

# *Schweißgerechte Struktur- und Prozessstrategien im Flugzeugbau*

## **Dissertation**

zur Erlangung des akademischen Grades

## **Doktoringenieur (Dr.-Ing.)**

von Dipl.-Ing. Holger Gruss  
geb. am 12.09.1976 in Dresden

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau  
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter:  
Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. E. h. Horst Herold  
Prof. Dr.-Ing. habil. Klaus-Jürgen Matthes

Promotionskolloquium am 23.09.2008

*für Anja, Hedda & Gustav*

## *Kurzfassung*

Ende der 1990er Jahre hielt der Laserstrahlschweißprozess im Flugzeugbau bei Airbus Einzug. Gewichtseinsparung und kürzere Fertigungszeiten waren die Hauptbeweggründe. Die geschweißte Konstruktion basiert dabei auf der Nietbauweise, wodurch die Schnittstellen zu den genieteten Nachbarsektionen beibehalten wurden.

Seitdem hat sich de facto weder bei den Werkstoffsystemen, noch bei der Bauweise sowie bei der Prozessführung kaum etwas geändert. Die Ursachen dafür sind vielschichtiger Natur. Sie liegen zum einen im Schweißen einer „Nietstruktur“, das kaum konstruktive Gestaltungsmöglichkeiten zulässt, und zum anderen im Umgang mit der Schweißbarkeit insbesondere die Sichtweise auf die Heißrissthematik, die unterschiedlich gehandhabt und oftmals nicht im Gesamtkontext der Schweißbarkeit betrachtet wird, begründet.

Damit der Laserstrahlschweißprozess zukünftig auch auf die als schweißkritisch geltenden Aluminium-Kupfer-Lithium-Legierungen angewandt werden kann, leiten sich die Schwerpunkte dieser Arbeit ab. Zunächst wird eine auf die reale Haut-Stringer-Verbindung ausgelegte selbstbeanspruchte Heißrisssprüfung für die experimentelle Versuchsdurchführung entwickelt und numerisch simuliert. Die Beurteilung der Heißrisssicherheit basiert auf Grundlage der Schweißnahtgeometrie. Die Quantifizierbarkeit der Heißrissergebnisse erfolgt im Experiment durch die Steghöhe und in der numerischen Berechnung durch die TIS-bezogenen Bauteilquerverschiebungen.

Mit Hilfe des selbstbeanspruchten Heißrisssprüfverfahrens und der numerischen Schweißsimulation werden verschiedene **Heißrisssvermeidende und –minimierende Ansätze** untersucht. Darunter fallen Maßnahmen wie die Optimierung der Streckenenergie, die Auslegung einer Heftstrategie, die vereinfachte Bereitstellung des Zusatzwerkstoffes in Form eines U-Profiles sowie die Reduzierung des lokalen Wärmeeintrags durch das beidseitige Schweißen mit Strahlversatz in Schweißrichtung.

Zum Schluss erfolgt durch den **Heißrisstolerierenden Ansatz** eine integrale Betrachtung des Strukturverhaltens der Haut-Stringer-Verbindung im Flugbetrieb und während des Schweißens. Jeweils eine Aussparung an den Stringerenden führt zu einer Erhöhung der Heißrisssicherheit und zu einer Verringerung der lokalen Kerbspannungen des tragenden Schweißnahtbereichs.

# *Inhaltsverzeichnis*

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1	Ausgangssituation	1
1.2	Zielsetzung	5
<b>2</b>	<b>Grundlagen und Stand der Technik</b>	<b>9</b>
2.1	Aufbau und Funktion der Rumpfstruktur	9
2.2	Haut-Stringer-Verbindung	12
2.2.1	Technische Eigenschaften der Schweißverbindung	12
2.2.2	Erzeugung der Schweißverbindung in der Produktion	14
2.3	Heißrisse	16
2.3.1	Definition der Heißrisse	16
2.3.2	Voraussetzungen für die Erstarrungsrissbildung	18
2.3.3	Theorien zur Heißrissbildung	19
2.3.4	Einfluss der Legierungszusammensetzung und Schweißverfahren auf das Heißrissverhalten	24
2.3.5	Heißrissproblematik beim beidseitig-gleichzeitigen T-Stoßschweißen	25
2.3.6	Ansätze zur Erhöhung der Heißrissicherheit	26
2.3.7	Heißrissprüfverfahren	30
2.3.8	Risskriterien zur numerischen Abschätzung der Heißrissneigung	37

---

<b>3</b>	<b>Werkzeuge und Methoden</b>	<b>38</b>
3.1	Entwicklung eines Laserbearbeitungskopfes	38
3.1.1	Anforderungen	38
3.1.2	Peripherie	38
3.1.3	Konstruktiver Aufbau	40
3.2	Entwicklung eines Prüfverfahrens zum Nachweis innerer Heißrisse an T-Stößen	45
3.2.1	Problembehaftete Übertragbarkeit der Ergebnisse aus den Heißrissprüfungen auf die Schweißkonstruktion	45
3.2.2	Anpassung der Heißrissprüfbedingungen an die Nahtauslegung einer Schweißkonstruktion	45
3.2.3	Herleitung	46
3.2.4	Probengeometrie, Versuchsaufbau und Randbedingungen	47
3.2.5	Phänomenologische Betrachtung	49
3.2.6	Spannungsverteilung während des Einschweißvorgangs	52
3.2.7	Einfluss der Stegkante auf die zeitabhängige Ausdehnung des TIS-Bereichs	53
3.2.8	Vorteile und Potential des Heißrissprüfverfahrens	54
3.3	Numerische Abschätzung der Heißrissbildung beim beidseitig-gleichzeitig Schweißen	56
3.3.1	Vorgehensweise und Randbedingungen	56
3.3.2	Werkstoffkenndaten der Legierung AA6056	58
3.3.3	Modellierung	64
3.4	Analyse der Spannungsüberhöhungen an den Stringerenden im Flugbetrieb	72
3.4.1	Berücksichtigte Lastfälle	72
3.4.2	Modellierung des Strukturausschnitts und weitere Randbedingungen	74
3.4.3	Berechnung des Kerbspannungsfaktors	75

<b>4</b>	<b>Heißrissminimierende Ansätze</b>	<b>78</b>
4.1	Variation der Schweißprozessparameter	78
4.1.1	Schweißparameter und Nahtquerschnittsflächen	78
4.1.2	Ergebnisse und Auswertung	82
4.2	Heftnahtstrategie	85
4.2.1	Motivation	85
4.2.2	Versuchsdurchführung	85
4.2.3	Ergebnisse und Auswertung	87
4.2.4	Vorteile und einzuhaltende Randbedingungen	91
4.3	Schweißen mit Formteil	92
4.3.1	Motivation	92
4.3.2	Formteilgeometrie	93
4.3.3	Schweißparameter	93
4.3.4	Ergebnisse und Auswertung	94
4.3.5	Vorteile und einzuhaltende Randbedingungen	96
<b>5</b>	<b>Heißrissvermeidender Ansatz</b>	<b>98</b>
5.1	Motivation	98
5.2	Versuchsdurchführung	99
5.3	Ergebnisse und Auswertung	101

<b>6</b>	<b>Heißbristolerierender Ansatz</b>	<b>107</b>
6.1	Motivation	107
6.2	Begriffe	107
6.3	Zusammenhang zwischen Strukturverhalten im Flugbetrieb und während des Schweißens	108
6.4	Vorbetrachtung zum Strukturverhalten der gegenwärtigen Haut-Stringer-Verbindung im Flugbetrieb	109
6.4.1	Einfluss der Nahtkontur auf das Kerbverhalten	109
6.4.2	Einfluss der Hautblechgeometrie auf das Kerbverhalten	110
6.5	Einfluss der Aussparungen im Stringer auf das Kerbverhalten im Flugbetrieb	115
6.6	Einfluss der Aussparungen im Stringer auf das Heißbrissverhalten	117
6.6.1	Wirkmechanismus	118
6.6.2	Zeitintervall zwischen den Teilschweißungen	120
6.6.3	Weitere Anmerkungen für die Schweißsimulation	121
6.6.4	Einflussgrößen auf das Heißbrissverhalten	122
6.6.5	Auswertung	122
6.7	Zusammenfassende Aussagen für Bauteilauslegung und Schweißfolge	134
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>137</b>
<b>8</b>	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>i</b>
<b>9</b>	<b>Abkürzungen und Formelzeichen</b>	<b>viii</b>

# 1 Einleitung

## 1.1 Ausgangssituation

Der Laserstrahlschweißprozess wird als Fügeverfahren für Aluminiumwerkstoffe seit Ende der 1990er Jahre in der Luftfahrt eingesetzt. Durch ihn werden im Druckrumpfbereich einiger Sektionen der Airbus-Modelle A318, A340 und A380 die Längsversteifungselemente, die Stringer, auf das Aluminiumhautblech im T-Stoß beidseitig gleichzeitig geschweißt.

Die geschweißte Konstruktion baut auf die bestehende genietete Rumpfstruktur auf, um den Qualifizierungsaufwand zu reduzieren und so eine schnelle und kostengünstige Umsetzung in der Praxis zu ermöglichen.

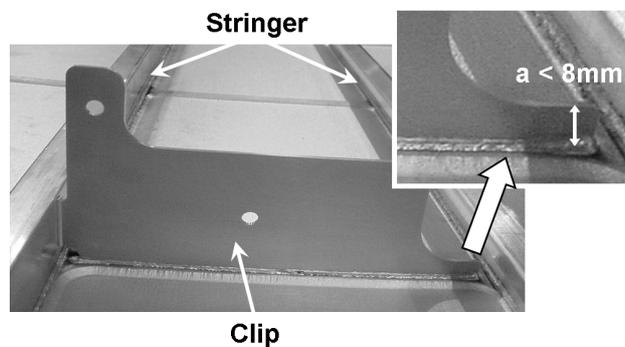
Gegenüber der Differentialbauweise beim Nieten liegt das Potential der aus dem Schweißen resultierenden Integralbauweise in der höheren Automatisierbarkeit des Fertigungsprozesses und die Verkürzung der Fertigungszeit. Zudem ergibt sich aus dem Wegfall der Nieten und der für ihre Anbindung benötigten Stringerfüße sowie schlankerer Stringergeometrien eine Gewichtseinsparung. Zusätzlich entfällt das Abdichten der Spalte zwischen Hautblech und Stringer, was sich gleichzeitig in einer Verringerung des Wartungsaufwandes widerspiegelt, da bei Nietverbindungen die Spalte die Ausgangsstellen für Korrosion darstellen.

Die geschweißte Integralstruktur weist im Gegensatz zu einer genieteten Bauweise ein anderes bruchmechanisches Verhalten auf, d. h., vorhandene Ermüdungsrisse im Hautfeld wandern über das Schweißgut in den Stringer. Der geschweißte Stringer ist im Vergleich zum genieteten nicht im Stande, die zuvor vom Hautfeld getragene Last zu übernehmen. Somit kommt es zu Änderungen im Schadensverlauf der geschweißten Rumpfstruktur.

Außerdem liegen im Flugbetrieb an den Stringerenden im Nahtbereich hohe Spannungskonzentrationen vor, die auf die zusammenbaubedingte Exzentrizität der Mittelebenen von Hautblech und Stringer zurückzuführen sind.

Darüber hinaus weisen eigens für die Luftfahrt neu entwickelte Aluminium-Kupfer-Lithium-Legierungen wie AA2098 (Haut) und AA2196 (Stringer) neben einer hohen spezifischen Festigkeit und einem verbesserten Ermüdungsverhalten leider auch eine höhere Heißrisseigung als die heute geschweißten Legierungen AA6013/AA6056 (Haut) bzw. AA6110 (Stringer) auf.

Zusätzlich wird auch über eine schweißtechnische Anbindung der quer zu den Stringern angeordneten Clips auf das Hautblech nachgedacht. Die effektiven Steghöhen der Clipenden betragen nur wenige Millimeter, wodurch der Heißrisseproblematik zukünftig ein noch größerer Stellenwert beizumessen ist (**Abbildung 1**).



**Abbildung 1:** Kleine Steghöhen am Clipende führen zu einer erhöhten Heißrisseigung

Die vier letztgenannten Aspekte, insbesondere deren Aufeinandertreffen, stellen die „Achillesferse“ für einen weiteren erfolgreichen Einsatz des Laserstrahlschweißprozesses dar. Damit zukünftig weiterhin im Rumpfbereich geschweißt werden kann, muss das Laserstrahlschweißen im Kontext der Schweißbarkeit betrachtet werden.

Der Schweißbarkeitsbegriff ist nach [DIN 8528-1 73] folgendermaßen definiert:

*Die Schweißbarkeit eines Bauteils aus metallischem Werkstoff ist vorhanden, wenn der Stoffschluss durch Schweißen mit einem gegebenen Schweißverfahren bei Beachtung eines geeigneten Fertigungsablaufs erreicht werden kann. Dabei müssen die Schweißungen hinsichtlich ihrer örtlichen Eigenschaften und ihres Einflusses auf die Konstruktion, deren Teil sie sind, die gestellten Anforderungen erfüllen.*

Demnach hängt die Schweißbarkeit von den drei Einflussgrößen Werkstoff, Konstruktion und Fertigung ab, denen die Eigenschaften Schweißbeignung dem Werkstoff, Schweißsicherheit der Konstruktion und Schweißmöglichkeit der Fertigung zugeordnet sind.

Es handelt sich bei der Schweißbarkeit also um eine Systemeigenschaft, bei der die einzelnen Systemgrößen in komplexer Wechselbeziehung zueinander stehen [PAL 05]. Dies erschwert eine repräsentative, aussagekräftige und anwendungsorientierte Beurteilung der Schweißbarkeit für eine Schweißaufgabe. Neben der Schweißaufgabe sind auch die gestellten Anforderungen an die Rumpfstruktur im Flugbetrieb sowie die vorgegebenen Randbedingungen hinsichtlich der Beibehaltung sowohl der Schnittstellen zu den genieteten Nachbarsektionen als auch der Spantgeometrie in die Schweißbarkeitsbetrachtung mit einzubeziehen.

Für die Beurteilung der Schweißbarkeit fließen die technologisch-mechanischen Eigenschaften (z. B. Streckgrenze, Bruchdehnung, ertragbare Belastungen im Flugbetrieb), das Gefüge und das Korrosionsverhalten (z. B. Wechseltauchversuch, Salznebeltest) sowie Imperfektionen (z. B. Heißrisse, Poren) der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone ein.

Somit wird der Schweißbarkeit eine zentrale Bedeutung beigemessen, um bereits im frühen Entwicklungsstadium Aussagen über das technologische Gesamtkonzept zu treffen und Maßnahmen für eine zielgerichtete Weiterentwicklung des zu schweißenden Druckrumpfbereichs abzuleiten.

Doch allein hinsichtlich der Heißrissthematik gibt es in der Praxis vielschichtige Gründe, die eine komplexe und konsistente Betrachtung der Schweißbarkeit für die T-Stoßanbindung des Stringers am Hautblech verhindern:

1. Das Fehlen standardisierter experimenteller und numerischer Bewertungskriterien, womit die Heißrisneigung von T-Stoß-Applikationen quantitativ „messbar“ wäre.

2. Obwohl zur Bewertung der Heißbrissresistenz unterschiedliche Methoden und Konzepte vorliegen, erweisen sich diese insbesondere im Rahmen steigender Anforderungen an die Bauteilsicherheit zunehmend als unzureichend (WOL 06).

Als erstes Beispiel ist die FanShaped-Probe angeführt. Hierbei werden konstante Prozessparameter wie Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit als Prüfbedingung gewählt. Aufgrund unterschiedlicher thermophysikalischer Werkstoffeigenschaften weichen die Nahtgeometrien voneinander ab. Bei der Schweißnahtauslegung durch die Festigkeitsberechnung ist somit der direkte Vergleich der Heißbrissneigung zwischen den Legierungssystemen streng genommen unzulässig. Weiterhin können quantitative Heißbrisskriterien wie die Risslänge oder die kritische Querverschiebung im Temperaturintervall der Sprödigkeit (TIS) aufgrund unterschiedlicher Erstarrungsbedingungen nicht vom I-Stoß auf den T-Stoß übertragen werden.

Das zweite Beispiel bezieht sich auf die etablierten fremdbeanspruchten Heißbrissprüfverfahren wie dem MVT- und dem PVR-Test. Mit diesen Verfahren lässt sich der Einfluss metallurgischer Effekte auf das Heißbrissverhalten (Erstarrungs-, Wiederaufschmelzrisse, DDC) beurteilen, nicht aber die Einflüsse des realen Fertigungsprozesses und des Strukturverhaltens. Schweißparameter und selbst gewählte äußere Belastungen stellen die Prüfbedingungen dar. Die tatsächlichen Schweißbedingungen werden somit nicht berücksichtigt.

3. Abhängig von den verfügbaren zerstörungsfreien Prüfverfahren und der ihnen eigenen Prüfempfindlichkeit sind Mikroheißrisse oftmals nicht detektierbar [WOL 06]. Obwohl von ihnen eine ungünstige Beeinflussung auf das Korrosionsverhalten, eine Kerbwirkung und langfristig eine Endfestigung ausgeht, werden rissbehaftete Nähte infolgedessen als scheinbar heißbrissfrei und damit als schweißbar deklariert.
4. Ein weiterer Grund liegt in der unzureichenden Beachtung komplexer Zusammenhänge, um ein heißbrissfreies Schweißgut mit gleichzeitig duktilen Eigenschaften zu erzeugen. So gibt es Bestrebungen, übereutektische Schweißzusatzwerkstoffe wie AlSi25 in Form von Draht dem Schweißprozess zu zuführen und damit den Heißbriss zu unterdrücken [ZUT 06]. Jedoch wächst damit das Risiko der Anreicherung primärausgeschiedenen Si an den Nahtflanken und folglich der Schweißnahtversprödung, das in diesem Fall mit einer metallurgischen Kerbwirkung gleichzusetzen ist.

5. Zur Vermeidung der Heißrissbildung wurden im Flugzeugbau bisher in erster Linie nur das Werkstoffsystem und die Schweißprozessführung entsprechend angepasst. Die konstruktionsbedingte Exzentrizität der Mittelebenen von Hautblech und Stringer blieb währenddessen weitgehend bestehen. Im Flugbetrieb führt diese zu hohen Kerbspannungen an den Schweißnahtenden. Besonders spröde Schweißgüter reagieren in Verbindung mit dynamischer Beanspruchung der Rumpfstruktur auf solche Spannungsüberhöhungen sehr empfindlich. Die Ursache liegt in der Beibehaltung der nietbasierten Stringergeometrie sowie der mechanischen Schnittstellen zu den genieteten Nachbarsektionen.
6. Unterschiedliche Anlagentechnik bzw. verschiedene Schweißprozesskonfigurationen an den einzelnen EADS-Standorten lassen einen direkten Vergleich der Prüfergebnisse insbesondere der Heißrisssergebnisse mitunter nur teilweise zu.

Aus diesen Darstellungen ergeben sich Unzulänglichkeiten, die das Fehlen einer standardisierten Heißrissprüfmethodik für T-Stoßverbindungen (Punkt 1) begründen. Die erste Unzulänglichkeit zielt auf die unterschiedliche Handhabung der Heißrissbeurteilung ab (Punkte 2 und 3). Die zweite resultiert aus der Sichtweise auf die Heißriss-thematik, die nicht im Gesamtkontext der Schweißbarkeit betrachtet wird. Demzufolge müssen die Lösungsansätze zur Erzeugung heißrissfreier Schweißnähte hinsichtlich ihrer metallurgischen und technologisch-mechanischer Merkmale in Frage gestellt werden (Punkte 4 und 5).

## 1.2 Zielsetzung

Im Zentrum der Betrachtung dieser konzeptionell angelegten Arbeit stehen die Ausarbeitung und Bewertbarkeit verschiedener heißrisstolerierender, -minimierender und -vermeidender Maßnahmen an den risskritischen Stringerenden.

Für den Abschnitt **Werkzeuge und Methoden** leitet sich aus der unterschiedlichen Handhabung der Heißrissbeurteilung die Notwendigkeit ab, zumindest innerhalb des EADS-Konzerns, dessen Bestandteil Airbus ist, ein einheitliches Vorgehen in Bezug auf die Prüfung der Heißriss-sicherheit für die metallische Haut-Stringer-Verbindung auszuarbeiten. Dies gilt sowohl für die experimentelle Versuchsdurchführung als auch für die numerische Simulation.

Die Heißrissbeurteilung soll sich ausschließlich auf längs verlaufende Erstarrungsrisse infolge Querschrumpfungen beziehen. Diese erstrecken sich über einige Millimeter, unabhängig davon, ob sie nach außen hin sichtbar sind oder sich nur auf den inneren Nahtbereich beschränken. Ihre Ausdehnung liegt in der Größenordnung der Bauteilabmessungen bzw. der Nahtlage. Das Erscheinungsbild der Erstarrungsrisse ist makroskopisch [HIL 01]. Im Folgenden wird an Stelle von Erstarrungsrissen nur von Heißrissen gesprochen.

Bei wechselbeanspruchten Bauteilen kann von inneren Rissen an den Stringerenden eine große Gefahr ausgehen, da in diesen Bereichen hohe Kerbspannungen zu erwarten sind. Die zerstörungsfreie Prüfung innerer Risse erweist sich als schwierig. Selbst bei einer erfolgreichen Detektion wären die mit der Ausbesserung verbundenen Kosten für die Serienfertigung nicht tragbar.

Die kompakten breiten- und höhenbezogener Stringerabmaße erlauben es, die realen rissrelevanten Schweißbedingungen in der Heißrissprüfung zu berücksichtigen, wodurch temperaturabhängige technologisch-mechanische und metallurgische Einflussgrößen miteinander gekoppelt werden und so ein fertigungsorientierter Ansatz verfolgt wird. Mit der Herleitung eines selbstbeanspruchten Heißrissprüfverfahrens soll es gelingen, das Rissphänomen experimentell in Abhängigkeit zur Probengeometrie zu setzen und so die Heißrissneigung für die reale T-Stoßanbindung durch ein quantitatives Bewertungskriterium in Form einer geometrischen Größe zu ermitteln. Die Kopplung der einzelnen Einflussgrößen sowie die aus der Bauteilfestigkeitsberechnung resultierende Schweißnahtquerschnittsgeometrie als Prüfbedingung, ermöglichen den direkten Heißrissvergleich für alle in Frage kommenden Schweißkonfigurationen.

Gegenüber den experimentellen Untersuchungen ermöglicht die numerische Simulation, thermomechanische Einflüsse auf die Heißrissbildung zu quantifizieren und somit vom Einfluss der Metallurgie zu separieren.

In seinem Modell zur Abschätzung der Heißrissneigung nimmt [PSH05] Bezug auf die Heißrisstheorie von Prokhorov und nutzt die Geschwindigkeit der Bauteilquerverschiebungen links und rechts neben der Schweißnaht. Hingegen berücksichtigt [HIL 01] in Anlehnung an die Theorie von Pellini die Dehnungen in der Schweißnahtmitte, deren chemische Zusammensetzung bekannt ist.

Unter ingenieurwissenschaftlichen Gesichtspunkten stellt die Kombination beider Modelle, nämlich die Erfassung der Dehnungen links und rechts neben der Schweißnaht einen guten Kompromiss dar und

entspricht auch der Hauptdehnungshypothese<sup>1</sup>. Einerseits wird auf die mit einer großen Unschärfe behaftete Abbildung der Werkstoffkennwerte des Schweißguts in der Rissebene oberhalb der Schmelztemperatur und der Erstarrungsmechanismen verzichtet, wodurch die Nachvollziehbarkeit der Simulation steigt. Andererseits gewährleistet die Erfassung der Querverschiebungen neben dem Schmelzbad eine hinreichend hohe Differenzierbarkeit. Dieses Kriterium zur Heißrissabschätzung soll in die Schweißsimulation der Haut-Stringer-Verbindung bzw. des selbstbeanspruchten Heißrissprüfverfahrens implementiert werden.

Der numerische Analyseteil zur Berechnung der Querverschiebungen im TIS-Bereich soll für den Fall, dass die beidseitige Strahleinkopplung asymmetrisch erfolgt (beidseitiges Schweißen mit Strahlversatz in Schweißrichtung beim Heißrissvermeidenden Ansatz), weiterentwickelt werden.

Die experimentelle Schweißdurchführung setzt die Entwicklung eines Laserbearbeitungskopfes voraus. Dessen Konzeption muss die veränderbare Ausrichtung der Strahlführungen zueinander in Schweißrichtung berücksichtigen.

Mit Hilfe des selbstbeanspruchten Heißrissprüfverfahrens, der numerischen Schweißsimulation sowie des Bearbeitungskopfes sollen verschiedene Konzepte zur Erhöhung der Heißrissicherheit unter Berücksichtigung der komplexen Zusammenhänge im Rahmen der Schweißbarkeit untersucht und quantifiziert werden.

Im Abschnitt **Heißrissminimierende Ansätze** sollen zwei Wege zur Rissminimierung beim beidseitig-gleichzeitigen Schweißen beschritten werden. Darunter fallen Maßnahmen, die entweder den Betrag der kritischen Bauteilquerverschiebungen durch die optimierte Verteilung der chemischen Bestandteile im Schmelzbad erhöhen (3) und solche, die durch prozess- (1) und strukturbedingte (2) Einflussfaktoren zu einer Verringerung der Stringerbewegungen im risskritischen Temperaturbereich beitragen.

1. Durch die Schweißprozessparametervariation kann der Wärmeinput und infolgedessen die Schmelzbadausdehnung so weit herab gesetzt werden, dass die Querverschiebungen des Schmelzbades sinken.

---

<sup>1</sup> Die Hauptdehnungshypothese besagt, dass Versagen dann eintritt, wenn die größte Dehnung einen kritischen Wert überschreitet [Gross96].

2. Im Falle eines nicht gehefteten Anfangsbereichs des Steges bilden sich geringere Druckeigenstressungen aus, wodurch ebenfalls die Stringerquerverschiebungen herabgesetzt werden.
3. Durch die Bereitstellung des Schweißzusatzwerkstoffes in Form eines U-Profiles wird dieser in der Nahtmitte, dem Ausgangsort der Rissbildung, deponiert. In diesem Fall erträgt der TIS-Bereich größere Verschiebungen.

Im Abschnitt **Heißrissvermeidender Ansatz** wird durch das beidseitige Schweißen mit Strahlversatz in Schweißrichtung der lokale Wärmeeintrag verringert, wodurch zwei voneinander separierte Schmelzbäder erzeugt werden. Da der Stringersteg über seine Breite jeweils nur partiell umgeschmolzen wird, liegt permanent eine schweißtechnische Anbindung zwischen Haut und Stringer und somit eine höhere Struktursteifigkeit während des Schweißens vor. Definitionsgemäß wird auf diese Weise ein mittig verlaufender Heißriss unterbunden.

Mit Hilfe des **Heißrisstolerierenden Ansatzes** soll durch die integrale Analyse des Strukturverhaltens im Flugbetrieb und während des Schweißprozesses die Haut-Stringer-Verbindung schweißgerecht optimiert werden.

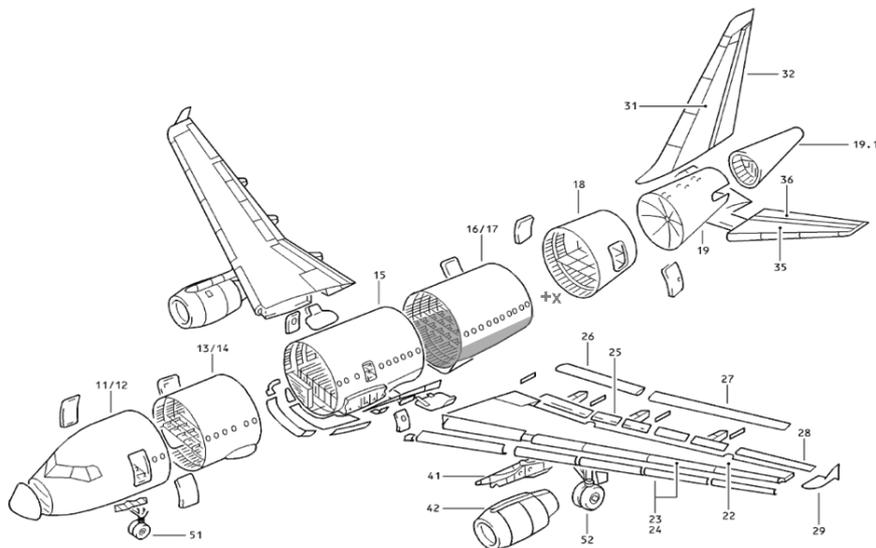
Dabei wird der Stringer an seinen Enden durch zwei Aussparungen modifiziert. Somit ist dieser über drei Bereiche auf das Hautblech schweißtechnisch angebunden. In den äußeren Stringerbereichen, die dasselbe Strukturverhalten wie die Enden des gegenwärtigen Stringers aufweisen, werden Heißrisse toleriert. Demzufolge dürfen die Schweißnähte dieser Bereiche strukturmechanisch versagen. Der Bereich zwischen den Aussparungen muss zu jeder Zeit in der Lage sein, die auf den Stringer wirkende Gesamtbelastung in der Flugphase zu ertragen. Durch die vorgelagerten äußeren Bereiche, steigt in den Randzonen des inneren Stringerbereichs die lokale Steifigkeit, dabei sinken die Kerbspannungen. Durch eine geeignete Schweißfolge werden in diesen drei voneinander separierten Stringerbereichen Wärmefelder erzeugt, wodurch die hohe thermische Kontraktionsfähigkeit von Aluminium gezielt genutzt und die Heißrissresistenz in jenen Randzonen der inneren Stringerbereiche heraufgesetzt wird.

Die Bestimmung der Heißrissneigung soll hier ebenfalls durch die Analyse der Querverschiebungen im TIS-Bereich erfolgen.

## 2 Grundlagen und Stand der Technik

### 2.1 Aufbau und Funktion der Rumpfstruktur

Der Zentralrumpf eines Flugzeugs setzt sich aus mehreren Sektionen zusammen (**Abbildung 2**). Dessen Primärstruktur besteht aus Hautfeld, Stringern, Spanten, Clipse sowie Sitzschienen und Fußbodenquerträgern (**Abbildung 3**).



**Abbildung 2:** Gliederung der Flugzeugstruktur des Airbus A318 in Sektionen [AIR 06], laserstrahlgeschweißter Druckrumpfbereich ist eingefärbt

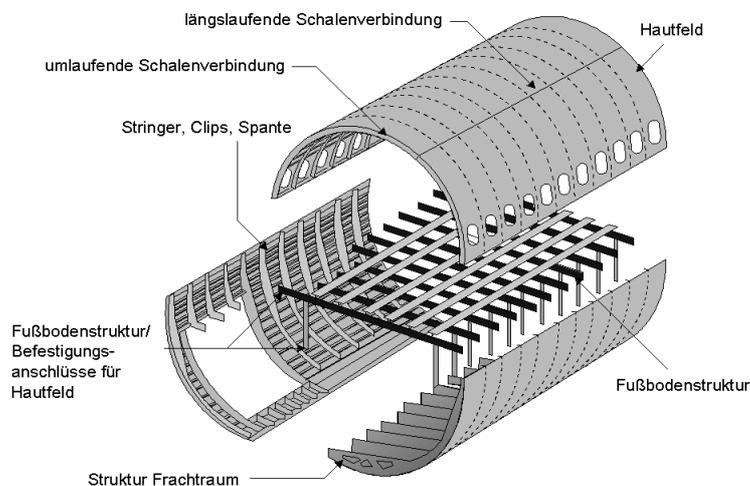
Der quasi-zylinderförmige Rumpf ist durch die äußere Hülle, ein zwischen 1,6 und 5 mm dickes Aluminiumhautblech, begrenzt. Die Haut stellt dabei eine Behälterwand dar, die als Membran den Druckunterschied inner- und außerhalb der Kabine kompensiert. Hinzukommen Belastungen durch Eigen- und Nutzlastgewicht, durch kritische Manöver wie extremer

Kurvenflug sowie durch aerodynamischer Lasten (Böen) und dem Landestoß (**Abbildung 4**).

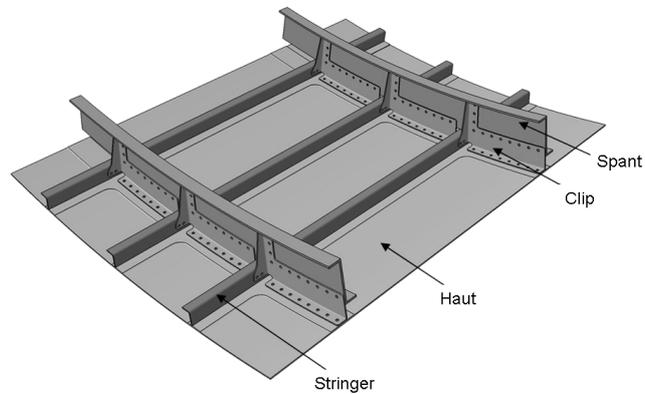
Die Stringer, deren Steghöhen etwa 30mm betragen, sind durch Niete und/oder Kleben oder Schweißen direkt auf der Innenseite des Hautblechs aufgebrachte Längsversteifungen parallel zur Flugrichtung. Sie ermöglichen eine Formgebung des Rumpfes und dienen dazu, Luft-, Massen- und Behälterwandkräfte aufzunehmen und weiterzuleiten. Belastungen sind in erster Linie Längskräfte, die aus der Biegung um Hoch- und Querachse resultieren. Darüber hinaus entstehen zusätzliche Längskräfte aus Kraftein- und Umleitungen in den Tür- und Fensterbereichen (**Abbildung 4**).

Gegenüber den Stringern bilden die Spante die Querversteifungen. Diese verfügen aufgrund eines hohen Flächenträgheitsmoments über eine hohe radiale Steifigkeit und bestimmen damit maßgeblich den Rumpfdurchmesser. Die Spante sind über Clips mit dem Hautblech indirekt sowie mit den Stringern direkt verbunden (**Abbildung 4**).

Den Sitzschienen wird bezüglich der Versteifung nur eine untergeordnete Rolle beigemessen, da diese in der Nähe der neutralen Faser des Rumpfes liegen (**Abbildung 4**).

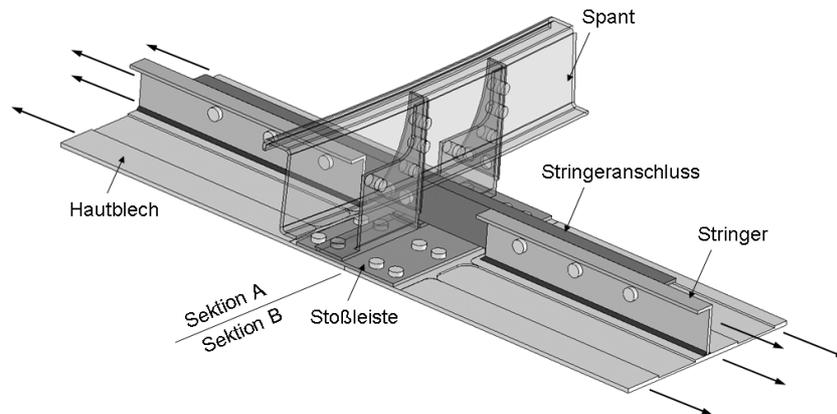


**Abbildung 3:** Aufbau der Primärstruktur eines Rumpfausschnitts (Sektion 13/14 Airbus A318) [AIR 06]



**Abbildung 4:** Hautfeldausschnitt mit Stringern und Spanten in Standardbauweise [GÜN06]

Beim Zusammenbau des Rumpfes aus den vorgefertigten Sektionen werden Anchlusselemente unterhalb des Spants gesetzt, um die Haut und Stringer in den Endbereichen der Sektionen miteinander zu verbinden. Im Hautbereich wird von Stoßleisten und bei den Stringern von Stringeranschlüssen gesprochen [GRU 07] (**Abbildung 5**).

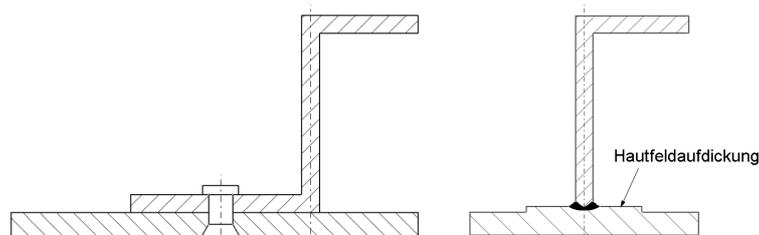


**Abbildung 5:** Stringerkupplung zur Verbindung der einzelnen Rumpfsektionen [GRU 07]

## 2.2 Haut-Stringer-Verbindung

Da der Laserstrahlschweißprozess nur in einigen Rumpfbereichen Einzug gehalten hat, wurden die Spantgeometrien innerhalb der Sektion sowie die Schnittstellen in Form der Stringerkupplungen zu den genieteten/geklebten Nachbarsektionen beibehalten. Auf diese Weise konnte der zeit- und kostenbezogene Qualifizierungsaufwand gering gehalten werden.

Die Stringergeometrie wurde dahingehend modifiziert, dass die Stringerfüße, also die Flansche für die Nieten bzw. die für das Kleben notwendige Anbindungsflächen, wegfielen (**Abbildung 6**).



**Abbildung 6:** Gegenüberstellung der genieteten (*links*) und geschweißten (*rechts*) Stringergeometrie

### 2.2.1 Technische Eigenschaften der Schweißverbindung

Durch Vermeiden des Fügspalts beim Schweißen entfallen Angriffstellen für Korrosion. Im Gegensatz zur kontinuierlichen Stringeranbindung, erzeugen die Niete Punktlasten, die Spannungsspitzen hervorrufen und daher Ursache für Risschädigungen und Korrosion sein können [HEI 94].

Die geringe Anzahl der Fertigungsschritte beim Schweißen – Hautblech chemisch/mechanisch abtragen, Stringer beizen, Heften, Schweißen, Anodisieren und Auftragen der Farbschicht – erklärt sich aus dem Wegfall obligatorischer Reinigungsprozeduren für Nieten und Kleben, dem Auftragen der Dichtung und Entfernen überstehender Dichtmittel. Die kürzere Fertigungszeit resultiert aus der höheren Automatisierbarkeit des Fertigungsablaufs sowie höheren Bearbeitungsgeschwindigkeiten.

Die Herstellkosten zur Erzeugung großflächiger geschweißter Strukturbauteile, welche sich aus den Fertigungs- und Materialkosten zusammensetzen, betragen gegenüber dem Nieten und Kleben ca. 80 %. Aufgrund der Gefügebeeinflussung beim Schweißen, müssen Schweißnaht und Wärmeeinflusszone außerhalb des tragenden Querschnitts liegen. Entsprechend belaufen sich infolge einer Hautblechaufdickung unterhalb des Stringers (**Abbildung 6**) die Materialkosten auf 75 % der Herstellkosten. Hingegen nehmen beim Kleben die Materialkosten der Bleche und Doppler nur 20 % der Gesamtkosten ein.

Die Erhöhung der spezifischen Steifigkeit laserstrahlgeschweißter Bauteile ist auf die Realisierung schlanker Stringergeometrien und geringerer Stringerabstände sowie auf das Entfallen der Stringerfüße zurückzuführen.

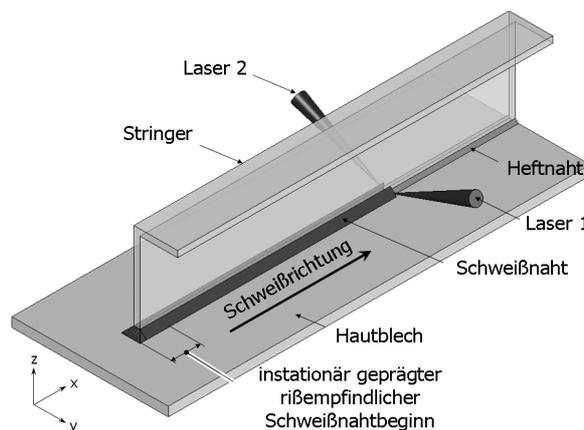
Unter Last treten an den geschweißten Stringerenden hohe Spannungskonzentrationen auf. Die Kombination aus der zusammenbaubedingten Exzentrizität der Mittelebenen von Hautblech und Stringer – geometrische Diskontinuität – der Lage der Schweißnaht in Nähe der Hautblechmittelebene, sowie die Normalspannungen in Stringerlängsrichtung verursachen an den Stringerenden hohe Biege- bzw. Zugspannungen.

Während bei der Integralbauweise sich der Riss ohne merkliche Verzögerung vom Hautblech in den Stringer wandert, wird bei der genieteten und geklebten Differentialbauweise der Ermüdungsrissfortschritt im Hautblech verzögert. Die Risspitze kann sich für eine bestimmte Anzahl von Lastwechseln nicht in den Stringer ausbreiten, wodurch die Struktur durch die noch intakte Versteifung zusammengehalten wird. Aus diesem Grund ist der Einsatz laserstrahlgeschweißter Hautfelder vorerst nur für Rumpfbereiche geeignet, für die nicht das Auslegungskriterium „Schadenstoleranz in Umfangsrichtung“ erfüllt werden müssen. Vor diesem Hintergrund werden die nietbasierten Stringer (**Abbildung 6**) nur im Druckrumpfbereich der Sektionen 13/14 und 16/17 des Airbus A318 verschweißt (**Abbildung 2**). Diese sind nur auf „Stabilität“ und „Restfestigkeit“ ausgelegt.

### 2.2.2 Erzeugung der Schweißverbindung in der Produktion

Der Stringer wird beidseitig-gleichzeitig auf das Hautblech geschweißt. Dazu werden zwei Laserstrahlquellen in einer Ebene quer zur Schweißrichtung gegenüberliegend positioniert (**Abbildung 7**).

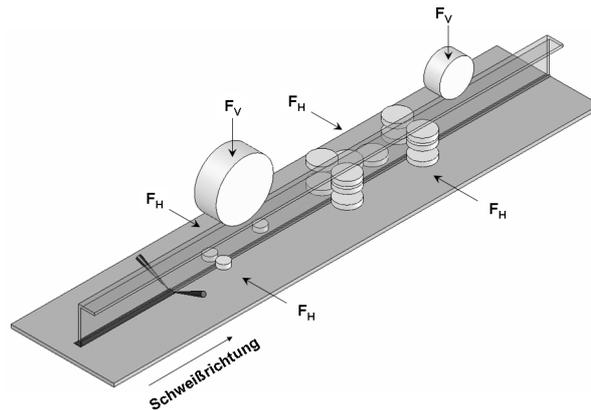
Im Vergleich zum beidseitig-nacheinander Schweißen wird diese Variante in der Serienfertigung bei Airbus in einem Arbeitsgang ausgeführt. Aus der Art der Wärmeeinkopplung resultieren eine symmetrische Eigenspannungsverteilung im Bauteil und die Vermeidung eines unerwünschten Winkelverzugs des Stringers. Wegen des lokal beschränkten Wärmeeintrags sind im Gegensatz zu den konventionellen Schweißverfahren die Schweißbadausdehnung, der Verzug und die Heißbrissanfälligkeit kleiner.



**Abbildung 7:** Beidseitig-gleichzeitiges Laserstrahlschweißen von Hautblech und Stringer im T-Stoß

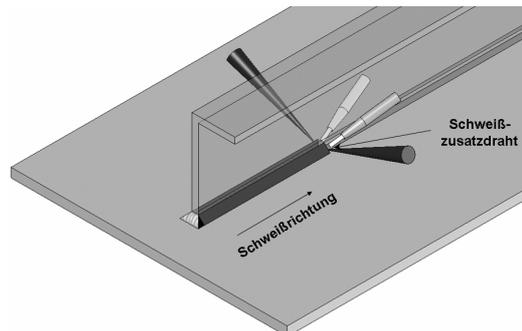
Das schwierige Handling langer Stringer mit Längen von bis zu 10 m sowie die sphärisch gekrümmten Schalen erfordern den Einsatz eines flexiblen Rollenführungssystems zur Ausrichtung des Stringers. Die seitlich montierten Rollen berücksichtigen die Stringertoleranzen und die vertikal angeordneten Andruckrollen ermöglichen die Sicherstellung des technischen Nullspalts zwischen Stringer und Hautblech (**Abbildung 8**). Mit zunehmender Stringerhöhe nimmt in der Schweißzone der von der

vertikalen Andrückkraft  $F_V$  ausgehende Einfluss auf die Pressung, die der Volumenausdehnung infolge des Wärmeeintrags entgegenwirkt, ab. Die Kopplung von Rollenführungssystem und Strahlführungen am Bearbeitungskopf erlaubt den Verzicht zusätzlicher Regelgrößen für die Strahlfokussierung.



**Abbildung 8:** Konfiguration der flexiblen Rollenführung am Laserbearbeitungskopf im Airbus-Werk Nordenham

Mit Hilfe des Schweißzusatzdrahtes werden das Legierungssystem und damit die Eigenschaften des Schmelzbades bzw. des Schweißguts gezielt beeinflusst. Der Draht wird „schleppend“, d. h. entgegen der Vorschubrichtung, zugeführt. Da auf dieser Seite des Laserstrahls kein Schmelzbad zur Verfügung steht, wird dieser vom laserinduzierten Plasma bzw. direkt vom Laserstrahl erschmolzen. Die Kehle übt zusätzlich bei vorliegenden Drahtschwankungen in seitlicher Richtung einen Selbstzentrierungseffekt aus (**Abbildung 9**).



