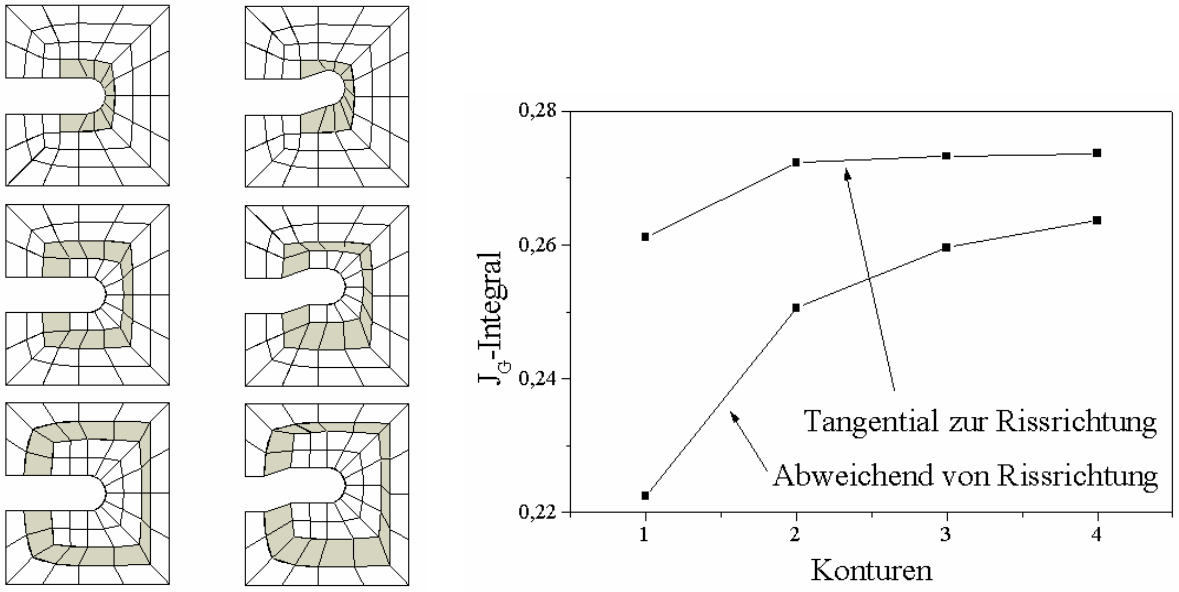


Abbildung 3.8 Koordinatenabbildung des virtuellen Risswachstum durch eine gleichmäßige Verschiebung einiger Knoten: Links) in Rissrichtung, Mitte) in Querrichtung, Rechts) Die Abhängigkeit des J_G-Integrals von Konturen

Freigesetzte Fläche

Die durch ein virtuelles Risswachstum freigesetzte Fläche wurde von deLorenzi nur in Richtung der Rissflächen berechnet. Das lässt sich verallgemeinern.

Für ein isoparametrisches Element aus 20 Knoten stehen die Interpolationsfunktionen zweiter Ordnung zur Verfügung. Ein Risswachstum kann durch die Verschiebung eines mittleren Knotens oder eines Seitenknotens vorgestellt werden, wie in Abbildung 3.9 dargestellt.

Die Koordinaten eines Punktes an der Rissfront können im zugehörigen Element durch die Koordinaten der drei Knoten ermittelt werden:

$$\begin{vmatrix} x \\ y \\ z \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} x_1 & x_2 & x_3 \\ y_1 & y_2 & y_3 \\ z_1 & z_2 & z_3 \end{vmatrix} \begin{vmatrix} h_1(s) \\ h_2(s) \\ h_3(s) \end{vmatrix}, \tag{3.13}$$

wobei x_i, y_i und z_i die Koordinaten der Knoten sind. Die Interpolationsfunktionen $h_i(s)$ sind wie folgt gegeben:

$$\begin{vmatrix} h_1(s) \\ h_2(s) \\ h_3(s) \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} \frac{1}{2}s(s-1) \\ 1-s^2 \\ \frac{1}{2}s(s+1) \end{vmatrix}, \tag{3.14}$$

wobei die lokale Koordinate s den Wert -1 in dem Knoten Nummer 1, den Wert 0 in dem Knoten Nummer 2 und den Wert 1 in dem Knoten Nummer 3 hat. Eine differenzielle Länge auf der Rissfront kann durch die Ableitung der Gl(3.13) ermittelt werden:

$$|dl| = \begin{vmatrix} dx \\ dy \\ dz \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} x_1 & x_2 & x_3 \\ y_1 & y_2 & y_3 \\ z_1 & z_2 & z_3 \end{vmatrix} \begin{vmatrix} s-\frac{1}{2} \\ -2s \\ s+\frac{1}{2} \end{vmatrix} ds. \tag{3.15}$$

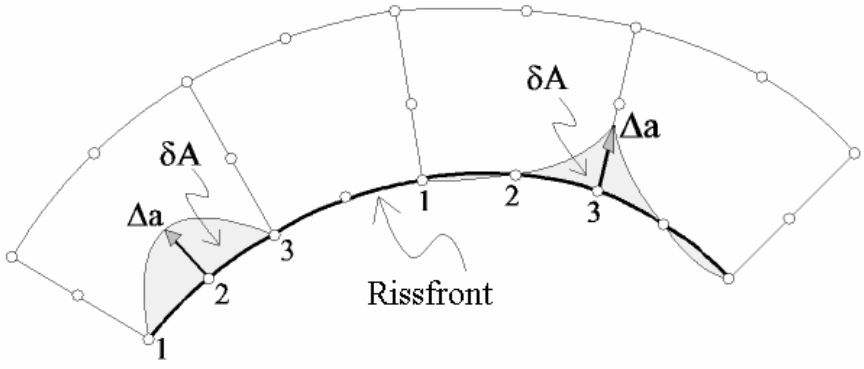


Abbildung 3.9 Schematische Darstellung des lokalen Risswachstums bei FE-Analyse.

Das virtuelle Risswachstum wird durch die Verschiebung eines der Knoten dargestellt. Zum Beispiel wird durch Verschiebung des Knotens Nummer 2 ermittelt:

$$\left|\Delta X\right|_2 = \begin{vmatrix}\Delta x\\ \Delta y\\ \Delta z\end{vmatrix} = h_2(s)\begin{vmatrix}\Delta x_2\\ \Delta y_2\\ \Delta z_2\end{vmatrix} = \left(1-s^2\right)\begin{vmatrix}\Delta x_2\\ \Delta y_2\\ \Delta z_2\end{vmatrix}. \tag{3.16}$$

DeLorenzi hat vorausgesetzt, dass das virtuelle Risswachstum Δx und die differenzielle Länge der Rissfront dl unbedingt senkrecht zueinander stehen. Deswegen hat er einfach zur Berechnung der freigesetzten Fläche einfach die skalare Multiplikation benutzt. Die Voraussetzung ist nicht unbedingt notwendig. Die freigesetzte Fläche kann durch das Kreuz-Produkt zwischen der virtuellen Verschiebung des Knotens und der differenziellen Länge über der Rissfront ermittelt werden.

$$\delta A_2 = \left| \int\left(\left|\Delta X\right|_2 \times \left|d l\right|\right)\right| \tag{3.17}$$

Diese Integration lässt sich numerisch relativ genau lösen.

Flächen-Integration in der Grenzfläche

Die Werte der Deformationen und Reaktionskräfte werden im Bezug zu den Knoten auf der äußeren Fläche des Elements berechnet. Die Spannungen, die Dehnungen, die gesamten Deformationsgradienten, die verschiedene Arten von Energien sind die Informationen, die in den Integrationspunkten in den Volumen des Elements ermittelt werden. Abbildung 3.10 zeigt eine zwei dimensionalen Darstellungen eines isoparametrischen Elements.

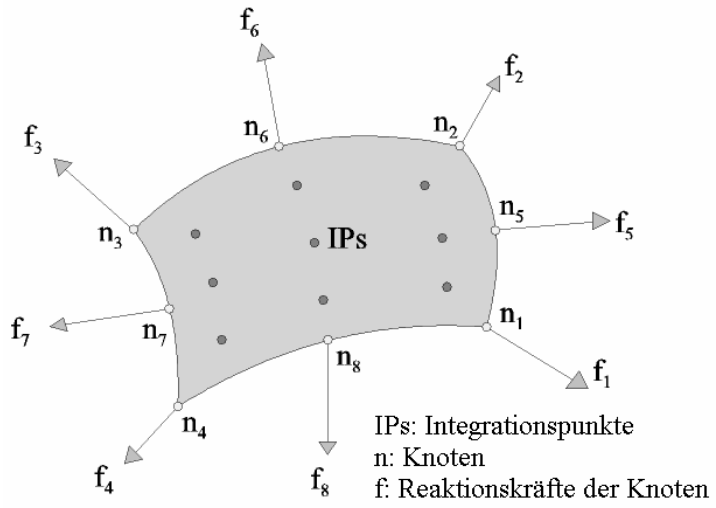


Abbildung 3.10 Darstellung eines zweidimensionalen Elements

Die Grenzfläche zwischen zwei Materialien wird im FE-Modell eigentlich durch die Summe der Flächen von einigen Elementen präsentiert. Eine Flächen-Integration geschieht bei der FE-Methode wie folgt:

I) Neue Integrationspunkte werden auf die Element-Fläche, die auf der Grenzfläche liegen, definiert.

II) Die Daten mechanischer Größen, die im Bezug zu den Integrationspunkten in den Volumen gegeben sind, werden durch Extrapolation zu neuen Integrationspunkten an der Grenzfläche übertragen.

III) Die Flächen-Integration wird im Bezug zu neuen Integrationspunkten durchgeführt.

Da die Extrapolation der Informationen ein fehlerhafter Prozess ist, kann diese Integration nicht ausreichend genau sein.

Die Formulierung nach deLorenzi ermöglicht eine Flächen-Integration, die sich über die Knoten durchführen lässt. Um diese Möglichkeit zu erkennen, sind die Kenntnisse über die Eigenschaften der Reaktionskräfte notwendig.

I) Ein einziges Element ist im Gleichgewicht, wenn die auf die Knoten erzeugten Reaktionskräfte durch die in den Integrationspunkten entstehende Spannungen neutralisiert werden.

II) Die Reaktionskräfte werden direkt und nicht durch Extrapolation berechnet. Deswegen haben sie relativ genaue Werte.

III) Der elastische Anteil der mechanischen Arbeit, der durch die Reaktionskräfte auf die Oberfläche des Elements wirkt, wird elastisch in dem Element gespeichert.

$$\int_V W^{El.}\, dv = \int_V \left(\int \sigma\, d\varepsilon^{El.} \right) dv = \int_S \left(\int t . du^{El.} \right) ds \tag{3.18}$$

$$\int_V \left(\int \sigma\, d\varepsilon^{El.} \right) dv = \sum_i \int_0^u \sigma_{ij} . d\varepsilon_{ij}^{El.} \text{ : Summe über die Integrationspunkte} \tag{3.19}$$

$$\int_S \left(\int t . du^{El.} \right) ds = \sum_i \int_0^u f_i . du_i^{El.} \text{ : Summe über die Knoten} \tag{3.20}$$

IV) Über einen Knoten, der zu mehr als einem Element gehört, wirken entsprechend mehr als eine Reaktionskraft, wie Abbildung 3.11 darstellt. Die Summe der gesamten Reaktionskräfte auf die Knoten, die innerhalb des Körpers liegen, ist im Gleichgewichtszustand gleich Null. Dagegen ist die Summe der gesamten Reaktionskräfte auf die Knoten, die auf die Oberfläche des Körpers liegen, gleich der möglichen Flächenkraft.

V) Die Reaktionskräfte sind innerhalb des Körpers ein mathematisches Hilfsmittel und eine virtuelle Größe.

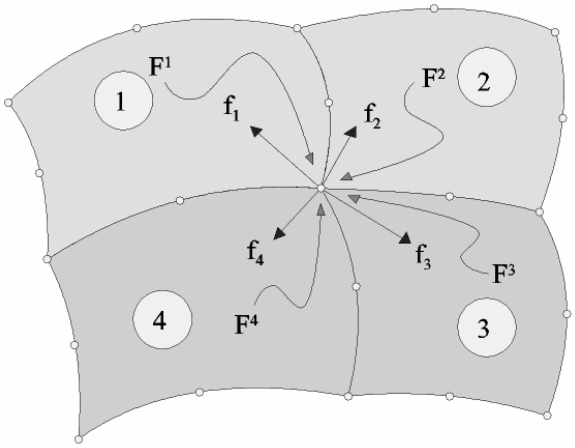


Abbildung 3.11 Auf einen Knoten wirkende Reaktionskräfte durch verschiedene Elemente

Jetzt wird die Möglichkeit zur Flächen-Integration über der Grenzfläche diskutiert. Es wird angenommen, dass alle Reaktionskräfte auf allen Knoten innerhalb des Körpers virtuell existieren. In diesem Fall kann ein entsprechend zusätzlicher Term zur Berücksichtigung der Reaktionskräfte bei der Berechnung des J-Integrals eingebracht werden. Diese Summation geschieht über alle Knoten des FE-Modells.

$$J_G = J_{GV} - \frac{1}{\delta A} \cdot \sum_i f_i . \left(F_{ij}^{El.} - \delta_{ij} \right) . \Delta x_j \tag{3.21}$$

Der elastische Deformationsgradient kann durch eine rein elastische Entlastung des entsprechenden Elements in den Knoten ermittelt werden. Dabei kann die Drehung des Elements völlig vernachlässigt werden. Hier wird die Summation auf einen Knoten aber in verschiedenen Lagen untersucht:

a) Auf die äußere Oberfläche des Körpers ist die Summation gleich Null, weil darauf Δx gleich Null ist.

b) Die elastischen Deformationsgradienten, die durch verschiedene Elemente an einem Knoten berechnet werden, sind gleich, wenn das Knoten innerhalb des Körpers aber nicht auf der Grenzfläche liegt.

$$\sum_i f_i . \left(F_{ij}^{El.} - \delta_{ij} \right) . \Delta x_j = \left(F_{ij}^{El.} - \delta_{ij} \right) . \Delta x_j . \sum_i f_i = 0 \tag{3.22}$$

c) Dagegen sind die elastischen Deformationsgradienten, die durch verschiedene Elemente an einem Knoten berechnet werden, nicht gleich, wenn die Knoten auf der Grenzfläche liegen. Das Problem wird in Abbildung 3.11 schematisch dargestellt. Die durch die Elemente 1 und 2 ermittelten elastischen Deformationsgradienten haben die gleichen Werte. Dagegen haben die durch die Elemente 1 und 3 ermittelten elastischen Deformationsgradienten unterschiedliche Werte. Dadurch wird eine Flächen-Integration möglich.

3.8 Vergleich zwischen Integralkonzepten

Der Unterschied zwischen dem J_G-Integral und den anderen Integralkonzepten wird durch einen Beispiel erklärt. Um einen Vergleich zu ermöglichen, wird die CT-Probe, die Atluri [17] zur Präsentation der Ergebnisse des ΔT^*-Integrals verwendet hat, herangezogen. Die geometrischen Daten der Probe sind in Abbildung 3.12.a dargestellt. Die CT-Probe wird mittels FE-Analyse unter ebenem Verzerrungszustand untersucht.

Die CT-Probe besteht aus dem Material A533B mit folgenden elastischen Eigenschaften: Elastizitätsmodul E = 199,95 GPa, Poissonzahl ν = 0,3 und Fließspannung σ_{YS} = 413 MPa. Die plastischen Eigenschaften des Materials wurden mit der Ramberg-Osgood-Beziehung abgeschätzt:

$$\varepsilon = \left(\sigma / E \right) + \left(\sigma / B \right)^n \ , \tag{3.23}$$

wobei B = 765,3 MPa und n = 10,08 sind.

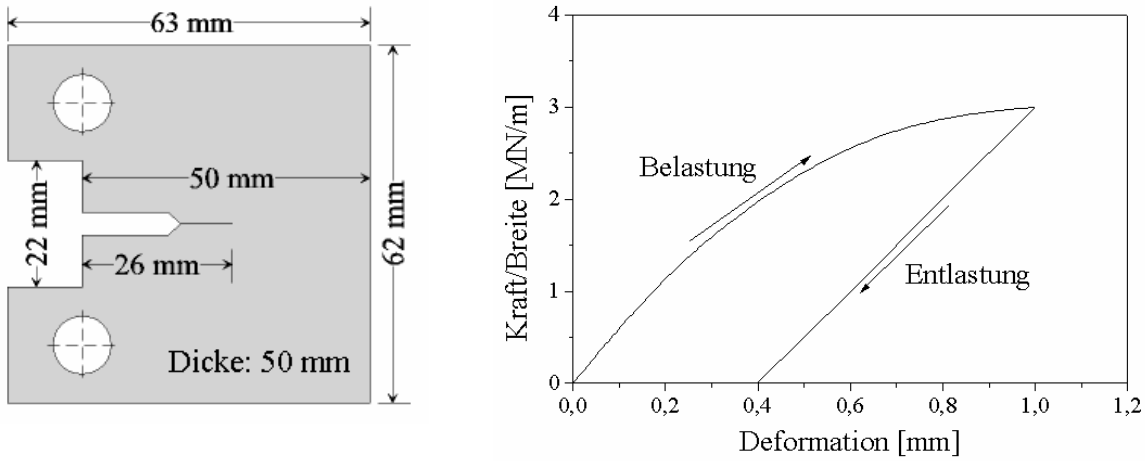


Abbildung 3.12 Link) Die CT-Probe und Recht) Die Belastungsdiagramm

Die CT-Probe wird gleichmäßig bis zu einem Belastungsweg von 1 mm belastet und danach entlastet. Die Probe bleibt nach der Entlastung plastisch stark deformiert, wie in Abbildung 3.12.b dargestellt wird. Da die einwirkende Kraft am Ende der Entlastung gleich Null ist, ist zu erwarten, dass keine Energie in diesem Punkt freigesetzt werden kann. Das würde bedeuten, dass die Energiefreisetzungsrate am Ende der Entlastung gleich Null ist.

Die J-, C^*- bzw. J_G-Integrale werden auf Basis der Ergebnisse der FE-Analyse berechnet. Das ΔT^*-Integral wird der Literatur entnommen. Die Ergebnisse der Berechnung verschiedener Integralkonzepte sind folgendermaßen zusammenzufassen:

I) Die J- bzw. C^*-Integrale sind nicht Kontur unabhängig.

II) Das ΔT^*-Integral ist Kontur unabhängig aber nicht gleich die Energiefreisetzungsrate, weil sein Wert am Ende der Entlastung nicht gleich Null wird, wie Abbildung 3.13 darstellt.

III) Das J_G-Integral ist Kontur unabhängig und gleich die Energiefreisetzungsrate.

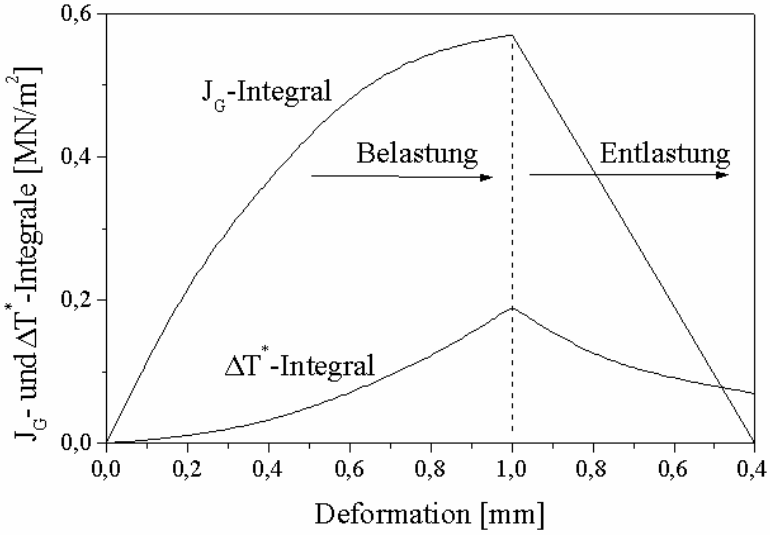


Abbildung 3.13 Die J_G- bzw. ΔT^*-Integrale

Kapitel 4

Messungen

Die theoretischen Konzepte und die Grundlagen der Verfahren zur Messung der Größen, die die Bruch- bzw. Ermüdungsverhalten der Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten beschreiben, wurden in Kapitel 2 und 3 erläutert. In diesem Kapitel wird die Anwendung dieser Konzepte durch experimentelle Messungen präsentiert.

Zunächst wird ein Material mit inelastischem Werkstoffverhalten, das eine breite Anwendung im Bereich der mikroelektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik findet, als Beispiel ausgewählt. Die beste Auswahl für diesen Zweck ist das Lötmaterial:

eutektisches Zinnblei (Sn63Pb37).

Das bruchmechanische Integral-Konzept J_G wird in dieser Arbeit als Ansatz zur Charakterisierung von Bruch und Ermüdung der Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten ausgewählt. Da eine genaue FE-Analyse zur Berechung des J_G-Integrals notwendig ist, sind gute Kenntnisse des inelastischen Verhaltens der Materialien eine wichtige Voraussetzung.

Als erster Schritt in diesem Kapitel wird das inelastische Verhalten des Lötmaterials aus eutektischen Zinnblei experimentell gemessen. Anschließend wird ein neues Kriechgesetz vorgestellt. Die Messergebnisse werden mit Literaturdaten verglichen.

Die Messung zur Bestimmung des kritischen Bruchwerts J_{GC} des Lotmaterials ist der zweite Schritt in diesem Kapitel. Dabei steht besonders die Messung bei niedriger Temperatur (-55^oC) in Vordergrund.

Danach ist die Ermüdung des Lotmaterials unter mechanischer Wechselbelastung zu charakterisieren. Dabei wird ein periodischer Verlauf des J_G-Integrals mit einer Amplitude von ΔJ_G durch mechanische Wechselbelastung hervorgerufen. Hier ist die Risswachstumsrate (da/dN) in Abhängigkeit von ΔJ_G zu messen, wie Abbildung 3.4 darstellt.

Abschließend wird ein Verfahren vorgestellt, das das ermüdungsmechanische Verhalten des Lotmaterials unter thermischer Wechselbelastung experimentell charakterisiert. Ziel des Verfahrens ist die Bestimmung der Risswachstumsrate, wie Abbildung 3.5 schematisch darstellt.

4.1 Kriechverhalten

Die elastischen Eigenschaften bzw. Kenndaten des eutektischen Zinnbleis sind in Abhängigkeit der Temperatur in Tabelle 4.1 zusammengefasst. Diese Werte weichen in der Literatur leicht voneinander ab.

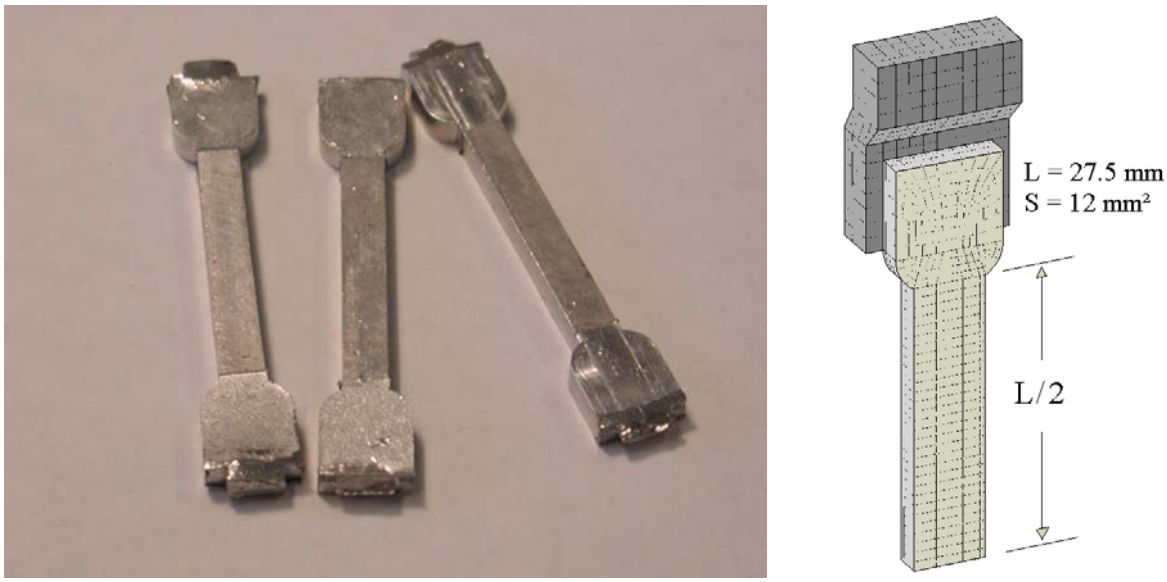
Tabelle 4.1 Elastischen Eigenschaften des eutektischen Zinnbleis (Sn63Pb37)

	Elastizitätsmodul [MPa]	Poissonzahl	Thermische Ausdehnungskoeffizient [10^{-6} K^{-1}]
Sn63Pb37	39 000 bei 200K 21 000 bei 400K	0,36	24

Das Kriechverhalten eines Materials wird durch die Kriechdehnungsrate beschrieben. Die Kriechdehnungsrate der Lotmaterialien ist einerseits strark von der Temperatur abhängig. Andererseits ist die Abhängigkeit der Kriechdehnungsrate von verschiedenen mechanischen Größen, wie der Spannung, zu untersuchen. All diese Zusammenhänge und Abhängigkeiten sollen in einen Kriechgesetz berücksichtigt werden.

