

Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Widerstandsschweißen endlosfaser- und kurzfaserverstärkter thermoplastischer Hochleis- tungsstrukturen

von der Fakultät 6 „Luft- und Raumfahrttechnik und Geodäsie“ der
Universität Stuttgart zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

Vorgelegt von

Carsten Freist

aus München

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. Heinz Voggenreiter

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler

Mitberichter: Prof. Dr. sc. tech. Paolo Ermanni

Tag der mündlichen Prüfung: 30.01.2013

Institut für Flugzeugbau (IFB) der Universität Stuttgart

2013

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut „Bauweisen- und Konstruktionsforschung“ des DLR e.V..

Mein ganz besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. Heinz Voggenreiter für seine wohlwollende Unterstützung, sein Interesse und den konstruktive Diskussionen. Herrn Prof. Dr. Paolo Ermanni sowie Herrn Prof. Dr. Klaus Drechsler bin ich für ihre wertvollen fachlichen Impulse sowie die Übernahme des Mitberichts sehr verbunden.

Für die gute Zusammenarbeit und viele hilfreiche Anregungen sowie die operative Betreuung der Arbeit danke ich Herrn Rüdiger Keck. Außerdem möchte ich meinen Kollegen, hier seien stellvertretend Hr. Sebastian Nowotny, Hr. Florian Weyrauch und Hr. Daniel Nemes genannt, für ihre ständige Diskussionsbereitschaft, ihre Freundschaft und ihre große Kollegialität danken.

Vor allem jedoch danke ich meiner Familie, meinen Eltern Fr. Cordula und Hr. Dr. Rüdiger Freist für ihre vielen hilfreichen Anregungen, unermüdliche Motivation und die Durchsicht der Arbeit. Ganz besonders möchte ich meiner Frau Nannette für ihre Unterstützung in jeglicher Hinsicht, ihre Geduld und ihr Einfühlungsvermögen bedanken. Meinen Freunden danke ich für ihren Zuspruch und ihr Verständnis.

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|------------|
| Kurzfassung & Abstract..... | vii |
| 1 Einleitung..... | 1 |
| 1.1 Faserverstärkte Kunststoffe..... | 2 |
| 1.2 Schweißtechnologie..... | 4 |
| 1.3 Ziel und Gliederung der Arbeit..... | 6 |
| 2 Grundlagen der Finiten Elemente Methode (FEM) und Stand der Technik..... | 9 |
| 2.1 Skalenthematik..... | 10 |
| 2.2 FEM-Grundgleichungen..... | 12 |
| 2.2.1 Mechanische Grundgleichungen..... | 13 |
| 2.2.2 Thermische Grundgleichungen..... | 14 |
| 2.2.3 Lösungsmethodik in FEM..... | 16 |
| 2.3 Der Widerstandsschweißprozess..... | 17 |
| 2.3.1 Experimentelle Untersuchungen zum Widerstandsschweißprozess..... | 17 |
| 2.3.2 Analytische und Numerische Untersuchungen zum Widerstandsschweißprozess..... | 21 |
| 2.4 Bewertung des Stands der Technik..... | 28 |
| 3 Widerstandsschweißprozessanalyse und -optimierung..... | 29 |
| 3.1 Phase 1: Herstellung und Präparation..... | 30 |
| 3.1.1 Anpassung des VCT-Fertigungsverfahrens für Schweißelemente..... | 31 |
| 3.1.2 Analyse der Fasermatrixanbindung..... | 32 |
| 3.1.3 Präparation der Oberflächen..... | 33 |
| 3.2 Phase 2: Versuchsaufbau..... | 38 |
| 3.2.1 Mechanischer Aufbau der Schweißvorrichtung..... | 38 |
| 3.2.2 Messtechnik Schweißvorrichtung..... | 39 |
| 3.2.3 Aufbau des Widerstandsschweißprozesses..... | 41 |
| 3.2.4 Charakterisierung der Stromeinleitungsbereiche..... | 43 |
| 3.3 Phase 3: Fügeprozess..... | 46 |
| 3.3.1 Prozesssteuerungsprogramm..... | 46 |
| 3.3.2 Weiterentwicklung der Schweißelementkonfiguration..... | 48 |
| 3.3.3 Zusammenfassung..... | 57 |
| 3.4 Phase 4: Prüfung..... | 58 |
| 3.4.1 Prüfnormen..... | 58 |
| 3.4.2 Prüfgeometrien..... | 59 |
| 4 Beschreibung des Kurzfaserverwerkstoffes..... | 63 |
| 4.1 Modell der experimentellen Bestimmung der Faserverteilung..... | 64 |
| 4.1.1 Bestimmung der Faserverteilung für ein RVE..... | 65 |
| 4.2 Messtechnik..... | 69 |
| 4.2.1 Volumendetektierung..... | 69 |
| 4.2.2 Dilatometer..... | 70 |
| 4.2.3 Viskoplastisches Expansionsverhalten des 450CA30 Kurzfaserverwerkstoffes..... | 71 |
| 5 Untersuchungen des Widerstandsschweißprozesses auf Probenniveau..... | 75 |
| 5.1 Experimentelle Detaillierung & Spezifizierung..... | 76 |
| 5.1.1 Charakterisierung des Schweißelementes Typ 2..... | 76 |
| 5.2 Experimentelle Untersuchungen auf Probenniveau..... | 80 |
| 5.2.1 Prozessaufbau..... | 80 |
| 5.2.2 Prozessparameter und Prozessfenster..... | 82 |

| | | |
|------------------------------|--|------------|
| 5.2.3 | Setzweganalyse | 89 |
| 5.2.4 | NDT-Untersuchung des geschweißten Materials | 93 |
| 5.3 | Numerische Untersuchungen des Widerstandsschweißprozesses auf Probenniveau | 96 |
| 5.3.1 | Erwärmung | 96 |
| 5.3.2 | Semi-makroskopisches Modell des Schweißelementes | 99 |
| 5.3.3 | Oberflächenkontakt - Intimate Contact | 100 |
| 5.3.4 | Kristallisation | 102 |
| 5.3.5 | Einfluss der Übergangsbereiche | 103 |
| 5.3.6 | Thermomechanische Interaktion | 106 |
| 5.3.7 | Sensitivitätsanalysen | 108 |
| 5.4 | Schweißelement-Adaption in Abhängigkeit der Bauteilspezifikationen | 110 |
| 5.5 | Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse | 113 |
| 6 | Übertragung der Ergebnisse auf einen generischen Vorflügel | 115 |
| 6.1 | Versuchstechnik und -aufbau | 116 |
| 6.2 | Numerische Untersuchungen | 118 |
| 6.2.1 | Schweißelementadaption | 121 |
| 6.2.2 | Thermomechanische Kopplung | 123 |
| 6.2.3 | Sensitivitätsanalysen | 124 |
| 6.3 | Experimentelle Versuchsdurchführung | 127 |
| 6.3.1 | Experimenteller Schweißaufbau | 127 |
| 6.4 | Korrelation der experimentellen und numerischen Ergebnisse | 130 |
| 6.5 | Zusammenfassung | 132 |
| 7 | Zusammenfassung und Ausblick | 133 |
| 7.1 | Diskussion der Ergebnisse | 134 |
| 7.2 | Ausblick | 135 |
| Anhang | | 137 |
| Anhang A | Homogenisierung | 137 |
| Anhang B | Grundgleichungen der Kontinuumsmechanik | 138 |
| Anhang C | Lösung des Wärmeübergangsproblems in FEM | 142 |
| Anhang D | Kristallisationsmodelle | 144 |
| Anhang E | Oberflächenspannung | 145 |
| Anhang F | Temperaturmessverfahren | 146 |
| Anhang G | Materialeigenschaften | 148 |
| Abbildungsverzeichnis | | 151 |
| Tabellenverzeichnis | | 155 |
| Literaturverzeichnis | | 157 |
| Lebenslauf | | 163 |

Notation

Symbole

| | | |
|---------------------------------|--------------------------------------|--------------------------------|
| A | Fläche | m ² |
| α | Wärmeausdehnungskoeffizient | 1/K |
| a, b, w | Geometrische Variablen | mm |
| B | Verzerrungs-Verschiebungsmatrix | - |
| c ₀ | Lichtgeschwindigkeit im Vakuum | 299792458 m/s |
| c ₁ , c ₂ | Strahlungskonstanten | Wm ² , Km |
| C _c | Wärmekapazitätsmatrix | - |
| χ_c | Kristallisationsgrad | - |
| C _p | Spezifische Wärmekapazität (p=const) | kJ/kgK |
| cr _p | Relative Kristallinität | % |
| d | Durchmesser | mm |
| d | Dicke | mm |
| D _B | Verbindungsgrad (Degree of Bond) | - |
| D _{ic} | Mikrokontaktgrad | - |
| E | E-Modul | N/mm ² |
| E | Energie | kJ |
| E _a | Aktivierungsenergie | J |
| E _v | Energiedichte pro Volumenelement | kJ/v ³ |
| ε | Emissionsgrad | - |
| ε | Verzerrung | mm |
| F | Kraft, Last | N |
| F | Kristallisationsfaktor | - |
| $\Phi(t)$ | Benetzte Fläche zum Zeitpunkt t | m ² |
| G | Spherulitische Wachstumsrate | 1/s |
| Gr | Grashofzahl | - |
| G _s | Schubmodul der Schweißfläche | MPa |
| g | Erdanziehung | 9,80665 m/s ² |
| H | Enthalpie | kJ/kg |
| h | Konvektionskoeffizient | |
| h | Planck-Konstante | 6,62607 10 ⁻³⁴ Js |
| I | Strom | A |
| K _c | Leitfähigkeitsmatrix | - |
| K _h | Konvektionsmatrix | - |
| k | k-Wert, Wärmeleitung | W/mK |
| κ | Interdiffusionskoeffizient | e ^{3810/T(K)} |
| k _B | Boltzmann-Konstante | 1,380662 10 ⁻²³ J/K |
| k ₁ , k ₂ | kinetische Parameter | - |
| l | Länge | m |

| | | |
|-----------------------------|-------------------------------------|---|
| λ | Wärmeübergangskoeffizient | W/°Cm ² |
| M | Nukleotidendichte | n/m ³ |
| m | Masse | kg |
| m _c | Massenanteil | % |
| N | Keimbildungsgeschwindigkeit | 1/s |
| Nu | Nusseltzahl | - |
| η | Dynamische Viskosität | Pas |
| P | Leistung | W |
| Pr | Prandtlzahl | - |
| P _{SL} | Strahlungsleistung | W/m ² |
| p | Druck | bar |
| Q | Wärme | J |
| \dot{Q} | Wärmefluss | W/s |
| \dot{q} | Wärmestromdichte | W/m ² |
| R | Elektrischer Widerstand | Ω |
| R | Universelle Gaskonstante | 8,31433 J/molK |
| Ra | Rayleighzahl | - |
| Re | Reynoldszahl | - |
| r | Reflexionsgrad | - |
| ρ | Spezifischer Widerstand | Ωm |
| ρ_T | temperaturabhängige Dichte | kg/m ³ |
| S | Entropie | J/K |
| Θ | Benetzungswinkel | ° |
| σ | Strahlungsintensität | W/sr |
| σ | Spannung | MPa |
| σ_B | Stefan-Boltzmann-Konstante | 5,6697 10 ⁻⁸ W/m ² K ⁴ |
| T | Temperatur | K |
| T _G | Glasübergangstemperatur | K |
| T _m ⁰ | Gleichgewichtsschmelztemperatur | K |
| T _x | Toleranzen / Messfehler | |
| t | Zeit | s |
| τ | Transmissionsgrad | - |
| t _{ic} | Mikrokontaktzeit | s |
| t _r | Reptationzeit | s |
| U | Spannung | V |
| μ | Viskosität | m ² /s |
| μ_{mf} | Viskosität des Faser-Matrix Systems | m ² /s |
| V | Volumen | m ³ |
| V _c | Volumenanteil | % |
| v | Kinematische Viskosität | cm ² /s |

| | | |
|------------------|---------------------------|-----------------|
| v | Querkontraktion | - |
| W | Arbeit | J |
| Ψ | Geometriebeiwert | - |
| Ψ | spezifische freie Energie | kJ/m^3 |
| ψ_1, ψ_2 | kinetische Parameter | - |

Abkürzungsverzeichnis

| | |
|----------|--|
| APC2/AS4 | qualifiziertes unidirektionales Fasermatrixsystem (Faserart AS4) der Fa. Cytec |
| ASTM | Prüfnorm (American Society for Testing and Materials) |
| CF | Kohlenstofffaser |
| CFVK | Kohlenstofffaser verstärkter Kunststoff |
| CT | Computertomographie |
| DLR | Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt |
| DLS | symmetrische Prüfprobengeometrie (engl. Double Lap Shear) |
| DSC | Differential Scanning Calometrie |
| FEM | Finite Elemente Methode |
| FKV | faserverstärkte Kunststoffe |
| GF | Glasfaser |
| GS | Generic Slat |
| PEEK | Polyetheretherketone |
| PEI | Polyetherimide |
| PID | Proportional-Integral-Differential Regler |
| PP | Polypropylen |
| PPS | Polyphenylsulfid |
| REM | Raster-Elektronen-Mikroskop |
| RVE | Repräsentatives Volumenelement |
| SLS | Prüfprobengeometrie für den Test von Fügeverbindungen (engl. single lap shear) |
| VCP | Vakuum Konsolidierungsprozess (am DLR entwickelte Konsolidierungsmethode für Thermoplaste) |
| WAXD | Röntgen Diffraktometrie (Wide Angle X-Ray Diffraction) |
| 450CA30 | Kurzfaserverstärktes PEEK mit 30 % Faservolumenanteil der Fa. Victrex und einer Viskosität von 450 m ² /s |

Erläuterungen

| | |
|------------------|---|
| Delaminationen | Ablösen von Schichten oder Bestandteilen (bsp. Fasern) in Werkstoffverbundsystemen |
| Laminat | Schichtenaufbau von faserverstärkten Kunststofflagen (Verbundwerkstoff / engl. Composite) |
| Kurzschlussstrom | Elektrischer Kurzschluss durch Kontakt elektrisch Stromleitender Komponenten mit den leitenden Kohlenstofffasern einer Struktur / Probe (engl. Current leakage) |
| Prepreg | Vorimprägniertes Halbzeug (Pre-impregnated) |

Kurzfassung

Der Anteil von faserverstärkten Leichtbau-Kunststoffen hat über die letzten Jahre in nahezu allen industriellen Bereichen zugenommen. Die vergleichsweise junge Werkstoffklasse der faserverstärkten Kunststoffe zeichnet sich unter anderem durch ein großes Leichtbaupotenzial, hohe Steifigkeiten, gute Schlagzähigkeit, gute Medienbeständigkeit und ein hohes Potential an integrativer Gestaltung aus [6, 9].

Zu dem aktuellen Forschungsstand sind die Automatisierbarkeit, die NDT-Qualifizierung sowie die Fügeproblematik offene Themenfelder, die den industriellen Einsatz von FVKs einschränken.

Die Motivation dieser Arbeit ist die Weiterentwicklung eines Fügeverfahrens für CFK-Strukturen mit dem Schwerpunkt einer ingenieurmäßigen Applizierung. Die Erkenntnisse und Einflüsse werden auf vereinfachte Modelle reduziert, um gesamtheitlich berücksichtigt werden zu können.

Wesentliche, aus dieser Motivation resultierende Aspekte sind die Fertigungsparameter, Vertrauensbereiche und die Kontrolle der auftretenden Fügephänomene.

Die vorliegende Arbeit leistet einen Beitrag im Bereich der Grundlagenforschung des Widerstandsschweißens für thermoplastische, faserverstärkte Hochleistungskunststoffe. Dies umfasst die phänomenologische Analyse des Verfahrens sowie den Aufbau eines makroskopischen Modells für eine numerische Applikation in ANSYS. Die Problemformulierungen resultieren aus den experimentell identifizierten Verhalten und Phänomenen sowie deren numerischen Beschreibung.

Die Basis dieser Arbeit sind eine umfassende experimentelle Analyse des Widerstandsschweißprozesses über mehreren Skalen sowie eine systematische Prozessoptimierung. Die identifizierten Phänomene wurden numerisch abgebildet, bewertet und verifiziert.

Die empirischen und numerischen Analysen zeigen, dass der Fügeprozess wesentlich durch zwei Effekte, den „Randeffekt“ sowie den „Stromkurzschluss-effekt“ beeinflusst wird. Diese Effekte sind auf die Interaktion zwischen Beschränkungen aus dem Prozessaufbau mit dem anisotropen Materialverhalten der faserverstärkten Kunststoffe zurückzuführen.

Analysen zeigen, dass die Gestaltung des Schweißelementes und der Prozessaufbau einen wesentlichen Einfluss auf die Prozesssicherheit haben. Basierend auf den Erkenntnissen wurde ein mit Glasfaserisolationsgewebe vorkonsolidiertes Edelstahlgitter basiertes Element entwickelt. Die Präparation der Schweißelemente in einem Konsolidierungsprozess verbessert die Fasermatrixanbindung und verhindert Lufteinschlüsse in dem Schweißelement, die zu lokalen „Hot Spots“ führen können. Weitere Vorteile dieser Konfiguration sind das Handling, die gute Prozessierbarkeit sowie die Homogenisierung der Temperaturverteilung über die Fügefläche.

Über eine vollfaktorielle Prozessanalyse wurde für APC2-APC2 und APC2-450CA30 Werkstoffpaarungen ein Prozessoptimum, sowie der Vertrauensbereich ermittelt.

In dem numerischen Modell sind die Phasen des Fügeprozesses sowie alle identifizierten prozessualen Einflüsse wie die Wärmeentwicklung, die Oberflächenrauheiten, die Mikrokontaktierung in der Schmelphasenbildung oder die Konsolidierung und Rekristallisation berücksichtigt. Dies umfasst die Bewertung unterschiedlicher Wärmeübergangsmodelle, Konvektionseinflüsse und Materialmodelle. Die Modelle wurden sukzessive über mehrere Skalen aufgebaut und evaluiert.

Die verifizierten Modelle wurden final auf ein makroskopisches Modell abstrahiert. Am Beispiel eines generischen Vorflügels wurde die Verschweißung numerisch simuliert. Die Erkenntnisse flossen in den Prozessaufbau, sowie die Gestaltung des Schweißprozesses für einen Prototypen ein. Dadurch konnte der experimentelle Aufwand reduziert werden. Die experimentelle Umsetzung zeigte eine gute Konkordanz zu den numerischen Ergebnissen.

Abstract

During the past decade, the amount of fiber reinforced plastics for secondary and primary parts within nearly all industrial branches has been raising. This comparatively young class of materials is characterized among others by a potential for lightweight design, high strength and rigidity as well as integrative design [6, 9].

Concerning the current state of research, the automation, the non destructive qualification and the part joining are still not completely answered topics which limit the industrialization of FVKs.

Motivation for this work are the enhancements of a joining technology for CFK structures with the main focus on an engineering application. The results, insights and influences were adapted on reduced models, to ensure that the entire process with its phenomena is considered.

Main aspects are the engineering process, the confidence ranges and the control of the occurring joining phenomena.

This work makes a contribution to the resistance welding technology for thermoplastic fiber reinforced high performance plastics. This implies the phenomenological analysis of the process and the evolution and configuration of a numeric model of the welding process in ANSYS.

The formulation of the problem results in the phenomena of the process and the numeric description of the experimentally identified characteristics.

The analysis contain a detailed process analysis and an iterative and systematic process optimization on several scales. The empirical and numerical analysis showed, that the process is fundamentally affected by two effects, called the "edge effect" and the "current short-circuit". These effects occur due to interactions between the anisotropic material behavior and restrictions caused by the process structure and the welding rig.

The experimental studies showed, that the configuration of the welding element and the process assembly have a substantial influence on the reliability of the welding process reliability.

Based on the analysis and scientific expertise, a stainless steel welding element was engineered. The heating element was pre-consolidated with a fiber glass isolation layer within a vacuum consolidation process.

The consolidation process improves the fiber matrix interconnection and prevents cavities within the welding element, which can lead to local hot spots. Further advantages of this configuration of the welding element are an easy processing, good handling and a homogenized temperature distribution and heating up over the joining area.

For this configuration a full factorial process analysis for APC2-APC2 and APC2-450CA30 material combination were determined to identify the process optimum and dependencies.

The numerical model contains the identified phases of the process as well as characteristic influences like the heat development and distribution, influences of the surface roughness, the mikro-contact and the melt development, the consolidation or the re-crystallization. Therefore different heat transition models, convection influences and material models were analyzed and rated. The models were gradually evaluated over several scales.

The verified models were finally abstracted and combined within a macroscopic model. A numerical model, the welding of a rib within a slat structure, was build up, analyzed and evaluated. The insights, affecting the setup and the processing were integrated in the hardware of the prototype. The numeric results helped to reduce the experimental efforts. The numeric output attested a high accordance with the real process data.

1 Einleitung

In dem letzten Jahrzehnt verdoppelte sich der Anteil faserverstärkter Kunststoffe (FVK) in den traditionell geprägten Luftfahrtapplikationen. Mit der *B 787 (Dreamliner)* von *Boeing* sowie dem *A350* von *Airbus* erzielen die Integrationsanteile von FVKs ein Werkstoffvolumenanteil von erstmals über 50 %.

FVK zeichnen sich durch ein enormes Leichtbaupotential, eine funktionsintegrale Fertigung, gute chemische und mechanische Eigenschaften sowie sehr gute Ermüdungseigenschaften aus. Die für die Luftfahrtindustrie relevante, konsequente Ausschöpfung des Leichtbaupotentials sowie marken- und technologiepolitischen Entscheidungen führten in der jüngsten Vergangenheit zu einer sukzessiven Substitution der metallischen Werkstoffe durch FVKs aus vielen primären Bauteilstrukturen.

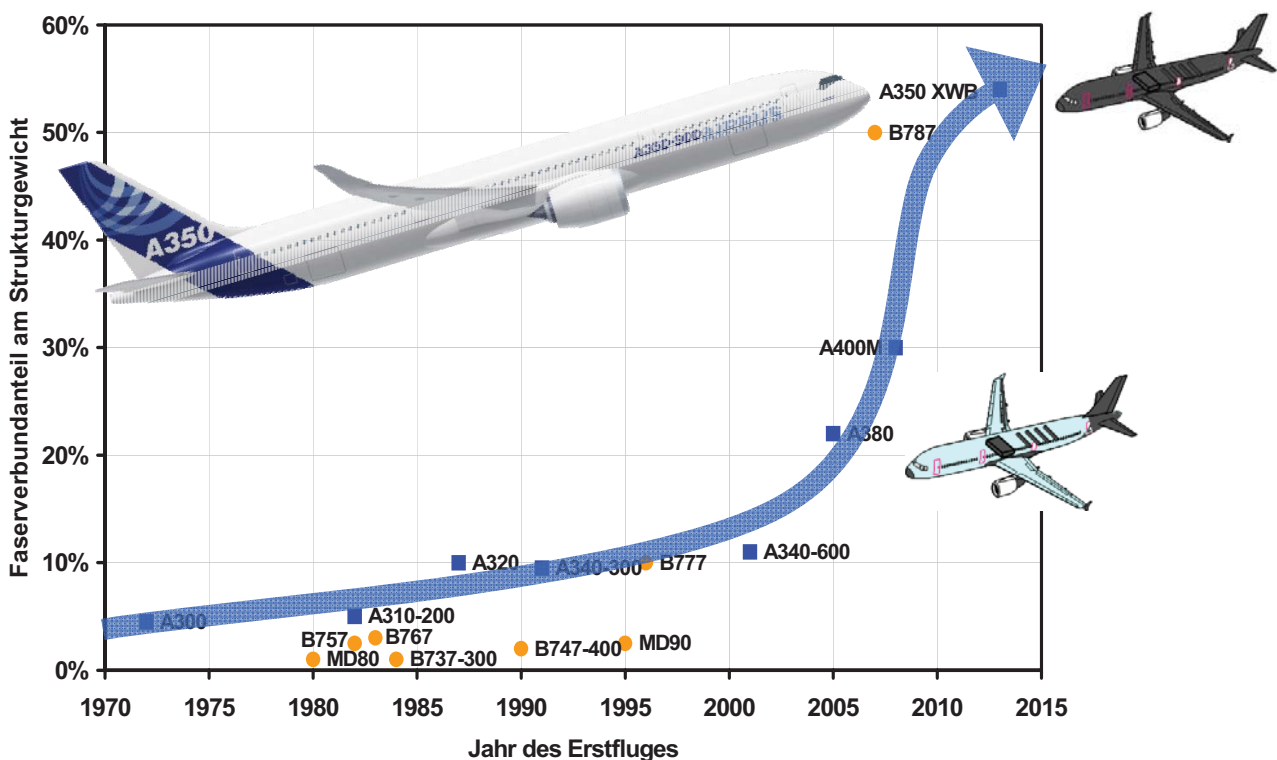


Bild 1 Anteil von faserverstärkten Kunststoffen in der Luftfahrtindustrie (Quelle: Airbus)

Der Einsatz dieser relativ jungen, zweiphasigen Werkstoffgruppe in etablierten Systemen führt jedoch zu neuen Problemstellungen. Neben einem fasergerechten Design unterscheiden sich auch die Fertigungstechnologien, Handhabung und Qualitätssicherung von FVKs maßgeblich von den Anforderungen herkömmlicher metallischer Werkstoffsysteme.

In diesem Kontext ist der Verbindungsthematik für FVK eine besondere Bedeutung beizumessen [2, 3]. Bauteilverbindungen werden notwendig, da der integrativen Fertigungsgröße faserverstärkter Bauteilkomponenten physikalische sowie ökonomische Grenzen gesetzt sind. Weitere praxisrelevante Anforderungen resultieren aus Wartungs- und Reparaturanforderungen.

Die Bedeutung der Verbindungsthematik wird umso deutlicher, da Untersuchungsergebnisse [4-7] zeigen, dass sich die etablierten Fügeverfahren für metallische Strukturen nicht direkt auf FVKs übertragen lassen:

Bohrlöcher für Nieten oder Schrauben führen bei FVKs zu Faserschädigungen, lokalen Delaminationen sowie Spannungskonzentrationen bei der Krafteinleitung. Die durch die Bohrungen implizierte

Schwächung der Laminats muss durch lokale Aufdickungen¹ ausgeglichen werden. In Kombination mit dem zusätzlich eingebrachten Gewicht der Nieten führt dies zu einer deutlichen Reduktion des Leistungspotentials [5, 6]. Weitere Problemfelder sind Montagefehler sowie die elektro-chemischen und thermo-mechanischen Interaktionen zwischen dem metallischen Niet und den Kohlenstofffasern.

Kleben bedarf langer Prozess- bzw. Aushärtezeiten sowie einer auf den FVK Matrixwerkstoff angepassten Oberflächenaktivierung. Weitere Einflussfaktoren des Klebprozesses sind die Prozesskontrolle, die Veränderungen der Klebeigenschaften aufgrund von Umwelteinflüssen, die aufwendigen Lagerungsanforderungen sowie die Qualitätssicherung der Klebeigenschaften über die Lebensdauer [4-7].

Bereits Anfang der 90er Jahre wurde erkannt, dass für optimale Verbindungen neben einem angepassten Design die Materialeigenschaften aktiv für den Fügeprozess genutzt werden müssen [4, 8]. Dabei bietet die Materialklasse der thermoplastischen Matrixsysteme eine Erweiterung des Fügeportfolios für FVKs um das thermische Fügen (Schweißen). Die im Vergleich zu den hochvernetzten duromeren Matrixsystemen geringere Molekülvernetzung thermoplastischer Matrixsysteme ermöglicht ein reversibles Aufschmelzen der Form gebenden Matrix. Aufgrund dieser Eigenschaft eignen sich Thermoplaste auch für ur- und umformende Fertigungsverfahren wie Pressformen und Spritzgießen.

1.1 Faserverstärkte Kunststoffe

FVKs sind zweiphasige Verbundsysteme, in denen die eingebrachten Fasern die Aufnahme und den Transfer der mechanischen Lasten übernehmen, während das Matrixsystem den Schutz, die Formhaltigkeit und die Kraftübertragung zwischen den Fasern gewährleistet [9].

Faserverstärkte Kunststoffverbundsysteme zeichnen sich u. a. durch hohe spezifische Festigkeiten, (transversal-) anisotrope² Werkstoffeigenschaften, gute integrale Funktionsbauweise sowie ein hohes Leichtbaupotential aus.

Als technisch relevante Fasertypen werden Natur- (bsp. Hanf), Aramid-, Glas- sowie Kohlenstofffasern unterschieden (vgl. Bild 2).

Die höchsten Festigkeiten werden von unidirektional orientierten Faserbahnen erzielt, die als Prepreg³-, Gelege- oder Gewebelhalbzeuge zu FVK-Laminaten verarbeitet werden.

Neben den Endlosfasersystemen werden Langfasern (Länge < mehrere mm) sowie Kurzfasern (< 1 mm) unterschieden. Kurzfasern können in Press- und Spritzgießverfahren verarbeitet werden.

Im Bereich struktureller Anwendungen eignen sich als Matrixsysteme duromere wie thermoplastische Polymere. Der grundsätzliche Unterschied der Systeme liegt in der Vernetzungsdichte der Makromolekülketten und dem Zeitpunkt der Polymerisation.

Bei duromeren Systemen polymerisieren die Moleküle während des Verarbeitungsprozesses. Thermoplastische Werkstoffe liegen hingegen

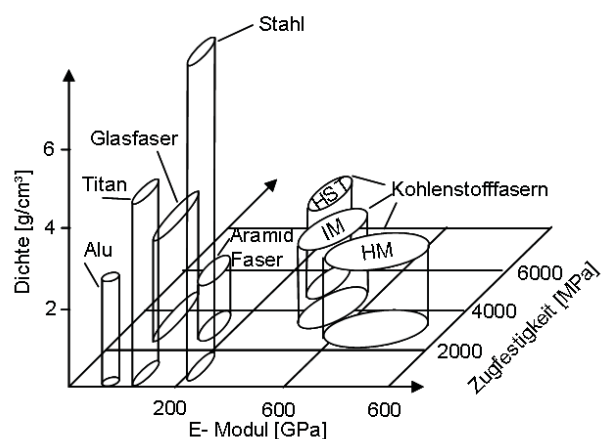


Bild 2 Vergleich unterschiedlicher Fasertypen nach Kindervater [9]

¹ Taperung

² Anisotropie bezeichnet eine Richtungsabhängigkeit der Werkstoffeigenschaften

³ Prepreg (Preimpregnated) = Vorimprägniertes Halbzeug

bereits als chemisch ausreagierte Makromolekülketten vor [9]. Thermoplastische Systeme bieten deshalb hinsichtlich des toxischen Gefährdungspotentials, der Handhabung sowie der Lagerung Vorteile gegenüber den sensiblen duromeren Matrixkomponenten.

Zwischen den Fasern und der Matrix dienen niedermolekulare Stoffe, bestehend aus dispergierten Hilfsstoffen, Haftvermittlern, Polymerbindern, antistatischen Hilfsmitteln und Filmbildnern der Fasermatrixanhaftung. Diese als Schichten bezeichneten Systeme verfügen über chemische Molekülgruppen, die sowohl mit der Polymermatrix als auch mit der Faser kompatibel sind.

Die intermolekulare Verbindung wird über Interdiffusion, elektrostatische Anziehung sowie über kovalente bzw. Sekundärbindungen wie Wasserstoffbrückenbindungen, Dipol- oder Van-der-Waals-Kräfte realisiert [10].

Ein wesentlicher Vorteil thermoplastischer Matrixsysteme ist das reversible Aufschmelzen der Struktur, wodurch sich ein thermisches Formen und Verschweißen bereits gefertigter Strukturen realisieren lässt.

Den experimentellen und numerischen Untersuchungen dieser Arbeit liegt das thermoplastische Hochleistungspolymer PEEK (Polyetheretherketon) zu Grunde, das von *Airbus S.A.S.* für primäre Luftfahrtapplikationen qualifiziert ist.

PEEK ist der Gruppe der Polyarylate zuzuordnen und besitzt als solches mehrere aromatische Komponenten in der Molekülstruktur (vgl. Bild 3). Charakteristische Strukturelemente sind die Ether-Sauerstoff- sowie die Carbonyl- bzw. Ketongruppe (-CO-). PEEK wird seit 1982 von der Fa. *Victrex* vertrieben.

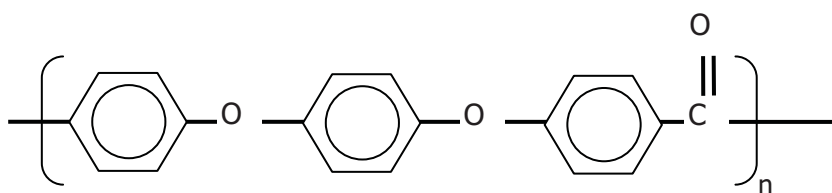


Bild 3 Strukturformel von PEEK [11]

Polyarylenetherketone werden i.d.R. durch eine elektrophile Substitutionsreaktion aromatischer Dicarbonsäuren und aromatischer Ether oder über eine nucleophile Substitutionsreaktion an Halogenbenzophenonen durch Alkaliphenolate synthetisiert [11].

Die Molmasse von PEEK beträgt etwa 15.000 g/mol, der Massenmittelwert liegt bei 30.000 bis 40.000 g/mol [12]. PEEK ist ein teilkristalliner Thermoplast mit einer maximalen Kristallinität von 48 %, dessen Glasübergangstemperatur T_g bei 143 °C und dessen Schmelzpunkt T_m bei 343 °C liegen. Er weist darüber hinaus eine Warmfestigkeit bis 250 °C im Dauereinsatz auf. PEEK werden aus der Literatur [12, 13] u. a. folgende Eigenschaften zugeschrieben:

- Hohe Zug- und Biegefestigkeit
- Hohe Schlagzähigkeit
- Hohe Formbeständigkeit (Dauerfest bis 250 °C)
- Günstiges Gleit- und Verschleißverhalten
- Hohe Chemikalienbeständigkeit
- Hohe Hydrolysebeständigkeit, nahezu keine Wasseraufnahme
- Hohe Strahlenbeständigkeit
- Schwer entflammbar (ohne Flammschutzmittel V-O bei 2mm)

Neben reinem PEEK werden Kurzfaser-PEEK (bsp. 450CA30) und Prepreg (APC2-AS4⁴) Halbzeuge vertrieben.

Kurzfasergranulat kann in herkömmlichen Spritzgieß- oder Extrusionsprozessen in verhältnismäßig kurzen Taktzeiten verarbeitet werden. Die Vorteile liegen neben einer hohen Formfreiheit, verhältnismäßig kostengünstigen Rohstoffen auch in einer vergleichsweise hohen Festigkeit.

Die Konsolidierung⁵ und Umformung der endlosfaserverstärkten Prepregs erfolgt vornehmlich in Press-, Autoclav- und Vakuumkonsolidierungsverfahren. Aufgrund der hohen Verarbeitungstemperatur von $T_V > 380$ °C stellt das Polymer PEEK höchste technische Anforderungen an die Fertigungs- sowie Fügetechnologien.

1.2 Schweißtechnologie

Die Luftfahrtindustrie setzt für die Verbindung von FVK-Komponenten die für Aluminiumlegierungen entwickelten Verbindungstechnologien Kleben und Nieten ein. Die gestiegenen Bauteilanforderungen und der Ansatz einer konsequenten Potentialnutzung erfordert die Anpassung der eingesetzten Fügetechnologien auf die neue Werkstoffgruppe der FVK.

Aus dem industriellen Kontext werden an die eingesetzten Fügetechnologien unter anderem folgende Anforderungen gestellt:

- Hohe Prozessrobustheit
- Hohe Festigkeiten
- Einfache Qualifizierung des Fügeprozesses
- Geringe Taktzeiten
- Flexibilität der Fügegeometrie
- Mittlere bis große Fügedimensionen
- Kostengünstiges Verfahren

Weitere Anforderungen ergeben sich hinsichtlich Wartung, Kontrolle und Reparatur sowie Dauerfestigkeit.

Für das Verschweißen der thermoplastischen faserverstärkten Kunststoffbauteile werden in der Literatur [4, 14-22] eine Vielzahl unterschiedlicher Technologien aufgeführt. Die Verfahren lassen sich in die Gruppen des Reib-, Konduktions-, Konvektions-, Strahlungs-, Konsolidierungs- und des Thermabondschiweißens⁶ differenzieren. Die spezifische Eignung eines Verfahrens lässt sich stets erst im Kontext der jeweiligen Materialkomposition und der Fügegeometrie bewerten [23, 24].

⁴ AS4 / IM7 steht für Kennzeichnung spezieller Kohlenstofffasertypen

⁵ Verbinden von Thermoplasten unter Druck und Wärme (Schmelztemperatur), so dass ein homogenes Gesamtgefüge entsteht.