**Abbildung 9:** Laserstrahlschweißen mit „schleppender“ Zuführung des Schweißdrahts

## 2.3 Heißrisse

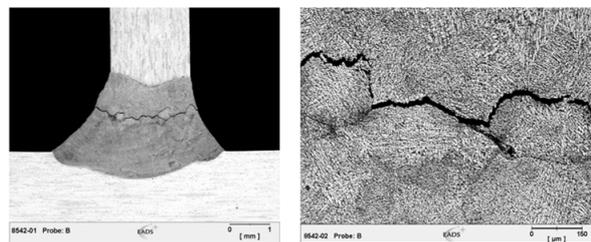
### 2.3.1 Definition der Heißrisse

In [DVS 96] werden Heißrisse als Materialtrennungen bezeichnet, die entlang der Korngrenzen verlaufen. Sie können durch die beim Schmelzschweißen erfolgte Abkühlung und bei Vorliegen eines Erstarrungs- und Schmelzintervalls sowohl im Schweißgut als auch in der Wärmeeinflusszone hervorgerufen werden.

Die Norm orientiert sich am übergeordneten Kriterium flüssiger Korngrenzen als spezifische Systemeigenschaft. Auf diese Weise werden auch den metallurgischen Vorgängen beim Erstarren oder dem Anschmelzen in der Wärmeeinflusszone Rechnung getragen [HIL 01].

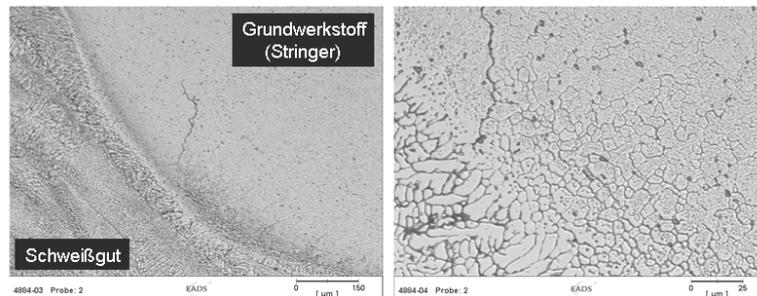
Da während der Abkühlphase beim Schmelzschweißen ein Durchlaufen des Erstarrungs- und Schmelzintervalls unvermeidbar ist, besitzen die Legierungen aller Werkstoffklassen eine höhere oder geringere Heißrisseigung [PSH 05].

Heißrisse werden nach ihrer Entstehungsart und -form unterschieden [DVS 96]. Im Schweißgut vorhandene Heißrisse werden als Erstarrungsrisse bezeichnet. Sie sind Folge einer Abkühlung und behinderten Materialschrumpfung. Erstarrungsrisse erscheinen makroskopisch, reichen im Normalfall bis an die Oberfläche und lassen sich daher oft mit bloßem Auge erkennen (**Abbildung 10**) [SCH 04]. Da die bei Erstarrungsrissen vorliegende Materialtrennung im Verhältnis zur Schweißnahtdicke sehr groß ist, ist ihr Einfluss auf die statische und dynamische Festigkeit erheblich [DIN 6520-1 99].



**Abbildung 10:** Erstarrungsriss (Grundwerkstoff: AA6056, Zusatzwerkstoff: AlSi7)

Als Wiederaufschmelzrisse sind jene Heißrisse klassifiziert, die entweder im Grundwerkstoff oder im angrenzenden Schweißgut an der Fusionslinie vorliegen. In der Regel sind sie direkt mit der Fusionslinie verbunden. Teilweise reichen deren Ausläufer in das Schweißgut hinein. Ihre Entstehung geht stets mit dem temporären Auftreten flüssiger Korngrenzenfilme einher [SCH 04]. Das Auftreten dieser Rissart wird sowohl durch die geringere Menge an Schmelze in der Fusionszone im Vergleich zum Zweiphasengebiet als auch durch eine Schrumpfbehinderung des Bauteils in Zusammenhang gebracht. Unter Voraussetzung einer verhältnismäßig konstanten Zugspannung entsteht der Riss an dem Ort, der das geringere Volumen an Schmelze aufweist. Der dünne Schmelzfilm kann die resultierende Dehnung nicht kompensieren [HUA 00].



**Abbildung 11:** Wiederaufschmelzriss (Grundwerkstoff: AA6056, Zusatzwerkstoff: AlSi12)

Charakteristisch für Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrisse ist der überwiegend interdendritische bzw. interkristalline Rissverlauf mit Restschmelzfilmen auf der Rissoberfläche [PSH 05].

Im Gegensatz zur DVS-Richtlinie schlagen [HEM 69 und HOM 75] eine Heißrissklassifizierung bezüglich der Temperatur zum Zeitpunkt der Heißrissentstehung vor. Hieraus ergeben sich zwei verschiedene Risstypen. Der erste Typ schließt die seigerungsbedingten Risse, also die Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrisse, ein. Beim zweiten Typ liegt die Ursache für die Rissbildung im Verformbarkeitsabfall. Diese Risse werden als Ductility Dip Cracks (DDC) bezeichnet (**Abbildung 14**). Für die Entstehung von Heißrissen wird eine untere Grenze von dem 0,5-fachen der spezifischen Schmelztemperatur des Grundmetalls definiert. DDC entstehen weit unterhalb der effektiven Solidustemperatur und werden durch ein Abfallen der Verformbarkeit in einem kritischen Temperaturintervall, der Ductility Temperature Range (DTR), verursacht.

Die Entstehungsursache geht auf feste Korngrenzensegregate zurück, die bei entsprechender Belastung ein Spröbruchverhalten bewirken. Die Bruchflächen dieser Risse weisen dabei andere charakteristische interkristalline und transkristalline Rissverläufe auf [PSH 05].

Wiederaufschmelzrisse und DDC werden zusammengefasst als Mikrorisse bezeichnet und reichen oft nicht bis an die Oberfläche heran [HEI 03].

### 2.3.2 Voraussetzungen für die Erstarrungsrissebildung

Die Grenzen des Zweiphasengebietes werden durch die Liquidus- und Solidus-Isothermen gebildet, dass im Wesentlichen der Ausdehnung des Erstarrungs- und Schmelzintervalls nach [PRO 62] entspricht.

Die festen Bestandteile im Zweiphasengebiet sind zum Teil oder vollständig mit Schmelze bedeckt.

Während der Erstarrung schrumpft der Werkstoff. Die Erstarrungsschrumpfung von Aluminium beträgt ca. 6,6 % [FLE 74, MAG01]. Die Schrumpfung ist die Ursache für die Materialtrennung. Die entstehenden Zugdehnungen innerhalb der Schweißzone werden komplett aus den erstarrten Bereichen von den Dendriten des Zweiphasengebiets auf den mechanisch schwach beanspruchten Film der Restschmelze übertragen. Die so hervorgerufenen Verformungen sind um so stärker, je größer die örtliche Ausdehnung dieses Filmes ist. Sobald diese Verformungen (Beanspruchung) das Verformungsvermögen der Restschmelze (Beanspruchbarkeit) übersteigen, wird ein Heißriss initiiert. Die Beanspruchung ist dabei ein Resultat thermomechanischer Prozesse (Spannungs- bzw. Dehnungsverteilung). Die Beanspruchbarkeit indes wird von den Erstarrungsprozessen beherrscht und hängt von den Werkstoffeigenschaften wie der chemischen Zusammensetzung, den realen Liquidus- und Solidustemperaturen, des Flüssigkeitsanteils im Zweiphasengebiet sowie der lokalen Erstarrungszeit ab. Eine übergeordnete Rolle nimmt die Temperaturverteilung ein. Sie hat einen entscheidenden Einfluss auf den Verlauf sowohl der thermomechanischen Prozesse als auch der Erstarrungsprozesse [PLO 04a].

Jedoch können neben der unzureichenden Kompensation des durch die Erstarrungsschrumpfung hervorgerufenen Volumenschwunds weitere Faktoren das Anwachsen der Zugbeanspruchung auf den Zweiphasenverbund begünstigen. Hierzu zählen die Belastung durch das Eigengewicht, die Fremdbelastung der Schweißkonstruktion sowie eine durch thermisch induzierte mechanische Vorgänge hervorgerufene

Belastung [HIL 01]. Zudem können beispielsweise durch das Aufschmelzen vorhandener Heft- und Schweißnähte während des Schweißens Eigenspannungen freigesetzt werden, die ebenso zusätzliche lokale Zugkräfte auf den Zweiphasenverbund zur Folge haben.

### *2.3.3 Theorien zur Heißrisbildung*

#### *Einleitung*

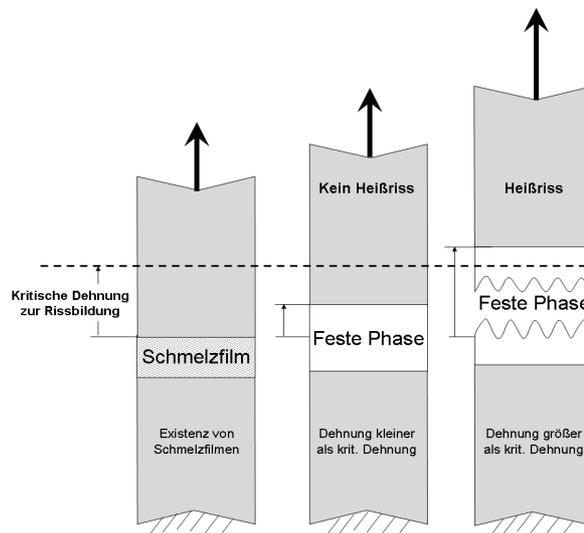
In zahlreichen Heißrisstheorien wurden verschiedene Kriterien entwickelt, die eine Voraussage hinsichtlich der Heißrisneigung erlauben. Die Unterscheidung der Ansätze für die Heißrisskriterien erfolgt nach mechanischen und nichtmechanischen Gesichtspunkten sowie nach der Kombination von beiden [SUY 05].

Der zweite und dritte Ansatz beinhalten höher entwickelte mathematische Modelle, die ihre Anwendung vorwiegend in der Gießereitechnik finden. Hierzu zählen die Theorien von Feurer, Clyne und Davis, Katgerman und Rappaz-Drezet-Gremaud (RDG) [FEU 76, CLY 81, KAT 82, RAP 99].

Der mechanische Ansatz erlaubt die Ableitung grundlegender mechanischer Kriterien der Heißrisentstehung. Auf einer phänomenologischen Grundlage werden die Vorgänge der Erstarrung zu einer mechanischen Belastung in Bezug gesetzt. Auf diesem Ansatz basieren die Heißrisstheorien von Pellini, Borland und Prokhorov.

#### *Theorie nach Pellini*

Die Theorie von Pellini legt erstmals die wesentlichen Einflussgrößen auf die Bildung von Heißrisen fest. Sobald die ertragbare (kritische) Dehnung der Schmelzfilme auf den Korngrenzen – Resteutektikum – durch die auf den erstarrenden Zweiphasenverbund wirkende mechanische Belastung überschritten wird, kommt es in einem Temperaturbereich nahe der Solidustemperatur zur Heißrisbildung (**Abbildung 12**). Im Frühstadium der Erstarrung können Dehnungen erreicht werden, die im Zusammenhang mit der Filmdicke auf einen Minimalwert in diesem Temperaturbereich absinken.



**Abbildung 12:** Lokalisierung der Verformung im Schmelzfilm und eine dehnungsorientierte Vorgehensweise als grundlegender Gedanke der Theorie nach Pellini [HIL 01]

### Theorien nach Borland und Prokhorov

Die ersten quantitativen Ansätze boten [BOR 61] und [PRO 62]. Sie beschreiben in Ihren Theorien zwei verschiedene Möglichkeiten zur Steigerung der Heißrissresistenz im Zweiphasengebiet. Prokhorovs Ansatz beruht auf der Reduzierung vorhandener Spannungen im Zweiphasengebiet. Im Unterschied dazu benennt Borland Möglichkeiten, die Duktilität durch Hinzulegen bestimmter chemischer Elemente zu erhöhen.

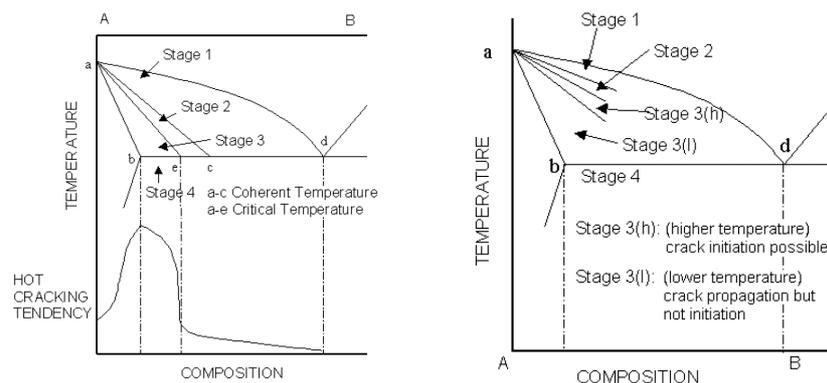
In der Theorie nach Borland spielen bei der Erstarrung des Zweiphasenverbundes die Mengenverhältnisse zwischen fester und flüssiger Phase eine entscheidende Rolle [BOR 61].

Im Stadium 1 können keine Heißrisse entstehen, da die wenigen gebildeten Kristalle von flüssiger Phase umgeben sind. Im Stadium 2 beginnen die Kristalle zusammenzuwachsen. Die Heißrissebildung ist unwahrscheinlich, da noch genügend Schmelze vorhanden ist, um entstehende Trennungen wieder aufzufüllen. Im Stadium 3, dem kritischen Erstarrungsgebiet, können entstandene Risse nicht mehr ausgeheilt

werden. Der Anteil an flüssiger Phase ist zu gering. In diesem Bereich sind die Kristallite nur noch teilweise durch dünne Lagen von der Restschmelze getrennt. Daher besitzt die Struktur eine gewisse Festigkeit, jedoch keine Duktilität. Im Stadium 4 ist die vollständige Erstarrung eingetreten, so dass keine Heißrisse mehr entstehen können (**Abbildung 13** links). Der Werkstoff verhält sich dann duktil.

Im Stadium 3 wird auch der Verteilung der flüssigen Phase eine große Bedeutung beigemessen. [CRO 90] beschreibt ein Modell, das den Zusammenhang zwischen Filmdicke entlang der Korngrenzen und Heißrissentstehung erläutert. Die dominierenden Faktoren für die Rissentstehung sind Menge und Verteilung der eingeschlossenen Restschmelze.

In Anlehnung an die Theorie nach Borland schlägt [MAT 90] für das Stadium 3 eine differenzierte Betrachtungsweise hinsichtlich der Risseinleitung und des Risswachstums vor (**Abbildung 13** rechts). Für die Risseinleitung bedarf es höherer (Stadium 3h) und für die Rissausbreitung geringerer Temperaturen (Stadium 3l) [SHA 03].



**Abbildung 13:** Heißrisstheorie nach Borland (**links**) und nach Matsuda (**rechts**) für binäre Systeme [BOR 61, SHA 03]

Die Theorie nach Prokhorov baut auf der experimentell ermittelten Duktilitätskurve ( $\delta$ ) aus dem Heißzugversuch auf (**Abbildung 14**). Aus der Duktilitätskurve ergibt sich im Bereich der Solidusisothermen ein werkstoffspezifisches Temperaturintervall, dessen Verformungsvermögen sehr klein, jedoch stets größer als Null, ist. In diesem von ihm als Temperaturintervall der Sprödigkeit (TIS) bezeichneten Bereich können in Metallen erstmals interkristalline Heißrisse auftreten. Andernfalls unterbleibt die Rissbildung. Der Zusammenhang zwischen TIS und Heißrisresistenz wird in [HER 98] ausführlich diskutiert.

Das TIS stimmt mit dem von Borland bezeichnetem Stadium 3 überein [SEN 71]. Die obere Grenze ( $T_{ob}$ ) des TIS liegt unterhalb der Liquidusisothermen und wird durch die erstmalige Behinderung der Zirkulation der Restschmelze infolge des Wachsens und der Verkettung der Kristallite während der Abkühlung charakterisiert. Nach unten ist das TIS durch eine Temperatur ( $T_{un}$ ) unterhalb der Solidusisothermen begrenzt, bei der alle Korngrenzenfilme gerade erstarrt sind.

Als quantifizierbare Größe zur Bestimmung der Heißrissempfindlichkeit dient die CST-Funktion (Critical Strain Rate for Temperature Drop). Der Abzissen-Schnittpunkt der Geraden liegt bei der Temperatur mit der geringsten Dehnung. Die CST-Funktion bildet die Geschwindigkeit der inneren Verformung ab und ist somit die erste Ableitung der inneren Verformung ( $\epsilon_i$  [%]) nach der Temperatur ( $T$  [°C]). Die innere Verformung ist die Summe der durch Schrumpfung hervorgerufenen ( $\Delta\epsilon_s$  [%]) und der aus äußerer Belastung resultierenden Verformung ( $\Delta\epsilon_a$  [%]). Voraussetzung für die Heißrissebildung ist das Erreichen bzw. Überschreiten der Minimalverformung ( $\delta_{min}$  [%]) und einer kritischen Verformungsrate  $\tan(B_{kr})$  bzw. der Ableitung der kritischen Verformung ( $\epsilon_{krit}$  [%]) nach der Temperatur ( $T$  [°C]).

Ein Vorteil dieser Theorie ist die gesonderte Betrachtung der mechanischen Einflüsse und der Versuch ihrer Quantifizierung. Ein Kritikansatzpunkt stellt die mit einer großen Unsicherheit behaftete experimentelle Ermittlung des lokalen Verformungsvermögens dar. In den Versuchen zur Ermittlung des Verformungsvermögens wird normalerweise eine von außen aufgebrachte Verformung des Bauteils verwendet. Tatsächlich ist aber die Verformung innerhalb des Bauteils ungleichmäßig verteilt. Ein weiterer Nachteil dieser Theorie ist durch die Vernachlässigung des metallurgischen Zustandes der Schweißnaht, d. h. der Mikrostruktur des Zweiphasengebietes bei der Erstarrung, gegeben. Die gemessene Kurve ist deswegen nur für die Mikrostruktur aussagekräftig, die sich unter den spezifischen Schweißparametern ausgebildet hat. Änderungen der Schweißparameter verursachen andere Erstarrungsbedingungen und führen somit zu Änderungen in der Mikrostruktur.

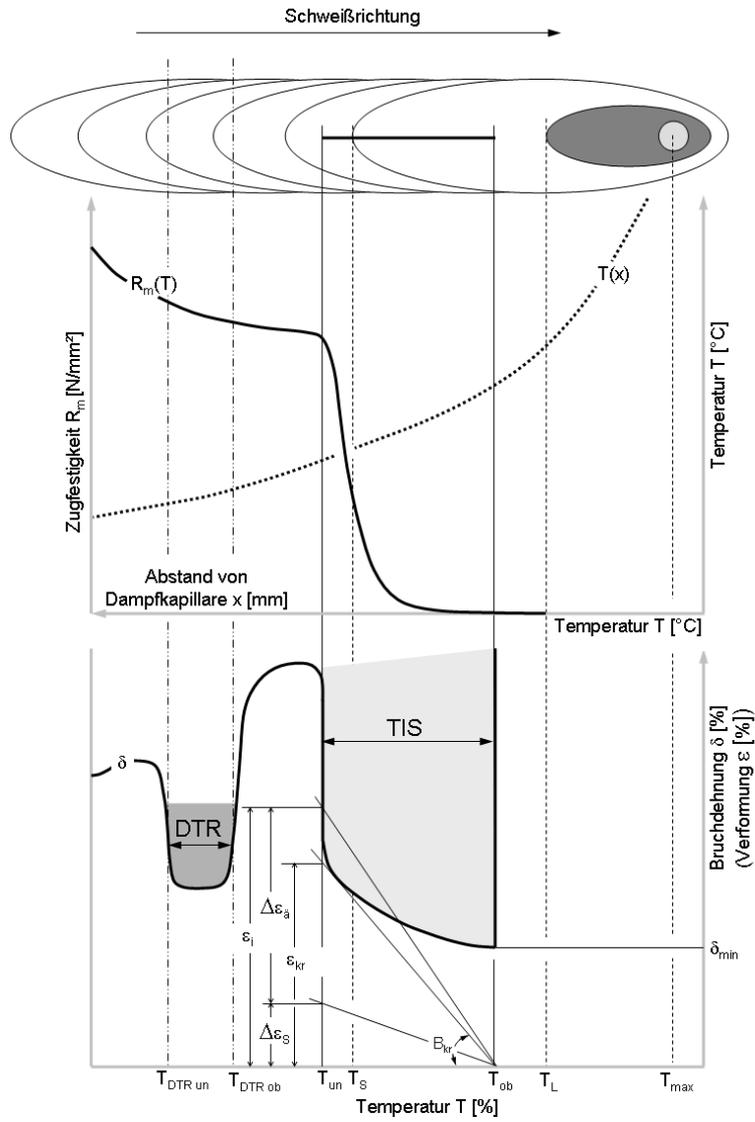
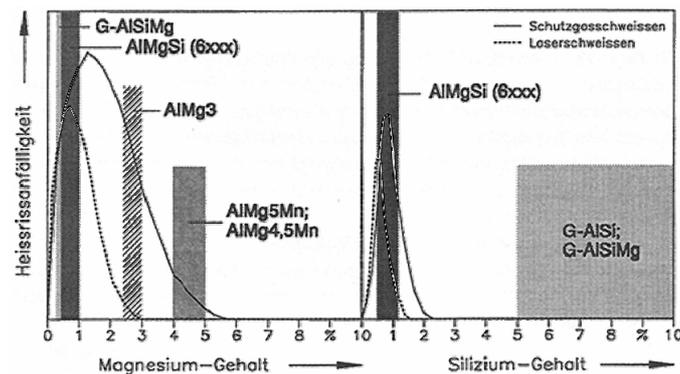


Abbildung 14: Zugspannung und Bruchdehnung bei höheren Temperaturen in TIS und DTR [JAK 02]

### 2.3.4 Einfluss der Legierungszusammensetzung und Schweißverfahren auf das Heißrissverhalten

In **Abbildung 15** ist die qualitative Überlagerung der Heißrissanfälligkeit in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung für das Laserstrahl- und Schutzgasschweißen dargestellt. Die relative Heißrissanfälligkeit wird durch die Anzahl der Risse und die absolute Risslänge aus metallographischen und mikroanalytischen Untersuchungen charakterisiert. Wie die Grafik zeigt, sind zum einen die Heißrissanfälligkeit und zum anderen der Bereich hoher Rissanfälligkeit bei den konventionellen Schweißverfahren größer als beim Laserstrahlschweißen. Dies ist nach [JOH 73] und [GOO 88] auf den höheren Energieeintrag zurückzuführen, wodurch die Zonen plastischer Verformung und damit die Erstarrungsschrumpfung zunehmen. [RAP 96]



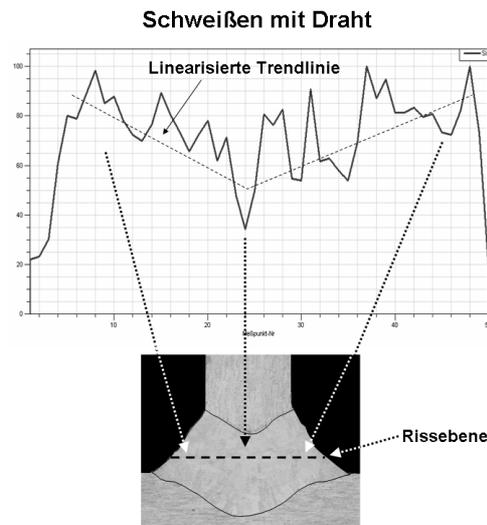
**Abbildung 15:** Relative Heißrissneigung von AlMg- und AlSi-Legierungen beim Laserstrahl und beim Schutzgasschweißen im Vergleich [RAP 96]

Mit ihrer Legierungszusammensetzung liegen die aushärtbaren Legierungen AA6013/AA6056 (**Tabelle 3**) im Bereich der maximalen Rissanfälligkeit. Durch Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen wie AlSiX, verschiebt sich der Si-Legierungsgehalt des Schweißguts außerhalb des kritischen Bereichs.

### 2.3.5 Heißrisssproblematik beim beidseitig-gleichzeitigen T-Stoßschweißen

Das Schmelzbad erstreckt sich über die gesamte Stringerstegbreite  $b_{STR}$ . Infolge der so herabgesetzten lokalen Struktursteifigkeit im Nahtanfang und -ende kann der Stringer mit Einsetzen der Schmelzbaderstarrung „frei“ schrumpfen, wodurch die Zugbeanspruchungen auf das Schmelzbad zunehmen und das Risiko der Erstarrungsrissebildung ansteigt (**Abbildung 10**).

Die Auswertung einer EDX-Analyse zeigt am Beispiel einer drahtgeschweißten T-Stoßverbindung mit AA6056 als Grundwerkstoff und AlSi7 als Schweißzusatzwerkstoff eine Anreicherung heißrisseunterdrückender Si-Elemente an den Nahtflanken und gleichzeitig eine Ermangelung in der Nahtmitte. In diesem Fall stellt sich eine v-förmige Verteilung ein (**Abbildung 16**). Dabei stellt die Nahtmitte den Ausgangspunkt der Erstarrungsrissebildung dar.



**Abbildung 16:** Si-Verteilung im Schweißgut einer mit Draht geschweißten T-Stoßverbindung aus AA6056 (Grundwerkstoff) und AlSi7 (Zusatzwerkstoff)

### 2.3.6 Ansätze zur Erhöhung der Heißrissicherheit

Die Metallurgie, die Struktur und die Prozessführung bewirken durch Anpassung an den Fügevorgang allein oder in Kombination miteinander eine Steigerung der Heißrissresistenz.

[KAT 87] unternimmt den Versuch, am Beispiel modifizierter AA6061-Werkstoffe die zu erwartende Risslänge im Bereich der Wärmeeinflusszone in Korrelation zum Cu-, Mg-, Mn-, Si-, Cr-, V-Gehalt sowie zum Wärmeeintrag zu setzen. Durch diesen linearen Näherungsansatz wird das Legierungssystem des Schweißguts metallurgisch optimiert.

[HUA 04] untersuchte die Heißrissresistenz der Mischverbindung aus den Legierungen AA1100 und AA2219 mit dem MIG-Schweißverfahren. Unter Verwendung der Schweißzusatzwerkstoffe AA1000 und A2319 änderte sich der spezifische Cu-Anteil im Schweißgut maßgeblich und damit auch die Heißrissausprägung.

Durch eine an den Schweißprozess angepasste Nahtvorbereitung kann der effektive Anteil des Schweißzusatzwerkstoffes und damit der Anteil heißrissunterdrückender Legierungsbestandteile im Schweißgut heraufgesetzt werden.

Mittels verschiedener Modelle kann auf die thermisch induzierten Dehnungen im Zweiphasengebiet direkt Einfluss genommen werden.

So entwickelte [LIU 96] ein Verfahren, bei der zwei kraftbeaufschlagte Rollen seitlich versetzt synchron zur Wärmequelle laufen; etwa in Höhe des Zweiphasengebietes. Auf diese Weise werden quer zur Schweißrichtung in beiden Blechhälften Druckspannungen mechanisch induziert, die den Zugspannungen im Zweiphasengebiet entgegenwirken.

[YAN 00] und [PLO 03b, PLO 04b] wählten zwei Ansätze, mit deren Hilfe ein Überschreiten der kritischen Dehnungen im Zweiphasengebiet durch Induzierung thermischer Spannungen im Blech ausgeschlossen wird. [PLO 04b] erzeugt Druckspannungen durch einen defokussierten Laserstrahl, indem eine weitere Laserquelle parallel zur Hauptlaserquelle geschaltet ist. Analog zu [LIU 96] gibt es von [PLO 02] einen ähnlichen Gedankengang, der anstatt Rollen zwei zur Hauptlaserquelle seitlich versetzt angebrachte Laserquellen vorsieht.

Das Konzept von [YAN 00] besteht dagegen aus einer WIG-Wärmequelle und einer nachlaufenden Wärmesenke. Die damit

einhergehende kontrollierte Abkühlung mit flüssigem Stickstoff bewirkt zum einen ein starkes Schrumpfen des an das Zweiphasengebiet grenzenden Grundwerkstoffes und zum anderen eine Kornfeinung.

Das globale Vorwärmen wird in [GAO 99, PLO 04a], als effektives Mittel gegen die Heißrissebildung genannt. Die Motivation basiert darauf, dass die Vorwärmung des gesamten Bauteils zu einer Verringerung der Temperaturgradienten und damit zum Spannungsausgleich führt. Die mechanische Beanspruchung der Schweißnaht wird infolgedessen reduziert. Jedoch verursachen die geringen Temperaturgradienten eine stärkere Ausdehnung des Zweiphasengebietes, was zur Steigerung der Dehnungen führt. Die positiven Einflüsse können dabei völlig aufgehoben werden. Mit zunehmender Vorwärmtemperatur wird durch die Ausdehnung des Zweiphasengebietes die Rissgefahr größer.

Für die Heißrisse-resistenz von AA6056 stellt [PLO 03a] am Beispiel des Laserstrahlschweißens eine Beziehung zwischen dem durchschnittlichen Si-Gehalt im Schweißgut und der maximalen ertragbaren Dehnung des Zweiphasengebietes in Abhängigkeit des Abstandes zur nicht eingespannten Blechkante her. Mit der Zunahme des Si-Anteils steigt auch die ertragbare Dehnung des Zweiphasenverbunds, resultierend aus einem erhöhten Anteil an Restflüssigkeit in der Mikrostruktur [PLO 04a].

Weiterhin wird festgestellt, dass durch die Schweißparametervariation die Beanspruchung auf den Zweiphasenverbund variiert. So führt eine geringere Schweißgeschwindigkeit zu einem kleineren Temperaturgradienten und damit zu niedrigeren Schweißeigenstressungen [CIC 05, KAT 94].

Die Möglichkeiten zur Verbesserung des Heißrisseverhaltens beschränken sich nicht nur auf thermische und metallurgische Ansätze. Die Heißrisse-resistenz einer Schweißverbindung ist ebenso stark von den mechanischen Einflussfaktoren abhängig. Beispielsweise basieren die fremdbeanspruchten Heißrisseverfahren auf der Veränderung mechanischer Randbedingungen, die die Bewertungsgrundlage zur Beurteilung der Heißrissempfindlichkeit darstellen. [HUA 04] weist beim selbstbeanspruchten Circular-Patch-Test auf die Bolzenfixierung hin, wodurch die Schweißprobe nicht frei schrumpfen kann und es daraufhin zur Heißrissebildung kommt [NEL 97].

[PSH 05] versieht das Auslaufblech von stumpfstoßgeschweißten Stahlplatten im Schiffbau mit Einschnitten. In Verbindung mit einer angepassten Heft- und Schweißstrategie sowie genügend langen Abkühlzeiten kann das Auslaufblech vor dem eigentlichen Schweißprozess ausreichend kontrahieren. Im Endbereich der Stahlplatten, wo diese sich

infolge der thermisch induzierten Spannungen voneinander weg bewegen, liegen die resultierenden TIS-Verschiebungen somit unterhalb des zum Heißriss führenden kritischen Niveaus. Im Anschluss an den Schweißprozess wird das Auslaufblech abgetrennt.

In der Fachliteratur wird eine Vielzahl weiterer heißrissvermeidender Maßnahmen erörtert. Eine detaillierte Beschreibung dieser Konzepte würde den Umfang des Grundlagenteils sprengen. Daher wird sich auf eine Aufzählung bzw. auf kurze Erläuterungen beschränkt.

*Weitere metallurgische Maßnahmen zur Erhöhung der Heißrissicherheit:*

- Eigene Versuche mit der FanShaped-Probe an AA2139 in T3 und T8 ergaben, dass bei der geringeren Wärmeleitfähigkeit in T3, bedingt durch Ausscheidungen, aufgrund kleinerer Temperaturgradienten die Heißrissanfälligkeit abnimmt.
- Hinzulegieren von Elementen wie Ti, TiB<sub>2</sub>, Sc, V und Zr, die die Kornfeinung fördern [DVO 91, MAT 83, KOU 86, WAL 00, JAK95].
- Zur Vermeidung von Wiederaufschmelzrissen, kann durch Schweißzusatzwerkstoffe und angepasste Aufmischungsverhältnisse im Schweißgut die Solidustemperatur des Schweißgutes unterhalb der des Grundwerkstoffes eingestellt werden [HUA 04].

*Weitere prozesstechnische Maßnahmen zur Erhöhung der Heißrissicherheit:*

- Der Wärmeeintrag ist beim Laserstrahlschweißen im Vergleich zu den konventionellen Schweißverfahren geringer. Auf diese Weise werden die Zonen plastischer Verformung und damit die Erstarrungsschrumpfung reduziert [JOH 73 und GOO 88].  
Der Einsatz des cw- an Stelle des pulse-Modes beim Laserstrahlschweißen bewirkt kleinere Temperaturgradienten [GAO 99].
- Nutzung der magnetischen Lichtbogenoszillation, bei der durch den elektromagnetischen Rühreffekt die Kornfeinung erzielt wird [HEI 03, KOU 86].
- Beim Laserstrahlschweißen führt die seitliche Pendelbewegung (Oszillation) des Strahls zu einer Prozessstabilität sowie zu einer Reduktion des Dendritenwachstums aufgrund kleinerer

Temperaturgradienten und damit zu einer größeren Heißrisresistenz [KUT 03]. Die Realisierung der Pendelung kann durch Galvanometer- oder durch Resonanzscanner erfolgen [LZH04].

- Durch Einsatz einer Ultraschallquelle wird das Schmelzbad beeinflusst. Die Restschmelze wird durch die Hochfrequenz in Schwingung versetzt, wodurch die Schmelze in den erstarrten Bereich nachfließen und bestehende Mikrorisse ausheilen kann [KIM 95].
- [HER 01] fand heraus, dass eine geringe Stickstoffzumischung zum Schutzgas Argon die Heißrisresistenz von NiCr25FeAlY heraufsetzt.
- [HUA 03] weist auf den maßgeblichen Einfluss der Schmelzbadgeometrie auf die Bildung von Wiederaufschmelzrissen hin. Deren Optimierung erfolgt durch Anpassung der Schweißparameter an den Werkstoff. Falls die Korngrenzen in der Wärmeinflusszone anschmelzen und eine kugelartige Ausprägung des Schmelzbades im Wurzelbereich vorliegt, kommt es aufgrund der großen Erstarrungsschrumpfung der Schmelze im Wurzelbereich zu hohen Zugbeanspruchungen im Bereich der angeschmolzenen Korngrenzen der Wärmeinflusszone. In der Arbeit von [WOL 05] wird ein Zusammenhang zwischen Schmelzbadgeometrie, Lage sowie Länge von Erstarrungsrissen hergestellt.
- Für die durchgehende Einseitenschweißung von Stumpfstößen ist eine lokale Abkühlung neben der Schweißnaht vorteilhaft, da diese die Verschiebungen am Blechende verringert [MAE 71].
- Eine Vermeidung von Heißrissen am Nahtanfang und –ende kann durch eine gegenläufige Prozessführung erzielt werden. Dabei wird gleichzeitig oder nacheinander von Blechanfang und Blechende aus in entgegengesetzte Richtungen geschweißt. Bei dieser Methode muss die Zulässigkeit eines überschweißten Endkraters in der Naht gewährleistet sein [PSH 05].
- Beim Zusammenbau zweier ebener Stahlbleche werden am Nahtende zunächst keine Heftstellen gesetzt. Der nichtgeheftete Bereich an den Blechenden wird auf Temperaturen zwischen 200 °C und 290 °C erwärmt, um die Blechenden thermisch zu strecken. Anschließend werden die Heftstellen gesetzt sowie das Auslaufblech angeschweißt. Der Schweißprozess der gesamten

Naht erfolgt erst nach einer Stunde, wenn sich Druckspannungen quer zur Naht am Ende der Bleche aufgrund der Abkühlung auf Raumtemperatur aufbauen [FUJ 73, UED 92].

### 2.3.7 Heißrissprüfverfahren

#### *Einleitung*

Das Heißrissverhalten eines Bauteils wird durch das Werkstoffverhalten, durch die Struktur (Bauteilgeometrie, Einspannbedingungen) und durch den Schweißprozess beeinflusst, die in komplexer Wechselbeziehung zueinander stehen. Die Beurteilung des Heißrissverhaltens von Mehrstofflegierungen sollte daher nicht anhand einzelner Einflussgrößen, wie zum Beispiel der chemischen Zusammensetzung eines Werkstoffs, vorgenommen werden. Vielmehr ist die Anwendung von Heißrissprüfverfahren erforderlich, bei denen Werkstoffe realen Schweißbedingungen ausgesetzt werden [WOL 06].

Die Heißrissprüfverfahren lassen sich nach ihrer Beanspruchung in Heißrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchten und fremdbeanspruchten Probenformen klassifizieren [DVS 96, SCH 04].

Die fremdbeanspruchten Heißrissprüfverfahren wurden entwickelt, um qualitative, reproduzierbare und vergleichbare Prüfergebnisse zu erzielen [SCH 04]. Abhängig vom Versuchsaufbau liegen bei diesen Prüfverfahren unterschiedliche quantifizierbare Bewertungskriterien, wie Biege- bzw. Abziehggeschwindigkeiten, Dehnungen und Dehnraten sowie die Gesamtlänge der beobachteten Risse, vor. Da fremdbeanspruchte Prüfverfahren auf Heißrissprüfbedingungen wie variierte Schweißparameter und kontrollierten äußeren Belastungen basieren, können die Ergebnisse nicht direkt auf das reale Bauteil übertragen werden.

Dagegen eignen sich die selbstbeanspruchten Heißrissverfahren gut für konkrete Applikationen [WIL 90]. Bei den selbstbeanspruchten Heißrissprüfverfahren wird zwischen zwei Bauarten unterschieden, bei denen die Probe in einer Zwangslage befestigt ist und bei denen die Probe frei liegt [DVS 96].

Zur ersten Gruppe gehören beispielsweise der Circular-Patch- und der Fisco-Test sowie die unterschiedlichen Formen der Doppelkehlnahtprobe. Der Prüfkörper kann dabei auf zwei verschiedene Arten zwangs-

positioniert werden, indem er entweder durch Befestigungsschrauben fixiert wird (Circular-Patch-Test, Fisco-Test) oder indem die Prüfnahht durch Schweißen in Gegenlage (Doppelkehlnahhtprobe, Cruciform-Test) den Körper in seiner freien Schrumpfung behindert.

Zu den Prüfmethoden mit einer frei liegenden Probe zählen beispielsweise der Ring-Cast- und der GTAW-Crater-Test [NAK 95], der Houldcraft-Test [HOU 55], das Schweißen in Blechrandlage [HIL 01] sowie der FanShaped-Test [HEI 03, KUT 03, MAT 82a, MAT 82b, NAK95]. Wegen der fehlenden Einspannung sind die Proben in der Lage, sich während des Schweißens ohne Behinderung auszudehnen und anschließend zu schrumpfen.

Aufgrund ähnlicher geometrischer Bauteilverhältnisse, der quasi freien Kontraktionsfähigkeit des Steges sowie der Erstarrungsrissausprägung beim Schweißen der Haut-Stringer-Verbindung einerseits und beim Schweißen in Blechrandlage bzw. beim FanShaped-Test andererseits, wird auf die zwei letztgenannten Prüfverfahren im folgenden Verlauf näher eingegangen.

Beide Prüfverfahren wurden speziell für das Laserstrahl- bzw. Elektronenstrahlschweißen entwickelt, die gegenüber herkömmlichen Schmelzschweißverfahren eine geringere Heißrisneigung aufweisen [BRA 91, MAT 82a]. Der für diese Schweißverfahren charakteristische Tiefschweißeffekt eröffnet vor allem im Dünublech-bereich neue Gestaltungsmöglichkeiten der Schweißverbindungen und weist ein großes Potential für gewichtssparendes und funktionsoptimiertes Bauteildesign auf [HIL 01].

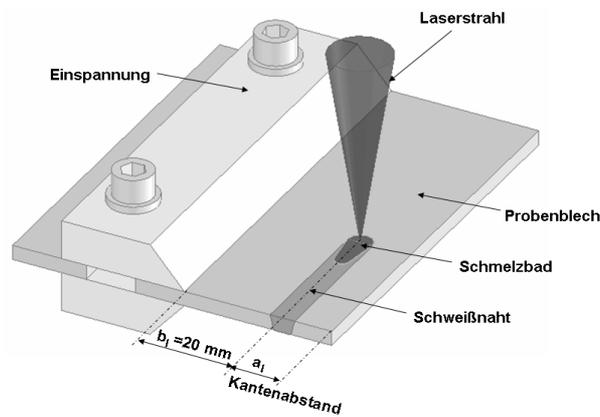
Bei beiden Prüfmethoden entstehen makroskopische, an der Oberfläche sichtbare Erstarrungsriss im Bereich der Nahtmitte, die sich über einen Teilbereich der Naht oder gar über die gesamte Nahtlänge (Schweißen in Blechrandlage) erstrecken.

### *Schweißen in Blechrandlage*

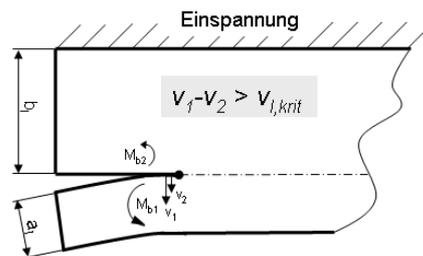
Hierbei erfolgt die Strahleinkopplung in einem Abstand von der Blechkante. Je nach Legierung können die Rissufer deutlich aufklaffen. Darüber hinaus kann bei Rissen über die gesamte Blechlänge der nicht eingespannte Reststeg abfallen. Das Rissaufreten zeichnet sich durch eine Detektierbarkeit mit bloßem Auge oder Lupe aus. Lediglich im Übergangsbereich zum rissfreien Schweißen sind die Risslängen kürzer. Dann ist ein deutliches Auseinanderklaffen nicht zu erkennen. In diesem Fall ist eine höhere Auflösung mittels eines Stereomikroskops erforderlich.

Die Entstehung bzw. Unterdrückung eines Risses hängt von der Nahtlage ab, welche sich durch den Kantenabstand  $a_1$  charakterisieren lässt (**Abbildung 17**). Der Zusammenhang zwischen der relativen Lage der Naht zum Rand und dem Rissaufreten ist in **Abbildung 19** dargestellt.  $a_1$  steht dabei in funktionalem Zusammenhang zum Werkstoff, den Schweißparametern und zur Probendicke.

Bei Unterschreitung des kritischen Kantenabstandes  $a_{1,krit}$  tritt ein Heißriss auf (Bereich 2). Voraussetzungen für die Risseinleitung sind dabei ein nennenswerter Temperaturgradient zwischen dem Ort der Strahleinkopplung und Blechrand und ein kleines mechanisches Widerstandsmoment. Durch die asymmetrische Nahtposition sind die Beträge der aus der Induzierung thermischer Spannungen und aus den geometrischen Bedingungen hervorgehenden Biegemomente und der resultierenden Verschiebungen unterschiedlich groß. Beide Biegemomente  $M_{b1}$  und  $M_{b2}$  bzw. Verschiebungen  $v_1$  und  $v_2$  besitzen aufgrund der mit der einseitigen Einspannung einhergehenden Steifigkeit dasselbe Vorzeichen. Bei der Risseinleitung übersteigt die effektive Verschiebung ( $v_1 - v_2$ ) den Betrag der kritischen (ertragbaren) Bauteilquerverschiebung  $v_{1,krit}$  (**Abbildung 18**).



**Abbildung 17:** Versuchsaufbau zur Untersuchung der Heißrissebildung beim Schweißen in Blechrandlage [HIL 01]

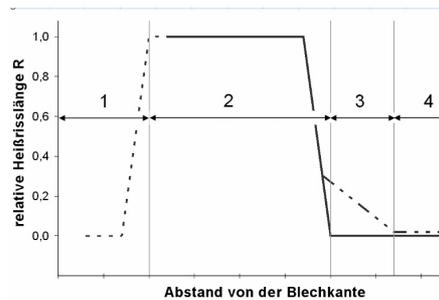


**Abbildung 18:** Bedingung für die Risseinleitung und die Rissausbreitung beim Schweißen in Blechrandlage

Im Bereich 2 ist das Erscheinungsbild der Naht gleichmäßig und unterscheidet sich bis auf die Materialtrennung nicht von einer rissfreien Naht. Trotz Materialtrennung bleibt der Schweißprozess stationär.

Am Blechrand ist das Rissintervall für das Erweichen der gesamten Bauteilkante begrenzt (Bereich 1). In diesem Bereich ist das aus der Längsausdehnung resultierende Biegemoment aufgrund eines zu geringen Temperaturgradienten (Wärmestau) nicht ausreichend groß genug, um einen Heißriss auszulösen. Aufgrund des Wärmestaus wird der gesamte Reststeg dabei auf eine Temperatur des Zweiphasengebiets erwärmt. Im Vergleich zur Schweißung bei größeren Kantenabständen nehmen in diesem Bereich die Nahthöhe ab und die Nahtbreite zu [ZHA 96]. Der

Wärmestau kann eine Vergrößerung des Schmelzbades bewirken, die ein Durchsacken der Schmelze und eine damit einhergehende Lochbildung zur Folge hat.



**Abbildung 19:** Zusammenhang zwischen der relativen Lage der Naht zum Rand und dem Rissaufreten [HIL 01], relative Heißrisslänge = Heißrisslänge/Probenlänge

Im Übergang von Bereich 1 zu Bereich 2 ist ein Auswandern des Risses aus der Nahtmitte zu beobachten, das auf veränderte Erstarrungsbedingungen zurückzuführen ist.