Zur Messung der Kriechdehnungsrate des Lotmaterials steht eine Zugmaschine (Zwick, Typ:1446) zur Verfügung. Die gefertigten Zugproben sind in Abbildung 4.1 dargestellt.

Im Folgenden werden bekannte Kriechgesetze vorgestellt und die Gründe erläutert, wieso diese Gesetze für die in dieser Arbeit diskutierten Anwendungen nicht ausreichend sind. Danach wird ein neues Kriechgesetz vorgestellt, das alle Erforderungen ausreichend erfüllt. Die Übereinstimmung des neuen Kriechgesetzes mit den gemessenen Werten wird durch FE-Analyse überprüft. Damit werden die ermittelten Konstanten des Kriechgesetzes angepasst und verbessert.



(a) (b)

Abbildung 4.1 a) Gefertigte Zugproben aus eutektischen Zinnblei (Sn63Pb37) Lotmaterial
b) Überprüfung der Messdaten durch FE-Analyse

Messmethoden

Zur Messung der Kriechdehnungsrate im Zugversuch kommen zwei Messmethoden in Betracht:

A) Der weggesteuerte Zugversuch: Die Zugprobe wird mit einer möglichst konstanten Belastungsgeschwindigkeit gezogen. Die Geschwindigkeit ist ausreichend langsam, um die Belastung quasi statisch aufzubringen. Die entsprechende Zugkraft wird durch eine Kraftmessdose gemessen. Die Einschnürung der Zugprobe wird lokal mechanisch in zwei Punkten ermittelt. Die zeitlichen Verläufe der Zugkraft, Spannung, Dehnung und Kriechdehnungsrate sind in Abbildung 4.2 dargestellt.

Die Belastung wird üblicherweise in drei zeitliche Bereiche aufgeteilt. Im primären Bereich steigen die Kraft, die Spannung und die Dehnung. Die Kriechdehnungsrate steigt am Anfang des primären Bereiches sehr steil und bleibt bei einem konstanten Wert am Ende des Bereiches. Im stationären Bereich bleiben die Kraft, Spannung und Kriechdehnungsrate ziemlich konstant. Im tertiären Bereich schnürt die Probe stark ein und die Zugkraft sinkt ab.

Der aktuelle Probenquerschnitt wird durch die Messung der Einschnürung abgeschätzt. Die Hauptspannungen werden durch das Verhältnis zwischen Kraft und aktuellem Probenquerschnitt ermittelt:

$$\sigma_I \approx F/A \quad ; \qquad \sigma_{II} = \sigma_{III} \approx 0. \tag{4.1.a}$$

Die Hauptdehnung ε_I und Kriechdehnungsrate lassen sich abschätzen durch:

$$\varepsilon_I \approx \Delta L/L_0 \; ; \qquad \frac{d\varepsilon^{Cr}}{dt} = \frac{d\varepsilon_I}{dt} - \frac{d\varepsilon_I^{El}}{dt} = \frac{d\varepsilon_I}{dt} - \frac{1}{E}\frac{d\sigma_I}{dt}. \tag{4.1.b}$$

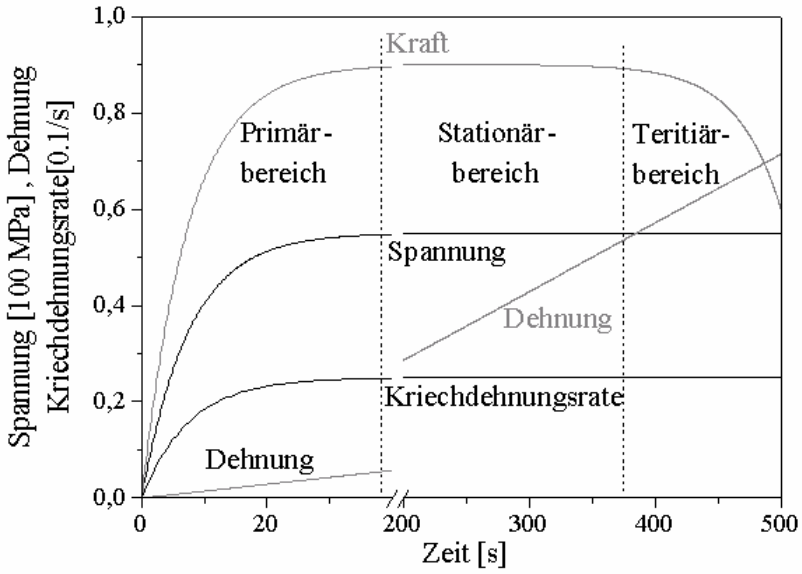


Abbildung 4.2 Die Darstellung der zeitlichen Verläufe der mechanischen Großen bei einer weggesteuerten Zugversuch zur Bestimmung der Kriechdehnungsrate.

Diese Messmethode ist zur Untersuchung des primären Bereichs geeignet, da die Dauer dieses Bereiches sehr lang ist und dessen Kurve keinen steilen Aufstieg hat. Da die primäre Kriechphase für die untersuchten Anwendungen eine zentrale Rolle spielt, wird der weggesteuerte Zugversuch als experimentelle Messmethode verwendet.

Um höhere Spannungen in der sekundären Kriechphase zu erreichen, muß die Zuggeschwindigkeit erhöht werden. Bei steigender Zuggeschwindigkeit schnürt die Zugprobe früher ein und damit ist die Dauer der sekundären Phase kürzer. Deshalb ist diese Methode zur Messung der Kriechdehnungsrate bei höheren Spannungen nicht geeignet.

B) Der kraftgesteuerte Zugversuch: Die Zugprobe wird bis zu einer konstanten Kraft möglichst schnell belastet. Die Belastung ist genügend langsam um dynamische Vorgänge auszuschließen. Damit ist es möglich, den Belastungsprozess als quasi-statisch zu betrachten. Die zeitlichen Verläufe der Zugkraft, Spannung, Dehnung und Kriechdehnungsrate sind in Abbildung 4.3 dargestellt.

Die drei zeitlichen Bereiche sind auch bei dieser Methode deutlich zu beobachten. Im primären Bereich steigen Kraft und Spannung und werden während des stationären Bereiches konstant gehalten. Die Dehnung steigt im primären Bereich steil. Im stationären Bereich hat die Dehnung eine leichte gleichmäßige Steigung. Die Kriechdehnungsrate steigt am Anfang des primären Bereiches sehr steil und sinkt auf einen konstanten Wert am Ende dieses Bereiches ab. Während des stationären Bereiches bleibt die Kriechdehnungsrate konstant. Im tertiäreren Bereich schnürt die Probe ein.

Da die Zeitdauer des Primären Bereiches im Vergleich zum weggesteuerten Zugversuch kürzer ist, ist diese Messmethode zur Untersuchung des primären Bereiches nicht geeignet. Dagegen kann die Ermittlung höherer Spannungen im sekundären Bereich nur bei dieser Methode erreicht werden.

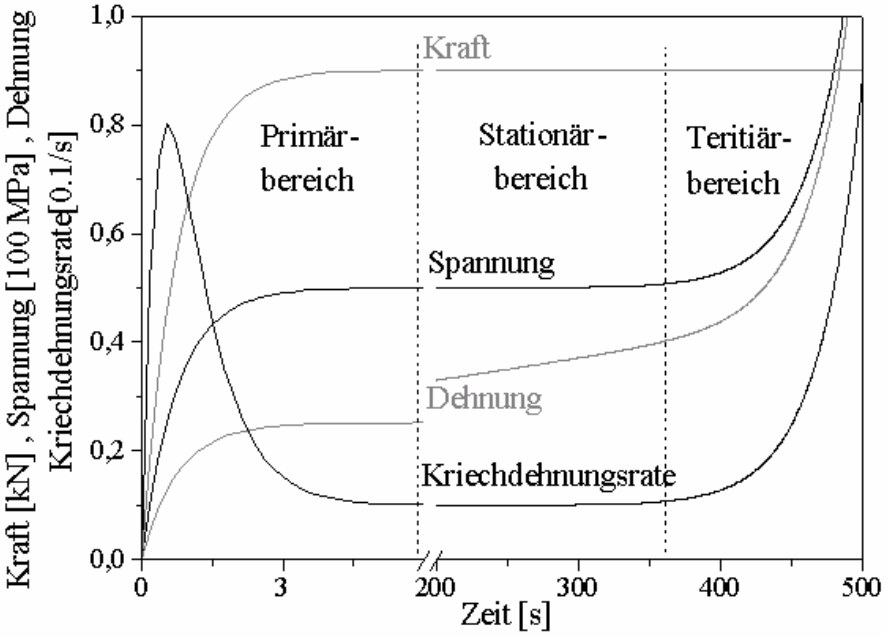


Abbildung 4.3 Die Darstellung der zeitlichen Verlauf der mechanischen Großen bei einer spannungsgesteuerten Zugversuch zur Bestimmung der Kriechdehnungsrate.

Sekundäre Kriechdehnungsrate

Wie erwähnt, wurde der weggesteuerte Zugversuch als Messmethode benutzt. Die sekundäre Kriechdehnungsrate ist nur von der äquivalenten Spannung (Mises) abhängig. Dieser Zusammenhang lässt sich bestimmen, wenn der Versuch bei verschiedenen Belastungsgeschwindigkeiten wiederholt wird. Die Kraft-Deformationskurven, die bei Raumtemperatur experimentell ermittelt wurden, sind in Abbildung 4.4 dargestellt. Parameter ist hier die Zuggeschwindigkeit. Der sekundäre Bereich ist dabei deutlich zu erkennen.

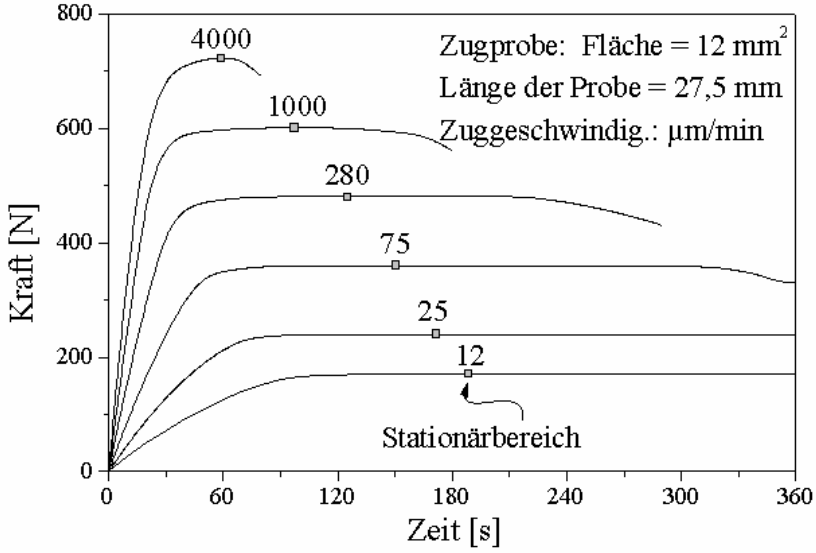


Abbildung 4.4 Zeitliche Verläufe der Zugkraft von eutektischen Zinnblei Lotmaterial mit unterschiedlichen Zuggeschwindigkeiten.

Die Zusammenfassung der Ergebnisse in einer doppeltlogarithmischen Darstellung ist in Abbildung 4.5 dargestellt. Die Kurve zeigt mehrere Phasen und lässt sich durch einen Polynomenansatz beschreiben.

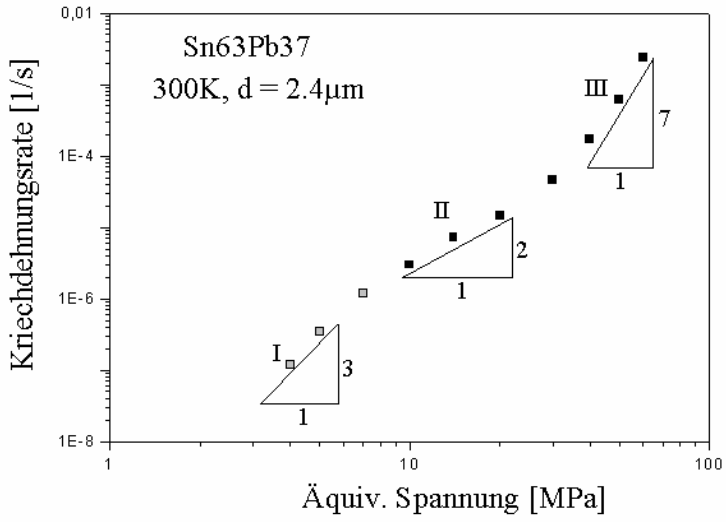


Abbildung 4.5 Sekundäre Kriechdehnungsrate in Abhängigkeit von der Spannung.

Die thermomechanischen Versuche zur Lebensdauervorhersage der mikroelektronischen Aufbauten geschehen bei Temperaturen, die größer als die Curie-Temperatur des eutektischen Zinnbleis sind. Oberhalb der Curie-Temperatur findet bei den Lotmaterialien das so genannte Hochtemperatur-Kriechen statt. Die Deformation wird innerhalb dieses Regimes durch Diffusion kontrolliert. Die inelastische Dehnungsrate wird bei vielen Metallen und Legierungen durch die von Weeterman-Dorn Gleichung angegeben [29,30]:

$$\frac{d\varepsilon^{inEl}}{dt} = A\frac{\mu b}{k\theta}D\left(\frac{\tau}{\mu}\right)^{n}\left(\frac{b}{d}\right)^{p}, \tag{4.2}$$

wobei A eine Materialkonstante, μ der Schubmodul, b der Burgers Vektor, k die Bolzmann-Konstante, D der Diffusionskoeffizient, τ die wirkende Scherspannung und d der Abstand zwischen den Domänen bzw. Korngröße des Materials sind. Der Diffusionskoeffizient ist stark von der Temperatur abhängig und ist gegeben durch:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E}{k\theta}\right), \tag{4.3}$$

wobei D_0 eine Materialkonstante und E die Aktivierungsenergie sind. Durch die Zusammenstellung der Gl(4.2) und Gl(4.3) wird eine Beziehung für die durch Diffusion gesteuerte stationäre Kriechdehnungsrate ermittelt.

Die Abhängigkeit der stationären Kriechdehnungsrate von der äquivalenten Spannung in Abbildung 4.5 wird betrachtet. Die erste Phase, die bei niedrigen Spannungen vorkommt, wird vernachlässigt. Zwei unterschiedliche Diffusionstypen finden bei der Kriechdeformation des eutektischen Zinnbleis statt. Die Diffusion zwischen den Domänen bzw. Korndiffusion ist Merkmal der zweiten Phase. Deswegen muss die Korngröße bzw. der Abstand zwischen den Domänen berücksichtigt werden. Dagegen wird die dritte Phase durch Gitterdiffusion hervorgerufen. Die stationäre Kriechdehnungsrate bei eutektischem Zinnblei wird am besten durch den Polynomansatz von Hacke [31,32] beschrieben:

$$\frac{d\varepsilon^{Cr}}{dt} = \frac{C_{II}\tilde{\sigma}^{n_{II}}}{\theta d^{p}}\exp\left(-\frac{E_{II}}{k\theta}\right) + \frac{C_{III}\tilde{\sigma}^{n_{III}}}{\theta}\exp\left(-\frac{E_{III}}{k\theta}\right); \tag{4.4.a}$$

$$\frac{1}{3}\tilde{\sigma}^{2} = \frac{1}{6}\left[\left(\sigma_{11}-\sigma_{22}\right)^{2} + \left(\sigma_{11}-\sigma_{33}\right)^{2} + \left(\sigma_{22}-\sigma_{33}\right)^{2}\right] + \sigma_{12}^{2} + \sigma_{13}^{2} + \sigma_{23}^{2}. \tag{4.4.b}$$

Die in der Literatur gegebenen Werte der Konstanten sind in Tabelle 4.2 zusammengefasst. Die Messungen zeigen die gleiche Gestalt der Beziehung, mit leicht abweichenden Werten für die Konstanten.

Bei sinkender Temperatur fällt die Kriechdehnungsrate extrem ab, so dass das eutektische Zinnblei Lotmaterial bei tiefen Temperaturen extrem sprödes Verhalten aufweist. Abbildung 4.6 zeigt die Abhängigkeit der stationären Kriechdehnungsrate von der Temperatur.

Tabelle 4.2 Werte der Konstante bei dem Kriechgesetz nach Hacke [31,32]

Konstanten der Bereiche	C_{II} = 1,39E-6 n^{II} = 1,96 ; p = 1,8	C_{III} = 2,38E3 n^{III} = 7,1
Aktivierungsenergien der Bereiche [J]	E_{II} = 8,0E-20	E_{III} = 13,5E-20

Bei extrem tiefen Temperaturen unter der Curie-Temperatur des Lotmaterials wird die Deformation nicht mehr durch die Diffusion kontrolliert. Das Lotmaterial verliert sein Kriechverhalten und bricht sofort unter Belastung.

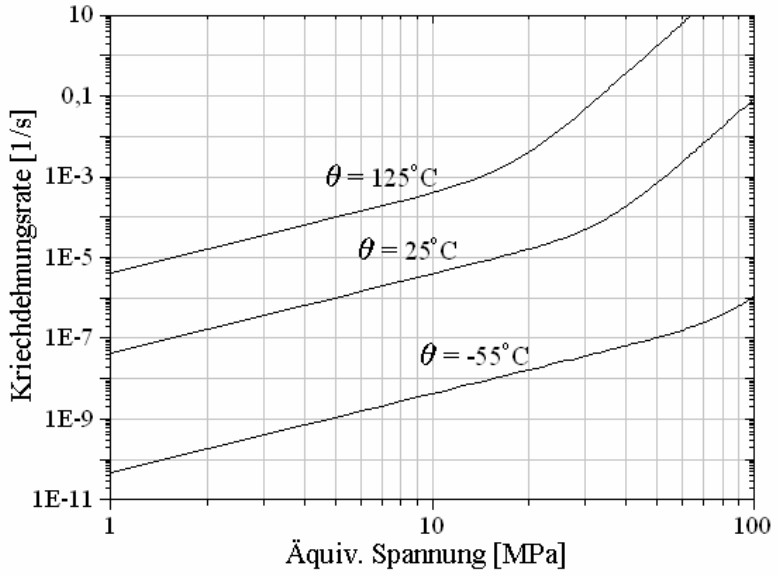


Abbildung 4.6 Die sekundäre Kriechdehnungsrate in Abhängigkeit von der äquivalenten Spannung und der Temperatur

Einige weitere Kriechgesetze, die zur Beschreibung der stationären Kriechdehnungsrate verwendet werden, können der Tabelle 4.3 entnommen werden.

Tabelle 4.3 Einige implizite sekundäre Kriechgesetze [33-38]

	Name	Gleichung	Type
1	Exponentielle Form	$\dot{\varepsilon}_{Cr} = C_1.\exp\left(\frac{\sigma}{C_2}\right).\exp\left(-\frac{C_3}{\theta}\right)$	Sekundär
2	Generalisiete Garofalo	$\dot{\varepsilon}_{Cr} = C_1.\left[\sinh\left(C_2.\sigma\right)\right]^{C3}.\exp\left(-\frac{C_4}{\theta}\right)$	Sekundär
3	Norton	$\dot{\varepsilon}_{Cr} = C_1.\sigma^{C2}.\exp\left(-\frac{C_3}{\theta}\right)$	Sekundär

Primäre Kriechdehnungsrate

In der Literatur werden verschiedene Kriechgesetze zur Beschreibung der primären Kriechdehnungsrate vorgestellt. Tabelle 4.4 zeigt einige Beispiele. Allgemein wird bei all diesen Kriechgesetzen der primäre Kriechbereich als Verfestigung betrachtet. Dabei kann die Verfestigung in drei unterschiedlichen Arten definiert werden:

I) Dehnungsverfestigung: Die Kriechdehnungsrate sinkt bei steigender Kriechdehnung ab.

II) Arbeitsverfestigung: Bei steigender dissipierten Energie sinkt die Kriechdehnungsrate ab.

III) Zeitverfestigung: Nach zeitlichem Ablauf sinkt die Kriechdehnungsrate ab.

Die Dehnungs- bzw. Arbeitsverfestigungsarten können physikalisch in einem langen Zeitrahmen stattfinden. Für die Zeitverfestigungsart gibt es zurzeit keine physikalische Erklärung. Der primäre Kriechbereich kann z.B. bei einer zyklischen Belastung mit diesen Gesetzen nicht vollständig erklärt werden, so dass ein neues Kriechgesetz definiert werden muss.

Tabelle 4.4 Einige implizite primäre Kriechgesetze [36-40]

	Name	Gleichung	Type
1	Dehnungs-verfestigung	$\dot{\varepsilon}_{Cr} = C_1.\sigma^{C2}.\varepsilon^{C3}.\exp\left(-\frac{C_4}{\theta}\right)$	Primär
2	Zeit-verfestigung	$\dot{\varepsilon}_{Cr} = C_1.\sigma^{C2}.t^{C3}.\exp\left(-\frac{C_4}{\theta}\right)$	Primär
3	Generalisierte Exponential	$\dot{\varepsilon}_{Cr} = C_1.\sigma^{C2}.r.\exp(-rt)\ ;\ r = C_5.\sigma^{C3}.\varepsilon^{C3}.\exp\left(-\frac{C_4}{\theta}\right)$	Primaär
4	Generalisierte Graham	$\dot{\varepsilon}_{Cr} = C_1.\sigma^{C2}.\left(t^{C3} + C_4 t^{C5} + C_6 t^{C7}\right).\exp\left(-\frac{C_8}{\theta}\right)$	Primär
5	Zeit-verfestigung	$\dot{\varepsilon}_{Cr} = \frac{C_1}{C_3+1}.\sigma^{C2}.t^{(C3+1)}.\exp\left(-\frac{C_4}{\theta}\right) + C_5.\sigma^{C6}.t.\exp\left(-\frac{C_7}{\theta}\right)$	Primär + Sekundär

Entwicklung eines neuen Kriechgesetzes

Zur Beschreibung des Kriechverhaltens einer Zugprobe wird die Beziehung zwischen der Energiedichte W, der Spannung σ und der Dehnung ε an einem materiellen Punkt betrachtet:

$$dW = \sigma d\varepsilon. \tag{4.5}$$

Die Leistungsdichte P an dem materiellen Punkt kann entsprechend in Abhängigkeit von der Dehnungsrate definiert werden:

$$P = \frac{dW}{dt} = \sigma \frac{d\varepsilon}{dt}. \tag{4.6}$$

Die Leistungsdichte, die Energiedichte und die Dehnungsrate können in elastische und kriechende Komponenten aufgeteilt werden:

$$P^{El} + P^{Cr} = \frac{dW^{El}}{dt} + \frac{dW^{Cr}}{dt} = \sigma \frac{d\varepsilon^{El}}{dt} + \sigma' \frac{d\varepsilon^{Cr}}{dt}; \qquad \sigma'_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{\sigma_{kk}}{3}\delta_{ij} \tag{4.7}$$

wobei σ' die Deviator der Spannung ist. Die elastische Dehnungsrate hängt nur von der Höhe der Spannungsrate ab. Bleibt die Spannung konstant, ist die elastische Dehnungsrate gleich Null und keine elastische Leistung kann in diesem materiellen Punkt elastisch gespeichert werden:

$$P^{El} = \frac{dW^{El}}{dt} = \sigma \frac{d\varepsilon^{El}}{dt} = \frac{\sigma}{E}\frac{d\sigma}{dt} \quad ; \quad \frac{d\varepsilon^{El}}{dt} = F\left(\frac{d\sigma}{dt}\right) = \frac{1}{E}\frac{d\sigma}{dt}, \tag{4.8}$$

wobei E der Elastizitätsmodul ist. Die Kriechdehnungsrate ist dagegen nicht so einfach zu beschrieben. Sie ist nicht nur von der Höhe der Spannungsrate sondern auch von der Spannung abhängig:

$$P^{Cr} = \frac{dW^{Cr}}{dt} = \sigma' \frac{d\varepsilon^{Cr}}{dt} \quad ; \quad \frac{d\varepsilon^{Cr}}{dt} = F\left(\tilde{\sigma}, \frac{d\tilde{\sigma}}{dt}\right), \tag{4.9}$$

wobei $\tilde{\sigma}$ die äquivalente Spannung ist. Die Abhängigkeit der Kriechdehnungsrate von der Spannung und Spannungsrate kann am besten multiplikativ angenommen werden:

$$\frac{d\varepsilon^{Cr}}{dt} = f(\tilde{\sigma}).g\left(\frac{d\tilde{\sigma}}{dt}\right). \tag{4.10}$$

Die Spannungsrate ist während des stationären Kriechbereiches gleich Null und soll keinen Einfluss haben. Das erfolgt, wenn die Funktion g in dieser Phase gleich Eins ist. Dadurch ist die äquivalente Spannung die einzige wirksame Variable und die Funktion f die einzige Funktion. Wenn die äquivalente Spannung gleich Null ist, ist die Funktion f gleich Null und steigt bei steigender Spannung:

$$f\big|_{\tilde{\sigma}=0} = 0 \quad ; \quad f\big|_{\tilde{\sigma}>0} > 0. \tag{4.11}$$

Allgemein können Polynomansätze für die Funktion f verwendet werden:

$$f\left(\tilde{\sigma}\right) = \sum_i a_i \,.\, \tilde{\sigma}^{n_i}\,, \tag{4.12}$$

wobei a und n von der Temperatur abhängige Materialkonstanten sind. Die Polynomansätze nach Hacke sind dafür die beste Formulierung.