⁶ Aufbringen eines niederschmelzenderen Werkstoffes (bsp. PEEK + PEI) in den Fügeflächen. Verschweißen des niederschmelzenderen Werkstoffes.

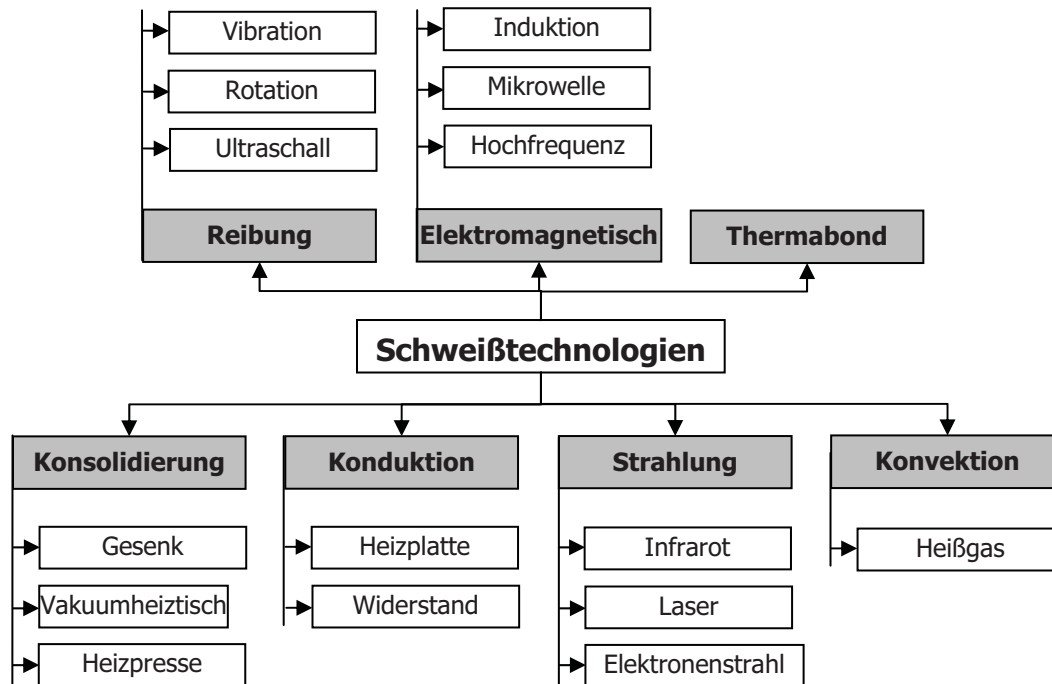


Bild 4 Fügetechnologien für faserverstärkte thermoplastische Polymere [24]

Für komplexe, 3-dimensionale Strukturen aus kohlenstofffaserverstärkten Werkstoffen ist nach Ageorges [4, 25], Hou [26, 27], Stavrov [4, 26, 28-32], anderen [15, 19, 22, 33, 34] sowie eigenen Untersuchungen am *DLR, Institut für Bauweisen- und Konstruktionsforschung* [24, 35, 36], das Widerstandsschweißen eine aussichtsreiche Technologie.

Die vergleichsweise hohe Prozessrobustheit sowie Flexibilität der Fügegeometriegestaltung prädestinieren den Widerstandsschweißprozess für strukturelle Verschweißungen.

Die wesentlichen Vorteile des Widerstandsschweiß-Verfahrens sind:

- Flexibler und robuster Prozess
- Hohe Festigkeit der Fügung
- Realisierung von großen Fügeflächen und gekrümmter Fügegeometrien
- Beschränkung auf eine lokale Wärmeeinbringung
- Keine Deformation der Bauteile
- Kostengünstiges und zeitlich relativ schnelles Verfahren

Der Widerstandsschweißprozess basiert auf der Erwärmung eines Strom durchflossenen Leiters (Schweißelementes) aufgrund innerer elektro-thermischer Dissipationseffekte (*Joule'sche* Erwärmung). Die generierte Wärme führt zu dem Aufschmelzen der in Kontakt stehenden Fügeflächen der entsprechenden Komponenten (A und B) sowie des Schweißelementes. In der Schmelzphase erfolgt ein molekulares Verzahnen über die ursprünglichen Grenzflächen hinweg. Nach der Schmelzphase erfolgt das Abkühlen unter Druck, wodurch eine Konsolidierung zwischen den einzelnen Komponenten erreicht wird. Das Schweißelement verbleibt in der Fügezone. Bild 5 stellt eine schematische Darstellung des Widerstandsschweißprozesses dar.

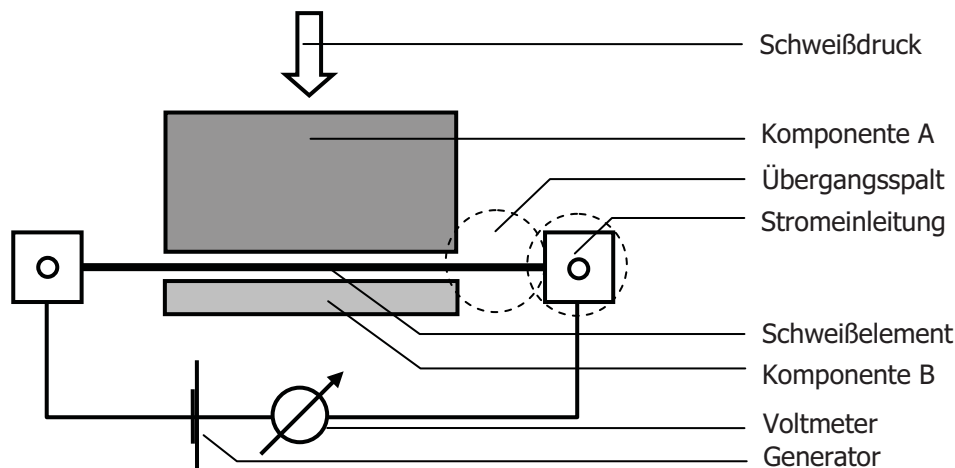


Bild 5 Schematische Darstellung des Widerstandsschweißprozesses in Anlehnung nach Hou [37]

Das Schweißelement wird in der Fügezone platziert und in den Stromeinleitungsbereichen elektrisch kontaktiert. Aufgrund der Systemgrenzen verbleibt zwischen der Stromeinleitung und den Schweißkomponenten ein geringer Übergangsspalt.

Der normal zu dem Schweißelement orientierte Kraftanteil des aufgebrachtten Schweißdruckes gewährleistet den notwendigen Konduktions- sowie Konsolidierungskontakt.

Die Prozessphasen des Widerstandsschweißprozesses sowie die physikalischen Zusammenhänge werden in Kapitel 2.3 aufgegriffen.

1.3 Ziel und Gliederung der Arbeit

Diese Arbeit soll einen Beitrag leisten, das Widerstandsschweißverfahren für Kohlenstofffaser verstärkte Hochleistungsthermoplaste des Werkstoffes PEEK für strukturelle Applikationen zu qualifizieren. Schwerpunkt ist die Prozessentwicklung und Umsetzung für eine ingenieurmäßige Anwendung.

Dies umfasst die exakte phänomenologische Erfassung und Beschreibung des Prozesses in experimenteller Umgebung. Vor dem Hintergrund einer industriellen Anwendung wird der Prozess mit seinen Phänomenen in entsprechenden Simulationsmodellen umgesetzt.

Basierend auf der Validierung und Verifikation werden die Prozessschritte, Einflüsse und Phänomene in gröber skalierte Bauteilmodelle integriert, die hierzu getroffenen Verallgemeinerungen belegt. Ein wesentliches Ziel ist es, über die Modellierung der Erkenntnisse in der Simulation, die fertigungstechnischen und prozessualen Erfordernisse des Fügeprozesses bereits in der Entwicklungsphase berücksichtigen zu können.

Unter wirtschaftlichen und fertigungstechnischen Aspekten ist eine Kombination mit Kurzfaserverwerkstoffen und endlosfaserverstärkten Laminaten in einigen strukturell geringer belasteten Bauteilen, als lokale Versteifung bzw. als Aufdickung in Übergangs- oder Trennstellenbereichen eine wirtschaftlich, fertigungstechnisch und strukturell interessante Alternative.

Die Arbeit konzentriert sich auf folgende Kernaspekte:

- Identifikation, Qualifizierung und Quantifizierung der prozesskritischen Einflussfaktoren des Widerstandsschweißverfahrens
- Erstellung eines numerischen Modells des Widerstandsschweißprozesses
- Quantifizierung der identifizierten Einflussfaktoren in skalierten Dimensionen
- experimentelle Verifikation der numerischen Ansätze
- Übertragung der Erkenntnisse auf den Fügeprozess eines realen Bauteils
- Materialanalyse des Kurzfaserverwerkstoffes 450CA30 PEEK

Gliederung Arbeit

Bild 6 zeigt den Aufbau der Arbeit. Basierend auf den veröffentlichten Erkenntnissen, die in Kapitel 1 und 2 dargelegt und diskutiert werden, erfolgt in Kapitel 3 die Optimierung des Widerstandsschweißprozesses. In Kapitel 4 werden die Materialeigenschaften des Kurzfaserverwerkstoffes 450CA30 analysiert, bevor in Kapitel 5 die Spezifizierung der robusten Prozesskonfiguration sowie der Aufbau des numerischen Modells anschließt. Basierend auf der Verifizierung der Erkenntnisse werden diese in Kapitel 6 in einem realen Bauteil simuliert und experimentell verifiziert.

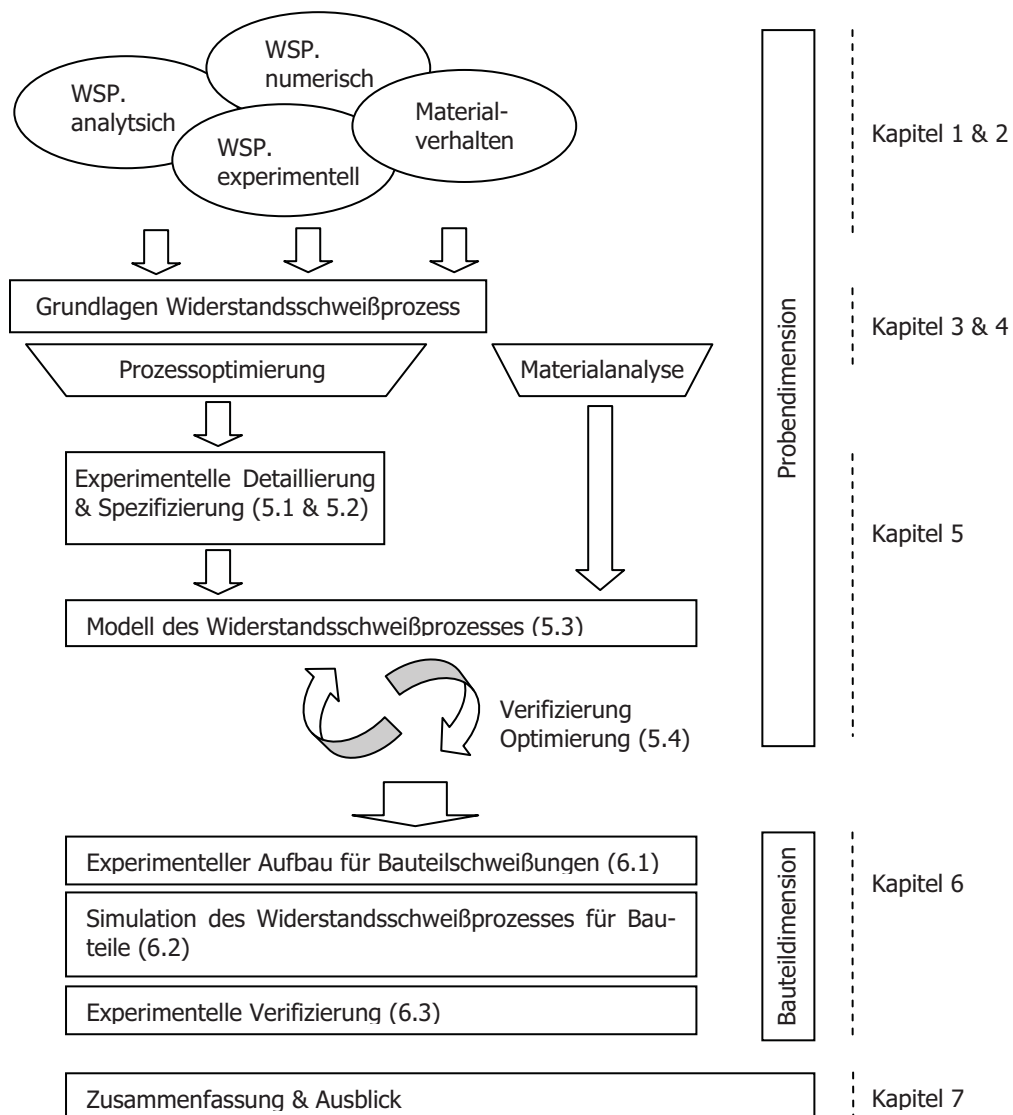


Bild 6 Gliederung der Arbeit

2 Grundlagen der Finiten Elemente Methode (FEM) und Stand der Technik

Ein Modell beschreibt stets nur einen Teilaspekt der Realität mit dem Ziel einer Aussage bzw. Erkenntnis zu einem Phänomen. Modelle basieren auf simplifizierten mathematischen Grundgleichungen, die auf einer abstrahierten Detailebene mit klaren Randbedingungen und Einschränkungen entwickelt werden. Dies ist notwendig, um die grundlegenden Zusammenhänge und Interaktionen sukzessive verstehen und modellieren zu können. Auch sehr gute Modelle nähern sich der realen Komplexität bestenfalls nur an.

Charakteristisch für die Qualität eines Modells sind dessen Robustheit (Belastbarkeit), Reproduzierbarkeit und Aussagegenauigkeit. Dabei muss stets eine Balance zwischen der Modellgröße, der Modellgenauigkeit, dem Rechenaufwand und dem Modellierungsaufwand geschaffen werden. Die im Detail aufgestellten und validierten Gesetzmäßigkeiten sind für reale Strukturen deshalb über mehrere Abstraktions-, Konzentrations- und Homogenisierungsschritte zu vereinfachen. Die Auflösungen dieser Abstraktionsstufen werden als Skalen bezeichnet.

Zum besseren Verständnis wird nachfolgend die Skalenthematik mit den erforderlichen Homogenisierungsansätzen erläutert.

Anschließend werden die FEM-Grundlagen und Gleichungen der thermo-elektrisch sowie thermo-mechanisch gekoppelten Prozessanalyse für den Widerstandsschweißprozess dargelegt und diskutiert. Die FEM-Berechnungen werden mit dem impliziten Code des kommerziellen Finite-Element-Programms (FE) *ANSYS V11.0 Workbench* durchgeführt.

Der Schwerpunkt dieses Kapitels liegt auf der Darstellung des Stands der Technik für den Widerstandsschweißprozess von faserverstärkten Kunststoffsystemen mit dem Fokus auf dem Werkstoff *PEEK*. Dabei werden die veröffentlichten experimentellen sowie numerischen Untersuchungsergebnisse vorgestellt.

Dies umfasst die Darlegung und Diskussion der eingesetzten Schweißelementtypen, der auftretenden Prozessphänomene, die Ansätze in der Prozessgestaltung sowie der von den Autoren erzielten Ergebnisse (vgl. ab Kapitel 2.3.1). Daneben werden die Modellierungsansätze für die einzelnen Phasen des Widerstandsschweißprozesses, wie der Mikrokontakt oder die Kristallisationskinetik dargelegt (vgl. Kapitel 2.3.2).

2.1 Skalenthematik

Die Mehrskalenthematik bezeichnet die Beschreibung und Abstraktion eines Phänomens auf unterschiedlichen (Betrachtungs-)Ebenen. Der wissenschaftliche Antrieb, physikalische Effekte möglichst exakt zu verstehen und zu beschreiben, erfordert eine möglichst exakte Fokussierung auf das spezifische, klar abgegrenzte Problem. Dabei können nanoskopische oder gar atomistische Modelle helfen, die zu Grunde liegenden Phänomene zu quantifizieren [38].

Für eine ingenieurmäßige Analyse einer Struktur sind diese feinen, hochaufgelösten Beschreibungen differentiell kleiner Phänomene und Zusammenhänge jedoch nicht zielführend. In der Anwendung soll vielmehr das reale Verhalten einer ganzen Struktur beschrieben werden.

Die auf höher aufgelösten Skalen erlangten Erkenntnisse werden über geeignete Homogenisierungsansätze verallgemeinert und funktionalisiert. Hintergrund ist die Komplexitätsreduktion durch Abstraktion. Der Mehrskalens-Begriff bezieht sich auf die zwei kennzeichnenden Achsen, den Raum und die Zeit. Die Systeme unterscheiden sich auf geometrischer Ebene in der Größe sowie in ihren Bestandteilen und auf zeitlicher Ebene in der Dynamik der stattfindenden Prozesse.

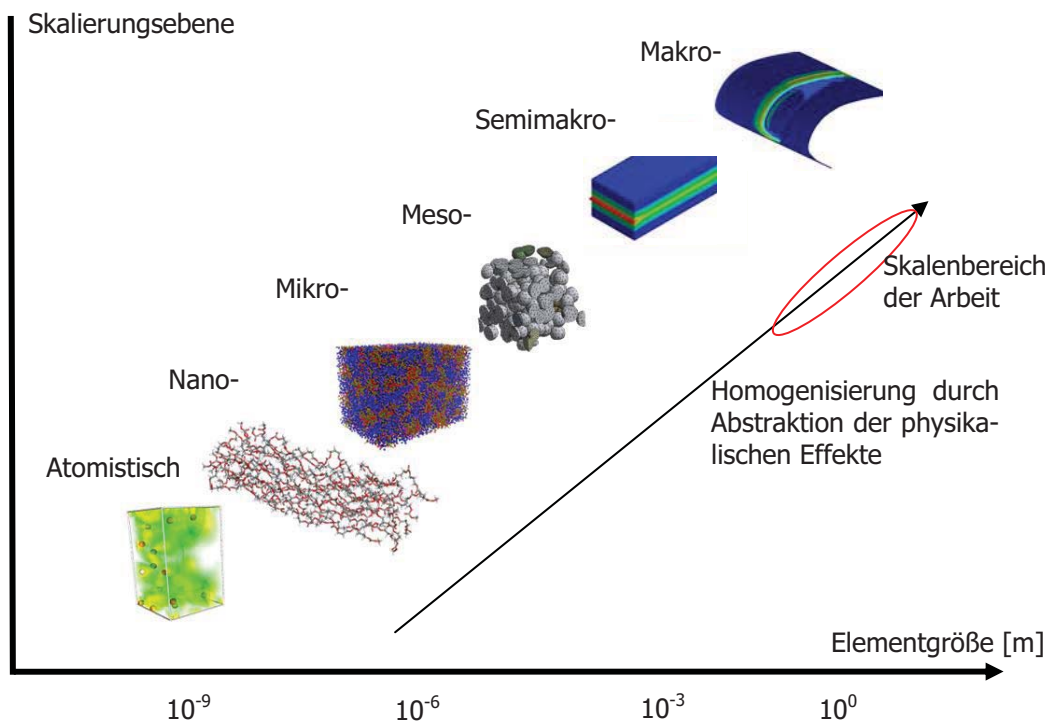


Bild 7 Erweiterte Ebenen der Werkstoffmodellierung (nach [39] und [40])

Atomistische oder nanoskopische Theorien befassen sich auf Basis semi-empirischer Potentialbewertungen mit der fundamentalsten Beschreibung der elementaren Interaktionen zwischen Protonen, Neutronen und Elektronen. Diese Theorie ist nach Hartmaier [38] für eine anwendungsorientierte, also zeit- und kosteneffiziente Problemformulierung makroskopischer Modelle auch in absehbarer Zeit in keinem technisch realisierbaren Ansatz umsetzbar.

Auf der Mesoebene können z.B. die freie Dynamik von Mischungen untersucht und deren Zusammensetzung im Gleichgewicht bestimmt werden.

Die in dieser Arbeit durchgeführten experimentellen und numerischen Analysen des Widerstandsschweißprozesses erfolgten auf drei Auflösungsskalen, der mikro-, semi-makro- und makroskopischen Ebene. Das Ziel ist die Abbildung des Widerstandsschweißprozesses auf der makroskopischen Ebene, um den Prozess in den Entwicklungszyklen von FVK-Komponenten zu integrieren.

omogenisierungsansätze (vgl. Anhang A)

Faserverstärkte Kunststoffe sind mikroskopisch inhomogene Werkstoffe (vgl. Kapitel 1.1). Da die Beschreibung der Interaktionseffekte zwischen Faser und Matrix bei der Modellierung eines vollständigen Systems (bsp. eines Flugzeuges) in ihrer Komplexität nicht abzubilden sind, werden die Interaktionen und die unterschiedlichen Phasen des Werkstoffs homogenisiert. Das bedeutet, dass auf makroskopischer Ebene das Verbundsystem mit differentiell homogenen Werkstoffeigenschaften beschrieben wird. Diese werden aus dem lokalen Mikrosystem in ihren Raumachsen ermittelt.

Dabei lassen sich unterschiedliche analytische Methoden beispielsweise nach Halpin-Tsai (HT), Voigt, Reuss, Mori-Tanaka (MT), Springer oder Chamis (SC) auf die charakteristischen Materialparameter wie E-Modul, Wärmekapazität oder -leitung anwenden [41-45].

Für linear elastische Werkstoffe gilt das Hooke'sche Gesetz. Bei mehrphasigen Werkstoffen (Werkstoff a und b) spiegelt die makroskopische Materialformulierung die Kombination in einem effektiven E-Modul E^* wieder. Die den Homogenisierungsansätzen zu Grunde liegenden Formeln sind im Anhang A aufgeführt.

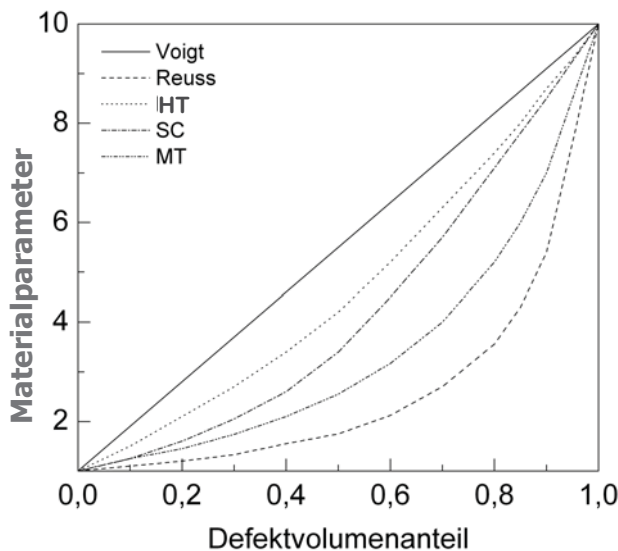


Bild 8 Approximationskurven nach Seelig [46]

Die Wahl der geeigneten Approximation richtet sich nach der notwendigen Genauigkeit sowie dem effektiven, beobachteten Materialverhalten.

Für die meisten Homogenisierungen in dieser Arbeit wurde der lineare Mischungsansatz nach Voigt bzw. der Ansatz nach Halpin-Tsai realisiert, da dieser im direkten Vergleich zu den weiteren Einflussfaktoren einen geringen Einfluss auf das Prozessverhalten hat.

2.2 FEM-Grundgleichungen

Aufgrund der Komplexität der physikalischen Zusammenhänge bilden analytische Ansätze mit linearen Materialmodellen das reale Materialverhalten i. d. R. nur unzureichend ab. Die FEM stellt einen effektiven Ansatz dar, ein komplexes Materialverhalten zu modellieren.

In der FEM werden Bauteile in differentielle (Volumen-, Flächen- oder lineare) Elemente unterteilt, die über die Grundgleichungen der Kontinuumsmechanik in Interaktion stehen. Die Lösung jedes einzelnen differentiellen Elementes führt zu den charakteristischen Lastverteilungen innerhalb eines Bauteils.

Die geltenden Kontinuumsgesetze stellen eine Parametrisierung mathematischer Funktionen zur Beschreibung des beobachteten Werkstoffverhaltens unter den verschiedenen Belastungszuständen dar.

Grundgleichungen der Kontinuumsmechanik

In der Kontinuumsmechanik werden Aussagen über das Verhalten von materiellen Körpern unter mechanischer und thermischer Belastung getroffen. Ausgangspunkt ist die Theorie, dass sich die einzelnen Körperelemente in einem thermodynamischen Gleichgewicht befinden. Ein thermodynamischer Prozess ist durch den Ausgangszustand jedes Körperelementes und die Geschichte der unabhängigen Prozessvariablen eindeutig bestimmbar. Die mathematischen Zusammenhänge ergeben sich aus den Feldgleichungen der Massenbilanz, des Impuls- und Drallsatzes sowie des ersten und zweiten Hauptsatzes der Thermodynamik. Ergänzt werden diese Gleichungen durch die konstitutiven Gesetze der Energie und der Entropie sowie der Evolution der Formänderung und der inneren Variablen.

Ausführlichere Darstellungen finden sich u.a. bei Truesdell et al. [47], Altenbach et al. [48] oder Bertram et al. [49]. Eine ausführlichere Entwicklung der für diese Arbeit relevanten Gleichungen ist im Anhang B dargestellt. Im Speziellen wird im Folgenden auf die thermischen Erfordernisse eingegangen.

Ein materieller Körper wird durch seine physikalischen Eigenschaften wie Dichte, der Warmbeständigkeit oder dem E-Modul charakterisiert. Auf diesen Körper wirken objektive Kenngrößen⁷ wie die Temperatur, Energie, Wärme aber auch mechanische Kräfte und Impulse. Aus diesen Größen lässt sich die Momentankonfiguration eines Körpers bestimmen.

Durch diese äußeren Einwirkungen bilden sich in einem Körper Spannungen als ein physikalisches Maß für die innere Beanspruchung in Form von Kräften und Momenten. Materialien sind durch die zuvor durchlaufenen Verarbeitungs- und Bearbeitungsprozesse vorbelastet. Diese Prozesse können auf mathematischer Ebene kommutativ verknüpft werden [49].

⁷ Unabhängig vom Bezugssystem

2.2.1 Mechanische Grundgleichungen

In der Kontinuumsmechanik werden die Spannungen σ eines Elementes aus dem Produkt des E-Moduls E mit der Verzerrung ε bestimmt.

Dabei kann das für den Werkstoff charakteristische E-Modul für einen anisotropen Werkstoff in 36 Raumachsen differieren (vgl. Formel (2.3)). Diese vollständige Unsymmetrie führt bei der Lösung zu einem enormen Rechnungsbedarf, weshalb in der Anwendung stets Werkstoffsymmetrien gesucht und genutzt werden [50].

In der mechanischen Finite-Elemente-Simulation können die Verformungen der Struktur aufgrund der in der Thermalanalyse berechneten Temperaturverteilungen sowie zusätzlicher Belastungen in Abhängigkeit des Materialmodells ermittelt werden. Der direkte Zusammenhang zwischen Spannungen und Verzerrungen ist über das Hook'sche Gesetz gegeben.

$$\sigma_{ij} = E_{ij} \varepsilon_{ij} = E_{ij} (\varepsilon_{\sigma} - \varepsilon_T)_{ij} = E \varepsilon_{\sigma_{ij}} - E \alpha_{ij} \Delta T \quad (2.1)$$

Darin beinhaltet der Tensor σ_{ij} die Spannungskomponenten und ε die Komponenten der mechanischen Verzerrungen ε_{σ} sowie der thermisch induzierten Verzerrung ε_T .

$$\varepsilon_{T_{ij}} = \alpha_{ij} \Delta T \quad (2.2)$$

Mit dem thermischen richtungsabhängigen Ausdehnungskoeffizienten α_{ij} .

Die Elastizitätsmatrix für anisotrope Werkstoffe ist definiert durch:

$$E = \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & E_{13} & E_{14} & E_{15} & E_{16} \\ & E_{22} & E_{23} & E_{24} & E_{25} & E_{26} \\ & & E_{33} & E_{34} & E_{35} & E_{36} \\ S & & & E_{44} & E_{45} & E_{46} \\ & Y & & & E_{55} & E_{56} \\ & & M & & & E_{66} \end{bmatrix} \quad (2.3)$$

In der die unabhängigen Materialkonstanten E_{11} bis E_{66} unterschieden werden. Für orthotrope, transversale oder isotrope Werkstoffe vereinfacht sich diese Matrix aufgrund der auftretenden Symmetrien.

Für einen isotropen Werkstoff reduziert sich die Matrix zu:

$$E = \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & E_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & E_{22} & E_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & E_{33} & 0 & 0 & 0 \\ S & & & E_{44} & 0 & 0 \\ & Y & & & E_{55} & E_{56} \\ & & M & & & E_{66} \end{bmatrix} \quad (2.4)$$

2.2.2 Thermische Grundgleichungen

In der Physik wird Wärmeleitung als der Wärmefluss in einem Kontinuum in Folge eines Temperaturunterschiedes verstanden. Nach Fourier kann der Temperaturgradient für die Wärmeleitung eindeutig ermittelt werden (vgl. Anhang B).

Über die Energiebilanz in Gleichung (2.5) wird die Beibehaltung der Energie im Inneren eines Körpers ausgedrückt.

$$-\left(\frac{\partial q_x}{\partial x} + \frac{\partial q_y}{\partial y} + \frac{\partial q_z}{\partial z}\right) + Q_B = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2.5)$$

Der linke Anteil setzt sich aus der Wärmeleitungsenergie und den inneren Energiequellen Q_B zusammen, die rechte Seite der Bilanzgleichung entspricht dem kapazitiven Anteil, der die gespeicherte innere Energiemenge über der Zeit berücksichtigt. Um das Temperaturfeld vollständig zu lösen, bedarf es der Eingabe äußerer Lasten und Randbedingungen.

Neben der konduktiven Wärmeübertragung in einem Kontinuum treten konvektive Übergänge an den Grenzflächen zwischen einem Festkörper und einem Gas oder Fluid sowie Strahlungsübergänge auf.

Die konvektiven Wärmeflüsse sind in horizontale und vertikale Konvektion zu differenzieren, da bei der vertikalen Konvektion eine eigeninitiierte Thermik ein Strömungsprofil entlang der Oberfläche ausbildet (vgl.)

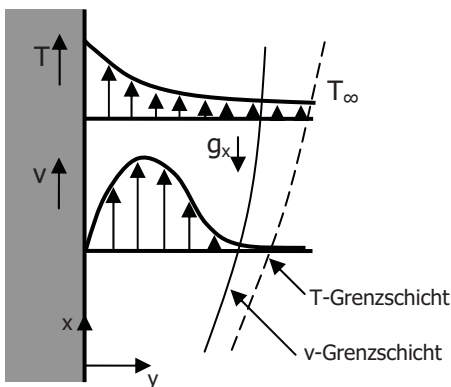


Bild 9 vertikales Wärme- und Strömungsprofil

Über Gleichung (2.6) wird der konvektive Wärmeübergang zwischen Festkörper und Fluid berücksichtigt.

$$q_n = h(T_w - T_\varepsilon) \quad (2.6)$$

h entspricht dem Konvektionskoeffizienten, T_w der Wandtemperatur und T_ε der Grenzschichttemperatur.

Horizontale Konvektion

Der Konvektionskoeffizient h_{hor} an der horizontalen Fläche errechnet sich unter der Annahme einer laminaren Grenzschicht bei dominierender Auftriebsströmung einer langsam umströmten Platte zu [51]:

$$h_{hor} = 0.54 \frac{\lambda_L}{L} (Gr Pr)^{1/4} \quad (2.7)$$

Wobei λ_L die lineare thermische Konduktivität von Luft in der Nähe der Oberfläche ist, L ist die Dimension der Oberfläche, Pr die Prandtlzahl und Gr die dimensionslose Grashofzahl. Die Abhängigkeit von der Reynoldszahl Re kann für kleine Strömungsgeschwindigkeiten vernachlässigt werden [52].

Die Grashofzahl ergibt sich zu

$$Gr = \frac{\rho^2 g \beta (T - T_\infty) L^3}{\mu^2} \quad (2.8)$$

Wobei ρ die Dichte der Luft in Oberflächennähe, g die Erdbeschleunigung und T_∞ die Referenztemperatur sind, β für ideale Gase $1/T_\infty$ und μ die Viskosität von Luft in Oberflächennähe ist. Für die Unterseite tritt eine verschiedene Konvektionsströmung auf, die sich zu

$$h = 0,27 \frac{k}{L} (Gr Pr)^{1/4} \quad (2.9)$$

berechnet. k entspricht dem Wärmeleitwert.

Vertikale Konvektion

Loos et al. [53] berechnet für vertikale Oberflächen den Wärmeübergangskoeffizienten α auf Basis von experimentellen Gleichungen von Churchill und Chu die in Chapmans „Heat Transfer“ 1984 erschienen sind.

$$h = \frac{Nuk}{L} \quad (2.10)$$

Die *Nusseltzahl* Nu berechnet sich für eine *Rayleighzahl* zwischen 0 und 10^9 zu:

$$Nu = 0.68 + 0.67 Ra^{1/4} \left[1 + \left(\frac{0.492}{Pr} \right)^{9/16} \right]^{-4/9} \quad (2.11)$$

Dabei ist die *Rayleighzahl* das Produkt der *Grashofzahl* Gr und der *Prandtlzahl* Pr.

$$Ra = Gr Pr = \frac{L^3 g \alpha \Delta T Pr}{\nu^2} \quad (2.12)$$

α ist die Wärmeausdehnung der Luft, g die Erdbeschleunigung und ν ist die kinetische Viskosität der Luft in Oberflächennähe.

Für größere *Rayleighzahlen* gilt die Beziehung:

$$Nu = \left\{ 0.825 + 0.387 Ra^{1/6} \left[1 + \left(\frac{0.492}{Pr} \right)^{9/16} \right]^{-8/27} \right\}^2 \quad (2.13)$$

Der Wärmetransport in und innerhalb des Laminates selbst wird in Kapitel 2.3.2 behandelt. Dabei wird auf die Kontaktfläche sowie die anisotropen Materialeigenschaften eingegangen.

2.2.3 Lösungsmethodik in FEM

Für die Lösungen der mechanischen sowie der thermischen Kräfte auf ein Bauteil wird in der FEM das Prinzip der virtuellen Verschiebung bzw. der virtuellen Temperaturen angewandt. Dabei werden die Grundgleichungen mit einer beliebig gewählten Verzerrung bzw. Temperaturverteilung gewichtet und über den Lösungsraum integriert. Dabei muss sich zwischen der gesamten virtuellen inneren Arbeit und der virtuellen äußeren Arbeit stets ein Gleichgewicht einstellen.

Für die Grundlagen der Lösungsmethodiken sei auf den Anhang C hingewiesen.

In *ANSYS* wird für die Lösung der nichtlinearen Gleichungssysteme das iterative *Newton-Raphson-Verfahren* angewandt. Das Verfahren kann für transiente wie stationäre Berechnungen eingesetzt werden [50].

In jedem Iterationsschritt werden dabei die Knotenpunktlasten sowie die Leitfähigkeitsmatrix auf Basis der vorangegangenen Temperaturen berechnet. Die Iteration wird solange fortgeführt, bis der Residuumsvektor ein Konvergenzkriterium erfüllt. Als Anfangsbedingungen wird eine definierte Starttemperatur $T^{(0)} \neq 0$ angenommen.

2.3 Der Widerstandsschweißprozess

Ageorges [25, 54], Colak [55], Hou [26, 56] sowie andere [2, 7, 14, 17, 25, 28, 30, 55, 57, 58] haben sich in der Vergangenheit bereits intensiv mit der experimentellen, analytischen sowie numerischen Analyse des Widerstandsschweißprozesses von APC2-Proben auseinandergesetzt. Die von den Autoren vorgestellten Ergebnisse dienen dieser Arbeit als Basis sowie als Vergleich mit den eigenen Untersuchungen. Nachfolgend erfolgt eine kurze Zusammenstellung der veröffentlichten experimentellen und numerischen Untersuchungsergebnisse des Widerstandsschweißprozesses mit den Hochleistungspolymeren PEI und PEEK.

2.3.1 Experimentelle Untersuchungen zum Widerstandsschweißprozess

Die Veröffentlichungen der oben genannten Autoren beschränken sich fast ausschließlich auf Erkenntnisse zu dem Widerstandsschweißprozess auf Probenniveau. Über 80 % der Autoren konzentrierten sich dabei auf die Schweißdimension von 25,4 mm x 12,7 mm, die der Prüfdimension der *ASTM D1002*⁸ (vgl. Kapitel 3.4) entspricht.