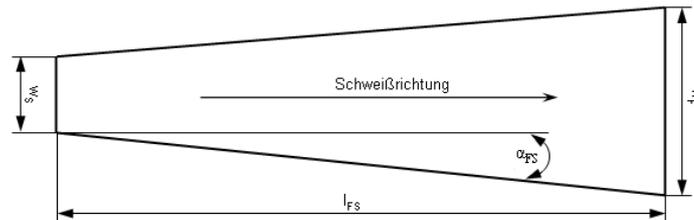
Aus Sicht der Verfahrenstechnik bietet der Bereich des Erweichens der Blechkante keinen ausreichenden Spielraum für eine Prozessgestaltung mit der gewählten Anordnung der Strahlachse zum Blech. Geringe Schwankungen des  $a$ -Maßes können entweder zu einem unkontrollierten Erweichen des Werkstoffs (Bereich 1) oder zu einer Heißrissbildung (Bereich 2) führen.

[HIL 01] stellt in der Gesamtheit seiner Untersuchungen zwei verschiedene Ausprägungen des Übergangs von rissbehafteten zu rissfreien Schweißungen fest (Bereich 3). In einigen Untersuchungen tritt ein abrupter Übergang auf (durchgezogene Linie). Es gibt aber auch Fälle, in denen in einem größeren Übergangsbereich nur Heißrisse am Nahtanfang zu beobachten sind (gestrichelte Linie). Charakteristisch für diese Ausprägung sind höhere Streckenenergien und größere Probenlängen. Diese sind möglicherweise an dem Einschweißvorgang gekoppelt, da sie nur im Bereich des Einschweißpunktes wachstumsfähig sind.

Im Bereich 4 wird der Heißriss durch ein zu großes mechanisches Widerstandsmoment unterbunden.

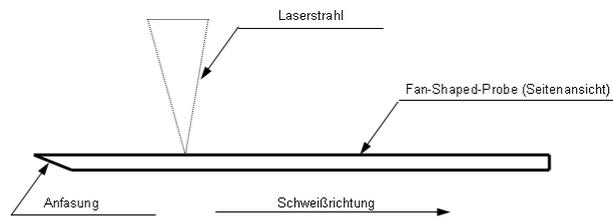
### FanShaped-Test

Die Schweißung der Blindnaht beginnt an der schmalen Stirnseite  $w_S$  der keilförmigen Probe (**Abbildung 20**).



**Abbildung 20:** FanShaped-Probe

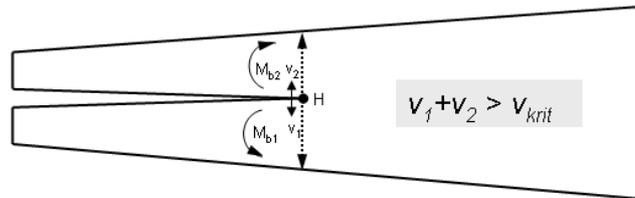
Um schon zu Beginn stationäre Verhältnisse und eine Durchschweißung sicherzustellen und dabei gleichzeitig eine unerwünschte Defokussierung des Strahls zu vermeiden, wird die Probenrückseite im Anfangsbereich angefast (**Abbildung 21**).



**Abbildung 21:** Eine Anfasung an der schmalen Stirnrückseite ermöglicht bereits zu Schweißbeginn die Durchschweißung

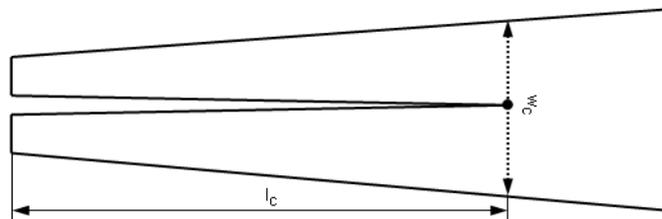
Die geometrischen Randbedingungen für die Risseinleitung bei der FanShaped-Probe sind dieselben wie beim Schweißen in Blechrandlage. Anstatt des Kantenabstandes  $a_1$  ist bei dieser Applikation die halbe Breite der schmalen Stirnseite  $w_S$  für die Rissentstehung maßgeblich (**Abbildung 20**). In diesem Fall sind beide Biegemomente und damit auch die Verschiebungen gleich groß, jedoch zeigen die Vektoren in entgegengesetzte Richtungen.  $w_S$  muss so dimensioniert werden, dass es immer zur Heißrisbildung kommt.

Bei der Rissausbreitung nimmt das mechanische Widerstandsmoment von der schmalen zur breiten Stirnseite zu, welches dem durch die thermisch induzierten Spannungen hervorgerufenen Biegemoment entgegenwirkt (**Abbildung 22**).



**Abbildung 22:** Bedingung für die Risseinleitung und die Rissausbreitung bei der FanShaped-Probe

Sobald die kritische Breite  $w_C$  erreicht ist, stellt sich ein Gleichgewichtszustand ein – der Riss endet (**Abbildung 35**). Die Heißrissneigung kann aus dem Verhältnis  $l_C/l_{FS}$  abgelesen werden. Zwischen  $l_C$  und  $w_C$  besteht eine direkte Proportionalität. Je größer der Quotient  $l_C/l_{FS}$  ist, desto größer ist die Heißrissempfindlichkeit eines Werkstoffs.



**Abbildung 23:** Die Heißrisslänge  $L_C$  verhält sich direkt proportional zur kritischen Breite  $w_C$

Das Verhältnis von Probenlänge  $L$  und der Breite der breiten Stirnseite  $W_F$  muss so gewählt werden, dass es nicht zum 100 %igen Durchreißen der Probe kommt. Von der Wahl des Anstiegs  $\tan\alpha_{FS}$  hängt die ausreichende Selektivität zur Beurteilung der Heißrisseigung für verschiedene Werkstoffe ab. Der Anstieg ergibt sich aus dem Verhältnis  $(w_F - w_S)/2 \cdot l_{FS}$  (**Abbildung 20**).

Je nachdem ob die Schweißung mit oder ohne Schweißzusatzwerkstoff erfolgt, ändert sich auch die Probengeometrie. Da unter Umständen der Selektivitätsbereich zur Beurteilung der Rissempfindlichkeit ein anderer ist, muss die Probengeometrie entsprechend angepasst werden.

### *2.3.8 Risskriterien zur numerischen Abschätzung der Heißrisseigung*

Bei der numerischen Simulation des Schweißens von Blindschweißungen ohne Schweißzusatzwerkstoff in Blechrandlage wendet [HIL 01] ein dehnungsorientiertes Risskriterium zur Abschätzung der Heißrisseigung in Anlehnung an die Theorie nach Pellini an. Die ist erfüllt, sobald die zulässigen Dehnungen des Resteutektikums in der Nahtmitte überschritten werden.

Der Ort der Analyse ist das durch die Temperatur und die Mitte der Schweißnaht definierte Resteutektikum. Die Analyse ist der direkte Vergleich der Dehnung quer zur Schweißrichtung mit einem kritischen Dehnungsschwellwert  $\varepsilon_{kr}$ .

Unter Berücksichtigung der Heißrisstheorie nach Prokhorov und der Erkenntnisse aus den Heißrisprüfverfahren leitet [PSH 05] die Geschwindigkeit der Bauteilquerverschiebungen links und rechts neben der Schweißnaht als wichtiges Kriterium für die Heißrisseigung ab. Dabei wird das Schmelzbad als Blackbox betrachtet. Folglich bleiben die thermophysikalischen Werkstoffkennwerte oberhalb der Schmelzgrenze sowie die Abbildung der beim Schweißen vorliegenden Erstarrungsmechanismen wie die ortsabhängige konstitutionelle Unterkühlung in der numerischen Simulationen unberücksichtigt.

## *3 Werkzeuge und Methoden*

### *3.1 Entwicklung eines Laserbearbeitungskopfes*

#### *3.1.1 Anforderungen*

Die Anforderungen an den in Eigenregie entwickelten und durch die Firma rb Präzisionswerkzeugbau GmbH & Co. KG in Gräfelfing gefertigten Bearbeitungskopf resultieren aus den Vorgaben von Airbus für das Panelschweißen (Realisierung kleinerer Abstände zwischen den Stringern) sowie aus der Verkürzung der Rüstzeiten für andere Schweißaufgaben, wie dem Stumpfstoßschweißen. Demzufolge orientiert sich der konstruktive Aufbau des Bearbeitungskopfes hinsichtlich der Anordnung der Strahlführungen und Düsen an den Fertigungsbedingungen bei Airbus (**Abschnitt 2.2.2**).

#### *3.1.2 Peripherie*

Im Schweißlabor der EADS-Konzernforschung in Ottobrunn befindet sich seitlich der Vakuumspannplatte ein 6-Achsen-Knickarm-Roboter (**Abbildung 24**). Die Vakuumspannplatte kann mittels einer elektrischen Antriebseinheit und eines Linearführungssystems linear bewegt werden.

Um beim Anfahren die Trägheit zu senken, besteht die Spannplatte aus einer Aluminiumlegierung. Ihre Abmaße (LxBxD) betragen 2.000 mm x 1.300 mm x 40 mm. Neben den zur Erzeugung eines Unterdrucks notwendigen Kanälen, sind in der Platte auch Gewindebohrungen berücksichtigt. So können die Bleche entweder angesaugt oder über Niederhalter fixiert werden.

Zusätzlich ist auf der Platte eine quer zur Schweißrichtung verschiebbare Spannbrücke aus Vergütungsstahl montiert. Die Spannbrücke ist zur Positionierung und Kraftbeaufschlagung der Stringer erforderlich. Durch ihre Höhe von 150 mm besitzt sie ein hohes Widerstandsmoment gegen Biegung. Auf der Spannbrücke ist eine

Führungsschiene mit Gleitbelag angebracht. Der zugehörige Führungskörper ist am Laserbearbeitungskopf befestigt.

Der Laserbearbeitungskopf ist mittels einer Pneumatikkupplung am Roboter aufgehängt. Um den Aktionsradius des Roboters zu vergrößern, ist seine sechste Achse mit einer Verlängerung versehen.

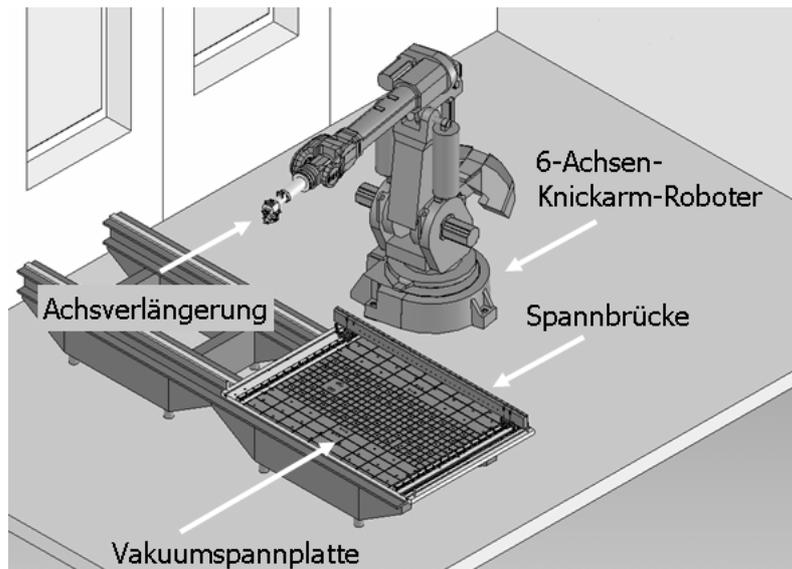


Abbildung 24: Schweißlaborumgebung in der EADS-Konzernforschung

Die Schweißuntersuchungen erfolgen mit zwei Nd:YAG-Festkörperlaser. In **Tabelle 1** sind die wichtigsten Kenngrößen der eingesetzten Laser zusammengestellt.

**Tabelle 1.** Kenngrößen der eingesetzten Festkörperlaser.

Strahlparameter der Laser	HL2006D	HL3006D
$P_L$ [kW]	2,3	3,5
Strahlparameterprodukt [mm*mrad]	17	
Lichtleitfaserdurchmesser [ $\mu\text{m}$ ]	600	
$d_F$ [mm]	0,3	

### 3.1.3 *Konstruktiver Aufbau*

Durch eine transparente Schnittstellendefinierung zwischen Roboter und Bearbeitungskopf für die Medienübergabe<sup>2</sup>, des Einsatzes von Skalen und Nonien bei den manuell verstellbaren Bauelementen sowie einer Entkopplung der Düsenstellvorrichtung von der Strahlführung können die Rüst- und Justagezeiten minimiert und die Produktivität erhöht werden.

Der Bearbeitungskopf (**Abbildung 25** und **Abbildung 26**) ist für die wichtigste Schweißaufgabenstellung, dem beidseitig-gleichzeitig Schweißen, ausgelegt. Infolgedessen ist dieser bis auf die Trägerbögen (4) symmetrisch aufgebaut.

Die laterale Führung des Bearbeitungskopfes in Bezug auf den Stringer erfolgt durch den Führungskörper (3) und die ihm zugeordnete Führungsschiene mit Gleitbelag auf der Spannbrücke (P2).

Der Bearbeitungskopf ist über einen Parallelschraubstock (1) an der Achsverlängerung der sechsten Roboterachse (P1) mittels eines pneumatischen Greiferwechselsystems angedockt. Auf den Schlitten des Parallelschraubstocks sind zwei Verschiebeeinrichtungen (2) zur Ausrichtung der Strahlführungen (P5) in Schweißrichtung montiert. Der maximale Strahlversatz beträgt 10 mm (**Abbildung 26** oben links).

Beide Trägerbögen sind an je eine der Verschiebeeinrichtungen angebracht. In Verbindung mit Kunststoffzahnstangen und eines selbsthemmenden Schneckengetriebes sind auf den Trägerplatten (4) Bogenumlauf Führungen geschraubt, die eine stufenlose Einstellung des Anstellwinkels der Strahlführung bzw. des Einstrahlwinkels des Laserstrahls  $\alpha_L$  in Bezug auf die horizontale Spannebene erlauben.

An den zugehörigen Führungswagen sind Trägerelemente montiert, die die Lagerung der Linear- und Drehtische sowie der Goniometer zur Justierung der Strahlführungen, Schutzgasdüsen und Schweißdraht-zuführungen vorsehen.

---

<sup>2</sup> Anliegende Medien: elektrische Signale für Kamera und Linienlaser (Triangulation) sowie Beleuchtung, Druckluft für Crossjet, He/Ar als Schutzgas, dest. Wasser zur Kühlung der Strahlführung und Umlenkspiegel

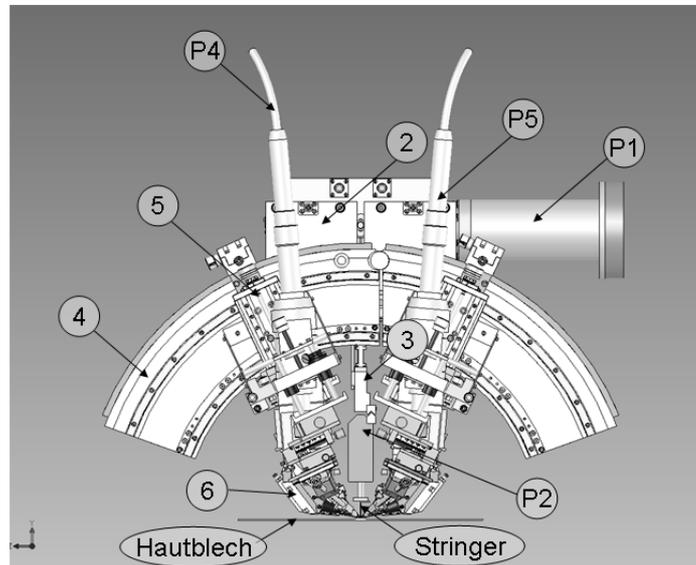


Abbildung 25: Laserbearbeitungskopf (Vorderansicht)

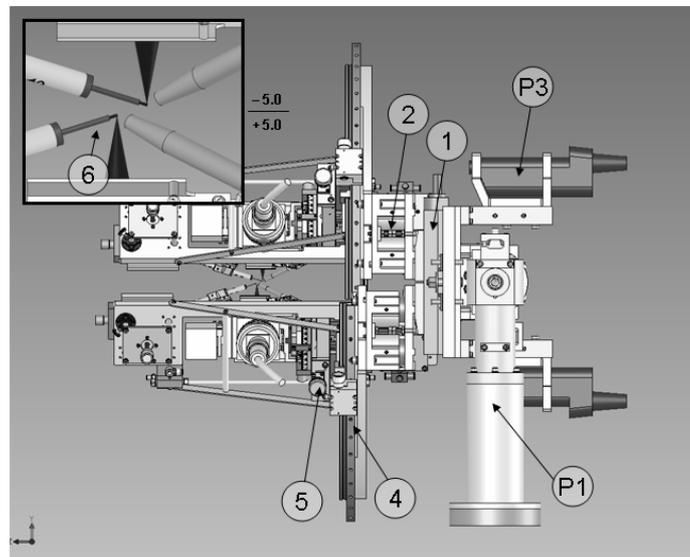
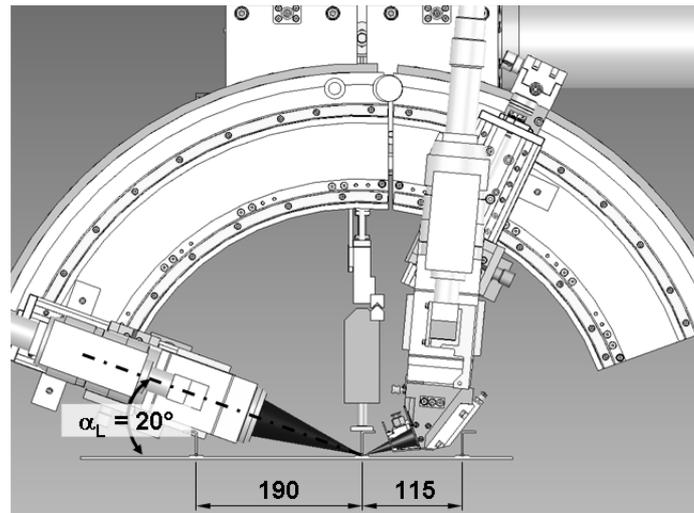


Abbildung 26: Laserbearbeitungskopf (Draufsicht)

Umlenkspiegeleinheiten (7), welche hinter den Fokussierlinsen der Strahlführungen angeordnet sind, erlauben das Schweißen bei geringeren Stringerabständen und gleichzeitig kleineren Einstrahlwinkeln (**Abbildung 27**). So betragen beispielsweise  $\alpha_L = 20^\circ$  die kleinstmöglichen Stringerabstände 115 mm und bei  $\alpha_L = 16^\circ$  125 mm – für letzteren bedeutet dies eine Abstandsreduktion gegenüber Vorrichtungen ohne Umlenkspiegeleinheit um den Faktor 2.

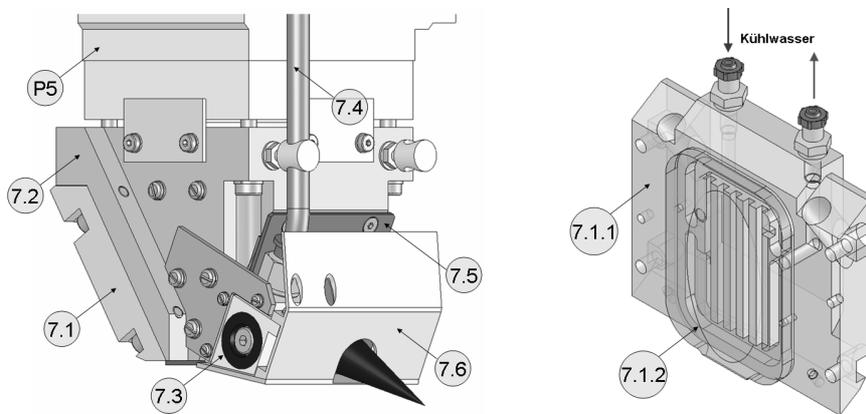


**Abbildung 27:** Vergleich der minimalen Stringerabstände [mm] für Strahlführungen mit (rechts) und ohne (links) Umlenkspiegeleinheit

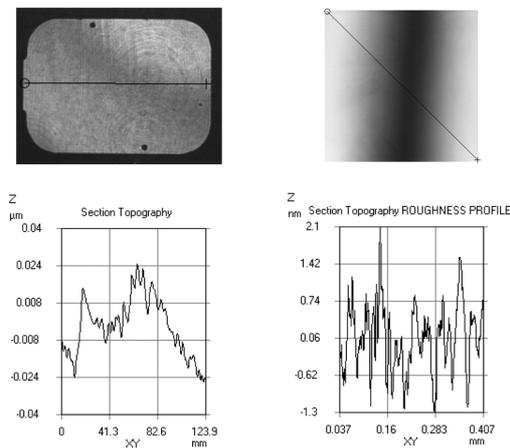
Die Umlenkspiegeleinheiten bestehen aus dem Umlenkspiegel (7.1), dem Gehäuse (7.2), dem Crossjet (7.3) mit Druckluftleitung (7.4), dem Schutzglas (7.5) und dem Spritzschutz (7.6) (**Abbildung 28** links). Die aus dem Crossjet herausströmende Druckluft sowie der Spritzschutz verhindern unzulässige Schmauchablagerungen auf dem Schutzglas. Für T-Stöße, bei denen das Hautblech eine ebene Topologie aufweist, liegt der Einsatzbereich der Umlenkspiegeleinheiten zwischen  $\alpha_L = 16^\circ$  und  $27^\circ$ . Für das Schweißen im Winkelbereich von  $27^\circ$  bis  $61^\circ$  müssen die Umlenkspiegeleinheiten demontiert werden.

Die durch die Firma Kugler GmbH in Salem hergestellten Umlenkspiegel sind in die Wasserkühlkreisläufe der Strahlführungen integriert und setzen sich aus dem Grundkörper (7.1.1) und der Spiegelplatte (7.1.2) zusammen (**Abbildung 28** rechts). Beide Bauelemente bestehen aus sauerstoffarmen OFHC-Kupfer, wodurch die thermische Leitfähigkeit erhöht wird. Die Oberfläche der Spiegelplatte ist

mit einer Enhanced-YAG-Beschichtung versehen, um die spiegelbedingten Reflektionsverluste unterhalb 1 % zu halten. Die Toleranzbreite der Formtreue beträgt  $\pm 24$  nm (**Abbildung 29** links). Dies entspricht gegenüber der Nd:YAG-Wellenlänge (1064 nm) einer Abweichung von 4,5 %. Im Vergleich dazu ist das Spektrum der Oberflächenrauigkeit kleiner und reicht von -1,3 nm bis +2,1 nm (**Abbildung 29** rechts). Strahlungsmessungen an Strahlführungen mit und ohne Umlenkspiegeln zeigen keine signifikanten Unterschiede in Bezug auf Kaustik, Intensitätsverteilung und verfügbarer Laserleistung am Werkstück.

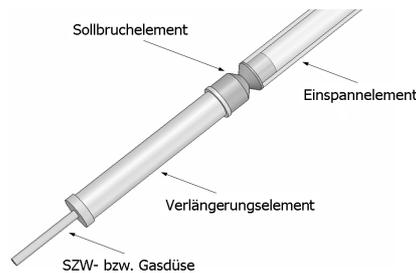


**Abbildung 28:** Umlenkspiegeinheit (*links*), wassergekühlter Umlenkspiegel (*rechts*)



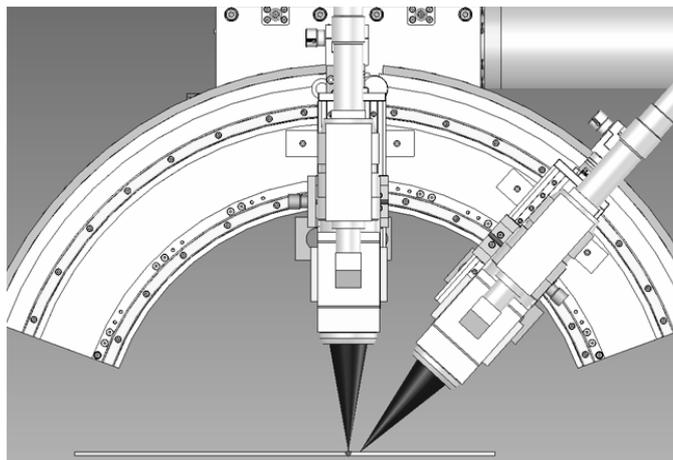
**Abbildung 29:** Formtreue (*links*) und lokale Oberflächenrauigkeit (*rechts*) der Spiegelplattenoberfläche [KUG 05]

Wenn schweißkritische Aluminiumlegierungen zu Schmelzbadauswürfen neigen, besteht bei „stehend“ angeordneten SZW- bzw. Gasdüsen die Gefahr, dass diese mit den unerwünschten Nahtüberhöhungen kollidieren. Um in einem solchen Fall den auf die Einstellmimik wirkenden und zur Schädigung führenden Kraftfluss zu unterbinden, sind die Düsenvorrichtungen mit Sollbruchelementen aus temperaturbeständigem Teflon versehen (**Abbildung 30**).



**Abbildung 30:** Düsenvorrichtung mit Sollbruchelement

Eine weitere realisierbare Schweißanwendung des Bearbeitungskopfes stellt das Stumpfstoßschweißen dar (**Abbildung 31**). Dabei kommt die asymmetrische Gestaltung der Trägerbögen zur Geltung. Die Strahlführung zur Erzeugung der Stumpfnahht wird senkrecht zur horizontalen Spannebene positioniert. Optional kann der zweite Laser eingesetzt werden, beispielsweise zur Untersuchung des Einflusses einer zusätzlichen Wärmequelle auf das Heißrissverhalten der Fügeverbindung.



**Abbildung 31:** Einstellkonfigurationen der Strahlführungen für das Stumpfstoßschweißen mit einer zusätzlichen seitlich versetzten Wärmequelle

### *3.2 Entwicklung eines Prüfverfahrens zum Nachweis innerer Heißrisse an T-Stößen*

#### *3.2.1 Problembehaftete Übertragbarkeit der Ergebnisse aus den Heißrissprüfungen auf die Schweißkonstruktion*

Zur Beurteilung des Heißrissverhaltens stellt bei den Heißrissprüfverfahren die Schweißbeignung (Werkstoffentwicklung und – auswahl) die Hauptanwendung im Rahmen der Schweißbarkeit dar. Dagegen spielen die Schweißmöglichkeit (Schweißprozess) und die Schweißsicherheit (Schweißkonstruktion) in den meisten Fällen eine untergeordnete Rolle.

Vor allem die fremdbeansprucheten Testverfahren sind so ausgelegt, dass die in den Proben vorliegenden Bedingungen die tatsächlich auftretenden Beanspruchungen auf das Zweiphasengebiet im Realbauteil übersteigen und so auf diese Weise Risse provoziert werden. Mit dieser Vorgehensweise kann so der Einfluss metallurgischer Effekte auf die Heißrissneigung effektiv herausgearbeitet werden. Dennoch, oftmals werden nur die rissunempfindlichsten Werkstoffe für die realen Schweißapplikationen empfohlen, obwohl auch heißrissanfälligere Werkstoffpaarungen durchaus geeignet wären und beispielsweise durch einen geringeren Si-Gehalt im Schweißgut zugleich eine höheres Verformungsvermögen aufweisen.

#### *3.2.2 Anpassung der Heißrissprüfbedingungen an die Nahtauslegung einer Schweißkonstruktion*

Zur Vermeidung unzulässiger Beanspruchungen in den Schweißkonstruktionen erfolgt für den schadensfreien Betrieb der Nachweis für Schweißnahtfestigkeit. Hierfür werden nach DIN 29595 die werkstoffspezifischen querschnittsbezogenen zulässigen Nennmaße der Schweißnaht festgelegt.

Anstelle der Schweißparameter bzw. äußeren Belastungen als Heißrissprüfbedingung tritt nun die Nahtquerschnittsgeometrie. Damit können die Einflüsse unterschiedlicher Strategien in Bezug auf Werkstoff,

Prozessführung und Bauteilgestaltung auf die Heißrissneigung einer realen Nahtgeometrie untersucht und miteinander direkt verglichen werden.

### 3.2.3 *Herleitung*

Wenn man bedenkt, dass die Kraft  $F_V$  (**Abbildung 8**), die den Stringer auf das Hautblech niederdrückt, aufgrund der Stringerhöhe von ca. 30 mm keinen bemerkenswerten Einfluss auf das Heißrissverhalten hat, entspricht die Erzeugung der verwendeten Haut-Stringer-Anbindung prinzipiell dem Grundgedanken der frei schrumpfenden selbst-beanspruchten Heißrissprüfmethodik.

Bei dieser Methodik werden schweißtechnische, mechanische und metallurgische Einflussgrößen miteinander gekoppelt und damit ein fertigungsorientierter Ansatz verfolgt. Die resultierende Systemantwort führt zu einer Beurteilung der Erstarrungsrisseranfälligkeit der Schweißnaht.

Die Vorgehensweise beim I-Stoß-Schweißen in Blechrandlage [HIL 01] kann direkt auf das beidseitig-gleichzeitig T-Stoßschweißen übertragen werden, da der Stringer im Vergleich zum Hautblech quasi als nicht eingespanntes Bauteil zu betrachten ist.

Im Unterschied zur realen Schweißkonstruktion wird bei dieser selbstbeanspruchten Heißrissprüfung für T-Stoßverbindungen die Stringer- bzw. Steghöhe variabel gestaltet und somit als Bewertungskriterium eingeführt. Unterschreitet die Steghöhe ein Mindestmaß, wird ein Heißriss provoziert.

Um Endkraterisse an den kerbbeanspruchten Stringerenden zu vermeiden, sollten die Nahtausläufe in die nicht oder weniger kerbbeanspruchten Stringerinnenbereiche gelegt werden [GRU 07]. Demzufolge sind nur die inneren Risse im Nahtanfang von Bedeutung.

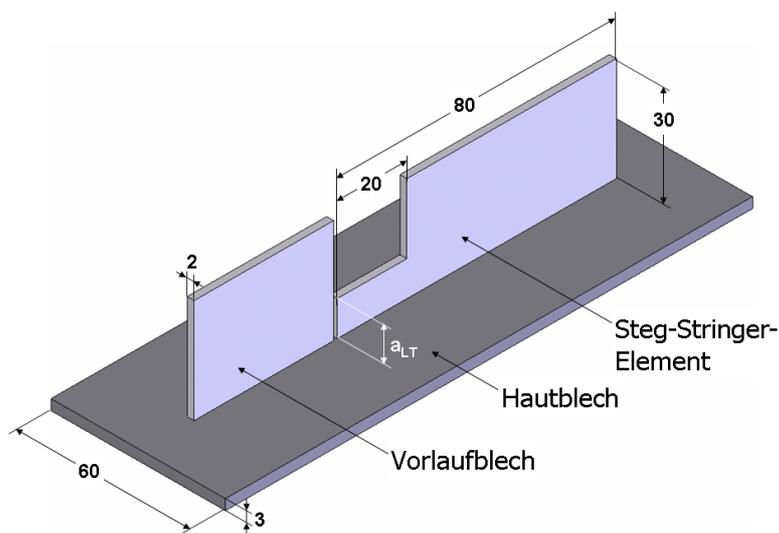
Das Hauptaugenmerk ist auf innere Risse gerichtet. Auf diese Weise wird eine quantifizierbare Korrelation zwischen Mindeststeghöhe und innerer Heißriss hergestellt.

Die Geometrie des relevanten Steg/Stringer-Bereichs entspricht der des Buchstaben „L“. In Verbindung mit dem T-Stoßschweißen ergibt sich für dieses Heißrissprüfverfahren die Zusatzbezeichnung „LT“.

### 3.2.4 Probengeometrie, Versuchsaufbau und Randbedingungen

Die Heißrissprobe besteht aus dem Steg-Stringer-Element, dem Hautblech und einem Vorlaufblech (**Abbildung 3**).

Die Evaluierung des zur inneren Heißrissbildung führenden kritischen Kantenabstandes  $a_{LT,krit}$  erfolgt experimentell. Das Rissauftreten wird in Abhängigkeit des Kantenabstandes untersucht.



**Abbildung 32:** Relevante Abmaße der LT-Heißrissprobe (Kantenabstand wird durch Parameter  $a_{LT}$  beschrieben)

Das Hautblech wird über 4 Niederhalter auf die Spannplatte gedrückt. Dazwischen befindet sich eine Isolierschicht in Form eines feinkörnigen Sandpapiers oder aus Teflon. Besonders bei dünnen Hautblechen mit zweidimensionaler Wärmeleitung wird so der Wärmeübergang zwischen Hautblech und Spannplatte als Einflussgröße auf das Rissgeschehen ausgeschlossen.

Das Hautblech muss eben sein. Bei Vorhandensein eines Verzugs wird das Hautblech durch die Niederhalter „eben“ gedrückt und Eigenspannungen induziert. Beim Lösen der Niederhalter werden diese freigesetzt. Dies entspricht einer externen Belastung auf die Schweißnaht und hätte ein nicht reproduzierbares Aufreißen vorhandener Quasi-Innen-Heißrisse im Schweißgut zur Folge.

Bevor der eigentliche Heißrissversuch beginnt, wird das Steg-Stringer-Element mit einer vertikalen Vorspannung versehen und über seine gesamte Länge auf das Hautblech geheftet.

Der Heftung kommen beim realen Bauteil und bei der selbstbeanspruchten Heißrissprüfung unterschiedliche Bedeutungen zu. In der Serienfertigung wird durch die Heftnahtanbindung eine größere Längsdehnung des Stringers gegenüber dem Hautblech weitgehend verhindert. Beim Nachweis innerer Risse ist die Heftung notwendig, um das Steg-Stringer-Element auf dem Hautblech zu positionieren.

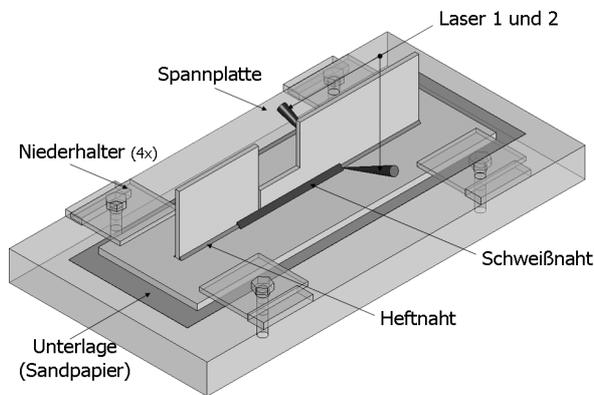
Das Probendesign setzt eine einstufige Umschmelzung der gesamten Stegbreite voraus. Andernfalls werden wie bei der Doppelkehlnahtprobe [DVS 96] bei einer zweistufigen Umschmelzung Heißrisse quer zur Schweißrichtung mit unterschiedlichen Längen und Ausrichtungen in der zweiten Naht hervorgerufen.

Experimentell kann die Strahleinkopplung mit der Stegkante zusammenfallen oder fliegend erfolgen. Mit fliegender Strahleinkopplung ist die Einkopplung der Laserstrahlen im Vorlaufblech gemeint. Diese bietet den Vorteil, dass immer eine gleich bleibende Interaktion zwischen Strahleinkopplung und Drahtzuführung im instationär geprägten Anfangsbereich des Stegs gewährleistet ist. Für die Ausbildung des Rissphänomens sind eine vollständige Ausbildung des Schmelzbades an der Stegkante sowie die Vermeidung einer Werkstoffbrücke im Spalt zwischen dem Vorlaufblech und dem Steg-Stringer-Element notwendig, um den Rissbildungsvorgang nicht zu beeinflussen.

Um den Innenriss zu detektieren, wird das Hautblech einschließlich des Vorlaufblechs 2 – 3 mm vor dem Steganfang abgetrennt. Dabei darf der zu untersuchende Bereich keinen Belastungen infolge Biegung ausgesetzt werden. Das verbleibende Material wird im Anschluss daran bis zum Steganfang mit einem mittel- bzw. feinkörnigen Schleifpapier herunter geschliffen.

Ein Innenriss wird dann reproduzierbar nachgewiesen, wenn mindestens drei von fünf geschweißten Proben eine Materialtrennung aufweisen. Auf diese Weise werden die prozessbedingten Schwankungen beim Laserstrahlschweißen berücksichtigt.

Die Auflösung der Bereiche hängt sowohl von der schrittweisen Änderung als auch von der Messgenauigkeit des Kantenabstandes  $a_{LT}$  ab.



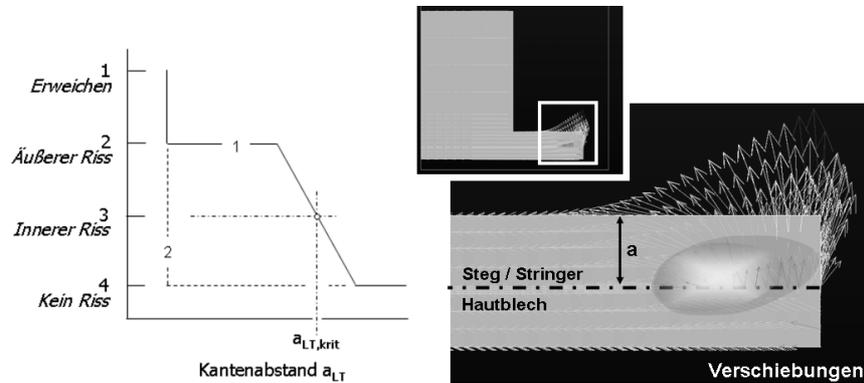
**Abbildung 33:** Versuchsaufbau zur Untersuchung der Heißrissbildung beim Schweißen mit der LT-Heißrissprobe für den fliegenden Start

### 3.2.5 Phänomenologische Betrachtung

Die Entstehung bzw. Unterdrückung eines Risses hängt von der Nahtlage ab, welche sich durch den Kantenabstand  $a_{LT}$  charakterisieren lässt. Der Kantenabstand steht dabei in funktionalem Zusammenhang zum Werkstoff, den Schweißparametern und der Stegbreite  $b_{STR}$ .

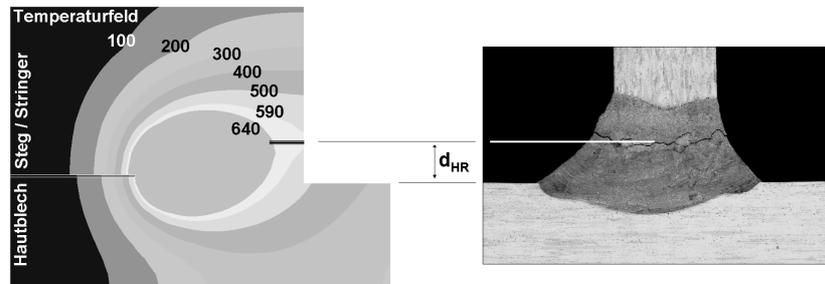
Bei Erreichen des kritischen Kantenabstandes  $a_{LT,krit}$  tritt ein innerer Heißriss auf (**Abbildung 34** links, Kennlinie 1, Bereich 3). Voraussetzungen für die Rissbildung sind ein nennenswerter Temperaturgradient zwischen dem Ort der Strahleinkopplung und dem Stegstrand sowie ein kleines mechanisches Widerstandsmoment.

Neben dem Temperaturgradient zählen auch die Geometrie-, Abkühl- und Einspannbedingungen als Einflussgrößen für die auf den TIS-Bereich wirkenden Spannungen, Biegemomente und Verschiebungen (**Abbildung 34** rechts). Die Hautblecheinspannung verhindert die Werkstoffausdehnung in die stegabgewandte Dickenrichtung. Demzufolge weisen die Hautblechsausdehnungen denselben Richtungsvektor wie die des Stegs auf.



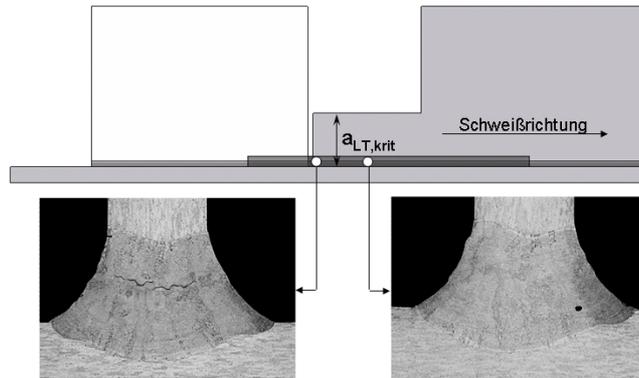
**Abbildung 34:** Quantifizierbarer Zusammenhang zwischen Nahtlage und Rissneigung für technische Legierungen (Kennlinie 1) und technisch reine Werkstoffe (Kennlinie 2) (links), Resultierende Verschiebungen im Hautblech und Steg besitzen denselben Richtungsvektor (rechts)

Die Rissebene liegt um den Betrag  $d_{HR}$  im Stringerbereich (**Abbildung 35**). Das lokale Zusammenwirken von Nachgiebigkeit des Steges und zweidimensionaler Wärmeleitung im Steg führt zu einer ungünstigen Konstellation zwischen mechanischer Schrumpfverformung quer zur Schweißrichtung (Beanspruchung) und Menge an Restschmelze (Beanspruchbarkeit).



**Abbildung 35:** Zusammenhang zwischen Temperaturfeld und Risslage

Innenrisse im Nahtanfang sind an den Einschweißvorgang gekoppelt, da sie nur während des Einschweißvorgangs wachstumsfähig sind (**Abbildung 36**).



**Abbildung 36:** Innenriss im Nahtanfang bei einer ansonsten nach außen hin rissfreien Schweißnaht

Die Verkleinerung von  $a_{LT}$  bewirkt eine Reduzierung des mechanischen Widerstandsmoments (**Abbildung 34** links, Kennlinie 1, Bereich 2). Sowohl die Risslänge als auch die –breite nehmen dann zu.

Bei sehr kleinen Steghöhen ist das Rissintervall durch das Erweichen der Bauteilkante begrenzt (**Abbildung 34** links, Kennlinie 1, Bereich 1). In diesem Bereich ist das aus der Längsausdehnung resultierende Biegemoment aufgrund eines zu geringen Temperaturgradienten (Wärmestau) nicht ausreichend groß genug, um einen Heißriss auszulösen. Aufgrund des Wärmestaus wird der Reststeg oberhalb der Solidustemperatur erwärmt. Im Vergleich zur Schweißung bei größeren Kantenabständen nimmt in diesem Bereich die Nahthöhe zu.

Im Bereich 4 (**Abbildung 34** links, Kennlinie 1, Bereich 4) wird der Heißriss durch ein ausreichend großes mechanisches Widerstandsmoment unterbunden.

Bei technisch reinem Aluminium werden keine Risse beobachtet (**Abbildung 34** links, Kennlinie 2). Aufgrund der Reinheit liegen während der Erstarrung nur wenige Schmelzfilme vor und somit fällt auch das Schmelzintervall gering aus. Die metallurgische Voraussetzung für eine Heißrissbildung ist damit nicht gegeben [HIL 01].

### 3.2.6 *Spannungsverteilung während des Einschweißvorgangs*

Infolge der erhöhten Verformbarkeit und der zweidimensionalen Wärmeleitung, ist der Riss im Steg vorzufinden (**Abbildung 35**). Die Rissbildung wird in dem Moment vollzogen, wenn der TIS-Bereich mit der Stegkante zusammenfällt und sein Verformungsvermögen quer zur Schweißnaht überschritten wird.

Bei dieser Momentaufnahme sind verschiedene Spannungsbereiche verantwortlich, die sich in ihrer Ursache entsprechend unterteilen und charakterisieren lassen. Dabei sind die Spannungen im Steg für die Rissbildung maßgeblich.

Der Spannungszustand im Schmelzbad ist Null (**Abbildung 37**, Bereich 1). Somit können darüber keine Kräfte übertragen werden.

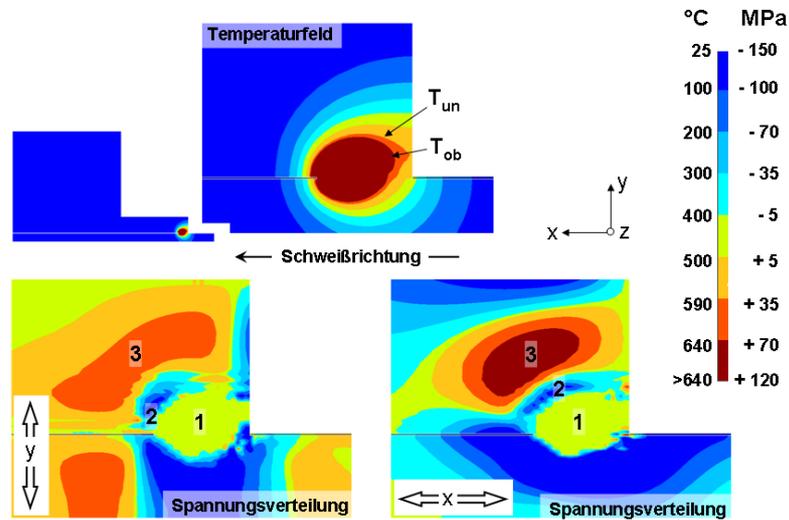
Vor und neben dem Schmelzbad bilden sich Druckspannungen aus. In diesen Bereichen nimmt lokal die Temperatur zu und die Werkstoffausdehnung wird durch die angrenzenden „kalten“ Bereiche sowie im Hautblech zusätzlich durch die starre Einspannung behindert. Es handelt sich hierbei um Druckspannungen infolge einer behinderten thermischen Ausdehnung (**Abbildung 37**, Bereich 2).

Werden beide Druckspannungsbereiche überlagert, so kann man von einem Druckspannungskeil sprechen, der sich mit dem Schmelzbad durch das Bauteil bewegt.

Als Ausgleich entstehen im Rahmen des Gleichgewichts innerer und äußerer Kräfte in den „kalt“ gebliebenen Bereichen positive Reaktionsspannungen (**Abbildung 37**, Bereich 3). Diese sind den Druckspannungen vorgelagert und resultieren aus den aufgezwungenen Dehnungen und dürften dadurch vornehmlich elastischer Natur sein.