Die Spannungsrate hat während der primären Kriechphase einen von Null abweichenden Wert. Die Funktion g ist größer als Eins und kann die Größe der Kriechdehnungsrate stark beeinflussen. Die Funktion g ist gleich Eins, wenn die Spannungsrate gleich oder geringer als Null ist und steigt bei steigender Spannungsrate:

$$g\Big|_{\frac{d\tilde{\sigma}}{dt} \le 0} = 1 \qquad ; \qquad g\Big|_{\frac{d\tilde{\sigma}}{dt} > 0} > 1\,. \tag{4.13}$$

Auch dabei können Polynomansätze in Betracht kommen:

$$g\left(\frac{d\tilde{\sigma}}{dt}\right) = 1 + \sum_i b_i \,.\, \left(\frac{d\tilde{\sigma}}{dt}\right)^{n_i}\,, \tag{4.14}$$

wobei b von der Temperatur abhängige Materialkonstante sind. Die Temperaturabhängigkeit kann genauso wie Arrhenius Formel ausgedrückt werden.

Die Ergebnisse der Zugversuche und deren FE-Analysen zeigen, dass die Funktion g für das Lotmaterial aus eutektischen Zinnblei durch einen einzigen Term des Potenzansatzes ermittelt werden kann:

$$g\left(\frac{d\tilde{\sigma}}{dt}\right) = 1 + B \,.\, \left(\frac{d\tilde{\sigma}}{dt}\right)^{m} \,.\exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right), \tag{4.15}$$

wobei B eine Konstante, m die Potenz und E_g ein Fitparameter sind.

Anwendung bei FE-Analyse

Während dieser Arbeit wird das angewendete FE-Programm (ABAQUS) mit einer ergänzenden Subroutine erweitert, die es ermöglicht, das neue Kriechgesetz bei den FE-Analysen zu verwenden. Da der Lösungsprozess einen impliziten Vorgang beinhaltet, ist die Berechnung relativ zeitaufwendig.

4.2 Bruchverhalten

Wie im vorherigen Kapitel erwähnt wurde, wird der kritische Wert des J_G-Integrals als das energetische Bruchkriterium bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten herangezogen und soll durch eine Messung bestimmt werden:

$$J_G = J_{GC} \, . \tag{4.16}$$

Die CT-Probe ist für diese Messung geeignet. Bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten können sehr große Dehnungen vorkommen, was starke Deformationen bzw. Verzerrungen an den Öffnungen der CT-Probe verursacht, wie in Abbildung 4.7 gezeigt. Das führt zu folgenden Problemen bei der Durchführung der Messung.

I) Die maximale Belastung des Risses wird verhindert.

II) Die Deformation um den Riss lässt sich durch die FE-Analyse nicht genau bestimmen.

III) Durch die großen Dehnungen um die Öffnungen können dort weitere Risse initiiert werden und die Messung verfälschen.

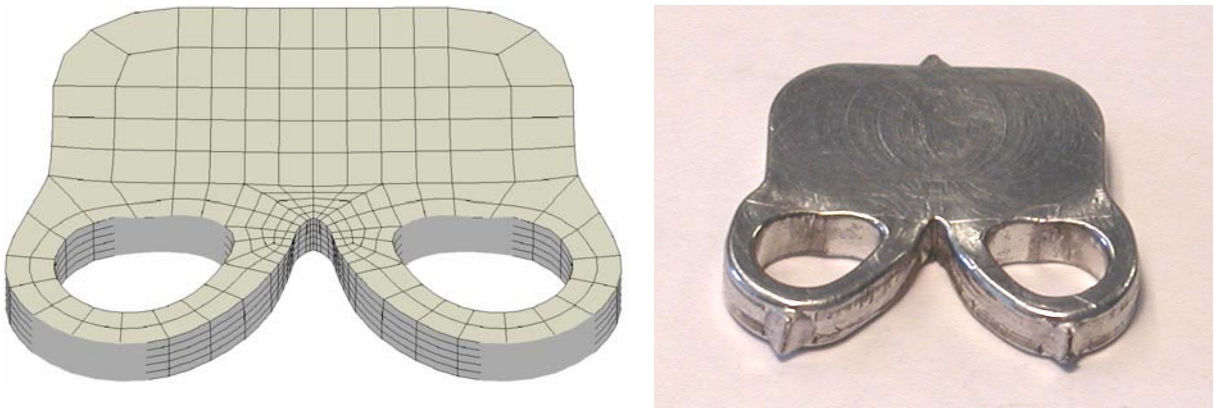


Abbildung 4.7 Die starke Verzerrung der Öffnungen bei einer CT-Probe aus eutekischen Zinnblei Lotmaterial Links) FE-Analyse Rechts) CT-Probe

Diese Probleme können überwunden werden, wenn die CT-Probe während des Giessens mit zwei Ringen aus härteren Metallen in den Öffnungen ausgerüstet wird, wie Abbildung 4.8 darstellt. Die Ringe können die Spannungen besser verteilen und die mögliche Verzerrung an den Lastangriffsbereichen vermeiden. Der hohe Elastizitätsmodul des Metalls einerseits und gute thermische Anpassung, Haftfestigkeit und Diffusion zwischen Metall und Lotmaterial andererseits sind bei der Auswahl des geeigneten Metalls entscheidend.

Aluminium und Kupfer kommen als geeignete Metalle in Betracht. Beide verhalten sich bis zum Erreichen der hohen Spannungen elastisch und haben hohe Elastizitätsmodule. Die elastischen Eigenschaften beider Metalle sind in Tabelle 4.5 dargestellt.

Der thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Aluminiums und des eutektischen Zinnbleis sind ungefähr gleich. Dadurch können keine thermisch induzierten Spannungen an der Grenzfläche beider Materialen entstehen. Eine perfekte thermische Anpassung kommt bei

Kupfer nicht vor. Der Mangel lässt sich aber ertragen, wenn ein ausreichender Abstand zwischen den Ringen und Rissspitze besteht.

Die Haftfestigkeit zwischen Kupfer und eutektischem Zinnblei ist nahezu perfekt. Die nicht ausreichende Haftfestigkeit zwischen dem Aluminium und dem Lotmaterial kann dagegen während der Zugbelastung zur Trennung beider Materialien führen. Eine dünne Haftschicht kann das Problem beseitigen.

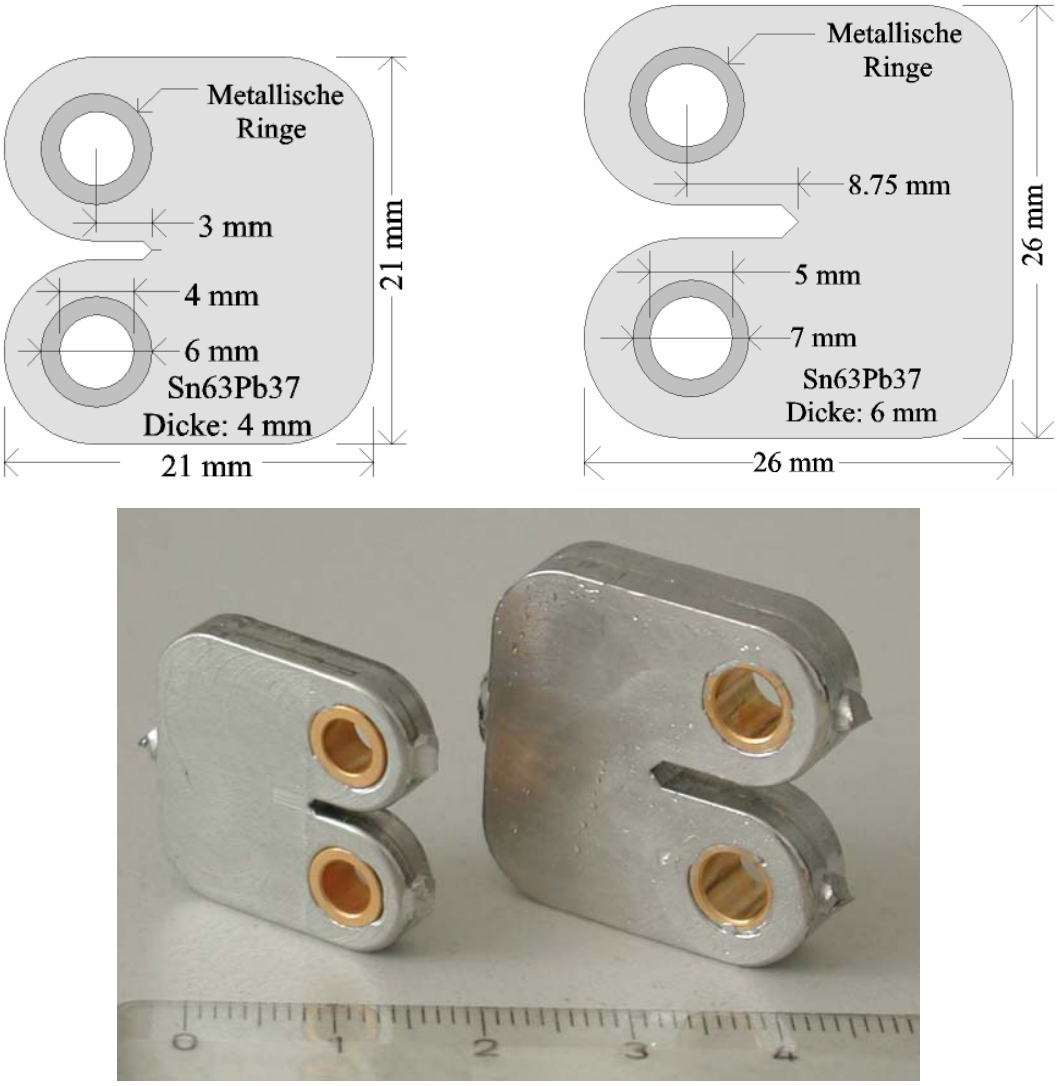


Abbildung 4.8 Oben: Technische Zeichnungen der verwendeten CT-Proben, die mit zwei metallischen Ringen ausgerüstet sind, Unten: Gefertigte CT-Proben

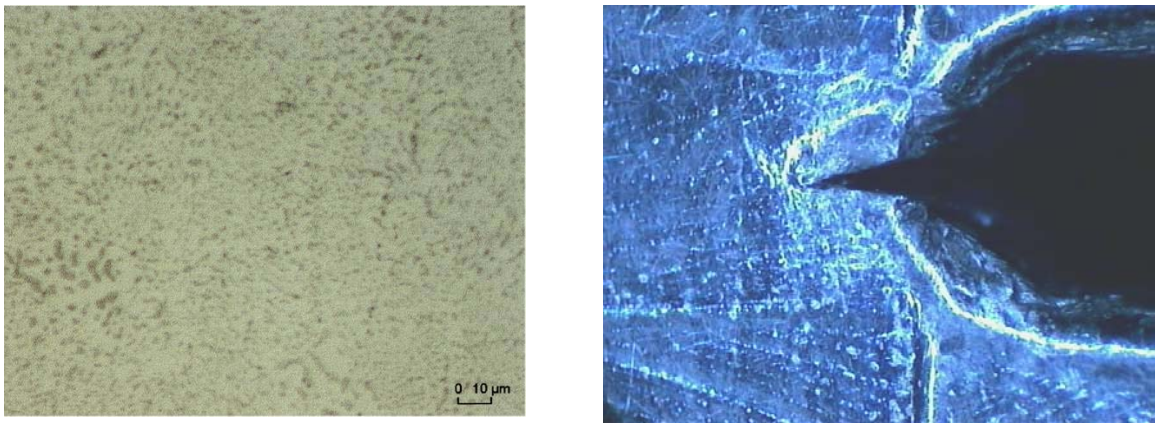
Tabelle 4.5 Die elastischen Eigenschaften von Aluminium und Kupfer

	Elastizitätsmodul [MPa]	Poissonzahl	Thermischer Ausdehnungskoeffizient [10^{-6} K^{-1}]
Al	73 800 … 200K 66 900 … 400K	0,345	21 … 200K 25 … 400K
Cu	132 000 … 200K 124 000 … 400K	0,345	15.5 … 200K 17.5 … 400K

Zwischen dem Kupfer und eutektischem Zinnblei geschieht keine nennenswerte Diffusion, die zur Bildung von spröden Phasen an der Grenzfläche führen kann. Dagegen besteht bedeutende Diffusion zwischen dem Aluminium und dem Lotmaterial. Die Diffusion kann durch eine geeignete Schicht als Diffusionsbarriere verhindert werden.

Um die Haftfestigkeit von Aluminium und Lotmaterial zu verbessern und die Diffusion von beiden ineinander zu vermeiden, werden die Ringe aus Aluminium dünn vernickelt (5µm) und vergoldet (200nm). Die Schichtabscheidung entsteht durch stromlose Verfahren.

Die metallografische Gefügeanalyse an einer CT-Probe zeigt Abbildung 4.9.a. Die Probe ist ein qualitativ hochwertiger Guss, da ein sehr homogenes Gefüge sowohl an der Probenoberfläche als auch in den orthogonal zum Ligament angeordneten Schliffebenen vorliegt. Es besteht kaum Lunkerbildung und wenn dann sehr klein. Der Anfangsriss wird durch einen Stoß einer Masse auf eine Rasierklinge nach dem Giessen erzeugt, wie in Abbildung 4.9.b dargestellt wird.



(a) (b)

Abbildung 4.9 a) Gefüge im Kerbgrund b) Der erzeugte Anfangsriss vor dem Zugversuch

Die gefertigten CT-Proben werden bei tiefen Temperaturen von -55^{o}C mit einer Zugmaschine (Zwick, Typ:1446) bis zum Bruch gezogen. Das Risswachstum ist in Abbildung 4.11 dargestellt.

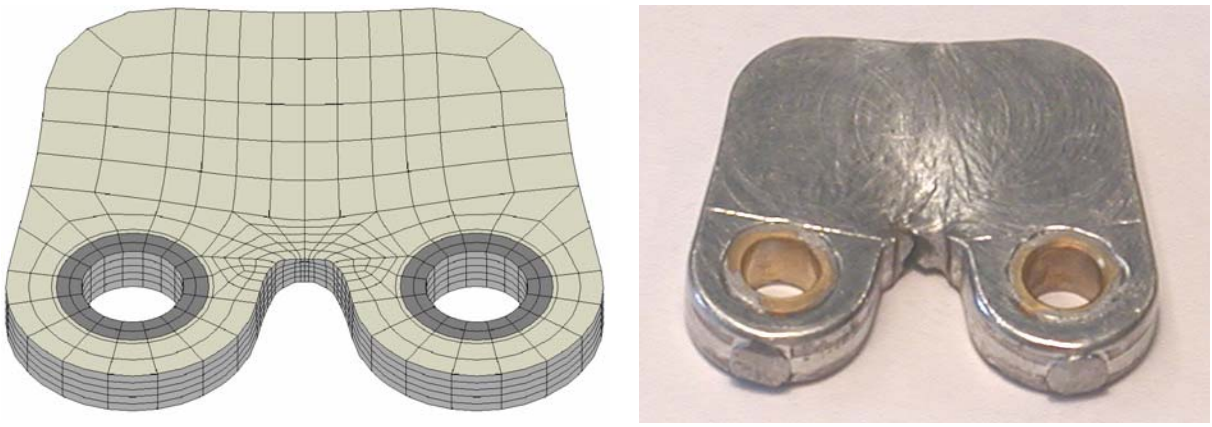


Abbildung 4.11 Das Risswachstum bei der CT-Probe aus eutekischem Zinnblei-Lotmaterial ausgerüstet mit zwei Ringen Links) FE-Analyse Rechts) CT-Probe

Einerseits muss die Belastung möglichst schnell durchgeführt werden, damit die CT-Probe wenige Zeit zum Kriechen hat. Damit können höhere Spannungen um den Riss entstehen und das Risswachstum wird erzwungen. Andererseits muss die Belastung langsam genug sein, damit der Prozess quasistatisch betrachtet werden kann. Die Proben werden mit einer Zuggeschwindigkeit von 1 mm/min gezogen. Die Kraft-Deformationskurve einer der Proben ist in Abbildung 4.12 dargestellt.

Am Anfang des Zugversuchs hat die gemessene Kraft-Deformationskurve der CT-Probe eine gute Übereinstimmung mit der Kurve, die durch die FE-Analyse des Zugversuchs ermittelt wurde. Der berechnete Wert des J_G-Integrals steigt entsprechend der steigenden Kraft. Die eingebrachte Kraft steigt langsamer, wenn der Riss anfängt zu wachsen. Die beiden Kurven weichen voneinander ab. Der Wert des J_G-Integrals in diesem Moment kann als das kritische J_{GC} bezeichnet werden.

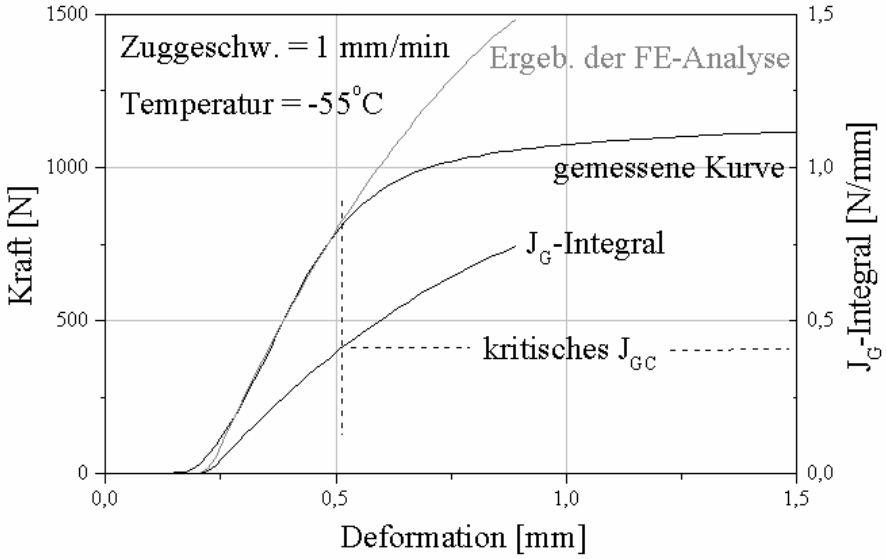


Abbildung 4.12 Die Kraft-Deformationskurve einer CT-Probe bei der Temperatur von -55°C und mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 1mm/min

4.3 Ermüdung unter mechanischer Wechselbelastung

Die Ermüdung von Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten unter mechanischer Wechselbelastung wurde im vorherigen Kapitel diskutiert. Die Materialcharakterisierung bei der mechanischen Ermüdung wird meist zur Lösung zweier Problemstellungen angewendet:

I) Materialermüdung der mikroelektronischen Aufbauten unter Schwingungsbelastung,

II) Ersetzung eines realen Ermüdungsprozesses, der durch eine thermische Wechselbelastung hervorgerufen wird, durch einen mechanischen Ermüdungstest.

Schwingung

Bei der Schwingung mikroelektronischer Aufbauten kommen im Allgemeinen nur kleine Dehnungen bzw. Spannungen vor, so dass die Berücksichtigung des inelastischen Verhaltens der angewendeten Materialien meist nicht notwendig ist. Diese Annahme kann bei den Aufbauten, die bei höheren Temperaturen betrieben werden sollen, nicht angewendet werden.

Das Verhalten aller Materialien wird bei Schwingungsanalysen meist elastisch angenommen. Deswegen ist der Einsatz der bruchmechanischen Integralkonzepte relativ einfach durchführbar. Bei solchen Analysen ist die Anwendung des J-Integrals vollkommen ausreichend. In dieser Arbeit wird die Ermüdung durch Schwingung nicht bearbeitet.

Ersatz für thermische Wechselbelastung

Die Materialermüdung unter thermischer Wechselbelastung kann durch eine Ermüdung unter mechanischer Wechselbelastung ersetzt werden. Trotz einer großen Fehlertoleranz ist dieses Verfahren sehr gefragt, weil sich dabei einige Vorteile ergeben. Die Anwendung dieses Testverfahrens muss aus folgenden Gründen kritisch betrachtet werden:

I) Die Ermüdung kann durch reale thermische und ersetzte mechanische Wechselbelastung bei vielen Materialien physikalisch unterschiedliche Mechanismen haben.

II) Der experimentelle Ermüdungstest geschieht meist bei Raumtemperatur. Bei einer realen thermischen Ermüdung schwankt die Temperatur.

III) Ein linearer Zusammenhang zwischen der Risswachstumsrate, die durch die thermische Wechselbelastung erwartet wird, und der Risswachstumsrate, die durch die mechanische Wechselbelastung gemessen wird, ist vorstellbar:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_T = k\left(\frac{da}{dN}\right)_M, \tag{4.17}$$

wobei k eine Konstante ist. Diese Konstante kann durch einen Vergleich zwischen Ergebnissen der FE-Analyse der experimentellen mechanischen Belastung und der realen thermischen Belastung bestimmt werden.

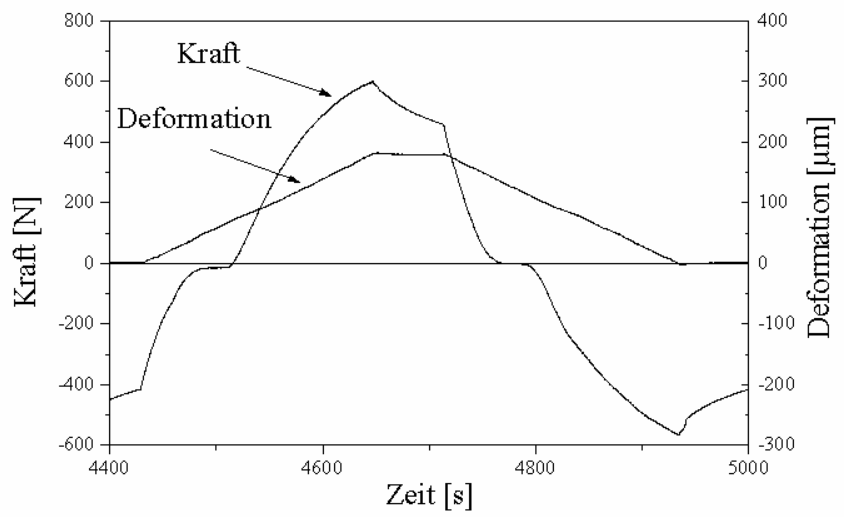
Dieses Testverfahren hat folgende Vorteile:

I) Da die Messung bei Raumtemperatur durchgeführt wird, ist das Messverfahren relativ einfach und kostengünstig.