Untersuchungen zu dem Verschweißen von CFVK Laminaten erfolgte mit [2, 19, 59] und ohne zusätzliche Matrixschichten [60] als Matrixspender. Hou ermittelte Prozessparameter für CF/PP, GF/PP und CF/PEI Matrixsysteme [27, 61, 62] mit CF-Prepreg Schweißelementen.

Don und Bastien [16, 57, 63] sowie Kempe [35] untersuchten den Thermabondprozess, bei dem niederschmelzendes PEI in die Fügezone von PEEK-Proben eingebracht und verschweißt wurde.

Ageorges et al. [54, 64] stellte ausführlich die Ergebnisse des Widerstandsschweißens von CF/PEI mit CF-Prepreg Schweißelementen dar. Dabei verglich er u.a. mit Matrix vorkonsolidierte unidirektionale CF-Prepreg Schweißelemente mit CF-Gewebe Schweißelementen. Zwischen dem unidirektionalen und dem Gewebe-Schweißelement stellte sich bei einer Schweißfläche von 12,5 mm auf 25 mm eine Widerstandsänderung von durchschnittlich 0,13 Ω auf 0,97 Ω ein. Das Gewebesweißelement zeigte aufgrund der leitenden Quervernetzung der Kohlenstofffasern eine höhere Prozessrobustheit. Die Schweißelementenden wurden für eine bessere elektrische Kontaktierung von der Matrix befreit.

Ageorges et al. quantifizierte den Einfluss des Klemmdruckes der Stromeinleitung, der ein Optimum zwischen 4 bis 20 bar aufweist. Bei größer skalierten Proben identifizierte Ageorges et al. eine inhomogene Temperaturverteilung über der Fügefläche. Über einer Fläche von 25 mm auf 100 mm detektierte er einen Temperaturgradienten von knapp 100 °C (25%). In diesem Kontext beschreibt er das „Current Leakage (Kurzschlussstrom)“ als ein prozesskritisches Schweißphänomen (vgl. Kapitel 2.3.1.1).

Auf Basis dieser Erkenntnisse extrapoliert Ageorges et al. eine maximale Fügelänge von 370 mm.

Für CF/PEI Schweißproben der ASTM D1002 Dimension ermittelte Ageorges et al. bei 69 kW/m² bzw. 89 kW/m² und 4 bar ein Schweißoptimum von 25 MPa bei 90 bzw. 50 s. Die ermittelten Maximalwerte lagen bei ca. 30 MPa.

Hou et al. [26] untersuchte das Verschweißen von CF verstärktem PEI mit unidirektionalen und Gewebe CF-Prepreg Schweißelementen. Die Schweißprobendimension war an der Prüfnorm *ASTM D1002* orientiert. Über eine Variation der experimentellen Parameter wurde bei einer maximalen Schweißzeit von 210 s ein Leistungslevel von mindestens 80 kW/m² bzw. maximal 160 kW/m² ermittelt. Das Festigkeitsoptimum von 32 MPa auf Zugscherung nach *ASTM D1002* wurde bei einer Schweißenergie von 2700 kJ/m² detektiert. Der Schweißdruck wurde zwischen 0,2 und 4 bar variiert, wobei sich ein Festigkeitsplateau zwischen 2,5 und 4 bar einstellte.

⁸ ASTM: American Society for Testing and Materials - eine international anerkannte Standardisierungsorganisation

Ohne zusätzlich eingebrachte Matrixlagen in der Fügezone ermittelte Hou et al. einen Festigkeitsabschlag von ca. 25 bis 30 %. Die Matrixlagen dienen als Spendermaterial, das aufgrund des sehr trockenen⁹ Laminates sowie als Ausgleichsschicht mikroskopischer Unregelmäßigkeiten der Fügeflächen notwendig wird [26]. In dem Übergangsbereich der Stromeinleitung zu der Probe stellte Hou et al. einen starken Temperaturanstieg fest, der zu stark variierenden Temperaturprofilen über der Fügefläche, sowie der Gefahr des Kurzschlussstroms führt. Dabei wurde die Überhitzung der Übergangsbereiche als limitierender Prozessfaktor klassifiziert.

In weiteren Untersuchungen konzentrierte sich Hou et al. [65] auf den Widerstandsschweißprozess mit Edelstahlgitter basierten Schweißelementen. Die eingesetzten Drahtgitter wiesen einen Drahtdurchmesser von 0,025 mm und eine Maschenweite von 0,03 mm auf. Mit Leistungsleveln von 150 kW/m² bei einer äquivalenten Schweißenergie von 2700 bis 4450 kJ/m² erzielte er für CF/PEI nach der *ASTM D1002* Zugscher-Festigkeiten von bis zu 30 MPa. In REM-Aufnahmen von Bruchbildern wies Hou et al. eine gute Draht-Matrixanbindung nach.

Nach Eveno [2], Hou [65] und Jakobsen [3] variiert die Qualität von präparierten CF-Prepreg Schweißelementen mit bis zu 35 %. Kennzeichnend ist der experimentell gemessene Widerstand eines Heizelementes, der nach Eveno zwischen 0,17 bis 0,23 Ω liegt (Bezug auf ein Schweißelement mit einer *ASTM D1002* Fügefläche). Entsprechend unbeständig verhalten sich auch die Prozessparameter. Nach Jakobsen [3] lagen die Prozesszeiten bei einem Temperaturregelten Prozess beispielsweise bis zu 130 % auseinander [3]. Die hohe Sensitivität von CF-Prepreg Schweißelementen gegenüber Präparation und Handhabung erschweren die Qualifizierung dieses Schweißelementtyps für industrielle Applikationen.

Taylor [66], Beevers [67] und Hou [26] führten auf Basis dieser Erkenntnis vergleichende Untersuchungen zwischen Metallgitter Schweißelementen und CF-Prepreg Schweißelementen durch. Im direkten Vergleich bieten die metallischen Schweißelemente höhere Prozesssicherheiten, bsp. gegen Durchbrennen sowie äußere Einflüsse, sowie eine hohe Reproduzierbarkeit der Prozessparameter. Yousefpour [34] untersuchte den Einfluss verschiedener Gitterdimensionen auf den Schweißprozess.

Neben einer langsameren Aufheizung aufgrund eines geringeren spezifischen Widerstandes sind die Integration eines Fremdmaterials, induzierte Korrosionsprobleme und eventuell auftretende Spannungskonzentrationen als Nachteile aufzuführen [67, 68].

Ahmed et al. [69] sowie Stavrov et al. [32] stellten vergleichende Versuche auf Probenniveau mit Glasfaserverstärktem PEI mit einem Edelstahldrahtgitter-Schweißelement bezogen auf die Standardfügefläche von 12,5 mm auf 25 mm an. Die Schweißprobendimensionen sowie die Prüfnorm entsprachen der *ASTM D1002*. Das verwendete Drahtgitter wies einen Drahtdurchmesser von 0,2 mm bei einer Maschenweite von 0,86 mm auf und wurde mit zusätzlichen Matrixfolien in einem vorgelagerten Arbeitsschritt verpresst. Das Leistungslevel lag bei 70 kW/m² und 80 s mit variierenden Schweißdrücken von 2 bzw. 8 bar. Ahmed et al. ermittelte Festigkeiten von 18 bis 24 MPa. Dabei konnte Ahmed et al. nachweisen, dass durch den gesteigerten Schweißdruck höhere Festigkeiten mit einer geringeren Standardabweichung erzielt werden. Die Schlibfbilder zeigen deutliche Porenanteile innerhalb der Schweißelemente sowie an den Grenzflächen.

Stavrov et al. [32] detektierte bei ähnlichen Leistungsdaten ein Festigkeitsoptimum von 23 MPa zwischen 6 bis 9 bar Schweißdruck. Das Prozessoptimum wurde bei einer maximalen Schweißenergie von 7,5 kW/m² detektiert, für diese Prozessspezifika ermittelte Stavrov et al. ein Prozessfenster.

Yousefpour et al. [34] ermittelte den Einfluss verschiedener Edelstahlgitterdimensionen auf den Widerstandsschweißprozess von 16-lagigen APC2/AS4 Laminaten. Die Schweißprobendimension sowie die Prüfnorm entsprachen den der *ASTM D1002* von 25,4 mm auf 12,7 mm. Die fünf unter-

⁹ Bezieht sich auf den Faservolumenanteil, > 50%

suchten Edelstahlrahtgewebe wiesen Variationen des Drahtdurchmessers von 0,11 mm bis 0,03 mm mit den korrelierten Maschenweiten von 0,152 mm bis 0,038 mm auf. Die Steuerung des Schweißprozesses erfolgte temperaturgeregelt über ein Thermoelement in der Fügefläche. Als Kriterium wurde eine Zieltemperatur von 450 °C in der Fügefläche vorgegeben, der Schweißdruck lag bei 10 bar. 0,127 mm starke Matrixfolien dienten als Matrixspender.

Über die Generatorkennung wurden die unterschiedlichen spezifischen Widerstände der Schweißelemente über der Temperatur bestimmt. Die effektiven Schweißzeiten lagen bei ca. 50 s. Die erzielten Festigkeiten lagen zwischen 10 und 50 MPa bei dem Edelstahlgewebe mit dem Drahtdurchmesser von 0,04 mm und der Maschenweite von 0,089 mm.

Eveno et al. [70] detektierte den typischen thermisch induzierten Druck- bzw. Setzwegverlauf mit 6 Phasen über den Widerstandsschweißprozess, deren qualitativer Verlauf in Bild 10 dargestellt ist.

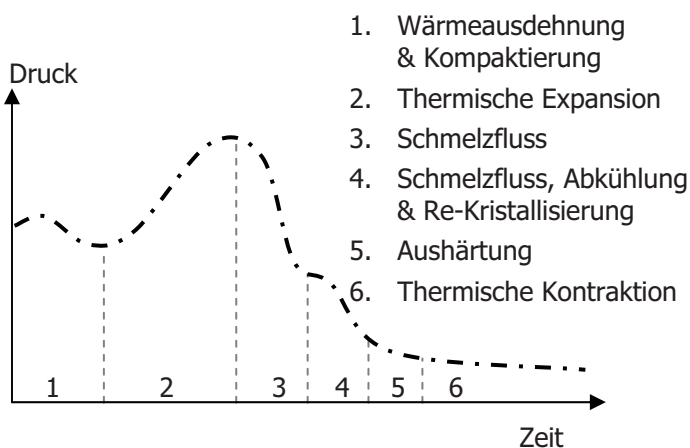


Bild 10 Thermisch induzierter Prozessverlauf nach Eveno [70]

Nach einer primären Expansion erfolgt eine Kompaktierung der Fügepartner, im Speziellen der eingelegten Matrixlagen. In Phase 2 setzt die eigentliche thermische Expansion der Werkstoffe ein, die zu einem deutlichen Druckanstieg bzw. negativem Setzweg führt. Bei einsetzendem Schmelzen reguliert sich der Schweißdruck bzw. die Expansion aufgrund eines lateral orientierten Schmelzflusses. Diese Phase kennzeichnet zumeist auch den Stromabschaltzeitpunkt. Es folgen die Abkühlung und Rekristallisierung sowie die Aushärtung und noch verbleibende thermische Kontraktion der Fügepartner, die durch einen degressiven Setzweg bzw. Kraftverlauf gekennzeichnet ist.

Wie Ageorges identifizierte er in seinen Untersuchungen den Kurzschlussstrom als kritisches Phänomen für den Widerstandsschweißprozess.

2.3.1.1 Prozessphänomene

Der in der Literatur als Kurzschlussstrom¹⁰ bezeichnete Effekt resultiert aus einem Kontakt zwischen den Kohlenstofffasern der Bauteile mit den stromführenden Elementen des Schweißelementes. Bei Kontakt bildet sich eine elektrisch leitende Brücke in das Bauteil aus, wodurch die in die Fügezone eingebrachte Energiemenge deutlich abnimmt. Bei größeren Fügedimensionen kann deshalb die benötigte Schmelztemperatur in der Fügezone nicht mehr erreicht werden, der Prozess muss abgebrochen werden.

Das Phänomen des Kurzschlussstroms tritt i. d. R. in Korrelation mit dem Phänomen des Randeffektes¹¹ auf. Zwischen den Stromeinleitenden Elementen sowie den Bauteilen verbleibt physikalisch bedingt ein kleiner Spalt, der sog. Übergangsbereich. Aufgrund der geringeren Wärmekapazitäten und des geringeren Wärmetransportes von Luft bilden sich in diesen Bereich Temperaturspitzen

¹⁰ Current Leakage

¹¹ Edge Effect

aus. Diese inhomogene Temperaturverteilung über das Profil des Schweißelementes führt zu einem initial verfrühtem Aufschmelzen der Randbereiche (vgl. Bild 5). Aufgrund der höheren thermischen Expansion tritt in diesen Bereichen ein starker Schmelzfluss ein, der das Phänomen des Kurzschlussstroms in den Randbereichen begünstigt. Der generelle Ablauf ist schematisch nachfolgend dargestellt.

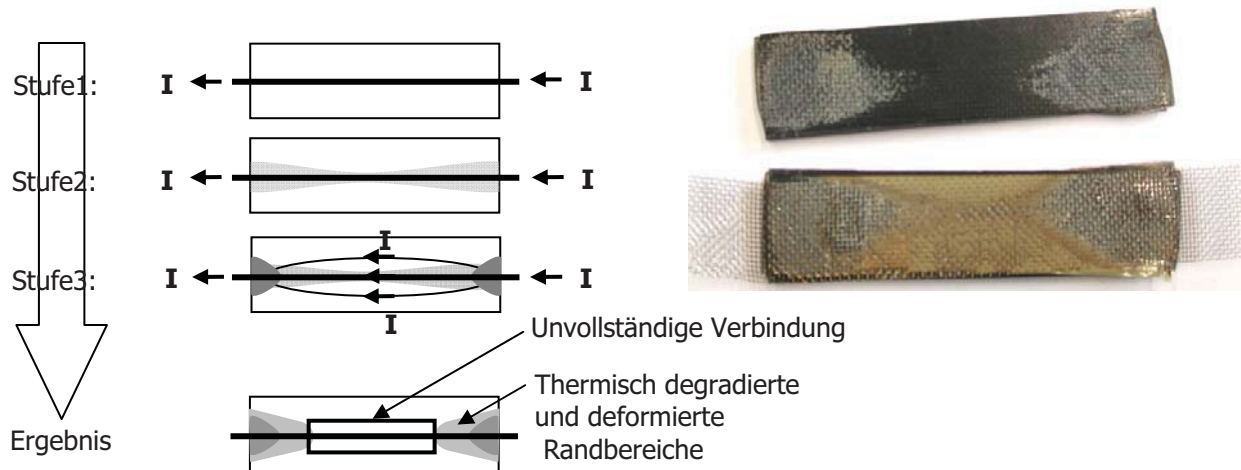


Bild 11 Schematische Darstellung der Prozessphänomene „Randeffekt“ (Edge Effect) und Kurzschlussstrom (Current Leakage)

Eigene Untersuchungen belegten die hohe Sensitivität des Widerstandsschweißprozesses gegenüber diesen Prozessphänomenen. Dabei sind die Ausprägung und die Intensität der Phänomene direkt mit der Größe der Fügezone skalierbar. Dies ist auf die notwendigen höheren Leistungslevel sowie der größeren Fehleranfälligkeit im Prozessaufbau zurückzuführen. Das Phänomen des Kurzschlussstroms ist prozesskritisch zu bewerten.

2.3.1.2 Zusammenfassung des experimentellen Stands der Technik

Die hier dargestellten experimentellen Untersuchungen der erzielbaren Schweißflächengröße und der Zugscherfestigkeiten beschränken sich vorwiegend auf Schweißdimensionen nach der Prüfnorm *ASTM D1002* von 25,4 mm auf 12,7 mm. Bei größeren Schweißprobendimensionen bis zu 120 mm auf 25 mm werden von den Autoren (vgl. Ageorges [64, 71, 72], Hou [37, 65], Stavrov [29]) die inhomogenen Temperaturfelder über die Schweißelementfläche sowie der Randeffekt und der Kurzschlussstrom als prozesskritische Einflussfaktoren dargestellt. Größere Fügedimensionen werden in der Literatur nicht diskutiert. Eine Quantifizierung bzw. Kontrolle der Einflussfaktoren und eine Gewährleistung der Prozessrobustheit wurden nur in Ansätzen dargestellt. Skalierungsansätze und eine Übertragung der Ergebnisse auf große Fügedimensionen oder Bauteile erfolgt bei keinem Autor.

Aufgrund der höheren Prozessrobustheit konzentrieren sich die Untersuchungen dieser Arbeit auf Edelstahlgitter basierte Schweißelemente.

2.3.2 Analytische und Numerische Untersuchungen zum Widerstandsschweißprozess

Die Betrachtung des Widerstandsschweißprozesses führt zu einer Diversifikation des Prozesses entsprechend der einzelnen, nachfolgend dargestellten Prozessphasen. Die in der Literatur veröffentlichten Untersuchungen werden diesen Phasen zugeordnet dargestellt.

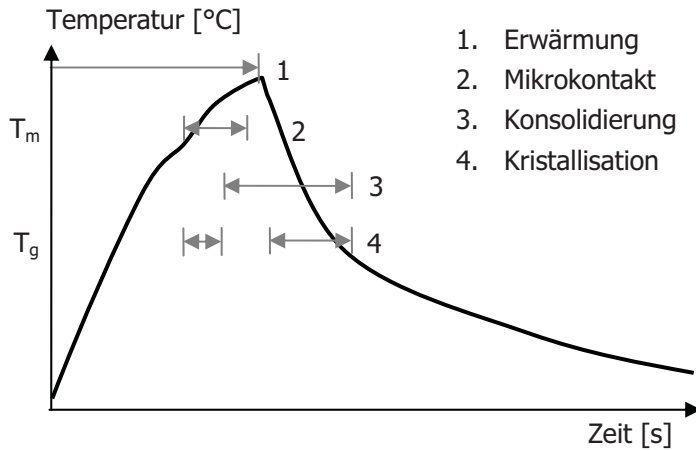


Bild 12 Prozessverlauf des Widerstandsschweißprozesses

2.3.2.1 Erwärmung

Die Erwärmung basiert auf der *Joule'schen* Theorie für Strom durchflossene Leiter. Durch das Stromanlegen entsteht eine Potentialdifferenz in dem Leiter und zwischen den Polen bildet sich eine elektrische Spannung aus. Dieses Spannungsgefälle übt mechanische Kräfte auf die Ladungsträger aus. Der materialspezifische Widerstand gegenüber dem Elektronenfluss resultiert in einer mikroskopischen intermolekularen Reibung in dem Material. Die durch die kinetische Energie der Elektronen freigesetzte Energiedissipation breitet sich als Wärme aus.

Zur makroskopischen Beschreibung dieses Effektes der Abhängigkeit dient die materialabhängige Stoffkonstante der elektrischen Leitfähigkeit. In der Praxis findet dieser Zusammenhang als *Ohm'sches* Gesetz Anwendung:

$$I = \frac{U}{R} [\text{A}] \quad (2.14)$$

Die Temperaturabhängigkeit einer physikalischen Größe ist im Allgemeinen nichtlinear und kann durch eine Taylorentwicklung approximiert werden. Für die physikalische Größe X hat die Taylorreihe die Form.

$$X(T) = X(T_0) \left(1 + \alpha(T - T_0) + \beta(T - T_0)^2 + \gamma(T - T_0)^3 + \dots + k_n(T - T_0)^n \right) \quad (2.15)$$

Vereinfacht lässt sich in weiten Temperaturbereichen die Taylorreihe nach dem ersten Glied abtrennen und somit linearisiert annehmen zu:

$$R(T) = R(T_0) \left(1 + \alpha_{T_0} (T - T_0) \right) \quad (2.16)$$

Diese Linearisierung ist für technische Applikationen innerhalb großer Temperaturbereiche hinreichend genau. Für ein Schweißelement ergibt sich so der Gesamtwiderstand R zu

$$R = \left[\sum_{i=1}^n \frac{\rho l}{\pi \frac{d^2}{4}} \right]^{-1} \left[1 + \alpha_{T_0} (T - T_0) \right] \quad (2.17)$$

Die eingebrachte Energiedichte, ausgedrückt pro Volumenelement, errechnet sich zu:

$$E_v = \frac{R(T)I^2}{V[\text{mm}^3]} t \quad (2.18)$$

Die im Inneren des Bereichs dissipierten Leistung P_{diss} errechnet sich zu.

$$P_{diss} = \int_v \dot{W}(\mathcal{G}, x, t) dV \quad (2.19)$$

Die Korrelation mit der Wärmekapazität und des Wärmestroms dQ

$$\frac{dQ}{dt} = \lambda \frac{A}{l} \Delta T \quad (2.20)$$

mit

$$\lambda = \frac{Ql}{At\Delta T} \quad (2.21)$$

Analog errechnet sich die Temperatur so zu

$$T_i = \frac{I^2 R(T) t_i}{c_p m} - T_0 \quad (2.22)$$

Die Dissipationsenergie wird als normal gerichteter Wärmestrom von dem Leiter an seine Umwelt per Konduktion, Konvektion und Strahlung übertragen.

Makroskopisch wird bei dem Widerstandsschweißprozess der generierte Wärmestrom über die Schweißelementoberflächen auf die Fügeflächen der Bauteile übertragen. Bei konstanter Leistungseinspeisung stellt sich in dem Gesamtsystem ein Gleichgewicht ein.

Für ein an Luft exponiertes Schweißelement, sind die Wärmeströme der Konvektion, Strahlung sowie die Wärmekapazität und die Enthalpieänderung ΔH zu berücksichtigen. Es ergibt sich folgende Gleichgewichtsgleichung [73, 74]:

$$E_{ab} = [\pi d l_{Luft} \lambda (T - T_U)]_{konv} + [\pi d l_{Luft} \epsilon \sigma (T^4 - T_U^4)]_{Str} + [c_p m (T - T_U)]_{kap} + \Delta H \quad (2.23)$$

c_p entspricht der Kapazität, m der Masse, ϵ ist der Emissionsgrad, σ die Strahlungsintensität und λ der Wärmeübergangskoeffizient.

Woraus sich in einer Abschätzung eine Temperaturfunktion modellieren lässt mit

$$f(T) = \int_{t=0}^t \frac{U^2}{R} dt - \left[\int_{t=0}^t [\pi d l_{Luft} \lambda (T - T_U)]_{konv} + \int_{t=0}^t [\pi d l_{Luft} \epsilon \sigma (T^4 - T_U^4)]_{Str} + \int_{t=0}^t [c_p m (T - T_U)]_{kap} + \Delta H \right] \quad (2.24)$$

Diese muss iterativ über die Zeit und die eingebrachte Leistung ermittelt werden.

2.3.2.2 Mikrokontakt (Intimate Contact)

In dem realen physikalischen Prozess existiert zwischen den einzelnen Fügekomponenten kein perfekter Kontakt. Gründe hierfür sind mikroskopische Inhomogenitäten in den Oberflächenstrukturen. Die Ausprägung des Wärmeflusses korreliert mit der Interaktion zwischen Druck, Kristallisationsgrad und Morphologie der Prozesspartner.

Loos et al. [53] entwickelte ein idealisiertes Modell um den Einfluss der Oberflächenrauigkeit beschreiben zu können, das von Lee et al. [18] sowie dann von Mantel et al. [75] aufgegriffen und weiter vereinfacht wurde.

Mantel et al. [75] beschreibt die Ausbildung des Mikrokontaktes auf Basis eines zweidimensionalen Modells, irregulär angeordneter Rechtecke (vgl. Bild 13).

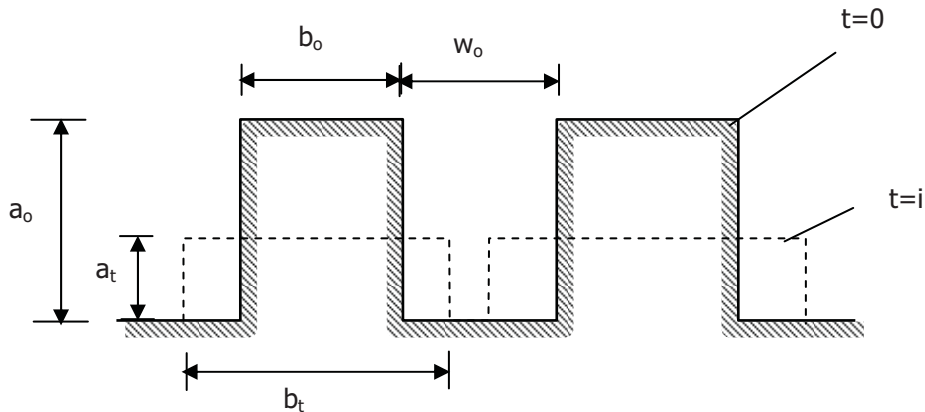


Bild 13 Mikrokontaktmodell nach Mantel et al. [75]

Unter den Annahmen eines konstanten Volumens, eines laminaren Oberflächenflusses, einer homogenen Druckverteilung zwischen den beiden Oberflächen und einer definierten Geschwindigkeit der Elementecken von db/dt lässt sich der theoretische Mikrokontaktgrad D_{ic} ermitteln. Ausführliche Herleitungen sind in Springer et al. [76] sowie Mantel et al. [75] nachzulesen.

$$D_{ic}(t) = \frac{1}{1 + \frac{w_0}{b_0}} \left[1 + 5 \left(1 + \frac{w_0}{b_0} \right) \left(\frac{a_0}{b_0} \right)^2 \int_0^t \frac{P_{app}}{\mu_{mf}} dt \right] \quad (2.25)$$

Der Mikrokontaktgrad hängt entsprechend dieser Formel von der ursprünglichen Oberflächenunebenheit, dem aufgetragenen Druck und der Viskosität des Materials ab. Der Faktor verändert sich über die Temperatur [77].

Nach Lee et al. [18] und Springer et al. [76] errechnet sich die hierfür benötigte Zeit t_{ic} zu:

$$t_{ic} = \frac{\mu_{mf}}{5p} \frac{1}{1 + w_0/b_0} \left(\frac{b_{01}}{a_0} \right)^2 \left[\left(1 + \frac{w_0}{b_0} \right)^5 - 1 \right] \quad (2.26)$$

Wobei μ_{mf} die Viskosität des Faser-Matrix Systems und p der aufgetragene Druck ist.

Die temperaturabhängige Viskosität des Materials wurde von Mantel et al. [75] experimentell approximiert zu:

$$\mu_{mf} = 132.95 \exp\left(\frac{2969}{T}\right) \quad (2.27)$$

Colak et al. [55] sowie Ageorges et al. [25, 51] quantifizierten in Vergleichsrechnungen den Einfluss der Oberflächenrauigkeiten auf den Erwärmungsprozess als relativ gering (<3 %).

2.3.2.3 Konsolidierung / Verschmelzungsprozess

Die Konsolidierung des Fügeprozesses kann nach Ageorges et al. [4] als ein polymerer Regenerationsprozess beschrieben werden, in dessen Konsequenz die ursprünglichen Grenzflächen verschwinden und sich ein homogenes Gefüge ausbildet. Wool et al. [78] beschreibt 5 Stufen des Regenerationsprozesses, ausgehend von der identifizierten Oberflächenrauigkeit:

- (1) Oberflächenneugestaltung
- (2) Oberflächenannäherung
- (3) Benetzung
- (4) Diffusion
- (5) Verteilung

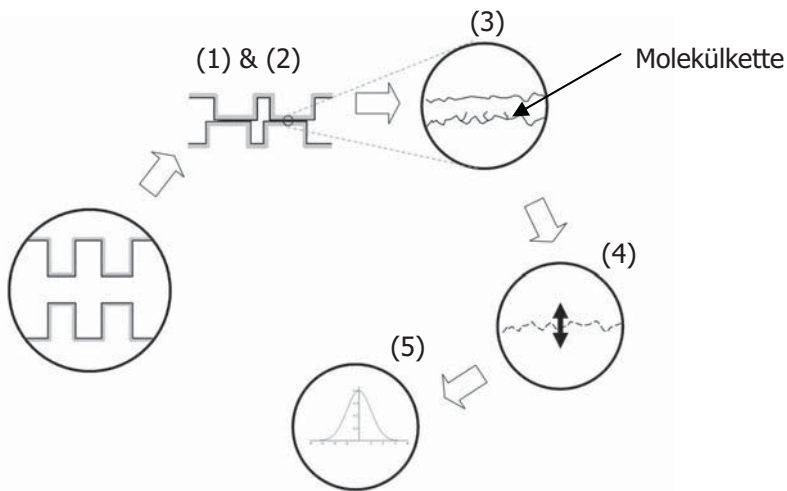


Bild 14 Verschmelzungsprozess nach Wool et al. [78]

Ausgehend vom Modell von Loos et al. beginnt in den ersten Phasen eine Annäherung und Homogenisierung der Oberflächenstruktur. Dabei werden bestehende Inhomogenitäten nivelliert, wobei die Grenzflächen jedoch noch bestehen bleiben [4].

Das Benetzen in Phase 3 beschreibt die Ausbildung intermolekularer Kräfte sofern die Oberflächenrauigkeiten klein genug sind. Diese Kräfte deformieren wiederum die Oberflächen und bilden so einen vollständigen Kontakt aus [79]. Wool et al. [78] beschreibt das Benetzen als einen Keimbildungs- und Keimwachstumsprozess, bei dem der Anteil der benetzten Fläche $\Phi(t)$ definiert ist als:

$$\Phi(t) = 1 - e^{-(ut^o)} \quad (2.28)$$

Wobei u und o Keimbildungs- und Verteilungskonstanten sind.

Die Beschreibung der Interdiffusions-Phase (Autohesion, Phase 4) geht auf die *Reptation-Theorie* von de Gennes und Edwards [80] zurück. In diesem Modell ist die Bewegung eines Moleküls auf einen referierenden Kanal beschränkt, der die topologischen Einschränkungen der Monomerketten aufgrund von Verknüpfungen mit benachbarten Molekülketten repräsentiert.

Notwendiges Kriterium für eine intermolekulare Diffusion ist die Forderung eines thermodynamischen Gleichgewichtes oberhalb des Schmelzpunktes bei teilkristallinen und oberhalb des Glasübergangspunktes bei amorphen Thermoplasten.

Dabei sind die Entropie und die Zeit entscheidende Maße für die Ausbildung der molekularen Verbindungen.

Wool et al. [78] wandte die Theorie erfolgreich für die Vorhersage von Gefügeeigenschaften während des Abkühlprozesses an. Ageorges et al. [81] erweiterte den Ansatz von Bastien und Gillespie [63] und beschrieb die Diffusion der Molekülketten als einen temperaturgesteuerten Prozess [55].

$$D_{au} = \left[\int_0^i \frac{d\tau}{2\sqrt{t_r(\tau)}} \right]^{1/2} \quad (2.29)$$

Wobei die Reptation Zeit t_r durch das *Arrheniusgesetz* mit der Temperatur in Verbindung steht.

$$t_r = C \exp \left[\frac{R_a}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}} \right) \right] \quad (2.30)$$

Nach Springer et al. [76] kann der Grad der Interdiffusion auch wie folgt angenähert werden:

$$D_{au} = [\kappa_0 \exp(-E / RT)] t_a^{1/4} = \kappa t_a^{1/4} \quad (2.31)$$

Wobei sich κ zu $44,1 \exp(3810/T(^{\circ}\text{K}))$ ergibt, E entspricht der Aktivierungsenergie, R ist die *Universelle Gaskonstante* und T die absolute Temperatur. T_a entspricht der Zeit seit Beginn der Interdiffusionsphase.

Lee et al. [18] formulierte den Verbindungsgrad¹² D_B :

$$D_B = \sum_{i=1}^{t/\Delta t} \left[(D_{ic})_{i\Delta t} - (D_{ic})_{(i-1)\Delta t} \right] \kappa (t_B - i\Delta t)^{1/4} \quad (2.32)$$

Der Verbindungsgrad akkumuliert sich aus der notwendigen Zeit für den Mikrokontakt und der molekularen Diffusion. Mit $D_B = 1$ ist die Bedingung für eine vollständige Verschmelzung erfüllt, woraus sich die entsprechende Verbindungszeit t_B bestimmen lässt.

Bastien et al. [82] untersuchte den Einfluss unterschiedlicher Verbindungstemperaturen sowie Kontaktzeiten. Bei APC2 konnte bei Temperaturen von 280 °C und Haltezeiten von 1944 s eine Festigkeit von 35 MPa als SLS¹³ auf Zugscherung ermittelt werden. Die experimentellen Daten wiesen eine Streuung von +/- 20% zu den analytisch ermittelten Ergebnissen auf.

2.3.2.4 Morphologie / Kristallisation

Bei teilkristallinen Thermoplasten wird während der Abkühlphase in einer exogenen Reaktion ein Teil der freien Enthalpie in der kristallinen Gitterstruktur gebunden.

Aufgrund der Reversibilität des Prozesses, wird diese Bindungsenergie bei Erwärmung wieder freigesetzt. Schmelzen von kristallinen Polymeren besitzen oftmals ein Gedächtnis ihrer Struktur, so dass sie in dem gleichen Schema rekristallisieren [83].

Die chemischen und morphologischen Eigenschaften von PEEK wurden in mehreren Untersuchungen adressiert [58, 84-86]. Erhun et al. [87] untersuchte den Wärmefluss während der Kristallisation eines teilkristallinen Polymer; Talbott et al. [58] analysierte den Einfluss der Kristallinität auf die Festigkeiten und Moduli von unverstärktem und kohlenstofffaserverstärktem PEEK. Dabei hängt der Kristallisationsgrad wesentlich von der thermischen Historie des Werkstoffes ab. Aufgrund der hohen Atomdichte von PEEK ist eine gezielte Beeinflussung der morphologischen Eigenschaften wie der Sphärolitenausbildung beschränkt [85]. Motz [85] identifizierte eine hohe Phasentransformationsrate zwischen 200 °C bis 300 °C.

Nach Cogswell [15] beträgt die vollständige Enthalpieänderung für 35 % kristallisiertes PEEK von 24 °C bis auf 420 °C 781 kJ/kg. Der Rekristallisationsprozess sowie der Schmelzbeginn beginnen bei 270 °C [15]. Die Enthalpie zwischen dem Solidus (320 °C) und dem Liquidus (345 °C) beträgt nach Cogswell [15] und Ageorges [25] für PEEK ca. 44 kJ/kg und für APC2 ca. 26,4 kJ/kg. Dies entspricht einem prozentualen Zuwachs von 2,64 % [25]. Den größten Einfluss des endothermen

¹² Degree of Bond

¹³ Single Lap Shear – Zug-Scher-Prüfmethode, vgl. Kapitel 3

Kristallisationsumwandlungsprozesses auf das erfasste Temperaturprofil ist bei langsamen Erwärmungsprozessen zu erkennen.

Bei Kurzfaserverwerkstoffen ist die Topographie der Fasern oftmals ausschlaggebend für die Ausrichtung der Kristallisation [60, 84]. Eine Abschätzung der Faserausrichtung von Glaskurzfaserspritzgießbauteilen wurde von Menges et al. [88] vorgestellt.

Die Kinetik des Kristallwachstums sowie die finale mikroskopische Strukturentwicklung wird durch die Anwesenheit zusätzlicher Oberflächen für Keimbildung wie beispielsweise durch Fasern beeinflusst [75]. Velisaris et al. [89] berücksichtigt diese Phänomene bei der Kristallisationskinematik von PEEK Composites. Er fand heraus, dass die Kristallisation bei regulierten Prozessabläufen in Laminaten geringer ist, als bei reinem PEEK Material.

Keimbildung

Ein Keimwachstum setzt Keimbildung voraus. Im Schmelzbereich liegt das Polymer als eine hochviskose Flüssigkeit vor, die Molekülketten weisen dabei eine regellose Anordnung auf.

Unter gegebenen Bedingungen bilden sich in differentiellen, thermodynamisch stabilen Phasen, nanometergroße Keime aus. Dieser Übergang ist kinetisch gehemmt, solange die kritische Keimgröße nicht überschritten ist. Oberhalb dieser kritischen Keimgröße entstehen stabile Keime, die wachstumsfähig sind [90].

Die Keimbildungsgeschwindigkeit \dot{N} kann definiert werden:

$$\dot{N} \propto \exp\left[\frac{\Delta G}{kT}\right] \quad (2.33)$$

Mit der Enthalpiedifferenz ΔG , die sich aus der Differenz der Schmelzenthalpie mit der Kristallenthalpie ergibt.

Die Keimbildung auf Basis von thermischen Fluktuationen in der Dichte wird als homogene Keimbildung bezeichnet.

Heterogene Keimbildung findet an der Oberfläche zu fremden Phasen wie Inhomogenitäten oder der Umgebung statt. Hierdurch verringert sich die für die Keimbildung aufzubringende Oberflächenenergie. Die Inhomogenitäten können Verstärkungsfasern, Formteile, Keimbilder o.ä. sein. Aufgrund des geringeren notwendigen Energielevels überwiegt die heterogene Keimbildung. Übersteigt die Keimdichte der Oberfläche die in der Matrix, können sich so genannte transkristalline Bereiche ausbilden [91].