Die Formänderung des Steges ist auf die Keilwirkung der Druckspannungsbereiche zurückzuführen, wodurch der Steg nach oben geschoben und der Riss eingeleitet wird.

Im Hautblech, unterhalb des Schmelzbades, entstehen hohe Druckspannungen. Diese resultieren aus dem Wärmeeintrag und auch aus der Hautblecheinspannung, die eine Werkstoffausdehnung in die stegabgewandte Dickenrichtung verhindert. Infolgedessen wird der an das Schmelzbad angrenzende Hautblechbereich nach oben gedrückt.

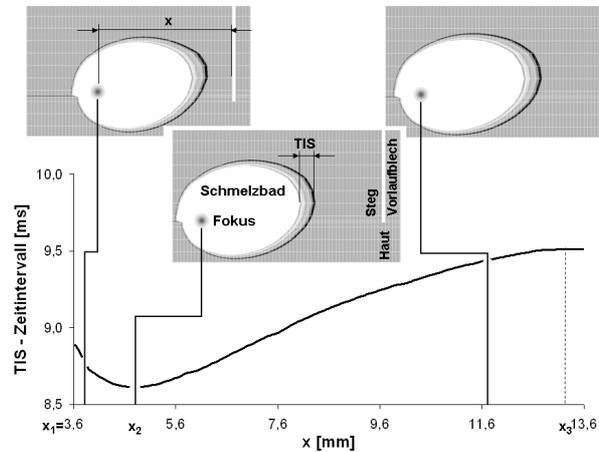


**Abbildung 37:** Temperaturfeld und transiente Spannungsverteilungen in Längs- und Querrichtung für eine Schweißung

### 3.2.7 Einfluss der Stegkante auf die zeitabhängige Ausdehnung des TIS-Bereichs

In **Abbildung 38** ist die zeitbezogene Ausdehnung des TIS in Abhängigkeit vom Abstand  $x$  zwischen dem Fokus und der Stegkante aufgetragen.

Nach Einkopplung des Strahls an der Stegkante wird diese zunächst partiell umgeschmolzen. Im weiteren Verlauf wandert das Schmelzbad in Schweißrichtung und dehnt sich zugleich aus. Bei  $x_1$  trifft die  $T_{un}$ -Isotherme auf die Stoßkante, womit die vollständige Erstarrung im Kantenbereich eintritt. Der Kennlinienverlauf zeigt zwischen  $x_1$  und  $x_2$  eine Abnahme der TIS-Breite und damit auch die Schmelzbadausdehnung. Verantwortlich hierfür ist die aufgrund der Wärmeleitungsverluste noch nicht ausreichend erwärmte Schmelzbadumgebung im Steg. Ab  $x_2$  steigt die TIS-Breite an und erreicht erst bei  $x_3$  einen stationären Zustand.



**Abbildung 38:** Zeitabhängige Ausdehnung des TIS im Nahtanfang bei einem Kantenabstand  $a_{LT} = 10 \text{ mm}$  (Prozessparameter:  $P_L = 2,3 \text{ kW}$ ,  $v_S = 4,0 \text{ m/min}$ , Schweißzusatzwerkstoff: AlSi7, Draht,  $\varnothing 1,0 \text{ mm}$ .)

### 3.2.8 Vorteile und Potential des Heißrissprüfverfahrens

Da der Nahtquerschnitt als Heißrissprüfbedingung zu Grunde liegt, wird durch den kritischen Kantenabstand  $a_{LT,krit}$  als quantifizierbares Bewertungskriterium ein direkter Vergleich für alle in Frage kommenden Schweißkonfigurationen bezüglich ihrer Rissneigung ermöglicht. Die Auslegung des Nahtquerschnitts orientiert sich dabei an die Vorgaben aus der Konstruktion wie beispielsweise dem Festigkeitsnachweis. Von vornherein wird somit ein fertigungsorientierter Ansatz verfolgt.

Der Aufbau der Prüfvorrichtung (**Abbildung 33**) ist einfach und kostengünstig. Die wenigen zu berücksichtigten Randbedingungen führen zu einer hohen Systemtransparenz. Infolgedessen können die Schweißergebnisse auch von anderen Forschungseinrichtungen ohne großen Aufwand reproduzierbar nachvollzogen werden. Werkstoffhersteller können hinsichtlich der schweißtechnischen Optimierung ihrer Legierungen die Rissprüfung im Eigenversuch durchführen, ohne auf die komplexe Prüfanlagentechnik anderer Institutionen angewiesen zu sein.

Die hohe Systemtransparenz ermöglicht zudem eine einfache Übertragbarkeit des Mechanismus auf ein Finite-Element-Modell. Auf diese Weise können die Ursachen, die zu einem unterschiedlichen Rissverhalten führen, effektiv herausgearbeitet werden.

Die zu vergleichenden Schweißkonfigurationen können sich in Bezug auf Werkstoff, Prozessgrößen, Bauteilabmessungen sowie Zuführung des Schweißzusatzwerkstoffs unterscheiden. **Tabelle 2** enthält einige Konfigurationsbeispiele, die mit dem LT-Heißrissprüfverfahren untersucht werden können.

**Tabelle 2.** Konfigurationsbeispiele, die mit dem LT-Heißrissprüfverfahren untersucht werden können

Charakteristika	Beispiele
Werkstoff	unterschiedliche Legierungssysteme und Wärmebehandlungszustände
Bauteilabmessung	gerader, angeschrägter oder angefaster Stringerfuß
Prozessgrößen	einseitige oder beidseitige Strahleinkopplung Energieeintrag ( $P_L$ , $v_S$ , $f_L$ , ...) Energieeintrag durch zusätzliche Wärmequelle Energieabfuhr durch zusätzliche Wärmesenke
Zuführung des SZW	Draht, Formteil, koextrudierter Stringer

### *3.3 Numerische Abschätzung der Heißrissbildung beim beidseitig-gleichzeitig Schweißen*

#### *3.3.1 Vorgehensweise und Randbedingungen*

Die Simulation des beidseitig-gleichzeitig Schweißens basiert auf der Finite-Element-Methode und verfolgt einen grundsätzlich auf jede Aluminiumlegierung anwendbaren Ansatz, der den Gesamteinfluss von Material, Wärmeeintrag sowie Bauteilgeometrie auf das Rissverhalten von T-Stoßverbindungen berücksichtigt.

Gegenüber den experimentellen Untersuchungen ermöglicht die numerische Simulation, thermomechanische Einflüsse auf die Heißrissbildung zu quantifizieren und somit vom Einfluss der Metallurgie zu separieren.

Da das TIS direkt mit der Heißrissneigung metallischer Werkstoffe korreliert, kann so für die zum Heißriss führenden Bauteilquerverschiebungen zwischen den Einflussgrößen und dem Rissverhalten ein quantifizierbarer Zusammenhang hergestellt werden.

Die thermomechanischen Werkstoffeigenschaften in der Nähe sowie oberhalb des Schmelzpunktes haben keinen Einfluss auf die Verformungen nichtgeschmolzener Bauteilbereiche, deswegen bleiben diese in der Simulation unberücksichtigt. Somit werden den TIS-Grenztemperaturen  $T_{ob}$  und  $T_{un}$  in der Rissebene Materialverschiebungen im nicht umgeschmolzenen Bauteilbereich zugeordnet.

Die Berechnung der kritischen TIS-Verschiebungen ist nur für die Entstehung innerer Risse im Nahtanfang zulässig, da die FE-Modellierung die für eine Rissausbreitung notwendige Materialtrennung nicht vorsieht.

Die Schweißsimulation wird als ein Werkzeug verstanden, bei dem die Ermittlung der TIS-Verschiebungen in vier Teilschritten erfolgt (**Abbildung 39**). Im ersten wird das Temperaturfeld (1) berechnet. Die darin gespeicherten Werte fließen anschließend sowohl in die Analyse der Zeitpunkte, in denen die oberen und unteren TIS-Grenztemperaturen vorliegen (2), als auch in das Strukturmodell (3) ein. Mit dem Strukturmodell werden die Spannungen und Verschiebungen berechnet. Im letzten Schritt (4) werden die zum inneren Riss führenden TIS-Verschiebungen bestimmt.

Bevor im weiteren Verlauf dieses Abschnitts auf die TIS-Analyse und die Berechnungen der TIS-Verschiebungen eingegangen wird, erfolgt die Darlegung der Eingangsgrößen für die thermische und für die Strukturanalyse.

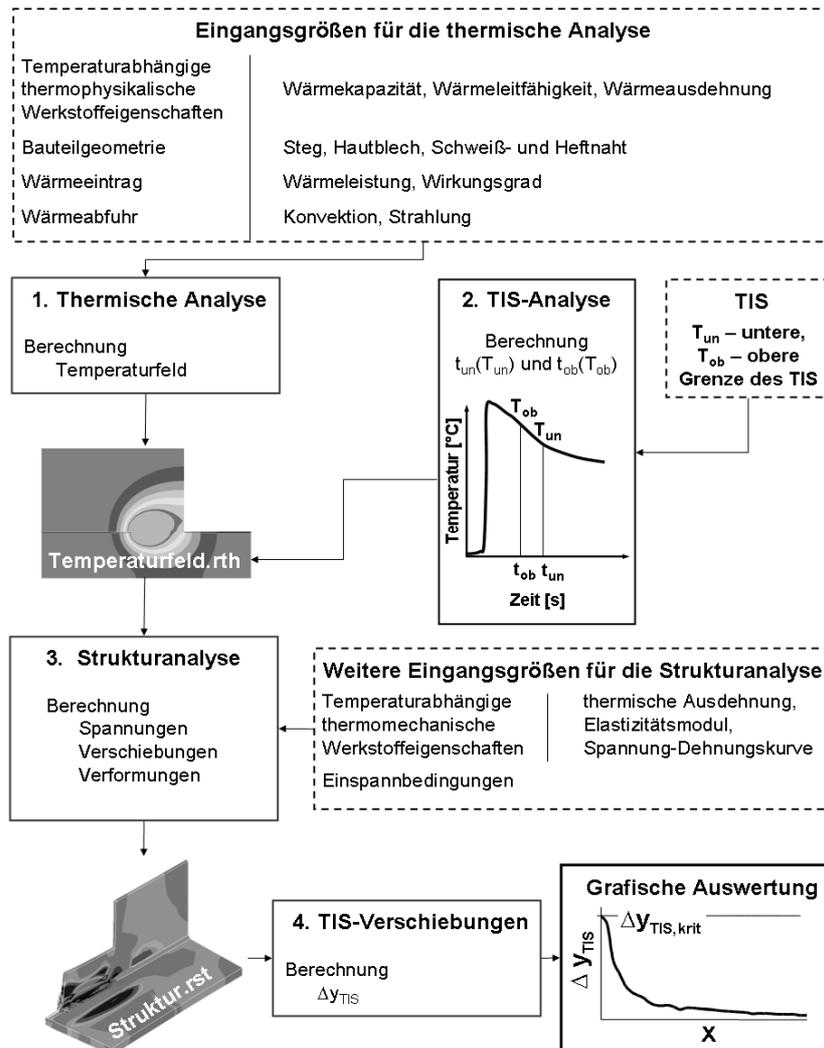


Abbildung 39: Berechnungsablauf zur Ermittlung der kritischen TIS-Verschiebung innerer Heißrisse im Nahtanfang beim beidseitig-gleichzeitig Schweißen

### 3.3.2 *Werkstoffkenndaten der Legierung AA6056*

In Bezug auf die werkstoffabhängige Grundlage erfordert das Berechnungssystem für die Schweißsimulation die thermodynamischen und thermomechanischen Eigenschaften im gesamten zu betrachtenden Temperaturbereich als Eingabeparameter. Durch die lokale Wärmeeinbringung ist der Einfluss der Temperatur und des Temperatur-Zeit-Verlaufs auf diese Größen ortsabhängig. Infolgedessen müssen die Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Temperatur ermittelt werden.

Die Daten für einen speziellen Werkstoff liegen in der Regel in der Literatur nicht oder nur teilweise vor. Eine experimentelle Bestimmung aller benötigten Größen ist sehr aufwendig und nicht immer für den gesamten Temperaturbereich durchführbar. Der verwendete Datensatz setzt sich damit zwangsweise aus gemessenen Kennwerten und Literaturdaten zusammen.

#### *Thermophysikalische Eigenschaften*

##### *Spezifische Wärmekapazität, Spezifische Wärmeleitfähigkeit, Dichte*

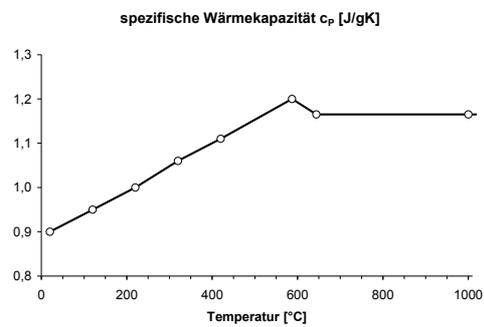
Die Ausbreitung der Wärme im Festkörper wird neben der Leistung und der Ausdehnung der Wärmequelle von der Temperaturleitfähigkeit  $k$  der Materie bestimmt [HIL 01]. Diese Größe hängt von den thermophysikalischen Werkstoffeigenschaften, wie der spezifischen Wärmekapazität  $c_p$ , der spezifischen Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  und der Dichte  $\rho$  ab (**Gl. 1**).

$$k = \frac{\lambda}{\rho * c_p} \qquad \text{Gl. 1}$$

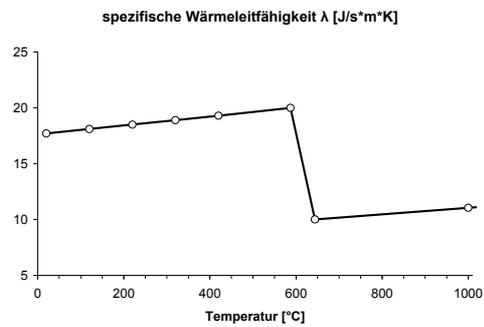
Die Kenndaten für diese drei Werkstoffeigenschaften werden der Datenbank des thermodynamischen Schweißsimulationstools LASIM für die Legierung AA6013 entnommen. Dieses Vorgehen ist aufgrund der ähnlichen chemischen Zusammensetzung der Legierungen AA6056 und AA6013 gerechtfertigt (**Tabelle 3**) und wird zudem durch die identische Werkstoffqualifizierung bei Airbus [AIR 04] gestützt.

**Tabelle 3.** Chemische Zusammensetzung der Legierungen AA6056 [ALC 04] und AA6013 [LAS 01]. Angaben in Gewichtsprozent.

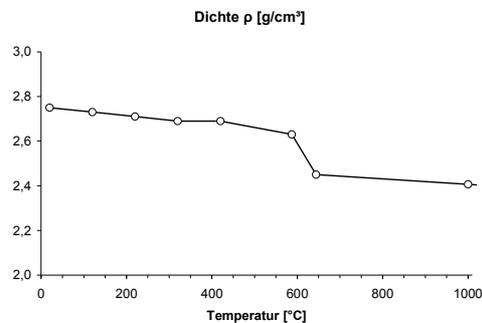
Legierung	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
AA6056	96,98	0,89	0,09	0,60	0,59	0,71	0,012	0,13
AA6013	96,88	0,69	0,18	0,95	0,39	0,88	0	0,03
AlSi7	91,9	7,0	0,20	0,05	0,10	0,65	0	0,10



**Abbildung 40:** Spezifische Wärmekapazität  $c_p$  der Legierung AA6013 in Abhängigkeit von der Temperatur [LAS 01]

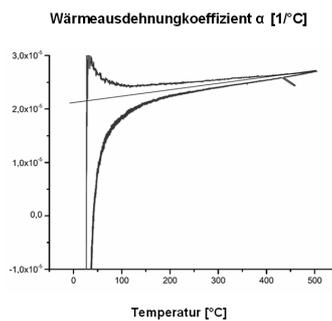


**Abbildung 41:** Spezifische Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  der Legierung AA6013 in Abhängigkeit von der Temperatur [LAS 01]

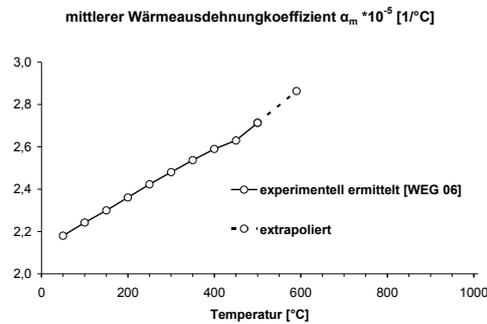


**Abbildung 42:** Dichte  $\rho$  der Legierung AA6013 in Abhängigkeit von der Temperatur [LAS01]

Der Wärmeausdehnungskoeffizient  $\alpha$  kennzeichnet die Kopplung zwischen thermischen und mechanischen Werkstoffverhalten. Hervorgerufen durch Temperaturänderungen löst die Temperaturdehnung eine Veränderung der geometrischen Größe sowie der Dichte  $\rho$  des Bauteils aus. Die Wärmeausdehnung wird im Temperaturbereich von 50 °C bis 500 °C mit der Gleeble-Anlage experimentell bestimmt. Die Probe wird dabei nahezu spannungsfrei erwärmt und abgekühlt. Die Änderung der Probenbreite während des gesamten Temperaturzyklusses wird mit dem CGauge-Dilatometer aufgezeichnet (**Abbildung 43**). Aus den Messwerten ergeben sich dann temperaturabhängige Mittelwerte, die in die Schweißsimulation einfließen. Durch Extrapolierung des linearen Funktionsverlaufs kann das Ausdehnungsverhalten auch oberhalb 500 °C beschrieben werden. (**Abbildung 44**).



**Abbildung 43:** Wärmeausdehnungskoeffizienten  $\alpha$  der Legierung AA6056 in Abhängigkeit vom Aufheiz- und Abkühlmodus [WEG 06]



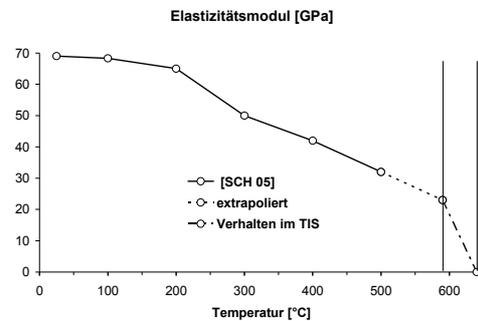
**Abbildung 44:** mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient  $\alpha_m$  der Legierung AA6056 in Abhängigkeit von der Temperatur

## Mechanische Eigenschaften

### Elastizitätsmodul

Der Elastizitätsmodul bestimmt im formelastischen Beanspruchungsbereich das lineare Verhältnis zwischen den Spannungen und den Dehnungen, die nach der Methode der Finiten-Elemente mit den Knotenverschiebungen korrelieren. Aufgrund des elastischen Verformungsanteils beim plastischen Fließen beeinflusst der Elastizitätsmodul auch die Verformung im plastischen Beanspruchungsbereich.

Untersuchungen bezüglich des Verhaltens des Elastizitätsmoduls in der Umgebung des Schmelzbades zeigen, dass dieser in derselben Größenordnung wie bei Raumtemperatur liegt (**Abbildung 45**) [MON 76]. Der Elastizitätsmodul ist als Strukturparameter zu verstehen und weist demzufolge im Schmelzpunkt eine Unstetigkeit auf [KÖR 97].

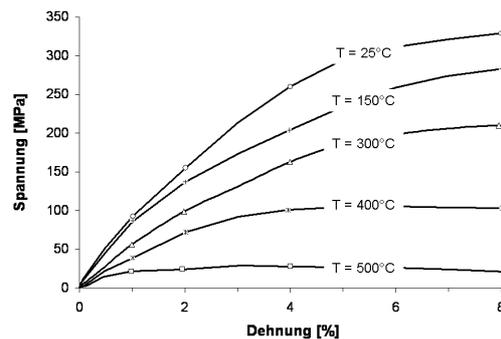


**Abbildung 45:** Elastizitätsmodul der Legierung AA6013 in Abhängigkeit von der Temperatur

### Spannungs-Dehnungs-Verhalten

Bei höheren Temperaturen ist das in **Abbildung 46** gezeigte Verformungsverhalten deutlich von der Abzugsgeschwindigkeit der Gleeble-Anlage abhängig. Die Auswahl der Abzugsgeschwindigkeit richtet sich nach der Verformungsgeschwindigkeit während des Schweißens.

Obwohl eine gleich bleibende Abzugsgeschwindigkeit von 0,5 mm/s gewählt wird, ist während der Versuchsdurchführung die gemessene Dehngeschwindigkeit nicht konstant. Sie reicht von 0,2 %/s im elastischen Bereich bis 2,5 %/s kurz vor dem Bruch. Beim Schweißen von Aluminium-Legierungen kann die Verformungsgeschwindigkeit infolge thermischer Ausdehnungen und Schrumpfungen im Bereich von  $\pm 2$  %/s liegen [HER 07].

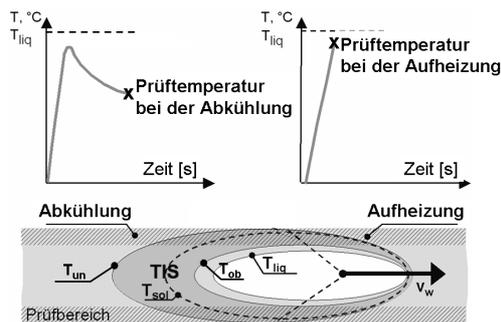


**Abbildung 46:** Spannungs-Dehnungs-Kurven der Legierung AA6056 in Abhängigkeit von der Temperatur [HER 07]

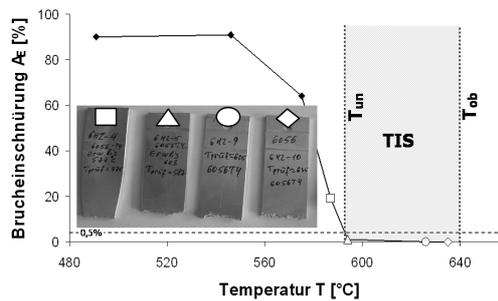
*Ermittlung des Temperaturintervalls der Sprödigkeit (TIS)*

In Gleeble-Versuchen wird die obere TIS-Temperatur ( $T_{ob}$ ) der Legierung AA6056 im Aufheizmodus bestimmt (**Abbildung 47** rechts oben); wohl wissend, dass der Heißriss in der Abkühlphase entsteht und sich das Verformungsvermögen im Temperaturbereich um 600 °C im Aufheiz- und Abkühlmodus unterscheidet [REI 01]. Die obere Grenztemperatur  $T_{ob}$  beträgt 640 °C.

Zur Ermittlung der unteren TIS-Grenze ( $T_{un}$ ) von AA6056 werden die Gleeble-Proben erwärmt und anschließend frei abgekühlt (**Abbildung 47** links oben). Bei vorgegebenen Temperaturen erfolgt eine schlagartige Beanspruchung mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 50 mm/s. Dabei kommt es zur Verformung oder zum Bruch (**Abbildung 48**). Aus der Verminderung des Probenquerschnitts wird die Brucheinschnürung abgeleitet. Bei einer Brucheinschnürung von  $\leq 0,5\%$  wird von einem Sprödbbruchverhalten ausgegangen. Auf diese Weise wird die untere Grenztemperatur  $T_{un}$  auf 590 °C festgelegt.



**Abbildung 47:** Ermittlung des TIS



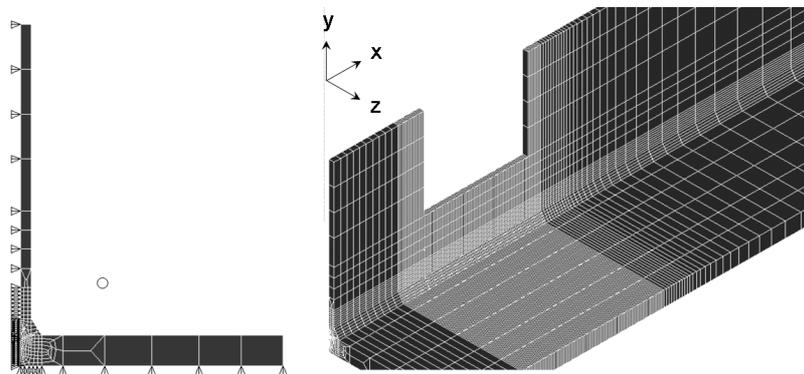
**Abbildung 48:** TIS für die Legierung AA6056 [HER 07]

### 3.3.3 Modellierung

#### *Modellierung der Bauteilgeometrie für das beidseitig-gleichzeitige Schweißen*

Im Fall des beidseitig-gleichzeitigen Schweißens werden symmetrische Temperatur- und Spannungsverteilungen erwartet. Deshalb wird sich auf die Modellierung sowohl bei der LT-Heißrissprobe als auch bei der Haut-Stringer-Verbindung mit Aussparungen auf nur eine Symmetriehälfte beschränkt. Diese Vorgehensweise erfordert daher die Fixierung der Knotenpunkte in der Symmetrieebene ( $xy$ -Ebene, **Abbildung 49**, links).

Während der experimentellen Schweißuntersuchungen ist das Hautblech durch vier Niederhalter auf die Spannplatte gespannt (**Abbildung 33**). Infolge der kleinen Blechabmaße (**Abbildung 3**) wird für alle auf der Hautblechunterseite ( $xz$ -Ebene) liegenden Knotenpunkte der Freiheitsgrad in Blechdickenrichtung eliminiert (**Abbildung 49**, links).



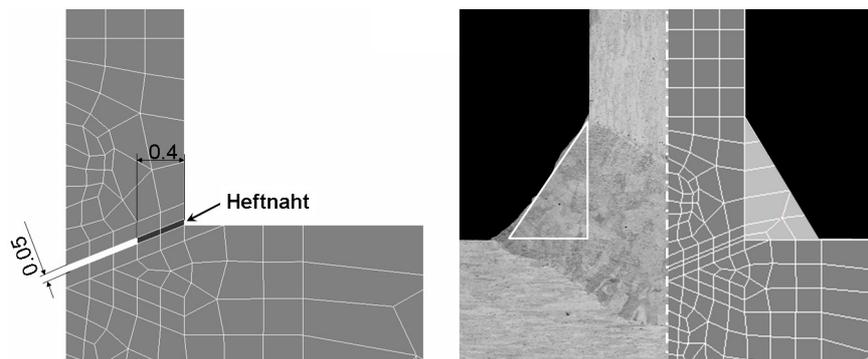
**Abbildung 49:** Einspannung (links), Netzausprägung der LT-Heißrissprobe mit Vorlaufblech für die Schweißsimulation (rechts)

Der Heißrissprobe wird eine ungleichmäßige Vernetzung aufgeprägt, die durch die Wärmequelle beeinflussten Bereiche werden feiner und die des unbeeinflussten Grundwerkstoffbereichs gröber vernetzt (**Abbildung 49**, rechts). Auf diese Weise werden jene Werkstückbereiche mit einer hohen Temperatur und hohen Spannungsgradienten durch eine Netzverdichtung realitätsnah erfasst und die Genauigkeit erhöht. Im

geschweißten Probenbereich ist in Vorschubrichtung die Elementlänge konstant. Die Elementlänge richtet sich nach der Intensitätsverteilung der Wärmequelle.

Zur Verkürzung der Rechenzeit, wird auf die Nachbildung des Heftvorgangs verzichtet. Im Gegensatz zu dem stoffschlüssigen Heftnahtbereich zwischen Hautblech und Steg, hat die Heftnahtflankengeometrie keinen nennenswerten Einfluss auf die Struktursteifigkeit und bleibt ebenso unberücksichtigt (**Abbildung 50**, links). Der auf den Querschnitt bezogene ungeheftete Bereich besitzt in Wirklichkeit eine endliche Breite, für die in der Modellierung 0,05 mm angenommen wird.

Die Nahtflankenvolumina des Schweißguts entsprechen dem umgeschmolzenen Volumen des Schweißzusatzwerkstoffes (**Abbildung 50**, rechts). Die sich aus dem Querschliff ergebende tragende Flankengeometrie wird im selben Netz wie Hautblech und Steg modelliert. Die temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften des Schweißgutes entsprechen dabei denen des Grundwerkstoffes.



**Abbildung 50:** Modellierung des für die Struktursteifigkeit relevanten Heftnahtbereichs (links) und Berücksichtigung der Schweißnahtflankengeometrie des Querschliffs im FE-Modell (rechts)

### *Modellierung der Wärmequelle für das beidseitig-gleichzeitige Schweißen*

Die Beschreibung und Idealisierung der Wärmeeinbringung beim Laserstrahlschweißen stellen einen weiteren Schritt zur Bestimmung der Temperaturverteilung dar.

Bei der Wärmeeinbringung handelt es sich dabei um ein Vielparameterproblem, welches sich aus dem wechselseitigen Einfluss der Laserstrahlabsorption durch das Bauteil und den Schweißzusatzwerkstoff, der Interferierung beider Laserstrahlen, der Verdampfung, der Fluidodynamik im Schmelzbad und der Wärmeleitung zusammensetzt. Im Folgenden wird sich deshalb auf eine zusammenfassende Behandlung der physikalischen Vorgänge beschränkt, da eine umfassende Bestimmung der Teilbereiche den gesetzten Rahmen sprengen würde.

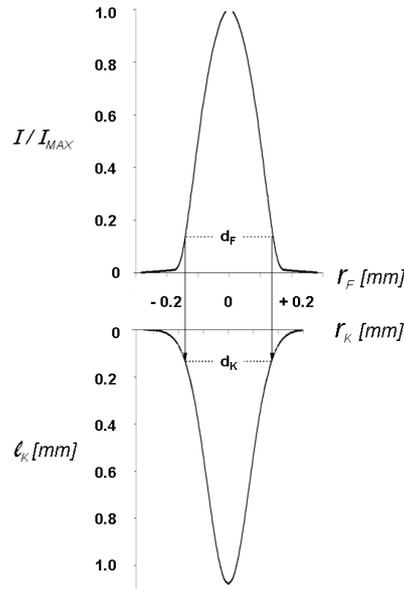
Der Schweißvorgang entspricht in idealisierter Form der Bewegung einer Wärmequelle durch das Bauteil. Die dabei eingebrachte Energie führt zur Aufschmelzung des Werkstoffs. Die Fläche des Schweißnahtquerschnitts ist dabei ein Maß für die eingebrachte Energie.

Um den Aufwand so gering wie möglich zu halten, ist es sinnvoll, die Modellierung der äquivalenten Wärmequelle der Aufgabenstellung und den Randbedingungen (3.3.1) anzupassen. Denn je genauer die Modellgestaltung wird, desto mehr Eingangsgrößen sind notwendig, wodurch auch die Ansprüche an die Rechenleistung steigen [JAC 05].

Es muss also der Schweißprozess selber nicht dargestellt werden, sondern nur seine Auswirkungen auf die Umgebung. Demnach reicht es aus, die Wärmeerzeugung an der Schweißstelle durch eine verteilte Wärmequelle in Form eines stabförmigen Volumenkörpers vereinfachend zu beschreiben.

Die Geometrie der äquivalenten Wärmequelle ist durch das Kapillarprofil festgelegt, welches wiederum in einem funktionalen Zusammenhang mit der Intensitätsverteilung des Laserstrahls steht (**Abbildung 51**).

Die experimentell erfasste Intensitätsverteilung des Laserstrahls ist rotationssymmetrisch und weist ein gausförmiges Profil auf. Der effektive Strahldurchmesser  $d_F$  wird dabei üblicherweise über den Leistungseinschluss von 86,5 % definiert [RIE 05]. Dieser beträgt für beide eingesetzten Laserquellen und Strahlführungen 0,282 mm.



**Abbildung 51:** Zusammenhang zwischen der normierten Wärmestrahlintensität ( $TEM_{00}$ ) und der Kapillarform

Die Kapillargeometrie wird durch den mittleren Durchmesser  $d_K$  und die Länge  $l_{K,max}$  bestimmt. Obwohl sich während des beidseitig-gleichzeitig Schweißens beide Teilkapillaren durchdringen, wird vereinfachend nur eine Symmetriehälfte des Bauteils betrachtet. Auf diese Weise bleibt die Wechselwirkung beider Kapillaren unberücksichtigt. Die Kapillartiefe  $l_{K,max}$  steht somit nur noch in Abhängigkeit zur Stegdicke  $d_{Steg}$  und zum Einstrahlwinkel  $\alpha_L$  (Gl. 2).

$$l_{K,max} = d_{Steg} * \frac{1}{\cos \alpha_L} \quad \text{Gl. 2}$$

Weiterhin wird durch das thermodynamische Schweißsimulationstool LASIM der mit dem Strahldurchmesser  $d_F$  korrelierende Kapillardurchmesser  $d_K$  errechnet, welcher geringfügig größer als der Strahldurchmesser ist (Abbildung 51) [SKU 04].  $d_K$  ist u. a. von der Strahlleistung  $P_L$  und der Schweißgeschwindigkeit  $v_S$  abhängig und wird in der Simulation entsprechend angepasst (Tabelle 4).

Die Kapillarform lässt sich anhand dieser Daten und unter Annahme eines Gausprofils darstellen. Aufgrund ihres Schlankheitsgrades  $S_K \approx 3,4$  (**Gl. 3**) kann diese als eine zylindrische Röhre angesehen werden.

$$S_K = \frac{d_K}{l_{K,MAX}} \quad \text{Gl. 3}$$

Um das Volumen der äquivalenten Ersatzwärmequelle in die Netzstruktur des FE-Modells einzubinden, erfolgt im nächsten Schritt eine Überführung der Zylinder- in eine kubische Geometrie. Unter Beibehaltung des Volumens, errechnet sich die Kantenlänge  $d_{\text{äq},K}$  (**Gl. 4**), die gleichzeitig die Maschenweite der Vernetzung darstellt.

Beispielsweise ergibt sich bei einer Schweißgeschwindigkeit  $v_S = 4,0$  m/min und einer Kantenlänge  $d_{\text{äq},K} = 0,315$  mm ein Zeitschritt von 4,7 ms. Damit wird bei der Simulation des Laserstrahlschweißens (Aufheiz- und Abkühlraten betragen mehrere tausend K/s) den hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten Rechnung getragen, die für die Ermittlung der TIS-Verschiebungen entscheidend sind.

$$d_{\text{äq},K} = \frac{\sqrt{\pi}}{2} * \varnothing d_K \approx 0,9 * \varnothing d_K \quad \text{Gl. 4}$$

Der Wärmequellterm für die auf den kubischen Volumenkörper  $V_{\text{äq},K}$  bezogene thermische Leistung  $P_{\text{äq},K}$  wird in **Gl. 5** beschrieben. Die Variable  $\eta_{\text{th}}$  stellt den thermischen Wirkungsgrad dar. Die experimentelle Bestimmung der tatsächlich eingekoppelten Leistung ist mit großem Aufwand verbunden, so dass ebenfalls auf den durch LASIM ermittelten Wert zurückgegriffen wird (**Tabelle 4**).

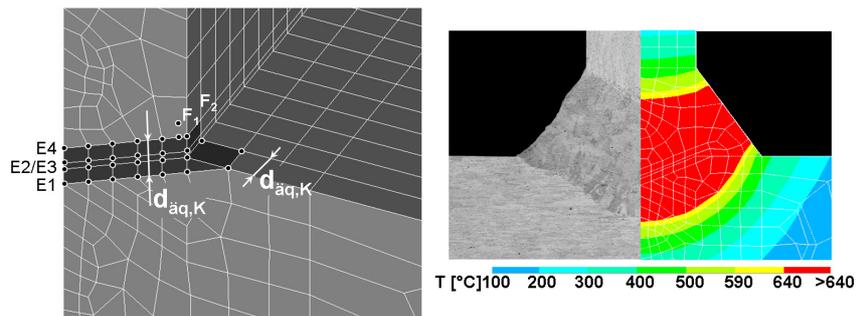
$$P_{\text{äq},K} = \eta_{\text{th}} * P_L * \frac{1}{V_{\text{äq},K}} = \eta_{\text{th}} * P_L * \frac{1}{d_{\text{äq},K}^2 * l_{K,MAX}} \quad \text{Gl. 5}$$

**Tabelle 4.** Prozesseingabegrößen für die Simulation des beidseitig-gleichzeitig Schweißens<sup>3</sup>

Fall	$P_L$ [kW]	$v_S$ [m/min]	$\eta$	$l_K$ [mm]	$d_{\text{äq,K}}$ [mm]
1 / 3 / 4	2,3	4,0	0,44	1,08	0,315
2	2,0	3,5	0,43	1,08	0,302

Hinsichtlich der geringen Spaltbreite von 0,05 mm (**Abbildung 50 links**), sind die Ebenen E2 und E3 als eine Ebene zusammenzufassen (**Abbildung 52 links**). Daher hat jeder Knoten in den Ebenen E1 und E4 die doppelte Wärmeleistung wie die in den Ebenen E2 und E3 liegenden.

Die Verteilung der Wärmeintensität  $I$  bleibt in allen Berechnungen unverändert, da dies sonst zu einer Veränderung der Quelle-Knotenpunkt-Wechselbeziehung führen würde.

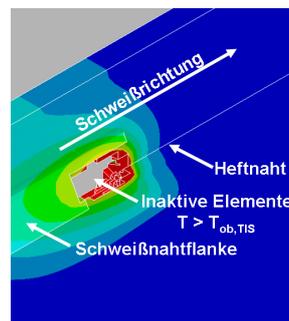


**Abbildung 52:** Einbindung der Ersatzwärmequelle als stabförmiger Körper in das FE-Modell für das beidseitig-gleichzeitige Schweißen (**links**), Gegenüberstellung des Querschliffs und der simulierten Nahtgeometrie für die Schweißkonfiguration des Falls 1 (**Tabelle 4**) (**rechts**)

<sup>3</sup> Die Herleitung der angegebenen Schweißkonfigurationen erfolgt im Abschnitt Heißrissminimierende Ansätze.

### *Modellierung des Schmelzbades*

Während des Schweißens ist für den Bereich oberhalb der oberen TIS-Grenztemperatur  $T_{ob}$  ein spannungsfreier Zustand charakteristisch. Durch die Deaktivierung der Elemente in diesem Temperaturbereich wird die Strukturberechnung vereinfacht (**Abbildung 52** rechts).



**Abbildung 53:** Deaktivierung der Elemente oberhalb der oberen TIS-Grenztemperatur  $T_{ob}$

### *Numerische Berechnung der TIS-Verschiebungen*

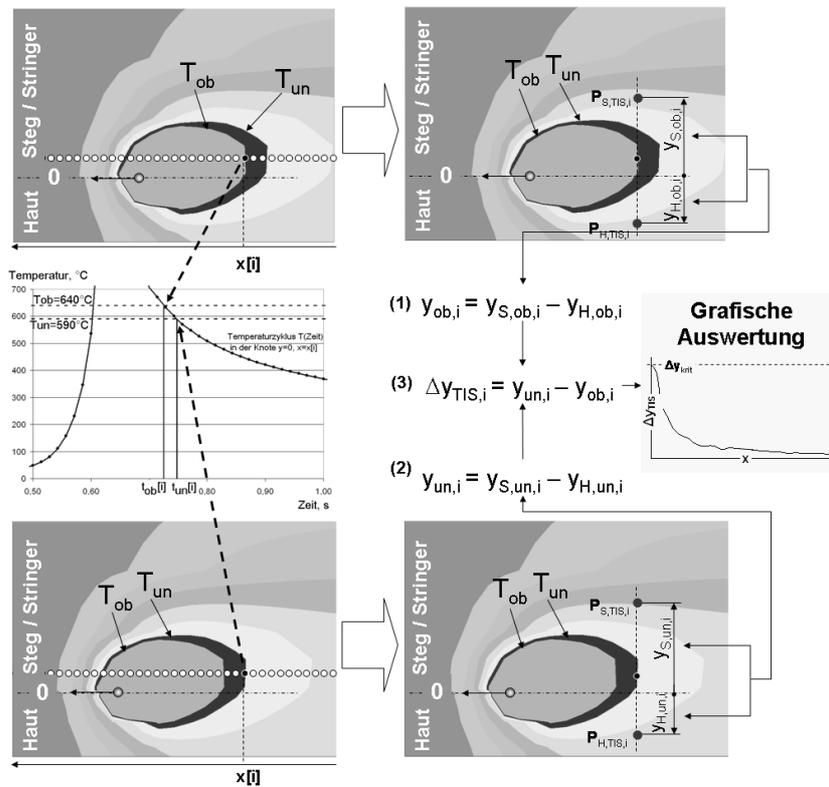
Während der Abkühlphase durchläuft in der Rissebene jeder Knoten die obere und untere TIS-Grenztemperatur  $T_{ob}$  und  $T_{un}$ . In der TIS-Analyse (**Abbildung 39**, Punkt 2 im Berechnungsablauf) werden mit Hilfe des Bisektionsverfahrens für jeden einzelnen dieser Knoten die knotenspezifischen TIS-Zeiten  $t_{ob,i}$  und  $t_{un,i}$  erfasst (**Abbildung 54** links).

Da die experimentelle Ermittlung der temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte oberhalb der Schmelztemperatur sich als sehr schwierig erweist, werden bei dieser Schweißsimulation die Erstarrungsbedingungen der Schmelzzone nicht nachgebildet und demzufolge auch die realen TIS-Verschiebungen in der Rissebene nicht erfasst. Um dennoch eine sinnvolle quantifizierbare Größe zur Evaluierung der Rissneigung zu generieren (Punkt 4 im Berechnungsablauf, **Abbildung 39**), werden den knotenspezifischen TIS-Zeiten  $t_{ob,i}$  und  $t_{un,i}$  die Verschiebungen des Stringers  $P_{S,TIS,i}$  und der Haut  $P_{H,TIS,i}$  in einem Abstand von etwa 1,5 mm von der Schmelzlinie zugeordnet (**Abbildung 54** rechts).

Genau genommen handelt es sich nicht um eine TIS-Verschiebung im herkömmlichen Sinne – also der sich einstellenden Verschiebung in der

Rissebene innerhalb des Schmelzbades durch eine Zugbeanspruchung – sondern um eine Bauteilquerverschiebung neben dem TIS-Gebiet, während in der Rissebene ortsabhängig das TIS durchlaufen wird (**Abschnitt 2.3.8**).

Somit orientiert sich der Ort der Bauteilreaktion am Modell von [PSH05], jedoch die Abschätzung der Heißrissneigung mittels der Querverschiebung bzw. der Dehnung am Modell von [HIL 01].



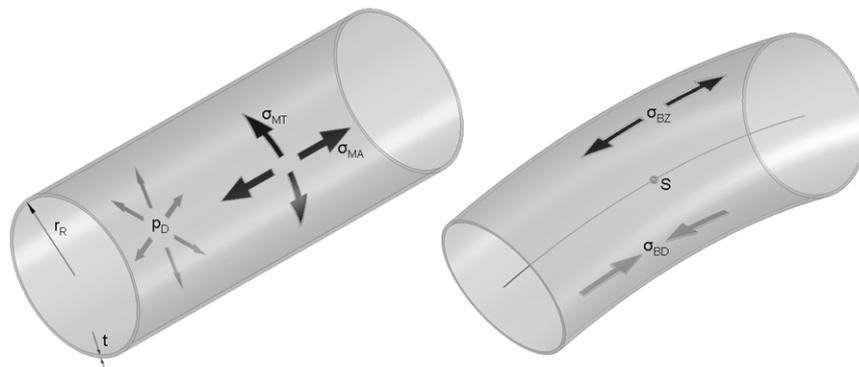
**Abbildung 54:** TIS-Analyse (links), Berechnung der TIS-bezogenen Bauteilquerverschiebungen (rechts)

### 3.4 Analyse der Spannungsüberhöhungen an den Stringerenden im Flugbetrieb

Ziel dieses Abschnitts ist es, im Rahmen des Heißrisstolerierenden Ansatzes (**Abschnitt 6**) eine Berechnungsgrundlage für die Spannungsüberhöhungen an den Stringerenden herzuleiten, die einen direkten Vergleich verschiedener Haut- und Stringerausführungen erlaubt.

#### 3.4.1 Berücksichtigte Lastfälle

Während des Flugbetriebs unterliegt die Rumpfaußenhaut hohen Membranspannungen, resultierend aus der dünnen Hautfelddicke  $t$  und dem großen Rumpfdurchmesser  $2 \cdot r_R$  einerseits und der Druckdifferenz  $p_D$  inner- und außerhalb der Kabine andererseits. Diese Spannungen wirken in der Haut als Zugspannungen parallel (axiale Membranspannungen  $\sigma_{MA}$ ) und quer (tangente Membranspannungen  $\sigma_{MT}$ ) zur Rumpflängsachse (**Abbildung 55**, links). Zudem treten in der Flugphase durch die eigen- und nutzlastbedingte Rumpfdurchbiegung in der Außenhaut axiale Biegebeanspruchungen als Zugspannungen  $\sigma_{BZ}$  in der Oberschale und als Druckspannungen  $\sigma_{BD}$  in der Unterschale (Druckrumpfbereich) auf (**Abbildung 55**, rechts).



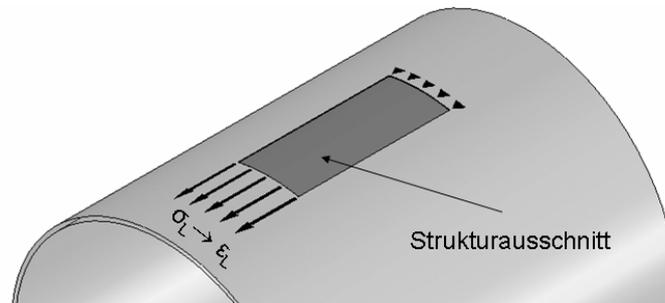
**Abbildung 55:** Axiale und radiale Membranspannungen infolge Druckdifferenz (*links*) Zug- und Druckspannungen in der Längsachse durch Rumpfdurchbiegung (*rechts*)

Die einzelnen Spannungen überlagern sich, da beide Lastfälle gleichzeitig auftreten. Im Flugbetrieb übersteigen die axialen Membranspannungen  $\sigma_{MA}$  die Längsspannungen  $\sigma_{BZ}$  und  $\sigma_{BD}$ .