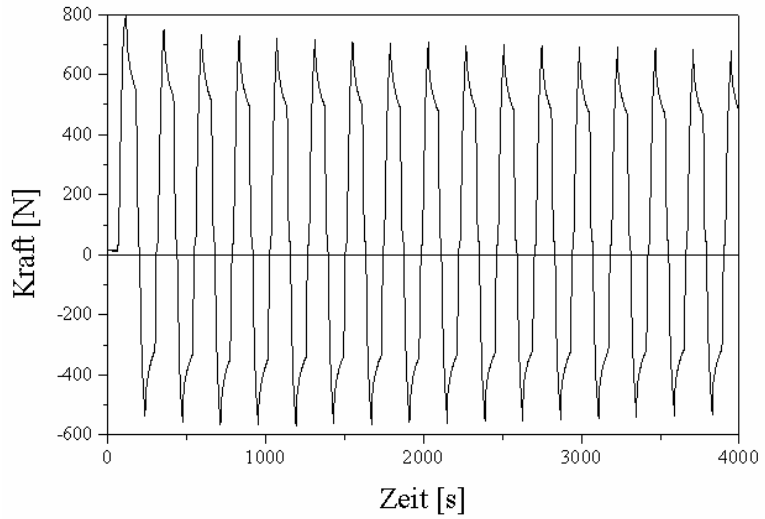
II) Die Periode der mechanischen Wechselbelastung kann zu einer sehr kurzen Zeitspanne reduziert werden, so dass die Messung der Ermüdung durch eine extrem hohe Anzahl an Testzyklen in kurzer Zeit realisiert werden kann.

Zur Messung der mechanischen Ermüdung von eutektischen Zinnblei werden CT-Proben verwendet, die durch weggesteuerte Dauerschwingversuche im Zug-Schwellbereich belastet. Die CT-Probe wird mit einer konstanten Zuggeschwindigkeit v_r innerhalb einer konstanten Anstiegszeit (t_r = 90s) bis zu einer bestimmten Verschiebung d_m gezogen ($v_r = d_m / t_r$). Die Kraft steigt bis zu einem Maximum von F_m. Die maximale Verschiebung d_m wird für eine konstante Haltezeit (t_h = 90s) gehalten. Die Kraft sinkt durch Kriechen ab. Das Risswachstum kann innerhalb dieser Zeit kontrolliert werden. Mit der gleichen Geschwindigkeit werden die CT-Proben bis zum Anfangszustand gedrückt. In Abbildung 4.13.a werden die zeitlichen Verläufe der Verschiebung und Kraft dargestellt.

Die maximale Kraft F_m weist bei den ersten Belastungszyklen höhere Werte auf. Da das Lotmaterial während der Belastungszyklen inelastisch deformiert, wird die Kraftkurve nach einigen Zyklen in den negativen bzw. Druckbereich verschoben. Der Gleichgewichtzustand wird in wenigen Zyklen erreicht, wie Abbildung 4.13.b darstellt.



a)



b)

Abbildung 4.13 a) Zeitlicher Verlauf der Kraft und Deformation
b) Gleichgewichtzustand nach einigen Zyklen

Der Übergang zwischen Zug- und Druckkraft wird durch einen Leerlauf zwischen den Öffnungen der CT-Proben und den angreifenden Zugbolzen bezeichnet. In Abbildung 4.14 wird dieser Leerlauf schematisch dargestellt.

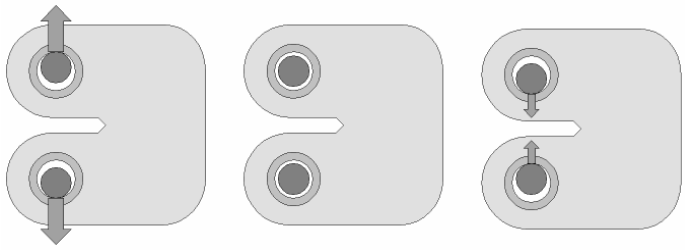


Abbildung 4.14 Leerlauf zwischen den Öffnungen der CT-Probe und den Zugbolzen

Die FE-Analyse der CT-Probe liefert die notwendigen Informationen zur Berechnung des J_G-Integrals. Der Deformationsverlauf im Zugbereich wird durch die Messungen bei dem

Gleichgewichtzustand bestimmt. Die FE-Analyse der CT-Probe berechnet den entsprechenden Verlauf der Kraft. Das J_G-Integral und dessen maximaler Wert ΔJ_G im Zugbereich werden ermittelt. Abbildung 4.15 zeigt die Ergebnisse der FE-Analyse.

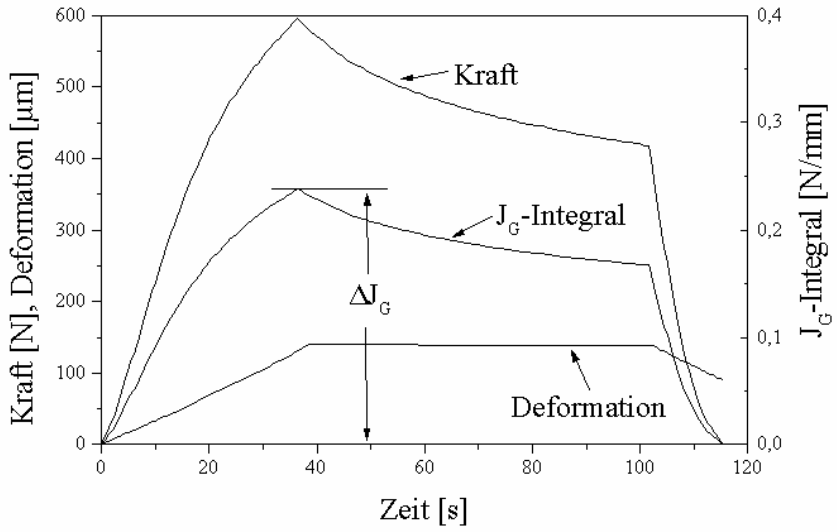


Abbildung 4.15 Zeitlicher Verlauf des J_G-Integrals mit dem maximalen Wert von ΔJ_G

Ein optisches Verfahren wird angewendet, um das Risswachstums zu beobachten. Das Verfahren basiert eigentlich auf dem Vergleich der sequentiellen Bilder, die nach jeden ΔN Zyklen während der Belastung aufgenommen werden. Dabei werden die Verschiebungen der Rissspitze, die bei einem Bild im Vergleich zum vorherigen Bild vorgekommen sind, optisch detektiert.

Die Risswachstumsrate (da/dN) kann durch einen Vergleich zwischen zwei sequentiellen Bildern bestimmt werden. Das Verhältnis zwischen dem detektierten Risswachstum Δa und der Zyklenzahl ΔN, die innerhalb Zeitspanne zwischen zwei sequentiellen Bildern vorkommen, bestimmt die Risswachstumsrate. Abbildung 4.16 zeigt zwei sequentielle Bilder zur Bewertung der Risswachstumsrate.

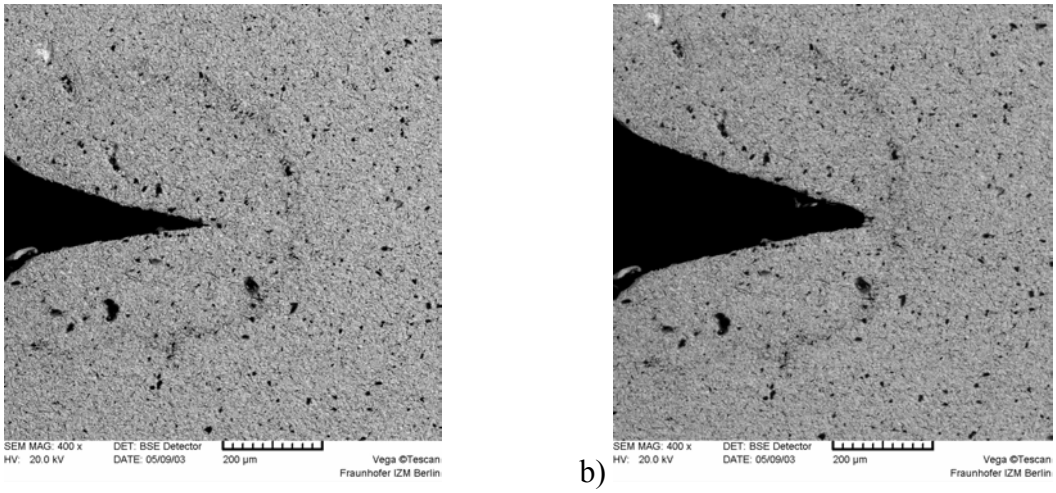


Abbildung 4.16 Bewertung der Risswachstumsrate durch zwei sequentielle Bilder bei dem optischen Verfahren a) vor b) nach dem Risswachstum

Die weggesteuerte Wechselbelastung wird für verschiedene maximale Verschiebungen wiederholt. Für alle Fälle wird die Risswachstumsrate gemessen und die maximale Amplitude des J_G-Integrals berechnet. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.17 zusammengefasst.

Dadurch lässt sich das eutektische Zinnblei Lotmaterial für diesen bestimmten Verlauf der mechanischen Wechselbelastung charakterisieren. Die Konstante C_{JM} und die Potenz m der Paris-Erdogan-Formel werden ermittelt:

$$\frac{d\,a}{d\,N} = \left(\frac{\Delta\, J_G}{C_{JM}} \right)^m u \qquad ; \qquad \text{Einheitsfaktor u [1 µm/Zyklus],} \tag{4.18}$$

wobei C_{JM} gleich 12,5 N/m und m gleich 1,15 sind.

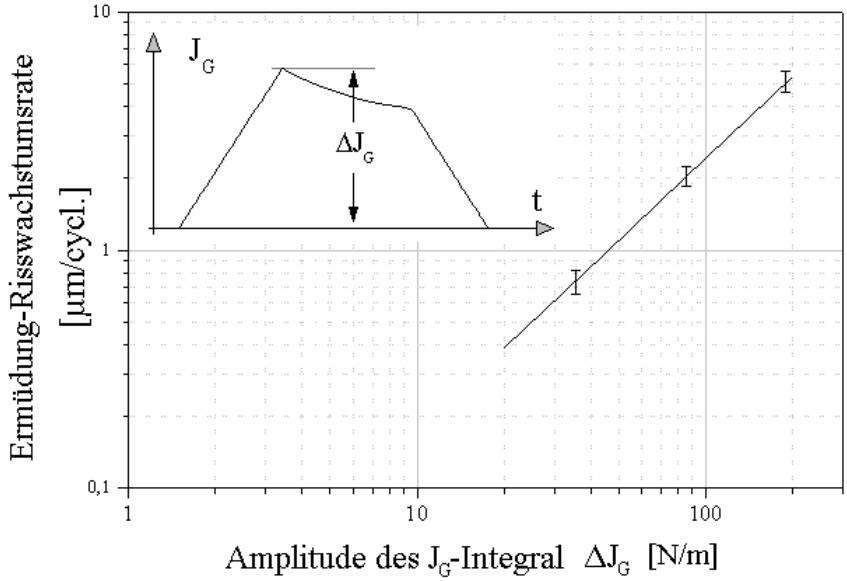


Abbildung 4.17 Risswachstumsrate in Abhängigkeit von mechanischen Wechselbelastung

4.4 Ermüdung unter thermischer Wechselbelastung

Die thermische Wechselbelastung zwischen +125°C und -55°C in einer Periodendauer von einer Stunde ist ein häufig angewendeter beschleunigter Lebensdauertest bei mikroelektronischen Aufbauten. Die Ermüdung von Lotmaterialien aus eutektischen Zinnblei unter thermischer Wechselbelastung wird in dieser Arbeit untersucht.

Wie in den vorangegangenen Kapiteln erläutert wurde, lässt sich der Versagensprozess in zwei getrennte Schritte aufteilen, die mit unterschiedlichen Methoden untersucht werden müssen:

I) Die Rissinitiierung wird nach schädigungsmechanischen Aspekten betrachtet.

II) Die Rissausbreitung wird nach bruchmechanischen Konzepten untersucht.

Obwohl eine gleichzeitige Charakterisierung der Materialien während beider Schritte möglich ist, werden hier nur die ermüdungsmechanischen Eigenschaften bearbeitet.

Belastungsvorrichtung

Zur Messung der ermüdungsmechanischen Eigenschaften von Lotmaterialien wird eine Belastungsvorrichtung vorgeschlagen, die schematisch in Abbildung 4.18 dargestellt wird. Der Unterschied zwischen der thermischen Ausdehnung der zwei Metalle unter thermischer Wechselbelastung wird zur Erzeugung der mechanischen Wechselbelastung ausgenutzt.

Die Belastungsvorrichtung besteht aus einem Rahmen und zwei Stäben, die durch zwei Bolzen fest miteinander verbunden sind. Eine DENT-Probe aus Lotmaterial wird zwischen beiden Stäben eingegossen. Der Rahmen und die Bolzen sind aus Stahl. Die Stäbe können entweder aus Kupfer oder aus Aluminium sein.

Die bei allen Teilen der Belastungsvorrichtung angewendeten Metalle sind im Vergleich zur DENT-Probe aus eutektischen Zinnblei sehr hart und haben höhere Elastizitätsmodule. Diese Metalle verhalten sich bis zu ausreichend hohen Spannungen elastisch und weisen keine inelastischen Dehnungen auf.

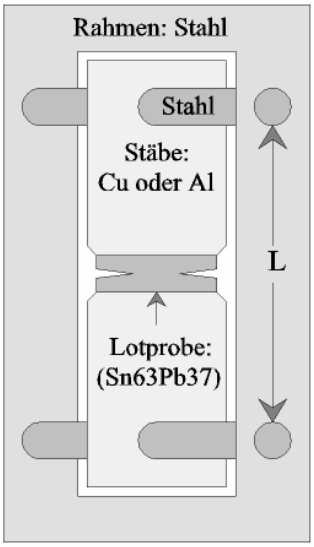


Abbildung 4.18 Schematische Darstellung der Belastungsvorrichtung zur experimentellen Messung der ermüdungsmechanischen Eigenschaften unter thermischer Wechselbelastung.

Der Rahmen aus Stahl hat einen geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als die Stäbe aus Kupfer oder Aluminium. Die elastischen Eigenschaften von Kupfer, Aluminium und Stahl sind in den Tabellen 4.5 und 4.6 angegeben.

Im Folgenden wird das thermomechanische Verhalten der Belastungsvorrichtung unter thermischer Wechselbelastung betrachtet. Da eutektisches Zinnblei Lotmaterial eine extrem hohe Kriechdehnungsrate bei höheren Temperaturen hat, kann die Belastungsvorrichtung bei Maximaltemperatur (125^{o}C) als nahezu spannungsfrei angenommen werden. Bei sinkender Temperatur (bis -55^{o}C) ziehen sich die Stäbe stärker als der Rahmen zusammen. Damit wird die DENT-Probe gezogen bzw. mechanisch belastet. Dabei beträgt die Verschiebung der DENT-Probe näherungsweise:

$$D \approx \Delta\alpha \,.\, L \,.\, \Delta\theta \quad ; \quad \Delta\alpha_{Al} = \alpha_{Al} - \alpha_{Fe} \quad \text{oder} \quad \Delta\alpha_{Cu} = \alpha_{Cu} - \alpha_{Fe}\,, \qquad (4.19)$$

wobei L die effektive Länge der Belastungsvorrichtung, $\Delta\theta$ die Amplitude der thermischen Wechselbelastung (180^{o}C) und α der thermische Ausdehnungskoeffizient ist.

Bei steigender Temperatur dehnen sich die Stäbe stärker als der Rahmen aus. Damit wird die DENT-Probe entlastet oder sogar zusammengedrückt. Die DENT-Probe unterliegt einer zyklischen Temperaturschwankung. Gleichzeitig werden die Risse der Probe einer genau definierten mechanischen Wechselbelastung ausgestellt, die proportional zu diesen thermischen Zyklen ist. Durch die Änderung der effektiven Länge der Belastungsvorrichtung kann die Amplitude der mechanischen Wechselbelastung eingestellt werden.

Tabelle 4.6 Elastischen Eigenschaften von Stahl

	Elastizitätsmodul [MPa]	Poissonzahl	Thermischer Ausdehnungskoeffizient [10^{-6} K^{-1}]
Stahl	220 000 … 200K 200 000 … 400K	0,291	10,1 … 200K 13,3 … 400K

Der Verlauf der Temperatur der Belastungsvorrichtungen wird durch eine Temperaturmesssonde während des thermischen Zyklus gemessen. Da die thermischen Leitfähigkeiten der verwendeten Metalle und des Lotmaterials sehr hoch sind, ist kein bedeutender Temperaturgradient zu erwarten. Der Temperaturverlauf der gesamten Belastungsvorrichtung ist also identisch anzusehen.

Die Vor- bzw. Nachteile der Anwendung von Aluminium oder Kupfer zur Konstruktion der Stäbe sind die gleichen wie bei den Ringen der CT-Proben. Die Stäbe, die aus Aluminium gefertigt werden, müssen in den Kontaktbereichen vernickelt und vergoldet werden.

Zusätzlich ist der Unterschied zwischen den thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Metalle $\Delta\alpha$ zu beachten. Bei den Stäben aus Aluminium wird im Vergleich zu denen aus Kupfer ein größeres $\Delta\alpha$ auftreten. Damit kann die Belastungsvorrichtung mit kürzeren Längen realisiert werden. Das ist der Hauptgrund, wieso bei der ersten Testreihe die Stäbe aus Aluminium bevorzugt wurden.

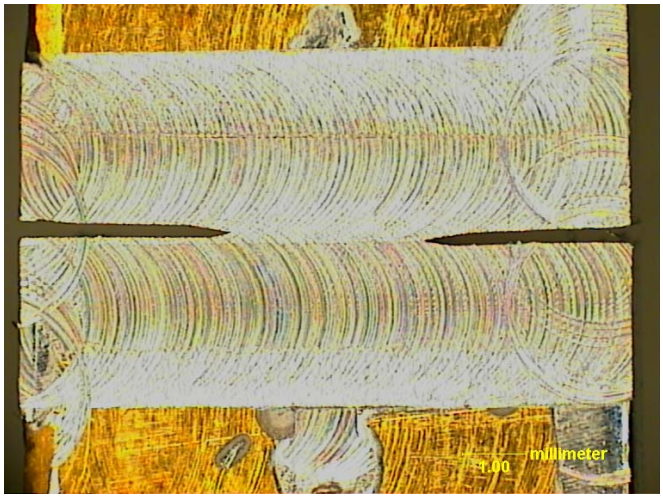
Messverfahren

Die Belastungsvorrichtungen wurden in drei Klassen (a,b,c) mit drei unterschiedlichen effektiven Längen (5,7,9 cm) realisiert, wobei für jede Klasse vier Vorrichtungen gefertigt wurden, um eine statistische Auswertung zu ermöglichen. Die drei Klassen der Belastungsvorrichtungen sind in Abbildung 4.19 dargestellt.

Für die Untersuchung steht ein Dreikammer-Temperaturwechselschrank zur Verfügung. Alle Belastungsvorrichtungen wurden durch thermische Zyklen belastet. Das Risswachstum der DENT-Proben wurde nach jeweils zwanzig Zyklen überprüft. Wie erwartet, wiesen die Risse entsprechend ihrer Belastungsklasse unterschiedliches Wachstum auf. Die Mittelwerte der Risswachstumsrate (da/dN) wurden für alle Klassen bestimmt.

Abbildung 4.14.a
Messkonstruktionen zur experimentellen Bestimmung der ermüdungsmechanischen Eigenschaften des Lotmaterials unter thermischer Wechselbelastung

Abbildung 4.14.b
Bereich der DENT-Probe aus eutektischen Zinnblei



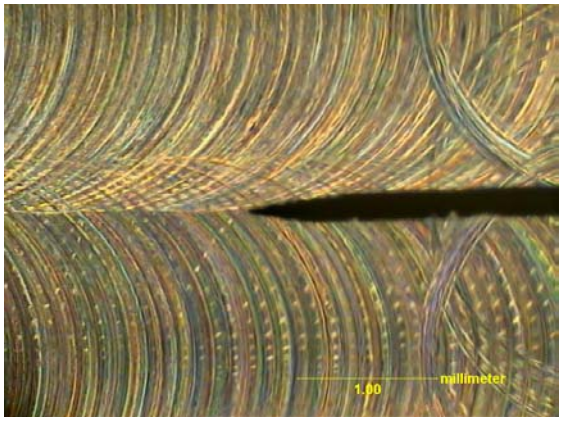


Abbildung 4.14.c Kerb eines Risses

Das thermomechanische Verhalten aller Klassen der Belastungsvorrichtungen wurde durch FE-Analysen untersucht. Die Ergebnisse der FE-Analysen liefern die notwendigen Ausgangsinformationen zur Berechnung des J_G-Integrals. Abbildung 4.20 zeigt die FE-Modelle, die zur thermomechanischen Untersuchung herangezogen werden.

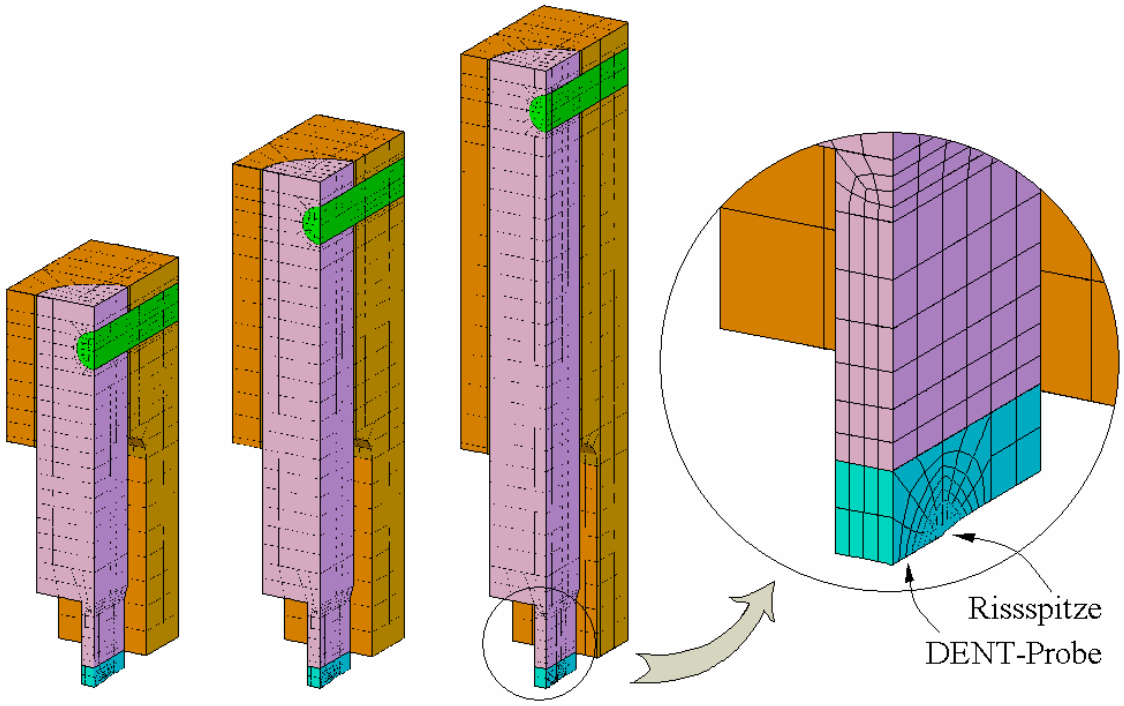


Abbildung 4.20 FE-Modelle der verschiedenen Klassen zur thermomechanischen Analyse der Belastungsvorrichtungen

Die zeitlichen Verläufe des J_G-Integrals für alle Klassen der Belastungsvorrichtungen sind in Abbildung 4.21 dargestellt. Damit lassen sich die maximalen Amplituden des J_G-Integrals ΔJ_G ermittelt werden.