Während der Verarbeitung wird die Kristallisation durch äußere Beanspruchungen stark beeinflusst. Untersuchungen von Eder [92] weisen darauf hin, dass die verarbeitungsbedingten Deformations- und Orientierungsvorgänge der Molekülketten auch einen Einfluss auf die Keimbildung haben.

Für die Enthalpiedifferenz zwischen homogener und heterogener Keimbildung gilt

$$\Delta H_{het} = f\Delta H_{hom} \quad (2.34)$$

Der Faktor f kann für eine glatte Wand mit dem Benetzungswinkel Θ bestimmt werden zu:

$$f = \frac{1}{4}(2 + \cos \Theta)(1 - \cos \Theta)^2 \quad (2.35)$$

Für sehr große Winkel geht f gegen 1, was einer homogenen Keimbildung entspricht.

Keimwachstum (primäre Kristallisation)

Durch die Anlagerung weiterer Moleküle wächst der Keim. Die thermische Bewegung der Moleküle an der Grenzfläche zwischen Kristallit und Schmelze wirkt jedoch dem Wachstum entgegen.

Bei einer langsamen Abkühlung haben die Moleküle Zeit, sich in einem Kristallgitter anzuordnen. Bei geringer Unterkühlung (sehr langsamer Abkühlung) entstehen wenige Sphärolite, bei hoher Unterkühlung zahlreiche, aber kleine Sphärolite.

Die Kristallisationsrate wird von der Molekülstruktur, der thermischen Vorgeschichte, den Prozessbedingungen sowie den Inhomogenitäten beeinflusst. Molekülketten mit keinen oder wenigen, regelmäßig angeordneten Gruppen neigen zu einer stärkeren Kristallisationsrate als stark verzweigte, unregelmäßige Molekülketten.

Perfektionierung (sekundäre Kristallisation)

Bei der sekundären Kristallisation, bzw. Nachkristallisation werden die kristallinen Strukturen perfektioniert. D.h. kristalline Strukturen bilden sich vollständig aus, heilen oder verbinden sich. Während dieser Phase ist die Kristallisationsrate sehr gering. Die Nachkristallisation äußert sich oftmals als Schwindung oder Verzug im Laufe der Produktionsdauer [90].

2.3.2.5 Kristallisationseigenschaften von PEEK

Die kristallinen Bereiche eines Polymers prägen dessen Materialeigenschaften. Talbott et. al [58] wies in experimentellen Studien eine direkte Korrelation des Kristallinitätsanteils von PEEK 150P zu den erzielten Festigkeitswerten nach. Folkes et al. [86] bestimmte mittels DSC (Differential Scanning Calometry) und WAXD (Wide-angle X-Ray Diffraction) die Kristallinitätsanteile von reinem PEEK 450G und APC2 Probenkörpern im Kontext zu variierenden Wärmebehandlungen. Neben einer Verschiebung des Glasübergangspunktes T_g von 143 °C auf ~160 °C, lagen die Kristallinitätsniveaus der APC2 Proben in einem relativ engen Toleranzband zwischen 18-25 %.

Motz et al. [84, 85] identifizierte eine nur geringe Abhängigkeit der Mikrostruktur, Gestalt und der Größe der kristallinen Phasen eines Polymers von den Verarbeitungskonditionen.

Für PEEK führen Abkühlraten zwischen 10-600 °C/min zu Kristallinitätsanteilen zwischen 25-30 %. Bei Abkühlraten oberhalb von 700 °C/min wird ein sphärolitisches Wachstum unterbunden und eine amorphe Struktur ausgebildet [93, 94]. Der relativ geringe Einfluss der Abkühlraten auf den Kristallisationsprozess von PEEK ist auf die hohe Nukleotidendichte des Polymers zurückzuführen [86].

Ozawa [95] leitete aus den detaillierten Untersuchungen von Motz et al. [85] ein allgemeines nicht-isothermisches Kristallisationskinetikmodell ab, das erfolgreich von Lee et al. [18] und Mantell et al. [96] appliziert wurde. Unabhängig entwickelten Velisaris et al. [89] sowie Choe et al. [97] ein nicht-isothermisches Kristallisationsmodell für PEEK. Maffezzoli et al. [98, 99] adaptierte ein Kristallisationsmodell für den Widerstandsschweißprozess. Weitere Modelle und Studien wurden von Icenogle [100] und anderen Autoren [101, 102] vorgestellt. Die Modelle basieren hinsichtlich der Beschreibung der Kristallisationskinetik entweder auf den *Avrami*- oder den *Tobin*-Phase-Gleichungen.

Für die Formeln der unterschiedlichen Kristallisationsmodelle sei auf den Anhang D verwiesen. Das in dieser Arbeit verwendete Modell von Choe und Lee [97] ist in Gleichung (2.36) dargestellt. Es basiert auf einer *Tobin*-Formulierung für die Wachstumsstoßrate und unterscheidet die homogene wie heterogene Nukleotidenbildung.

$$\begin{aligned} \frac{dc_r}{dt} = & k_1 \exp\left(\frac{-3E_a}{RT}\right) \exp\left(\frac{-3\psi_1 T_m^0}{T(T_m^0 - T)}\right) t^2 [1 - c_r(t)]^2 + \\ & + k_2 \exp\left(\frac{-4E_a}{RT}\right) \exp\left(\frac{-3(\psi_1 - \psi_2) T_m^0}{T(T_m^0 - T)}\right) [1 - c_r(t)]^2 \end{aligned} \quad (2.36)$$

$$\int_0^t (t-w)^2 [1 - c_r(w)] dw$$

Dabei sind k_1 , k_2 , ψ_1 und ψ_2 kinetische Parameter. E_a entspricht der Aktivierungsenergie und T_m^0 der Gleichgewichtsschmelztemperatur.

2.4 Bewertung des Stands der Technik

In der Literatur wurden zu dem Werkstoff PEEK sowie zu dem Widerstandsschweißprozess bereits einige grundlegende Untersuchungen durchgeführt.

Die dargestellten, identifizierten Prozessphasen sowie die thermodynamischen Zusammenhänge stellen die Modellierungsgrundlage für die weitere Arbeit dar.

Aufgrund der sehr großen Streuung der experimentellen Datenbasen, lässt sich die Genauigkeit der entwickelten analytischen Modelle nur schwer einschätzen. Erste numerische Ansätze wurden bsp. von Ageorges et al. [64, 71, 72] vorgestellt, beschränken sich aber auf phänomologische Untersuchungen. Eine Abstrahierung der Erkenntnisse in größere Modelle wurde nicht publiziert.

Alle veröffentlichten Analysen beschränken sich auf Probendimensionen. Weiterführende Erkenntnisse wurden in der Literatur nicht veröffentlicht. Ergebnisse bzgl. der Ausprägungen des Prozess- und Materialverhaltens in größer skalierten Proben oder in realen Bauteilen liegen somit nicht vor.

In der vorliegenden Arbeit erfolgen zunächst die experimentelle Analyse der veröffentlichten Eingangsgrößen, physikalische Effekte und Phänomene. Neben der Identifikation weiterer Einflussfaktoren wird die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführte Optimierung des Widerstandsschweißprozesses vorgestellt.

Das Ziel der Optimierung ist die Generierung eines robusten Prozesses sowie belastbarer Prozesskennzahlen, diese stellen die Basis eines numerischen Modells dar.

3 Widerstandsschweißprozessanalyse und -optimierung

Die Grundlage für die industrielle Nutzung des Widerstandsschweißprozesses als Fügeverfahren für FVK ist die nachhaltige Steigerung und Gewährleistung der Prozessrobustheit. In diesem Kapitel werden die hierfür wesentlichen experimentellen Voraussetzungen und ermittelten Verbesserungen im Bereich der Prozessgestaltung sowie der Schweißelemententwicklung dargelegt. Des Weiteren werden die in der Literatur dargestellten Effekte analysiert und bewertet.

Die Prozessrobustheit ist das Kernkriterium für die Gewährleistung der Qualitätssicherung, Reproduzierbarkeit und Fehlerreduktion. Sie ist Grundvoraussetzung für die Verifizierung der numerischen Modelle und der Abstraktion des Prozesses auf großflächige Schweißungen.

Yousefpour [103] ermittelte für APC2-APC2 Schweißungen mit einem Edelstahl basierten Schweißelement einen Vertrauensbereich von 95 %. Auch Hou [65] ermittelte für das Verschweißen von PEI mit Edelstahl basierten Schweißelementen eine geringe Streuung der erzielten Festigkeitswerte zwischen 5 - 15 %. Für Kohlenstofffaser basierten Schweißelementen detektierten Eveno [70] und Jakobsen [3] eine Streuung von über 30 %.

Wie bereits in Kapitel 2.3.1.2 ausgeführt, konzentrieren sich die hier dargestellten Ergebnisse auf Schweißuntersuchungen von Kohlenstofffaser verstärktem PEEK mit einem Edelmetallgitter basierendem Schweißelement.

In nachfolgendem Bild 15 ist der Prozessaufbau des Widerstandsschweißprozesses dargestellt.

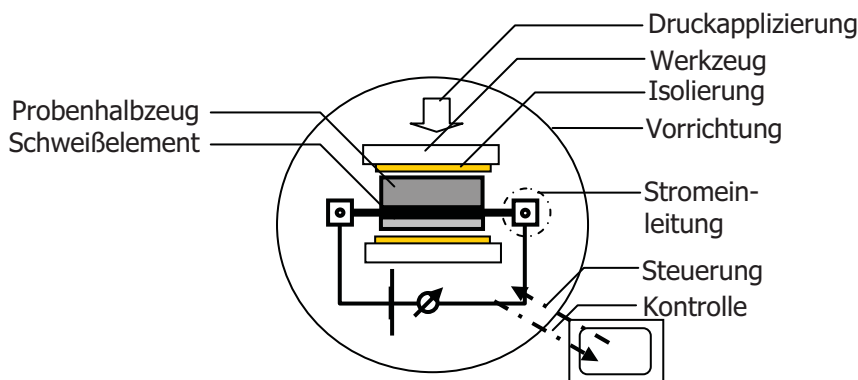


Bild 15 Widerstandsschweißprozess mit den verwendeten Terminologien

Für eine gesamtheitliche Analyse und Optimierung müssen die dem Fügeprozess vor- und nachgelagerten Phasen berücksichtigt werden.

- Herstellung und Präparation der Probenhalter
- Versuchsaufbau unter Berücksichtigung der Versuchs- und Messtechnik
- Fügeprozess und Prozessregelung
- Probennachbearbeitung und Prüfung

In Bild 16 werden alle Phasen und deren detaillierteren Abläufe bzw. Inhalte dargestellt.

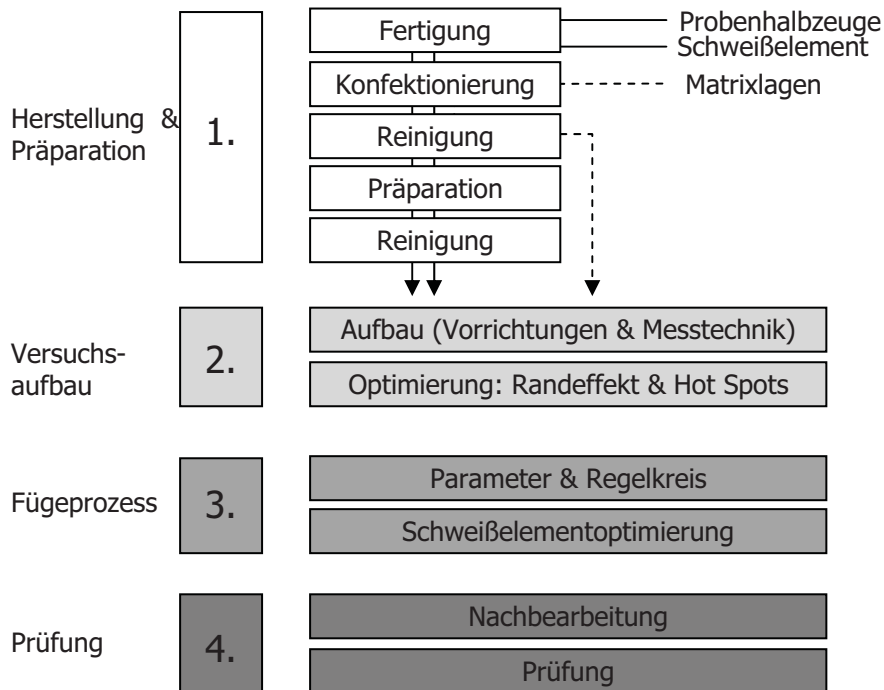


Bild 16 Phasen des Widerstandsschweißprozesses

Wie in Kapitel 2 dargelegt, beeinflussen primär zwei elektro-thermische Schweißphänomene den Widerstandsschweißprozess: der Randeffect¹⁴ sowie der Stromkurzschluss¹⁵ (vgl Kapitel 2.3.1.1). Auf Sie wird in Phase 3 (vgl. Kapitel 3.3) im Rahmen der Optimierung des Schweißelementes sowie in Phase 2 (Aufbau des Widerstandsschweißprozesses) eingegangen. Nachfolgend sind die wesentlichen Erkenntnisse der dargestellten Phasen dargestellt.

3.1 Phase 1: Herstellung und Präparation

Als wesentliche Einflussgrößen haben sich die Fertigung der Schweißelemente sowie die Präparation der Füge-Oberflächen herausgestellt, auf die nachfolgend detailliert eingegangen wird.

Die Konfektionierung erfolgt durch eine Schlagschere entlang der Drahtorientierung. Dabei ist darauf zu achten, dass die Längsdrähte nicht verletzt werden, da dies zu lokalen Hot-Spots führen kann. Die Breitendimensionierung der Schweißelemente sollte kleiner als die Kontaktflächen der Bauteile sein, ein Überstand würde aufgrund der lokal fehlenden Wärmeableitung (nur Konvektion) überhitzen.

Die Reinigung erfolgt durch ein Abwaschen mit Ethylacetat sowie durch ein Ultraschallbad.

Einer besonderen Bedeutung kommt in der vorgelagerten Phase der Fertigung der Schweißelemente zu. Auf die Fertigung sowie deren Auswirkung (Fasermatrixanbindung) sowie deren Oberflächenpräparation wird nachfolgend detailliert eingegangen.

¹⁴ Edge Effect

¹⁵ Current Leakage

3.1.1 Anpassung des VCT-Fertigungsverfahrens für Schweißelemente

Die Fertigung der Probenhalbezeuge sowie der Schweißelemente erfolgte in dem Vakuumkonsolidierungstechnik-Prozess (VCT). Das Verfahren wurde für Hochleistungs-Faserverstärkte Thermoplaste (Laminat) entwickelt. Dabei wird das vorkonfektionierte Material unter Vakuum und Temperatur verbacken. Das Vakuum gewährleistet die Luftextraktion aus dem Laminat bzw. Schweißelement. Das Konsolidierungsverfahren eliminiert Luftporen innerhalb der Schweißelemente und senkt die Fehleranfälligkeit in der Handhabung sowie im Prozessaufbau.

Die konfektionierten Drahtgitter wurden mit Ethylacetat gereinigt. Die Komponenten der Isolierung sowie die zusätzlichen Matrixlagen wurden konfektioniert und mittels Heftpunkten zueinander fixiert. Anschließend erfolgte die Konsolidierung im VCT-Prozess. In den nachfolgenden Abbildungen sind die Konfektionsdimensionen sowie der schematische VCT-Aufbau dargestellt.

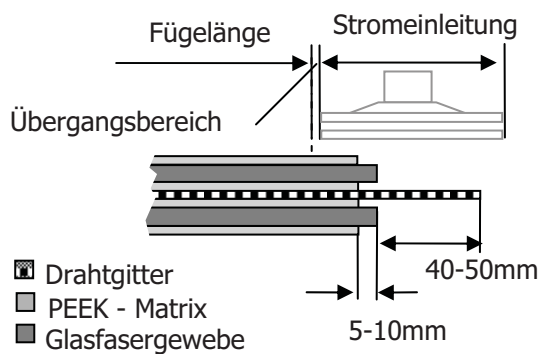


Bild 17 Konfektionsdimensionen

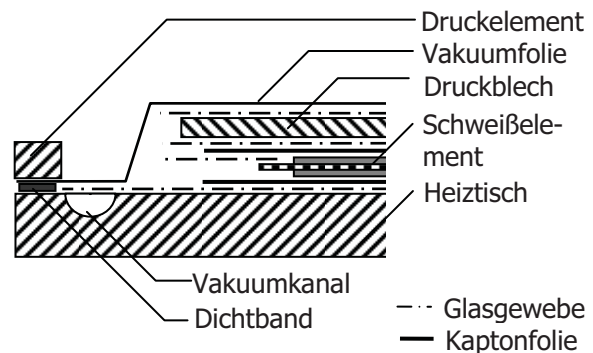


Bild 18 schematischer VCT-Aufbau

Die Dimensionierungsangaben berücksichtigen die Anpassung des Schweißelementaufbaus hinsichtlich der Übergangsproblematik sowie den Matrixfluss in der Konsolidierungsphase (vgl. Kapitel 3.3).

Für den VCT-Aufbau werden die konfektionierten Schweißelementkomponenten zwischen zwei eingetrennte Polyimidfolien platziert. Als Trennmittel wurde Marbocote (TRE45ECO) der Firma *Marbo Italia spa.* eingesetzt. Glasgewebe ober- bzw. unterhalb der Polyimidfolien dienen der Luftabsaugung im Vakuum. An kritischen Positionen werden Thermoelemente für die Temperaturkontrolle eingebracht. Ein 2 mm starkes Druckblech gewährleistet die Dickenkonstanz und Oberflächenqualität der Schweißelemente. Der gesamte Aufbau wird mit Glasgewebe abgedeckt und über eine an den Rändern abgedichtete Kaptonvakuumfolie luftdicht mit dem Heiztisch abgedichtet. Die Luft wird über im Tisch eingelassene Vakuumkanäle abgesaugt.

Der Aufbau wird über die im Heiztisch eingelassenen Heizpatronen auf die Konsolidierungstemperatur von $T > 380 \text{ °C}$ gebracht und dort für mindestens 10 min gehalten bevor der Abkühlprozess beginnt.

Nachstehende Abbildungen zeigen den qualitativen Konsolidierungsverlauf sowie einen Schliff durch ein konsolidiertes Typ 2 Schweißelement.

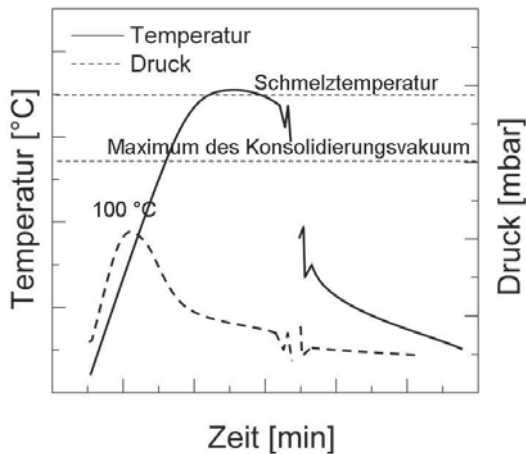


Bild 19 Konsolidierungsverlauf

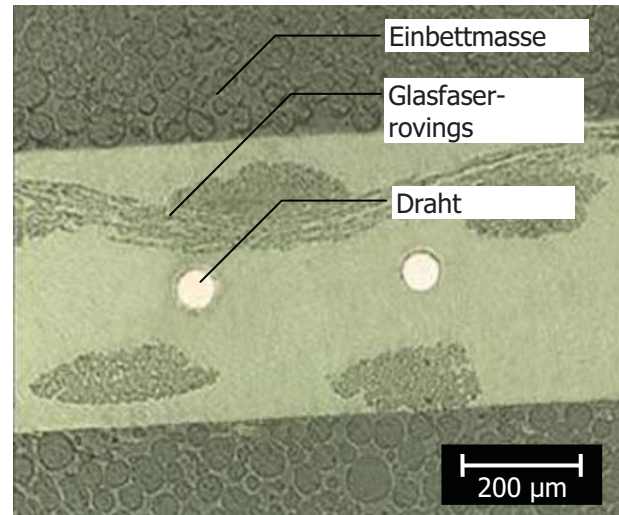


Bild 20 Schliffbild eines Schweißelementes Typ 2

Der Druckverlauf zeigt zwischen 80 °C und 110 °C einen typischen Wasserdampfpeak. Das starke Vakuum löst bei dieser Temperatur eingelagerte Wassermoleküle aus den Komponenten. Dieser Wasserdampf führt zu einem Detektierungsausschlag der Vakuummessdosen. Eine Beeinträchtigung der Konsolidierung resultiert aus dem Ausdampfen nicht.

Die Temperaturkontrolle erfolgt durch Thermoelemente die oberhalb, zwischen und unterhalb des Schweißelementes eingebracht sind.

In Bild 20 ist eine lichtmikroskopische Aufnahme eines Schliffbildes durch ein konsolidiertes Schweißelement abgebildet. Innerhalb des Schweißelementes sind bei der dargestellten 100fachen Vergrößerung keine Poren, Lunker oder Grenzschichtphänomene zu erkennen, was Kennzeichen einer qualitativ guten Konsolidierung ist.

3.1.2 Analyse der Fasermatrixanbindung

Der eingebrachte Edelstahl in die FVK Komponente bzw. Struktur stellt aufgrund der zusätzlichen Phase einen potentiellen Schwachpunkt der Struktur dar. Neben unterschiedlichem thermischen Verhalten (Wärmeausdehnung) ist auch die Oberflächenadhäsion wesentlich für ein homogenes Werkstoffverhalten. Die Analyse des Bruchverhaltens soll die Anbindung zwischen der Matrix und dem Edelstahl detaillieren.

Die Edelstahldrähte der Schweißelemente wurden vor der Konsolidierung mit dem Lösungsmittel Ethylacetat gewaschen, um chemische und biologische Rückstände zu entfernen. Alternative Reinigungs- bzw. Aktivierungsoptionen wie Sandstrahlen oder Abbrennen führten zu lokalen Abrasionen bzw. Verzug. Die Veränderungen der Oberflächentopologie und somit der Querschnittsflächen führten zu differentiell variierenden elektrischen Widerständen, die das Prozess- und Aufwärmverhalten nachteilig beeinflussten. Ein chemisches Aktivieren über beispielsweise Ätzen wurde nicht untersucht.

Die Quantifizierung der Draht-Matrix Anbindungsqualität erfolgte über Bruchbildanalysen. Hierzu wurden die Bruchverläufe geprüfter Zug-Scher Proben mittels REM-Aufnahmen auf mikroskopischer Auflösung visualisiert. Nachfolgende Abbildungen (vgl. Bild 21) zeigen eine 750fach vergrößerte Bruchfläche. Durch die Auswertung der Rückstrahlung lassen sich die exakten Konturen der Drähte und die Anbindung detektieren. Trotz einer teilweisen Extraktion des Drahtes durch den Scherbruch bleiben große Matrixanteile an dem Draht haften.

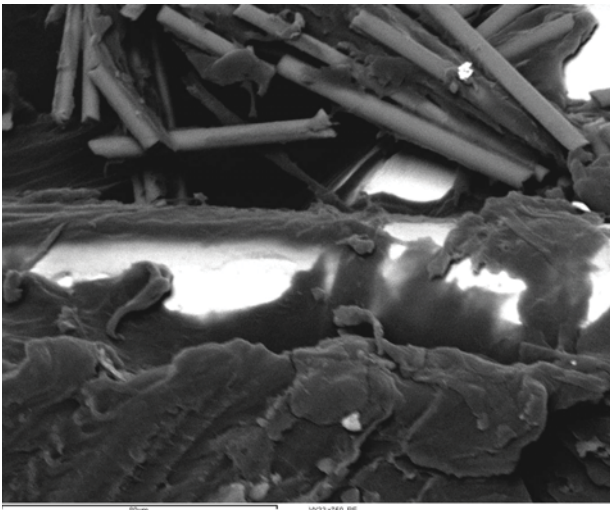


Bild 21 Rückstrahlbild einer 750fach vergrößerten REM-Aufnahme (VX33)

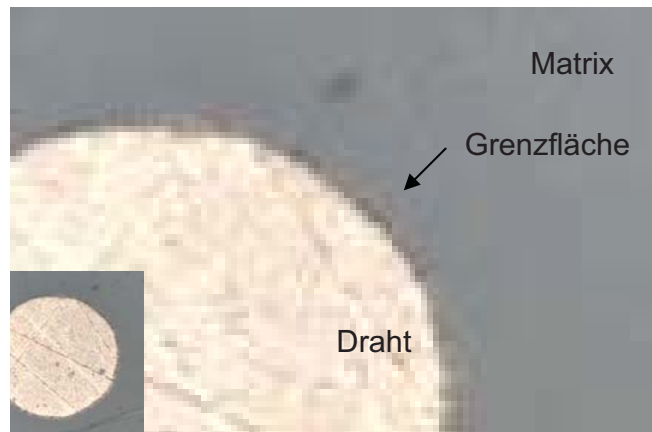


Bild 22 Schliff eines 1000fach vergrößerten Drahtes

Mikroskopische Lichtbildaufnahmen (vgl Bild 22) lassen eine hochkristalline, dunkelgefärbte Grenzschicht zwischen Matrix und Draht erkennen. Dies ist auf die höhere Nukleotidendichte der Matrix an Oberflächen zurückzuführen (vgl. Kapitel 2).

Die Analysen qualifizieren das VCT-Verfahren hinsichtlich einer optimalen Draht-Matrix Anbindung. Hou et al. [65] detektierte in REM-Analysen von Bruchbildern ähnlich gute Anbindungen.

3.1.3 Präparation der Oberflächen

Aus der Herstellung thermoplastischer faserverstärkter Halbzeuge sowie der Schweißelemente verbleiben Trennmittelrückstände auf allen Oberflächen. Als Trennmittel wird das Marbocote TRE45 ECO eingesetzt. Diese Rückstände müssen für den Fügeprozess entfernt werden. Dies kann mechanisch abrasiv beispielsweise durch Trocken- oder Nassschleifen sowie durch Sandstrahlen erfolgen. Chemisches Ätzen bzw. thermisches Abbrennen wurden ebenso wie eine Plasmaaktivierung nicht weiter untersucht. Aufgrund der ausreagierten, chemisch wie thermal sehr stabilen Trennmittel- und Oberflächenmoleküle erfordern diese Verfahren aufwendige Prozessschritte.

Wie in Kapitel 2.3.2.2 dargelegt hat die Oberflächenrauheit einen Einfluss auf den initialen Kontakt des Wärmeübergangs sowie die Plastifizierung.

Die Ziele der Oberflächenpräparation sind die Ausprägung einer homogenen Oberflächenrauheit sowie die Abrasion des Trennmittels.

3.1.3.1 Einflussfaktor Trennmittel

Die Fertigung thermoplastischer Bauteile erfolgt über Kontaktumformverfahren wie dem Vakuum- oder Pressverfahren mit Werkzeugen. Zwischen Werkzeug und Thermoplast werden Trennmittel wie das Marbocote Tre45 eingesetzt, deren chemische Struktur eine Verbindung mit den Werkzeugen verhindert (vgl. Kapitel 3.2.3).

Für die im Fertigungsprozess chronologisch nachgestellte Schweißung ist diese Trennschicht im Bereich der Fügeflächen zu entfernen. Verbleibt das bis ca. 410 °C thermisch stabile Trennmittel auf den Oberflächen, bildet es im Schweißprozess eine Trennfläche aus und verhindert die molekulare Verbindung.

Unter Bezug zu Kapitel 3.1.3 werden die Fügeoberflächen deshalb sandgestrahlt und Ultraschall gereinigt. Eine Möglichkeit, die Qualität der Trennmittelabrasion zu bewerten, stellt die Messung der Oberflächenspannung dar. Weitere Verfahren wie mikroskopische oder fraktographische Analysen wurden nicht untersucht. Das Prinzip der Oberflächenspannung ist im Anhang D dargestellt. Für eine Schweißung oder Klebung sind Oberflächenspannungen > 40 mN/m erforderlich [104].

Die Quantifizierung der Oberflächenspannungen des Trennmittels Marbocote Tre45 erfolgte mittels farbiger Dispersionsliquiden. Für das verwendete Trennmittel Marbocote wurde eine Oberflächenspannung < 18 mN/m ermittelt.

Ein Bestandteil der Prozesssicherheit stellt in diesem Kontext die regelmäßige Kontrolle und Auswechslung des Abrasivmittels dar. In dem Abrasivzyklus verbleiben Trennmittelreste an den Sandkörnern. Bei einer zu häufigen Verwendung desselben Sandes werden die zuvor gelösten Trennmittelmoleküle in die Oberfläche mit eingebrannt.

Dieser Effekt schädigt die intermolekulare Verbindung der Fügepartner nachhaltig, da sich lokale Trennflächen in der Fügezone ausbilden. In einer Studie wurde nachgewiesen, dass sich bei Füge-temperaturen von > 410 °C das Trennmittel zersetzt.

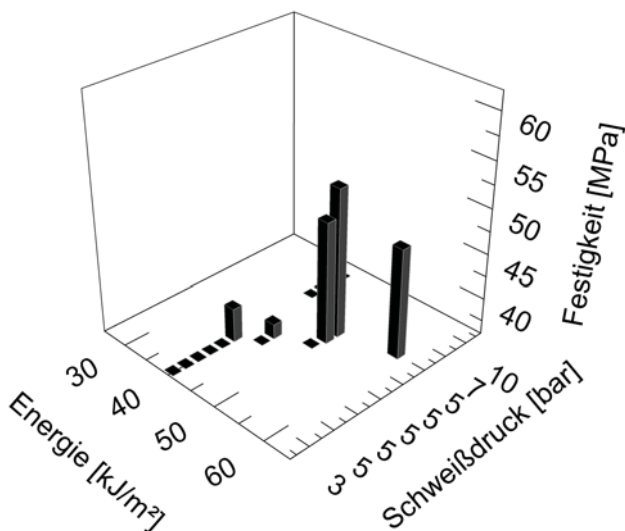


Bild 23 Einfluss des Trennmittels auf die Festigkeiten

In Bild 23 sind die erzielten Festigkeiten über die eingebrachten Energielevel und die applizierten Schweißdrücke aufgetragen. Die Visualisierung zeigt eine deutliche Tendenz zu höheren Festigkeiten bei höheren Energieleveln.

Bei Energielevel > 50 kJ/m² lassen sich Festigkeiten > 45 MPa realisieren. Eine thermische Schädigung der Fügezonen ist jedoch nicht auszuschließen (vgl. Kapitel 5.2.2).

Um eine Einbringung des Trennmittels in den Fügezonen ausschließen zu können, wurde eine Zwischenkontrolle durch das „Prüftinten-Verfahren“ eingeführt.

Statt der Verwendung exakt charakterisierter Dispersionsliquide, kann Wasser als Indikator Verwendung finden. Wasser weist bei 20 °C eine Oberflächenspannung von 72,75 mN/m, bei 50 °C 67,9 mN/m und bei 80 °C 62,6 mN/m auf.

Die Charakterisierung der Oberflächenqualität mittels dem Dispersionsliquid Wasser als „Wasserprobe“ bewährte sich für die Qualifizierung der gesandstrahlten Oberflächen.

3.1.3.2 Messtechnik zur Bestimmung der Oberflächenrauheit

Die topographische Bestimmung der Oberflächenrauheit erfolgte mechanisch mittels eines Hommel T8000 3d der Fa. *Hommel-Etamic*.

Bei dieser Untersuchung wird die Oberflächenrauheit eines Prüfkörpers mittels eines Tastschnittverfahrens gemessen. Ein mit einem Diamanten besetzter Taster wird dabei quer über die Werkstoffoberfläche bewegt, wobei der Spitzendurchmesser das horizontale geometrische Auflösungsvermögen charakterisiert. Der detektierte Hub in der Normalen wird in ein elektrisches Signal umgesetzt, verstärkt und digitalisiert. Über eine Y-Vorschubeinheit erfolgt ein Messversatz zu der Probe, wodurch sich eine dreidimensionale Linienabrasterung erstellen lässt. Der Messbereich des T8000 liegt zwischen +/-300 µm mit einer Führungsgenauigkeit von 0,2 µm.

Als Ergebnisse der Rauheitsuntersuchung werden neben einer bildlichen Darstellung der Oberflächentopografie des Prüfkörpers die zugehörigen Rauheitskennwerte computergestützt nach *DIN EN ISO 4288* berechnet.

Die arithmetische Rauheit entspricht dem arithmetischen Mittel der Abweichungen von dem Mittel. Der Messaufbau wurde an einer Saphir-Probe kalibriert.

$$R_a = \frac{1}{MN} \sum_{m=1}^M \sum_{n=1}^N |z(x_m, y_n) - \langle z \rangle| \quad (3.1)$$

Die arithmetische Mittenrautiefe wie auch die maximale Rautiefe treffen somit eine Aussage über die Oberflächenqualität der Probe.

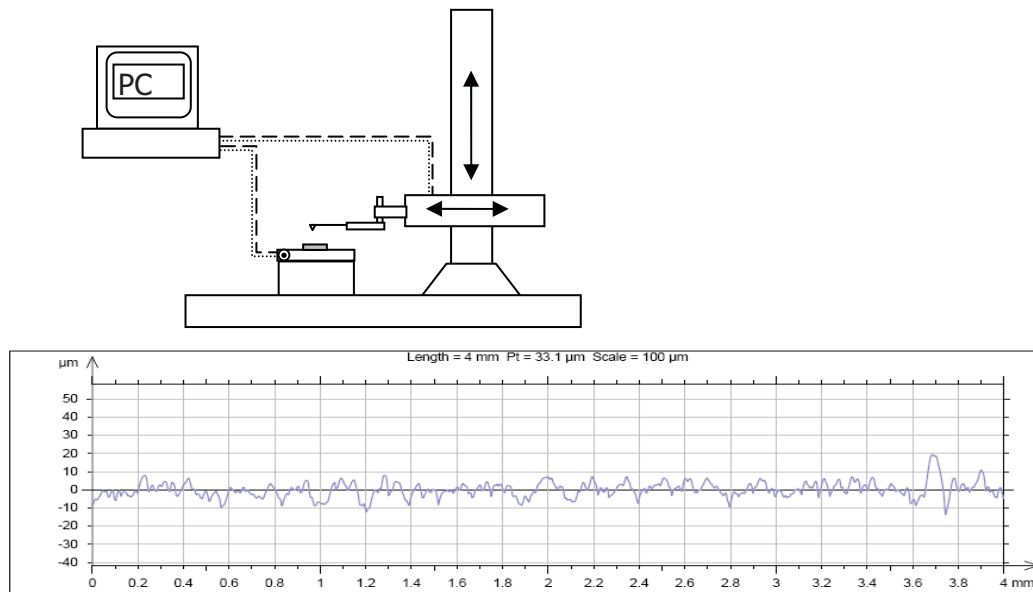


Bild 24 Funktionsweise der taktilen Rauheitsmessung

Aufgrund der mikroskopisch rauen Oberfläche ist der Kontakt für den Wärmeübergang (vgl. Kapitel 2) eingeschränkt. Die Messdaten finden Eingang in der Bestimmung der Oberflächenrauheit des Mikrokontaktes.

Messgenauigkeit

Der Hersteller gibt für eine Winkelmessung bei nominal 90° eine Genauigkeit von +/- 0,5', für die Radiusmessungen eine Genauigkeit von +/- 0,01 % und für die Abstandsmessung eine Genauigkeit von +/- 2 µm an. Die Führungsgenauigkeit liegt bei 0,2 µm.

3.1.3.3 Vergleich der Oberflächenpräparation

Nachfolgend sind zwei REM-Aufnahmen der beiden untersuchten Abrasionstechniken, dem Sandstrahlen und dem mechanischen Abschleifen, im Vergleich dargestellt.