Im geschweißten Druckrumpfbereich liegt die Schweißnaht bezüglich der Querbeanspruchung aufgrund der Hautblechaufdickung unterhalb des Stringers, also außerhalb des tragenden Querschnitts. Der Einfluss der Querspannungen im Hautblech für die Belastungen an den Schweißnahtenden ist daher unbedeutend. Folglich wird wie bei [MAK02] nur die in Längsrichtung resultierende Zugspannung  $\sigma_L$  im Druckrumpf berücksichtigt, welche indirekt als Eingangsgröße bei der Berechnung des Strukturausschnitts einfließt (**Abbildung 56**).

Die auf die Breite einer Stringerteilung bezogene Längsdehnung ist weitgehend konstant. Daher stellt statt die Zugspannung  $\sigma_L$ , die vorgegebene Dehnung  $\varepsilon_L$  eine der mechanischen Randbedingungen dar. Bei Vorliegen eines linear-elastischen Materialverhaltens steht die Dehnung in linearer Beziehung sowohl zu den zu betrachteten Spannungen an den Stringerenden als auch zu den Längsspannungen im Hautblech.

Die axiale Belastung auf Haut und Stringer wird dabei über die Stringeranschlüssen einschließlich Stoßleisten in die Struktur eingeleitet (**Abbildung 5**).

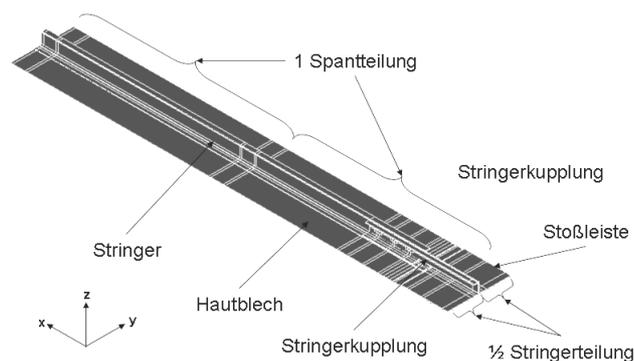


**Abbildung 56:** Einspann- und Spannungsbedingungen des Ausschnitts der Druckrumpfstruktur

### 3.4.2 *Modellierung des Strukturausschnitts und weitere Randbedingungen*

Die radiale Krümmung der Struktur hat aufgrund des großen Durchmessers  $2 \cdot r_R$  nur einen untergeordneten Einfluss auf die T-Stoßanbindung des Stringers. Vor diesem Hintergrund wird bei der Modellierung von nur einer Stringerteilung, die sphärische Struktur in eine ebene Geometrie überführt (**Abbildung 57**). Der zu Grunde liegende Stringerabstand beträgt 170 mm.

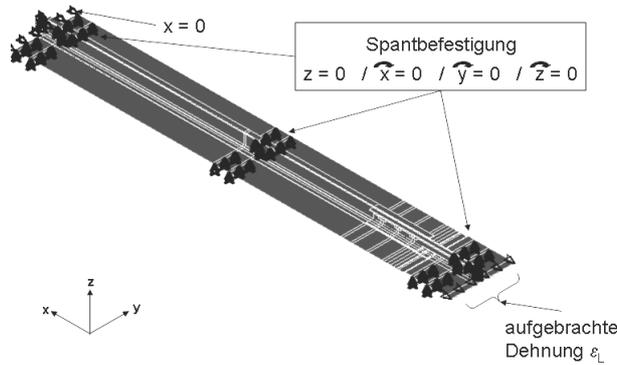
Durch die Berücksichtigung zweier Spantteilungen in Längsrichtung werden die Steifigkeitsverhältnisse der Rumpfstruktur und somit an den Stringerenden hinreichend genau wiedergegeben (**Abbildung 57**). Der Spantabstand beim A318 beträgt 21''.



**Abbildung 57:** Modellierung des Strukturausschnitts

Aufgrund seines großen Flächenträgheitsmomentes geht vom Spant eine hohe radiale Steifigkeit aus. Die durch den Kabinendruck hervorgerufene radiale Spantaufweitung ist im Vergleich zu den Regionen jenseits der Spantanbindungen klein, allerdings nicht bedeutungslos. Um zumindest teilweise die Spantaufweitung mit einem geringen Programmieraufwand zu berücksichtigen, besitzen die betreffenden Elemente neben der x- nur in y-Richtung einen weiteren Freiheitsgrad (**Abbildung 58**). Die Verschiebung in z-Richtung und Rotation in allen drei Hauptachsen hingegen werden unterbunden. In Wirklichkeit weitet sich der Spant über seinen Umfang ungleichmäßig aus, da die am Spant montierte

Fußbodenstruktur arbiträre Verformungen des Spantes hervorrufen (**Abbildung 3**).



**Abbildung 58:** Mechanische Randbedingungen des Strukturausschnitts

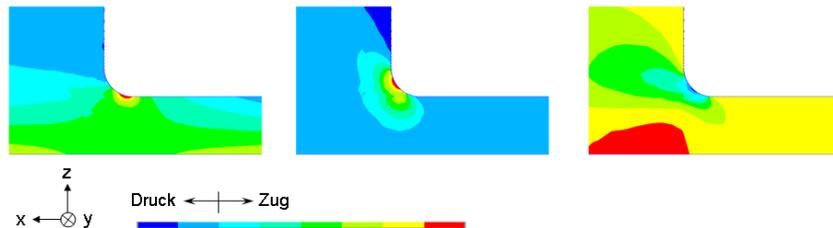
Die Nietabstände sind verschiedenen technischen Darstellungen entnommen und geben aus diesem Grund nur bedingt die realen Bedingungen wieder.

Die Materialeigenschaften des Hautblechs werden bei der Struktursimulation sowohl auf die Stringer- als auch auf die Schweißgut- und WEZ-Elemente übertragen. Auf diese Weise wird der nichtlineare Übergang von einem Werkstoff zum anderen ausgeblendet. Vielmehr haben geometrische Abweichungen an der Gesamtgenauigkeit einen größeren Anteil, als das angenommene homogene, isotrope Werkstoffverhalten der Struktur [GÜN 06]. Darüber hinaus wird das reale linear-elastische Materialverhalten in der Modellierung vereinfacht, indem nur das Elastizitätsmodul und der Poisson-Koeffizient bei Raumtemperatur  $T_R$  Berücksichtigung finden. Das genügt für diesen linear-elastischen Anwendungsfall, da die Auslegung dieser Baugruppe deutlich unterhalb der Fließgrenze erfolgt.

### 3.4.3 Berechnung des Kerbspannungsfaktors

Die Krafteinleitung über die Stringerkupplung in die restliche Struktur führt im Flugbetrieb in den Schweißnähten zu einer zusammengesetzten Beanspruchung an den Stringerenden. Neben Druckbiegespannungen in xz-Ebene liegen auch Zugspannungen in x- und z-Richtung vor

(**Abbildung 59**). Bei linear-elastischer Beanspruchung verhalten sich die Teilspannungen zueinander direkt proportional. Die Zugspannung in  $x$ -Richtung  $\sigma_{x,SE}$  ist dabei betragsmäßig etwa doppelt so groß wie die Spannungen in  $z$ -Richtung und in der  $xz$ -Ebene.

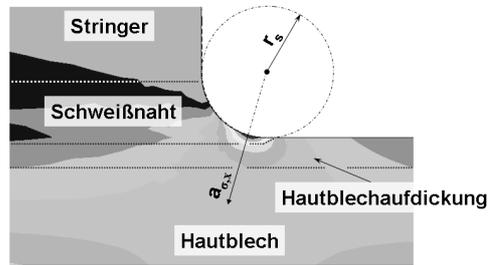


**Abbildung 59:** Zusammengesetzte Beanspruchung im Flugbetrieb in der Schweißnaht am Stringerende: Zugspannungen in  $x$ -Richtung  $\sigma_{x,SE}$  (**links**), Zugspannungen in  $z$ -Richtung (**mitte**), Druckbiegspannungen in der  $xz$ -Ebene (**rechts**)

Die schnelle Erstarrung des Schweißguts bewirkt ein gusspezifisches Materialverhalten. Daher sollten die Zugbeanspruchungen vor allem senkrecht zur möglichen Rissebene (**Abbildung 35**) ausgeschlossen bzw. gering gehalten werden.

Nach dem Mises-Vergleichsspannungskonzept werden die Teilspannungen quadriert. Dadurch fließt in die Berechnung nur deren Höhe, nicht aber deren Art ein. Somit ist dieses Konzept zur Erfassung der effektiven Zugbeanspruchung in der Schweißnaht am Stringerende nicht geeignet. Vor dem Hintergrund, dass die Zugspannungen die Druckbiegespannungen übersteigen und die Teilspannungen direkt proportional zueinander stehen, muss zur Bestimmung der Kerbwirkung nur eine Zugspannungskomponente der zusammengesetzten Beanspruchung wie z. B. die Zugspannung  $\sigma_{x,SE}$  herangezogen werden.

Die Zugspannung  $\sigma_{x,SE}$  wird dabei grafisch ermittelt (**Abbildung 60**). Unter Annahme eines konkaven Schweißnahradius  $r_s = 2$  mm, wird die Spannung in Abhängigkeit von  $a_{\sigma,x}$  bestimmt. Der Richtungsvektor von  $a_{\sigma,x}$  hängt dabei vom maximalen Spannungsgradienten ab.

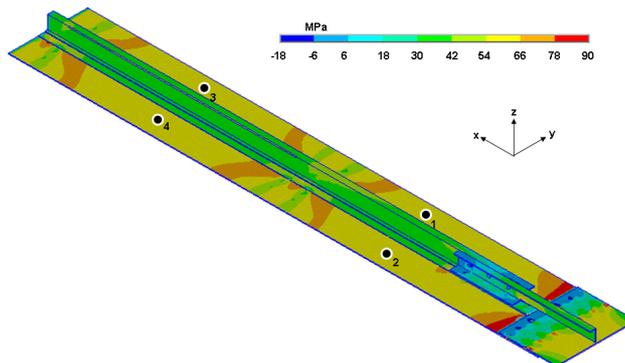


**Abbildung 60:** Erfassung der Zugspannung in  $x$ -Richtung  $\sigma_{x,SE}$  (Längsachse) am Stringerende

Die Zugspannung  $\sigma_{x,SE}$  wird der mittleren Längszugspannung im Hautblech  $\sigma_{x,H}$ , welche sich aus den lokalen Längszugspannungen in den Punkten 1 – 4 ergibt (**Abbildung 61**), gegenübergestellt. Aus dem Verhältnis beider Größen resultiert der Kerbspannungsfaktor  $\alpha_k$  (**Gl. 6**).

$$\alpha_k = \frac{\sigma_{x,SE}}{\sigma_{x,H}} \quad \text{Gl. 6}$$

Diese Vorgehensweise erlaubt es, verschiedene Konstruktionsausführungen trotz unterschiedlicher Spannungsüberhöhungen an den Stringerenden und mittlerer Längsspannungen im Hautblech quantitativ zu vergleichen.



**Abbildung 61:** Bestimmung der mittleren Längsspannung im Hautblech  $\sigma_{x,H}$

## 4 Heißrissminimierende Ansätze

Die Bezeichnung „Heißrissminimierende Ansätze“ ist auf zwei Bedingungen, die zur Bildung mittig verlaufender Erstarrungsrisse notwendig sind, zurückzuführen. Infolge der Umschmelzung der gesamten Stegbreite  $b_{STR}$  liegt einerseits eine unbehinderte mechanische Schrumpfbewegung des Steges vor. Andererseits existiert ein Zweiphasenverbund aus festen und flüssigen Bestandteilen und damit auch ein legierungsspezifisches TIS.

Hierbei werden zwei Wege zur Rissminimierung beim beidseitig-gleichzeitigen Schweißen beschritten. Darunter fallen Maßnahmen, die entweder durch prozess- und strukturbedingte Einflussfaktoren zu einer Verringerung der Stringerquerverschiebungen im risskritischen Temperaturbereich beitragen und solche, die den Betrag der kritischen Bauteilquerverschiebungen durch die optimierte Verteilung der chemischen Bestandteile im Schmelzbad erhöhen.

Folglich werden unterschiedliche Schweißkonfigurationen untersucht, die sich in den Schweißparametern, den Struktureigenschaften und der Bereitstellung des Schweißzusatzwerkstoffes unterscheiden.

Diese Ansätze sind mit Hilfe des LT-Heißrissprüfverfahrens quantifizierbar und damit auch direkt miteinander vergleichbar.

### 4.1 Variation der Schweißprozessparameter

#### 4.1.1 Schweißparameter und Nahtquerschnittsflächen

An einer Haut-Stinger-Verbindung (**Abbildung 7**) wird zunächst in mehreren Versuchen empirisch festgestellt, durch welche Schweißparameterkombinationen sich ähnliche Querschnittsgeometrien erzeugen lassen. Dabei werden die Laserleistung  $P_L$  und die Schweißgeschwindigkeit  $v_S$  variiert. Der Drahtvorschub  $v_D$  richtet sich nach  $v_S$ , wodurch das Verhältnis zwischen beiden Geschwindigkeitsgrößen 1:1 beträgt. Auf diese Weise lässt sich darüber hinaus nahezu identische

metallurgische Schweißgutzusammensetzung erzielen. Alle übrigen Parameter bleiben indes unverändert.

Unter der notwendigen Voraussetzung, dass das Verhältnis  $P_L/d_F^2$  oberhalb der Schwelle zur Ausbildung des Tiefschweißeffektes liegt, werden für die in **Tabelle 5** aufgeführten Schweißkonfigurationen der Fälle 1 und 2 ähnliche Nahtquerschnittsflächen erzielt, Fall 1:  $A_{\text{Naht}_{\text{Ges}}} = 6,8 \text{ mm}^2$ , Fall 2:  $A_{\text{Naht}_{\text{Ges}}} = 6,9 \text{ mm}^2$  (**Tabelle 6**).

Art und chemische Zusammensetzung von Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff sind aus **Tabelle 3** zu entnehmen.

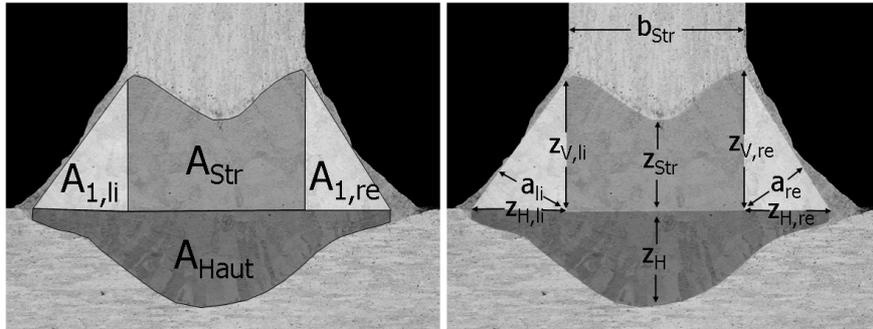
Die aus  $P_L$  und  $v_S$  resultierenden Streckenenergien  $E$  (**Gl. 7**) betragen für Fall 1 und 2 jeweils etwa  $E = 69 \text{ J/mm}$ .

$$E = \frac{2 \cdot P_L}{v_S} \quad \text{Gl. 7}$$

**Tabelle 5.** Im Schweißversuch gegenübergestellte Schweißkonfigurationen

Fall	Schweißparameter		Struktur-eigenschaft	SZW-Bereitstellung		
	$P_L$ [kW]	$v_S$ [m/min]		Steganbindung an Haut	Bereitstellung	$v_D$ [m/min]
1	2 x 2,3	4,0	geheftet	Draht	4,0	1,0
2	2 x 2,0	3,5	geheftet	Draht	4,0	1,0

Die Einstellung von  $P_L > 2 \times 2,3 \text{ kW}$  ist im Forschungslabor der EADS aus Gründen der maximal bereitstehenden Laserleistung nicht zu realisieren (**Tabelle 1**).



**Abbildung 62:** Bezeichnung der Teilnahtflächen (*links*) Längen (*rechts*) für beidseitig- gleichzeitig erzeugte Schweißnähte

Wie in DIN-EN-22553 werden die in **Abbildung 62** dargestellten Schweißnahtkenngrößen, a- und z-Maß, berücksichtigt. Außerdem werden die querschnittsbezogenen Minimal- bzw. Maximallängen der umgeschmolzenen Haut- und Stringerbereiche sowie die einzelnen Teilnahtflächen erfasst.

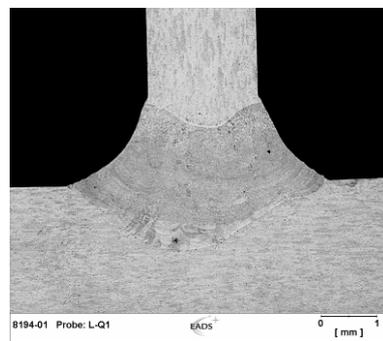
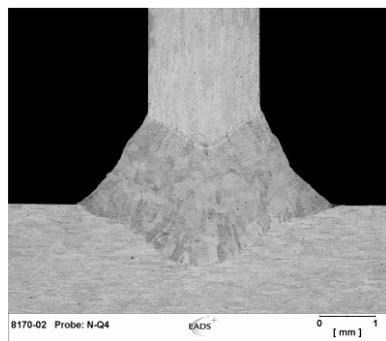
Beim Vorliegen einer ungleichschenkligen Flankenformation werden beide Schenkel ausgemessen und das für die Schweißnahtfestigkeitsberechnung erforderliche a-Maß abgeleitet (**Gl. 8**).

$$a = \frac{z_V \cdot z_H}{\sqrt{z_V^2 + z_H^2}}$$

**Gl. 8**

**Tabelle 6.** Gegenüberstellung geometrischer Nahtgrößen

Fall	1	2
$A_{\text{Naht\_Ges}}$ [mm]	6,8	6,9
$A_{\text{Str}}$	2,6	2,3
$A_{\text{Haut}}$	2,8	3,4
$A_{1,\text{li}}$	0,7	0,6
$A_{1,\text{re}}$	0,7	0,6
$z_{\text{H}}$ [mm]	1,1	1,1
$z_{\text{STR}}$ [mm]	1,0	0,9
$z_{\text{H,li}}$ [mm]	0,9	0,9
$z_{\text{V,li}}$ [mm]	1,5	1,3
$a_{\text{li}}$ [mm]	0,8	0,7
$z_{\text{H,re}}$ [mm]	0,9	1,0
$z_{\text{V,re}}$ [mm]	1,5	1,3
$a_{\text{re}}$ [mm]	0,8	0,8



**Abbildung 63:** Resultierende Nahtquerschliffe der Fälle 1 (links) und 2 (rechts)

#### 4.1.2 Ergebnisse und Auswertung

Experimentell wird für Fall 1 ein Innenriss bei  $a_{LT} = a_{LT,krit} = 10$  mm detektiert (Bereich 2). Ab  $a_{LT} = 9$  mm verläuft der Riss bis an die Oberfläche der Nahtflanken (Bereich 3). Bei  $a_{LT} = 11$  mm beginnt der Bereich 4, ab da ist die Naht rissfrei.

Trotz ähnlicher Nahtgeometrie und höherer Streckenenergie ist bei Fall 2 ein innerer Riss erst ab  $a_{LT} = a_{LT,krit} = 8$  mm zu beobachten. Bereits bei  $a_{LT} = 9$  mm ist die Naht intakt. Ab  $a_{LT} = 7$  mm breitet sich der Riss in Querrichtung bis an die Nahtoberfläche aus.

Bei höheren Leistungen und höheren Schweißgeschwindigkeiten wird somit ein größerer kritischer Kantenabstand  $a_{LT,krit}$ , also eine höhere Heißbrissanfälligkeit, festgestellt.

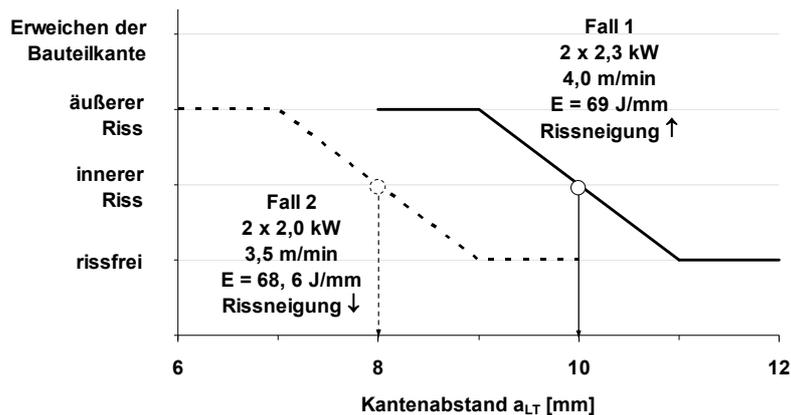


Abbildung 64: Experimentell ermittelte kritische Kantenabstände  $a_{LT,krit}$  in Abhängigkeit der Schweißparameter  $P_L$  und  $v_S$

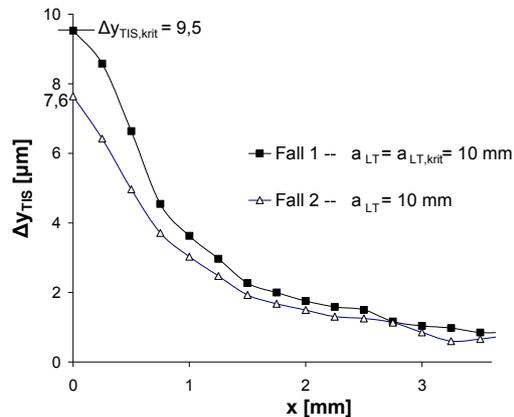
Der thermische Wirkungsgrad  $\eta_{th}$  stellt eine Eingangsgröße für die thermische Analyse der numerischen Schweißsimulation (**Abschnitt 1.1**) dar und ist infolgedessen für die Berechnung der thermischen Leistung  $P_{\dot{a}q,K}$  der Ersatzwärmequelle notwendig (**Gl. 5**).

Er resultiert aus dem Anteil der absorbierten Energie, der zur Erzeugung des Schmelzbades dient [RAP 96]. Unter der Annahme, dass die Schmelzvolumina fast gleich groß sind, muss auch der thermische

Wirkungsgrad in derselben Größenordnung liegen. Aus der Berechnung mit LASIM ergeben sich für Fall 1  $\eta_{th} = 0,44$  und für Fall 2  $\eta_{th} = 0,43$ .

Demnach betragen die resultierenden Effektivstreckenenergien für Fall 1  $E_{eff} = 30,4$  J/mm und für Fall 2  $E_{eff} = 29,5$  J/mm. Sowohl die Streckenenergie als auch die effektive Streckenenergie sind bei beiden Fällen nahezu gleich. Durch den thermischen Wirkungsgrad kann also das unterschiedliche Heißrissverhalten nicht erklärt werden.

Die numerische Berechnung der Bauteilquerverschiebungen bestätigt die im Experiment gewonnenen Erkenntnisse. Die Verschiebungen betragen bei dem für Fall 1 kritischen Kantenabstand  $a_{LT,krit} = 10$  mm  $\Delta y_{TIS,krit} = 9,5$   $\mu\text{m}$  und sind damit etwa 25 % höher als bei Fall 2 (**Abbildung 65**).



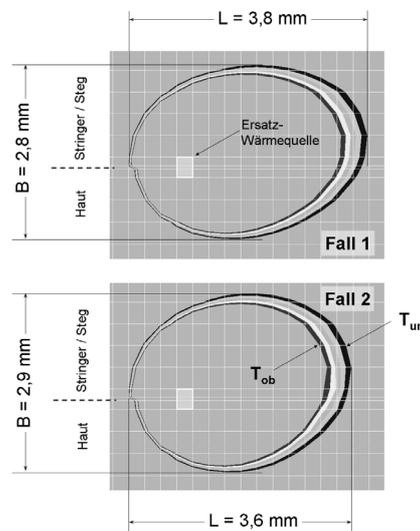
**Abbildung 65:** Resultierende TIS-bezogene Bauteilquerverschiebungen für die Fälle 1 und 2 bei einem Kantenabstand  $a_{LT} = 10$  mm

Die experimentelle und numerische Analyse zeigen, dass mit ein und demselben Schweißverfahren, gleicher Bauteilgeometrie, ähnlichem Schweißnahtquerschnitt und thermischen Wirkungsgrad sowie identischer chemischer Zusammensetzung der Schweißnaht das Rissverhalten variiert.

Im Folgenden soll nun geklärt werden, welche der Prozessgrößen  $P_L$  und  $v_S$  für das Heißrissgeschehen von entscheidender Bedeutung sind.

Nach [RAP 96] dominieren die Schweißgeschwindigkeit  $v_S$  und die Wärmeableitungsbedingungen die Heißrissbildung bei aushärtbaren Legierungen wie AA6056. Hingegen üben die Laserleistung  $P_L$ , Strahldurchmesser  $d_F$  und Fokuslage  $f_L$  bei einer zweidimensionalen Wärmeableitung im Stringerbereich keinen Einfluss auf das Heißrissverhalten aus.

Die Formation der Erstarrungslinien auf den Nahtflanken der Schweißproben, aber auch die in der Schweißsimulation berechnete Schmelzbadlänge in der Nahtmitte, geben Antwort auf die Schmelzbadgeometrie. Bei der niedrigen Schweißgeschwindigkeit  $v_S = 3,5$  m/min liegt eine geringere Schmelzbadlänge bzw. eine geringe Ausdehnung des TIS-Bereichs vor. Mit Ansteigen der Schweißgeschwindigkeit auf  $v_S = 4,0$  m/min verlängert sich das Schmelzbad und das Verhältnis Schmelzbadlänge (L) / Schmelzbadbreite (B) nimmt zu (**Abbildung 66**). Dadurch geht die Krümmung des Schmelzonenrandes zurück und der Temperaturgradient senkrecht zur Schweißrichtung steigt. Folglich variiert die Erstarrungsrichtung nicht mehr so stark. Die Wahrscheinlichkeit, dass ein Korn aus der Randzone ungehindert bis in die Nahtmitte wächst und damit die Dendritenbildung begünstigt wird, steigt. Das Nachfließen der Schmelze wird behindert und damit auch das Ausheilen der Werkstofftrennungen an den Korngrenzen. Infolge der Erstarrungsschrumpfung treten lokale Dehnungen in der Schmelzzone auf, die dann nicht mehr durch Nachfließen der Schmelze kompensiert werden können. Demnach hat die Schmelzbadgeometrie den entscheidenden Einfluss auf die Kornstruktur der Schmelzzone und somit auch auf das Rissverhalten.



**Abbildung 66:** Resultierende Schmelzbadgeometrien für die Fälle 1 und 2

Nach [JOH 73] nimmt mit steigender Schweißgeschwindigkeit  $v_s$  aus strukturemechanischen Gesichtspunkten die Höhe der plastischen Deformation in der Schmelzbadumgebung zu, die die Werkstoffkontraktion und damit die Erstarrungsrisssbildung begünstigt. Hingegen hat der Energieeintrag bzw. die Streckenenergie  $E$  kaum Einfluss auf das Heißrissgeschehen.

## 4.2 Heftnahtstrategie

### 4.2.1 Motivation

Aufgrund unterschiedlicher Wärmeleitungen in Haut und Stringer müssen beide Bauteile vor dem eigentlichen Schweißprozess miteinander geheftet werden. Auf diese Weise wird die größere Ausdehnung und anschließende Kontraktion des Stringers in Längsrichtung unterbunden und folglich auch die Eigenspannungen infolge Schrumpfung im Bauteil und insbesondere in der Schweißnaht verringert.

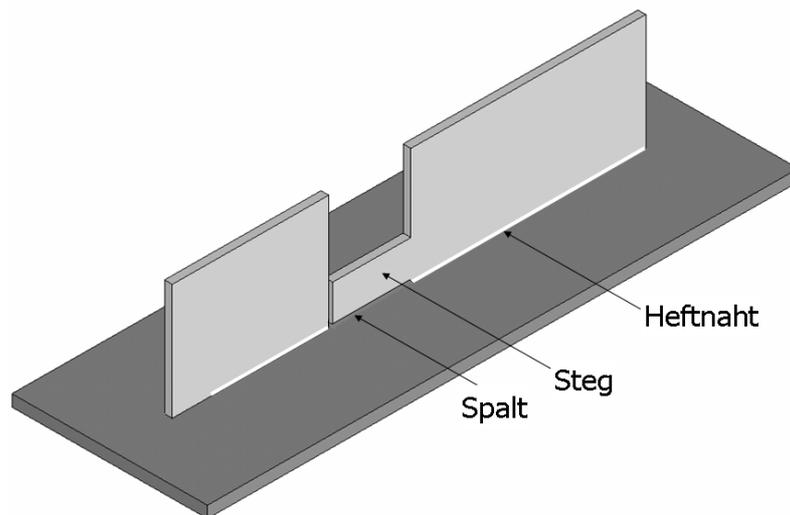
Andererseits werden beim Schweißen durch Aufschmelzen der Heftnaht im Bereich der Stringerenden Eigenspannungen freigesetzt, was sich vor allem in einer Zunahme der Querverschiebungen widerspiegelt. Um dies auszuschließen, soll der Anfangsbereich des Steg-Stringer-Elements heftfrei bleiben.

### 4.2.2 Versuchsdurchführung

Anders als der übrige Teil des Steg-Stringer-Elements, wird der Bereich zwischen Steg und Haut mit einem 0,1 – 0,2 mm breiten Spalt versehen und infolgedessen nicht geheftet (**Abbildung 67**). Wie in **Abbildung 32** dargestellt, beträgt die Steglänge 20 mm. Für die Schweißkonfigurationen der Fälle 1 und 3 werden gleiche Schweißparameter und Bereitstellung des Schweißzusatzwerkstoffs in Form von Draht gewählt (**Tabelle 7**).

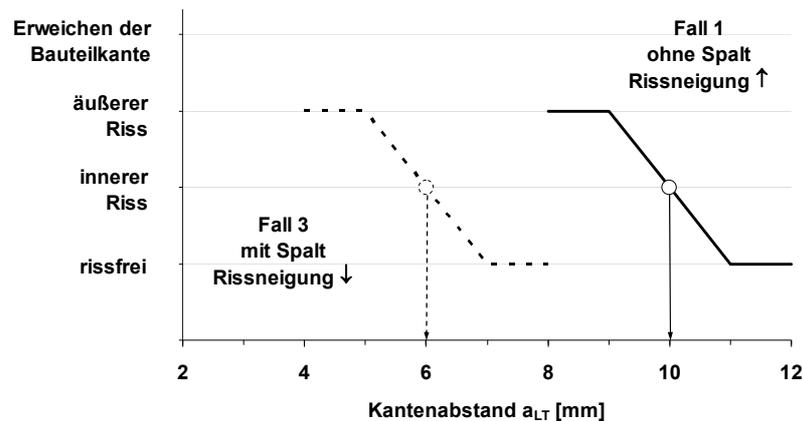
**Tabelle 7.** Im Schweißversuch gegenübergestellte Schweißkonfigurationen

Fall	Schweißparameter		Struktureigenschaft	SZW-Bereitstellung		
	$P_L$ [kW]	$v_S$ [m/min]		Bereitstellung	$v_D$ [m/min]	Drahtdurchmesser [mm]
1	2 x 2,3	4,0	geheftet	Draht	4,0	1,0
3	2 x 2,3	4,0	heftfrei, mit Spalt	Draht	4,0	1,0

**Abbildung 67:** Die Änderung der Struktureigenschaft kennzeichnet einen Spalt zwischen Steg und Hautblech

### 4.2.3 Ergebnisse und Auswertung

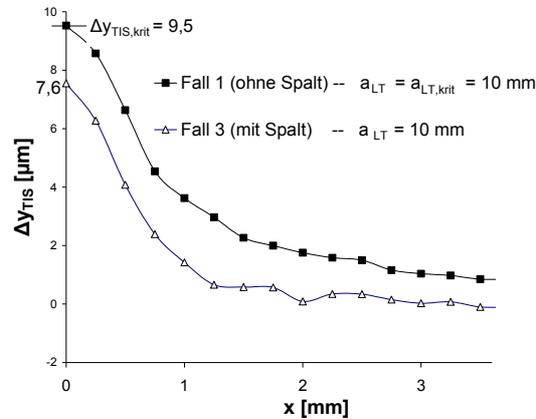
Bei Fall 3 tritt der Innenriss erst bei  $a_{LT,krit} = 6$  mm auf. Ab  $a_{LT} = 5$  mm ist der Riss auch auf den Nahtflanken sichtbar. Eine rissfreie Naht wird ab  $a_{LT} = 7$  mm erzeugt (**Abbildung 68**).



**Abbildung 68:** Experimentell ermittelte kritische Kantenabstände  $a_{LT,krit}$  in Abhängigkeit der Struktureigenschaft (Tabelle 7)

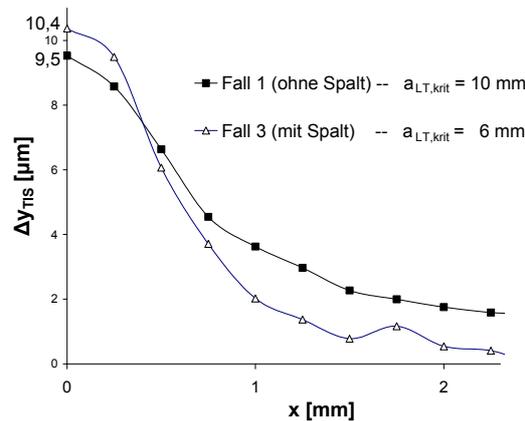
Obwohl beim Schweißen mit Spalt (Fall 3) im Vergleich zu Fall 2 experimentell ein um 2 mm geringerer kritischer Kantenabstand festgestellt wurde (**Abbildung 64** und **Abbildung 68**), betragen in beiden Fällen die numerisch berechneten maximalen Verschiebungswerte  $\Delta y_{TIS} = 7,6 \mu\text{m}$  bei einem Kantenabstand  $a_{LT} = 10$  mm und liegen damit etwa 20 % unter dem zum Riss führenden kritischen Verschiebungswert  $\Delta y_{krit} = 9,5 \mu\text{m}$  (**Abbildung 65** und **Abbildung 69**).

Für dieses Phänomen können zwei Ursachen verantwortlich sein, entweder falsche Annahmen bezüglich der numerischen Berechnung oder in Bezug auf die Prozessparameter (Fall 2) bzw. die Struktureigenschaften (Fall 3).



**Abbildung 69:** Resultierende TIS-bezogene Bauteilquerverschiebungen in Abhängigkeit der Struktureigenschaft bei einem Kantenabstand  $a_{LT} = 10$  mm

Um zunächst die Plausibilität der FEM-Berechnung zu prüfen, wird die kritische Verschiebung  $\Delta y_{TIS,krit}$  für das Schweißen mit Spalt bei einem kritischen Kantenabstand  $a_{LT,krit} = 6$  mm ermittelt. Der Kennlinienverlauf hierfür wird in **Abbildung 70** dem des Schweißens ohne Spalt (Fall 1) gegenübergestellt. Beide maximalen Verschiebungswerte unterscheiden sich nur um etwa 10 %. Diese Unschärfe liegt in der Einstellung des Kantenabstandes  $a_{LT}$  in 1 mm-Schritten sowie in der Messungenauigkeit des Kantenabstandes bei der Probenherstellung begründet. Somit steht die numerische Berechnung im Einklang zu den Erkenntnissen aus den Schweißversuchen.

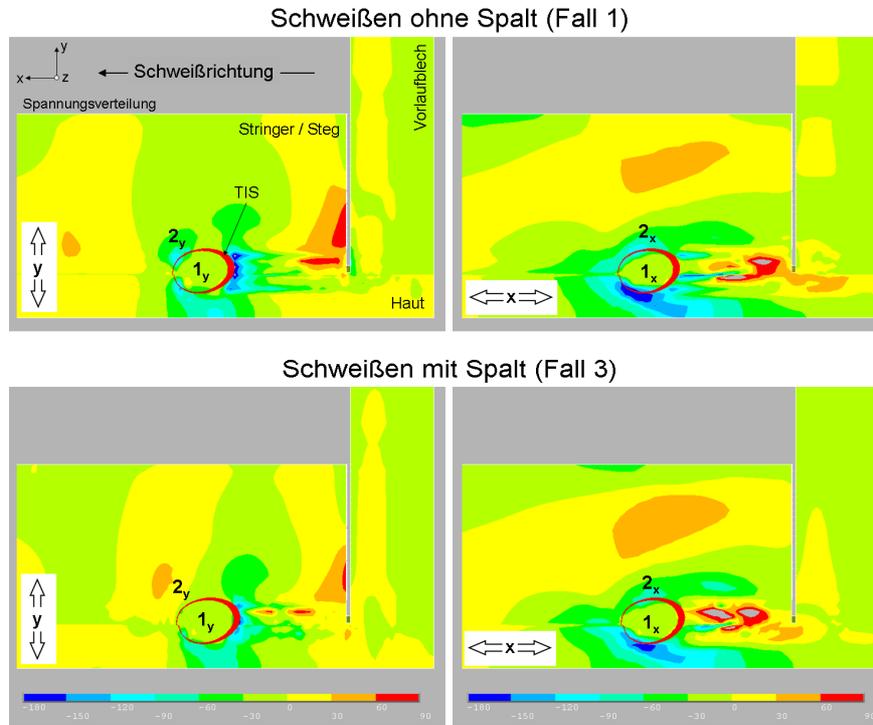


**Abbildung 70:** Resultierende TIS-bezogene Bauteilquerverschiebungen  $\Delta y_{TIS}$  für die Fälle 1 und 3

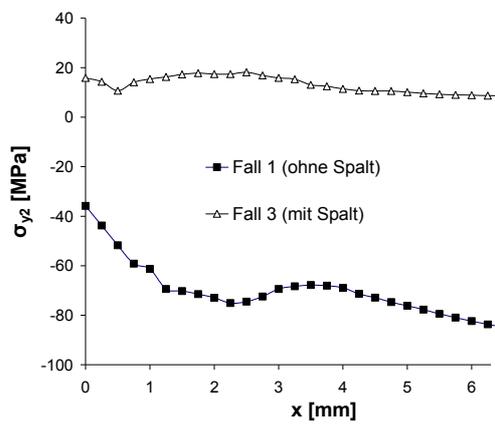
Die Begründung für das unterschiedliche Rissgeschehen ist in der Änderung der Struktureigenschaft zu suchen, da die chemische Schweißgutzusammensetzung praktisch gleich bleibt.

Wie bereits im **Abschnitt 3.2.6** beschrieben, bilden sich bei einer Heftung über die gesamte Steglänge vor (Querspannungen) und neben (Längsspannungen) dem Schmelzbad Druckspannungen aus. Durch die Indizierung thermischer Spannungen erhitzen sich diese Bereiche und die Werkstoffausdehnung wird durch die angrenzenden „kalten“ Bereiche sowie im Hautblech zusätzlich durch die starre Einspannung behindert. Es handelt sich somit um Druckspannungen infolge einer behinderten thermischen Ausdehnung (**Abbildung 71** oben, Bereiche  $2_x$  und  $2_y$ ). Durch Überlagerung bilden beide Druckspannungsbereiche einen Druckspannungskeil, welcher mit dem Schmelzbad durch das Bauteil wandert und den Steg wegschiebt.

Im Gegensatz dazu sinken unter Berücksichtigung eines Spalts die lokalen Druckspannungen oder schlagen wie im Falle der Querspannung gar in Zugspannungen um (**Abbildung 71** unten, Bereiche  $2_x$  und  $2_y$ ). Die Keilwirkung wird auf diese Weise herabgesetzt, was sich in einer Reduzierung der Querverschiebungen im rissrelevanten TIS-Bereich äußert. Ausschlaggebend hierfür ist die Verringerung der Struktursteifigkeit. Der Stringer, dessen Verschiebungsanteil für das Heißrissverhalten entscheidend ist, ist nicht durch die Heftnaht mit dem Hautblech starr verbunden und besitzt somit ein höheres Verformungsvermögen, was zum Abbau der Eigenspannungen vor und neben dem Schmelzbad führt (**Abbildung 72**).



**Abbildung 71:** Transiente Spannungsverteilung in Längs- und Querrichtung in Abhängigkeit der Struktureigenschaft



**Abbildung 72:** Gegenüberstellung der transienten Querspannungen vor dem Schmelzbad im Stegbereich 2<sub>y</sub> (Abbildung 71, linke Darstellungen)

#### 4.2.4 Vorteile und einzuhaltende Randbedingungen

Der Einfluss des Spalts auf die metallurgische Schweißgutzusammensetzung sowie auf den Schweißprozess ist aufgrund seiner Breite von 0,1 bis 0,2 mm sehr gering.

Das Schweißen mit Spalt setzt zwar das Schweißen mit Zusatzdraht voraus, ist aber andererseits ein probates Mittel, bei gleich bleibender Schweißgutzusammensetzung eine höhere Rissicherheit zu erzielen und so einen hohen Qualifizierungsaufwand zu vermeiden.

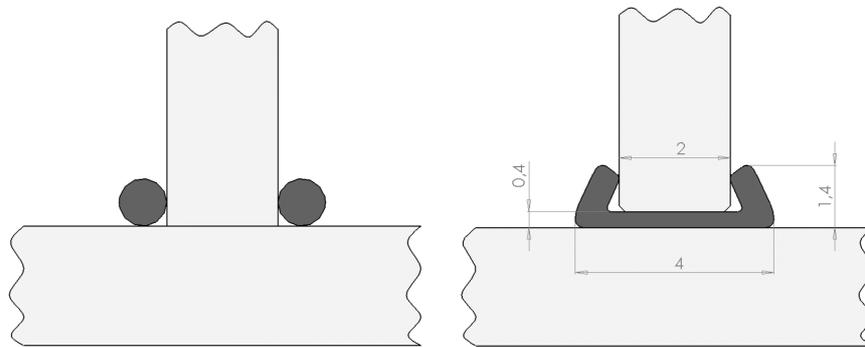
Schweißuntersuchungen zeigten, dass die Spaltbreite in Abhängigkeit des Kapillar-  $d_K$  respektive des Fokaldurchmessers  $d_F$  nach oben begrenzt sein sollte, damit ein stabiler Schweißprozess vorliegt und gute Nahtqualitäten erreicht werden.

Die untere Grenze der Spaltlänge wird durch die Schmelzbadlänge definiert. Andernfalls entstehen aufgrund des heftnahtbedingten Kraftflusses hohe Druckquerspannungen vor der Erstarrungsfront, die ein Wegschieben des Steges bzw. große Dehnungen im rissrelevanten TIS-Bereich zur Folge hätten.

### 4.3 Schweißen mit Formteil

#### 4.3.1 Motivation

Um bei gleichzeitiger Verbesserung des Verformungsvermögens der Schweißnaht den Anteil heißrissunterdrückender Legierungselemente in der Nahtmitte zu erhöhen, wird durch das Schweißen mit Formteil eine Alternative zur gewöhnlichen Verfahrensweise verfolgt (**Abbildung 73**).



**Abbildung 73:** Schematische Darstellungen des Drahtschweißens (*links*) und des Schweißens mit Formteil (*rechts*)

Bei den Formteilen, die im Rahmen des vom BMWi geförderten Projekts LUFO III zur Kurzschweißnahtthematik entwickelt [GRU 04] und von der Firma MIFA in Venlo/NL gefertigt wurden, handelt es sich um stranggepresste U-Profile. Das Formteil befindet sich zwischen Stringer und Hautblech und wird auf den Stringerfuß geklemmt. Auf diese Weise werden die heißrissunterdrückenden Legierungselemente direkt an dem Ausgangsort der Rissbildung deponiert. Somit kann eine chemische Zusammensetzung des Schweißguts gewählt werden, die einen geringeren Gehalt an diesen Legierungselementen aufweist. Für die konkrete Anwendung von Si als hinzulegiertes Element zur Rissunterdrückung bedeutet dies, dass mit einem geringeren Si-Gehalt die Gefahr der Schweißnahtversprödung sinkt.

Das Formteil hat seinen Ursprung in einem Blechstreifen unterhalb des Stringers bzw. einer Plattierung auf dem Hautblech, welche als Depot dienen [HEI 94].

#### 4.3.2 Formteilgeometrie

Das Formteil weist eine einfache Geometrie und ausgeglichene Materialproportionen auf, wodurch das Verhältnis von Oberfläche zu Volumen minimiert und so die Neigung zu Verunreinigungen herabgesetzt wird. Die Außenoberfläche des Formteils für Stringer mit einer Stegbreite von  $b_{STR} = 2$  mm ist um den Faktor 1,75 und bei  $b_{STR} = 3$  mm gar um 2,2 größer als die der Drähte. Die Wanddicken beider Schenkel und des Bodens betragen 0,6 mm bzw. 0,4 – 0,5 mm. Die Geometrie ermöglicht zudem die einfachere Einhaltung der vorgegebenen Formteil- und Berücksichtigung der Stringertoleranzen.

Derzeit stehen Formteile für drei verschiedene Stegbreiten  $b_{STR}$  (2,0; 2,5; 3,0 mm) zur Verfügung.

Die Abmessungen für das Formteil sind zum einen durch die sinkende Steifigkeit und zum anderen durch die schwierigere Handhabung nach unten begrenzt.