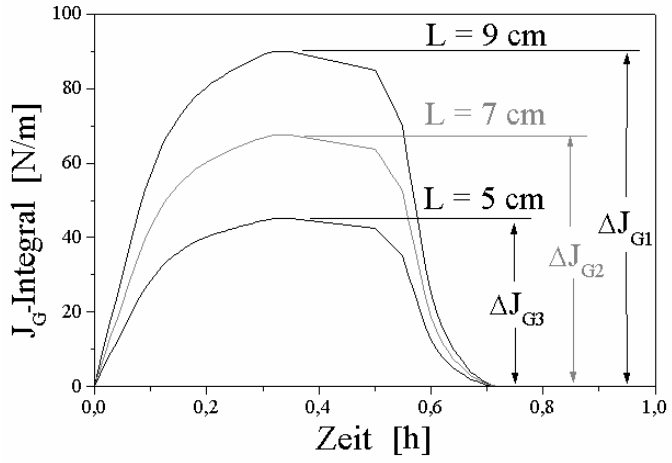


Abbildung 4.21 Zeitlicher Verlauf des J_G-Integrals für verschiedene Klassen

Einerseits wird die Risswachstumsrate experimentell für verschiedene Klassen bestimmt. Andererseits wird die maximale Amplitude des J_G-Integrals durch die FE-Analyse berechnet. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.22 zusammengefasst.

Für diesen bestimmten Verlauf der thermischen Wechselbelastung werden die Konstante und die Potenz der modifizierten Paris-Erdogan-Formel ermittelt:

$$\frac{d\,a}{d\,N} = \left(\frac{\Delta\,J_G}{C_{JT}} \right)^n u \qquad ; \qquad \text{Einheitsfaktor u [1 µm/Zyklus],} \tag{4.20}$$

wobei C_{JT} gleich 27,6 N/m und n gleich 1,85 sind.

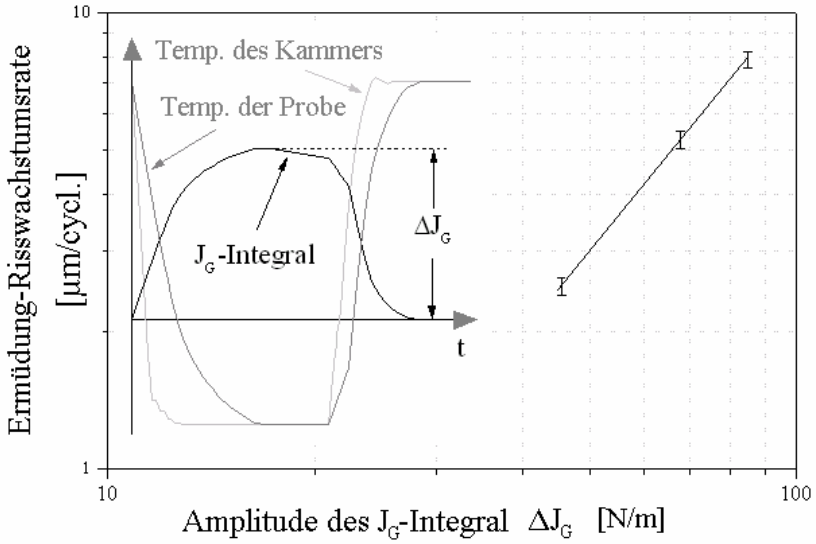


Abbildung 4.22 Risswachstumsrate in Abhängigkeit von der thermischen Wechselbelastung

Fehler der Messung

Während der thermischen Wechselbelastung stellte sich heraus, dass zwischen den Stäben aus Aluminium und den DENT-Proben aus eutektischem Zinnblei keine ausreichende Haftfestigkeit besteht. An diesen Grenzflächen können weitere Risse zusätzlich zu den eingebauten Rissen entstehen. Die unerwünschten Risse verfälschen die Messergebnisse.

Entweder ist die Gießmethode nicht ausreichend gut oder die Stäbe aus Aluminium sind für diese Belastungsvorrichtungen nicht geeignet. Es wird erwartet, dass die ermittelte Kurve geringfügig nach oben verschoben wird.

Ausblick

Es werden einige Verbesserungen an den Belastungsvorrichtungen vorgenommen, um die erwähnten Messfehler zu beseitigen. Leider konnten die neuen Messungen mit den verbesserten Belastungsvorrichtungen nicht bis zum Ende dieser Arbeit durchgeführt werden. Hier werden nur die vorgesehenen Verbesserungen diskutiert.

Die Anwendung von Kupferstäben ist die erste Verbesserung der Belastungsvorrichtung. Da die sichere Haftfestigkeit zwischen dem Kupfer und den Lotmaterialien unverzichtbar ist, scheinen die Kupferstäbe trotz aller erwähnten Nachteile eine bessere Auswahl zu sein. Eine geeignete gekrümmte Formgebung der Kupferstäbe an der Kontaktstelle kann die Möglichkeit des Risswachstums in der Grenzfläche zwischen den Stäben und der Lotprobe reduzieren. Abbildung 4.23 zeigt die konstruktive Veränderung.

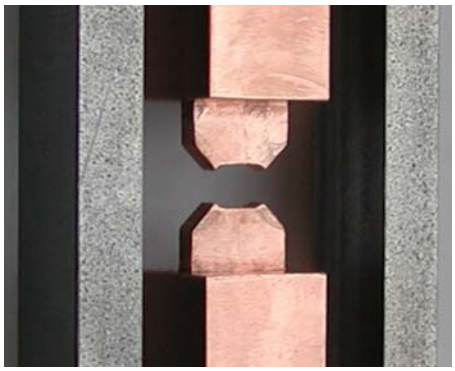
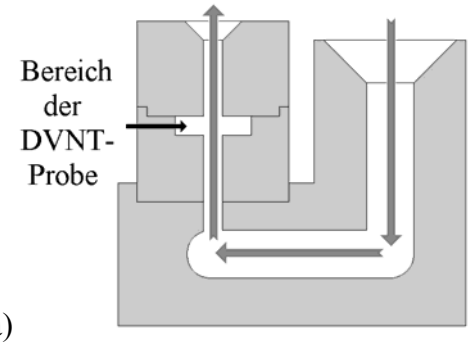


Abbildung 4.23 Kupferstäbe vor dem Gießen und der für den Lotmaterial vorgesehene Raum

Die nächste Verbesserung wird durch eine geeignete Gießform erwartet. Um die Entstehung von Lunkern möglichst zu vermeiden, geschieht das Gießen so, dass die Luft während des Gießens aus der Form gedrängt wird, wie Abbildung 4.24 darstellt.



(a)

(b)

(c)

Abbildung 4.24 a) Schematische Darstellung der Gießform, b) die gefertigte Gießform und c) die Belastungsvorrichtung während dem Gießen

Alle möglichen Vorsichtsmaßnahmen werden während des Gießens berücksichtigt. Die Entfettung und die Beseitigung der Oxidschicht auf der Grenzfläche der Kupferstäbe werden sorgfältig durchgeführt. Die gleichmäßige Erhitzung der Belastungsvorrichtung vor dem Gießen und eine langsame Abkühlung werden gewährleistet.

Die weitere bedeutende Verbesserung ist die Möglichkeit zur gleichzeitigen Messung der schädigungs- bzw. ermüdungsmechanischen Eigenschaften des Lotmaterials. Abbildung 4.25 zeigt die schematische Darstellung der Belastungsvorrichtung, die diese Möglichkeit erlaubt. Die eigentliche Lot-Probe wird mit DVNT-Probe bezeichnet:

- Double V notched tension panel (DVNT) oder

- Two V notches in members of rectangular section

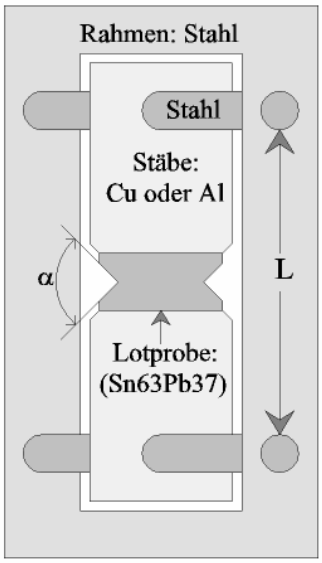


Abbildung 4.25 Schematische Darstellung der Konstruktion zur gleichzeitigen Messung der schädigungs- bzw. ermüdungsmechanischen Eigenschaften von Lotmaterialien

Bei dieser Belastungsvorrichtung werden zwei Einschnürungen mit festem Winkel auf beiden Seiten der Probe realisiert. Das Verhalten dieser Belastungsvorrichtung wird unter thermischer Wechselbelastung betrachtet. Bei höheren Temperaturen kann die Belastungsvorrichtung spannungsfrei angenommen werden. Die DVNT-Probe wird bei sinkenden Temperaturen gezogen. Starke Spannungskonzentrationen entstehen in den Kerbgründen. Gleichzeitig kommen starke Konzentrationen der verbrauchten inelastischen Energie in diesen Bereichen vor.

Wie in Kapitel 1 erwähnt wurde, ist die inelastische Energie ein physikalisch geeignetes Schadensmaß bei Materialien mit inelastischem Werkstoffverhalten. Das schädigungsmechanische Kriterium lautet:

Das Material wird entsprechend der verbrauchten inelastischen Energie beschädigt.

Dazu wird eine Formel vom Coffin-Manson Typ definiert:

$$N_{fi0} = \left(\frac{W^{nonEl.}}{C_W} \right)^{-m} . \tag{4.21}$$

Die Materialkonstanten C_W und m sind durch Messungen zu bestimmen.

Das Lotmaterial wird durch die ständig steigende inelastische Energie beschädigt und das führt schließlich zur Initiierung der Risse in den Kerbgründen. Damit kann die Anzahl der thermischen Zyklen, die zur Initiierung des Risses führt, in Abhängigkeit der inelastischen Energie bestimmt werden.

Die Stärke der inelastischen Energie nach einem Zyklus ist von der effektiven Länge der Belastungsvorrichtung L abhängig. Durch die FE-Analyse des Belastungsprozesses kann die Größe der inelastischen Energie relativ genau berechnet werden.

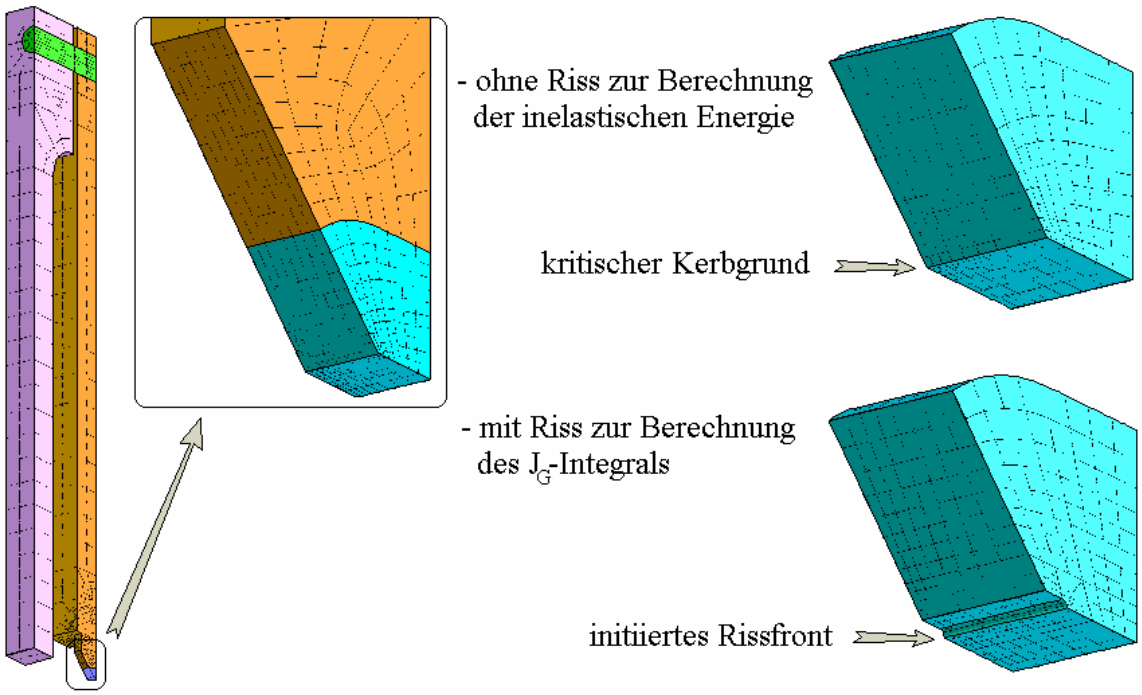


Abbildung 4.26 FE-Modelle zur thermomechanischen Analyse der Belastungsvorrichtungen

Nach der Entstehung der Risse verhält sich die Probe wie eine normale DENT-Probe. Das Risswachstum kann experimentell vorangetrieben werden. Als Nachteil dieser Methode können die nicht gleichzeitige Entstehung zweier Risse und die nicht gleichmäßige Ausbreitung der Risse erwähnt werden.

Kapitel 5

J_G-Integral in der mikroelektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik

Im vorangehenden Kapitel wurde anhand des J_G-Integrals die ermüdungsmechanische Eigenschaft des Lotmaterials aus eutektischen Zinnblei unter thermischer Wechselbelastung ermittelt. Die Kurve der Risswachstumsrate in Abbildung 4.22, die in Abhängigkeit von der maximalen Amplitude des J_G-Integrals dargestellt wird, ist eine der wichtigsten Hilfsmittel zur Lebensdauerbewertung der Lotstellen.

In diesem Kapitel wird die Anwendung dieser Kurve anhand zweier Beispiele in der mikroelektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik präsentiert.

Die experimentelle Verfolgung der Initiierung und Ausbreitung eines Risses in mikroelektronischen Aufbauten kann durch zerstörungsfreie Tests nicht gewährleistet werden. Die Stelle der Rissinitiierung und die Risswachstumsrate können nur statistisch bestimmt werden.

Das erste Beispiel wird aus der Oberflächenmontage-Technologie (SMT: Surface Mount Technology) ausgewählt. Dabei wird die Lotverbindung eines Widerstandes unter thermischer Wechselbelastung untersucht. SMT-Widerstände sind kostengünstig und stehen ausreichend zur Verfügung, so dass eine ausreichend genaue Statistik bei der Durchführung des Experiments erreicht wird. Danach wird das theoretisch berechnete Risswachstum mit experimentell ermittelten Werten verglichen.

Ein in der Mikroelektronik weit verbreitetes Verpackungssystem, das Ball Grid Array, wird als zweites Beispiel ausgewählt [41,42]. Leider konnte das Risswachstum bei diesem Beispiel nur theoretisch berechnet werden, es stehen keine experimentellen Werte des Risswachstums im Rahmen dieser Arbeit zur Verfügung.

5.1 Surface Mount Technology (SMT)

Experimentelle Lebensdauerversuche

Die Abschätzung der Lebensdauer eines SMT-Widerstandes unter thermischer Wechselbelastung ist das Ziel dieses Abschnitts. Der Widerstand besteht, wie Abbildung 5.1 darstellt, aus Al_2O_3 und ist von beiden Seiten in den Kontaktierungsbereichen dünn metallisiert. Das Substrat ist ein FR-4, wobei die Kontaktierungsbereiche mit Kupfer-Pads ausgerüstet sind.

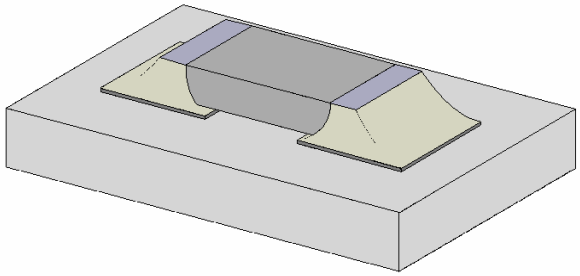
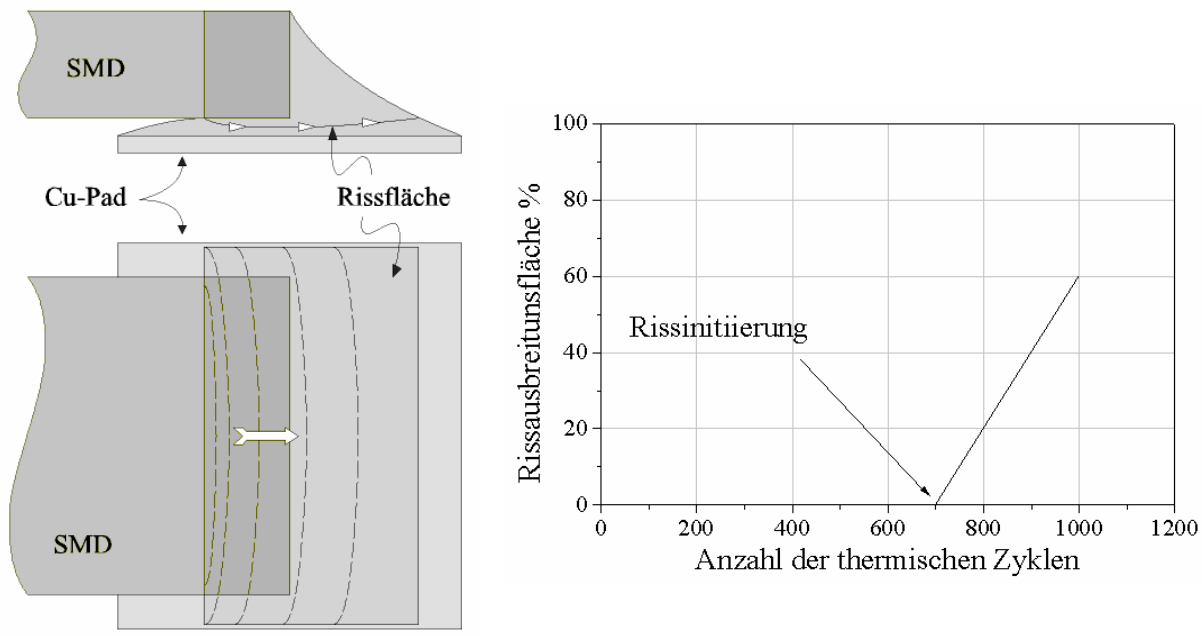


Abbildung 5.1 Aufbau eines SMT-Widerstandes

Infolge der thermischen Fehlanpassung zwischen dem Widerstand und dem Substrat werden die Lotverbindungen unter thermischer Wechselbelastung mechanisch beansprucht. Experimentell werden die Risse bei verschiedenen Widerständen an unterschiedlichen Stellen entstehen und sich ausbreitet. Deswegen kann an dieser Stelle nur von einer experimentell statistischen Risswachstumsrate gesprochen werden. Die am häufigsten zu beobachtende Stelle der Rissinitiierung und der geometrische Verlauf der Rissausbreitung sind in Abbildung 5.2.a dargestellt.



(a) (b)

Abbildung 5.2 a) Experimentell am häufigsten zu beobachtender Verlauf der Rissausbreitung und geometrischer Verlauf der Rissausbreitung, b) experimentell ermitteltes Wachstum der Rissfläche in Abhängigkeit von der Anzahl der thermischen Wechselbelastung

Abbildung 5.3 zeigt die experimentellen Befunde der Rissinitiierung bzw. -ausbreitung, die in Abbildung 5.2.b zusammengefasst wurden. Im Mittelwert sind an den Lotstellen bis zu 700 thermische Zyklen möglich, ohne dass ein sich ausbreitender Riss beobachtet werden kann. Die Rissinitiierungen werden meist in den Lotstellen unmittelbar unter Widerstände festgestellt. Bis zum Erreichen von 1000 thermischen Zyklen wachsen die Risse mit einer durchschnittlichen Risswachstumsrate von 1,85 µm/Zyklus parallel zum Kupfer-Pad.

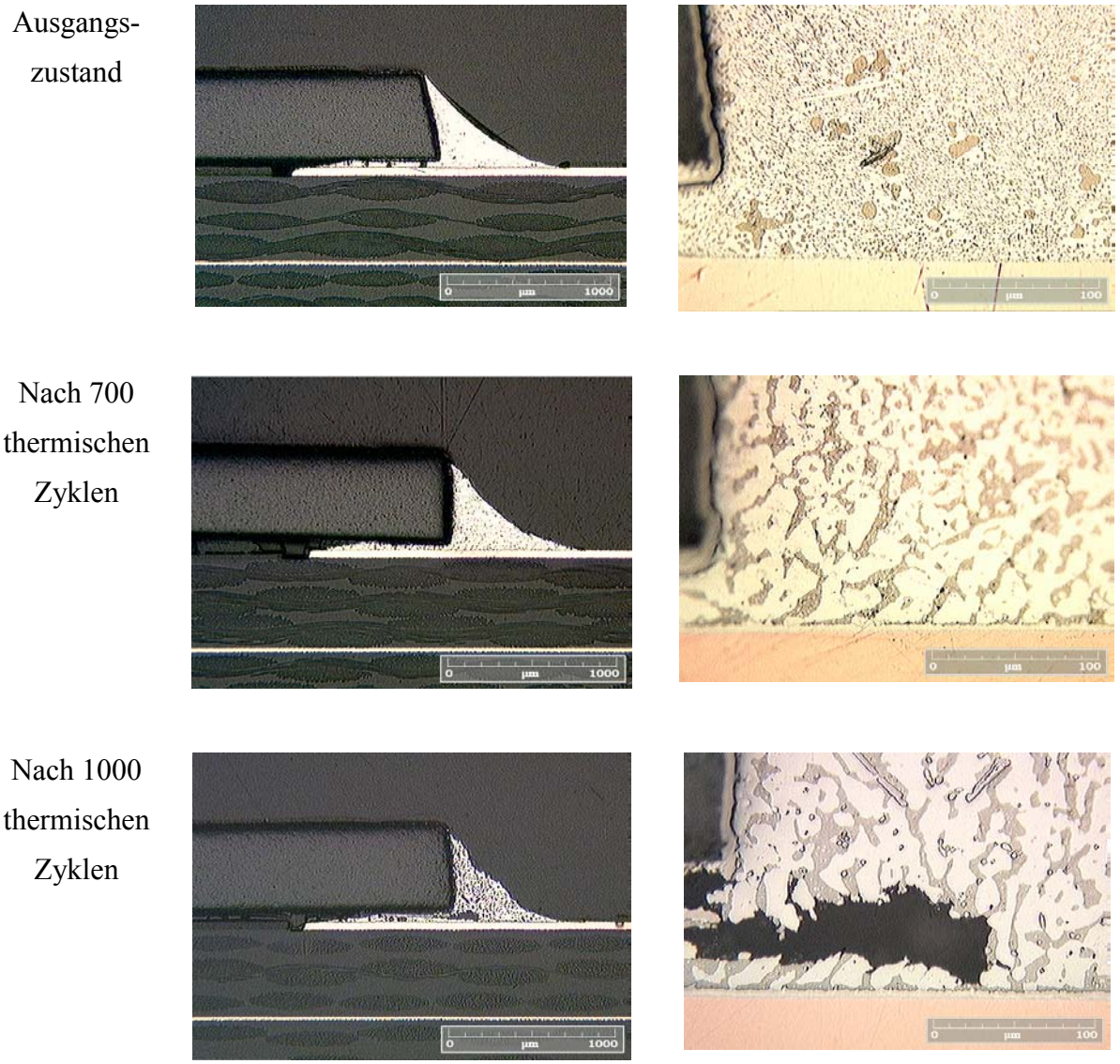


Abbildung 5.3 Experimentelle Beobachtung der Rissinitiierung bzw. -ausbreitung

Lebensdauerabschätzung

In Kapitel 1 wurde die numerische Methodik zur Lebensdauerabschätzung mikroelektronischer Aufbauten erklärt. In folgenden Beispielen wird der rechnerische Verlauf angewendet und detailliert erläutert.

a) Initiierung eines Risses

Bei der Modellierung ist die Berücksichtigung der geometrischen Symmetrie des gesamten Aufbaus von großer Bedeutung. Dadurch kann das Modell ohne jeden Informationsverlust auf ein Viertel reduziert werden. Eine globale FE-Vernetzung des gesamten Modells liefert Informationen über die Schwachstellen des Aufbaus, die eine Rissinitiierung ermöglichen. Das entsprechende FE-Modell ist in Abbildung 5.4 dargestellt.