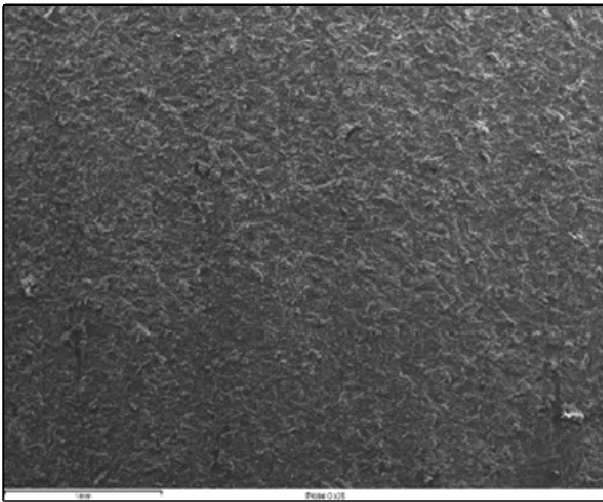


Bild 25 REM-Aufnahme einer sandgestrahlten Probe

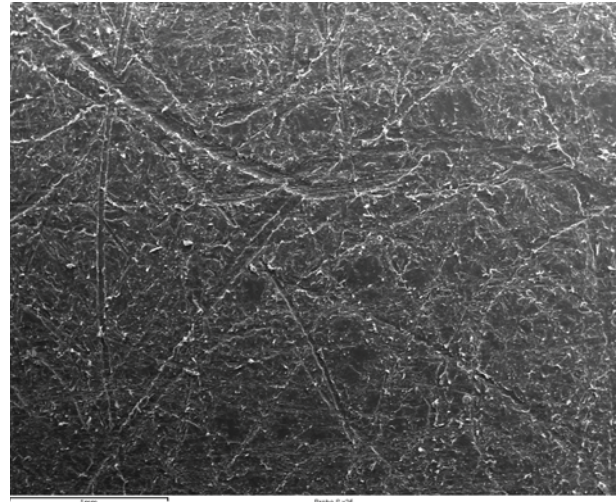


Bild 26 REM-Aufnahme einer geschliffenen Probe (120er Körnung)

Im visuellen Vergleich entsteht beim Sandstrahlen eine deutlich homogenere Oberflächentopographie.

Die Qualität der Abrasion kann durch die Bestimmung der Oberflächenspannungen bestätigt werden (vgl. Kapitel 3.1.3.1 und Anhang D). Durch die Veränderungen des Mikrogefüges der Oberfläche wird zudem eine Oberflächenaktivierung erzielt. Für eine gute Anbindung müssen die Adhäsionskräfte eine Oberflächenspannung >40 mN/m aufweisen [104].

Durch bsp. ein Niederdruckplasma kann die Oberflächenenergie weiter erhöht werden, die durch die Abrasion erzielte Oberflächenspannung von >60 mN/m wurde jedoch als ausreichend bewertet (Meßtinten).

Eine quantitative Bewertung der sandgestrahlten Oberflächenrauheit erfolgt über eine taktile Topologiemessung mit einem Hommel T8000 der Fa. *Hommel-Etamic*. In dem Tastschnittverfahren wird die Probenoberfläche geometrisch aufgelöst und nach DIN EN ISO 4288 ausgewertet (vgl. Kapitel 3.1.3.2).

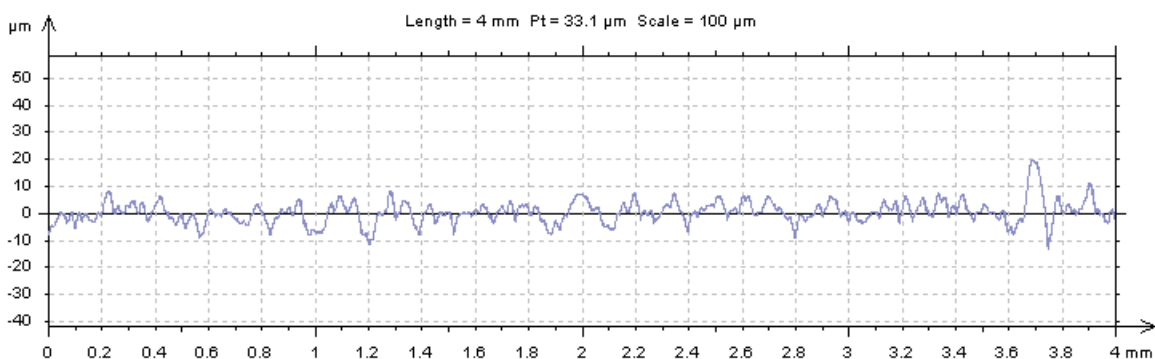


Bild 27 Topologiemessung einer sandgestrahlten Probe (V_{IC_3})

In mehreren Referenzmessungen wurde ein arithmetischer Mittenrauwert von $3,5 \mu\text{m} \pm 0,53 \mu\text{m}$ bei einer gemittelten maximalen Rautiefe von $47,2 \mu\text{m} \pm 8,5 \mu\text{m}$ detektiert. Aus den sequentiellen

Linienrastern lässt sich über den Normalversatz in y-Richtung ein 3-dimensionales Topographiebild der abgetasteten Probenfläche erstellen.

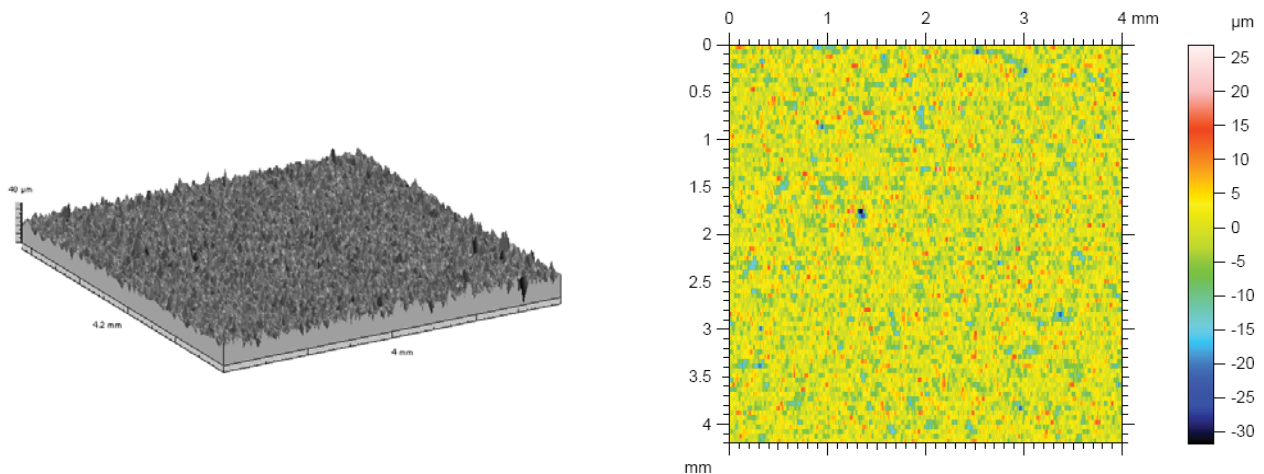


Bild 28 3d Topographiebild einer sandgestrahlten Probe

Die vermessene Oberflächenrauheit ermöglicht zudem ein mechanisches Interlocking.

3.1.3.4 Zusammenfassung

Durch das Sandstrahlen der Oberflächen lassen sich die Trennmittelreste auf den Fügeflächenprozesssicher entfernen. Zudem wird eine homogene Oberflächenrauheit mit einem Mittenrauwert von $3,5\mu\text{m} \pm 0,53\mu\text{m}$ generiert, der als solches in die numerische Analyse des Widerstandsschweißprozesses einfließt (vgl. Kapitel 5.3.3).

Um eine gleich bleibende Qualität zu gewährleisten wurden alle Fügeoberflächen und Schweißelemente nach der Herstellung sandgestrahlt, in einem Ultraschallbad gereinigt sowie mit einem Lösungsmittel gewaschen.

3.2 Phase 2: Versuchsaufbau

3.2.1 Mechanischer Aufbau der Schweißvorrichtung

Für die grundlegenden experimentellen Untersuchungen wurde am *DLR, Institut für Bauweisen- und Konstruktionsforschung*, eine modulare Schweißvorrichtung aufgebaut, die in Bild 29 schematisch abgebildet ist.

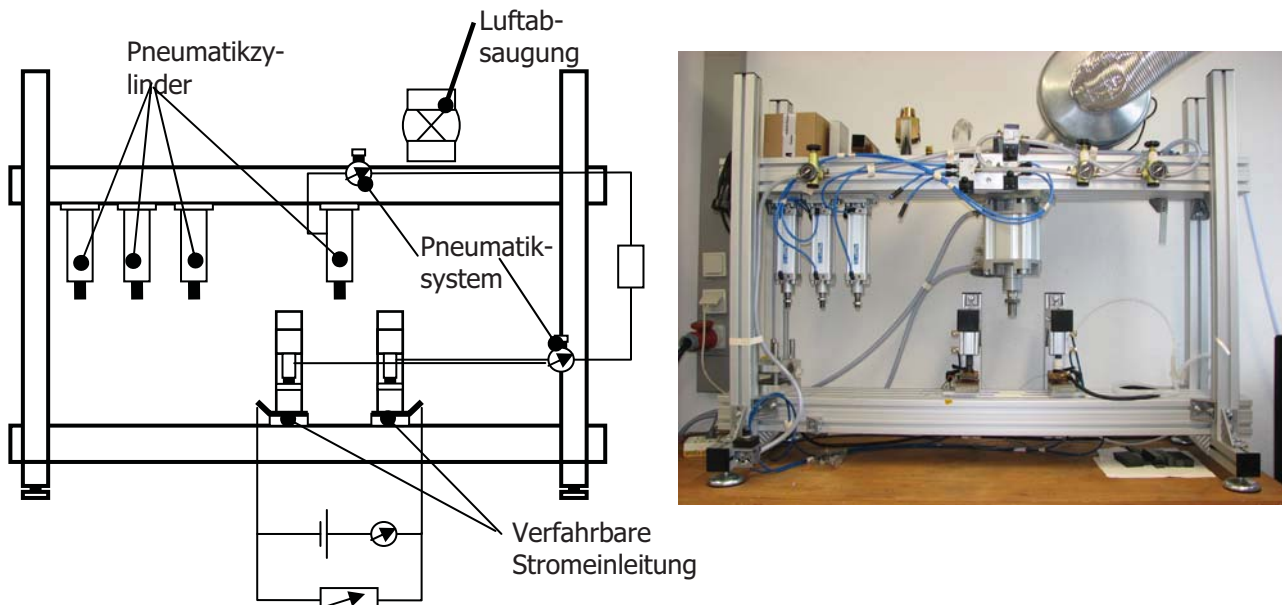


Bild 29 Schematische Darstellung der Proben-Schweißvorrichtung

Die Schweißvorrichtung besteht aus einem Doppel-H Rahmen, der eine maximale Fügefläche von 1200 mm x 120 mm bietet. Die aktuelle Konfiguration erlaubt den gleichzeitigen Einsatz von bis zu 4 Pneumatikzylindern. Die Druckeinstellungen des Schweißdruckes sowie des Klemmdruckes der Stromeinleitungssysteme erfolgt über Manometer in getrennten Pneumatikkreisen.

Die Stromeinleitungssysteme sowie die Werkzeuge und Aufbauten sind thermisch wie elektrisch gegenüber der Schweißvorrichtung isoliert. Als Isolationsmaterial wurden in Abhängigkeit der Probengeometrie die Gießkeramik Keraguß R4 mit dem U-N Binder der Fa. *Pritzkow* Spezialkeramik, Werksteine oder Multiplex-Holzplatten eingesetzt. Das formschlüssige Verhalten der als Druckelement der Stromeinleitung eingesetzten Silikonlage reduziert die Übergangswiderstände.

Die elektrische Leistungsbereitstellung erfolgt durch einen Generator der Fa. *Heidenpower*, der aus zwei in Reihe geschalteter EA-PS 9080-200 Netzmodulen besteht. Der Generator verfügt über eine Maximalleistung von 12000 W bei maximal 200 A bzw. 160 V, die Ansteuerung erfolgt entweder manuell, einer programmierten Leistungskurve oder interaktiv mittels eines USB UTA12-Moduls. Die Remote-Sense-Genauigkeit wird von *Heidenpower* mit +/- 5 % angegeben, die Abweichungen der Lastausgangsregelung sowie der Netzausregelung liegen bei < 0,05 %.

Der Betrieb erfolgt unter atmosphärischen Bedingungen, bei Bedarf kann eine integrierte Stickstoffkühlung genutzt werden. Die Proben werden in separaten Werkzeugen, die ebenfalls elektrisch und thermisch isoliert sind, eingespannt.

3.2.2 Messtechnik Schweißvorrichtung

In nachfolgendem Bild 30 ist die während des Prozesses eingesetzte Messtechnik schematisch dargestellt. Für die Prozessüberwachung und Datengenerierung können bis zu 16 Thermoelemente, eine Infrarotkamera, 2 Messuhren sowie die Steuerungs- und Ansteuersignale des Generators erfasst und verarbeitet werden.

Der Aufbau der Messtechnik ist als Regelkreis zwischen den Thermoelementen und der Generator-einspeisung konzipiert. Alle Datenströme werden Digital in dem Mess-PC erfasst und mittels Lab-View verarbeitet. Die Reaktionszeit beträgt 0,1s (vgl. Kapitel 3.3.1). Die Infrarotkamera dient der Prozessüberwachung sowie als Regelglied bei Prozessen ohne Druckapplizierung.

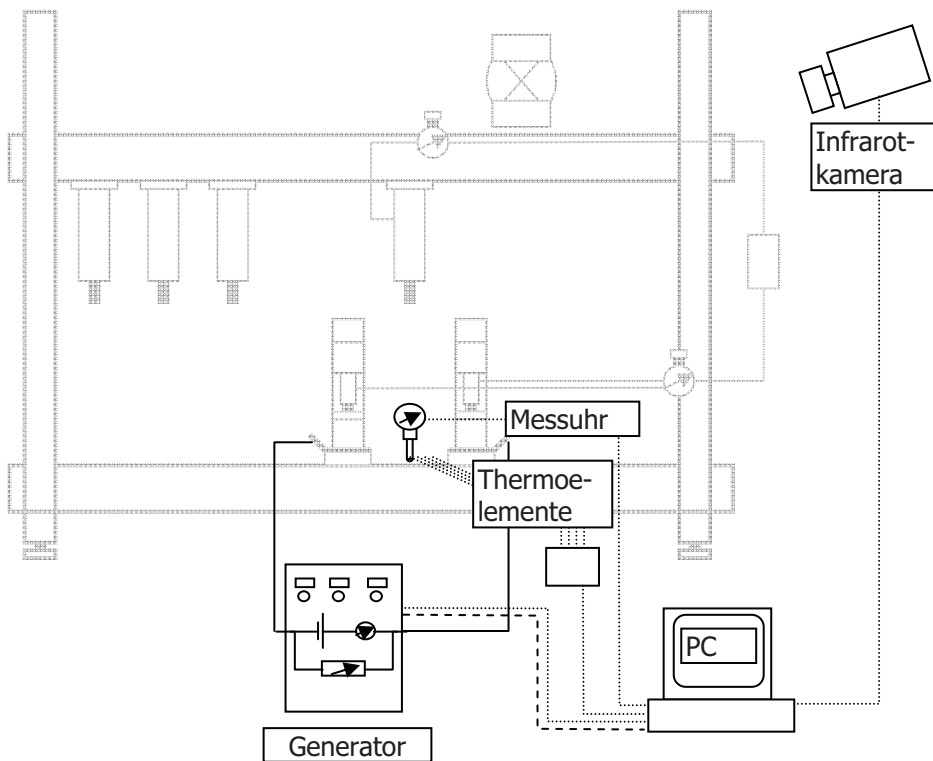


Bild 30 Schematische Anordnung der Messsensorik

Die analogen Messsignale der Thermoelemente werden von dem NI-USB DAQ NI6218 Messmodul von *National Instruments* erfasst und digitalisiert.

Dieses verfügt über 32 analoge Anschlüsse mit 16 Bit, 2 analoge Ausgänge sowie jeweils 8 digitale Ein- wie Ausgänge mit 32 Bit bei +/- 10 V. Die maximale Übertragungsrate beträgt 250 kS/s. Als weitere Messhardware können zwei digitale Messuhren über USB-Schnittstelle der Fa. *MAHR* Typ 1086 angeschlossen werden.

Flächige Temperaturprofile werden mittels der Infrarotkamera VarioCam der Fa. *Infratec* in einem spektralen Wellenlängenbereich von $\lambda=7,5 \mu\text{m}$ bis $15 \mu\text{m}$ aufgezeichnet. Die Kamera verfügt über einen ungekühlten 384×288 Pixel großen Mikrobolometer-FPA-Detektor und verfügt über ein Standard Objektiv aus Germanium mit einer Brennweite von 25 mm. Die Kamera ist für vier Temperaturbereiche von $-40 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ kalibriert. In einem statischen Messpunkt werden die Temperaturen mit einer Messgenauigkeit von unter $0,08 \text{ K}$ bei +/- $1,5 \text{ K}$ aufgelöst. Die Datenerfassung und -übertragung kann mit bis zu 50 Hz erfolgen.

Die Kamera kann zudem über einen Fire-Wire Anschluss direkt mit der Messsoftware *Irbis online* kommunizieren und so von dem PC aus angesteuert werden.

Temperaturmessung

Die Temperaturverteilung und Entwicklung des Schweißprozesses wird sowohl optisch wie taktill vermessen. Die spektrale Wärmestrahlung wird über eine Infrarotkamera erfasst (vgl. Anhang F), die taktile Temperaturmessung erfolgt mittels NiCr-Ni Thermoelementen (vgl. Anhang F).

Bestimmung der Temperaturmessgenauigkeit

Jede Temperaturmessung wird durch die spezifischen Konfigurationsbedingungen des Messaufbaus, des Messobjektes, der Umgebungseinflüsse und des Temperaturbereiches beeinflusst.

Hieraus resultieren Gesamtmessfehler, die im Folgenden für die Infrarotmessungen wie die Thermoelementmessungen quantifiziert werden sollen. Der Gesamtmessfehler ΔT_{ges} beinhaltet die Fehler aus der Messgenauigkeit des Infrarotmessgerätes ΔT_{inf} , eine statistische Abweichung der Experimente ΔT_{stat} sowie eine Ungenauigkeit bei der Bestimmung des spektralen Emissionsgrades ΔT_{emis} .

Die aus dem Infrarotmessgerät resultierende Messgenauigkeit wird vom Hersteller mit 0,08 K für statische Aufnahmen angegeben. Bei einer Messfrequenz von >10 Hz wird dieser Fehler tendenziell größer, da interne Abgleiche während der Messung nicht erfolgen können. Für das Kamerasystem wurde ein Messfehler von +/-2 % von dem Hersteller angegeben, wozu ein weiterer instrumentenspezifischer Reproduktionsfehler zu rechnen ist.

Der Emissionskoeffizient wurde hinsichtlich der verwendeten Oberflächen vermessen. Allerdings ist aufgrund nicht quantifizierbarer Einflüsse von einer weiteren Ungenauigkeit von +/-5 % auszugehen. Diese Abweichungen werden in dem Messfehleranteil ΔT_{emis} berücksichtigt. Werden lokale Bereiche stark variierender Emissionskoeffizienten identifiziert, so werden diese bei der Auswertung entsprechend berücksichtigt.

Bei optischen Messungen resultieren weitere typische Fehlerquellen aus der Messstrecke sowie dem Messwinkel, die in dem spezifischen Messfehleranteil ΔT_{spez} berücksichtigt werden. Interferenzen von Wärmequellen sowie Strahlungsverluste sind weitere messstrecken-spezifische Störeinflüsse. Um diesen Fehler konstant zu halten, wird ein gleich bleibender Messabstand zwischen Objekt und Infrarotkamera eingehalten und Störquellen werden ausgeschaltet. Der optimale Messwinkel ist die Flächennormale zu dem Messobjekt. Abweichungen verändern den Reflexionsanteil in Abhängigkeit von der Position über die Fläche. Winkel oberhalb von 60° führen nach der Fa. *InfraTec* sowie vergleichenden Messungen von Eckert [105] zu ungenauen Ergebnissen. Für die Messungen konnte aufgrund konstruktiver Beschränkungen keine normale Ausrichtung realisiert werden. Ein Winkel von 30° zur Normalenrichtung wurde nicht überschritten.

Da es sich bei den genannten Anteilen um unabhängige, zufällige Messfehler handelt, kann der Temperaturgesamtmessfehler ΔT_{ges} durch das *Gauss'sche* Fortpflanzungsgesetz beschrieben werden [106]. Dieses ermöglicht eine partielle Kompensation der Anteile.

$$\Delta T_{ges} = \sqrt{\Delta T_{inf}^2 + \Delta T_{stat}^2 + \Delta T_{emis}^2} + \Delta T_{spez} \quad (3.2)$$

Die Charakterisierung der Messunsicherheit der eingesetzten Thermoelemente wird nach der Gleichung (3.3) ermittelt. Laut Herstellerangabe liegt die Messgenauigkeit für Typ K Thermoelemente bei +/- 0,0075*T.

$$\Delta T_{ges} = \sqrt{\Delta T_{stat}^2 + \Delta T_{inst}^2} + \Delta T_{spez} \quad (3.3)$$

Weitere typische Messfehler können aus defekten oder zu großen Schweißpunkten resultieren. Zu große Schweißpunkte bewirken aufgrund der größeren Wärmekapazität ein trägeres Ansprechverhalten.

Auch ein schlechter Kontakt zwischen dem Messobjekt und dem Thermoelement beeinflusst den thermischen Übergangskoeffizienten signifikant. Erfolgt ein elektrischer Kontakt mit anderen leitenden Medien, werden Fremdspannungen induziert.

3.2.3 Aufbau des Widerstandsschweißprozesses

Der Prozessaufbau beinhaltet folgende Komponenten:

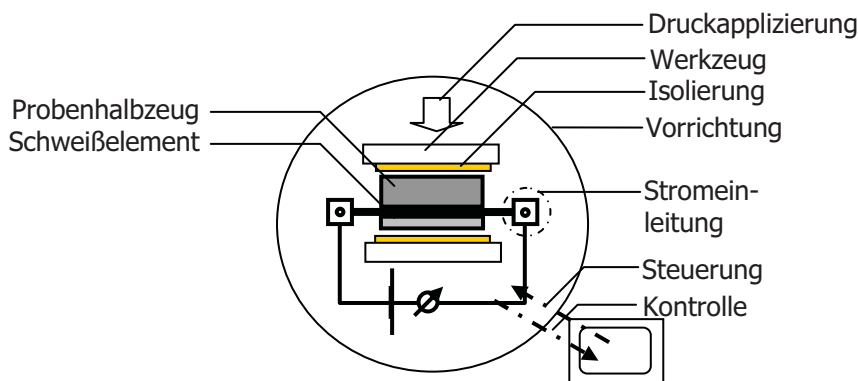


Bild 31 Widerstandsschweißprozess mit den verwendeten Terminologien

Vorrichtung, Werkzeug, Isolierung und Druckapplizierung

Die Bestandteile Vorrichtung, Werkzeug, Isolierung, Druckapplizierung und Stromeinleitungsbereiche wurden für jede Aufgabenstellung bauteil- bzw. problemspezifisch ausgeführt. Die konstruktive Adaption betrifft alle Elemente des Vorrichtungs- und Werkzeugbaus.

Grundsätzlich sind die Werkzeuge und Stromeinleitungen thermisch und elektrisch gegenüber den C-Fasern zu isolieren. Geeignete Isolationswerkstoffe sind beispielsweise Gießkeramiken, Schichtholz-Platten, Polyimidfolien und Silikonkautschuke. Dabei bietet sich ein Verbundsystem aus flexiblen (bsp. Kautschuken) und harten (Keramiken) Isolationsmedien an, da so auch kleine Unebenheiten und Abweichungen ausgeglichen werden können.

Die verwendeten Vorrichtungen wurden in Kapitel 3 dargestellt. Wesentliche Konstruktionskriterien waren eine hohe Steifigkeit, eine einfache Adaption und eine gute Zugänglichkeit der Komponenten sowie der Werkzeuge. Die Vorrichtungen sind über Gummifüße gegenüber dem Arbeitstisch elektrisch entkoppelt und geerdet. Die verwendeten Bosch-Profile als Rahmenstruktur ermöglichen eine Vielzahl variabler Einstellmöglichkeiten.

Stromeinleitungsbereiche

Der Schweißprozess zeigt eine hohe Sensitivität gegenüber der Gestaltung der Stromübergangsbereichen (vgl. auch [2, 64, 103, 107, 108]). Die konstruktive Ausführung beeinflusst die Ausprägung der thermischen Exposition der Einleitungsbereiche und somit die Prozessstabilität gegenüber den Prozessphänomenen „Randeffekt“ und „Kurzschlussstrom“ (vgl. Kapitel 2).

Dieser Einfluss der Übergangsbereiche erklärt sich aus den lokal stark differierenden Wärmekapazitäten und Wärmeleitfähigkeiten zwischen der Stromeinleitung, dem Übergangsbereich an Luft und in der Fügefläche des Bauteils. Die Luft im Übergangsbereich hat im Vergleich zu PEEK einen ca. 10-fach geringeren Wärmeleitkoeffizienten und eine ca. 1000-fach geringere Wärmekapazität [71,

109]. Dies führt beim Widerstandsschweißprozess zu thermischen Lastspitzen in den exponierten Übergangsbereichen des Schweißelementes.

Yousefpour et al. [103] zeigte, dass eine Reduktion der exponierten Bereiche diesen Effekt abschwächt. Riemelmoser [108] verringerte die lokale Leistungsdichte in den Übergangsbereichen durch eine Verbreiterung der Schweißelemente. Die Sensitivität dieser Übergangsbereiche steigt in Abhängigkeit der korrespondierenden Größen Stromstärke und Fügelänge [24].

Für den Prozessaufbau wird der Ansatz von Yousefpour in das Konzept mit integriert [24]. Dabei sind die Übergangsbereiche zwischen der Stromeinleitung und dem Bauteil auf ein physikalisch verbleibendes Minimum von < 1 mm reduziert. Zusätzlich werden Polyimidfolien (braun) in den Übergangsbereichen eingebracht, die die thermomechanische Kerbwirkung sowie die Oxidationsgefahr reduzieren und als Thermal-Absorptionselemente dienen.



Bild 32 Gestaltung der Stromeinleitungsbereiche

Die Verwendung optimierter Schweißelemente (vgl. Kapitel 3.3.2) verbessert das Handling und die Positionierungsgenauigkeit des Schweißelementes in der Fügezone. Es zeigte sich, dass bei manueller Fertigung die Schweißelementausrichtung durch eine visuell-haptische Kontrolle am effektivsten gewährleistet werden kann.

Geometrische Bauteilabweichungen, die zu lokalen Expositionen des Schweißelementes führen, sind bereits während der Konstruktionsphase im Rahmen einer fertigungsgerechten Konstruktion zu berücksichtigen. Dabei sind zusätzliche Anforderungen hinsichtlich Zugänglichkeit, Druckapplizierung, Isolierung und der Werkzeugführung zu berücksichtigen.

3.2.4 Charakterisierung der Stromeinleitungsbereiche

Eine idealisierte Ersatzstruktur der elektrischen Komponenten des Widerstandsschweißprozesses ist in Bild 33 dargestellt. R_L entspricht den Leitungswiderständen, R_{KL} den Klemmwiderständen der Stromeinleitungsbereiche und R_{SWE} dem elektrischen Widerstand des Schweißelementes.

Der Gesamtwiderstand setzt sich wie folgt zusammen:

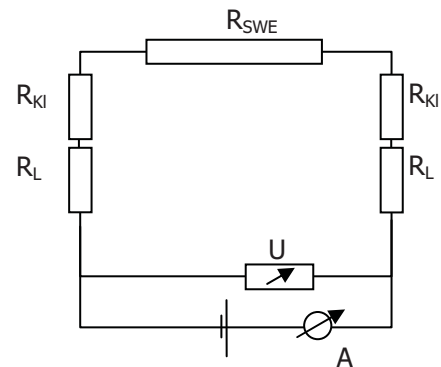


Bild 33 Ersatzschaubild der elektrischen Widerstände im Widerstandsschweißprozess

$$R_{ges} = R_{swe} + 2R_{KL} + 2R_L + R_{Generator} \quad (3.4)$$

Die Quantifizierung der Klemm- und Leitungswiderstände sowie die Charakterisierung der Widerstände des Schweißelementes erfolgen über Referenzmessungen mit einem Mikroohmmeter 34420A der Fa. Agilent im Offset-Kompensationsmessverfahren sowie über die Auswertung der Generatorspannung.

Die Generatorspannung wird ähnlich dem Offset-Kompensationsverfahren in den Stromeinleitungsbereichen abgefasst:

Die Spannung wird an den Ausgangsklemmen des Generators sowie an zwei separaten Kontaktmessungen an den Klemmen der Stromeinleitung abgenommen. Dieses Verfahren ermöglicht die Eliminierung der Leitungs- und Generatorverluste sowie der Übergangsverluste an den Verschraubungen. Die Übergangswiderstände an der Verschraubung mit den Kupferblechen der Stromeinleitung sowie die Kontaktwiderstände zwischen Kupferblech und Schweißelement bleiben bestehen.

Aufgrund der Kompensationsmessmethode sind hinsichtlich der Prozessregelung nur die Widerstände der Stromeinleitungsklemmen sowie der Schweißelemente zu bestimmen.

3.2.4.1 Einfluss des Klemmdruckes und der Klemmfläche

Das Stromeinleitungssystem besteht aus zwei Kupferplatten sowie aus den entsprechenden Gegendruckelementen. Der Klemmdruck wird über Pneumatikzylinder realisiert. Die Kupferplatten sind über Werksteine, die Zylinder über die 5 mm starke Werksteine und zusätzlich 2 mm starke Siliconlagen thermisch und elektrisch gegenüber dem Führungssystem entkoppelt. Der Klemmdruck beeinflusst den Kontaktwiderstand zwischen dem Schweißelement und der Strom leitenden Kupferplatte.

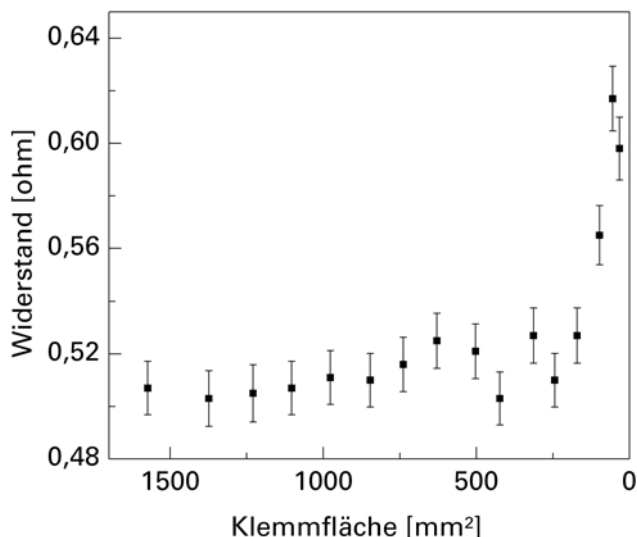
Der Klemmdruck wird über ein Manometer eingestellt und über eine Verteilerbrücke sowie die Pneumatikzylinder ($\phi 50$ mm) auf die Klemmflächen appliziert. Die Druckentwicklung in der Klemmfläche ist über folgenden linearen Zusammenhang mit dem Pneumatikzylinder bestimmbar:

$$P_{Klemme} = \frac{P_{Zylinder} \cdot l \cdot b}{\frac{d^2}{4} \pi} \quad (3.5)$$

Untersuchte Einflussfaktoren auf den gemessenen Gesamtwiderstand sind der Klemmdruck und die Klemmfläche. Für die Messungen werden zuvor im Offset-Kompensationsverfahren vermessene Typ 2 Schweißelemente eingesetzt.

3.2.4.2 Einfluss der Klemmfläche

Die Untersuchungen des Klemmflächeneinflusses erfolgten bei konstant 5 bar Nenndruck der Pneumatikklemmzylinder. Über einen weiten Kontaktflächenbereich wurde eine geringe Schwankung des Widerstandes detektiert. Von 1500 mm² bis 750 mm² bildet sich ein konstantes Widerstandsplateau aus.



Die Darstellung beinhaltet keine Korrelation der Klemmfläche mit dem Klemmdruck. Die geringe Dicke des Schweißelementes wird durch die verwendeten Silikonkautschuklagen ausgeglichen. Die flexiblen Silikonlagen verbessern zudem die Kontaktierung.

Bild 34 Einfluss der Klemmfläche

3.2.4.3 Einfluss des Klemmdruckes auf den Schweißelementwiderstand

Untersuchungen von Ageorges et al. [64] zeigten eine deutliche Abhängigkeit des Schweißelementwiderstandes von dem Klemmdruck. Für CF-Schweißelemente identifizierte Ageorges ein optimales Klemmdruckplateau von 4 bis 20 bar.

In den vorliegenden Untersuchungen wird der Einfluss des Klemmdruckes über das Offset-Kompensationsverfahren mit dem Mikroohmmeter sowie unter Last über die Generatorkennlinie bestimmt. Die dargestellten Werte entsprechen der prozentualen Abweichung zu dem effektiv ermittelten Widerstand der eingesetzten Schweißelemente.

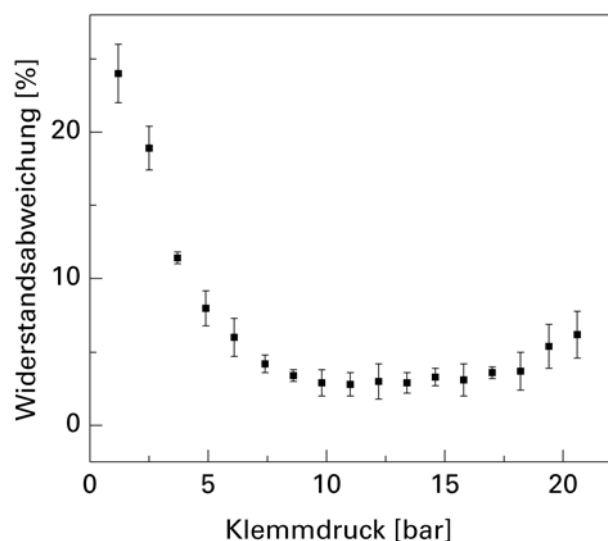


Bild 35 Einfluss des Klemmdruckes / Messung mit dem Mikroohmmeter

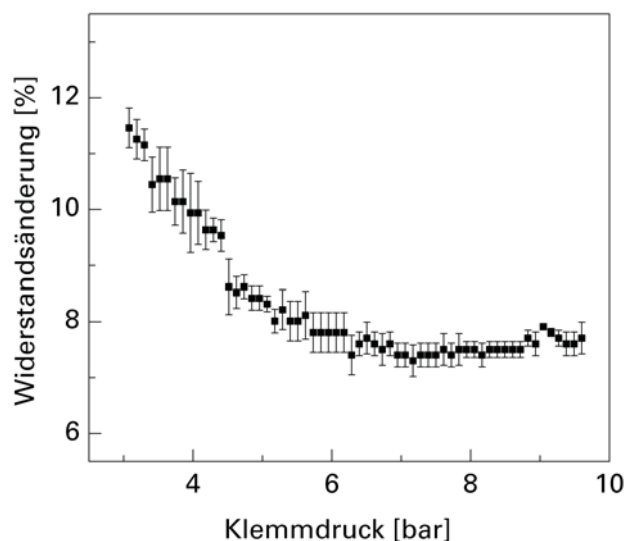


Bild 36 Einfluss des Klemmdruckes / Messung über die Generatorkennlinie

Beide Verläufe zeigen eine Reduktion der Übergangsverluste bei steigendem Klemmdruck sowie die Ausbildung eines Plateaus zwischen 5 bis 18 bar bzw. 5 bis 9 bar bei einem breiteren Schweißelement. Die Differenz der Messwerte innerhalb des Plateaubereichs liegt bei ca. 2 %.

Vor einer Schweißung werden Matrixrückstände oder andere Verschmutzungen auf dem Kupfer der Stromeinleitungen mechanisch mit einem Schmiergelleinen der Körnung 200 entfernt. Eine Sensitivität gegenüber einer Sauerstoffoxidation wurde nicht festgestellt. Ein Kontakt mit Oxidationsmedien wurde vermieden.

Referenzvermessungen zwischen der Generatorkennlinie und dem Offset-Messverfahren ermöglichen die exakte Quantifizierung der effektiven Klemmverluste bei 5 bar. Die Verifizierung erfolgte anhand mehrerer zuvor vermessener Typ 2 und Typ 3 Schweißelemente.

Die effektiven Widerstandsverluste der Stromeinleitung werden zu insgesamt 3,5 % bestimmt. Die Ergebnisse beziehen sich auf die Prozesskonfiguration auf Probenlevel.

3.3 Phase 3: Fügeprozess

Wie in Kapitel 2.3 dargelegt wird der Widerstandsschweißprozess wesentlich von den Parametern Energie, also Strom/Spannung über die Zeit und dem Faktor Druck bestimmt. Ziel dieses Kapitels ist es, die Abhängigkeiten dieser Parameter von einander und hinsichtlich der Qualität der Fügung zu quantifizieren.