#### 4.3.3 Schweißparameter

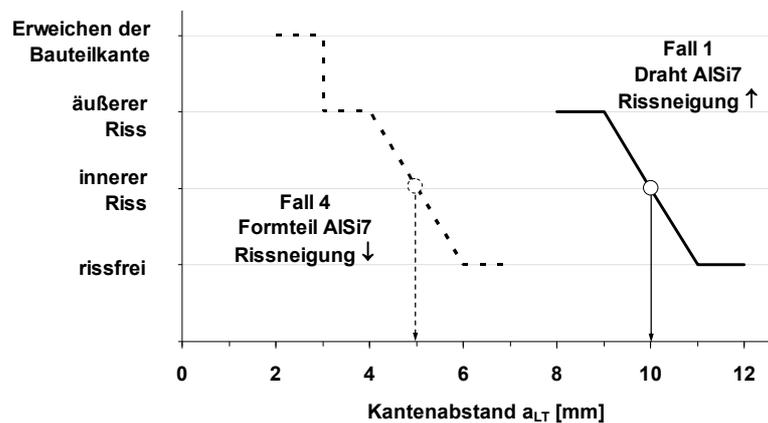
Die konstruktive Auslegung des Formteils erfolgte anhand des Nahtquerschnitts von Fall 1. Die Nahtflanken entsprechen somit der Menge des zugeführten Drahtes als auch des Formteils. Demzufolge unterscheiden sich die Schweißkonfigurationen der Fälle 1 und 4 nur in der Bereitstellung des Schweißzusatzwerkstoffes (**Tabelle 8**).

**Tabelle 8.** Im Schweißversuch gegenübergestellte Schweißkonfigurationen

Fall	Schweißparameter		Struktureigenschaft	SZW-Bereitstellung		
	$P_L$ [kW]	$v_S$ [m/min]		Steganbindung an Haut	Bereitstellung	$v_D$ [m/min]
1	2 x 2,3	4,0	geheftet	Draht	4,0	1,0
4	2 x 2,3	4,0	geheftet	Formteil	-	-

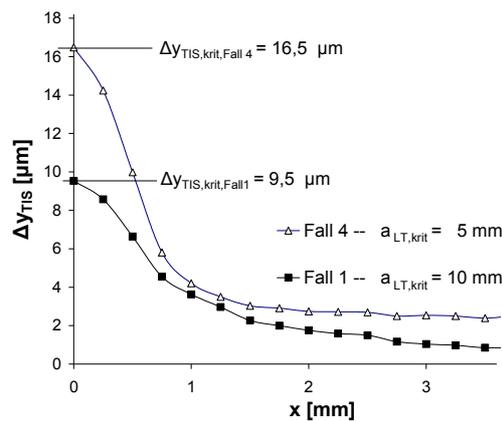
#### 4.3.4 Ergebnisse und Auswertung

Bei Formteilen aus AlSi7 stellt der Kantenabstand  $a_{LT} = 3$  mm den Übergangsbereich zwischen Erweichen der Bauteilkante und der rissbehafteter Naht dar (**Abbildung 74**). Bereits bei einem kritischen Kantenabstand von  $a_{LT,krit} = 5$  mm konnten in der Naht innere Risse und ab  $a_{LT} = 6$  mm rissfreie Nähte nachgewiesen werden.



**Abbildung 74:** Experimentell ermittelte kritische Kantenabstände  $a_{LT,krit}$  in Abhängigkeit der SZW-Bereitstellung (**Tabelle 8**)

Mittels der numerischen Schweißsimulation werden die unterschiedlichen kritischen Kantenabstände  $a_{L,T,krit}$  und die Bauteilquerverschiebungen zueinander in Korrelation gesetzt. Für das Schweißen mit Formteil liefert die Berechnung etwa 75 % höhere ertragbare maximale Verschiebungswerte  $\Delta y_{TIS,krit}$  als für das Drahtschweißen (**Abbildung 75**).

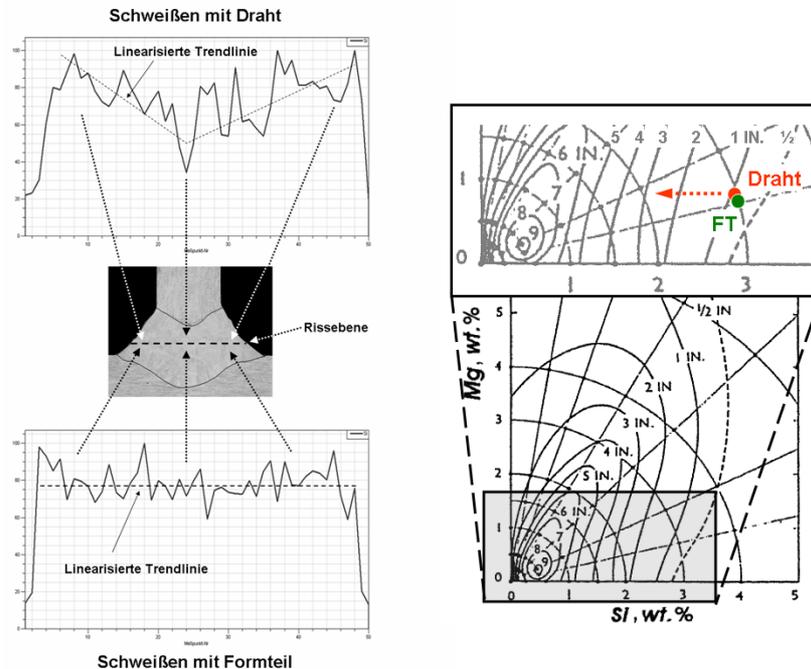


**Abbildung 75:** Resultierende TIS-bezogene Bauteilquerverschiebungen in Abhängigkeit der SZW-Bereitstellung für unterschiedliche kritische Kantenabstände  $a_{L,T,krit}$

Obwohl beim Drahtschweißen und bei Verwendung des Formteils die Schweißgüter einen durchschnittlichen Si-Gehalt von 2,9 % aufweisen, liegt die Ursache für das unterschiedliche Heißrissverhalten in der lokalen metallurgischen Zusammensetzung des Schweißguts begründet, dass durch die EDX-Analyse bestätigt wird (**Abbildung 76** links).

Da durch die Formteilgeometrie der Schweißzusatzwerkstoff unterhalb des Stringers vorpositioniert ist, sind die Si-Elemente über die Nahtbreite weitgehend gleichmäßige verteilt (**Abbildung 76** links unten).

Im Vergleich dazu resultiert beim Drahtschweißen in der Nahtmitte ein geringerer Si-Gehalt als an den Flanken. Wie bereits im **Abschnitt 2.3.5** festgestellt, stellt sich hierbei eine v-förmige Verteilung ein (**Abbildung 76** links, oben). Mit anderen Worten: In der Nahtmitte, dem Rissentstehungsort, beträgt der lokale Si-Gehalt unterhalb 2,9 % (**Abbildung 76** rechts, roter Pfeil). Dies lässt den Schluss zu, dass die unzureichende metallurgische Durchmischung (lokale Aufmischung) der Grund für die höhere Risempfindlichkeit ist.



**Abbildung 76:** Vergleich der Si-Verteilung im Schweißgut zwischen einer mit Draht und einer mit Formteil geschweißten T-Stoßverbindung aus AA6056 als Grundwerkstoff und AlSi7 als Zusatzwerkstoff (**links**), Ternäres Heißbrissdiagramm für Al-Mg-Si Legierungssysteme (**rechts**)

#### 4.3.5 Vorteile und einzuhaltende Randbedingungen

Durch Verwendung eines Formteils wird über die gesamte Dauer des Schweißprozesses eine definierte Menge an Schweißzusatzwerkstoff dem Schweißprozess zugeführt. Auftretende Geschwindigkeitsschwankungen der Drahtfördereinheit verursachen beim Drahtschweißen Prozessinstabilitäten, woraus Spritzerbildung, Schweißnahtartefakte sowie ungleichmäßige Nahtgeometrien resultieren. Zudem werden beim Abrollen des Drahtes Eigenspannungen in Form von Verwindungen freigesetzt, die zu unerwünschten Depositionierungen des Drahtes in der Schweißzone und somit zu Defokussierungen des Laserstrahls führen. Folglich führt die Verwendung des Formteils zu einer Erhöhung der Prozessstabilität und zu einem gleichmäßigeren Nahtbild.

Infolge der Substituierung des Drahtes steigt die Flexibilität des Schweißprozesses, da ohne Einschränkungen in beiden Richtungen

geschweißt werden kann. Der oft rissbehaftete Endkrater kann so in den niedrig beanspruchten Stringerbereich gelegt werden. Durch Wegfall der Drahtdüsen sinken zudem die Systemanforderungen an die Anlagentechnik bei gleichzeitig steigender Zugänglichkeit. Das Einsatzpotential der Schweißzusatzdrähte für kleine Bauraumdimensionen, wie es beim Clipschweißen oder bei Verwendung kurzer Brennweiten der Fall ist, ist sehr begrenzt (**Abbildung 1**).

Wie im vorangegangenen Abschnitt dokumentiert, besitzt das Formteil im Vergleich zum Draht eine größere Oberfläche bei gleichem Nahtquerschnitt. Damit steigt die Affinität zur Anlagerung von Feuchtigkeit, Oxyden und Verunreinigungen, die die Porenbildung begünstigen. Indem Beizen, Aufbringen des Formteils auf den Stringer in trockener Atmosphäre und Schweißen zeitnah erfolgen, können diese Anlagerungen verhindert werden.

Voraussetzung für die sachgerechte Montage des Formteils auf den Stringer ist eine Vorrichtung, die eine schmutz- bzw. ölfreie Verbindung sicherstellt sowie unzulässige Deformationen, der bis zu 10 m langen Formteile und Stringer, verhindert.

Vor der Klemmung beider Teile müssen die Kanten des Stringerfußes etwas angefast werden, um ein einfacheres und kontrolliertes Hineingleiten des Stringers in das Formteil zu erzielen. Zukünftig kann dieser zusätzliche Aufwand vermieden werden, indem diese Anfasungen bereits in der Stringermatrize berücksichtigt werden.

Mit dem Formteil kann nur innerhalb eines bestimmten Parameterfensters geschweißt werden, weil dessen Geometrie für einen Schweißparametersatz generiert wird.

Gegenüber dem Drahtschweißen vergrößert sich der Heftaufwand. Infolge der indirekten Verbindung des Stringers mit dem Hautblech über das Formteil, müssen sowohl Stringer als auch Hautblech mit dem Formteil geheftet werden.

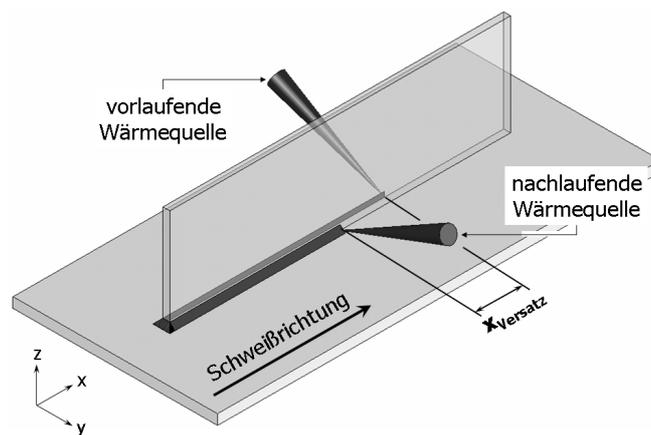
Sobald sich die Stegdicke eines Stringers bezogen auf seine Länge ändert, ist die Verwendung eines Formteils nicht mehr gegeben.

Die Realisierung von Aluminiumformteilen mit einem Mg-Gehalt über 5 % ist derzeit nicht technisch realisierbar. Grund hierfür ist die hohe Werkstofffestigkeit bis zur Solidustemperatur  $T_S$ . Wird diese Temperatur überschritten, „verklebt“ diese Legierung in der Führung bzw. in der Matrize und der Strangpressvorgang muss abgebrochen werden. Daher stehen nur Formteile aus AlSiX zur Verfügung.

## 5 Heißrissvermeidender Ansatz

### 5.1 Motivation

Die Grundüberlegung des Versatzschweißens basiert auf einer Verringerung der lokalen Wärmeeinbringung, indem beide Wärmequellen in Schweißrichtung versetzt in das Bauteil einkoppeln. Die Wärmequellen werden abhängig von ihrer Lage als vor- und nachlaufende Wärmequelle bezeichnet (**Abbildung 77**).



**Abbildung 77:** Beidseitiges Schweißen mit Strahlversatz in Schweißrichtung von Hautblech und Stringer im T-Stoß

Anders als bei den Heißrissminimierenden Ansätzen liegt hierbei nur eine notwendige Bedingung zur Rissbildung mittiger Erstarrungsrisse vor, nämlich der des vorliegenden Zweiphasenverbundes. Beim Schweißen mit Strahlversatz werden zwei voneinander separierte Schmelzbäder erzeugt. Dabei wird die Stegbreite nur partiell geschmolzen. So besteht über den gesamten Schweißprozess eine feste Haut-Stringer-Verbindung. Der nicht geschmolzene Reststegbereich ist im Falle der vorlaufenden Wärmequelle über die Heftnaht und im Falle der nachlaufenden Wärmequelle über die bereits durch den vorlaufenden Laserstrahl erzeugte Teilschweißnaht an das Hautblech angebunden.

Infolgedessen werden die Struktursteifigkeit während des Schweißprozesses erhöht, die freie Schrumpfbewegung des Stringers behindert und die Entstehung eines Mittenrisses unterbunden.

Durch die örtliche Trennung der Wärmequellen und der daraus resultierenden asymmetrischen Indizierung thermischer Spannungen steigt die Anzahl der Einflussgrößen und damit auch die Komplexität der Wechselwirkungsmechanismen zwischen Temperaturfeldern und Strukturverhalten (Eigenspannungen, Verzügen, Heißbrissverhalten).

Im Folgenden wird sich auf die Ausarbeitung der Randbedingungen zur Erhöhung der Heißbrissresistenz beschränkt.

## 5.2 Versuchsdurchführung

Der Abstand zwischen den Strahlachsen  $x_{\text{Versatz}}$  und die wärmequellspezifischen Streckenenergien müssen auf den Grund- und den Schweißzusatzwerkstoff abgestimmt sein, so dass neben den charakteristischen Merkmalen, die Erzeugung von zwei voneinander getrennten Schweißbädern und die partielle Umschmelzung des Stringerstegs, auch ein nahezu symmetrisches Gesamtnahtbild mit den geforderten a- und z-Maßen vorliegt. Zudem müssen sich beide Teilnähte, bezogen auf die Stegbreite  $b_{\text{STR}}$ , durchdringen.

Die empirische Ermittlung der Schweißparameter für die Schweißkonfiguration des Falls 5 (5.1 / 5.2) basiert auf dem beidseitig-gleichzeitig geschweißten Nahtquerschnitt von Fall 1 (**Tabelle 9**). Außerdem sind Drahtvorschub  $v_D$  und Schweißgeschwindigkeit  $v_S$  identisch, um auch hier eine gleiche Schweißgutzusammensetzung wie im Fall 1 zu erhalten. Art und chemische Zusammensetzung von Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff sind aus **Tabelle 3** zu entnehmen.

Der Mindestabstand beider Strahlachsen zueinander ergibt sich aus der Separierung der Schmelzbäder. Im Schweißversuch beträgt er  $x_{\text{Versatz}} = 8$  mm. Am Laserbearbeitungskopf lässt sich ein maximaler Strahlachsenabstand von  $x_{\text{Versatz}} = 10$  mm einstellen.

Die für die nachlaufende Wärmequelle (Fall 5.2) zur Verfügung stehende Laserleistung  $P_{L2}$  ist niedriger als für die vorlaufende Wärmequelle  $P_{L1}$  (Fall 5.1), da der Werkstoff bereits im Ort der Strahleinkopplung vorgewärmt ist.

Die resultierende Gesamtstreckenenergie (**Gl. 9**) beläuft sich für Fall 5 auf  $E_{BV} = 64,2 \text{ J/mm}$  und ist damit niedriger als bei Fall 1 ( $E = 69 \text{ J/mm}$ ). Dies erklärt die geringere Nahtquerschnittsfläche von  $A_{\text{Naht\_Ges}} = 5,8 \text{ mm}^2$ , welche im Vergleich zu Fall 1 um 20 % kleiner ist (**Tabelle 12**).

$$E_{BV} = \frac{P_{L1} + P_{L2}}{v_S} \quad \text{Gl. 9}$$

**Tabelle 9.** Im Schweißversuch gegenübergestellte Schweißkonfigurationen

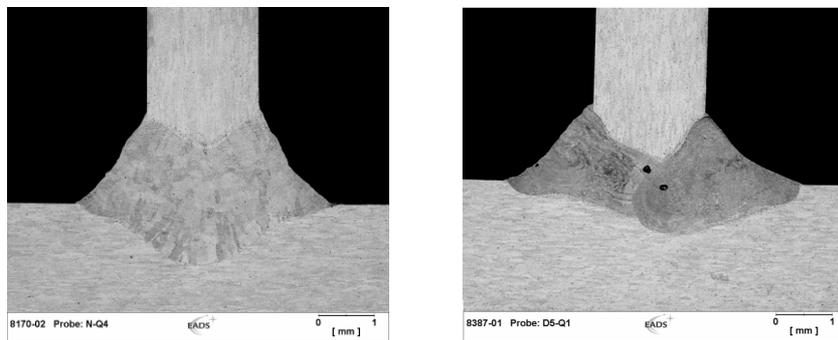
Fall	Schweißparameter		Struktureigenschaft	SZW-Bereitstellung		
	$P_L$ [kW]	$v_S$ [m/min]		Steganbindung an Haut	Bereitstellung	$v_D$ [m/min]
1	2 x 2,3	4,0	geheftet	Draht	4,0	1,0
5.1	2,38	4,0	geheftet	Draht	4,0	1,0
5.2	1,9	4,0	geheftet	Draht	4,0	1,0

**Tabelle 10 / Teil 1.** Gegenüberstellung geometrischer Nahtgrößen

Fall	1	5 (5.1 / 5.2)
$A_{\text{Naht\_Ges}}$ [mm]	6,8	5,8
$A_{\text{Str}}$	2,6	1,5
$A_{\text{Haut}}$	2,8	2,8
$A_{1,li}$	0,7	0,8
$A_{1,re}$	0,7	0,7
$z_H$ [mm]	1,1	0,5
$z_{\text{STR}}$ [mm]	1,0	0,9
$z_{H,li}$ [mm]	0,9	1,3
$z_{V,li}$ [mm]	1,5	1,2

**Tabelle 10 / Teil 2.** Geometrische Nahtgrößen aus den resultierenden Schweißnahtquerschnitten

Fall	1	5 (5.1 / 5.2)
$a_{li}$ [mm]	0,8	0,9
$z_{H,re}$ [mm]	0,9	1,3
$z_{V,re}$ [mm]	1,5	1,0
$a_{re}$ [mm]	0,8	0,8



**Abbildung 78:** Resultierende Nahtquerschliffe der Fälle 1 (links) und 5 (rechts)

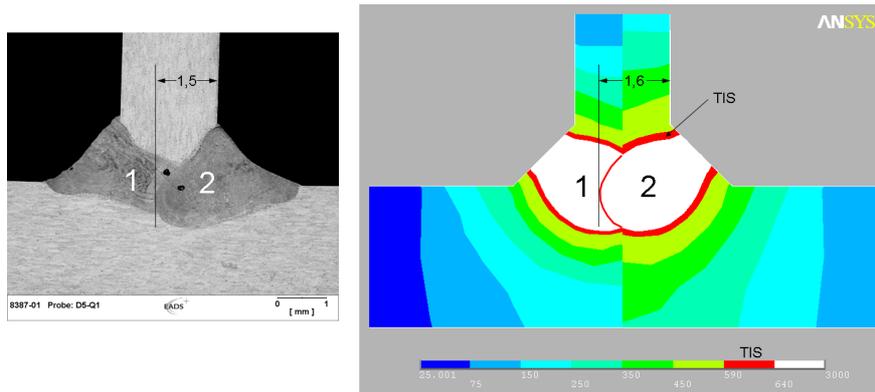
Die LT-Heißrissprobe, bei der die Heißrissicherheit im funktionalen Zusammenhang zum Kantenabstand  $a_{LT}$  steht, setzt die Umschmelzung der gesamten Stegbreite  $b_{STR}$  voraus. Beim Schweißen mit Strahlversatz ist dies nicht der Fall, weshalb die Berechnungen der TIS-spezifischen Bauteilquerverschiebungen auf einer Stringerhöhe von 30 mm beruht.

### 5.3 Ergebnisse und Auswertung

Vor der numerischen Berechnung der Bauteilverschiebungen erfolgt die Kalibrierung beider Wärmequellen anhand des metallografischen Querschliffs. Bei der Ermittlung der wärmequellabhängigen thermischen Wirkungsgrade  $\eta_{th}$  wird wie beim beidseitig-gleichzeitigen Schweißen (**Abschnitt 3.3.3**) auf das thermodynamische Schweißsimulationstool LASIM zurückgegriffen. Da LASIM nur einseitige und beidseitig-gleichzeitige Strahleinkopplungen berücksichtigt, muss sowohl für die vor-

als auch für die nachlaufende Wärmequelle die Berechnungsprozedur für das Einseitenschweißen herangezogen werden. Zusätzlich fließt bei der Berechnung von  $\eta_{th}$  für die nachlaufende Wärmequelle die lokale Bauteiltemperatur zum Zeitpunkt der Strahleinkopplung ein.

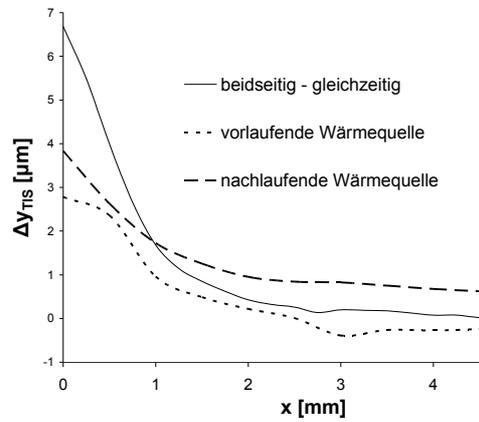
Die Gegenüberstellung beider Querschnitte zeigt in **Abbildung 79** eine gute Übereinstimmung.



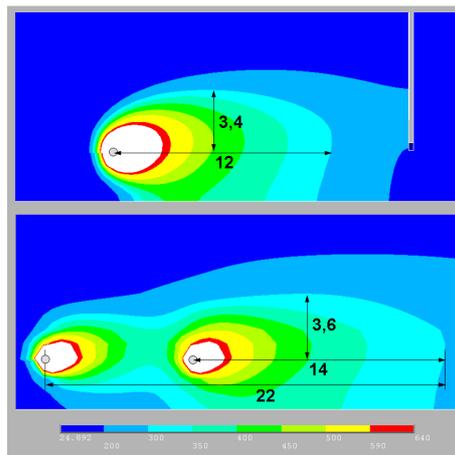
**Abbildung 79:** Gegenüberstellung der experimentell und numerisch generierten Schweißnahtquerschnitte

Die beiden Kennlinienverläufe bestätigen durch die Reduzierung der maximalen Querverschiebungswerte den eingangs beschriebenen Mechanismus (**Abbildung 80**).

Die größeren Verschiebungen bei der nachlaufenden Wärmequelle resultieren vermutlich aus der Freisetzung der Schweißeigenspannungen, die bei der Erzeugung der ersten Teilnaht entstehen.



**Abbildung 80:** Querverschiebungen beim beidseitig-gleichzeitigen Schweißen und beim Schweißen mit Strahlversatz im Vergleich



**Abbildung 81:** Gegenüberstellung der Temperaturfelder beim beidseitig-gleichzeitigen Schweißen (oben) und dem beidseitigen Schweißen mit Strahlversatz in Schweißrichtung (unten)

In **Abbildung 81** werden die Temperaturfelder der Fälle 1 und 5 gegenübergestellt. Dabei wird deutlich, dass der geringere Wärmeeintrag durch die vorlaufende Wärmequelle eine kleinere Temperaturfeldausdehnung als im Fall 1 zur Folge hat.

Indes verursacht die nachlaufende Wärmequelle eine Zunahme der Längsausdehnung desselben Temperaturbereichs. Zwischen den beiden Foki sind die zwei Temperaturfelder im Stringerbereich miteinander thermisch gekoppelt. Durch die Kopplung beträgt die maximale Längsausdehnung zwischen der vorlaufenden Dampfkapillaren und der 300 °C-Isothermen 22 mm und ist damit etwa doppelt so lang wie im Fall 1.

Im Stringer kann die Wärmeableitung nur in zwei Richtungen erfolgen, was eine Behinderung der Wärmeabfuhr bedeutet. Dieser Effekt wird durch die Kopplung beider Temperaturfelder und durch die Außenkante während des Einschweißvorgangs verstärkt. Die Kopplung der Temperaturfelder hängt maßgeblich vom Strahlversatz ab. Damit zum Zeitpunkt der Einkopplung des zweiten Strahls die lokale Stringertemperatur niedrig ist, sollten folgende Möglichkeiten in Betracht gezogen werden:

1. Maximaler Strahlversatz  $x_{\text{Versatz}}$
2. Möglichst kleine Streckenenergien wählen
3. Berücksichtigung einer Wärmesenke zwischen beiden Foki

Weil die technologisch-mechanischen Eigenschaften von der Temperatur abhängen, würden durch die aufgeführten Maßnahmen die Breite des Reststegs und dessen höchste Minimalstreckgrenzenfestigkeit zunehmen. Von ihnen hängt die Höhe der Struktursteifigkeit während des Schweißprozesses und ganz besonders während des Einschweißvorgangs ab. Somit sind beide Faktoren für die Erstarrungsrissvermeidung von entscheidender Bedeutung (**Abbildung 82**).

Dieser Ansatz setzt eine Mindeststegbreite voraus, damit die notwendige Struktursteifigkeit zur Vermeidung der Erstarrungsrissbildung gewährleistet ist.

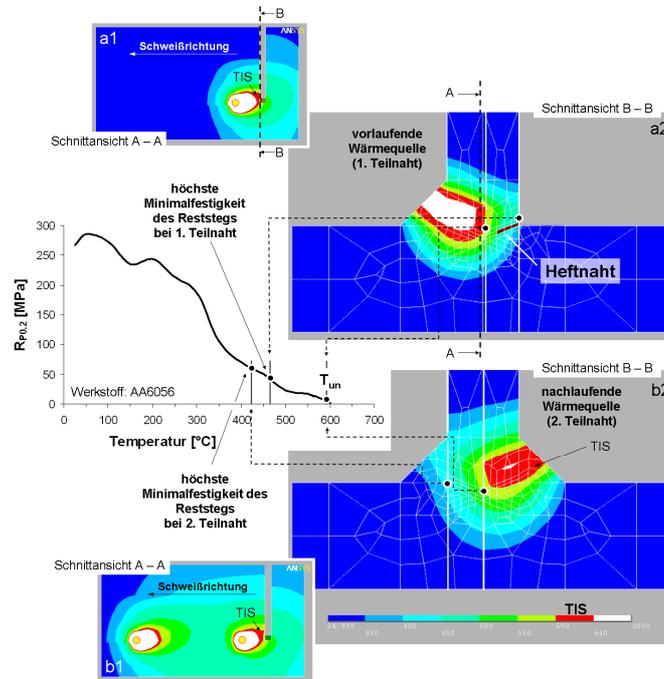


Abbildung 82: Auswirkung des Temperaturfeldes auf die Breite und die Minimalstreckgrenzfestigkeit des Reststeges während des Einschweißvorgangs

Die größere Temperaturfeldausdehnung in Kombination mit der asymmetrischen Wärmeeinbringung hat für die Verzugsproblematik eine besondere Tragweite, auf die an dieser Stelle aber nicht weiter eingegangen wird.

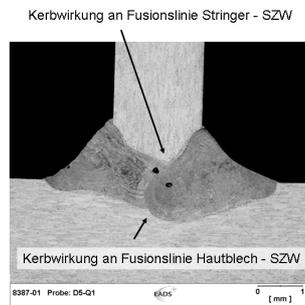
Obwohl kleinere Temperaturgradienten beim Versatzschweißen vorliegen, können die Eigenspannungen größer werden als beim beidseitig-gleichzeitigen Schweißen, da die freie Kontraktionsbewegung des Stringers durch die permanente Verbindung zwischen Stringer und Haut behindert wird.

Ebenso ist eine Zunahme der Wärmeeinflusszonen in Hautblech und Stringer zu verzeichnen (Abbildung 81 unten).

Bei diesem Ansatz können geometrische Unstetigkeiten an den Fusionslinien prozessbedingt nicht vermieden werden (Abbildung 83). Im Betriebseinsatz ist darauf zu achten, dass von ihnen keine Kerbwirkung ausgeht.

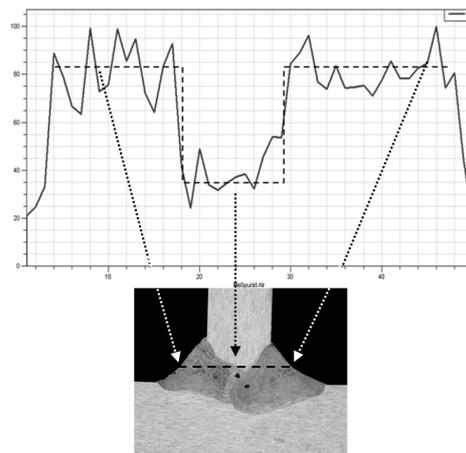
Aus Sicht der Fertigung vereint dieser Ansatz charakteristische Merkmale des Einseitenschweißens und des beidseitig-gleichzeitigen Schweißens. Einerseits werden die Schweißnähte getrennt voneinander erzeugt und andererseits entspricht die Hauptzeit in der Produktion der des beidseitig-gleichzeitigen Schweißens.

Da beim Schweißen mit Strahlversatz beide Teilnähte unabhängig voneinander erzeugt werden, stellt sich eine geringere Schmelzbad-dynamik als beim beidseitigen-gleichzeitigen Schweißen ein, weshalb die Durchmischung der Legierungselemente im Schweißgut noch schlechter ist. An den Nahtflanken ist eine Anreicherung und in der Nahtmitte eine starke Ermangelung an Si-Legierungselementen festzustellen. Es liegt eine u-förmige Si-Verteilung im Schweißgut vor (**Abbildung 84**).



**Abbildung 83:** Beidseitig Schweißen mit Strahlversatz Hautblech und Stringer im T-Stoß

**Schweißen mit Strahlversatz in Schweißrichtung**



**Abbildung 84:** Si-Verteilung im Schweißgut einer mit Draht und Strahlversatz erzeugten T-Stoßverbindung aus AA6056 (Grundwerkstoff) und AlSi7 (Zusatzwerkstoff)

## 6 Heißrisstolerierender Ansatz

### 6.1 Motivation

Bis heute gibt es eine Vielzahl wissenschaftlicher Veröffentlichungen, die die geschweißte Flugzeugrumpfstruktur zum Inhalt haben. Darin werden entweder nur deren Strukturverhalten während des Schweißprozesses oder ihr Bauteilverhalten im Flugbetrieb (Betriebsverhalten) untersucht, nicht aber das Strukturverhalten in seiner Komplexität durch die Kombination aus beidem. Um so hilfreicher ist es, die Leistungsfähigkeit des geschweißten Rumpfbereichs aus Aluminium bezüglich des Betriebsverhaltens und der Heißrisseigung zu optimieren. Hierzu wird ein komplexer Ansatz entwickelt – der Integrale Ansatz.

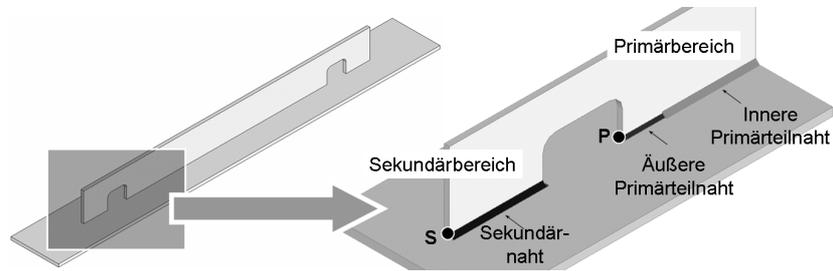
Damit sollen auch bis heute als schweißkritisch geltende Aluminiumlegierungen im Flugzeugbau verbaut werden können. Unter Beibehaltung der Schnittstellenkonfiguration zu genieteten Nachbar-sektionen wird der Aufwand hinsichtlich Kosten und Qualifizierung gering gehalten. Die Umsetzung des Integralen Ansatzes soll mit der bestehenden Anlagentechnik in der Serienfertigung erfolgen.

### 6.2 Begriffe

Bei dem Integralen Ansatz wird der Stringer durch jeweils eine Aussparung an dessen Enden modifiziert. Somit ist dieser über drei Bereiche auf das Hautblech schweißtechnisch angebunden (**Abbildung 85**).

Die äußeren Bereiche werden als Sekundär-, der Bereich zwischen den beiden Aussparungen als Primärbereich bezeichnet. Die Schweißnaht des Primärbereichs setzt sich aus der inneren und den beiden äußeren Primärnähten zusammen.

„P“ und „S“ stehen für die Schnittpunkte der Schweißnaht mit der Außenkante des äußeren Primärbereichs und der des Sekundärbereichs.



**Abbildung 85:** Den Integralen Ansatz kennzeichnet jeweils eine Aussparung am Stringerende

### 6.3 Zusammenhang zwischen Strukturverhalten im Flugbetrieb und während des Schweißens

In Bezug auf das Betriebsverhalten wird aufgrund der vorgelagerten Sekundärbereiche die Kerbwirkung in P reduziert. Die Sekundärbereiche führen in P zu einer Verringerung der Exzentrizität der Mittelebenen von Hautblech und Stringer und damit zu einer lokal höheren Steifigkeit. Auf diese Weise wird dort die Kerbbeanspruchung herabgesetzt.

Schweißtechnisch wird die hohe Kontraktionsfähigkeit von Aluminium genutzt, indem vor dem Fügen des äußeren Primärbereichs, der innere Primärbereich und der Sekundärbereich geschweißt werden. Mit beginnender Abkühlung kontrahieren die erhitzten Werkstoffbereiche und bewirken durch eine Überlagerung in dem bis dahin noch ungeschweißten äußeren Primärbereich Druckeigenspannungen. Während der dritten Teilschweißung wirken diese Druckeigenspannungen der Werkstoffausdehnung entgegen, wodurch auch die kontraktionsbedingten Zugspannungen auf das Zweiphasengebiet sinken und die Heißbrissresistenz erhöht wird.

Der Primärbereich muss zu jeder Zeit in der Lage sein, die auf den Stringer wirkende Gesamtbelastung in der Flugphase zu ertragen. Hingegen werden in den Sekundärbereichen Heißrisse und infolge dessen auch deren differentielles und sequentielles Versagen in Stringerlängsrichtung toleriert. Um die Funktionssicherheit des gesamten Primärbereichs zu gewährleisten, müssen dessen äußere Randbereiche heißbrissfrei sein.

Im Vergleich zu den Primärstellen stellen die Sekundärnähte keine zwingend tragenden Fügeverbindungen dar, da in ihnen Heißrisse und damit deren Versagen toleriert werden. Versagen diese, so steigen in P die Kerbspannungen aufgrund der sich ändernden Strukturverhältnisse an.

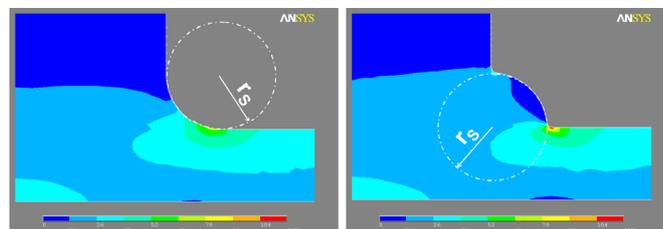
## 6.4 Vorbetrachtung zum Strukturverhalten der gegenwärtigen Haut-Stringer-Verbindung im Flugbetrieb

### 6.4.1 Einfluss der Nahtkontur auf das Kerbverhalten

Die Beherrschung und Optimierung der Schweißnahtgeometrie an den Nahtenden erweist sich als äußerst schwierig. In diesen Randbereichen ist der Tiefschweißprozess instationär.

In erster Linie führen die spezifischen Erstarrungsverhältnisse im Nahtanfang und -ende zu unterschiedlichen Nahtgeometrien und damit zu unterschiedlichen Kerbfällen. Zudem werden zeitliche und örtliche Abweichungen der Erstarrungsverhältnisse in der Schweißzone durch minimale Schwankungen in der Interaktion zwischen Strahlfreigabe/-abschaltung, Drahtzuführung/-abschaltung sowie der Stringerposition längs und quer zur Schweißrichtung hervorgerufen. Darüber hinaus erschweren Änderungen in der chemischen Zusammensetzung gegenüber dem referenzierten Grundwerkstoff die Wiederholgenauigkeit. Daher lässt sich nur die Art der Nahtkontur – konkav oder konvex – durch die Schweißprozessauslegung einstellen.

**Abbildung 86** zeigt, dass im Flugbetrieb gegenüber der konkaven Nahtausführung bei der konvexen Geometrie eine andere lokale Spannungsverteilung sowie eine höhere Spannungskonzentration vorliegen. In diesem Fall stehen die Spannungsüberhöhungen nicht mit dem Nahtradius  $r_s$  in direkten Zusammenhang, sondern mit dem un stetigen Übergang Hautblech-Schweißgut. Dieser Umstand erklärt die wesentlich höheren Kerbspannungen bei Vorliegen konvexer Nähte (**Abbildung 87**).



**Abbildung 86:** Schweißnahtkontur im Stringerendbereich; konkav (links), konvex (rechts)

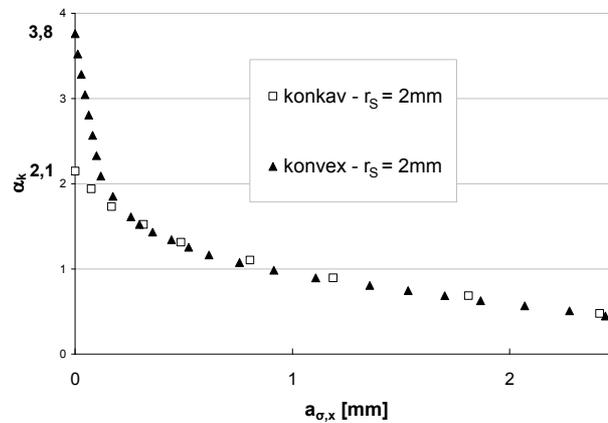


Abbildung 87: Einfluss der Schweißnahtkontur im Schweißnahtendbereich

#### 6.4.2 Einfluss der Hautblechgeometrie auf das Kerbverhalten

Die Art und Weise die Beanspruchung in den Stringerendbereichen (P<sub>ohne Aussparung</sub>) zu senken, ist durch die schweißgerechte Gestaltung der Hautblech- und Stringergeometrie effektiver als durch eine „Optimierung“ der Nahtkontur.

Bei der Ermittlung der Beziehung zwischen der Hautblechgeometrie und Spannungskonzentrationen werden die einzelnen Geometrieparameter des Hautblechs schrittweise verändert (Abbildung 88).

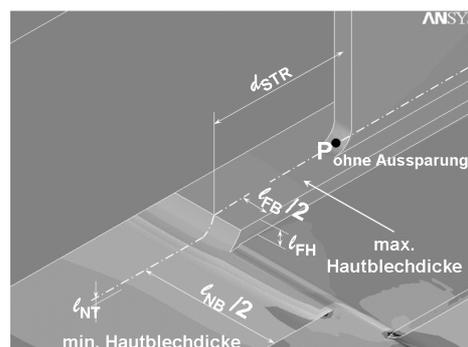


Abbildung 88: Geometrische Einflussgrößen des Hautblechs auf das Kerbverhalten im Nahtendbereich der gegenwärtigen Stringergeometrie

Der Abstand zwischen Stringeraußenkante ( $P_{\text{ohne Aussparung}}$ ) und Kante der Hautblechaufdickung unterhalb des Stringers wird durch  $d_{\text{STR}}$  beschrieben.  $l_{\text{FB}}$  und  $l_{\text{FH}}$  kennzeichnen die Breite bzw. die Höhe der Hautblechaufdickung.  $l_{\text{NB}}$  und  $l_{\text{NT}}$  parametrisieren die Breite und Tiefe der Entlastungsnut im Hautblech, welche sich unterhalb der zur Stringerkupplung zugehörigen Stoßleiste (**Abbildung 5**) befindet.

Als Vergleichsgrundlage dient das Referenzmodell „RM-HB“<sup>4</sup>, dessen Konfiguration in **Tabelle 11** aufgeführt ist. Hierbei werden eine Stringerhöhe  $h_{\text{STR}} = 30$  mm, eine Stegbreite  $b_{\text{STR}} = 2$  mm sowie ein konkaver Schweißnahradius  $r_s = 2$  mm angenommen.

**Tabelle 11.** Geometrieparameter des Referenzmodells „RM-HB“ in [mm] (**Abbildung 88**).

$d_{\text{STR}}$	$l_{\text{FB}}$	$l_{\text{FH}}$	$l_{\text{NB}}$	$l_{\text{NT}}$
15	6	1,4	0	0

Je kleiner  $d_{\text{STR}}$  ist, desto kürzer ist auch der Hebelarm, der aus der Anbindung des Stringeranschlusses am Stringer resultiert. Dieser Hebelarm führt zu kleineren maximalen Biegespannungen in  $P_{\text{ohne Aussparung}}$ . Die Kerbspannungen steigen für  $d_{\text{STR}}$  oberhalb 30 mm nur noch geringfügig an (**Abbildung 89**).

Ebenso verringert die Aufdickung des Hautblechs unterhalb des Stringers die Kerbspannungen, da die Exzentrizität durch die Verringerung des Abstandes der Mittelebenen von Hautblech und Stringer abnimmt (**Abbildung 90**). Die Hautblechaufdickung wird durch Ausfräsen von Taschen in den benachbarten Hautblechbereichen erzeugt. In diesem Kontext steigen jedoch die Materialkosten an, da ein dickeres Halbzeugblech bereitgestellt werden muss. Die Breite der Aufdickung  $l_{\text{FB}}$  hat infolge der axialen Zugbeanspruchung keinen signifikanten Einfluss auf die Spannungsüberhöhungen in  $P_{\text{ohne Aussparung}}$  (**Abbildung 91**).

---

<sup>4</sup> RM-HB = **R**eferenz**M**odell zur Bestimmung des Einflusses der **H**aut**B**lechgeometrie auf das Kerbverhalten

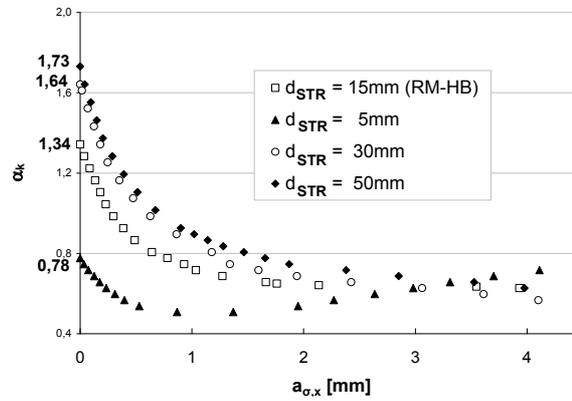


Abbildung 89: Einfluss des Abstandes zwischen Stringerkante und Kante der Hautblechaufdickung  $d_{STR}$  (Abbildung 88) auf die Kerbwirkung in  $P_{ohne\ Aussparung}$  bei der gegenwärtigen Stringergeometrie

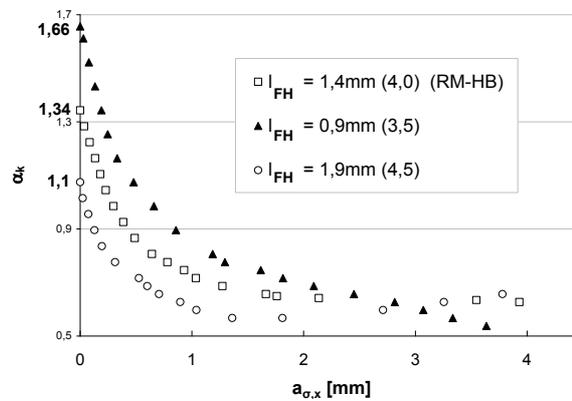


Abbildung 90: Einfluss der Höhe der Hautblechaufdickung  $l_{FH}$  (Abbildung 88) auf die Kerbwirkung in  $P_{ohne\ Aussparung}$  bei der gegenwärtigen Stringergeometrie. Die in Klammern gesetzten Werte geben die Mindestdicke des bereitzustellenden Halbzeugblechs an

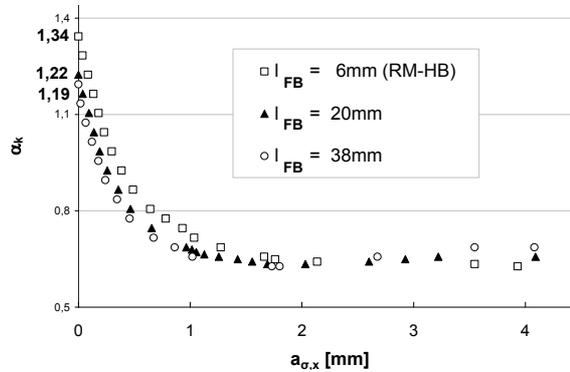


Abbildung 91: Einfluss der Breite der Hautblechaufdickung  $l_{FB}$  (Abbildung 88) auf die Kerbwirkung in  $P_{\text{ohne Aussparung}}$  bei der gegenwärtigen Stringergeometrie

Durch die unterhalb der Stoßleiste im Hautblech eingebrachte Entlastungsnut erhöht sich das lokale Verformungsvermögen in  $P_{\text{ohne Aussparung}}$ , wodurch Restspannungen abgebaut werden. Die maximalen Spannungsüberhöhungen in  $P_{\text{ohne Aussparung}}$  sinken und verlagern sich in den Übergangsbereich zwischen minimaler (Entlastungsnut) und maximaler Hautblechdicke (Hautblechaufdickung). Sowohl die Zunahme der Breite als auch der Tiefe der Entlastungsnut führen zu wesentlich niedrigeren Spannungen in  $P_{\text{ohne Aussparung}}$  (Abbildung 92 und Abbildung 93).