Bei hohen Temperaturen kann der Aufbau als spannungsfrei angenommen werden. Das Substrat zieht sich mit sinkender Temperatur stärker zusammen als der SMT-Widerstand. Unmittelbar unter dem Widerstand wird die Lotstelle so stark deformiert, dass die Initiierung

eines Risses an dieser Stelle am wahrscheinlichsten ist, was den experimentellen Ergebnissen entspricht. Bei steigender Temperatur kehrt der Aufbau zur Anfangsposition zurück. Durch starkes Kriechverhalten des Lotmaterials werden die Spannungen abgebaut.

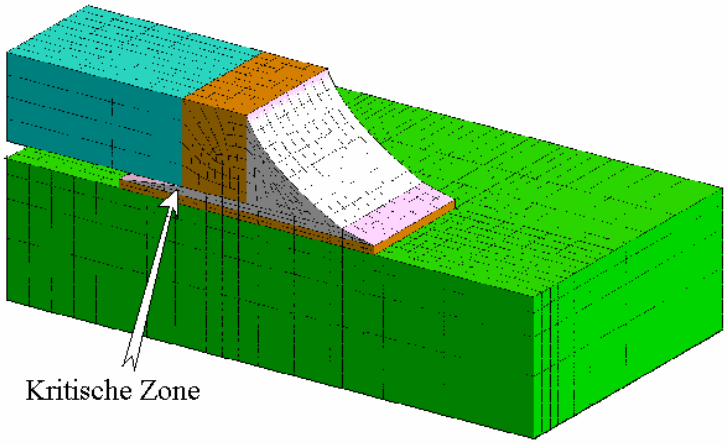


Abbildung 5.4 Globale Vernetzung des gesamten Modells

Die dissipierte inelastische Energie ist das meist verwendete Maß zur Beurteilung der Schädigung bzw. Initiierung eines Risses in einem Material. Nach einem thermischen Zyklus wird die Größe der inelastischen Energie in den kritischen Zonen berechnet. Zur Ermittlung der Anzahl von Zyklen, die zur Entstehung eines Risses führen können, wird die Beziehung von Coffin-Manson angesetzt.

$$N_{fi0} = \left(W^{nonEl.} / C_W \right)^{-m} \tag{5.1}$$

Sind die materialspezifischen Konstanten C_W und m bekannt, kann die Anzahl der thermischen Zyklen, die zur Initiierung eines Risses führen, ermittelt werden.

Entsprechend Darveaux-Verfahren und dabei gegebenen Daten kann die Rissinitiierung nach 380 bis 540 thermischen Zyklen stattfinden.

b) Ausbreitung des Risses

Ein Riss mit unterschiedlicher Anfangslänge wird in der kritischen Zone der Lotstelle in das globale FE-Modell eingebaut. Die geometrische Symmetrie des Aufbaus erlaubt es, das Modell auf die Hälfte zu reduzieren, wie Abbildung 5.5.a zeigt.

Der Aufbau ist nach wie vor bei hohen Temperaturen spannungsfrei. Bei sinkender Temperatur verschieben sich das Substrat und der Widerstand gegeneinander. Der Riss wird dadurch nur in Modus II belastet. Die Rissflanken werden sogar leicht aufeinander gedrückt. Das Lotmaterial nahe der Rissspitze wird stark inelastisch deformiert, um Spannungen abzubauen. Erst bei steigenden Temperaturen wird der Riss in Modus I belastet.

Zur Berechnung des J_G-Integrals wird ein lokales Modell mit einer feinen FE-Vernetzung erstellt, das nur die Umgebung des Risses beinhaltet, wie Abbildung 5.5.b zeigt. Das lokale Modell steht unter thermischer Wechselbelastung. Gleichzeitig deformiert sich die äußere Oberfläche des lokalen Modells entsprechend der Berechnungen des globalen Modells.

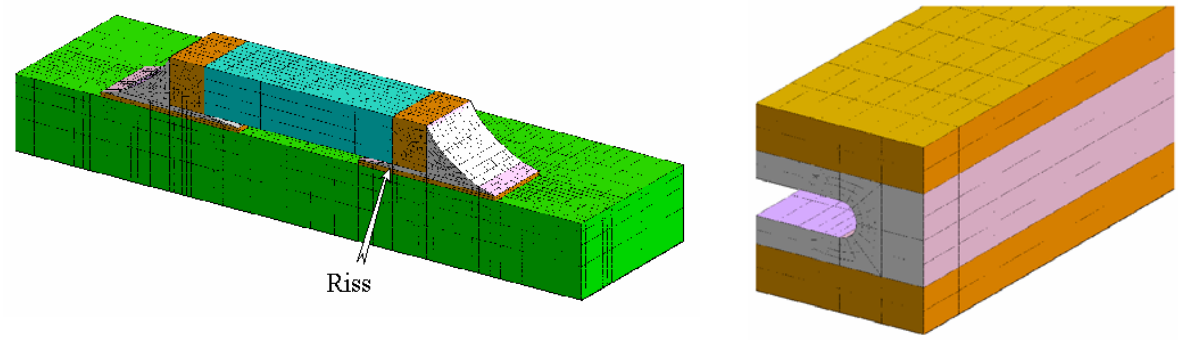


Abbildung 5.5 Links) Globales Modell mit eingebautem Riss Rechts) lokales Modell

Das J_G-Integral zeigt einen periodischen Verlauf entsprechend der aufgebrauchten Wechselbelastung, wie Abbildung 5.6 darstellt. Bei Abkühlung des Aufbaus steigt der Wert des J_G-Integrals leicht in Modus II. Bei steigender Temperatur wird das System erst schnell entlastet und danach kurz in Modus I belastet. Damit steigt der Wert des J_G-Integrals und erreicht einen maximalen Wert von ΔJ_G. Bei steigender Temperatur und entsprechend Kriechdehnungsrate sinkt das J_G-Integral wieder ab.

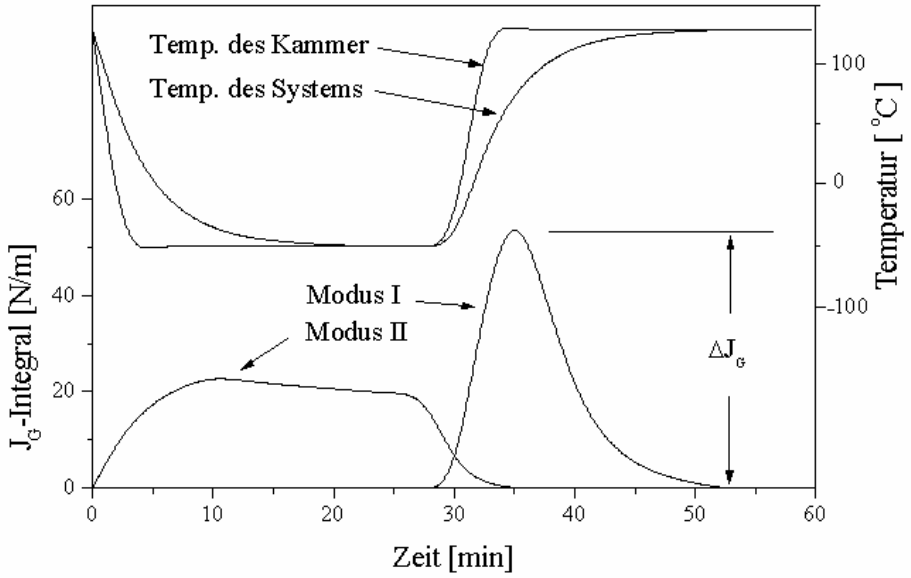


Abbildung 5.6 Der Verlauf des J_G-Integrals in verschiedenen Modi

Anhand der Beziehung von Paris-Erdogan kann die Risswachstumsrate in Abhängigkeit vom maximalen Wert des J_G-Integrals ΔJ_G dargestellt werden, wie in Abbildung 4.22 gezeigt wird. Entsprechend kann die Risslänge bzw. Rissfläche in Abhängigkeit von der Anzahl der thermischen Zyklen ermittelt werden.

Durch Wiederholung der FE-Analyse mit verschiedenen Risslängen lässt sich der Verlauf der Kurve genauer erreichen, wie Abbildung 5.7 darstellt. Bei fortschreitender Risslänge steigen die Werte für ΔJ_G und die Risswachstumsrate steigt entsprechend.

Der mechanische Ausfall geschieht bei 100%iger Ausbreitung der Rissfläche. In elektrischer Hinsicht kann der elektrische Widerstand des Lotballs früher seinen kritischen Wert erreichen.

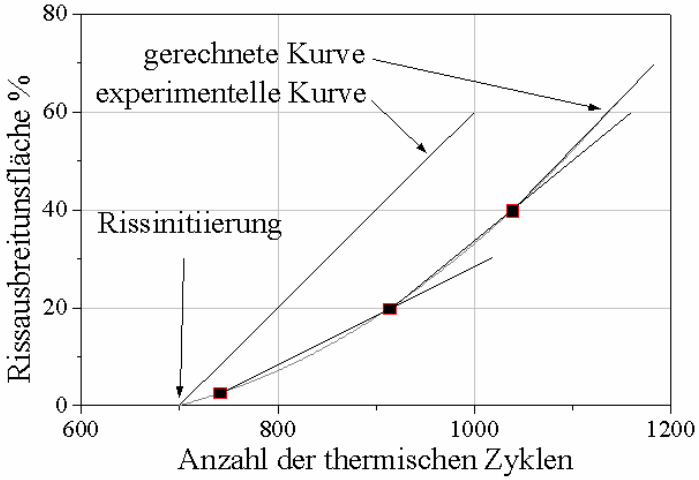


Abbildung 5.7 Wachstum der Rissfläche in Abhängigkeit von der Zyklenzahl der thermischen Wechselbelastung

Für eine 60%ige Rissausbreitungsfläche wird entsprechend des Darveaux-Verfahrens und dabei gegebenen Daten 80 bis 160 thermischen Zyklen gebraucht.

c) Fehlerquellen

Die Abweichung zwischen experimentell und rechnerisch ermittelten Werten für die Risswachstumsrate kann folgendermaßer erklärt werden:

I) Der Einfluss des Modus II wurde vernachlässigt. Der Verlauf des J_G-Integrals ist nicht gleich wie bei den Messungen.

II) Die Risswachstumsrate wurde durch die Beziehung von Paris-Erdogan abgeschätzt. Die gemessenen Konstanten sind nicht ausreichend genau.

III) Der experimentell ermittelte Wert für die Risswachstumsrate ist möglicherweise vom statistischen Mittelwert abweichend.

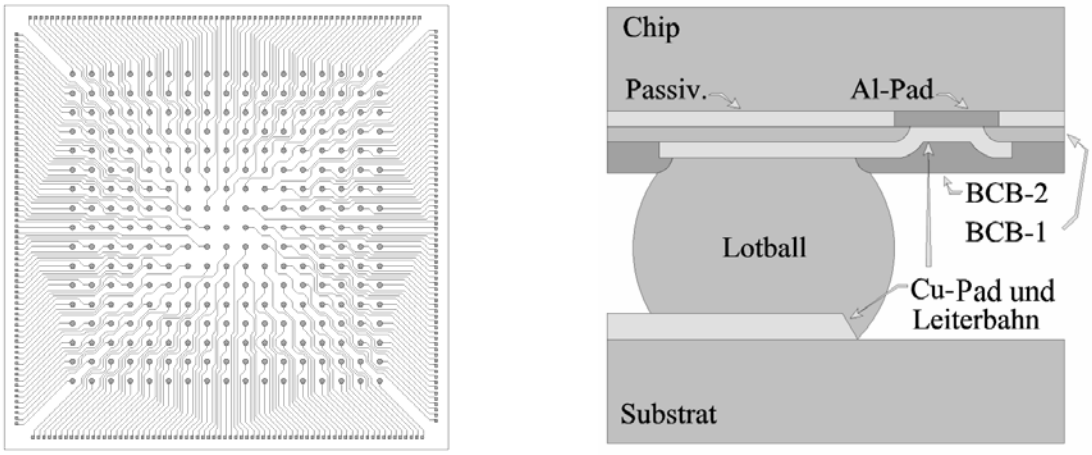
5.2 Ball Grid Array (BGA)

Beschreibung des Aufbaus

Die meist gefertigte Siliziumschips haben traditionell eine periphere Konfiguration, die zur Drahtkontaktierung geeignet ist. Die Kontaktstellen (Pads) sind eng zueinander nahe den Rändern zugeordnet. Der Abstand zwischen den Kontaktstellen (Pitch) ist ein entscheidender Faktor bei der verwendeten Technologie.

Bei den BGA-Aufbauten werden die traditionellen Chips durch Verdrahtung zur Flächen-Konfiguration verwandelt. Damit wird ein großer Abstand zwischen den Kontaktstellen (Pitch) ermöglicht. Auf die Fläche verteilte Kontaktstellen werden die Lotballs platziert, die später zur Verbindung zwischen dem Aufbau und der Substrat dienen.

Ein spezielles Ball Grid Array, wie Abbildung 5.8 darstellt, wird als Beispiel untersucht. Die periphere Konfiguration von Kontaktstellen wird direkt auf dem Chip durch zwei BCB-Schichten zu einer Flächen-Konfiguration umgestellt.



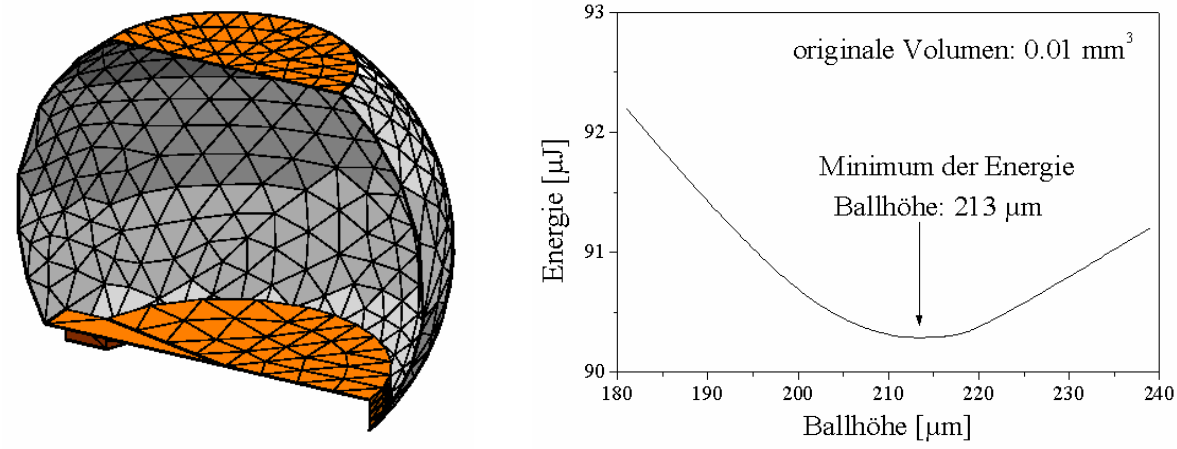
(a) (b)

Abbildung 5.8 a) Layout von wieder Verdrahtung bei BGA b) die Aufbauordnung

Die erste BCB-Schicht wird zur Strukturierung der Kupferleiterbahnen verwendet. Gleichzeitig kann diese Schicht die thermische Fehlanpassung zwischen den Leiterbahnen und der Passivierungsschicht verringern. Die Dicke dieser Schicht kann einen bedeutenden Einfluss auf die Zuverlässigkeit des Aufbaus haben. Die zweite BCB-Schicht dient als Lotstopmaske und Schutzschicht für die Kupferleiterbahnen.

Die BCB-Schichten und die Lotstellen sind die wesentlichen Schwachstellen dieses Aufbaus unter thermischer Wechselbelastung. Die Ermüdung der Balls und die Delamination zwischen der Passivierungs- und der ersten BCB-Schicht sind am häufigsten vorkommenden Gründe für den Ausfall des Aufbaus. Die Balls, die in den äußersten Ecken stehen, sind am meisten betroffen. Diese Arbeit konzentriert sich auf die Ermüdung dieser kritischen Balls.

Die geometrische Gestalt der Balls wird hier mit Hilfe des Programms „Surface Evolver“ ermittelt, wie Abbildung 5.9 darstellt. Das Programm basiert auf der Finiten-Elemente-Methode und berücksichtigt die Oberflächenspannung von Lot bei flüssigem Zustand und seinen Benetzungswinkel. Zusätzlich wird die Ballhöhe für ein bestimmtes Ballvolumen durch Minimierung der Oberflächenenergie berechnet.



(a) (b)

Abbildung 5.9 a) Geometrische Gestalt eines Lotballs b) Abschätzung der Ballhöhe für ein bestimmtes Ballvolumen durch Minimierung der Oberflächenenergie

Lebensdauerabschätzung

a) Gesamtes Modell

Durch die symmetrische Geometrie des Aufbaus kann das gesamtes FE-Modell bis auf ein Achtel reduziert werden. Wegen der extrem komplizierten Struktur des Aufbaus ist eine ausreichend dichte FE-Vernetzung des gesamten Modells nicht möglich. Eine globale FE-Vernetzung des gesamten Modells liefert die globale Information über die Deformation des Aufbaus, wie Abbildung 5.10 darstellt.

Bei hohen Temperaturen kann der Aufbau als spannungsfrei angenommen werden. Das Substrat zieht sich bei sinkender Temperatur stärker als der Chip zusammen. Der Aufbau biegt sich und die äußeren Lotballs erfahren eine Scherung. Bei steigender Temperatur kehren das Substrat und der Chip zur Anfangsposition zurück. Durch starkes Kriechverhalten der Balls wird der Aufbau entspannt.

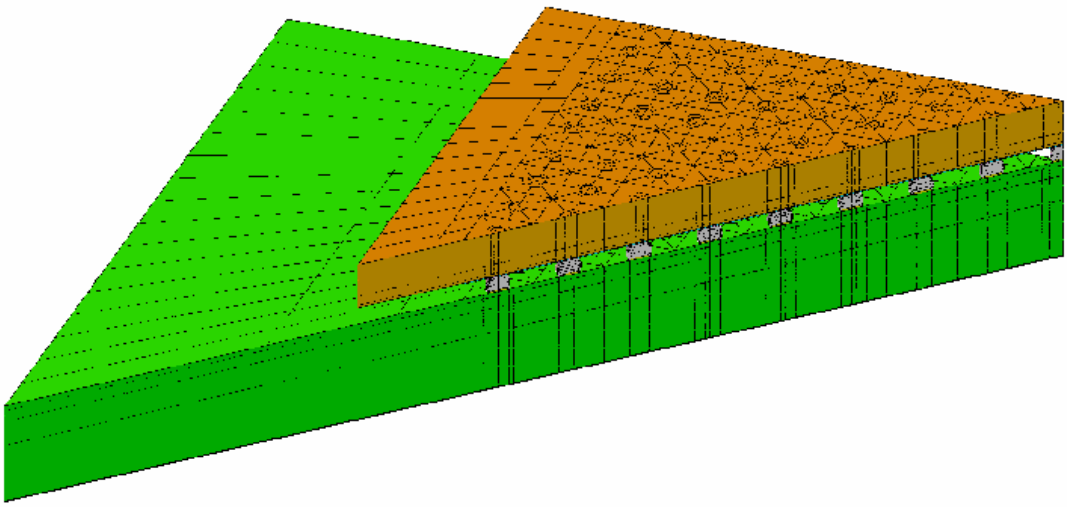


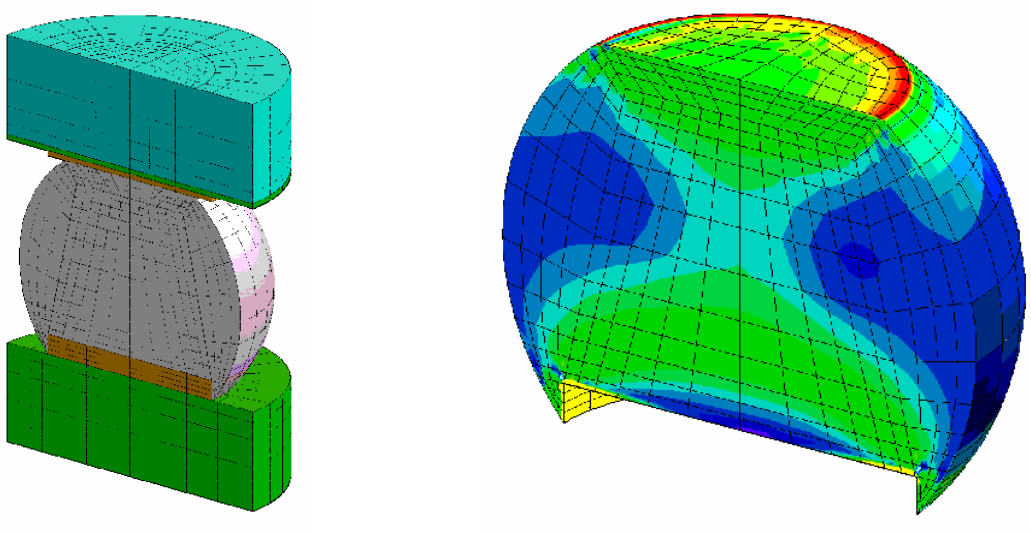
Abbildung 5.10 Globale Vernetzung des gesamten Modells

Die globale thermomechanische FE-Analyse liefert eine allgemeine Abschätzung über die Deformation des gesamten Systems unter thermischer Wechselbelastung. Dadurch wird die relative Verschiebung des Chips im Verhältnis zum Substrat um den kritischen Ball, der an der äußersten Ecke der Flächen-Konfiguration liegt, ermittelt.

a) Initiierung eines Risses

Ein lokales Modell vom äußersten Ball mit einer feinen FE-Vernetzung wird generiert, wie in Abbildung 5.11.a gezeigt. Das mechanische Verhalten des Balls, der unter thermischer Wechselbelastung steht und gleichzeitig die relative Verschiebung aus der globalen FE-Analyse verfolgt, wird ermittelt.

Bei sinkender Temperatur wird der Ball geschert. Die kritischen Zonen, bei denen hohe Spannungskonzentrationen vorkommen, werden nahe der Kupfer-Kontaktstelle auf dem Chip beobachtet, wie Abbildung 5.11.b zeigt. Es wurde auch experimentell beobachtet, dass diese Schwachstelle des Balls am meisten beschädigt wird und eine Rissausbreitung von dieser Stelle aus anfängt.



(a) (b)

Abbildung 5.11 a) Lokales Modell mit möglichst feiner FE-Vernetzung am äußersten Ball
b) Detektierung der kritischen Zonen bei dem Lotball

Durch die Betrachtung der dissipierten inelastischen Energie und Anwendung der Beziehung von Coffin-Manson kann die Anzahl von Zyklen, die zur Entstehung eines Risses führen können, ermittelt werden. Entsprechend Darveaux-Verfahren und dabei gegebenen Daten kann die Rissinitiierung nach 210 bis 350 thermischen Zyklen statfinden.

b) Ausbreitung des Risses

Experimentell zeigen die meist beobachteten Rissausbreitungen einen geometrischen Verlauf, der in Abbildung 5.12 schematisch dargestellt wird. Die Abschätzung der Risswachstumsrate während dieses Verlaufs ist das weitere Ziel dieser Untersuchung.

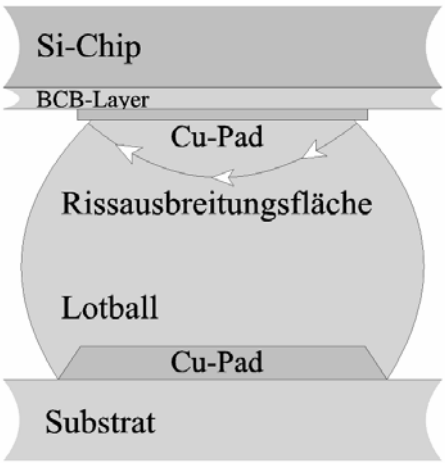


Abbildung 5.12 Experimentell am meisten zu beobachtendem Verlauf der Rissausbreitung

Das lokale Modell wird noch einmal mit einem möglichst kleinen Riss in der kritischen Zone des Balls hergestellt, wie Abbildung 5.13 zeigt. Der Aufbau ist nach wie vor bei hohen Temperaturen spannungsfrei. Bei sinkender Temperatur verschieben sich Substrat und Chip

gegeneinander. Der Riss wird mechanisch belastet und eine hohe Spannungskonzentration kann nahe der Rissspitze beobachtet werden. Die Tendenz des Risses zum Wachstum und die mögliche Ausbreitungsrichtung werden durch Berechnung des J_G-Integrals ermittelt.