Die Prozesskontrolle und -steuerung basiert auf einem in *LabView 8.2* entwickeltes Datenerfassungs- und Steuerungsprogramm. Die Schweiß- und Klemmdrücke werden über manuell justierbare Manometer eingestellt. Die Pneumatikzylinder gewährleisten einen konstanten, Hub unabhängigen Druckaufbringung, der Setzweg wird über digitale Messuhren erfasst.

Die Steuerung erfolgt über die Parametervorgaben von Zeit, Strom und Spannung, eine interaktive Regelung über die erfassten Messdaten ist möglich.

3.3.1 Prozesssteuerungsprogramm

Für die Datenerfassung und Steuerung des Widerstandsschweißprozesses wurde im Rahmen dieser Arbeit in *LabView 8.20* der Fa. *National Instruments* ein Steuerungsprogramm geschrieben. Der Aufbau sowie die Anwendermaske entstanden auf Basis experimenteller Versuche und der Charakterisierung der relevanten Anforderungen hinsichtlich Eingabe, Bedienbarkeit und Datengenerierung. In *LabView* sind Programmstruktur und Anwendermaske parallel-interaktiv aufgebaut. Das Programm erfasst, verarbeitet, modifiziert und speichert den eingehenden und ausgehenden Datenstrom von dem UTA12 sowie den Thermoelementen. Auch eine unabhängige Eingabemaske für weitergehende Beobachtungen ist integriert.

Das Programm besteht aus drei Sequenzschleifen. Die erste Sequenz dient der Initialisierung des UTA12, die zweite der eigentlichen Prozesssteuerung und die dritte Sequenz beschließt das Programm. In nachfolgendem Bild 37 ist der zweite Sequenzschritt abgebildet.

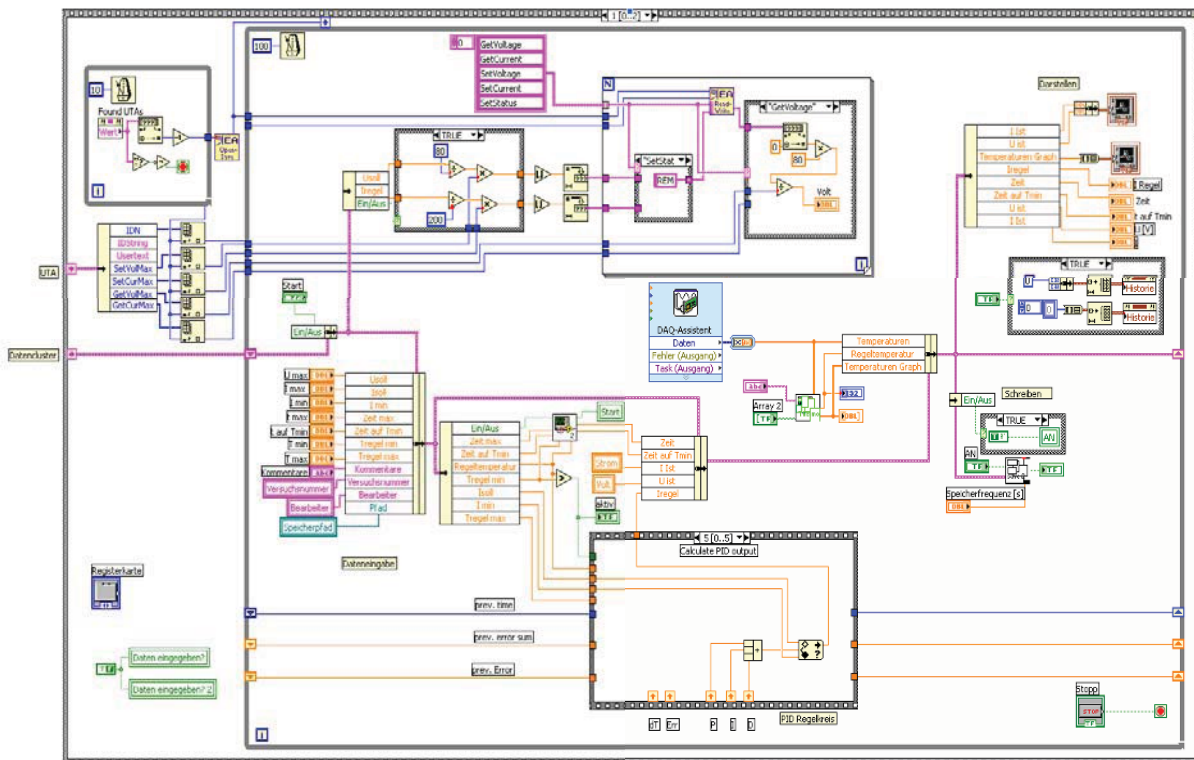


Bild 37 Zweite Sequenz des in LabView programmierten Steuerungsmoduls für den Widerstandsschweißprozess

Der logische Ablauf wurde in einer While-Schleife implementiert, die eine kontinuierliche Abfrage aller Ein- sowie Ausgangsdatenströme realisiert. Kennzeichen sind ein Haupt-String-Bus (rosa), der als durchlaufender Fluss die Daten- und Parameterabfrage sowie die Steuerung und die Datenextraktion sequentiell durchläuft. Als Abfragefrequenz der While-Schleife wurden 0,1 s festgelegt.

Die Daten Initiierung sowie die Charakterisierung der Generatorparameter über das UTA12 Steuerungsmodul erfolgt in der vorgelagerten Sequenz. Die Parametervorgabe und -abfrage erfolgen interaktiv. Größere Unterprogramme, wie die Speicherung oder ein PID-Regler¹⁶, sind als Sub-VIs in die Prozessstruktur integriert.

Der logische Ablauf beginnt mit der Datenübergabe der Eingabeparameter aus der Anwendermaske an die Generatorschleife. Die Aufschlüsselung und Codierung der generatorspezifischen Befehle erfolgt parallel zu der Abfrage des eigentlichen Datenstrings. Dies erfordert eine primäre und finale Verschiebung von je 0,1 Sekunden zwischen Abfrage der Eingabegröße und Umsetzung.

Weitere Eingabegrößen der Anwendermaske sind die Temperaturgrenzen (für eine Temperaturregelung, Anzeigegrößen und Regelungsgrößen sowie die charakteristischen Schweißparameter Zeit, Stromstärke und Spannung). Alle Parameter werden in den Haupt-String eingelesen und fortgeschrieben.

Dieser String wird im nächsten Schritt in das Regelmodul des PID-Reglers eingelesen. Etwaige Anpassungen der Regelgrößen werden nach dem Abgleich des PID-Reglers in den String übernommen.

Nach der logischen Regelsequenz erfolgt das Einlesen der bis zu 16 Temperaturkanäle in den String. Diese werden in jedem Taktschritt neu eingelesen und überschrieben. Alle eingepflegten und eingelesenen Daten werden grafisch visualisiert sowie in ein Speicher Sub-VI übergeben. Dieses Speicherprogramm läuft mit einer variabel einstellbaren Speicherfrequenz (Voreinstellung ist 1s) ab und ermöglicht über eine Schnittstelle die Eingabe und Speicherung zusätzlicher Informationen. Die grafische Darstellung der Temperaturdaten sowie der Generatorparameter erfolgt in zwei xy-Graphen. Die Speicherung aller Daten erfolgt in einer Excel-Tabelle.

Neben einer reinen Prozesskenndatenvorgabe ist in dem Programm eine Temperaturregelung integriert. Dabei werden eine definierte Mindest- sowie Maximaltemperatur eingegeben. Als Steuertemperatur kann jedes beliebige Thermoelement eingelesen werden. Die Prozesskenndaten werden entsprechend der PID-Reglung bei Annäherung an die Maximaltemperatur automatisch angepasst. Die Temperaturregelung kann auch als eine Zeitvorgabe oberhalb einer definierten Mindestzieltemperatur erfolgen.

Mess- & Programmierungsfehler

Neben Messfehlern, die aus dem Aufbau, den Werkstoffen, Umgebungseinflüssen und anderen Einflussfaktoren entstehen, beeinflusst auch die Programmarchitektur die Messergebnisse. Dabei spielt neben Kalibrierungsfehlern der Abtasttakt (Frequenz) eine wesentliche Rolle bei der Echtzeitfähigkeit eines Programms.

Für die Kalibrierung der Thermoelemente sind von *National Instruments* die entsprechenden Kennlinien der Thermoelementtypen in der DAQ Initialisierung hinterlegt. Von dem Hersteller wird eine Genauigkeit von 2,69 μV angegeben, die primär aus Spannungskompensation und den Dämpfungsverlusten resultiert. Die analogen Eingänge sind auf 16 Bit beschränkt, der hieraus resultierende Messfehler wurde vernachlässigt.

Für die Kalibrierung des Generators wird die Fernfühlung mit +/-5 % angegeben. Interne Messfehler aus Restwelligkeit, sowie der Ausgangsregelung werden mit <0,01 % angegeben. Die effektiven Störwerte innerhalb des UTA12 wird mit <0,3 % angegeben.

¹⁶ Proportional-Integral-Differential-Regler, ermöglicht das Anpassen der Steuerungskurve entsprechend der gewählten PID-Koeffizienten

Die Abtastfrequenz der Programmierung liegt für die While-Schleife bei 1/10 s. Aufgrund der sequentiellen logischen Anordnung werden alle Befehle und Daten in diesem Rhythmus erfasst. Hierdurch können zeitliche Divergenzen von +0,2 s entstehen, was bezogen auf die Schweißzeit von 40 s einem Fehler von 0,5 % entspricht.

Weitere vernachlässigte Fehlerquellen resultieren aus den Kabellängen und den Steckverbindungen. Messfehler aufgrund äußerer magnetischer o.ä. Einflüsse wurden nicht berücksichtigt.

3.3.2 Weiterentwicklung der Schweißelementkonfiguration

Untersuchungen von Ageorges [51, 64, 71], Yousefpour [103], Hou [65] sowie von Riemelmoser [108] zeigten bei höheren Leistungsdichten Inhomogenitäten bei der Aufheizung sowie der Wärmeausprägung über den Flächen der eingesetzten Schweißelemente. Eine homogene Temperaturverteilung über die Fügefläche ist für eine gleichmäßige Ausprägung des Schmelzflusses und somit auch der Anbindungsqualität und Fügefestigkeit notwendig.

Die in der Literatur vorgestellten Schweißelemente bestanden entweder aus unidirektionalen Kohlenstofffaserprepregs oder aus blanken Edelstahldrahtgittern. Einige Autoren verpressten die Schweißelemente mit zusätzlichen Matrixfolien (vgl. Kapitel 2.3.1).

Alle in der Literatur vorgestellten Schweißelementkonfigurationen wiesen eine hohe Sensitivität gegenüber dem Stromkurzschlussphänomen auf.

Das Ziel der hier vorgestellten Entwicklungsschritte ist die Weiterentwicklung der Schweißelementkonfiguration für strukturelle Anwendungen. Dies umfasst folgende Anforderungen:

- Gewährleistung einer hohen Prozessrobustheit
- Verhinderung des Stromkurzschlusses
- Vermeidung des Randeffektes
- Realisierung einer homogenen Aufheizung und Wärmeverteilung auch unter Last (in der Fügefläche und über den Fügeprozess)
- Realisierung von Fügedimensionen > 500 mm
- Verbesserung der Handhabbarkeit des Schweißelementes

Wie in Kapitel 2.3 ausführlich dargestellt, weisen Kohlenstofffaser basierte Heizelemente auf Probenebene große Prozesssensitivitäten und Festigkeitsschwankungen auf. Eigene Untersuchungen belegten diese Erkenntnisse. Geometrisch komplexere Abwicklungen des Schweißelementes potenzieren die Gefahr eines Prozessabbruchs.

Aufgrund der definierten Anforderungen und der Schweißelementeigenschaften wurde für die gewählte Aufgabenstellung nach ausführlichen Analysen auf ein Drahtgitter basiertes Schweißelement zurückgegriffen.

Das Phänomen des Stromkurzschlusses ist auf einen Kontakt zwischen den Kohlenstofffasern im Laminat und den stromführenden Komponenten des Schweißelementes zurückzuführen (vgl. Kapitel 2.3.1.1). Die Modifikation der Schweißelementkonfiguration, die diesem Effekt entgegenwirkt ist die Applizierung einer elektrischen Isolierung über die Fügefläche.

Für die Optimierung der Schweißelementkonfiguration sind das Erwärmungsverhalten (Aufheizkurve, Homogenität), die Prozesssicherheit und -steuerung die wesentlichen Kriterien.

3.3.2.1 Isolierungsoptimierung

Die Isolierungsoptimierung erfolgte mit einem Typ 5 Schweißelement (vgl. Kapitel 3.3.2.2) mit 0,8mm Maschenweite, einem Drahtdurchmesser von 0,2mm aus 1.4401 Edelstahl. Die Optimierung kann in drei, zeitlich aufeinander basierende Entwicklungsstufen differenziert werden.

Stufe 1 charakterisiert mit Matrix konsolidierte Edelstahlgitter, wie sie auch von den Autoren in der Literatur dargestellt werden. Das Edelstahlgitter wurde von *Airbus Bremen*, die PEEK-Matrix von der Fa. *Lipp-Terler* [110] bereitgestellt.

In Stufe 2 sind die Schweißelemente mit zusätzlichen Isolationslagen aus unidirektionalem Glasfasereprepregs der Fa. *Gurit Suprem* versehen. Hierbei sind zwei Entwicklungsstufen mit einer 0° bzw. mit zwei 0° / 90° Lagen zu unterscheiden.

Die letzte Entwicklungsstufe 3 basiert auf einem Edelstahlgewebe mit einer beidseitig aufgetragenen Glasfasergewebeisolation der Fa. *Cytec* [111].

Die Fertigung aller Schweißelementtypen erfolgt in einem Vakuumkonsolidierungsverfahren (VCT), das im Anschluss dargelegt wird.

Der Versuchsaufbau für die Detektion der Aufheizkurven und Temperaturverteilung ist nachfolgend abgebildet. Die Funktionsweise der IR-Kamera ist in Kapitel 0 ausgeführt.

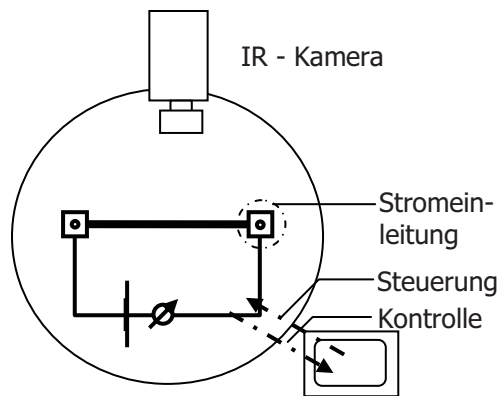


Bild 38 Versuchsaufbau Isolierungsoptimierung

Stufe 1

Das eingesetzte Edelstahldrahtgitter AISI 304 wies einen Drahtdurchmesser von 0,2 mm, eine Maschenweite von 0,8 mm und ein Flächengewicht von 0,51 kg/m² auf. Die Edelstahlgitter wurden vor der Verarbeitung mit Ethylacetat gereinigt und getrocknet.

Als Matrix wurden für die Verschweißung zusätzliche PEEK-Matrixlagen mit einer Gesamtstärke von 0,4 mm auf das Gitter aufgebracht.

Bild 39 zeigt die Temperaturverteilung eines mit PEEK-Matrix vorkonsolidierten Schweißelementes der Stufe 1 mit den Abmessungen 200 mm x 40 mm bei 10 A nach 6 s.

Das Infrarotbild zeigt eine inhomogene Temperatureausprägung über die gesamte Fläche des Schweißelementes. Die beispielhaft detektierten Temperaturen liegen zwischen 190 °C und 116 °C. Die weißen Bereich liegen oberhalb der gewählten Kalibrierung der IR-Kamera. Wie auf

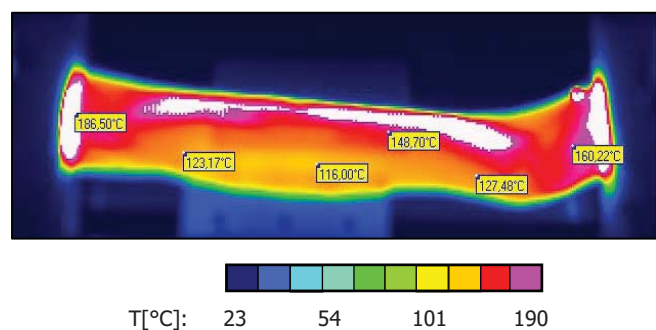


Bild 39 Temperaturverteilung eines Schweißelementes der Isolationsstufe 1

dem Bild zu erkennen ist, verwirft sich das Drahtgitter aufgrund der Thermaldehnungen sowie der geringen Steifigkeit.

Neben der inhomogenen Temperaturverteilung bietet diese Schweißelementkonfiguration keine ausreichende Sicherheit gegenüber dem Kurzschlussstromeffekt. PEEK eignet sich zwar sehr gut als elektrischer (elektrischer Widerstand von $9e13 \Omega m$) und thermischer (Wärmeleitfähigkeit $0,24 W/mK$) Isolator. Aufgrund seines plastischen Materialverhaltens oberhalb des Schmelzpunktes wird die isolierende Matrix jedoch bereits während der Aufschmelzphase aus dem Kontaktbereich gepresst wodurch sich zwischen den Kohlenstofffasern und dem Edeltahlgitter sich eine elektrisch leitende Brücke ausbildet.

Die maximal prozesssichere Fügedimension der Konfiguration der Stufe 1 betrug $120 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$. Bei größeren Fügeflächen traten vermehrt Stromkurzschlüsse auf, die zu einem Prozessabbruch führten.

Stufe 2

In Stufe 2.1 wurden zwei unidirektionale PEEK-Glasfaserprepregs der Fa. *Gurit Suprem* in 0° -Orientierung während des VCT-Prozesses mit eingebracht. Das Flächengewicht des vorkonsolidierten Schweißelementes betrug $1,95 \text{ kg/m}^2$ bei einer Dicke von $0,9 \text{ mm}$.

Im Vergleich zu dem Schweißelement Stufe 1 zeigt das Schweißelement Stufe 2.1 ein vergleichsweise homogenes Erwärmungsbild.

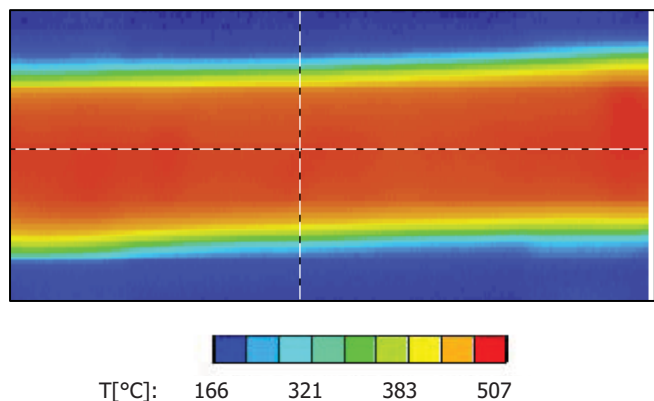


Bild 40 Infrarotbild des Schweißelementes Stufe 2.1 nach 45 s bei 40 A

Die thermische wie elektrische Isolationswirkung der eingebrachten Glasfaserlage ermöglichte eine Vergrößerung der Schweißfläche auf $700 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$.

Die Materialstärke der eingebrachten UD-Glasfaserlagen führte zu einer schlechten Handhabbarkeit, Konfektionierung sowie visueller Kontrollierbarkeit der Edeltahldrahtorientierung. Aufgrund der UD-Fasern konnte die Problematik des Stromkurzschlusses nicht dauerhaft gelöst werden.

Insbesondere bei der Verschweißung von Kurzfaserverstärktem PEEK 450CF traten bei Füge­längen $>600 \text{ mm}$ wiederholt Stromkurzschlüsse auf. Dies ist auf die in der Schmelzphase lokal differentiell variierender Drücke und des damit einsetzenden lateralen Schmelzflusses der Glasfaserlage zurückzuführen.

Bild 41 zeigt einen solchen lokalen Stromkurzschluss in einer $740 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ langen Schweißung des Versuches VG_3.



Bild 41 Prozessabbruch aufgrund lokaler Stromkurzschlüsse

Das Einbringen von je zwei (0° - 90°) unidirektionalen Glasfaserlagen in Stufe 2.2 verhinderte nachhaltig das Auftreten des Stromkurzschluss-effektes. Das Flächengewicht des Schweißelementes Stufe 2.2 betrug $2,34 \text{ kg/m}^2$, die Schweißelementdicke $1,11 \text{ mm}$.

Neben dem zusätzlichen Gewichtseintrag von 20 % bedingte diese Konfiguration lange Aufheiz- bzw. Prozesszeiten von ca. 4 Minuten. Dies führt zu einer Schädigung und teilweise Degradation der Matrix im Schweißelement, weitere nachteilige Faktoren sind zudem die intensive Präparation, die schlechte Handhabung sowie Konfektionierbarkeit.

In Bild 42 ist ein qualitativer analoger Messdatenmitschrieb einer Widerstandsschweißung mit einem Schweißelement der Stufe 2.2 dargestellt. Aufgrund der langen Einwirkzeiten erhöht sich die Gefahr der Strukturdurchwärmung, was zu einer Konturdeformation, oder zu lokalen Dekonsolidationen führen kann.

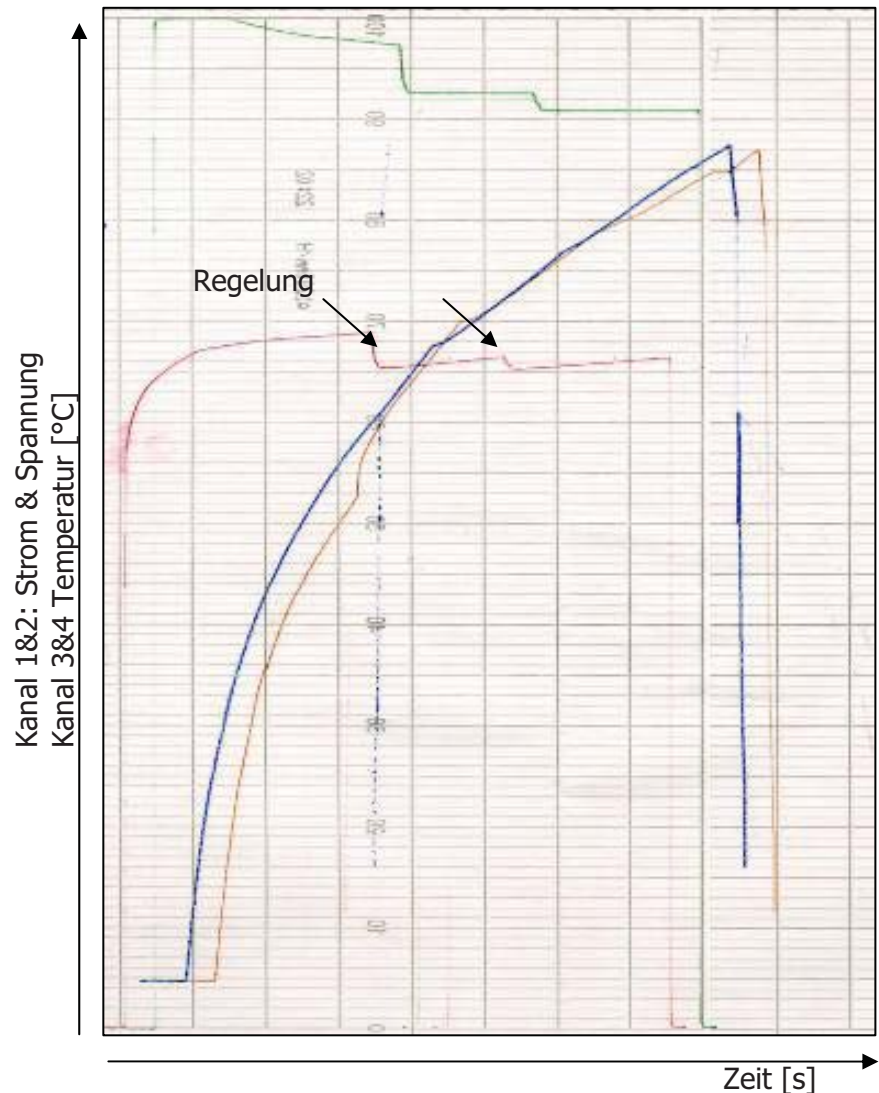


Bild 42 Aufheizverhalten der Schweißprobe VG_8.1 mit den Dimensionen $740 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$

Stufe 3

In Stufe 3 ersetzt ein Glasfasergewebe die zweilagigen UD-Glasfaserprepregs.

Dies führte im Vergleich zu dem Schweißelement der Stufe 2.2 zu einer Gewichtsreduktion von 43 %, einer Dickenreduktion von 38 %, einem besseren Handling sowie einer homogenen Aufheizung. Die detektierte Temperaturverteilung an Luft ist in Bild 43 dargestellt.

Über die gesamte Schweißelementfläche (ohne Bewertung der Randbereiche) wurde eine Variation von 4 % bzw. 12 °C bei einer Temperatur von ca. 300 °C detektiert. Die Infrarotaufnahme zeigt ein Standardschweißelement der Stufe 3 bei 10 Ampere nach 8 s. Dieser Schweißelementtyp hat ein Flächengewicht von 1,47 kg/m² und eine Dicke von 0,57 mm. Die Konfiguration weist gute Handhabungseigenschaften, eine einfache Konfektionierung und visuelle Kontrolle der Drahtorientierung auf.

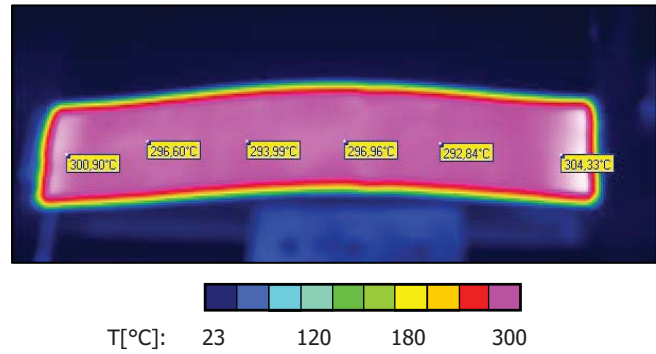


Bild 43 Temperaturverteilung in einem Schweißelement der Stufe 3

Durch die Konsolidierung der Schweißelemente steigen die Masse und somit auch die Wärmekapazität an. Die Erwärmung in den Drähten wird durch Konduktion in dem Schweißelement homogenisiert. Das Schweißelement der Stufe 2 hat durch die zwei unidirektionalen Glasfaserlagen einen hohen kapazitiven Anteil. Dieser führt zu einer langsamen Ansprechzeit und aufgrund der anisotropen Fasereigenschaften auch zu einer leicht inhomogeneren Temperaturfeldausprägung. Im Vergleich hierzu spricht das Schweißelement der Stufe 3 schneller und gleichmäßiger an. Die Temperaturvermessung zeigt bis auf leichte Divergenz an den Randbereichen eine Temperaturstreuung von +/- 6 °C bei 298 °C.

Mikroskopische Lichtbildaufnahmen

Bild 44 zeigt eine mikroskopische Lichtbildaufnahme einer schlechten Verschweißung mit einem Schweißelement der Stufe 1. Deutlich sind Poren und Lunker innerhalb des Schweißelementes zu erkennen. Diese sind auf thermische Degradationseffekte während dem Fügeprozess zurückzuführen. Eine Isolierung der Drahtelemente gegenüber den Kohlenstofffasern des Laminates besteht nicht mehr.

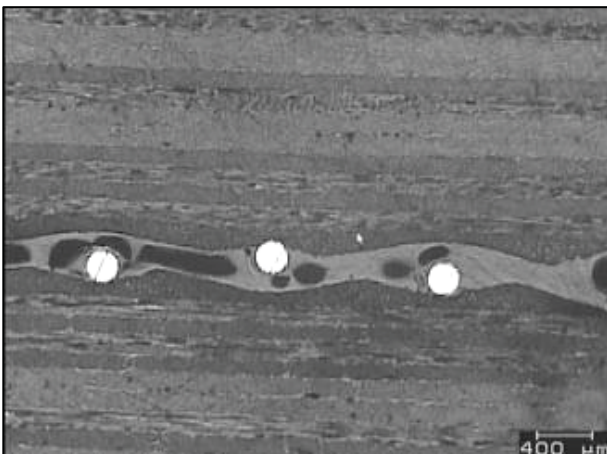


Bild 44 Thermisch überbelastetes Typ_5 Schweißelement

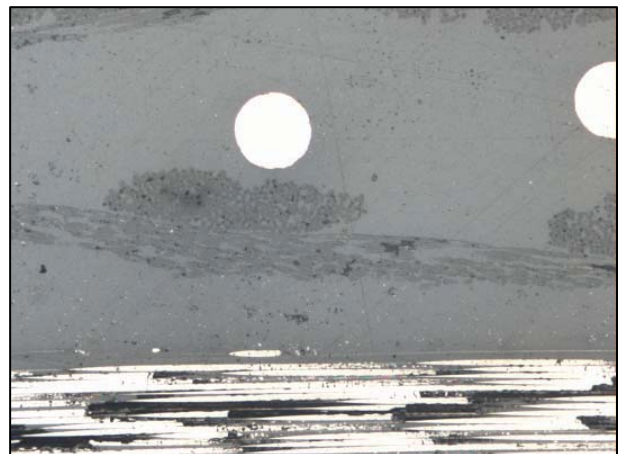


Bild 45 Qualitativ gute Verschweißung eines Typ_2 Schweißelementes

Bild 45 zeigt eine qualitativ gute Verschweißung eines Stufe 3 Schweißelementes mit einer 0°/90° orientierten Glasfasergewebeisolierung. Im Schliff sind keine Poren innerhalb des Schweißelementes oder an den Grenzflächen zu erkennen.

Zusammenfassung

Die wesentlichen Ergebnisse bzw. Erkenntnisse der Entwicklungsstufen sind in nachfolgender Tabelle 1 nochmals zusammengestellt. Die numerischen Analysen schließen in Kapitel 5.3 an.




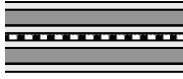
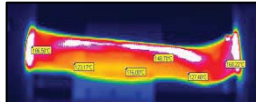
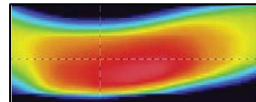
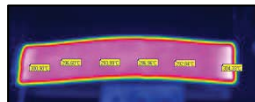
| | Stufe 1 | Stufe 2 | Stufe 3 |
|--|---|---|---|
| Aufbau  |  AISI 304 Drahtgitter + PEEK Matrix |  AISI 304 Drahtgitter + PEEK Matrix + UD-Glaslagen |  AISI 304 Drahtgitter + PEEK Matrix + Glasgewebe |
| Erwärmungsverhalten |  T: 120°C – 186°C |  T: 160°C – 180°C |  T: 290°C – 305°C |
| Fertigung | VCT | VCT | VCT |
| Vorteile | Gewicht & Dicke Niedriger Materialaufwand Einfache Handhabung | Vermeidung des Stromkurzschlusses Homogenere Erwärmung | Vermeidung des Stromkurzschlusses Homogene Erwärmung Gute Handhabung Geringes Gewicht und geringe Dicke Geringerer Scherkraftfaktor |
| Nachteile | Gefahr des Stromkurzschlusses Inhomogene Erwärmung Mangelnde Prozessrobustheit | Hohes Gewicht & hohe Dicke Langsamere Aufheizrate Schwierigere Handhabung Fertigungsaufwand | Fertigungsaufwand |

Tabelle 1 *Isolationsstufen der Schweißelemententwicklung*

Es zeigt sich, dass die Gestaltung des Schweißelementes einen wesentlichen Einfluss auf die Ausprägung des Temperaturfeldes hat. Das Drahtgitter des „Stufe 1“ Schweißelementes verwirft sich bei Strombeaufschlagung aufgrund der geringen Eigensteifigkeit und der thermischen Expansion des Drahtgitters. Die lokale Streckung und die damit verbundene Einschnürung des Drahtdurchmessers führen zu lokalen, ungesteuerten Temperatursteigerungen.

Bei dem Schweißelement Stufe 2 zeigt sich ein deutlich homogeneres Bild. Die Konsolidierung der GF-Lamine mit dem Drahtgitter verhindert ein Verwerfen des Drahtes. Die Durchwärmung des Schweißelementes resultiert in einer homogenisierten Temperatursausprägung. Die Schweißelementdicke von 1,1mm führt hingegen zu einer Hemmung des Erwärmungsprozesses (vgl. Kapitel 2.3.2.1).

Das Schweißelement Stufe 3 hat dank des Einsatzes eines Glasfasergewebes mit geringerer Flächendichte und fast 40% geringeren Schweißelementdicke eine deutlich schnellere Auf- und Durchwärmung des Schweißelementes.

Alle weiteren hier dargestellten Untersuchungsergebnisse basieren auf Schweißelementen der Stufe 3.

3.3.2.2 Einflussanalyse des Drahtgitters

Neben der Isolierung beeinflusst die Edelstahlgitterkonfiguration die Prozesscharakteristika der Schweißelemente sowie die Festigkeit.

An ein Schweißelement werden folgende Anforderungen gestellt:

- Prozessrobustheit: bei kleinen Abweichungen (bsp. Hot Spots) bleibt der Prozess stabil
- Geringe Schweißelementdicke: bessere Kraftübertragung vgl. Kapitel 3.4
- Schnell Erwärmung: geringerer Wärmeeintrag in die Struktur

In diesem Kapitel sind die Ergebnisse einer Untersuchung mit 6 unterschiedlichen Schweißelementtypen (vgl. die Drahtgitter-Typen in Tabelle 2) zusammengefasst.

| Bezeichnung | TYP 1 | TYP 2 | TYP 3 | TYP 4 | TYP 5 | TYP 6 |
|---------------------------------|-----------------|----------------|-----------------|----------------|-----------|-----------|
| Maschenweite x Ø [mm] | 0.265 x 0.05 | 0.3 x 0.065 | 0.45 x 0.112 | 0.53 x 0.16 | 0.8 x 0.2 | 1.6 x 0.2 |
| Material [ISO] | 1.4401 | 1.4301 | 1.4401 | 1.4401 | 1.4401 | 1.4401 |
| Gewicht [kg/m ²] | 0.86 | 0,99 | 1,14 | 1,41 | 1,47 | 1,29 |
| Dicke [mm] | 0.44 | 0.48 | 0.49 | 0.51 | 0.57 | 0.59 |

Tabelle 2 *Kenndaten der Schweißelementtypen*

Die Gewichts- und Dickenangaben beziehen sich auf die konsolidierten Schweißelemente. Für die Vergleichsschweißungen werden als Probenmaterial 2,14 mm stake, auf 200 mm x 40 mm konfektionierte CF-PEEK Laminatplatten mit quasiisotropem¹⁷ Lagenaufbau verwendet.

Die Differenzierung der Schweißelemente erfolgt hinsichtlich der Kriterien:

- spezifischer Widerstand
- Leistungsbedarfs
- Homogenität der Erwärmung
- Dicke
- Gewicht
- Prozessrobustheit

3.3.2.3 Messtechnik zur Widerstandsbestimmung

Die Ermittlung der spezifischen elektrischen Widerstände erfolgte über eine Offset-Kompensationsmessung mit einem Mikroohmmeter der Fa. *Agilent* vom Typ 34420A. Dieses Messverfahren (auch Vier-Punkt-Messverfahren genannt) eliminiert die Auswirkung jeglicher Spannungsdifferenzen in der Messschaltung. Bei dieser Technik werden zwei Messungen erfasst, wobei bei einer Messung die Stromquelle eingeschaltet bei einer weiteren die Stromquelle ausgeschaltet ist. Aus diesen zwei Messwerten wird die Differenz der Spannung bestimmt. Die Messdaten werden nach dem Einschwingen (hier 15 s) über eine Zeitspanne Δt gemittelt. Der allgemeine Messaufbau kann Bild 46 entnommen werden.

¹⁷ |0° - 45° - 90° - -45° - -45° - 90° - 45° - 0°|₂

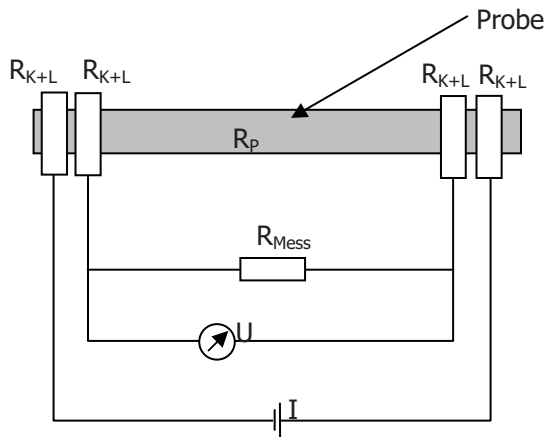


Bild 46 Offset-Kompensations Widerstandsmessung

Für die Widerstandsmessung wird der Probe ein Strom von einer bekannten Stromquelle aufgebracht und der Spannungsabfall U über zwei separate Kontakte bestimmt. Die Messspannung errechnet sich nach

$$U_{Mess} = I \left(\frac{1}{R_{Mess}} + \frac{1}{R_p + 2R_{K+L}} \right) \quad (3.6)$$

wobei R_{K+L} den Kontakt- und Leitungswiderständen, R_{Mess} dem inneren Widerstand des Messgerätes und R_p dem Probenwiderstand entsprechen.