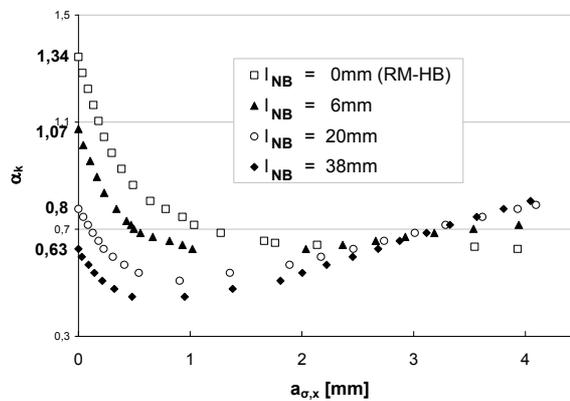
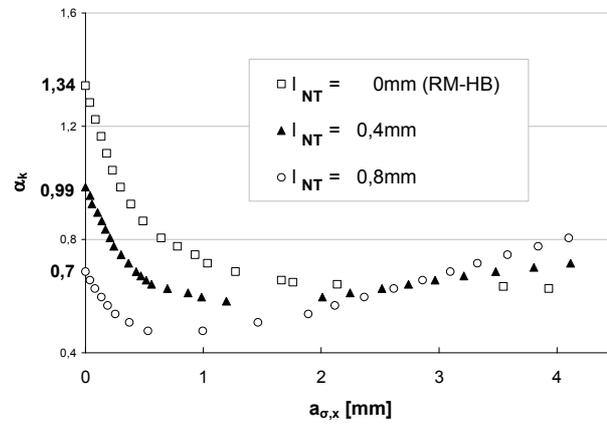


Abbildung 92: Einfluss der Breite der Entlastungsnut  $l_{NB}$  (Abbildung 88) auf die Kerbwirkung in  $P_{\text{ohne Aussparung}}$  bei der gegenwärtigen Stringergeometrie



**Abbildung 93:** Einfluss der Tiefe der Entlastungsnute  $l_{NT}$  (**Abbildung 88**) auf die Kerbwirkung in  $P_{\text{ohne Aussparung}}$  bei der gegenwärtigen Stringergeometrie

Die Kombination dieser in **Abbildung 88** aufgeführten Einflussgrößen führen zu einer weiteren Reduzierung der Kerbspannungen in den Nahtendebereichen.

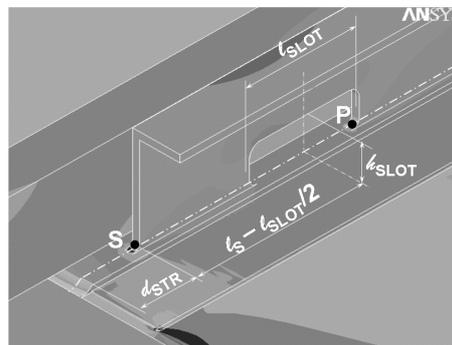
### 6.5 Einfluss der Aussparungen im Stringer auf das Kerbverhalten im Flugbetrieb

Bei der Gegenüberstellung der Stringerausführungen mit und ohne Aussparungen bleiben die durch das Referenzmodell „RM-HB“ festgelegten geometrischen Parameter unverändert (**Tabelle 11**).

Die für das Referenzmodell „RM-SmA“<sup>5</sup> zu Grunde liegenden Geometrieparameter sind in **Tabelle 12** angegeben.

**Tabelle 12.** Geometrieparameter des Referenzmodells „RM-SmA“ (**Abbildung 94**) in [mm].

$d_{STR}$	$l_{SLOT}$	$h_{SLOT}$	$l_S$
15	15	10	30

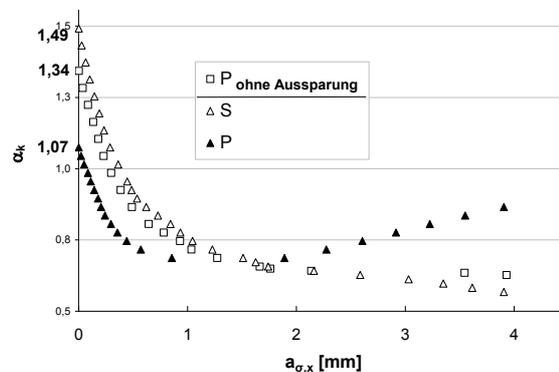


**Abbildung 94:** Geometrische Einflussgrößen bei Stringern mit Aussparungen auf das Kerbverhalten in P und S, SLOT (Englisch) = AUSSPARUNG (Deutsch)

<sup>5</sup> RM-SmA = **R**eferenz**M**odell zur Bestimmung des Einflusses der Stringerausführung **m**it **A**ussparungen auf das Kerbverhalten

Analog zu **Abbildung 88** wird in **Abbildung 94** der Abstand zwischen Stringeraußenkante (S) und Kante der Hautblechaufdickung unterhalb des Stringers durch  $d_{STR}$  beschrieben.  $l_{SLOT}$  und  $h_{SLOT}$  definieren die Breite bzw. die Höhe der Aussparung.  $l_s$  gibt die Länge des Sekundärbereichs an (**Abbildung 85**).

Gegenüber der gegenwärtigen Stringerausführung sind bei Stringern mit Aussparungen die maximalen Kerbspannungsfaktoren an den Enden des tragenden Primärbereichs (P) um 20 % kleiner (**Abbildung 95**). Dies ist auf eine kleinere Exzentrizität der Mittelebenen von Hautblech und Stringer zurückzuführen. Dafür steigt die maximale Belastung im Außenbereich der Sekundärnaht (S), welche die gleichen Positionen wie die Schweißnahtenden bei Stringern ohne Aussparungen besitzen, um 11 % an. Grund hierfür ist der um  $l_s$  längere Hebelarm des Stringerschlusses.



**Abbildung 95:** Vergleich der Kerbspannungsfaktoren für Stringer mit (**Abbildung 94**) und ohne Aussparungen (**Abbildung 88**)

$d_{STR}$  hat keinen entscheidenden Einfluss auf das Kerbverhalten in P. Jedoch sind die Belastungen in S bei  $d_{STR} = 5$  mm um 65 % kleiner als bei  $d_{STR} = 15$  mm. Auch hier ist der längere Hebelarm für das Ansteigen der Kerbspannungen verantwortlich.

Weder die Länge des Sekundärbereichs  $l_s$  noch die Breite der Aussparung  $l_{SLOT}$  spielen für die Kerbspannungen in P und S eine Rolle. Außer, wenn der Sekundärbereich versagt, dann nehmen mit zunehmender  $l_{SLOT}$  die Kerbspannungen in P zu.

Hingegen wirkt eine Änderung der Aussparungshöhe  $h_{SLOT}$  sich signifikant auf die Kerbspannungen in P und S aus. Wird  $h_{SLOT}$  von 10 auf 15 mm vergrößert, so verringert sich zwar die maximale Kerbspannung in S um 6 %, aber gleichzeitig steigt diese in P um 11 % an. Somit nimmt bei größerem  $h_{SLOT}$  der Unterschied zwischen den Kerbspannungen in P und S zu.

## *6.6 Einfluss der Aussparungen im Stringer auf das Heißbrissverhalten*

Im Gegensatz zu den meisten Schweißapplikationen ist beim Integralen Ansatz die hohe Volumenkontraktion des Aluminiums infolge der Erstarrung und Abkühlung erwünscht. In der Vergangenheit fand diese Überlegung beispielsweise bei [PSH 05] im Nahtauslauf von stumpfstößgeschweißten Stahlplatten im Schiffbau Anwendung (**Abschnitt 2.3.4**).

Dabei werden zwei große Stahlplatten für die Schiffsbeplankung nebeneinander gelegt und über ihre Länge mit Steppnähten geheftet. Anschließend wird an das Enden der Platten ein Auslaufblech geschweißt. Das Auslaufblech wird dabei mit Einschnitten versehen, wodurch dessen Kontraktionsfähigkeit in Verbindung mit einer angepassten Heft- und Schweißstrategie sowie ausreichend langen Abkühlzeiten erhöht wird. Dadurch werden die Platten in ihrem Endbereich zusätzlich aneinander gedrückt. Nach dieser Prozedur beginnt der eigentliche Schweißprozess, bei dem die Heftnähte überschweißt werden. Infolge der Überschweißung werden die Heftnähte aufgeschmolzen und Spannungen freigesetzt. Die freigesetzten Spannungen führen zu einem lokalen Auseinanderverschieben beider Bleche in Querrichtung. Wäre kein Auslaufblech in der oben beschriebenen Ausführung vorhanden, würden die Querverschiebungen und Geschwindigkeiten beider Platten die Fähigkeit des Schmelzbades (Beanspruchbarkeit) überschreiten, einen Heißbriss im Nahtendbereich zu unterbinden. Im Anschluss an den Schweißprozess wird das Auslaufblech abgetrennt.

Bauweisenbedingt können im Flugzeugbau keine Ein- und Auslaufbleche verwendet und damit diese Vorgehensweise aus dem Schiffbau nicht direkt übernommen werden. Die Stringergeometrie muss daher in Abstimmung mit der Schweißfolge an den äußeren Primärnähten so gestaltet werden, dass ein solcher Kontraktionseffekt eintritt.

Die Gestaltung des Schweißprozesses erfolgt unter Berücksichtigung der Bereitstellung des Schweißzusatzwerkstoffs in Form eines Formteils oder eines koextrudierten Stringers [FLA 06], da in erster Linie die Vorschubrichtung variiert werden kann.

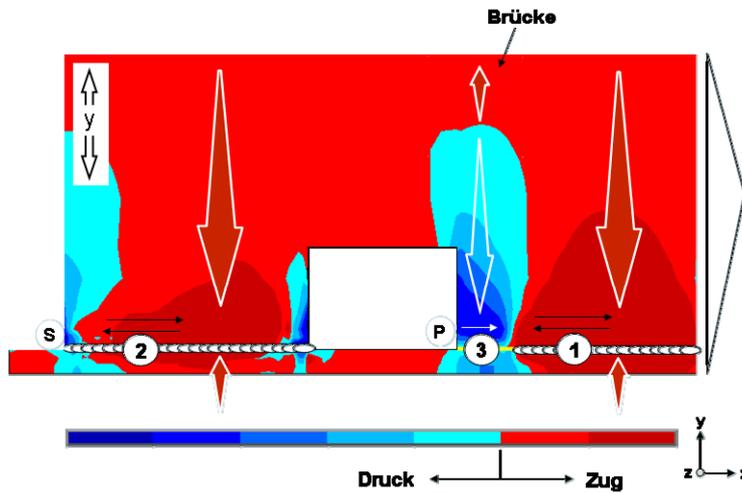
### 6.6.1 *Wirkmechanismus*

Infolge der „starren“ Hautblecheinspannung sowie der dreidimensionalen Wärmeableitung im Hautblech liegt das Hauptaugenmerk auf Verformbarkeit und Eigenspannungen im Stringer sowie dessen heißrisrelevanten TIS-Querverschiebungen. Die Begriffe Primär- und Sekundärbereich beziehen sich demzufolge stets auf den Stringer (**Abbildung 85**).

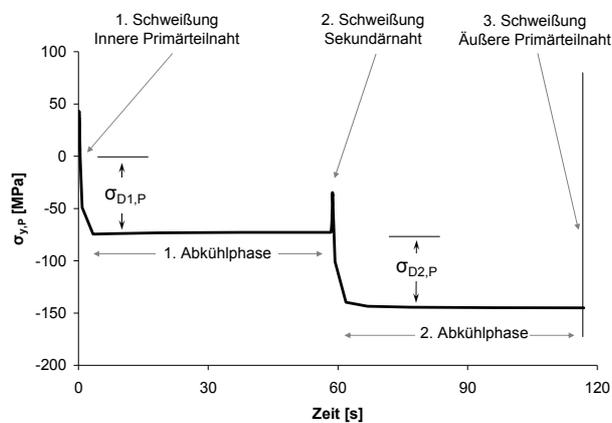
Da sichergestellt sein muss, dass bei Versagen der Sekundärbereiche die Primärnaht die gesamte Last aufnimmt, muss an deren Außenbereichen (P) die Heißrisresistenz erhöht werden. Dies gelingt durch eine geeignete Schweißfolge und durch die geometrische Optimierung der Aussparungen.

Vor dem Schweißen der äußeren Primärnaht werden zunächst die innere Primärteilnaht (1) und anschließend die Sekundärnaht (2) geschweißt. Mit der Erstarrung und Abkühlung kontrahieren beide Nahtvolumina sowie die angrenzenden Stringerbereiche (**Abbildung 96**).

In beiden Teilnähten erreicht die Zugspannung in y-Richtung ihren Maximalwert und nimmt mit zunehmender Stringerhöhe ab. Dabei ist entscheidend, dass beide Zugspannungsgebiete durch eine so genannte „Brücke“ miteinander verbunden sind. Diese führt zu einem Niederdrücken des „kalt“ gebliebenen ungeschweißten äußeren Primärbereichs (3) auf das Hautblech. Auf diese Weise werden in diesem Stringerbereich in zwei Stufen Druckeigenspannungen erzeugt (**Abbildung 97**).



**Abbildung 96:** Der Wirkmechanismus basiert auf Druck- und Zugeigenspannungen im Stringer. Eigenspannungen quer zur Schweißrichtung (y-Richtung) im Stringer resultieren aus den ersten beiden Teilweldungen



**Abbildung 97:** Resultierende Druckeigenspannungen in P nach den ersten beiden Teilweldungen (innere Primärteilnaht und Sekundärnaht), Kennlinienverlauf gilt für Referenzmodell „RM-HR“ (Abschnitt 6.6.5)

Durch die Induzierung thermischer Spannungen wird bei der dritten Teilschweißung (äußerer Primärbereich) der Grundwerkstoff stark erhitzt und versucht zu expandieren. Neben dem kälteren Stringerwerkstoff in der Umgebung, behindert nun zusätzlich auch die Druckzone die Volumenausdehnung. Bei der Erstarrung und Abkühlung kontrahiert der Werkstoff. Je nach Höhe der vorhandenen Druckeigenstressungen in diesem Stringerbereich herrscht dann auf dem TIS-Bereich in P eine niedrigere Zug- oder gar eine Druckbeanspruchung. Somit ist gegenüber einem herkömmlichen Nahtanfang bzw. -ende die Beanspruchung auf dem TIS-Bereich kleiner und die Heißrisneigung geringer.

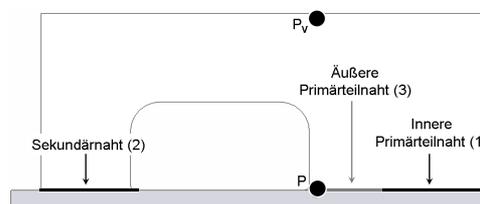
Bei diesem Phänomen wird von einem Klammereffekt gesprochen, da der dritte Nahtbereich von zwei über eine Brücke verbundenen Zugspannungsbereichen umgeben ist.

Bedingung für den Einsatz dieser Methode ist die Zulässigkeit eines überschweißten Endkraters im Bereich der inneren Primärnaht beim Erzeugen der dritten Teilnaht.

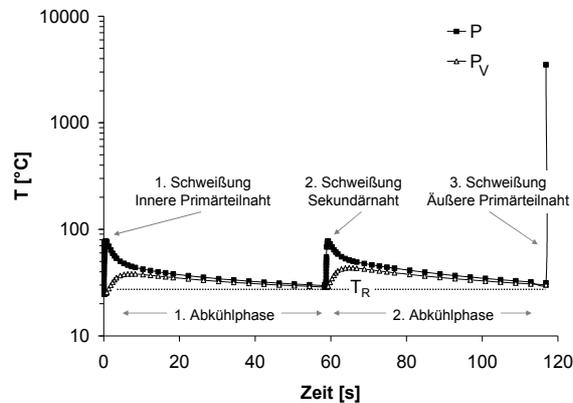
### 6.6.2 Zeitintervall zwischen den Teilschweißungen

Infolge der dreidimensionalen Wärmeleitung im Hautblech, muss nur für den Stringer die Zeitspanne ermittelt werden.

Im Stringer führt die zweidimensionale Wärmeleitung senkrecht zur Schweißrichtung zu einem Wärmestau. Damit der Parameter „Zeitspanne zwischen den einzelnen Teilschweißungen“ (**Abbildung 99**) auf das Schweißergebnis keinen Einfluss hat, muss dieser berechnet werden. Das Ende dieser Zeitspanne wird mit dem Erreichen eines stationären Temperaturzustands im Stringer und damit im Gesamtbauteil erreicht. Folglich müssen sich die Temperaturverläufe für die verschiedenen Stringerbereiche (z. B. P und  $P_V$ ) auf Raumtemperaturniveau angleichen.



**Abbildung 98:** Stringerpositionen der Punkte P und  $P_V$



**Abbildung 99:** Temperaturverläufe für die Positionen  $P$  und  $P_V$  zur Ermittlung der notwendigen Zeitspanne zwischen den einzelnen Teilschweißungen, Kennlinienverlauf gilt für Referenzmodell „RM-HR“ (Abschnitt 6.6.5)

### 6.6.3 Weitere Anmerkungen für die Schweißsimulation

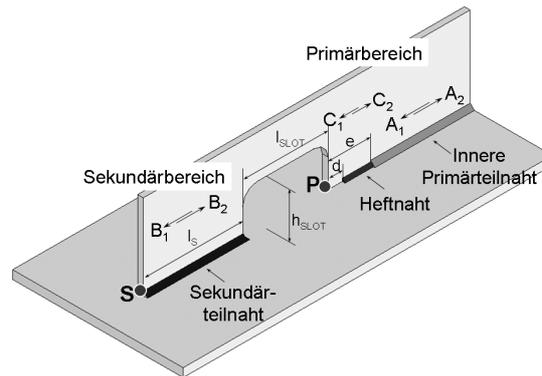
Die strukturelle Haut-Stringer-Anbindung, die Modellierung der Wärmequelle sowie die Berücksichtigung der Werkstoffeigenschaften (AA6056) erfolgen gemäß Abschnitt 1.1.

Die Kalibrierung der Wärmequellen basiert auf einer Laserleistung von 2,3 kW je Seite, eines Fokusbereichs von 0,3 mm, einer Null-Fokuslage sowie einer Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min und dem Schweißen mit Formteil.

Anders als in der Produktion, bleibt in der FE-Simulation die äußere mechanische Belastung auf den Stringer unberücksichtigt (Abschnitt 2.2.2). Die äußere Kraft, die den Stringer niederdrückt, um einen technischen Nullspalt zu erzielen, ist im Unterschied zu den aus der Induzierung thermischer Spannungen hervorgerufenen und zu plastischen Verformungen führenden Reaktionskräften vernachlässigbar gering.

#### 6.6.4 Einflussgrößen auf das Heißrissverhalten

Es werden verschiedene Einflussgrößen auf das Heißrissverhalten im äußeren Primärbereich untersucht, welche sich entweder als Geometrie- parameter oder als Richtungsvektor darstellen lassen (**Abbildung 100**).



**Abbildung 100:** Einflussgrößen, die das Heißrissverhalten in P bestimmen

#### 6.6.5 Auswertung

##### Referenzmodell „RM-HR“<sup>6</sup>

Die Aussparungsbreite  $l_{\text{SLOT}}$  und -höhe  $h_{\text{SLOT}}$  werden auf den Minimalwert von 7 mm festgelegt, um eine von den Schweißradialen ausgehende Kerbwirkung von vornherein zu unterbinden. Die Länge des Sekundärbereichs  $l_S$  beträgt 25 mm. Um die Anforderungen an die Systemgenauigkeit der Anlagentechnik so klein wie möglich zu halten, wird  $e$  auf 10 mm gesetzt, dies entspricht etwa der zweifachen Schmelzbadlänge.

Für den quantitativen Vergleich wird der absolute Querverschiebungswert  $R_P$  in P des Referenzmodells „RM-HR“ herangezogen und zu Null gesetzt (**Abbildung 101**).

<sup>6</sup> RM-HR - ReferenzModell zur Bestimmung der HeißRissneigung

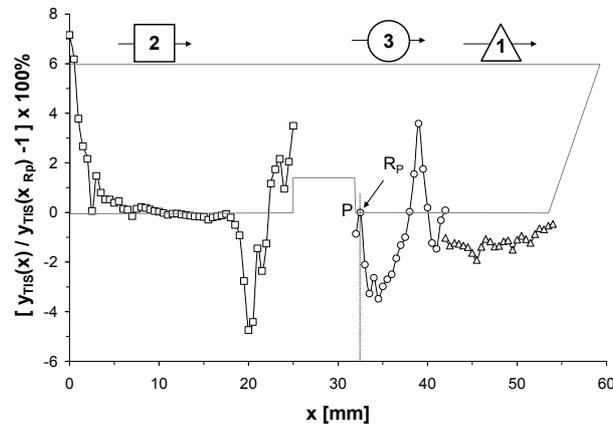
**Tabelle 13.** Parameter in [mm] für das Referenzmodells „RM-HR“ (**Abbildung 100**).

$l_{\text{SLOT}}$	$h_{\text{SLOT}}$	$l_s$	d	e	Schweißrichtungen		
7	7	25	0	0	A2	B2	C2

Die maximalen Querverschiebungen der inneren Primärteilnaht (1) besitzen im Verhältnis zu denen der Sekundär- und der äußeren Primärteilnaht eine kleine Dimension (**Abbildung 101**). Zu Beginn des Schweißprozesses befindet sich vor und hinter dem Einkopplungsort des Laserstrahls jeweils ein Heftnahtverbund. Der Stringer ist daher in Längsrichtung beidseitig fixiert und kann den infolge des Wärmeeintrags entstehenden Druckspannungen bzw. die aus der Erstarrung resultierenden Zugspannungen besser entgegen wirken.

Die äußere Zone des Sekundärbereichs (2) stellt die Außenkante des Stringers dar. Infolge der quasi nur einseitigen Stringereinspannung, erreichen die Querverschiebungen dort ihr Maximum. An dieser Stelle ist die Heißbrisswahrscheinlichkeit am höchsten.

Die äußere Primärteilnaht (3) ist wie die Sekundärnaht im engeren Sinne nur in der Schweißrichtung eingespannt. Jedoch fallen die Querverschiebungen wesentlich geringer aus, da oberhalb der Aussparung eine Materialbrücke vorliegt und somit eine höhere Steifigkeit erzielt wird. Die Überlagerung beider Zugspannungsgebiete links und rechts von der Aussparung bewirkt ein den thermisch induzierten Druckspannungen entgegengesetztes Druckeigenspannungsgebiet.

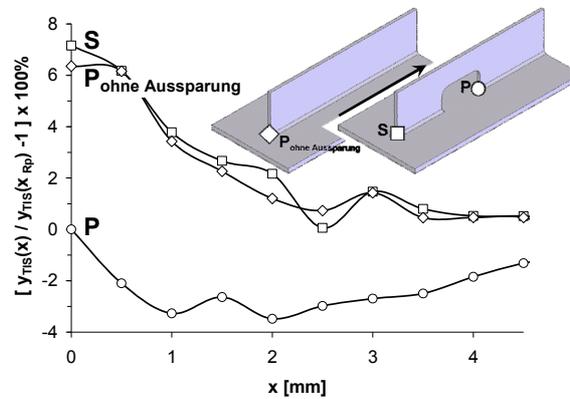


**Abbildung 101:** TIS-Querverschiebungen für das Referenzmodell „RM-HR“, TIS-Querverschiebung in P wird als relative Vergleichsgrundlage für alle folgenden TIS-Verschiebungsdiagramme herangezogen

#### Vergleich der Stringer mit und ohne Aussparungen

Aufgrund der einseitigen Einspannung ist die Stringersteifigkeit in den Stringeraußenbereichen klein. Dementsprechend erreichen dort die TIS-Querverschiebungen ihre Maximalwerte (**Abbildung 102**).

Aus der Gegenüberstellung der Kennlinieverläufe für die Außenbereiche beider Stringergeometrien ist zu entnehmen, dass weder die Aussparung noch die aus der zuvor erzeugten inneren Primärnaht resultierenden Eigenspannungen einen signifikanten Einfluss auf die Querverschiebungen im Außenbereich des Sekundärnaht (S) haben. In beiden Fällen sind die Querverschiebungen nahezu gleich groß.



**Abbildung 102:** Einfluss der Stringergeometrie auf die TIS-Querverschiebungen in den Schweißnahtanfangsbereichen

**Geometrieparameter:**  $l_{SLOT}$  = Breite der Aussparung

Die Veränderung von  $l_{SLOT}$  von 7 auf 20 mm übt auf die TIS-Querverschiebungen der inneren Primärteilnaht und der Sekundärnaht keinen signifikanten Einfluss aus. Gegenüber dem Referenzmodell steigt die maximale Querverschiebung in P um 40 % an.

**Geometrieparameter :**  $h_{SLOT}$  = Höhe der Aussparung

Die Zunahme von  $h_{SLOT}$  von 7 auf 20 mm spielt für die maximalen TIS-Querverschiebungen in S und P eine Rolle.

Die Vergrößerung der Querverschiebungen um 90 % in P ergibt sich aus der Reduzierung der Stegbreite (Brücke) oberhalb der Aussparung (**Abbildung 104**). Diese resultiert aus einer Verringerung des mechanischen Widerstandsmoments und der damit verbundenen Herabsetzung der Druckeigenstressungen in P (**Abbildung 103**).

Obwohl das Schmelzbad nur 4 – 5 mm misst, wird anhand des Kennlinienverlaufs für die Sekundärnaht deutlich, dass bereits 6 mm vor dem Nahtende die Querverschiebungen ein lokales Maximum einnehmen (Pfeil 1). Dies erklärt sich aus der Herabsetzung der Fließgrenze des noch festen Restbereichs. Dieser Bereich ist somit kaum in der Lage, Kräfte aufzunehmen.

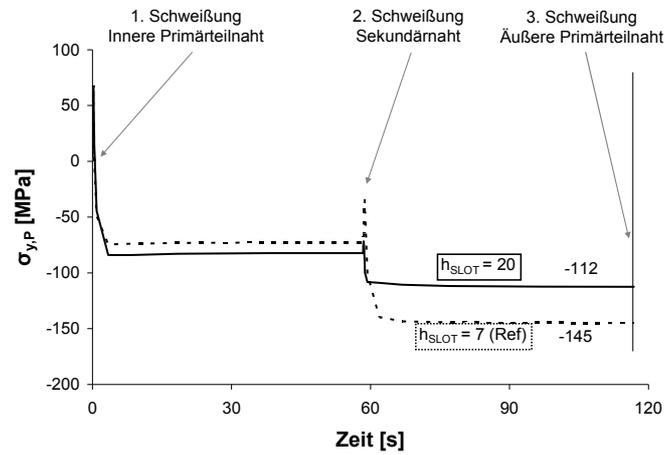


Abbildung 103: Einfluss von  $h_{SLOT}$  auf die Eigenspannungen in P nach der zweiten Teilschweißung

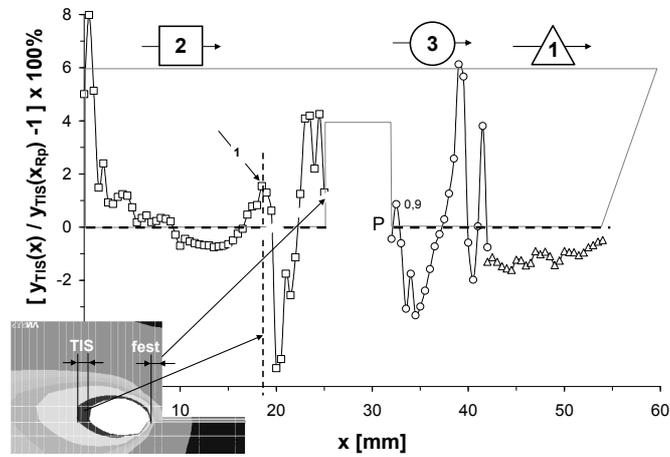


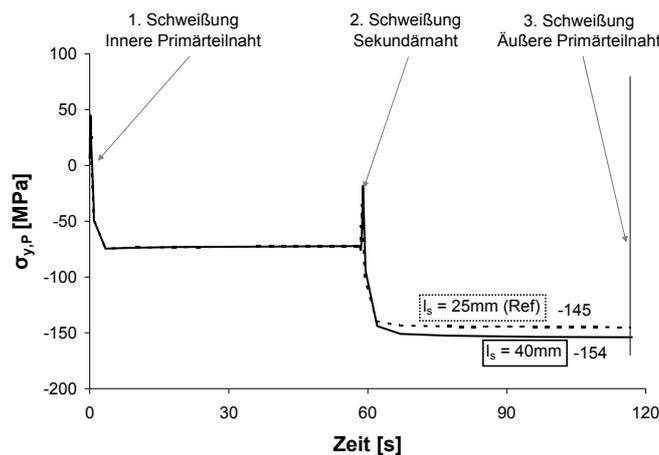
Abbildung 104: Einfluss von  $h_{SLOT}$  auf die TIS-Querverschiebungen

**Geometrieparameter:**  $l_s = \text{Länge des Sekundärbereichs}$

Eine Verlängerung des Sekundärbereichs ( $l_s$ ) von 25 auf 40 mm trägt nur unwesentlich zu einer Erhöhung der Druckeigenspannung in P bei (**Abbildung 105**). Ausschlaggebend ist somit nicht die Länge, sondern vielmehr die Höhe der Zugeigenspannungen im Sekundärteil infolge der Volumenkontraktion. Diese nimmt beispielsweise mit einem höheren Wärmeeintrag zu.

Es liegt also nahe, dass ab einer bestimmten Sekundärteillänge eine Sättigung des Druckeigenspannungsaufbaus im bis dahin ungeschweißten äußeren Stringerprimärbereich vorliegt.

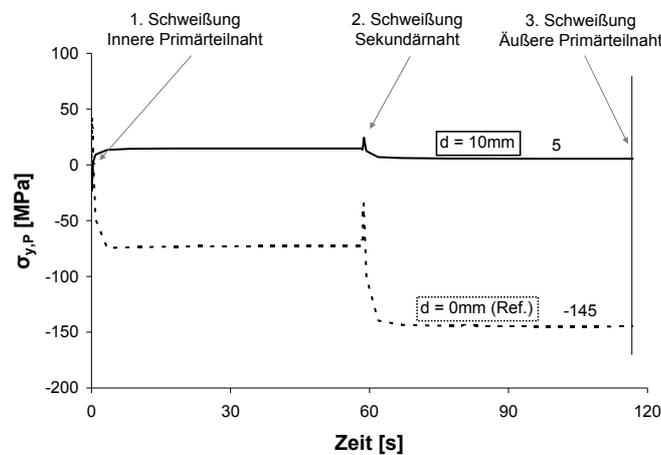
Je länger der Sekundärbereich ist, desto länger ist auch der Hebelarm, der aus der Anbindung des Stringeranschlusses am Stringer resultiert. Versagt dieser Bereich, dann steigen die Kerbspannungen in P an.



**Abbildung 105:** Einfluss von  $l_s$  auf die Eigenspannungen in P nach der zweiten Teilschweißung

**Geometrieparameter:**  $d =$  Länge des ungehefteten äußeren Primärnahtbereichs

Bei einem ungehefteten äußeren Primärbereich  $d = 10$  mm (RM-HR:  $d = 0$  mm) bilden sich in P keine oder nur unzureichend Druckeigenstressungen aus. Der Spannungsverlauf in **Abbildung 106** zeigt, dass sich Zugeigenstressungen (5 MPa) ausbilden. In P steigen die maximalen Querverschiebungen demnach um das 4fache an.

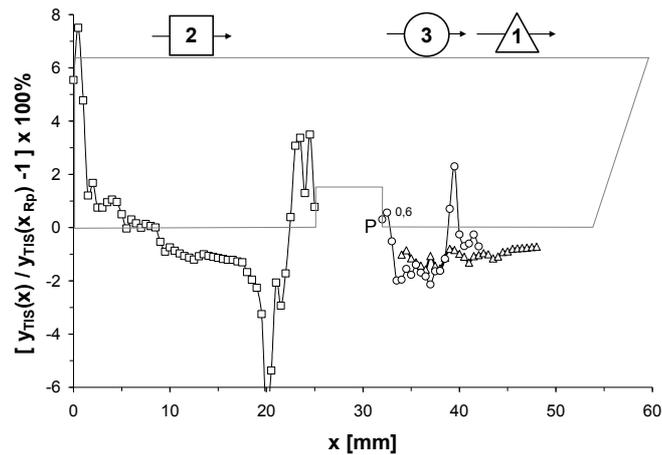


**Abbildung 106:** Einfluss von  $d$  auf die Eigenspannungen in P nach der zweiten Teilschweißung.

**Geometrieparameter:**  $e =$  Abstand zwischen innerer Aussparungskante und Beginn der inneren Primärnaht

Durch die Verkürzung des Parameters  $e$  von 10 auf 2 mm erfolgen zeitgleich die partielle Aufschmelzung der inneren Primärteilnaht und der Schweißbeginn der äußeren Primärteilnaht. Infolgedessen werden die der inneren Primärteilnaht zugeordneten Zugeigenstressungen teilweise freigesetzt. Damit ändern sich Größe und Lage des effektiven Zugeigenstressungsgebietes, das auf Kontraktion der zu diesem Zeitpunkt noch nicht umgeschmolzenen inneren Primärteilnaht beruht. Die effektiven Zugeigenstressungen und damit auch die Spannungen innerhalb der eingeschlossenen Druckzone sinken.

Die Überlagerung beider Effekte in P, die Indizierung thermischer Spannungen auf der einen Seite und die Verringerung der Druckeigenspannung andererseits, führt zu einer um 60 % größeren Querverschiebung im TIS (**Abbildung 107**).



**Abbildung 107:** Einfluss von  $e$  auf die TIS-Querverschiebungen in P

**Geometrieparameter:**  $l_{SLOT}$ ,  $h_{SLOT}$ ,  $e$

Die gleichzeitige Änderung mehrerer Parameter ( $l_{SLOT} = 40$  mm,  $h_{SLOT} = 20$  mm,  $e = 20$  mm) führt in P zu einer Abnahme der Steifigkeit. Der innere Primär- sowie der Sekundärbereich interferieren nur unzureichend und können somit praktisch nicht als Niederhalter fungieren. Aufgrund einer ungünstigen Kraftübertragung sind beide Zugeigenspannungsgebiete kaum in der Lage, im äußeren Primärbereich (P) Druckeigenspannungen zu indizieren (**Abbildung 108**).

Die geringen Eigenspannungen im äußeren Primärbereich führen zu fast fünffach höheren TIS-Querverschiebungen gegenüber dem Referenzmodell RM-HR (**Abbildung 109**).

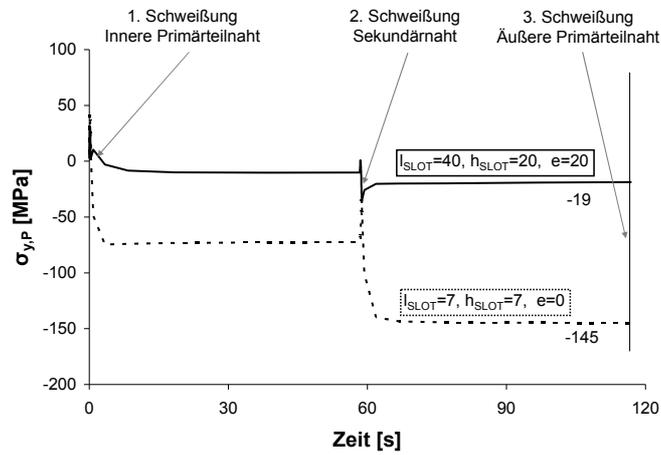


Abbildung 108: Einfluss des Ansteigens der Parameter  $h_{\text{SLOT}}$ ,  $l_{\text{SLOT}}$  und  $e$  auf die Eigenspannungen in  $P$  nach der zweiten Teilschweißung

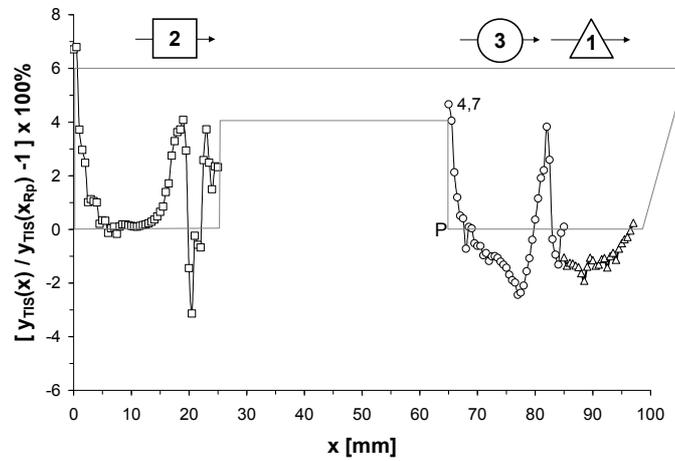
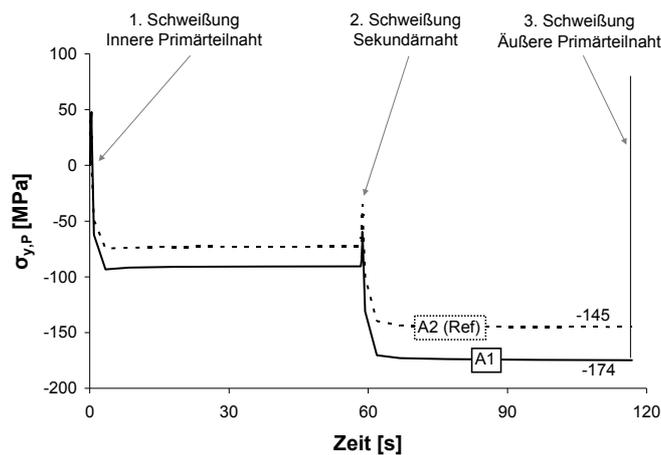


Abbildung 109: Einfluss des Ansteigens der Parameter  $h_{\text{SLOT}}$ ,  $l_{\text{SLOT}}$  und  $e$  auf die TIS-Querverschiebungen

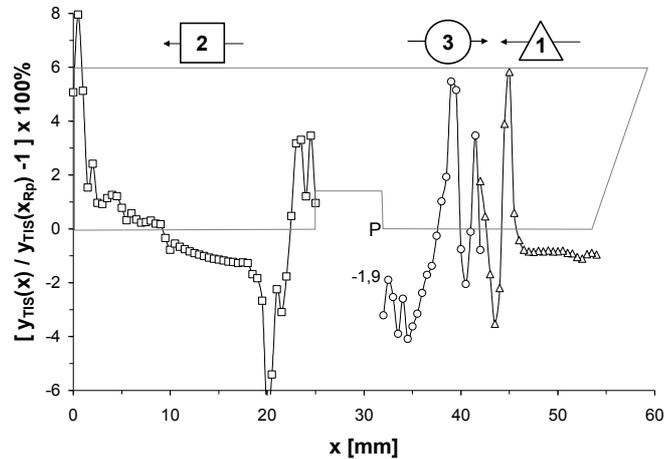
**Schweißrichtung: A1 / A2**

Die Druckeigenstressungen steigen in P an, wenn sich die Schweißrichtung zur Erzeugung der inneren Primärteilnaht ändert (A2 → A1) (**Abbildung 110**).

Durch die Verlegung des Nahtauslaufs der inneren Primärteilnaht an die Grenze zur äußeren Primärteilnaht, ist in dieser Zone der Wärmestau im Stringersteg und das Schmelzbad voll ausgebildet. Dadurch wird ein größeres Werkstoffvolumen entweder umgeschmolzen oder stark erhitzt. Mit der eintretenden Abkühlung kontrahiert der Werkstoff und es bauen sich im äußeren Primärbereich größere Druckeigenstressungen auf. Die Erhöhung der Druckeigenstressungen bewirkt sogar eine Stauchung des Zweiphasenverbundes im heißrisskritischen TIS-Bereich und damit definitionsbedingt eine Rissunterdrückung (**Abbildung 111**).



**Abbildung 110:** Einfluss der Schweißrichtung der inneren Primärnaht auf die Eigenspannungen in P nach der zweiten Teilschweißung



**Abbildung 111:** Einfluss der Schweißrichtung der inneren Primärnaht auf die TIS-Querverschiebungen

**Schweißrichtung:** B1 / B2

Im Falle einer entgegengesetzten Schweißrichtung ( $B2 \rightarrow B1$ ) bei der Erzeugung der Sekundärnaht, treten im Außenbereich der Sekundärnaht (S) um über 20 % niedrigere Querverschiebungen als im Referenzmodell auf (**Abbildung 112**). 6 mm vor dem Nahtende steigt der Querverschiebungsgradient stark an, da an dieser Stelle der Endbereich aufgeschmolzen und die Belastungen, die vorher die Heftnaht aufnahm, schlagartig freigesetzt werden (**Abbildung 104**).

Dennoch sollte von dieser Vorschubrichtung beim Schweißen dieses Teilnahtbereichs abgesehen werden, da in den kerbbeanspruchten Außenbereichen mit Endkrater zu rechnen ist.

Diese Schweißrichtung bei Erzeugung der Sekundärnaht hat indes keinen bemerkenswerten Einfluss auf das Heißrisssverhalten in P.

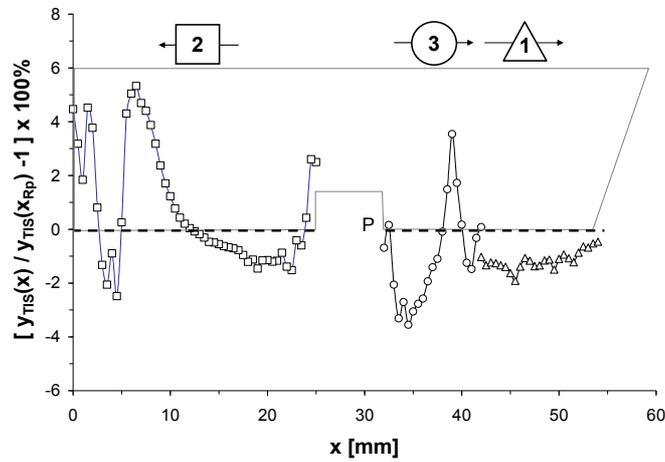


Abbildung 112: Einfluss der Schweißrichtung der Sekundärnaht auf die TIS-Querverschiebungen

Schweißrichtung: C1 / C2

Für die äußere Primärteilnaht erweist sich die Schweißrichtung von innen nach außen (C2 → C1) als ungünstig, da zum einen die Querverschiebungen um über 200 % anwachsen und zum anderen in P Endkraterrisse auftreten können.

## 6.7 Zusammenfassende Aussagen für Bauteilauslegung und Schweißfolge

Im Vergleich zur gegenwärtigen Stringergeometrie bewirken die Aussparungen im Flugbetrieb in P eine Reduzierung der Kerbspannungen (**Abbildung 95**) und zugleich eine Steigerung der Heißrisstoleranz (**Abbildung 102**). Änderungen in der Hautblechbeschaffenheit führen zu einer weiteren beträchtlichen Senkung der Kerbspannungen in P und S (**Abschnitt 6.4.2**).

Für die Bauteilauslegung und Prozessgestaltung können unter Berücksichtigung der Bedingungen im Flugbetrieb und während des Schweißens folgende Aussagen getroffen werden:

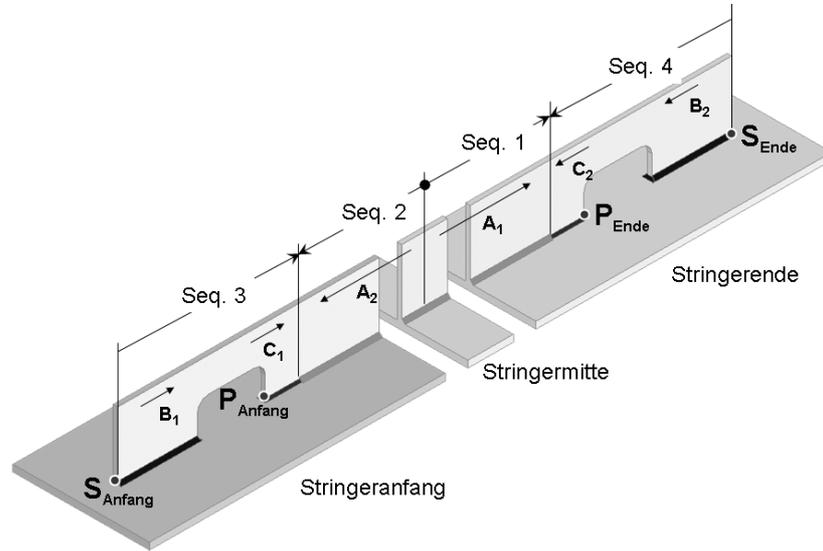
1. Die Breite und Höhe der Aussparungen ( $l_{\text{SLOT}}$ ,  $h_{\text{Slot}}$ ) sollten so klein wie möglich gewählt werden, damit während der Flugphase die Kerbspannungen in P gering bleiben sowie der Überlappungsgrad beider Zugeigenspannungsgebiete nach der zweiten Teilschweißung in P ansteigt. Jedoch ist zu berücksichtigen, dass mit kleiner Aussparungshöhe die Kerbspannungen in S ansteigen.
2. Die Länge des Sekundärbereichs ( $l_S$ ) sollte so gewählt werden, dass von ihm ein möglichst großer Einfluss auf die Druckeigenspannungen in P ausgeht. Andererseits sollte im Falle des erlaubten Versagens des Sekundärbereichs der resultierende Hebelarm nicht zu lang werden, da die Kerbspannungen in P während der Flugphase ansteigen würden. Der Hebelarm resultiert aus der Anbindung zwischen Stringeranschluss und Stringer.
3. Infolge eines kürzeren Hebelarms führt ein kurzer Kantenabstand ( $d_{\text{STR}}$ ) zu einer Kerbspannungsreduktion in S sowie beim Versagen des Sekundärbereichs zu kleineren Kerbbeanspruchungen in P.
4. Die Schweißrichtungen üben einen großen Einfluss auf das Rissverhalten aus. Doch nur bei der inneren Primärnaht kann dieser genutzt werden. Indes müssen Nahtausläufe wegen Endkratern an den Außenkanten der Sekundär- und äußeren Primärbereiche durch eine geeignete Schweißfolge vermieden werden. Die Nahtausläufe sollten in die nicht oder weniger kerbbeanspruchten Stringerbereiche gelegt werden.