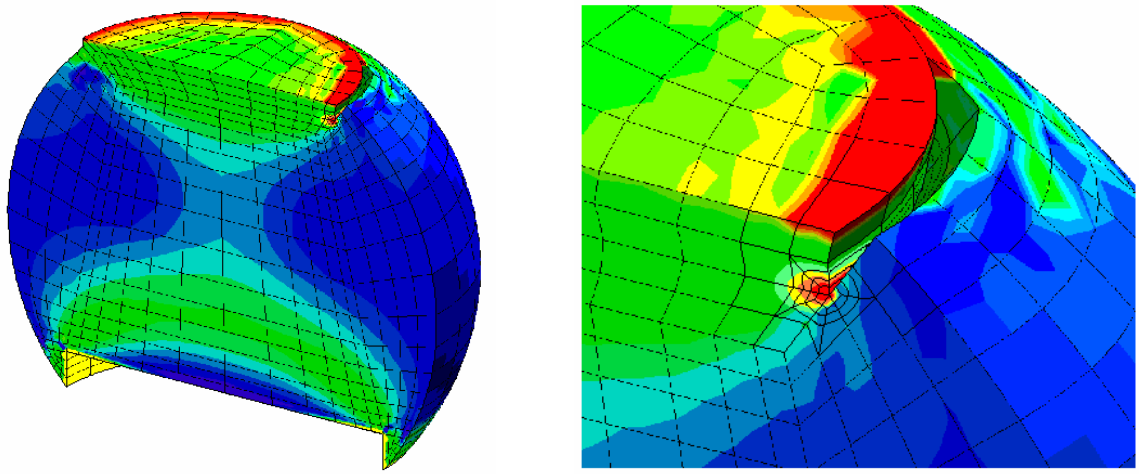


Abbildung 5.13 Lokales Modell ausgerüstet mit einem kleinen Riss in der kritischen Zone

Das J_G-Integral hat entsprechend der Wechselbelastung einen periodischen Verlauf. Bei der Abkühlung des Aufbaus steigt der Wert des J_G-Integrals und erreicht einen maximalen Wert von ΔJ_G. Bei steigender Temperatur sinkt das J_G-Integral ab.

Das J_G-Integral wird nicht nur in tangentialer Richtung sondern in einigen leicht von der Tangentialrichtung abweichenden Richtungen berechnet. Die Richtung, die einen maximalen Wert des J_G-Integrals aufweist, ist die wahrscheinlichste Wachstumsrichtung. So kann die mögliche Änderung der Rissrichtung bestimmt werden.

Nach der Bestimmung des ΔJ_G wird die Beziehung von Paris-Erdogan verwendet, um die Risswachstumsrate zu ermitteln. Die Rissausbreitungsfläche kann in Abhängigkeit von der Anzahl der thermischen Zyklen ermittelt werden, wie Abbildung 5.14 darstellt. Durch eine mehrfache Wiederholung der FE-Analyse für verschiedene Risslängen wird ein genaueres Ergebnis erreicht.

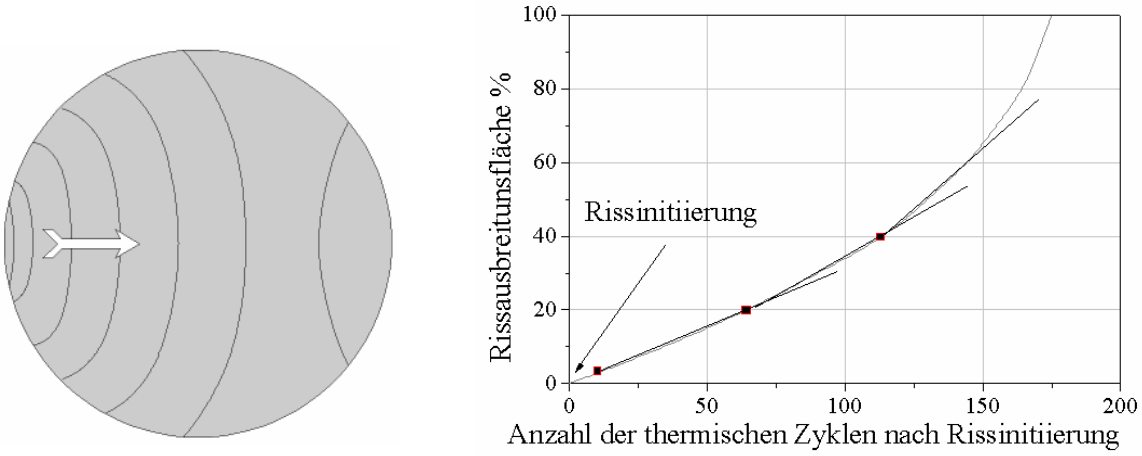


Abbildung 5.14 Links) Geometrischer Verlauf der Rissausbreitung Rechts) Wachstum der Rissfläche in Abhängigkeit von der Anzahl der thermischen Wechselbelastung

Die vorkommenden mechanischen Belastungsarten sind Modus I und II. Der Modus I öffnet den Riss und der Modus II biegt die Rissrichtung. Der Modus II zwingt den Riss, sich dicht zu der Kupfer-Kontaktstelle auszubreiten.

Für eine 60%ige Rissausbreitungsfläche wird entsprechend des Darveaux-Verfahrens und dabei gegebenen Daten 35 bis 60 thermischen Zyklen gebraucht.

c) Fehlerquellen

I) Die Risswachstumsrate wurde durch die Beziehung von Paris-Erdogan abgeschätzt. Die gemessenen Konstanten waren fehlerhaft.

II) Die FE-Modellierung eines Risses mit beliebiger Form in einem Körper mit beliebiger Gestalt ist bei Hexaeder-Elemente extrem mühsam oder manchmal unmöglich. Obwohl die Genauigkeit der FE-Analyse bei Tetraeder-Elemente vergleichsweise geringer ist, kann deren Anwendung meist nicht vermieden werden. Eine weitere Möglichkeit ist die Verwendung der Kombination beider Elemente. In diesem Fall werden die Pyramiden-Elemente als die nötige Übergangselemente gebraucht, wie Abbildung 5.15 darstellt.

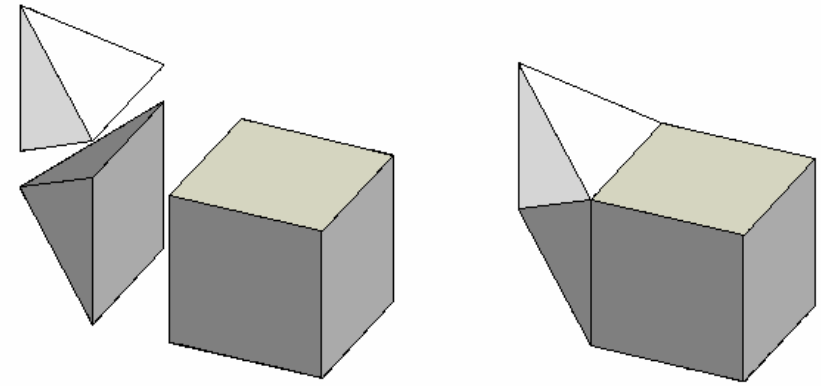


Abbildung 5.15 Vernetzung zwischen zwei Hexaeder- und Tetraeder-Elementen durch eine Pyramiden-Element

Leider sind Pyramiden-Element in dem kommerziellen FE-Programm (ABAQUS), das in dieser Arbeit benutzt wird, nicht vorhanden. Das erweiterte Programm, das zur Berechnung des J_G-Integrals während dieser Arbeit geschrieben wurde, berücksichtigt nur die Hexaeder-Elemente. Eine weitere Erweiterung des Programms für verschiedene andere Elemente kann ohne besonderes Problem durchgeführt werden.

Anhang

Anhang A Ausfall und Ausfallrate

Ein Ausfall liegt vor, wenn ein System seine Funktion nicht mehr ausführt. Die ausfallfreie Operationszeit ist im Allgemeinen eine Zufallsvariable. Voraussetzung für die Untersuchung der ausfallfreien Zeit ist, dass das System zur Zeit t = 0 ohne Defekte und mögliche Fehlfunktionen ist. Ausfälle können nach Mechanismen, Ausfallart, Ursachen und Effekt klassifiziert werden:

1. Mechanismus: elektrische, mechanische, chemische oder sonstige Prozesse,

2. Ausfallart: lokales Materialverhalten wie z.B. Kriechen, Bruch oder Ermüdung,

3. Ursache: Es wird zwischen inneren und äußeren Ursachen unterschieden. Innere Ursachen können Schwachstellen oder thermischer Missanpassung sein. Äußere Ursachen sind häufig in einem nicht optimierten Design oder bei Problemen in der Produktion zu finden.

4. Effekt: Hier wird nach der Relevanz der Ausfälle zwischen teilweisen, kompletten oder kritischen Ausfällen unterschieden.

Ausfallrate

Die Ausfallrate spielt eine bedeutende Rolle bei der Zuverlässigkeitsanalyse. Es wird angenommen, dass n statistisch gleiche, unabhängige Versuchssysteme gleichzeitlich unter gleichen Bedingungen betrieben werden. Ein Teil der Versuchssysteme $\bar{v}(t)$ sind zur Zeit t noch nicht ausgefallen, wie Abbildung A.1 darstellt. Die Zeit, zu der noch keine Systeme ausgefallen sind, wird als ausfallfreie Operationszeit τ bezeichnet. Die empirische Lebensdauer ist der empirische Mittelwert der ausfallfreien Operationszeit:

$$\bar{E}[\tau] = \frac{t_1 + t_2 + \ldots + t_n}{n}. \tag{a.1}$$

Die empirische Zuverlässigkeitsfunktion wird definiert:

$$\bar{R}(t) = \frac{\bar{v}(t)}{n}. \tag{a.2}$$

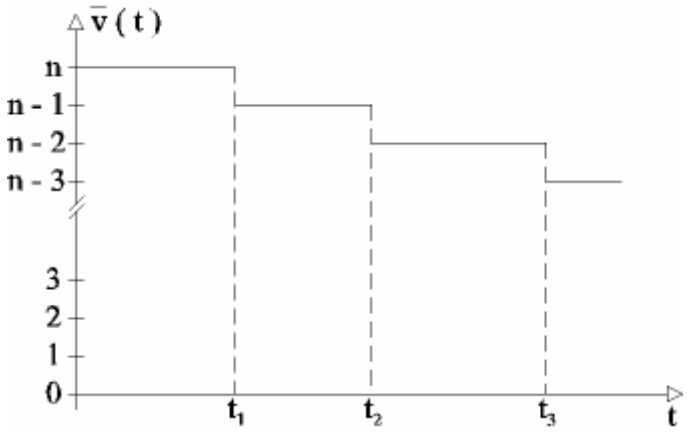


Abbildung A.1. Anzahl der Versuchssysteme, die zur Zeit t noch nicht ausgefallen sind.

In jedem Zeit-Intervall kann die empirische Ausfallrate ermittelt werden:

$$\bar{\lambda}(t) = \frac{\bar{v}(t_k) - \bar{v}(t_{k+1})}{\bar{v}(t).(t_{k+1} - t_k)} = \frac{\bar{R}(t_k) - \bar{R}(t_{k+1})}{\bar{R}(t).(t_{k+1} - t_k)}. \tag{a.3}$$

Durch Erhöhung der Anzahl der Versuchssysteme ($n \to \infty$) verkleinert sich das Zeit-Intervall $(t_{k+1} - t_k) \to dt$. Die empirische Zuverlässigkeitsfunktion geht von einer diskreten zu einer kontinuierlichen Funktion ($\bar{R}(t) \to R(t)$) über. Für die Ausfallrate kann ebenfalls eine kontinuierliche Funktion definiert werden:

$$\lambda(t) = -\frac{1}{R(t)}.\frac{dR(t)}{dt}. \tag{a.4}$$

Die Ausfallrate bestimmt die Zuverlässigkeitsfunktion vollständig:

$$R(t) = \exp\left[-\int_0^t \lambda(\tau)d\tau\right]. \tag{a.5}$$

Die allgemeine Lebensdauer wird mit MTTF bezeichnet und ergibt sich zu:

$$MTTF = E[\tau] = \int_0^\infty R(t)dt, \tag{a.6}$$

wobei MTTF für „mean time to failure“ steht. In vielen praktischen Anwendungen kann die Ausfallrate nahezu als konstant angenommen werden. Die Zuverlässigkeitsfunktion vereinfacht sich dann zu:

$$R(t) = e^{-\lambda t}. \tag{a.7}$$

Die Lebensdauer wird in diesem Sonderfall mit MTBF bezeichnet und ergibt sich als:

$$MTBF = E[\tau] = \frac{1}{\lambda}. \tag{a.8}$$

MTBF steht hier für „mean time between failure“ und ist eine zeitunabhängige Konstante.

II) Ausfallphasen und Temperatur

Die Ausfallrate, in Abbildung A.2 schematisch dargestellt, zeigt im Allgemeinen drei verschiedene Phasen:

1. Früh-Ausfälle: Die Ausfallrate sinkt stark mit der Zeit. Die Phase wird durch materielle Fehlstellen oder Produktionsfehler verursacht.

2. Konstante Ausfallrate: Diese Phase stellt die normale Funktionsphase dar.

3. Spät-Ausfälle: Die Ausfallrate steigt mit der Zeit. Alterungserscheinenungen und Ermüdungen sind Ursache für diese Phase.

Die Umgebungstemperatur des Versuchssystems oder die durch die Funktion des Systems erzeugte Temperatur spielt eine zentrale Rolle bei der Lebensdauer des Systems. Die Ausfallrate ist stark von der Temperatur abhängig, wie in Abbildung A.2 dargestellt wurde. Bei steigender Temperatur steigt die Ausfallrate und damit sinkt die Lebensdauer:

$$MTBF(\theta) = \frac{1}{\lambda(\theta)}. \tag{a.9}$$

Die Abhängigkeit der Ausfallrate von der Temperatur kann durch eine Arrhenius Formel abgeschätzt werden:

$$\lambda(\theta) = A.S.\exp\left(-\frac{E_A}{k.\theta}\right), \tag{a.10}$$

wobei A eine Kalibrierungskonstante, E_A die Aktivierungsenergie und k die Boltzmann Konstant ist ($k = 1{,}381 \cdot 10^{-23}$ JK^{-1}). Das bedeutet eine Beschleunigung des Ausfalls durch Steigerung der Umgebungstemperatur.

Der Faktor S berücksichtigt den Einfluss jeder externer Phänomene, wie Feuchtigkeit (RH), elektrische Spannung (U) oder externe mechanische Spannung (σ). Dieser Einfluss wird durch eine Potenz-Funktion dargestellt:

$$S := \left(\frac{RH}{RH_0}\right)^m ; \quad \left(\frac{U}{U_0}\right)^n ; \quad \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^p , \tag{a.11}$$

wobei RH_0 die Feuchtigkeit, U_0 die elektrische Spannung und σ_0 die externe mechanische Spannung bei Testzustand bedeuten.

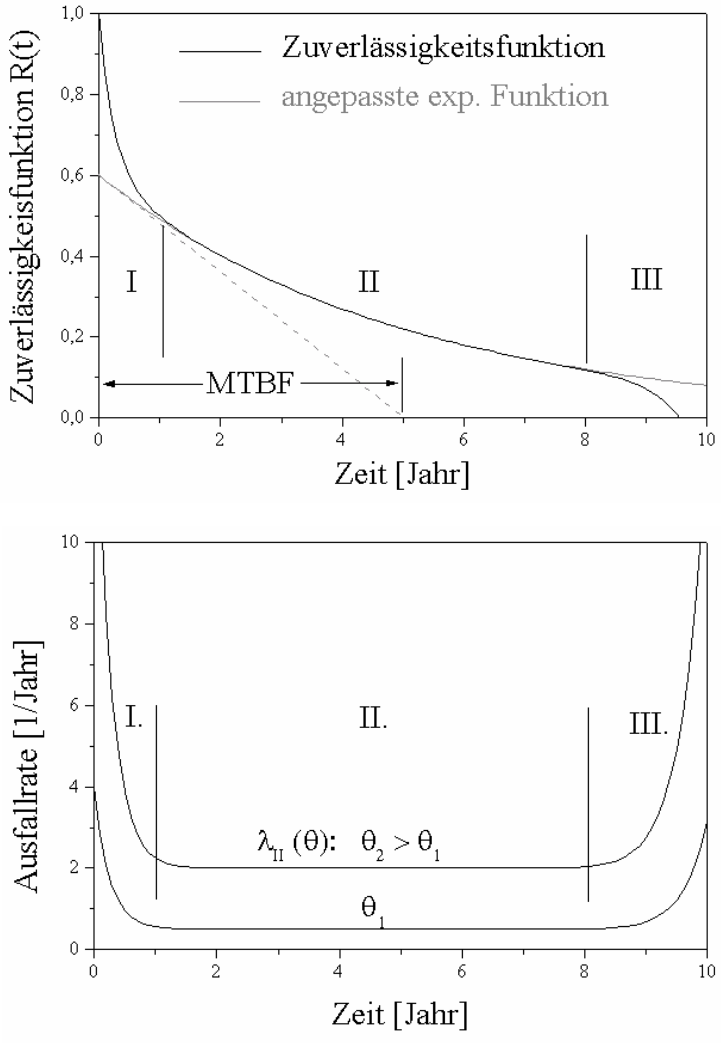


Abbildung A.1. a) Zeitlicher Verlauf der Zuverlässigkeitsfunktion, b) und der Ausfallrate. Durch höhere Spannungen oder Umgebungstemperatur wird die Kurve der Ausfallrate nach oben verschoben.

Anhang B Energiefreisetzungsrate nach deLorenzi

Die Ausbreitung eines Risses in einem Körper mit inelastischem Werkstoffverhalten ist das Ziel der Untersuchung dieser Arbeit. Die Berechnung der Energiefreisetzungsrate infolge eines virtuellen Risswachstums wurde als Maß für die Rissausbreitung herangezogen.

Zur Berechnung der Energiefreisetzungsrate bei inelastischem Werkstoffverhalten am Besten ist die Methode nach deLorenzi [14,15] geeignet, da die Anpassung der Methode an die FE-Analyse nahezu perfekt ist. Deshalb spielt diese Methode in dieser Arbeit eine zentrale Rolle.

Die Gründe dafür, das Studium dieser Methode nicht nur auf die zur Verfügung stehende Literatur zu reduzieren, sind folgende:

I) Nach unserer Meinung sind die angewendeten mathematischen Hilfsmittel zur Herleitung der Formulierung in der Literatur nicht ganz geeignet. Deswegen wird diese Formulierung mittels einer vereinfachten Herleitung diskutiert.

II) Die freigesetzten Fläche durch ein virtuelles Risswachstum wurde in der Literatur nur in tangentialer Richtung der Rissflächen berechnet. Eine Verallgemeinerung wird angestrebt.

III) Diese Methode bietet eine ausgezeichnete Möglichkeit um eine Flächen-Integration an der Grenzfläche durchzuführen. Eine entsprechende Herleitung ist in der Literatur nicht gegeben.

Definitionen

Einige mechanische Größen, die bei dieser mathematischen Herleitung benutzt werden, wurden in verschiedenen deutschsprachigen Literaturquellen unterschiedlich definiert. Bevor die Herleitung weitergeführt wird, ist die genaue Erklärung dieser Größen notwendig. Dabei handelt es sich um die Flächenspannung F, Volumenkräftedichte ϕ und Volumenkräfte f.

Die Flächenspannung ist die auf die Oberfläche des Prüfkörpers verteilte mechanische Belastung und ist ein Spannungsvektor mit der Dimension [N/m^2]. Die Volumenkräftedichte ist die über das Volumen verteilte mechanische Belastung und ist ein Volumenvektor mit der Dimension [N/m^3]. Die Volumenkräfte wirken auf bestimmte Punkte innerhalb des Volumens und sind Vektoren mit der Dimension [N].

Die Original-Literatur hat die Volumenkräftedichte ϕ berücksichtigt, wobei die folgende Beziehung zwischen der mechanischen Spannung und der Volumenkräftedichte besteht:

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = \phi_i \,. \tag{b.1}$$

Die Volumenkräftedichte wird bei der Herleitung nicht berücksichtigt, weil die bei unseren Anwendungen meist nicht auftritt.

Dagegen werden die Volumenkräfte f bei mathematischer Herleitung mitberücksichtigt, weil dadurch eine Flächen-Integration an den Grenzflächen ermöglicht wird. Zwischen der mechanischen Spannung und den Volumenkräfte bestehen folgende Beziehungen:

$$\int_V \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j}\, dv = \sum_V f_i \qquad ; \qquad \int_V \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} . g_i \, dv = \sum_V f_i . g_i \,, \tag{b.2}$$

wobei die Summe S sich auf das gesamte Integrationsvolumen bezieht. Die Funktion g kann jeder beliebige mechanische Zusammenhang sein.

Modellierung

Bei einem rissbehafteten Körper findet ein virtuelle Risswachstum Δa statt. Die beiden Zustände des Körpers vor und nach dem Risswachstum zeigt Abbildung b.1. Beide Zustände haben die gleiche äußere Gestalt aber mit einer geringfügig unterschiedlichen Risslänge. Der Körper vor dem Risswachstum wird als Konfiguration I bezeichnet und alle mechanischen Werte werden in Koordinatensystem x_i gemessen. Dabei werden Lateinische Buchstaben als Index der Werte verwendet. So werden Beispielsweise die Rissfront, Deformation, Volumenkräfte und äußere Oberflächenspannung mit a_i, u_i, f_i und F_i bezeichnet. Die Bezeichnung für den Körper nach dem Risswachstum ist Konfiguration II. Dabei wird das Koordinatensystem y_α zur Beschreibung der mechanischen Werte benutzt. Als Index der Werte werden hier die griechischen Buchstaben verwendet, zum Beispiel a_α, u_α, f_α und F_α.

Es wird eine Koordinatenabbildung von der Konfiguration I zur Konfiguration II angenommen. Diese Koordinatenabbildung kann die Rissfront, Rissfläche und äußere Oberfläche der Konfiguration I zur Rissfront, Rissfläche und äußeren Oberfläche der Konfiguration II abbilden. Die Koordinatenabbildung ist eins-zu-eins und kann jeden Punkt der Konfiguration I auf jeweils einen Punkt in der Konfiguration II abbilden. Es besteht eine einzige inverse Koordinatenabbildung, die die Konfiguration II zur Konfiguration I abbildet. Die beiden Koordinatenabbildungen sind differenzierbar.

Es soll erwähnt werden, dass diese Koordinatenabbildung nicht die gleichen materiellen Punkte zu einander abbildet. Die materiellen Punkte in der Rissfront beider Konfigurationen sind natürlich nicht die gleicher.

Ein Punkt mit den Koordinaten y_α in der Konfiguration II wird durch die Koordinatenabbildung eines Punktes mit den Koordinaten x_i in der Konfiguration I ermittelt. Diese beiden Punkte sind nicht der gleiche materielle Punkt. Dagegen ist ein Punkt mit der Koordinaten x_α in der Konfiguration II der gleiche materielle Punkt wie in der Koordinaten x_i der Konfiguration I.

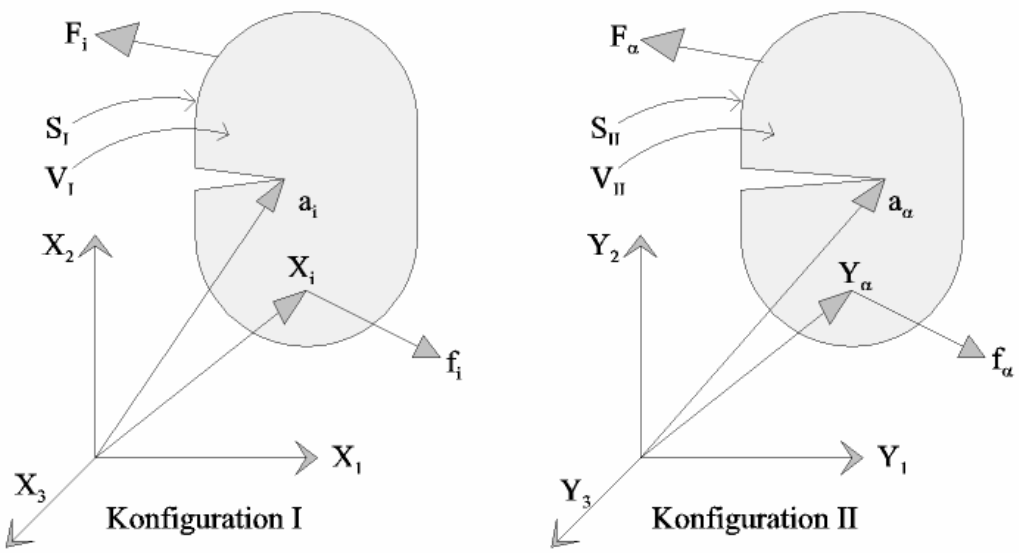


Abbildung b.1 Konfigurationen bevor und nach Risswachstum.