Messfehler

Direkt aus dem Messgerät resultierende Messfehler ΔR_{Mess} wurden aufgrund des um einige Zehnerpotenzen höheren Widerstandes ($10 \text{ M}\Omega$) und somit sehr geringen Spannungsabfalls vernachlässigt.

Der resultierende geometrische Fehler kann unter Bezug zu den Gleichungen (2.14) bis (2.22) wie folgt quantifiziert werden:

$$\Delta \rho_{geom} = R \left(\frac{h\Delta b}{l} + \frac{b\Delta h}{l} + \frac{bh}{l^2} \Delta l \right) \quad (3.7)$$

Die Widerstandsermittlung findet direkt Eingang in der Schweißelement- sowie der Prozessaufbau- charakterisierung.

3.3.2.4 Ergebnisse der Widerstandsvermessung

Die Ergebnisse der Vermessung des spezifischen Widerstandes sind auf die Fläche [$1/\text{m}^2$] normiert. Die Messdaten wurden über mindestens 3 Referenzmessungen ermittelt. Die Prüfkörper wurden nach der Konfektionierung in einem Ultraschallbad gereinigt und mit einem Lösungsmittel (Ethylacetat) entfettet. Die Messungen erfolgten bei $23 \text{ }^\circ\text{C}$ in atmosphärischen Standard-Einsatzbedingungen. Die ermittelten spezifischen Kenngrößen der Schweißelemente sind nachfolgend dargestellt:

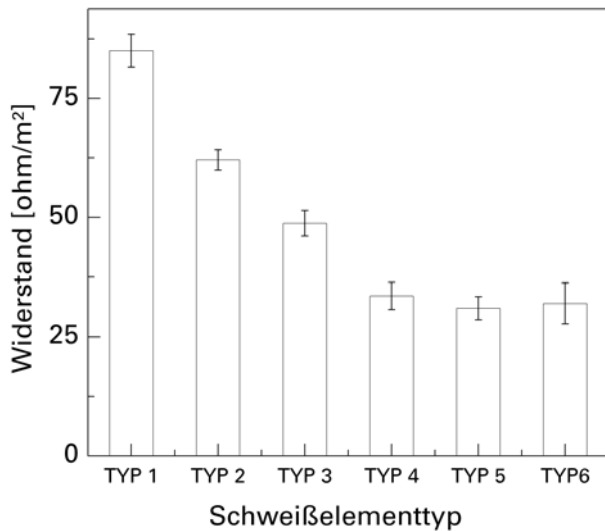


Bild 47 Spezifische Widerstände (Mikroohmmeter)

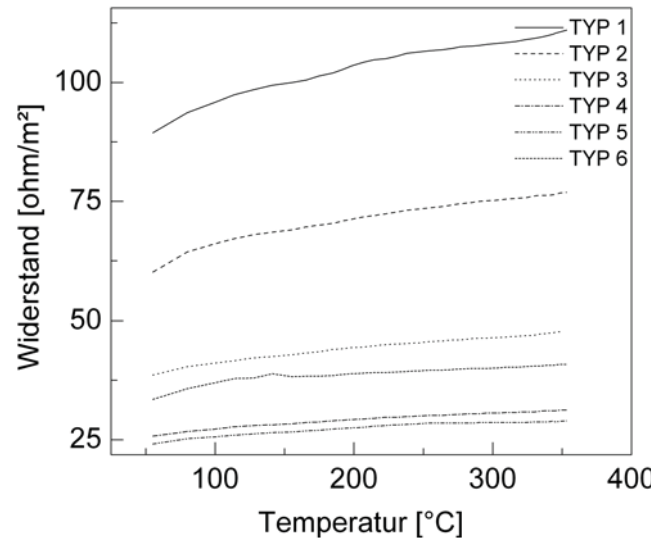


Bild 48 Spezifischen Widerstände über die Temperatur (Generatorkompensation)

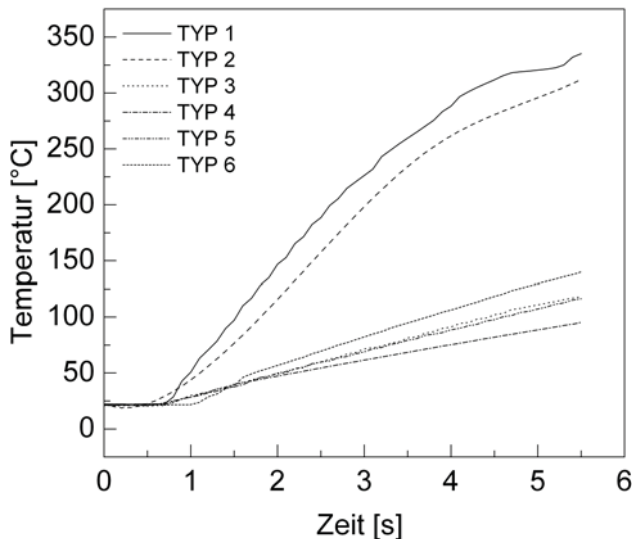


Bild 49 Aufheizverhalten der Schweißelemente Typ 1-6 bei 30 A

Die Quantifizierung der Aufwärmraten erfolgt über Infrarotmessungen der Schweißelemente unter Atmosphärenbedingungen mit einer Infrarotkamera des Typs VarioCam der Fa. *InfraTec*. Die schnellste Aufwärmrate und die homogenste Temperaturverteilung werden bei identischer Leistungsspeisung von 30 A von dem Schweißelement Typ 1 erreicht.

Von jedem Schweißelementtyp wurden 6 Vergleichsschweißungen in den ermittelten Leistungsoptima angefertigt. Die Prüfproben wurden entsprechend der *ASTM D1002* aus den Schweißproben herausgearbeitet und getestet (vgl. Kapitel 3.4.1). Die Prüfung der SLS-Prüfkörper erfolgte nach der *ASTM D1002* bei 23 °C und 50 % Luftfeuchte mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 2 mm/min.

Die in Bild 50 dargestellten Ergebnisse weisen mit zunehmender Schweißelementdicke d einen Festigkeitsabschlag auf. Der Abschlag resultiert aus den höheren Scherkräften in dem Fügeworkstoff bei steigendem Abstand der Fügeflächen [9] (vgl. Kapitel 3.4).

Drahtstärken $< 0,02$ mm neigen bei hohen Leistungsdichten zu einem Durchbrennen unter Last.

Aufgrund der höheren Prozesssicherheit erfolgte die Fokussierung auf die Schweißelementtypen 2 und Typ 3.

Die hohen Festigkeitswerte der Vergleichsschweißungen sind auf die reproduzierbare Prozessführung sowie die optimierte Schweißelementkonfiguration zurückzuführen.

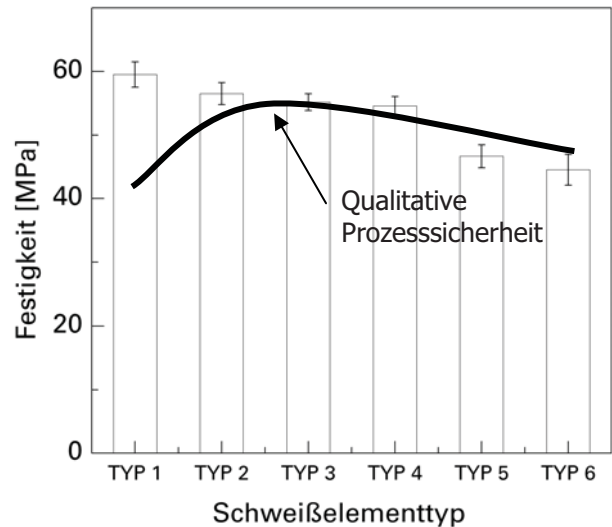


Bild 50 Festigkeiten und Prozesssicherheit der Schweißelement im Vergleich

Die ermittelten Ergebnisse liegen im Vergleich zu den von Yousefpour et al. [103] berichteten Festigkeitswerten um ca. 20 % höher. Yousefpour et al. untersuchte den Einfluss unterschiedlicher Drahtgittervariationen auf den Widerstandsschweißprozess. In seinen Untersuchungen variierte die Drahtstärke zwischen 0,11 mm bis 0,03 mm. Die maximalen Festigkeitswerte nach *ASTM D1002* lagen zwischen 26 MPa für ein 0,2 mm und 50 MPa für ein 0,04 mm starkes Drahtgitter. Die Schweißprobendimension entsprach der Prüfkörperdimension von 25,4 mm auf 12,7 mm.

Die weiteren Ergebnisse dieser Arbeit basieren auf dem Schweißelement Typ 2, mit einem Drahtabstand von 0,3 und einem Drahtdurchmesser von 0,065. Das Flächengewicht beträgt 0,99 kg/m², die Schweißelementdicke 0,48mm.

3.3.3 Zusammenfassung

Die Aufheizrate und Prozessrobustheit wird neben der Isolierungskonfiguration durch das eingesetzte Drahtgitter bestimmt.

Dünne Drahtquerschnitte haben einen hohen Widerstand und führen zu einer schnellen Erwärmung (vgl. Kapitel 2.3.2.1), sind aber über längere Zeiträume oder höhere Energieströme nicht prozesssicher einzusetzen. Die thermisch bedingte Drahtstreckung und somit Dickeneinschnürung verstärken diesen Effekt zusätzlich.

Für jede Draht-Schweißelementkonfiguration gibt es somit einen optimalen Einsatzbereich, der von der Fügefläche und den damit notwendigen Energiedichten und den erforderlichen Aufwärmraten zusammenhängt. In den experimentellen Untersuchungen stellten sich die Konfigurationen Typ 2 und Typ 3 als optimal heraus.

3.4 Phase 4: Prüfung

Die Charakterisierung der Prozessparameter erfolgt anhand statischer Prüfversuche an Universalprüfmaschinen der Fa. *Zwick Roell*. Hierfür stehen 3 Prüfmaschinen bis 100 kN, 200 kN und 500 kN zur Verfügung. Um ein Rutschen der Proben in der Einspannung zu vermeiden, werden hydraulische Spannbacken eingesetzt.

Die Prüfbedingungen entsprechen mit 50 % Luftfeuchtigkeit, 2 mm/min Vorschub und 23 °C den Prüfvorschriften der *ASTM D1002* sowie der *QVA-Z10-46-09*.

Die Dehnung wird über den Traversenweg korreliert, da aufgrund der gewählten SLS¹⁸-Probengeometrie keine DMS appliziert werden können.

3.4.1 Prüfnormen

Die gewählte Probengeometrie orientiert sich an der *ASTM D1002* sowie der *Airbus QVA-Z10-46-09* für SLS Proben. Die ursprünglich für Klebverbindungen entwickelten Normen auf Zug-Scherung, finden in der gängigen Fachliteratur auch als Prüfnorm für Schweißverbindungen thermoplastischer FVK-Werkstoffe Verwendung (vgl. Kapitel 2.3).

Prüfnorm

Die nach *ASTM D1002* geforderte Prüfgeometrie ist in Bild 51 dargestellt

Alle Prüfungen werden entsprechend der zu Grunde liegenden Prüfnormen *ASTM D1002* und *QVA-Z10-46-09* bei 23 °C und einer relativen Luftfeuchtigkeit von 50 % auf Zugscherung durchgeführt. Die Traversengeschwindigkeit liegt bei 2 mm/min bei einer Vorspannkraft von 50 N.

Die Prüfprobengeometrie weist zwei Einkerbungen der 200 mm x 25,4 mm großen Probe auf. Dies reduziert die effektiv auf Zug-Scherung getestete Prüffläche auf 25,4 mm x 12,7 mm. Die Prüfprobenform entspricht einer SLS-Probe. Die Einkerbungen bedingen einen S-Schlag des Kraftverlaufs, der zu lokalen Verwindungen und somit zu dem Auftreten von Biegemomenten führen kann. Dies wird durch die Prüfung nach der *QVA-Z10-46-09* mittels eines Führungselementes verhindert.

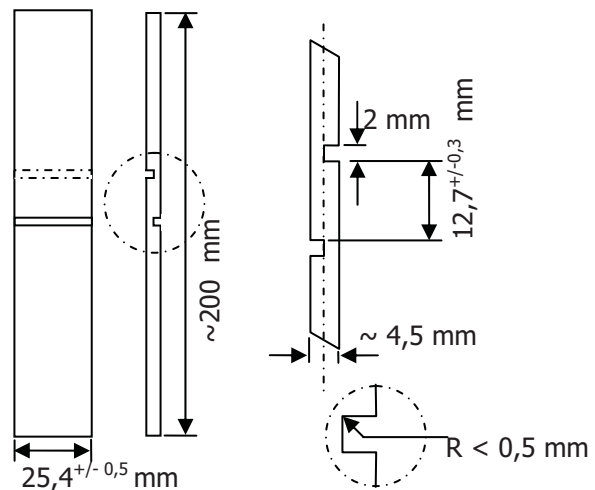


Bild 51 Prüfgeometrie nach *ASTM D1002*

Die Vorteile dieser Norm sind die hohe Vergleichbarkeit mit den bisher veröffentlichten Untersuchungen sowie die Beschränkung auf nur eine Schweißung pro Prüfkörper. Für den Kraftverlauf optimierte Prüfgeometrien wie Double-Lap-Shear (DLS) Prüfkörper bedingen stets zwei Fügeflächen, wodurch eine eindeutige Bewertung der Prozessparameter und Einflussfaktoren verfälscht werden würde.

Aufbauend auf dieser Prüfgeometrie für Zugproben wurden in Abhängigkeit der getesteten Werkstofftypen (APC2-APC2 und 450CA30-APC2) zwei Probengeometrien sowie für die Endlosfaser-Kurzfaserkombination eine analoge Druck-Prüfgeometrie definiert.

¹⁸ Single Lap Shear: Testspezifikation für Verbindungstechnologien mittels einseitig verbundener, überlappender Platten

3.4.2 Prüfgeometrien

Die Prüfnorm ASTM D1002 ist auf das Prüfen der Fügeverbindungen von Laminatproben ausgelegt. Dabei wird eine definierte Fläche unter definierten Bedingungen auf Zugscherung belastet.

In dieser Arbeit wird neben klassischen Fügeverbindungen von Laminaten auch der Einsatz von kurzfaserverstärkten Werkstoffen analysiert. Da diese Werkstoffe fertigungsbedingt (Spritzgußprozess vgl. Kapitel 4) auf Zug ein großes Streuungsband haben, erfolgte für die APC2-450CA30 Prüfproben eine Anpassung der Prüfnorm.

Dies bedingt eine Modifikation der Geometrie sowie des Prüfverfahrens auf Druckscherung.

Nachfolgend sind die Schweißprobengeometrien und Prüfgeometrien für die Laminatschweißungen (APC2-APC2) und die Laminat – Kurzfaserschweißung (APC2-450CA30) dargestellt.

3.4.2.1 Schweißprobengeometrie A für APC2-APC2 Schweißungen

Die meisten Untersuchungen und Erkenntnisse erfolgen an APC2-APC2 verschweißten Prüfproben. Die Konzentration auf einen Werkstoff ermöglicht weitestgehend die Vermeidung von schlecht quantifizierbaren Effekten wie beispielsweise anisotrope Werkstoffkennwerte. Diese Einschränkung ermöglicht die Quantifizierung und Definition der Prozessparameter sowie Einflussfaktoren.

Für die Schweißprobenkonfiguration wurde, basierend auf der dargestellten Prüfnorm, nebenstehende Probengeometrie definiert.

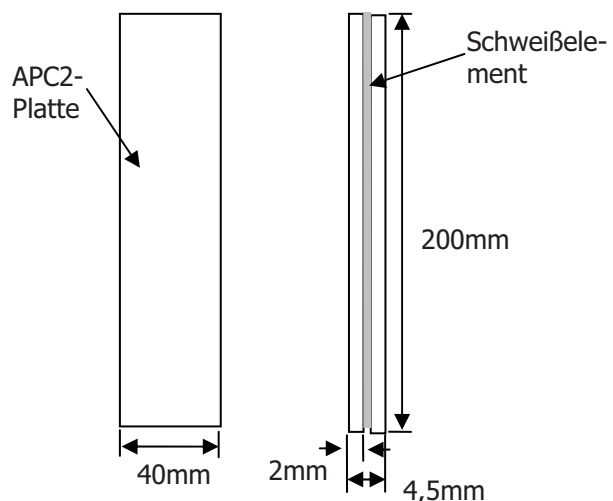


Bild 52 APC2-APC2 Schweißprobenkonfiguration A

Aus diesen vergleichsweise großen und aufwendigen Schweißproben werden in mehreren Schritten die Probenkörper mechanisch herausgearbeitet.

Diese Geometrie bietet folgende wesentliche Vorteile:

- Kein Test von Schweißrandeffekte, da die Prüfkörper aus der Mitte der Schweißproben herausgearbeitet werden
- Es wird die von dem Prozessverlauf her kritischste Stelle einer Schweißung getestet
- Die Schweißprobendimension stellt hinsichtlich Reproduzierbarkeit, Parameterkonfiguration und Prozessrobustheit höhere Prozessanforderungen
- Prozessphänomene treten aufgrund der größeren Probendimension intensiver hervor (vgl. Kapitel 2)

Als Nachteile sind der höhere Materialverbrauch sowie der höhere Nachbearbeitungsaufwand zu nennen. Bei realen Bauteilen sind in den Randbereichen entsprechende Abschlagsfaktoren zu berücksichtigen. In einer kleinen Versuchsstudie lag der Anteil der Verschweißung teilweise nur bei >75%.

Für die jeweils äußeren 5mm einer Fügezone wurde deshalb ein Festigkeitsabschlag von 50% angenommen.

Über der Prüffläche stellt sich eine typische Spannungsverteilung mit dem Spannungsüberhöhungsfaktor τ ein (vgl. Bild 53).

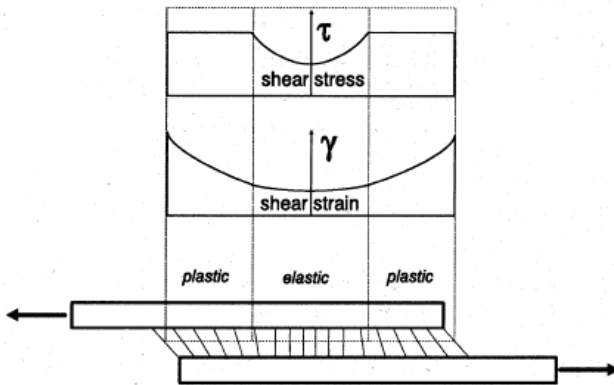


Bild 53 Spannungsverteilung über der Prüffläche

Für die SLS-Prüfproben gilt:

$$\Psi = \frac{G_s l^2}{E d s} \quad (3.8)$$

$$\tau = \sqrt{\frac{\Psi}{2}} \coth \sqrt{\frac{\Psi}{2}} \quad (3.9)$$

Mit dem Geometriebeiwert Ψ , dem Schubmodul der Schweißfläche G_s , dem E-Modul E (bei verschiedenen Werkstoffpaarungen der des schwächeren Werkstoffes), der Überlappungslänge l , der Materialdicke d und der Dicke der Schweißung s .

Proben unterschiedlicher Werkstoffe und Probendicken können über den Spannungsüberhöhungsfaktor normiert und verglichen werden. Unberücksichtigt bleiben dimensionsbedingte Einflussfaktoren und Randbedingungen.

Messfehler

Da keine Dehnmessstreifen (DMS) in dem Scherbereich appliziert werden, können dient der Traversenweg als Dehnungsindikator. Der Traversenweg inkludiert auch die Setzeffekte der gesamten Testaufbaukette.

Vergleichende Versuche von anderen Prüfkörpern bestätigten eine Abweichung der Dehnmesskurve im Anfangsbereich von bis zu 5 %. Die Setzeffekte verfälschen auch das E-Modul in diesem Bereich, die maximalen Festigkeitswerte werden nicht beeinflusst.

Bei einem Klemmdruck der Spannbacken von 150 bar ist kein Rutschen der Proben in der Einspannung zu beobachten.

3.4.2.2 Prüf- und Schweißprobengeometrie B für APC2-450CA30 Schweißungen

Das Kurzfasermaterial 450CA30 zeigte bei den Testverläufen auf Zug eine größere (Festigkeits-) Streuung als auf Druck. In Anlehnung an die *ASTM D1002* wurde deshalb eine den spezifischen Materialeigenschaften angepasste Druck-Prüfprobengeometrie definiert.

Entsprechend der *QVA-Z10-46-09* wurde für die Prüfung eine seitliche Stützung entwickelt, die ein Ausknicken und so das Auftreten von Biegeeffekten verhindert. Die Prüfkonditionen orientieren sich ebenfalls an der *QVA-Z10-46-09* und der *ASTM D1002*.

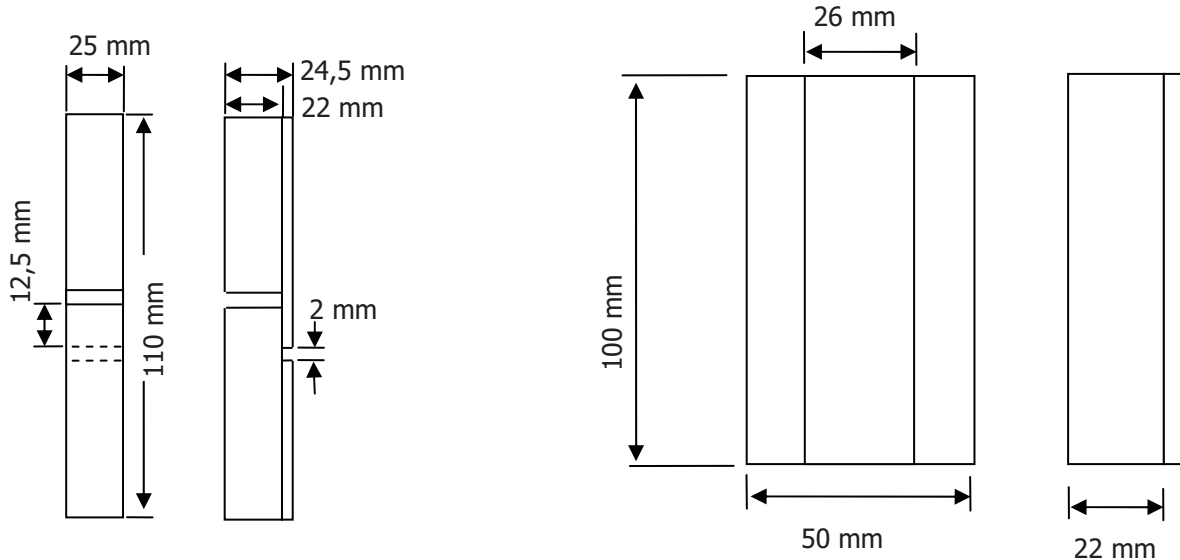


Bild 54 Druck-Prüfgeometrie für APC2-450CA30 Schweißungen in Anlehnung an die *QVA-Z10-46-09*

Bild 55 Druck-Schweißgeometrie für APC2-450CA30 Schweißungen in Anlehnung an die *QVA-Z10-46-09*

Die von der Prüfgeometrie abgeleitete Schweißprobenkonfiguration für die APC2-450CA30 Schweißprobenkonfiguration B ist in Bild 54 dargestellt. Aufgrund des hohen Nachbereitungsaufwands (Überfräsen) wurden die Kurzfaserelemente nur minimal breiter ausgeführt.

Nachbereitungstoleranzen

Die Proben werden seitlich grob besäumt und mit einer CNC-Fräsmaschine nachbearbeitet. Dies ermöglicht die Reduktion der Frästoleranzen auf $< 0,1\%$ (Vermessene Toleranz bei $\pm 0,06\%$). Bei der Verarbeitung des kurzfaserverstärkten 450CA30 Werkstoffes können geometrisch größere Abweichungen in Dickenrichtung auftreten (bis 2%). Die entsprechend der Norm erlaubte Toleranz beträgt $2,5\%$. Nicht quantifizierbar sind Effekte aufgrund des Materialverschleißes der Fräsblätter bzw. Fräser.

Die SLS-Prüfproben der Schweißprobenkonfiguration A für APC2-APC2 Prüfkörper werden auf Zug-Scherung nach der *QVA-Z10-46-09* eingespannt. Hierbei wird, entsprechend der Norm, eine zusätzliche Supporteinheit eingesetzt, die das Ausbilden der Biegemomente auf die Prüffläche vermindert. Die freie Weglänge zwischen den Spannbacken beträgt 106 mm , der Klemmdruck 150 bar .

Die SLS-Prüfkörper der Schweißprobenkonfiguration B (APC2-450CA30) werden auf Druck-Scherung in Anlehnung an die *QVA-Z10-46-09* getestet. Auch für diese Prüfkörper wird eine Supporteinheit eingesetzt.

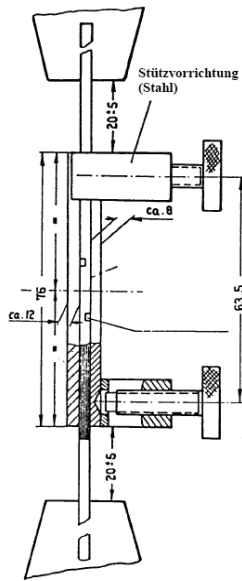


Bild 56 Supporteinheit der Schweißprobenkonfiguration A

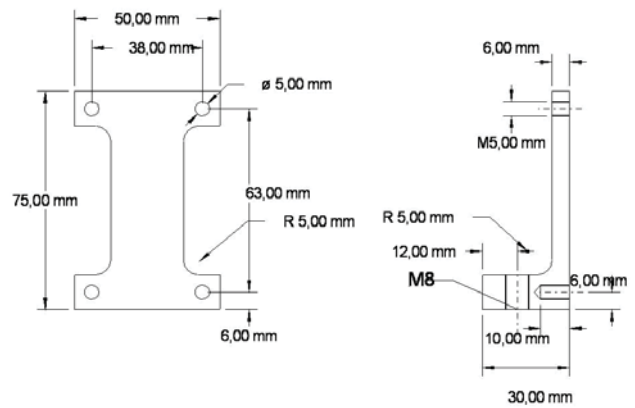


Bild 57 Supporteinheit der Schweißprobenkonfiguration B

4 Beschreibung des Kurzfaserverwerkstoffes

Im industriellen Einsatz sind endlosfaser verstärkte Kunststoffe kostenintensiv in der Herstellung und Verarbeitung. Kurzkohlenstofffaser verstärkte Kunststoffe sind kostengünstiger in der Beschaffung und können im Spritzgießverfahren appliziert werden. Dies ermöglicht große Formfreiheiten. Die Festigkeiten liegen deutlich unter denen der endlosfaser verstärkten Kunststoffe.

Die Kombination der beiden Werkstoffe könnte beispielsweise im Bereich lokal geringer belasteter Bereiche oder als Aufdickung in Fügezonen eine wirtschaftlich und prozessual interessante Alternative darstellen. Im Folgenden wird kurz auf die Besonderheiten des Kurzfaserverwerkstoffes eingegangen.

Kurzkohlenstofffaser verstärkte Kunststoffe zeichnen sich auf mikroskopischer Ebene durch einen prozessbedingt hohen Anisotropiegrad aus, der wesentlich von der Faserverteilung und -orientierung abhängt. Die Faserverteilung spiegelt dabei die charakteristischen Strömungsverläufe der Prozessierungshistorie wieder.

Erste Untersuchungen zeigten stark variierende Eigenschaften bei der Prozessierung und Bearbeitung. Oberhalb des Glasübergangspunktes konnte eine deutliche Volumenexpansion beobachtet werden. Im Bereich der Schmelze zeigt der Werkstoff einen hohen Plastifizierungsgrad. Das Ziel dieses Kapitels ist die Quantifizierung des Kurzfaserverwerkstoffes und dessen Beschreibung.

Für die Prädiktionsgenauigkeit des Kurzfaserverwerkstoffverhaltens wird in diesem Kapitel ein teilanalytisches Verfahren, basierend auf 2D Gefügeanalysen, für die Bestimmung der Faserverteilung und -orientierung vorgestellt. Aus diesen Daten lassen sich die charakteristischen Werkstoffeigenschaften für Simulationsansätze errechnen.

Aus den kommerziell erhältlichen FEM-Programmen für Spritzgießsimulationen können für einfache Geometrien die lokalen Faserorientierungen mit einer experimentell verifizierten Prognosegenauigkeit von ca. 10 % [112] abgebildet werden. Bei komplexeren Modellen sinkt die Genauigkeit auf ca. 50 % [112]. Die Programme errechnen mittels Strömungssimulationen die Faservorzugsrichtungen einzelner Finite-Elemente.

Die hieraus abgeleiteten Werkstoffkenndaten werden als über das Element als homogen angenommen. Die maximale Genauigkeit der tatsächlichen Faserorientierung ist somit direkt von der Vernetzungsqualität und der Elementgröße abhängig.

Ein numerischer Ansatz der Fa. *Ex-Stream* [113] sieht eine Kopplung der aus den Strömungsdaten extrapolierten Elementeigenschaften beispielsweise aus einem Spritzgießprogramm wie *Moldflow* mit den Elementen eines kommerziellen FEM-Programms vor. Das Programm *Digimat* bietet eine entsprechende Mapping-Schnittstelle, die die Eigenschaften der einzelnen Elemente des Strömungsnetzes auf das strukturelle Netz überträgt.

Dies erlaubt eine vergleichsweise feine Aufschlüsselung der Werkstoffeigenschaften. Da kein Spritzgießprogramm zur Verfügung stand, wurde im Rahmen dieser Arbeit ein experimenteller Ansatz für die Bestimmung der Kurzfasermaterialeigenschaften erarbeitet.

4.1 Modell der experimentellen Bestimmung der Faserverteilung

Für die Faserorientierung wurde ein experimenteller Ansatz nach Pflamm [112] angewendet, der auf die Arbeiten von Eyerer et al. zurückzuführen ist. Dabei werden die Materialdaten auf Basis einer 2D oder 3D Bildanalyse des Mikrogefüges generiert.

Bei Spritzgießbauteilen kommt es bei der Formfüllung zur Ausbildung eines charakteristischen Schichtenaufbaus, wie er u. a. von Hegler [114, 115] und Menges et al. [88] beschrieben wird. Die Schichten können für ebene Platten in vereinfachten Modellen als 3- bis 9-Schichtmodell abgebildet werden [88, 116]. Die Entstehung der Schichten lässt sich durch die Strömungsverhältnisse und der vorherrschenden Scherkräfte in der Kavität erklären. Die Differenzierung dieser Schichten basiert auf der Einteilung nach vorherrschenden Faservorzugsrichtungen.

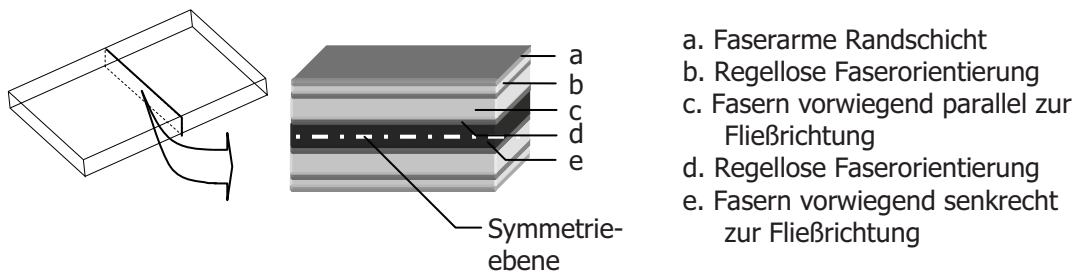


Bild 58 9-Schichtmodell

In den einzelnen Schichten werden entsprechend der Vernetzungsfeinheit so genannte Repräsentative Volumen Elemente (RVEs) gebildet. In den einzelnen RVEs werden, aufbauend auf der Charakterisierung der Hauptfaserrichtung, die korrelierten Werkstoffparameter errechnet.

Nachfolgend ist die adaptierte Sequenz der experimentellen Kurzfaserverwerkstoffbestimmung schematisch dargestellt:

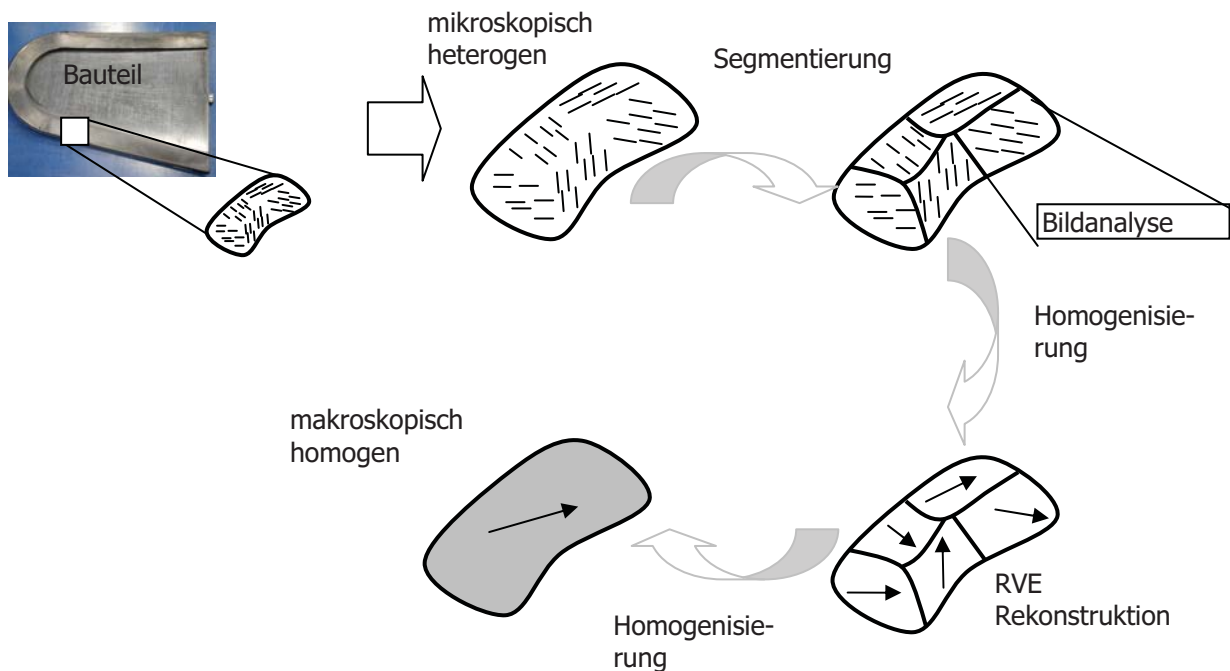


Bild 59 Sequenz für die Bestimmung der Kurzfaserverwerkstoffeigenschaften

4.1.1 Bestimmung der Faserverteilung für ein RVE

Die Ermittlung der Faserverteilung erfolgt in den Schritten:

- Datenerfassung des mikroskopischen Gefüges
- Bildbearbeitung (Segmentierung, Labeling, Verarbeitung)
- Korrektur der Faseranschnittswahrscheinlichkeiten
- Weiterverarbeitung und Homogenisierung

1. Datenerfassung des mikroskopischen Gefüges

Im Rahmen dieser Arbeit wurden drei unterschiedliche Datenerfassungstechnologien verglichen. Den besten Kontrast und die kostengünstigste Alternative stellen mikroskopische Lichtbildaufnahmen dar. Aufnahmen im Raster-Elektronenmikroskop (REM) liefern die gleiche Informationsdichte bei einem gesteigerten Präparations- und Kostenaufwand. Der Faser-Matrix Kontrast ist aufgrund der Goldbedampfung geringer und der Analyseausschnitt ist im Vergleich zu den Lichtbildaufnahmen kleiner. CT-Aufnahmen bieten den Vorteil viele Bildschnitte für die Rekonstruktion einer 3D-Verteilung zu liefern, weisen jedoch aufgrund der geringen Dichtedifferenz und der Aufnahme-technik häufig ein Rauschen¹⁹ auf. Nachfolgend sind die drei unterschiedlichen Bilddatentypen dargestellt.