Durch das Vorhandensein von zwei Aussparungen an den Stringerenden ergibt sich jedoch eine komplexe Schweißfolge, wobei die Schweißrichtungen variieren.

Aus der vorangegangenen schweißtechnischen Analyse leitet sich ein Schweißprozess ab, der aus vier aufeinander folgenden Teilsequenzen besteht (**Abbildung 113**). Diese ergeben sich durch Änderung der Schweißrichtung.

- Sequenz 1: Die Schweißung beginnt in der Stringermittle (innerer Primärbereich) und endet in dem Abstand  $e$  vor der Innenkante der Aussparung am Stringerende.
- Sequenz 2: Die Vorschubrichtung dieses Schweißvorgangs ist nun entgegengesetzt und beginnt ebenfalls in der Stringermittle und endet in dem Abstand  $e$  vor der Innenkante der Aussparung am Stringeranfang.
- Sequenz 3: Die Vorschubrichtung ändert sich wiederholt. Dieser Vorgang untergliedert sich in zwei Teilvorgänge. Die erste Teilnaht verläuft über den gesamten Sekundärbereich am Stringeranfang. Die zweite bildet eine der beiden äußeren Primärnähte und beginnt an derselben Aussparung. Es sollte etwa die zweimalige Schmelzbadlänge überschweißt werden.
- Sequenz 4: Bis auf Ort und umgekehrte Schweißrichtung entspricht dieser Schweißvorgang dem der Sequenz 3.

Die beschriebene Schweißfolge führt zu einer Zunahme der Nebenzeiten und damit auch der Fertigungszeit, da die Zuordnung Strahlquelle und Bauteil insgesamt sechsmal erfolgt. Ganzheitlich betrachtet, fällt dieser Umstand jedoch nicht ins Gewicht. Einzelne Arbeitsschritte wie Nahtvorbereitung, Einspannen der zuzufügenden Bauteile und Einstellen des Bearbeitungskopfes erfordern im Vergleich hierzu einen wesentlich größeren Zeitaufwand.



*Abbildung 113: Empfehlung der Schweißfolge und Vorschubbewegungen für den gesamten Stringer*

## *7 Zusammenfassung*

Ausgangspunkt dieser Arbeit war die Tatsache, dass an den Schweißnahtenden der gegenwärtigen Haut-Stringer-Verbindung unerwünschte Heißrisse als längs verlaufende Erstarrungsrisse im Inneren der Schweißnaht auftreten können. Bei dieser im T-Stoß ausgeführten Verbindungsart wird der Stringer auf das Hautblech beidseitig-gleichzeitig laserstrahlgeschweißt. Während des Einschweißvorgangs ändert sich die Struktursteifigkeit und es kommt zur Rissbildung.

Von solchen Rissen geht eine Entfestigung aus. Ein zerstörungsfreier Nachweis innerer Erstarrungsrisse ist schwierig. Selbst bei einer erfolgreichen Detektierung wären mit der Ausbesserung hohe Kosten für die Serienfertigung verbunden.

Die Ursachen für die Rissbildung sind vielschichtiger Natur. Sie liegen zum einen im Schweißen einer „Nietstruktur“, die kaum konstruktive Gestaltungsmöglichkeiten zulässt und somit eine bedeutende Randbedingung für weitere der Forschungs- und Entwicklungsaktivitäten darstellt, und zum anderen im Umgang mit der Schweißbarkeit insbesondere die Sichtweise auf die Heißrissthematik, die innerhalb des EADS-Konzerns einschließlich Airbus unterschiedlich gehandhabt und oftmals nicht im Gesamtkontext der Schweißbarkeit betrachtet wird, begründet.

Die aus diesem Sachverhalt resultierende Aufgabenstellung mit dem Ziel, zukünftig auch schweißkritische Werkstoffe wie Aluminium-Kupfer-Lithium-Legierungen einzusetzen, konzentriert sich auf zwei zentrale Aspekte. Ersterer sieht die Entwicklung einer Methodik zur quantitativen Abschätzung der Heißrisssicherheit vor, mit welcher die realen Schweißbedingungen der Haut-Stringer-Verbindung so gut wie möglich abgebildet werden. Der zweite Aspekt beinhaltet Maßnahmen, die auf einfachen, aber unterschiedlichen Wegen zur Steigerung der Heißrisssicherheit führen und auf Basis der quantitativen Abschätzung beurteilt werden.

Die unterschiedliche Handhabung der Heißris Beurteilung in Verbindung mit diesen neuen Werkstoffen, macht ein konzerneinheitliches Vorgehen in Bezug auf die Prüfung der Heißrisssicherheit sowohl für die experimentelle Versuchsdurchführung als auch für die numerische Simulation erforderlich. Die Umsetzung hierfür erfolgt im Abschnitt **Werkzeuge und Methoden**.

Kompakte höhenbezogene Stringerabmaße erlauben es, die realen rissrelevanten Schweißbedingungen in der Heißrissprüfung zu berücksichtigen. Der damit einhergehende fertigungsorientierte Ansatz ist einerseits durch die Kopplung temperaturabhängiger technologisch-mechanischer und metallurgischer Einflussgrößen bestimmt sowie andererseits durch die Schweißnahtgeometrie als Prüfbedingung gekennzeichnet. Bezüglich Werkstoffauswahl, Bauteilabmessungen, Prozessgestaltung können so unterschiedliche Schweißkonfigurationen auf ihr Heißrissverhalten hin miteinander direkt verglichen werden und die Erkenntnisse auf das Realbauteil übertragen werden.

Die Quantifizierbarkeit der Heißrissergebnisse wurde im Experiment durch die eingestellte Steghöhe, dem so genannten kritischen Kantenabstand, hergestellt. Dieser floss als geometrische Eingangsgröße in die Berechnung der ortsabhängigen Bauteilquerverschiebungen neben dem Schmelzbad ein, die wiederum einem dehnungsorientierten Risskriterium gegenübergestellt wurden.

Zur Realisierung der Schweißversuche wurde als Werkzeug ein Laserbearbeitungskopf entwickelt, der auch einen Versatz beider Strahlquellen in Schweißrichtung ermöglicht.

Im Abschnitt **Heißrissminimierende Ansätze** wurden zwei unterschiedliche Strategien zur Rissminimierung beim beidseitig-gleichzeitigen Schweißen untersucht. Es sind Maßnahmen, die entweder den Betrag der kritischen Bauteilquerverschiebungen (Beanspruchbarkeit) durch eine optimierte Verteilung der chemischen Bestandteile im Schmelzbad erhöhen (1) und solche, die durch prozess- (2) und strukturbedingte (3) Einflussfaktoren eine Verringerung der Stringerquerverschiebungen (Beanspruchung) zur Folge haben.

1. Die vereinfachte Bereitstellung des Schweißzusatzwerkstoffes in Form eines U-Profiles führt trotz gleich bleibenden Si-Gehalts im Schweißgut (Aufmischung) zu einer Steigerung der Rissicherheit. Ursache ist die homogenere Durchmischung der einzelnen Legierungsbestandteile im Schweißgut und somit eine größere Anreicherung an Si in der Nahtmitte, dem Ausgangsort der Rissbildung. Das Schmelzbad erträgt dadurch höhere Querverschiebungen.

2. Unter Beibehaltung der Streckenenergie werden bei der Schweißprozessparametervariation die Laserleistung und die Schweißgeschwindigkeit aufeinander abgestimmt. Die Schweißgeschwindigkeit ist dabei jene Größe, die die Erstarrungsbedingungen entscheidend bestimmt und das Rissgeschehen prägt. Bei höheren Schweißgeschwindigkeiten liegen größere Schmelzbadausdehnungen vor. Die kleinere Krümmung des Schmelzzonenrandes sowie der zunehmende Temperaturgradient senkrecht zur Schweißrichtung begünstigen die Dendritenbildungen und behindern das Nachfließen der Schmelze. Folglich können die Werkstofftrennungen nicht Ausheilen und die Wahrscheinlichkeit der Rissbildung steigt.
3. Beim Überschweißen der über die gesamte Bauteillänge verlaufenden Heftnähte entstehen vor und neben dem Schmelzbad Druckspannungsgebiete infolge einer behinderten thermischen Ausdehnung. Das Wegschieben des Steges und damit die Rissbildung sind auf die Keilwirkung jener Druckspannungsbereiche zurückzuführen. Bleibt der Steganfangsbereich ungeheftet und besteht zwischen ihm und dem Hautblech ein Spalt, so bilden sich keine oder nur geringe Druckeigenstressungen aus; der Riss wird unterbunden.

Der **Heißrissvermeidende Ansatz** ist durch einen geringeren lokalen Wärmeeintrag gekennzeichnet. Durch die Versetzung der Strahlquellen in Schweißrichtung werden zwei separierte Schmelzbäder erzeugt. Da der Stringersteg über seine Breite jeweils nur partiell umgeschmolzen wird, liegt permanent eine schweißtechnische Anbindung zwischen Haut und Stringer und somit eine höhere Struktursteifigkeit während des Schweißens vor. Definitionsgemäß wird auf diese Weise ein mittig verlaufender Heißriss vermieden.

Im Fokus des **Heißrisstolerierenden Ansatzes** stand die schweißgerechte Optimierung des Strukturverhaltens der Haut-Stringerverbindung im Flugbetrieb und während des Schweißprozesses. Dabei wird der Stringer durch zwei Aussparungen an seinen Enden modifiziert. Somit ist dieser über drei Bereiche auf dem Hautblech schweißtechnisch angebunden. Eine komplexe Schweißfolge erzeugt in den voneinander getrennten Stringerbereichen Wärmefelder. Dabei wird die hohe thermische Kontraktionsfähigkeit von Aluminium gezielt genutzt. Sowohl die Schweißfolge als auch die geometrischen Randbedingungen beeinflussen das Heißrissverhalten in den Randzonen des tragenden inneren Stringerbereichs. Der Nahtbereich zwischen den Aussparungen

muss zu jeder Zeit in der Lage sein, die auf dem Stringer wirkende Gesamtbelastung in der Flugphase aufzunehmen. Durch die vorgelagerten äußeren Bereiche steigt in den Randzonen des inneren Stringerbereichs die lokale Steifigkeit und die Kerbspannungen sinken. Jedoch werden in den äußeren Bereichen Heißrisse und damit deren strukturmechanisches Versagen toleriert. In diesem Fall steigen die Kernspannungen in den Randbereichen des inneren Stringerbereichs an.

Mit Hilfe der vorgestellten Lösungskonzepte und der Kombination dieser, werden auch die gegenwärtig noch als schweißkritisch eingestuften Aluminiumlegierungen mit der nietbasierten Haut-Stringer-Verbindung in Einklang gebracht. Auf diese Weise werden der metallisch geschweißten Bauweise hinsichtlich Gewicht und Struktursteifigkeit neue Horizonte eröffnet.

## 8 Literaturverzeichnis

- AIR 04 Fa. AIRBUS S.A.S.  
*Ref. no. AIMS 03-04-040*, Airbus Material Specification, Aluminium Alloy (6013 / 6156)
- AIR 06 Fa. AIRBUS Deutschland GmbH  
*Airbus-Schulungsunterlagen*, Lehrgang Struktur
- ALC 04 Fa. Alcan Aerospace, Transportation and Industry  
*Inspection Certificate*, AA6056 T4, Customer Order: 45104401230040
- BOR 61 Borland J.C.  
*Suggested explanation of hot cracking in mild and low steel welds*, British Welding Journal, 11/1961, S. 526 – 540, 1961
- BRA 91 Bratukhin A.G., Ishchenko A.Y., Fridlyander I.N.  
*Prospects of application of Al-Li Alloys in welded structures*, E.O. Paton Electron Welding Institute of the Ukr.SSR Academy of Science, Kiev, USSR, 1991
- CIC 05 Cicala E., Duffet G., Andrzejewski H., Grevey D., Ignat S.  
*Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding – operating parameters and their effects*, Materials Science and Engineering, A395 (2005), S. 1 - 9, 2005
- CLY 81 Clyne T.W., Davies G.J.  
The influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems, Br. Foundryman 74 (1981), 4, S. 65 - 73, 1981
- CRO 90 Cross C.E., Tack W.T., Loechel L.W., Kramer L.S.  
*Aluminium weldability and hot tearing theory*, ASM International, 10/1990, S. 275 – 282, 1990
- DIN 8528-1 73 DIN 8528-1  
*Schweißbarkeit, metallische Werkstoffe, Begriffe*, Beuth-Verlag, Berlin, 1973
- DIN 6520-1 99 DIN 6520-1  
*Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an Metallen, Teil 1: Schmelzschweißen*, 1999
- DVO 91 Dvornak M.J., Frost R.H., Olson D.L.  
*Influence of solidification kinetics of an aluminium weld grain refinement*, Welding Journal, 70(10), S. 271 - 276, 1991
- DVS 96 Merkblatt DVS 1004  
*Heißrissprüfverfahren mit fremd- und selbstbeanspruchten Proben, Teile 2 und 3*, DVS, 11/1996
- FEU 76 Feurer U.  
*Mathematisches Modell der Warmrißneigung von binären Aluminiumlegierungen*, Gießereiforschung, Heft 2, S. 75 - 80, 1976

- FLA 06 Fladerer J.  
*Überprüfung und Verifikation eines neuen Fertigungskonzeptes zum Laserstrahlschweißen von Stringer versteiften Hautfeldern*, Bachelor-Arbeit, EADS Corporate Research Center Germany, 2006
- FLE 74 Flemings M.C.  
*Solidification Processing*, S. 34 – 36, S. 160 – 162 and Appendix B, New York: McGraw Hall, 1974
- FUJ 73 Fujita I., Terai K.  
*Prevention of cracking in one-side automatic welding*, Transaction of the Welding Society, Vol. 2, 04/1973, S.25 – 34, 1973
- GAO 99 Ga-Orza J.A.  
*Welding of aluminium alloys with high-power Nd:YAG lasers*, Welding International, 1999 13(4), S. 282 – 284, 1999
- GOO 88 Goodwin G.M.  
*The effects of heat input and weld process on hot cracking in stainless steel*, Welding Research Supplement, 04/1988, S. 88 - 102, 1988
- GRU 04 Gruss H.  
*Einsatz des SZW in Form eines Präzisionsformteils*, Untersuchungen im Rahmen des vom BMWi geförderten Projets LUFO III, Kurint zum Kurznahtschweißen, Technische Niederschrift, EADS CRC Germany, Juni 2004
- GRU 07 Gruss H.  
*Rechnergestützte Optimierung des Betriebsverhaltens und der Schweißbarkeit von T-Stoßverbindungen im Flugzeugbau*, SYSWELD Forum 2007, November 2007
- GÜN 06 Günther M.  
*Rechnergestützte Auslegung und Berechnung unkonventioneller, integraler, druckbelasteter Hautfeld-Stringer-Kombinationen*, Diplomarbeit, EADS Corporate Research Center Germany, 2006
- HEI 94 Heider P.  
*Lasergerechte Konstruktion und lasergerechte Fertigungsmittel zum Schweißen großformatiger Aluminium-Strukturbauteile*, Universität Bremen, Dissertation, 1994
- HEI 03 Heimerdinger C.  
*Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen für die Luftfahrt*, Dissertation, Universität Stuttgart, 2003
- HEM 69 Hemsworth B., Boniczewski N., Eaton F.  
*Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys*, Metal Construction, 1969, S. 5 – 16, 1969
- HER 01 Herold H., Pshennikov A., Krafka H.  
*Was sagen die Heißrissprüfungen mit dem PVR- und MVT-Verfahren über die Schweißbarkeit aus?*  
DVS-Berichte, Band 216, 2001, S. 255 – 260, 2001

- HER 07 Herold H., Pshennikov A.  
*Abschlussbericht zum Forschungsthema: Rissminimierung beim Schweißen von Al-Legierungen mittlerer und höherer Festigkeit*, AIF-Vorhaben-Nr: 13.983B / DVS 01.047, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2007
- HER 98 Herold H., Streitenberger M., Pshennikov A., Makarov E., Neumann R.  
*Modellierung der Einseitenschweißung zur Berechnung der Heißrissbildung am Ende langer Schweißnähte*, DVS-Berichte, Band 194, Deutscher Verlag für Schweißtechnik e.V. (DVS), Düsseldorf, S. 35 – 43, 1998
- HIL 01 Hilbinger R.M.  
*Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage*, Dissertation, Universität Bayreuth, 2001
- HOM 75 Homberg G., Welnitz G.  
*Über die Heißrissigkeit beim Schweißen von Stählen*, Schweißen und Schneiden, 1975, S. 90 - 93.
- HOU 55 Houldcraft P.T.  
*A simple cracking test for Use with Argon-Arc-Welding*, British Welding Journal, October 1955, S. 471 – 475, 1955
- HUA 00 Huang C., Kou S.  
*Partially melted zone in aluminium welds – liquation mechanism and directional solidification*, Welding Journal, 79(5), S. 113 - 120, 2000
- HUA 03 Huang C., Kou S.  
*Liquation Cracking in Partial-Penetration Aluminum Welds: Effect of Penetration Oscillation and Backfilling*, Welding Journal, 07/2003, S. 184 – 194, 2003
- HUA 04 Huang C., Kou S.  
*Liquation cracking in full-penetration Al-Cu welds*, Welding Journal, 83(2): S. 50 - 58, 2004
- JAC 05 Jacob M.  
*Simulation des Temperaturfeldes und Eigenspannung von einer MIG-Schweißung an einem Werkstück unter Berücksichtigung der temperaturabhängigen Materialeigenschaften von Aluminiumlegierungen*, Diplomarbeit, Bauhaus-Universität Weimar, 2005
- JAK 02 Jakushin B.F., Herold, H.  
*Wissenschaftliche Grundlagen der Übereinstimmung der Standards von RF und EU zur Schweißbarkeitsprüfung*, Internationale Conference „Welding-Quality-Competitiveness“, Moskau, 23-24.10.2002
- JAK 95 Jakushin B.F., Nastich S.Y.  
*A rapid method of evaluating the weldability of aluminium alloys*, Welding International, 9 (11), S. 915-196, 1995
- JOH 73 Johnson L.  
*Formation of plastic strains during welding of aluminium alloys*, Welding Research Supplement, 07/1973, S. 298 - 303, 1973

- KAT 82 Katgerman L.  
*A mathematical model for hot cracking of aluminium alloys during DC casting*, J. of Metals, 34, S. 46 – 49, 1982
- KAT 87 Katoh M., Kerr H.W.  
*Investigation of heat affected zone cracking of GTA welds of Al-Mg-Si alloys using the Vareststraint Test*, Welding Journal, 12/1987, S. 360 - 368, 1987
- KAT 94 Katoh M., Nishio K., Mukae S.  
*A comparioson of the conventional and reverse Houldcraft Type Hot Cracking Test in 5052 Aluminum alloy sheet*, Japan Welding Society, Vol. 12, No. 2, S. 179 - 185, 1994
- KIM 95 Kim J.S., Watanabe T., Yoshida Y.  
*Ultrasonic vibration aided laser welding of al alloys: improvement of laser-quality*, Journal of Laser Applications (7), S. 38 - 46, 1995
- KÖR 97 Körner C.  
*Theoretische Untersuchungen zur Wechselwirkung von ultrakurzen Laserimpulsen mit Metallen*, Disseration, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 1997
- KOU 86 Kou S.  
*Welding metallurgy and weldability of high strength aluminum alloys*, Welding Research Council, 1986
- KUT 03 Kutsuna M., Shido K., Okada T.  
*Fan Shaped Cracking Test of aluminum alloys in laser welding*, First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing, Proceedings of SPIE, Vol. 4831, 2003
- KUG 05 Röder, Fa. Kugler  
*Messprotokoll zur Bestimmung der Formtreue und lokalen Oberflächenrauigkeit der Spiegelplattenoberfläche*, Fa. Kugler, Salem, 2005
- LAS 01 LASIM, Sudnik W., Radaj D.  
Numerischen Prozeßsimulation des Laserstrahlschweißens, Softwareapplikation, Gemeinschaftsprojekt der Staatsuniversität Tula/Russland und der DaimlerChrysler AG, 2001
- LIU 96 Liu W., Tian X., Zhang X.  
*Preventing weld hot cracking by synchronous rolling during welding*, Welding Research, 09/1996, S. 297 – 304, 1996
- LZH 04 Laser Zentrum Hannover e.V.  
*Hochfrequentes Strahlpendeln beim Laserstrahlschweißen mit hoher Schmelzbaddynamik*, AIF-Vorhaben, Tätigkeitsbericht des Laserzentrums Hannover, 2004
- MAE 71 Maeda T., Yada T.  
*On the prevention of end cracking in the one side welding*, (1st Report). Journal of the Society of the NAVAL Architects of Japan, Vol. 129, S. 167-177, 1971

- MAG 01 Magnusson T., Arnberg L.  
*Density and solidification shrinkage of hypoeutectic aluminum-silicon alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32A, 10/2001, S. 2605 - 2613, 2001
- MAK 02 Makeev A., Carter A.  
*Bending stress concentration at stiffness discontinuities in typical commercial fuselage skins*, Proceedings of the 6<sup>th</sup> Joint DOD/FAA/NASA Conference on Aging Aircraft, San Francisco, CA, September 16-19, 2002
- MAT 82a Matsuda F, Nakata K.  
*A new self-restraint solidification crack susceptibility test for electron-beam welding of aluminum alloys*, Transactions of JWRI, Vol. 11, No. 1, 1982
- MAT 82b Matsuda F, Nakata K.  
*A new test specimen for self-restraint solidification crack susceptibility test of electron-beam weld bead*, Transactions of JWRI, Vol. 11, No. 2, 1982
- MAT 83 Matsuda F., Nakata K., Tsukamoto K, Arai K.  
*Effect of addition element on solidification cracking susceptibility of Al-Zn-Mg alloy*, Report II, Trans. JWRI, Vol. 12, No. 2, S. 93 - 102, 1983
- MAT 90 Matsuda F.  
*Hot crack susceptibility of weld metal*, Advances in welding metallurgy (Miami, FL: Am.Welding Soc./Jap.Welding Soc./Japn.Welding Eng. Soc.), S. 19 - 35, 1990
- MON 76 Mondolfo L.F.  
*Aluminum Alloys, Structure and Properties*, Butterworths Publications, London, Boston, 1976
- NAK 95 Nakata K., Matsuda F.  
*Ductility characteristics of commercial aluminium alloys between liquidus and solidus temperatures during welding and evaluation of weld solidification cracking susceptibility*, Japan Welding Society, 1995, 13 (1), S. 106 - 115
- NEL 97 Nelson T.W., Lippold J.C., Lin W., Baeslack W.A.  
*Evaluation of the Circular Patch Test for assessing weld solidification cracking, Part 1 – Development of a test method*, Welding Journal, 03/1997
- PAL 05 Palm F.  
*Anwendung der Keilprobe als Werkzeug zur Beurteilung der Laserstrahlschweißbarkeit*, interner Bericht des EADS Corporate Research Center Germany, 2005
- PLO 02 Ploshikhin V., Zoch H.-W., Karkhin V.A., Makhutin M., Pesch H.J.  
*Numerical optimisation of the temperature field for the prevention of solidification cracking during laser beam welding using the multi-beam technique*, NMB, 2002
- PLO 03a Ploshikhin V., Prikhodovsky A.  
*Leitprojekt: Optimierung der Schweißbarkeit, Teil 2*, NMB, 01/2003

- PLO 03b Ploshikhin V., Prikhodovsky A.  
*Leitprojekt: Optimierung der Schweißbarkeit, Teil 3*, NMB, 07/2003
- PLO 04a Ploshikhin V., Prikhodovsky A., Makhutin M., Ilin A.  
*Rechnergestützte Entwicklung der Verfahren zum rissfreien Laserstrahlschweißen*, NMB Bayreuth, 2004
- PLO 04b Ploshikhin V., Prikhodovsky A., Makhutin M. Zoch H.-W., Heimerdinger C., Palm F.  
*Multi-beam welding: advanced technique for crack-free laser Wwlding*, Laser Assisted Net Shape Engineering 4, Proceedings of the Lane 2004, Edited by: M. Geiger, A. Otto, 2004
- PRO 62 Prokhorov N.N.  
*The technology strength of metals while crystallising during welding production*, (4) 1962, S. 1 – 8, 1962
- PSH 05 Pshennikov A.  
*Entwicklung von Maßnahmen zur Heißrissvermeidung beim Einseitenschweißen langer Schweißnähte*, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Dissertation, 2005
- RAP 96 Rapp J.  
*Laserschweißung von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau*, Universität Stuttgart, Dissertation, 1996
- RAP 99 Rappaz M., Drezet J.-M., Germaud A.  
*A new hot tearing criterion*, Met. Mat. Trans. A, Vol. 30A, S. 449 – 455, 1999
- REI 01 Reichstein S., Zhang H., Bergmann H.W.  
*Heißrissbildung und Entfestigung in der Wärmeeinflusszone beim Laserstrahlschweißen von AA6016-Legierungen*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Band 32 (2001) Heft 3, Seite 253 – 258, 2001
- RIE 05 Riesbeck Th.  
*Hochleistungs-Laser-Verstärker-Systeme mit Glasfasern als phasenkonjugierenden Spiegeln*, Dissertation, TU Berlin, 2005
- SCH 05 Scharff A. Allmeier S.  
*Temperaturabhängige Werkstoffuntersuchungen an Aluminiumlegierungen in der Umgebung von Schweißnähten*, DVS-Berichte Bd. 237, DVS-Verlag Düsseldorf, 2005
- SCH 04 Schuster J.  
*Heißrisse in Schweißverbindungen*, Habilitationsschrift, DVS-Berichte, Band: 233, 2004
- SEN 71 Senda T., Matsuda F., Takano G., Watanabe K., Kobayashi T., Matsuzaka T.  
*Fundamental investigations on solidification crack susceptibility for weld metals with Trans-Varestraint Test*, Transactions of the J.W.S., 09/1971, S. 45 – 66, 1971
- SHA 03 Shankar V., Gill T.P.S., Mannan S.L., Sundaresan S.  
*Solidification cracking in austenitic stainless steel welds*, Sadhana, India, Vol. 28, Parts 3 & 4, June/August 2003, S. 359 – 382, 2003

- SKU 04 Skupin J.  
*Nichtlinear dynamisches Modell zum Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen*, Dissertation, Universität Bremen, 2004
- SUY 05 Suyitno, Kool W.H., Katgerman K.  
*Hot tearing criteria evaluation for direct-chill casting of an Al-4.5 pct Cu alloy*, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 36A, June 2005
- UED 92 Ueda Y., Murakawa H., Gu S.M., Okumoto Y., Karnichika R.  
*Simulation of Welding Deformation for Accurate Ship Assembling (Report I)*, Transactions of JWRI, Vol.21, 02/1992, S. 265 - 275, 1992
- WAL 00 Waldmann H.  
*Werkstofftechnische Aspekte des Laserstrahlschweißens von Aluminiumlegierungen für den Fahrzeugbau*, Dissertation, Universität Bayreuth, 2000
- WEG 06 Weger S.  
*Entwicklung von FEM-Modellen zur Berechnung der Heißrissbildung bei Laborschweißungen von Al-Legierungen*, Studienarbeit, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2006
- WIL 90 Wilken K., Kleistner H.  
*The classification and evaluation of hot cracking tests for weldments*, Welding in the World, Vol. 28, No. 7/8, S. 126 - 143, 1990
- WOL 05 Wolf M., Schobbert H., Böllinghaus Th.  
*Influence of the weld pool geometry on solidification crack formation*, Edited by Th. Böllinghaus and H. Herold, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2005
- WOL 06 Wolf M.  
*Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren*, Dissertation, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), 2006
- YAN 00 Yang P., Dong P., Zhang J., Tian, X.  
*A hot-cracking mitigation technique for welding high-strength aluminum alloy*, Welding Journal, 01/2000, S. 9 - 17, 2000
- ZHA 96 Zhang W.  
*Technologisch-mechanische Eigenschaften von lasergestrahnten automobilspezifischen Aluminiumlegierungen*, Diplomarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen, 1996
- ZUT 06 ZuTech-Projekt 191 ZN  
*„Entwicklung von Schweißzusatzwerkstoffen durch Sprühkompaktieren zur Verbesserung der Nahteigenschaften bei hochfesten Aluminiumwerkstoffen“*, AIF-Vorhaben-Nr: AiF ZuTech 191 ZN, Stiftung Institut für Werkstofftechnik Bremen (IWT) und Bremer Institut für angewandte Strahltechnik (BIAS), ZuTech-Projekt 191 ZN, 2006

## 9 Abkürzungen und Formelzeichen

Symbol	Einheit	Bezeichnung
$\alpha$	1/°C	spezifischer Wärmeausdehnungskoeffizient
$\alpha_{FS}$	°	Keilwinkel der FanShaped-Probe
$\alpha_k$	MPa	Kerbspannungsfaktor
$\alpha_L$	°	Einstrahlwinkel
$\alpha_m$	1/°C	mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient
$\delta$	%	Bruchdehnung
$\delta_{MIN}$	%	minimale Bruchdehnung
$\varepsilon$	%	Verformung
$\Delta\varepsilon_a$	%	Verformungsanteil durch äußere Belastung
$\Delta\varepsilon_s$	%	Verformungsanteil durch Werkstoffschumpfung
$\Delta y_{TIS,krit}$	mm	zum inneren Riss führende kritische Bauteilquerverschiebung
$\Delta y_{TIS,i}$	mm	knotenspezifische Bauteilquerverschiebung zwischen den Zeitpunkten $t_{ob,i}$ und $t_{un,i}$
$\varepsilon_i$	%	innere Verformung
$\varepsilon_{krit}$	%	kritische Verformung
$\varepsilon_L$	mm	auf eine Stringerteilung bezogene mittlere Längsdehnung
$\lambda$	J/s*m*K	spezifische Wärmeleitfähigkeit
$\rho$	g/cm <sup>3</sup>	Dichte
$\eta_{th}$		thermischer Wirkungsgrad
$\sigma_{BD}$	MPa	Druckbiegespannung in der Unterschale infolge der Rumpfdurchbiegung
$\sigma_{BZ}$	MPa	Zugbiegespannung in der Oberschale infolge der Rumpfdurchbiegung
$\sigma_L$	MPa	auf eine Stringerteilung bezogene mittlere Längszugspannung
$\sigma_{MA}$	MPa	axiale Membranspannung in der Haut
$\sigma_{MT}$	MPa	tangentiale Membranspannung in der Haut
$\sigma_{x,H}$	MPa	mittlere Längszugspannung in der Haut
$\sigma_{x,SE}$	MPa	lokale Zugspannung in x-Richtung am Stringerende

Symbol	Einheit	Bezeichnung
$\sigma_{y,P}$	MPa	Eigenspannungen quer zur Schweißrichtung in P nach der zweiten Teilnaht
$\sigma_{y,P,TIS}$	MPa	knotenspezifische Eigenspannungen quer zur Schweißrichtung in P <sub>ohne Aussparung</sub> im TIS-Zeitintervall
$a_{\sigma,x}$	mm	Abstand vom Kerbgrund
$A_{1,li}$	mm <sup>2</sup>	Querschnittsfläche der linken Nahtflanke
$A_{1,re}$	mm <sup>2</sup>	Querschnittsfläche der rechten Nahtflanke
$A_e$	%	Brucheinschnürung
$a_l$	mm	Kantenabstand beim Schweißen in Blechrandlage
$a_{l,krit}$	mm	kritischer Kantenabstand beim Schweißen in Blechrandlage
$A_{Haut}$	mm <sup>2</sup>	Querschnittsfläche des umgeschmolzenen Hautblechs
$a_{li}$	mm	a-Maß der linken Nahtflanke
$a_{LT}$	mm	Kantenabstand beim Schweißen mit der LT-Heißrissprobe
$a_{LT,krit}$	mm	kritischer Kantenabstand beim Schweißen mit der LT-Heißrissprobe
$a_{re}$	mm	a-Maß der rechten Nahtflanke
$A_{Str}$	mm <sup>2</sup>	Querschnittsfläche des umgeschmolzenen Stringers
$B$	mm	Schmelzbadbreite
$b_l$	mm	Breite des eingespannten Bereichs beim Schweißen in Blechrandlage
$b_{Str}$	mm	Stegbreite des Stringers bzw. des Steg-Stringer-Elements
$c_p$	J/g*K	spezifische Wärmekapazität
$d$	mm	Länge des ungehefteten äußeren Primärnahtbereichs
$d_{\text{äq},K}$	mm	Kantenlänge der zur Dampfkapillaren äquivalenten kubischen Ersatzwärmequelle
DDC		Ductility Dip Crack
$d_F$	mm	Durchmesser des Laserstrahlfokusses (Fokusedurchmesser)
$d_{HR}$	mm	Abstand zwischen Rissebene im Stringersteg und Stoßkante
$d_K$	mm	Durchmesser der Dampfkapillare
$d_{Steg}$	mm	Dicke des Stringerstegs
$d_{STR}$	mm	Abstand zwischen Stringeraußenkante und Kante der Hautblechaufdickung
DTR		Ductility Temperature Range

<b>Symbol</b>	<b>Einheit</b>	<b>Bezeichnung</b>
e	mm	Abstand zwischen innerer Aussparungskante und Beginn der inneren Primärnaht
E	J/mm	Streckenenergie beim beidseitig-gleichzeitigen Schweißen
E <sub>BV</sub>	J/mm	Streckenenergie beim Schweißen mit Strahlversatz in Schweißrichtung
F <sub>H</sub>	N	seitliche Kräfte zur Stringerausrichtung
F <sub>V</sub>	N	vertikale Andrückkräfte
h <sub>SLOT</sub>	mm	Höhe der Aussparung
I	W/mm <sup>2</sup>	örtliche Wärmestrahlintensität
I <sub>MAX</sub>	W/mm <sup>2</sup>	maximale Wärmestrahlintensität
k	m <sup>2</sup> /s	Temperaturleitfähigkeit
L	mm	Schmelzbadlänge
l <sub>FS</sub>	mm	Länge der FanShaped-Probe
l <sub>C</sub>	mm	Heißrisslänge beim FanShaped-Test
l <sub>FB</sub>	mm	Breite der Hautblechaufdickung
l <sub>FH</sub>	mm	Höhe der Hautblechaufdickung
l <sub>K,MAX</sub>	mm	Länge der Dampfkapillare
l <sub>NB</sub>	mm	Breite der Entlastungsnut
l <sub>NT</sub>	mm	Tiefe der Entlastungsnut
l <sub>S</sub>	mm	Länge des Sekundärbereichs
l <sub>SLOT</sub>	mm	Breite der Aussparung
M <sub>b1</sub>	Nm	Biegemoment des nichteingespannten Bereichs beim Schweißen in Blechrandlage und FanShaped-Test
M <sub>b2</sub>	Nm	Biegemoment des eingespannten Bereichs beim Schweißen in Blechrandlage und FanShaped-Test
MVT		Modifizierter-Varestraint-und-TransvarestraintVersuch
P		Schnittpunkt von Schweißnaht und Außenkante des äußeren Primärbereichs
P <sub>aq,K</sub>	kW	auf kubischen Volumenkörper V <sub>aq,K</sub> bezogene thermische Leistung
p <sub>D</sub>	Pa	Druckdifferenz inner- und außerhalb der Kabine
P <sub>H,TIS,i</sub>	mm	knoten- und zeitspezifische Hautblechverschiebung
P <sub>L</sub>	kW	Laserleistung

Symbol	Einheit	Bezeichnung
$P_{L1}$	kW	Laserleistung der vorlaufenden Wärmequelle
$P_{L2}$		Laserleistung der nachlaufenden Wärmequelle
$P_{\text{ohne Aussparung}}$		Schnittpunkt Stringeraußenkante und Schweißnaht
$P_{S,TIS,i}$	mm	Knoten- und zeitspezifische Stringerverschiebung
$P_V$	mm	zu P gehörende vertikale Position an der Stegoberkante des Stringers
PVR		Programmierter-Verformungs-Riss-Versuch
$r_F$	mm	Radius des Laserstrahlfokusses
$r_K$	mm	Radius der Dampfkapillare
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
RM-HB		Referenzmodell zur Bestimmung des Einflusses der Hautblechgeometrie auf das Kerbverhalten
RM-HR		Referenzmodell zur Bestimmung der Heißrissneigung
RM-SmA		Referenzmodell zur Bestimmung des Einflusses der Stringerausführung mit Aussparungen auf das Kerbverhalten
$R_P$		entspricht dem Punkt P im Referenzmodells RM-HR
$r_R$	mm	Radius des Flugzeugrumpfes
$r_S$	mm	Schweißnahradius im Stringerendbereich
S		Schnittpunkt Schweißnaht und Außenkante des Sekundärbereichs
$S_k$		Schlankheitsgrad der Dampfkapillare
T	°C	Temperatur
t	mm	mittlere Dicke der Hautfeldstruktur
$T_{DTR,ob}$	°C	obere Grenztemperatur der DTR
$T_{DTR,un}$	°C	untere Grenztemperatur der DTR
TIS		Temperaturintervall der Sprödigkeit
$T_L$	°C	Liquidustemperatur
$T_{ob}$	°C	obere Grenztemperatur des TIS
$t_{ob,i}$	s	knotenspezifischer Zeitpunkt, bei der der Knoten $T_{ob}$ annimmt
$T_R$	°C	Raumtemperatur
$T_S$	°C	Solidustemperatur
$T_{un}$	°C	untere Grenztemperatur des TIS

<b>Symbol</b>	<b>Einheit</b>	<b>Bezeichnung</b>
$t_{un,i}$	s	knotenspezifischer Zeitpunkt, bei der der Knoten $T_{un}$ annimmt
$v_1$	mm	Bauteilquerverschiebung des nichteingespannten Bereichs beim Schweißen in Blechrandlage und FanShaped-Test
$v_2$	mm	Bauteilquerverschiebung des eingespannten Bereichs beim Schweißen in Blechrandlage und FanShaped-Test
$V_{\ddot{a}q,K}$	mm <sup>3</sup>	Volumen der zur Dampfkapillaren äquivalenten kubischen Ersatzwärmequelle
$v_D$	m/min	Drahtvorschub
$v_{L,krit}$	mm	zum Riss führende kritische Bauteilquerverschiebung beim Schweißen in Blechrandlage und FanShaped-Test
$v_S$	m/min	Schweißgeschwindigkeit
$w_C$	mm	Breite der FanShaped-Probe an der Stelle, wo der Heißriss endet
$w_F$	mm	breite Stirnseite der FanShaped-Probe
$w_S$	mm	schmale Stirnseite der FanShaped-Probe
$x_{Rp}$	mm	Querverschiebungen im Punkt P des Referenzmodells RM-HR
$x_{Versatz}$	mm	Abstand zwischen beiden Strahlachsen
$y_{H,ob,i}$	mm	knotenspezifischer Abstand zwischen Rissebene und $P_{H,TIS,i}$ zum Zeitpunkt $t_{ob,i}$
$y_{H,un,i}$	mm	knotenspezifischer Abstand zwischen Rissebene und $P_{H,TIS,i}$ zum Zeitpunkt $t_{un,i}$
$y_{ob,i}$	mm	knotenspezifischer Abstand zwischen $P_{S,TIS,i}$ und $P_{H,TIS,i}$ zum Zeitpunkt $t_{ob,i}$
$y_{S,ob,i}$	mm	knotenspezifischer Abstand zwischen Rissebene und $P_{S,TIS,i}$ zum Zeitpunkt $t_{ob,i}$
$y_{S,un,i}$	mm	knotenspezifischer Abstand zwischen Rissebene und $P_{S,TIS,i}$ zum Zeitpunkt $t_{un,i}$
$y_{un,i}$	mm	knotenspezifischer Abstand zwischen $P_{S,TIS,i}$ und $P_{H,TIS,i}$ zum Zeitpunkt $t_{un,i}$
$z_H$	mm	maximale Höhe des umgeschmolzenen Hautblechbereichs
$z_{H,li}$	mm	z-Maß des horizontalen Schenkels der linken Nahtflanke
$z_{H,re}$	mm	z-Maß des horizontalen Schenkels der rechten Nahtflanke
$z_{V,li}$	mm	z-Maß des vertikalen Schenkels der linken Nahtflanke
$z_{V,re}$	mm	z-Maß des vertikalen Schenkels der rechten Nahtflanke
$z_{Str}$	mm	minimale Höhe des umgeschmolzenen Stringerbereichs

## *Danksagung*

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als Doktorand in der Abteilung „Metall Technologies & Surface Engineering“ der EADS Innovation Works (ehemals Corporate Research Center Germany) in Ottobrunn in Zusammenarbeit mit dem Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF) der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg.

Meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. E. h. H. Herold, Inhaber der Professur Fügetechnik am IWF, gilt mein besonderer Dank für die wissenschaftliche Betreuung der Promotion und deren Begutachtung. Sein plötzlicher Tod kurz vor dem Verteidigungstermin trübt die Freude über den erfolgreichen Abschluss dieser Arbeit.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. K.-J. Matthes, Rektor der TU Chemnitz und Leiter der Professur Schweißtechnik, möchte ich recht herzlich sowohl für die eingehende Durchsicht dieser Arbeit als auch für die Bereitschaft danken, als Zweitgutachter zu fungieren.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Th. Böllinghaus, Vizepräsident der Bundesanstalt für Materialprüfung und –forschung in Berlin, danke ich für die Vertretung von Herrn Prof. Herold während des Promotionskolloquiums.

Weiterhin bedanke ich mich ausdrücklich bei Herrn Dipl.-Ing. F. Palm für die Aufnahme in sein Team, die Einführung in die Laserstrahlschweißerei, den von ihm zugestandenen Freiraum sowie für seine konstruktive Kritik während meiner Ottobrunner Zeit und darüber hinaus.

Ebenso gebührt mein Dank Herrn Dr.-Ing. A. Pshennikov, ehemaliger Mitarbeiter am IWF, für die fruchtbare Zusammenarbeit und der Unterstützung auf dem Gebiet der numerischen Schweißsimulation.

Frau Dipl.-Ing. M. Streitenberger, Mitarbeiterin am IWF, danke ich für ihre unermüdliche Bereitschaft bei der Erstellung von Veröffentlichungen. Ich habe Sie als „streitbare“ Person im positiven Sinne schätzen gelernt.

Allen nicht genannten Personen in Magdeburg (IWF), Ottobrunn (EADS IW), Hamburg und Nordenham (Airbus), Gräfelfing (Fa. rb Präzisionswerkzeugbau), Salem (Fa. Kugler) sowie Venlo/NL (Fa. MIFA), die durch ihre persönliche Unterstützung und sachdienlichen Anregungen zum Gelingen dieser Arbeit beitrugen, danke ich ebenfalls.

Einen herzlichen Dank gilt meiner Frau Anja und meinen Eltern, für ihr Verständnis, Unterstützung und Geduld sowie meiner Tochter Hedda, die mich durch ihren Tatendrang im Durchhalten bestärkte.

# *Lebenslauf*

## **Angaben zur Person**

Name	Holger Gruss
Anschrift	Peißer Str. 7, 85653 Aying
Geburtsdatum	12.09.1976
Geburtsort	Dresden
Staatsangehörigkeit	deutsch
Familienstand	verheiratet, 1 Tochter und 1 Sohn

## **Schulbildung und Ersatzdienst**

1983 – 1991	Polytechnische Oberschule in Dresden
1991 – 1995	Gymnasium in Dresden
Jul. 1995 – Jul. 1996	Zivildienst in Trier

## **Hochschulausbildung**

Okt. 1996 – Aug. 1998	Grundstudium Maschinenbau an der TU Dresden
Aug. 1998 – Jun. 1999	Auslandstudium an der NTNU in Trondheim, Norwegen
Okt. 1999 – Jul. 2003	Hauptstudium an der TU Dresden Studiengang: Allgemeiner Maschinenbau <i>1. Hauptfach: Konstruktionstechnik</i> <i>2. Hauptfach: Produktionssystematik</i> <i>Thema der Diplomarbeit: Konzeption einer Kippvorrichtung für LKW-Fahrerhäuser mit Trennung der Funktionen „Fahrerhaus federn/dämpfen“ und „Fahrerhaus kippen“</i>

## **Berufliche Tätigkeiten**

Sep. 2003 – Dez. 2006	Doktorand bei EADS Corporate Research Center Germany in Ottobrunn
seit Feb. 2007	Systemingenieur bei MBDA Lenkflugkörpersysteme GmbH in Unterschleißheim