Koordinatenabbildung

Wenn ein abgebildeter Wert in der Konfiguration II mit dem ursprünglichen Wert in Konfiguration I gleich gesetzt wird, wird das Symbol $\Rightarrow$ verwendet. Die Koordinatenabbildung hat die Rissfront und äußere Oberfläche der Konfiguration I zur Rissfront und äußeren Oberfläche der Konfiguration II abgebildet. Die Abbildung in Rissfront ist gleich Δa und in äußere Oberfläche gleich null:

$$a_\alpha \Rightarrow a_i + \Delta a_i \qquad ; \qquad y_\alpha\big|_{at\,SI} \Rightarrow x_i\big|_{at\,SII}\,, \tag{b.3}$$

wobei Δa in Vergleich zur Größe des betrachteten materiellen Körpers extrem klein ist. Jeder anderer Punkt innerhalb der Körper wird abgebildet durch:

$$y_\alpha\left(x_j\right) \Rightarrow x_i + \Delta x_i\left(x_j\right) \qquad ; \qquad 0 < \Delta x_i < \Delta a_i\,. \tag{b.4}$$

Da die Koordinatenabbildung eine kontinuierliche Abbildung ist, kann die partielle Ableitung der Koordinatenabbildung in Bezug zu den Koordinaten x_i definiert werden. Dies ermöglicht den Gradienten einer Funktion in der Konfiguration I zur Konfiguration II abzubilden:

$$\frac{\partial\, y_\alpha\left(x_j\right)}{\partial\, x_j} \Rightarrow \delta_{ij} + \frac{\partial\, \Delta x_i}{\partial\, x_j}\,. \tag{b.5}$$

Bei Vernachlässigung höherer Terme wird die Jakobi-Determinante ermittelt. Die Jakobi-Determinante ermöglicht es eine Volumen-Integration in der Konfiguration II zur Konfiguration I zu übertragen:

$$\det\left(J\right)=\det\left(\frac{\partial y_{\alpha}\left(x_i\right)}{\partial x_i}\right)\approx 1+\frac{\partial \Delta x_i}{\partial x_i}. \tag{b.6}$$

Die Inverse der partiellen Ableitung wird in Bezug zu abgebildeten Koordinaten y_α gegeben:

$$\frac{\partial x_j}{\partial y_{\alpha}}\Rightarrow \delta_{ij}-\frac{\partial \Delta x_i}{\partial x_j}. \tag{b.7}$$

Die Abbildung der Deformation u_i der Konfiguration I zur Deformation u_α der Konfiguration II ist gegeben durch:

$$u_{\alpha}\left(y_{\beta}\right)\Rightarrow u_i\left(x_j\right)+\Delta u_i\left(x_j\right). \tag{b.8}$$

Es sei noch mal erwähnt, dass diese Koordinatenabbildung nicht die Deformation der gleichen materiellen Punkte zu einander abbildet.

Materielle Punkte

Es wurde vereinbart, dass ein materieller Punkt x_i in der Konfiguration I durch x_α in der Konfiguration II dargestellt wird. Dagegen wird der gleiche Punkt x_i in der Konfiguration I durch die Koordinatenabbildung zum Punkt y_α in der Konfiguration II gebunden. Da den gleichen materiellen Punkt in zwei Konfigurationen durch x_i und x_α gezeigt wird, besteht die folgende Beziehung:

$$x_{\alpha}=x_i. \tag{b.9}$$

Wird Gl(b.4) betrachtet, kann der Zusammenhang zwischen den Punkten x_α und y_α in der Konfiguration II geschrieben werden:

$$x_{\alpha}=y_{\alpha}-\Delta x_{\alpha}. \tag{b.10}$$

Wird auf höhere Ordnungen verzichtet, besteht zwischen den Deformationen der Punkte x_α und y_α in der Konfiguration II der Zusammenhang:

$$u_{\alpha}\left(x_{\beta}\right)=u_{\alpha}\left(y_{\beta}-\Delta x_{\alpha}\right)=u_{\alpha}\left(y_{\beta}\right)-\frac{\partial u_{\alpha}}{\partial x_{\beta}}\Delta x_{\alpha}, \tag{b.11}$$

wobei GL(b.10) verwendet wurde. Durch Einsetzen der Gl(b.4) in Gl(b.11) ergibt sich eine Beziehung zwischen den Deformationen eines materiellen Punktes in den beiden Konfigurationen:

$$u_\alpha\left(x_\beta\right) \Rightarrow u_i\left(x_j\right) + \Delta u_i\left(x_j\right) - \frac{\partial u_i}{\partial x_j}\Delta x_j . \tag{b.12}$$

Das Inkrement in der physikalischen Deformation eines materiellen Punktes Δu^m ist damit definiert durch:

$$u_\alpha\left(x_\beta\right) \Rightarrow u_i\left(x_j\right) + \Delta u_i^m\left(x_j\right) \quad ; \quad \Delta u_i^m\left(x_j\right) = \Delta u_i\left(x_j\right) - \frac{\partial u_i}{\partial x_j}\Delta x_j . \tag{b.13}$$

Dieser Zusammenhang besteht überall innerhalb der Konfiguration I. Da Δx auf der äußeren Oberfläche gleich Null ist, ist das Inkrement der Deformation Δu^m auf dieser Oberfläche gleich Δu.

Betrachtung der Energie

Nach erstem thermodynamischen Gesetzt ist die eingebrachte Arbeit an einem Körper gleich der Steigerung seiner inneren Energie. Für die beide Konfigurationen gelten demnach:

$$\int_{VI} W_i \, dv = \int_{SI}\left(\int_0^{u_j} F_i \, du_i\right) ds + \sum_{VI}\left(\int_0^{u_j} f_i \, du_i\right) \tag{b.14.a}$$

$$\int_{VII} W_\alpha \, dv = \int_{SII}\left(\int_0^{u_\beta} F_\alpha \, du_\alpha\right) ds + \sum_{VII}\left(\int_0^{u_\beta} f_\alpha \, du_\alpha\right) \tag{b.14.b}$$

wobei W, S und V für die innere elastische Energiedichte, die äußere Oberfläche und das Volumen der jeweiligen Konfiguration steht. Die Index I bzw. II bezeichnet die Konfiguration I und II. Wird die zweite Gleichung von der ersten subtrahiert, ergibt sich:

$$\begin{aligned}\int_{VI} W_i \, dv - \int_{VII} W_\alpha \, dv = {} & \int_{SI}\left(\int_0^{u_j} F_i \, du_i\right) ds - \int_{SII}\left(\int_0^{u_\beta} F_\alpha \, du_\alpha\right) ds + \\ & \sum_{VI}\left(\int_0^{u_j} f_i \, du_i\right) - \sum_{VII}\left(\int_0^{u_\beta} f_\alpha \, du_\alpha\right)\end{aligned} . \tag{b.15}$$

Die Abbildungen der Oberflächenspannung bzw. der Volumenkräfte von der Konfiguration I zu II können beschrieben werden durch:

$$F_\alpha\left(y_\beta\right) \Rightarrow F_i\left(x_j\right) + \Delta F_i\left(x_j\right), \tag{b.16.a}$$

$$f_\alpha\left(y_\beta\right) \Rightarrow f_i\left(x_j\right) + \Delta f_i\left(x_j\right). \tag{b.16.b}$$

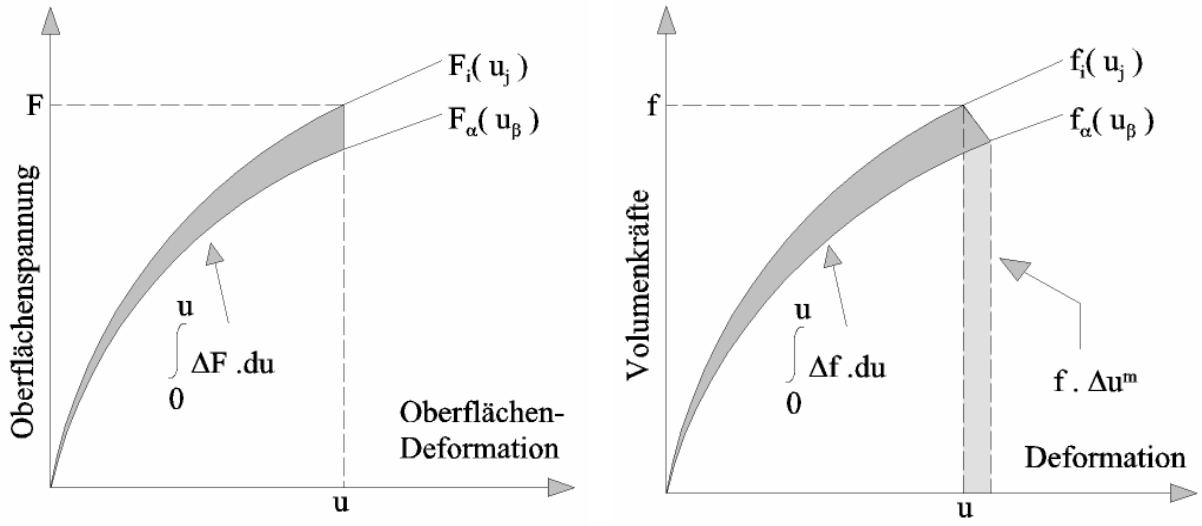
Da die äußere Oberfläche beider Konfigurationen gleich sind ($S_I = S_{II}$), lässt sich der erste Satz des rechten Terms in Gl (b.15) erweitern durch:

$$\int_{SI}\left(\int_0^{u_j} F_i\, du_i\right) ds - \int_{SII}\left(\int_0^{u_\beta} F_\alpha\, du_\alpha\right) ds = -\int_{SI}\left(\int_0^{u_j} \Delta F_i\, du_i\right) ds\,. \qquad \text{(b.17)}$$

Eine schematische Erläuterung der Gl(b.17) wird von der Abbildung b.2.a entnommen. Der zweite Satz des rechten Terms in Gl (b.15) bezeichnet den Einfluss der Volumenkräfte. Dieser Term wird beschrieben durch:

$$\sum_{VI} x\left(\int_0^{u_j} f_i\, du_i\right) - \sum_{VII}\left(\int_0^{u_\beta} f_\alpha\, du_\alpha\right) = -\sum_{VI}\left(\int_0^{u_j} \Delta f_i\, du_i\right) - \sum_{VI} f_i\,.\,\Delta u_i^m\,. \qquad \text{(b.18)}$$

Abbildung b.2.b zeigt eine schematische Erläuterung der Gl(b.18).



(a) (b)

Abbildung b.2 Reduzierung der angewendeten Arbeit durch Übergang von der Konfiguration I zur Konfiguration II bei a) Oberflächenspannungen und b) Volumenkräfte

Zur Erweiterung der linken Terms von Gl(b.15), die Entlastung der inneren Energie des Körpers nach der Risswachstum entspricht, soll die Dehnungen in beiden Konfigurationen betrachtet werden. Hier wird die Zusammenhang zwischen der ursprünglichen Dehnung und deren Abbildung untersucht.

Ein Punkt x_i in der Konfiguration I wird entsprechend Gl(b.4) auf den Punkt y_α in der Konfiguration II abgebildet. Die abgebildete Dehnung des Punktes y_α in der Konfiguration II ist gegeben durch:

$$\varepsilon_{\alpha\beta} = \frac{1}{2}\cdot\left(\frac{\partial u_\alpha}{\partial y_\beta} + \frac{\partial u_\beta}{\partial y_\alpha}\right). \qquad \text{(b.19)}$$

Mittels der Gl(b.7) und Gl(b.8) und mit der Vernachlässigung von Termen höherer Ordnung lässt sich folgende Abbildung formulieren:

$$\begin{aligned} \frac{\partial u_\alpha}{\partial y_\beta} \Rightarrow \frac{\partial}{\partial x_k}\left(u_i + \Delta u_i\right).\frac{\partial x_k}{\partial y_\beta} = \frac{\partial}{\partial x_k}\left(u_i + \Delta u_i\right).\left(\delta_{kj} - \frac{\partial \Delta u_k}{\partial x_j}\right) \\ \Rightarrow \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial \Delta u_i}{\partial x_j} - \frac{\partial u_i}{\partial x_k}.\frac{\partial \Delta u_k}{\partial x_j}\right) \end{aligned}, \tag{b.20}$$

wobei y_α und x_i durch Gl(b.4) mit einander verknüpft sind. Die Dehnungen am Punkt y_α in Konfiguration II und am Punkt x_i in Konfiguration I können folgendermaßen dargestellt werden:

$$\varepsilon_{\alpha\beta} \Rightarrow \varepsilon_{ij} + \Delta\varepsilon_{ij}. \tag{b.21}$$

Für $\Delta\varepsilon$ ergibt sich:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial \Delta u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial \Delta u_j}{\partial x_i}\right) - \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_k}.\frac{\partial \Delta u_k}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_k}.\frac{\partial \Delta u_k}{\partial x_i}\right). \tag{b.22}$$

In gleicher Weise wird auch die elastische Energiedichte der Konfiguration II definiert:

$$W^{II} \Rightarrow W^{I} + \frac{\partial W^{I}}{\partial \varepsilon_{ij}}.\Delta\varepsilon_{ij}. \tag{b.23}$$

Da sich das Material elastisch verhält, besteht zwischen Spannung und Dehnung der entsprechende Zusammenhang:

$$\sigma_{ij} = \frac{\partial W}{\partial \varepsilon_{ij}}. \tag{b.24}$$

Da der Spannungstensor symmetrisch ist, kann die elastische Energiedichte in der Konfiguration II ermittelt werden durch:

$$W^{II} \Rightarrow W^{I} + \sigma_{ij}\left(\frac{\partial \Delta u_i}{\partial x_j} - \frac{\partial u_i}{\partial x_k}.\frac{\partial \Delta u_k}{\partial x_j}\right). \tag{b.25}$$

Durch Vernachlässigung der Terme höherer Ordnung kann jetzt der rechte Term der Gl(b.15) erweitert werden. Dazu wurde Gl(b.6) und Gl(b.25) berücksichtigt:

$$\int_{VI} W^I \, dv - \int_{VII} W^{II} \, dv = \int_{VI} \left(W^I - W^{II} . \det(J) \right) dv$$
$$\approx \int_{VI} \left[\left(\sigma_{ij} . \frac{\partial u_i}{\partial x_j} - W^I \, \delta_{ik} \right) \frac{\partial \Delta x_k}{\partial x_j} - \sigma_{ij} \frac{\partial \Delta u_i}{\partial x_j} \right] dv \,. \quad \text{(b.26)}$$

Freigesetzte Energie

Die freigesetzte Energie -δΠ von der Konfiguration I zur Konfiguration II wird durch die folgende Beziehung definiert:

$$-\delta \Pi = - \int_{SI} \left(\int_0^{u_j} \Delta F_i \, du_i \right) ds - \sum_{VI} \left(\int_0^{u_j} \Delta f_i \, du_i \right). \quad \text{(b.27)}$$

Abbildung b.2 interpretiert die Beziehung. Durch die Verfügung der Gleichungen Gl(b.17), Gl(b.18) und Gl(b.26) mit Gl(b.15) wird die freigesetzte Energie ermittelt:

$$-\delta \Pi = \sum_{VI} f_i \, . \, \Delta u_i^m + \int_{VI} \left[\left(\sigma_{ij} . \frac{\partial u_i}{\partial x_j} - W^1 \, \delta_{ik} \right) \frac{\partial \Delta x_k}{\partial x_j} - \sigma_{ij} \frac{\partial \Delta u_i}{\partial x_j} \right] dv \,. \quad \text{(b.28)}$$

Der Gauss'sche Satz wird auf den letzten Term der Gl(b.28) angewendet:

$$\int_{VI} \sigma_{ij} \frac{\partial \Delta u_i}{\partial x_j} \, dv = \int_{SI} \sigma_{ij} . n_j \, . \Delta u_i \, ds - \int_{VI} \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} \Delta u_i \, dv \,. \quad \text{(b.29)}$$

Das Inkrement der Deformation auf der äußeren Oberfläche ist gleich Null:

$$\Delta u_i \big|_{at\ SI} = 0 \,. \quad \text{(b.30)}$$

Dadurch wird der erste Term der rechten Seite der Gl(b.29) gleich null. Die Ableitung der Spannung ist gleich wie die Volumenkräfte. Durch das Einsetzen der Gl(b.2) und Gl(b.13) kann der zweite Term der rechten Seite der Gl(b.29) erweitert werden:

$$\int_{VI} \sigma_{ij} \frac{\partial \Delta u_i}{\partial x_j} \, dv = -\sum_{VI} f_i \, \Delta u_i$$
$$= -\sum_{VI} f_i \, \Delta u_i^m - \sum_{VI} f_i \cdot \frac{\partial u_i}{\partial x_j} \cdot \Delta x_j \quad . \tag{b.31}$$

Für die freigesetzte Energie ergibt sich:

$$J = \int_{VI} \left[\left(\sigma_{ij} \cdot \frac{\partial u_i}{\partial x_k} - W^1 \, \delta_{ik} \right) \frac{\partial \Delta x_k}{\partial x_j} \right] dv - \sum_{VI} f_i \cdot \frac{\partial u_i}{\partial x_j} \cdot \Delta x_j \; . \tag{b.32}$$

Damit wird abschließend das J-Integral nach deLorenzi erreicht:

$$J = -\frac{d\,\Pi}{d\,A} = \frac{1}{\delta\,A} \int_{VI} \left[\left(\sigma_{ij} \cdot \frac{\partial u_i}{\partial x_k} - W^1 \, \delta_{ik} \right) \frac{\partial \Delta x_k}{\partial x_j} \right] dv - \frac{1}{\delta\,A} \sum_{VI} f_i \cdot \frac{\partial u_i}{\partial x_j} \cdot \Delta x_j \; . \tag{b.33}$$

Literaturverzeichnis

[1] D. Gross
Bruchmechanik, Springer Verlag, Berlin (1996)

[2] H. Blumenauer, G. Pusch
Technische Bruchmechanik, Deutscher Verlag, Leipzig (1993)

[3] T.L. Anderson
Fracture Mechanics, CRC Press, New York (1995)

[4] A. Birolini
Quality and Reliability of Technical Systems, Springer Verlag, Berlin (1997)

[5] E. Suhir
Accelerated Life Testing (ALT) in Microelectronics and Photonics, SPIE's 7-th Annual International Symposium on Nondestructive Evaluations for Health Monitoring and Diagnostics, San Diego, CA, USA (2002)

[6] S. Peck
Comprehensive Model for Humidity Testing. 24th Annual Proceedings of the International Reliability Physics Symposium, 1986

[7] L.F. Coffin
Low Cycle Fatigue. Materials Engineering Quarterly, Vol 15, 1963

[8] S.S. Manson
Thermal Stress and Low cycle Fatige. McGraw-Hill Book Co, New York, 1966

[9] R. Darveaux
Solder Joint Fatigue Life Model. Proc TMS, 1997

[10] R. Darveaux
Effect of Simulation Methodology on Solder Joint Crack Growth Correlation and Fatigue Life Prediction. Journal of Electronic Packaging, Vol. 124, Sept. 2002

[11] E 399-90, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990

[12] P.C. Paris, F. Erdogan
A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, J. Basic Engineering, Vol. 85 (1960)

[13] J.R. Rice
A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. J. of Applied Mechanics A379 (1968)

[14] H.G. deLorenzi
On the Energy Release Rate and the J-Integral for 3-D Crack Configurations. Int. J. Fracture. A183 (1982) 19

[15] H.G. deLorenzi
Energy Release Rate Calculations by the Finite Element Method. Eng. Fracture Mechanics A129 (1985) 21

[16] E 813-87, Standard Test Method for J_{IC}, a Measure of Fracture Toughness. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1987

[17] H.B. Ghavifekr, B. Michel
Generalized Fracture Mechanical Integral Concept J_G Applied to SMT Components. Materials Week, Int. Conf. on Advanced Materials, their Processes and Application. Munich (2001)

[18] H.B. Ghavifekr, B. Michel
Generalised Fracture Mechanical Integral Concept J_G and its Application in Microelectronic Packaging Technology, Sensors and Actuators A99, Elsevier (2002) 183-187

[19] H.B. Ghavifekr, B. Michel
Application of the Generalized Fracture Mechanical Integral Concept J_G in Microelectronic Packaging Technology. Materials Week, Int. Conf. on Advanced Materials, their Processes and Application. Munich (2002)

[20] N.L. Goldman, J.W. Hutchinson
Fully-Plastic Crack Problems: the Center Cracked Strip under Plane Strain. Int. J. Solids Structure. A575 (1975) 11

[21] J.D. Landes, J.A. Begley
A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth. Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590, A128 ASTM (1976)

[22] K. Kishimoto, S. Aoki, M. Sakata
On the Path Independent Integral-$\hat{J}$. Eng. Fracture Mechanics. A841 (1980) 13

[23] S.N. Atluri
Path Independent Integrals in Finite Elasticity and Inelasticity, with Body Forces, Inertia, and Arbitrary Crack-Face Conditions. Eng. Fracture Mechanics. Vol. 16, No. 3 (1982)

[24] S.N. Atluri, T. Nishioka, M. Nakagaki
Incremental Path-Independent Integrals in Inelastic and Dynamic Fracture Mechanics. Eng. Fracture Mechanics. Vol. 20, No. 2 (1984)

[25] F.W. Brust, T. Nishioka, S.N. Atluri, M.Nakagaki
Further Studies on Elastic-Plastic Stable Fracture Utilizing the T^* Integral. Eng. Fracture Mechanics. Vol. 22, No. 6 (1985)

[26] ABAQUS, Theory Manual, Hibbitt, Karlsson & Sorenson, Inc.

[27] K.J. Bathe
Finite-Elemente-Methode, Springer Verlag (1986)

[28] D. Braess
Finite-Elemente, Springer Verlag (1992)

[29] J. Weertman
J. Appl. Phys. 26, 1213 (1955); 27, 832 (1956); 28, 1185 (1957)

[30] J. Weertman, J.C.M. Li, A.K. Mukherjee
Rate Processes in Plastic Deformation of Materials, Metals Park, OH: ASM, (1975)

[31] P.L. Hacke, A.L. Sprecher, H. Conrad
"Thermomechanical Fatigue of 63Sn-37Pb Solder Joints", in J.H. Lau, "Thermal Stress and Strain in Microelectronics Packaging", 1993, Van Nostrand Reinhold, New York

[32] P.L. Hacke, A.L. Sprecher, H. Conrad
Microstructure Coarsening During Thermo-Mechanical Fatigue of Pb-Sn Solder Joints, Journal of Electronics Materials, Vol 26, No. 7, (1997)

[33] J.E. Dorn
Some Fundamentals Experiments on high Temperature Creep. J. Mech. Phys. Solids, 3(2), 1955

[34] F. Garofalo
Fundamentals of Creep and Creep Rupture in Metals. McMillan Book Co, New York, 1965

[35] F.N. Norton
Creep of Steel at high Temperature. McGraw-Hill Book Co, New York, 1929

[36] J. J. Skrzypek, R.B. Hetnarski
Plasticity and Creep, Theory, Examples and Problems. CRC Press, New York (1993)

[37] H. Altenbach, J. J. Skrzypek
Creep and Damage in Materials and Structures. Springer Verlag (1999)

[38] ANSYS, Theory Manual,

[39] R.W. Baily
The Utilization of Creep test data in engineering design. Proc. J. Mech. E., (84), 1935

[40] A. Graham, K.F.A. Walles
Relation between long and short time Properties of a Commercial Alloy. J. Iron and Steel Inst., (179), 1955

[41] D.P. Seraphim, R. Lasky, C.Y. Li
Principles of Electronic Packaging. McGraw-Hill Book Company, New York, 1989

[42] R.R. Tummala, E.J. Rymaszewski
Microelectronics Packaging Handbook. Van Nosstrand Reinhold, New York, 1989