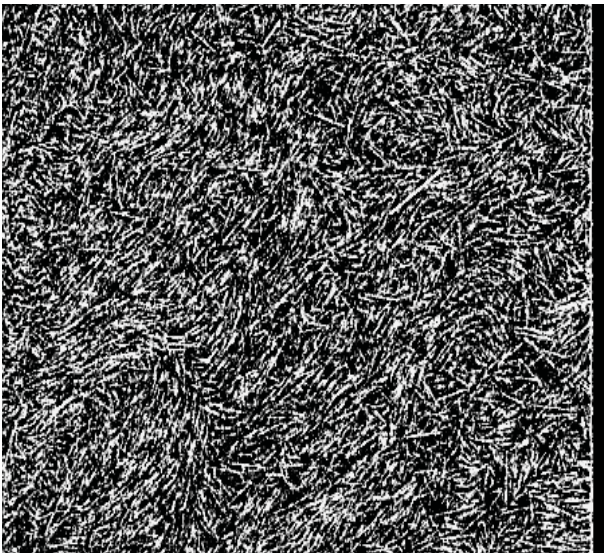


Bild 60 CT-Aufnahme Voxelgröße 9 nm

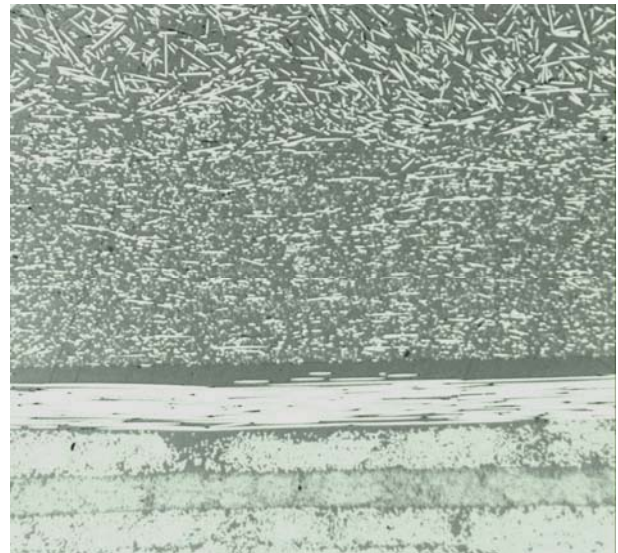


Bild 61 Lichtbildmikroskopaufnahme 100-fach vergrößert

¹⁹ Rauschen ist eine Verschlechterung des aufgenommenen Bildes durch Störungen. Die betroffenen Pixel weichen in Farbe und Helligkeit von den ursprünglichen Werten ab.

Während Lichtbildmikroskop und REM die optischen Reflexionseigenschaften unterschiedlicher Werkstoffe widerspiegeln, werden in CT-Aufnahmen unterschiedliche Dichten vermessen. In Bild 60 zeigt sich, dass die Faserkonturen teilweise verlaufen bzw. in einander übergehen, was die Auswertung erschwert. Die CT-Aufnahmen sind bei hohen Auflösungen (Voxel²⁰) auf kleine Probedimensionen (5 mm x 5 mm) limitiert.

Für die Weiterverarbeitung müssen aus den Verfahren Grauwertbilder extrahiert werden. Hohe Kontraste ermöglichen die beste Differenzierung und Identifizierung der Objektelemente.

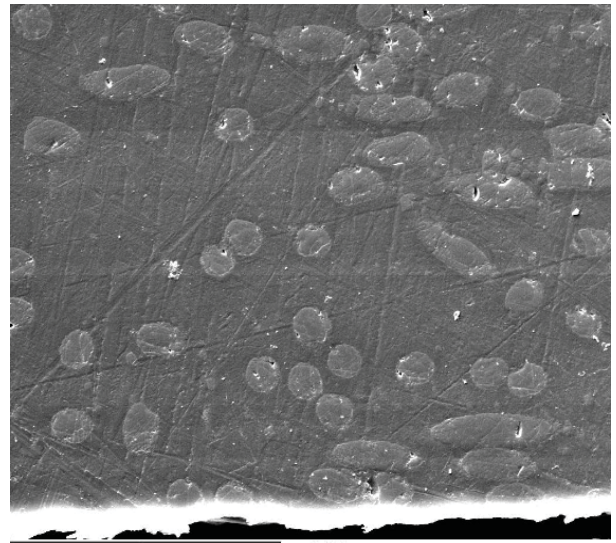


Bild 62 REM-Aufnahme 750-fach vergrößert

Die Auflösungen aller dargestellten Bilder sind ausreichend hoch, um diese weiter zu bearbeiten. Bei höheren Vergrößerungen zeigen sich Kontrast- und Schärfevorteile für das REM- sowie das Mikroschliffbildanalyseverfahren. Eine Aktivierung bzw. Bearbeitung der Oberflächen für eine Kontrastverbesserung im mikroskopischen Lichtbildverfahren (bsp. Ätzen) ist nicht notwendig [112].

2. Bildanalyse

Für die Bildanalyse werden die photogrammetrisch erfassten Faserverteilungen in Grauwertbilder umgewandelt. Die Informationen dieser Bilder lassen sich durch die Analyseschritte des Segmentierens, Labelings und Verarbeitens klassifizieren und automatisiert auswerten.

Die Segmentierung dient der Charakterisierung der Bildbestandteile mittels einer Nachjustierung des Kontrasts, der Helligkeit und des Rauschens. Die Differenzierung der Komponenten erfolgt i.d.R. über eine Binärisierung mit festgelegten globalen oder lokalen Schwellwerten. Als globales Schwellwert-Binärisierungsverfahren sei die Methode nach Otsu, für lokale Schwellwerte der Niblack Segmentierungsalgorithmus genannt [117, 118]. Geeignete Filter wie der Medianfilter ermöglichen eine Schärfung der Objektkonturen und eine Reduktion des Rauschens.

Die Objektidentifizierung wird als Labeling bezeichnet. Die Binärbilder werden mittels morphologischer Transformationen (Erosion, Dilatation) geglättet. Weitere Bearbeitungsfiler sind die Wasserscheidentransformation oder die geodätische Transformation. Bei beiden Verfahren werden Grauwerteobjekte mit einer geringeren Grauwert-Differenz oder geringer Bildfläche homogenisiert. Dieser Charakterisierungsschritt ist für 3D-Bilder aufgrund der dreidimensionalen Bestimmung deutlich aufwändiger.

In der Weiterverarbeitung kann beispielsweise eine geometrische Charakterisierung oder im dreidimensionalen eine Volumenrekonstruktion, das Fitting, erfolgen. Bei der geometrischen Charakterisierung werden Referenzkörper definiert und mit den Bilddaten gefittet (abgeglichen).

Bild 63 zeigt die Bildbearbeitungsschritte eines Schliffbildes eines Randsegmentes unter Verwendung des *Vision Assistant* von *National Instruments*.

²⁰ Voxel sind 3-dimensionale „Pixel“, also Grauwertvolumen, die sich aus einer Rekonstruktion mehrerer sequentieller Röntgenbilder ergeben.

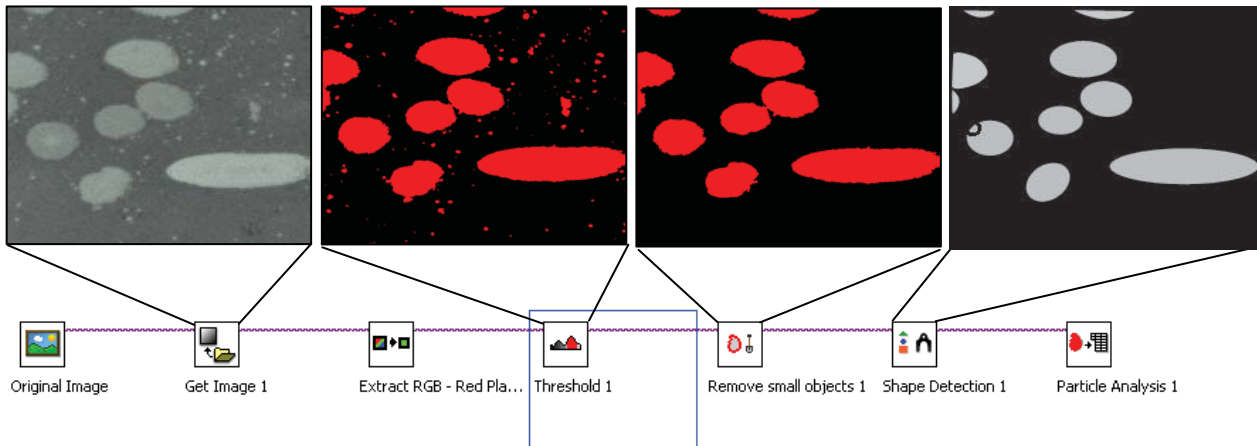


Bild 63 Bearbeitungsschritte eines Schliffbildes mit dem NI Vision Assistent

Dabei erfolgt eine schrittweise Zerlegung des Bildes in ein binäres Bild sowie das Glätten der fraktalen Elemente über entsprechende Größenfilter (Schwellwertverfahren). Die extrahierten Bildelemente (hier rot) werden mit definierten Geometrien (Ellipsen) gefittet, deren Größe und Position relativ zu den Bilddimensionen bestimmt werden. Dies hat gegenüber reinen Pixelvermessungen den Vorteil, dass kleine geometrische Defekte nicht zu fehlerhaften Auswertungen führen. Im Anhang C sind die für das Beispiel in Bild 63 ermittelten lokalen Koordinatensysteme mit den entsprechenden Drehwinkeln abgebildet.

3. Korrektur der Faseranschnittswahrscheinlichkeiten

Basierend auf den exakten Geometrien der Faserellipsen kann die Position der Fasern auf jeweils maximal zwei Orientierungsrichtungen eingeschränkt werden. Für eine exakte Bestimmung der Faserorientierung müssen zwei versetzte Schliffe ausgewertet werden.

Für CT-Aufnahmen bietet das Software Programm MAVI des *Fraunhofer ITWM* (Institut für Techno- und Wirtschaftsmathematik) einen entsprechenden Rekonstruktionsalgorithmus für 3D Bilder.

Bei Schliffbildern liegt die Wahrscheinlichkeit, Fasern zu treffen, die senkrecht zur Schnittebene liegen, deutlich höher, als Fasern in der Schnittebene anzuschneiden.

Vor diesem Hintergrund wurden von Zhu, Bay und Tucker, Möginger und Eyerer sowie Fischer und Eyerer Gewichtungsfaktoren eingeführt [42, 44, 119]. Hintergrund ist die Berücksichtigung der Faseranschnittswahrscheinlichkeiten in Abhängigkeit der Faserlage und -orientierung. Quer zur Schliffebene liegende Fasern müssen verhältnismäßig höher gewichtet werden.

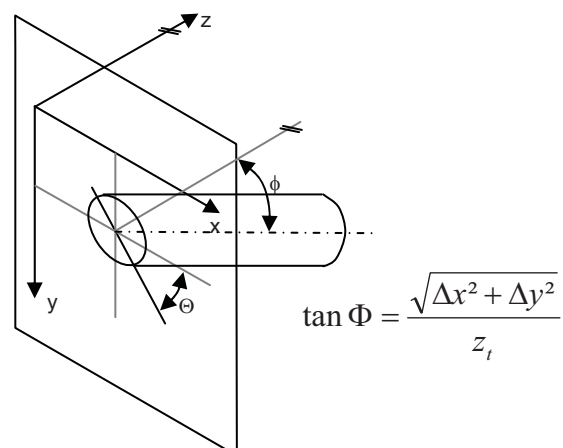


Bild 64 Schnittbild der Faserorientierung

Die Gewichtungsfunktion nach Bay Tucker:

$$W_{abs} = \begin{cases} \frac{1}{s \cos \phi} & \text{for } \phi \leq \phi_c = a \cos\left(\frac{1}{s}\right) \\ 1 & \text{for } \phi > \phi_c \end{cases} \quad (4.1)$$

Die Gewichtungsfunktion nach Fischer und Eyerer:

$$\frac{a_n}{a_{90^\circ}} = \left(\frac{\pi l}{4c_F d}\right)^{-2/3} \left\{ \left[\left(\frac{\pi l}{4c_F d}\right)^{4/3} - 1 \right] \sin^2 \Theta + 1 \right\}^{1/2} \quad (4.2)$$

Die Gewichtungsfunktion von Fischer und Eyerer ermöglicht eine exaktere Bestimmung der Faserorientierung über die Anschnittsflächen.

Eingesetzt in (4.2) ergibt sich nach Berücksichtigung der Gewichtungsverteilung der Faserwinkel eine Faservorzugsrichtung. Für das Beispiel in Bild 63 sowie im Anhang C von $\Theta 42,5^\circ$ und $\Phi 6,13^\circ$.

Bei einem Faservolumenanteil von 30 %, bekannten Faserlänge und Faserdickenverteilungen kann für dieses Segment ein charakteristisches RVE mit transversalisotropen Materialeigenschaften aufgebaut werden.

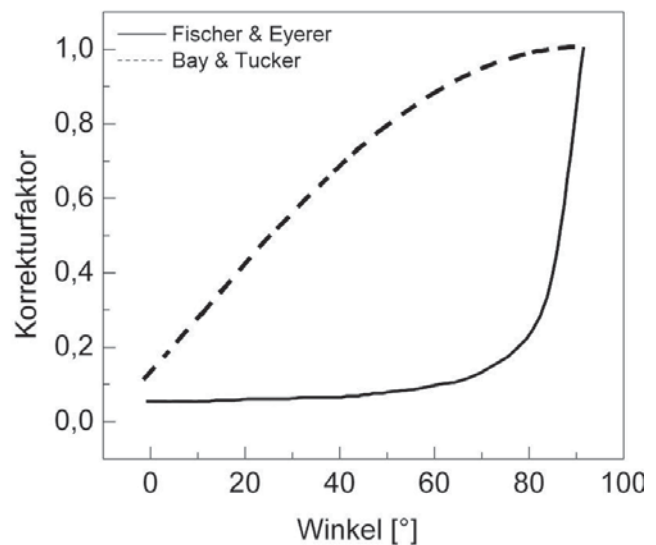


Bild 65 Vergleich der Gewichtungsfunktion nach Fischer und Eyerer

4. Homogenisierung

Entsprechend der Mischungsregeln nach Halpin-Tsai [43] oder Chamis [41] können für die homogenisierten RVEs die makroskopischen Materialeigenschaften berechnet werden.

Die Halpin-Tsai Gleichungen basieren auf empirischen Verhältnissen. Dabei werden die Eigenschaften und geometrischen Faktoren der Verstärkungselemente und der Matrix berücksichtigt.

Alternativ sind die in Kapitel 2.2 dargestellten Approximationsansätze für mehrphasige Systeme nach Voigt, Mori Tanaka oder beispielsweise Reuss anzuwenden.

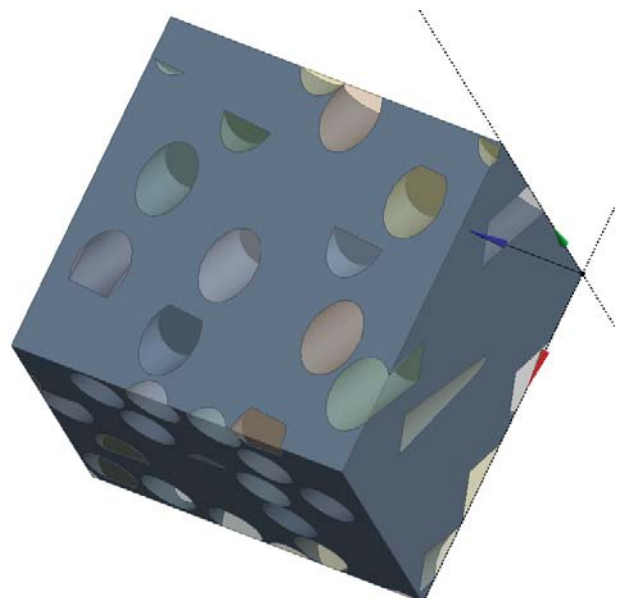


Bild 66 RVE mit einer Faservorzugsrichtung von $\Theta 42,5^\circ$ und $\Phi 6,13^\circ$ mit 30 Vol%, dargestellt in Digimat

Die im lokalen Koordinatensystem (KOS) erhobenen Daten sind über zwei Euler-Transformationen in das globale KOS zu übertragen. Im Gegensatz zu der klassischen Laminattheorie sind hierbei 2 Transformationen in zwei Ebenen zu berücksichtigen. Dabei kann von transversalisotropen Eigenschaften ausgegangen werden, die über die TTT-Transformationsmatrix gedreht werden:

$$TTT = \begin{pmatrix} m^2 & n^2 & 0 & 0 & 0 & 2mn \\ n^2 & m^2 & 0 & 0 & 0 & -2mn \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & m & -n & 0 \\ 0 & 0 & 0 & n & m & 0 \\ -mn & mn & 0 & 0 & 0 & m^2 - n^2 \end{pmatrix}; \text{ mit } \begin{matrix} m = \cos(\Theta) \\ n = \sin(\Theta) \end{matrix} \quad (4.3)$$

4.2 Messtechnik

4.2.1 Volumendetektierung

Die Volumenmessung erfolgt mittels eines Accu-Pyc-1330 Messgerätes der Firma *Micromeritics*. Dieses Gerät ermöglicht eine vollautomatische Feststoffvolumenbestimmung von Körpern beliebig unregelmäßiger Geometrie. Dabei wird die totale Gasverdrängung eines Körpers unter Bezug auf ein kalibriertes Expansionsvolumen ermittelt. Das Messsystem verfügt über zwei hermetisch schließbare Kammern, die schematisch in Bild 67 dargestellt sind. Als Arbeitsgas wird Helium eingesetzt.

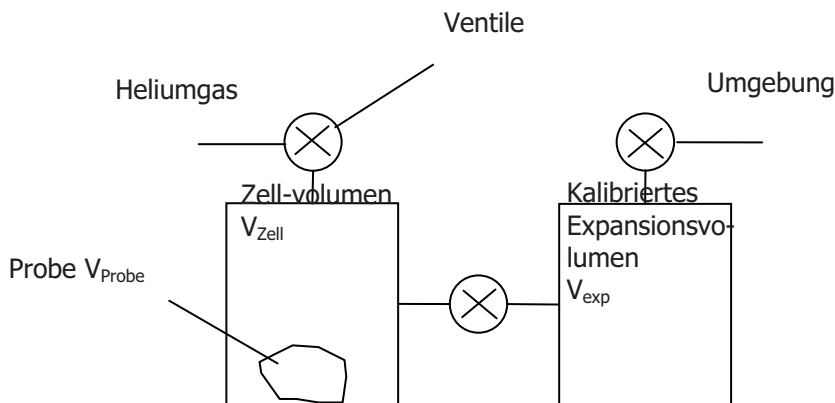


Bild 67 Funktionsweise des Pycnometers

Die Arbeitsgleichung leitet sich nach einigem Umformen aus der allgemeinen Gasgleichung in dem Gleichgewichtszustand ab.

Bei konstanter Umgebungstemperatur T_a und bekanntem Umgebungsdruck p_a sowie den Volumina V_{Zell} und V_{exp} ergibt sich mit dem Initialenmessdruck p_1 und dem Gleichgewichtsdruck p_2 :

$$V_{Probe} = V_{Zell} - \frac{V_{exp}}{\frac{p_1 - p_a}{p_2 - p_a} - 1} \quad (4.4)$$

Die exakte Bestimmung der Gerätemessvolumina V_{zell} und V_{exp} erfolgt durch eine Kalibrierung mit einer genormten Probe.

Der Druck wird über eine integrierte Druckmessdose detektiert.

Messgenauigkeit

Die Reproduktionsgenauigkeit der Volumenbestimmung liegt innerhalb von 0,02% über die vollständige Volumenskala für trockene, saubere und thermisch inaktive Proben.

4.2.2 Dilatometer

Ein Dilatometer misst die lineare thermische Ausdehnung einer Probe als Funktion über der Temperatur. Der Wärmeausdehnungskoeffizient α beschreibt das Expansionsverhalten eines Stoffes in einem bestimmten Temperaturbereich:

$$\Delta l = l_0 \alpha \Delta T \quad (4.5)$$

$$\alpha_{T_1-T_2} = \frac{\frac{\Delta L}{L_0}(T_2) - \frac{\Delta L}{L_0}(T_1)}{T_2 - T_1} \quad (4.6)$$

mit der oberen Temperaturgrenze T_2 und der unteren Temperaturgrenze T_1 sowie der Längenänderung Δl bezogen auf l_0 bei 25 °C.

Das verwendete horizontale Schubstangendilatometer ermöglicht Messungen sowohl im Niederdruck als auch in verschiedenen Gasatmosphären und unter atmosphärischen Bedingungen. Die Probenkörper müssen planparallele Endflächen aufweisen und werden in den Probenhalter eingelegt. Der Probenhalter und der Stempel bestehen aus Aluminiumoxid, dessen Ausdehnungsverhalten über Messungen mit einem Referenzmaterial (Saphir) genauestens bekannt ist.

Ein Dilatometer besteht zudem aus einer Wärmequelle beispielsweise einem Ofen oder einer Heizspindel und einem Messaufnehmer. Bei einem Schubstangendilatometer wird die Expansion über eine Schubstange auf einen linearen Wegaufnehmer übertragen. Es handelt sich um eine indirekte Messung, da die thermische Ausdehnung des Messsystems korrigiert werden muss.

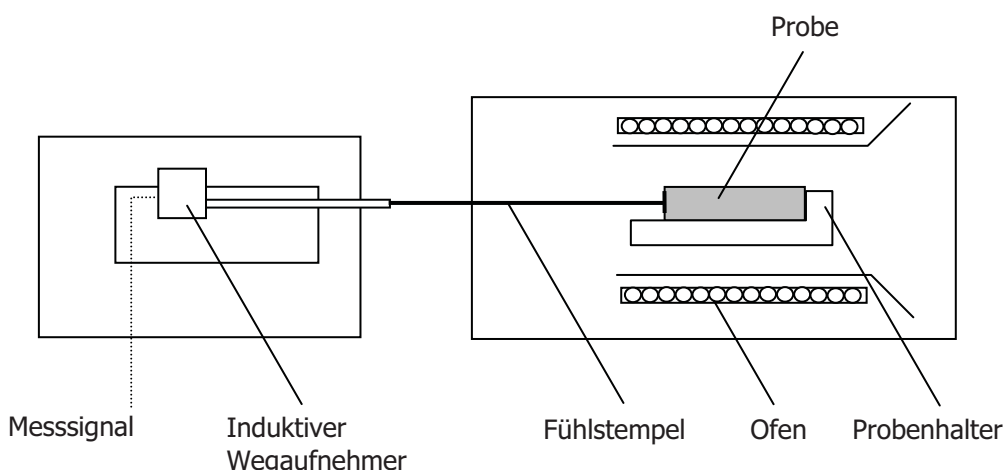


Bild 68 Schematische Darstellung eines Schubstangendilatometers

Die Auflösung des Dilatometers liegt bei 20nm /0,1°C was einer Genauigkeit für α von $0,05 \times 10^{-4} \text{ [K}^{-1}\text{]}$ entspricht.

4.2.3 Viskoplastisches Expansionsverhalten des 450CA30 Kurzfaserverwerkstoffes

Das thermo-elastische Expansionsverhalten des Kurzfasermaterials wurde mittels Dilatometermessungen analysiert. Dabei wurde das Erwärmungsverhalten von Probenkörper bis 320 °C vermessen. Erste Analysen des Kurzfaserverwerkstoffes zeigten eine starke thermische Expansion, die oberhalb des Schmelzpunktes zu einer expansiven Plastifizierung führte.

Die Messungen geben Aufschluss über den reversiblen, elastischen Anteil der thermischen Expansion. Dadurch kann der Anteil der elastischen und plastischen Deformation des Kurzfaserverhaltens quantifiziert werden. Die Begrenzung auf 320 °C erfolgte, um die Messvorrichtung durch das plastische Verformen nicht zu beschädigen.

Im Anschluss an die Darstellung der thermo-elastischen Expansionsergebnisse werden die Ergebnisse der Versuchsreihe zur Bestimmung der irreversiblen thermo-plastischen Expansionsanteil bei Temperaturen von 320 °C bis 440 °C dargelegt.

Thermo-elastisches Expansionsverhalten

Das verwendete Dilatometer (vgl. Kapitel 3) wurde über eine Referenzmessung mit einem Saphireichstandard kalibriert. Die Kalibrierung dient der Quantifizierung des Ausdehnungsverhaltens der Probenhalter und Stempel aus Aluminiumoxid.

Vermessen werden mehrere Proben aus Kurz-Kohlenstofffaser verstärktem PEEK des Materials 450CA30. Die Proben der Abmessungen 5 mm x 5 mm x 40 mm werden an unterschiedlichen Stellen und Orientierungen aus einer extrudierten Platte der Fa. *Ensinger* herausgearbeitet. Die Orientierung der Proben zur Plattenlängsachse betrug 0°, 90° und 45°. Die Enden werden planparallel geschliffen.

Ausgewertet wird die auf l_0 bezogene Längenänderung $\Delta l/l_0$.

Die Versuchsproben zeigen über dem Temperaturbereich nichtlineare Expansionsverläufe. Die 0°-Probe weist einen signifikant höheren Steigungsgradienten auf, was auf eine abweichende Faserverteilungen schließen lässt.

Die angefertigten Schliffbilder belegen, dass dieses Verhalten auf einen größeren Anteil transversal orientierter Fasern zurückzuführen war. Die Analyse bestätigt die vermutete hohe Anisotropie des Kurzfaserverwerkstoffes.

Aufgrund der längeren Aufheizzeiten findet oberhalb des Glasübergangspunktes T_G eine sukzessive viskoplastische Relaxation des Kurzfaserverwerkstoffes statt. Zwei Proben wiesen nach der Messung einen Verzug auf.

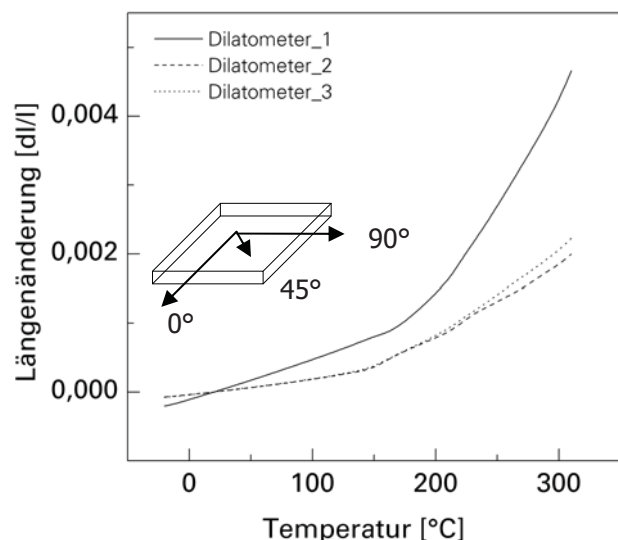


Bild 69 Thermo-elastische Längenänderung der Probenkörper

Plastisches Expansionsverhalten $> T_m$

Oberhalb des Schmelzpunktes von 343 °C erfährt der Kurzfaserverwerkstoff eine viskoplastische Expansion. Aufgrund dieses plastifizierenden Verhaltens wurde eine indirekte Expansionsmessung realisiert, wobei die plastische Volumenexpansion in definierten Temperaturpunkten nach dem Abkühlprozess bestimmt wurde. Dazu wurden volumetrisch exakt vermessene Würfel der Abmessungen 22 mm x 20 mm x 20 mm verschiedenen Temperaturen ausgesetzt. Nach der Abkühlung wurden die plastischen Expansionen mittels der in Kapitel 3 dargestellten Volumendetektion ermittelt.

Untersucht wurde das Expansionsverhalten in sieben stationären Temperaturpunkten zwischen 260 °C bis 440 °C unter atmosphärischen Randbedingungen. Die Temperaturhaltezeit betrug jeweils 10 Minuten nach Erreichen der Zieltemperatur. Die Volumen und Dimensionen aller Versuchskörper wurden im Vorfeld und nach der Erwärmung manuell sowie mittels des *AccuPyc* vermessen (vgl. Kapitel 4.2.1). Das Messgerät wurde zuvor über einen sphärischen Referenzkörper kalibriert. Der Heliummessdruck lag bei 1,92 Psi.

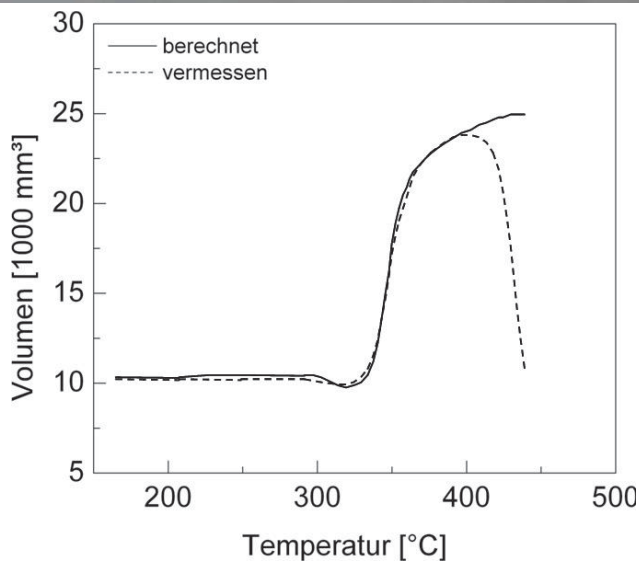


Bild 70 Thermo-plastische Expansion des 450CA30 Kurzfasermaterials

Es zeigt sich, dass unterhalb des Schmelzpunkt T_m von ~ 343 °C keine plastische Verformung eintritt. Somit kann auf ein reines thermoelastisches Verhalten in diesem Temperaturbereich geschlossen werden. Oberhalb des Schmelzpunktes wird die im Fertigungsprozess eingeschlossene Luft freigesetzt, was zu dem Volumenanstieg führt. Nach Abkühlung auf Raumtemperatur konnte aus vier Versuchsserien mit jeweils 10 Proben eine verbleibende Expansion von bis zu 250% ermittelt werden.

Die differentielle Volumenexpansion errechnet sich nach dV/V über dem Ausgangsvolumen. Die Expansion erfolgt zu Lasten des mikroskopischen Gefüges, das sich nach dem Erwärmungsprozess als offenporiger Verbund darstellt. Diese Poren erschweren die Volumenbestimmung von Proben, deren Temperaturniveau oberhalb von 400 °C lag.

Zusammenfassung des thermoplastischen Materialverhaltens

Die beim Spritzgießprozess auftretenden Strömungsprofile prägen die sich einstellenden lokalen Faserverteilungen und -orientierungen.

Da numerische Modellierung des Spritzgießprozesses bei komplexeren Geometrien mit Unsicherheiten behaftet sind [112], wird in diesem Kapitel eine Methode für die Bestimmung der Kurzfaserverwerkstoffeigenschaften vorgestellt. Diese basiert auf einer Bildanalyse der effektiven Faserverteilung einer Probefüllung. Nach der Bildaufbereitung erfolgt eine Segmentierung (Bildung von RVEs), die Korrektur der Faseranschnittswahrscheinlichkeit und eine Homogenisierung der RVE-Materialeigenschaften.

Der hohe Grad an Anisotropie und die Abhängigkeit der Materialeigenschaften von der Faserverteilung spiegelt sich auch in dem thermo-elastischen Expansionsverhalten wider.

Fertigungsbedingt werden beim Kurzfaserverwerkstoff zudem große Luftmengen in der Mikrostruktur eingeschlossen. Diese sind mikroskopisch nicht zu detektieren und haben keinen Einfluss auf das mechanische Verhalten in einem Einsatztemperaturbereich bis 200 °C.

Oberhalb des Schmelzpunktes werden diese Anteile freigesetzt und führen zu einer plastischen Expansion des Werkstoffes.

Aufgrund der dargestellten Ergebnisse wird für den Widerstandsschweißprozess bis 350 °C von einer nicht-linearen thermoelastischen Expansion, ab 350 °C von einer Kombination der thermoelastischen und thermoplastischen Expansion ausgegangen.

Der Kurvenverlauf resultiert sich aus der Überlagerung und Extrapolation der beiden Messreihen.

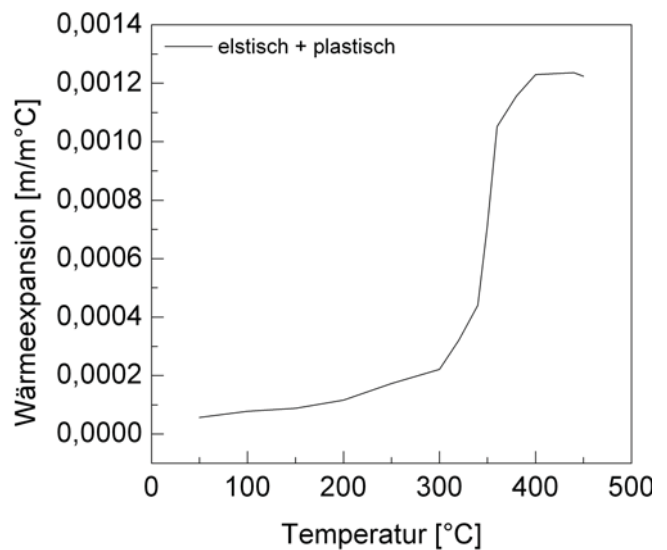


Bild 71 Gesamt thermische elasto-plastische Expansion des Kurzfasermaterials

Dieses gekoppelte elasto-plastische, expansive Materialverhalten wird als thermischer Expansionskoeffizient unter Vorgabe der spezifischen Temperatur-Dehnungskorrelationen in die Simulation von Kurzfaserverwerkstoffen eingespeist.

5 Untersuchungen des Widerstandsschweißprozesses auf Probenniveau

Auf Basis der experimentellen Erkenntnisse erfolgt die numerische Applikation. Dabei wird ein mikroskopisches Modell des Schweißelementes im Schweißprozess aufgebaut und verifiziert. Die Modellerkenntnisse werden homogenisiert, abstrahiert und auf ein höher skaliertes semi-makroskopisches Modell transferiert (vgl. Bild 6).

In Kapitel 5.1 wird der zuvor identifizierte Schweißelementtyp 2 und sein Prozessverhalten spezifiziert. In Kapitel 5.2 werden auf Probenniveau die experimentellen Prozessparameter, Materialverhalten und Einflussfaktoren evaluiert. Diese Daten stellen die Basis für das Simulationsmodell dar (Kapitel 5.3). Effekte, Prozessverhalten und Ausprägungen können auf dieser großen Datenbasis exakt eingestellt und kalibriert werden und sind für den Erstaufbau eine wesentliche Grundlage.

Für die Analyse des Widerstandsschweißprozesses auf Probenniveau werden die Schweißprobenkonfigurationen (A und B) unterschieden. Die Schweißprobenkonfiguration A dient der Prozessqualifizierung von APC2–APC2 Proben. Die Schweißprobenkonfiguration B berücksichtigt die Kombination des Kurzfasermaterials 450CA30 mit einer APC2-Probe.

5.1 Experimentelle Detaillierung & Spezifizierung

5.1.1 Charakterisierung des Schweißelementes Typ 2

Aus der experimentellen Analyse hat sich das Schweißelement Typ 2 als geeignete Schweißelementkonfiguration herauskristallisiert. Das Schweißelement wies Vorteile hinsichtlich des Erwärmungsverhaltens sowie der Prozessstabilität und -steuerung auf.

Nachfolgend werden die spezifischen Werkstoff- und Prozesscharakteristika für eine numerische Implementierung detailliert. Das Ziel ist die Generierung belastbarer Ausgangsdaten für die Modellierung des Schweißelementes sowie des Erwärmungsprozesses des Schweißelementes, der Fügezonen sowie in den Bauteilkomponenten.

5.1.1.1 Ermittlung des spezifischen Widerstandes für das Schweißelement Typ2

Der spezifische Widerstand der eingesetzten Schweißelemente charakterisiert das Erwärmungsverhalten in Relation zum Strombedarf. Der Schweißelementwiderstand wird nach dem Offsetkompensations-Messverfahren bestimmt (vgl. Kapitel 3.2.4). Für die analytische Widerstandsberechnung ist ein Korrekturfaktor für die effektive Länge zu berücksichtigen (vgl. Bild 72). Dabei ist die aus dem Verwebungsprozess prägende Wellengeometrie zu berücksichtigen. Die Messung erfolgte bei 25 °C, die Berechnung entsprechend der Formel (2.17).

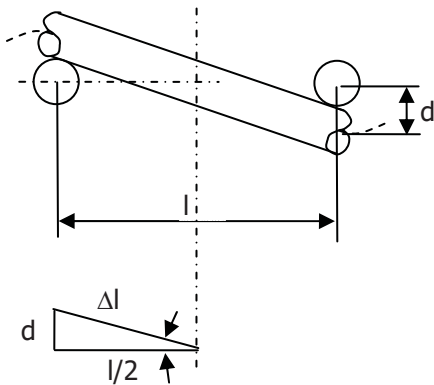


Bild 72 Vereinfachte analytische Korrektur der Drahtlänge

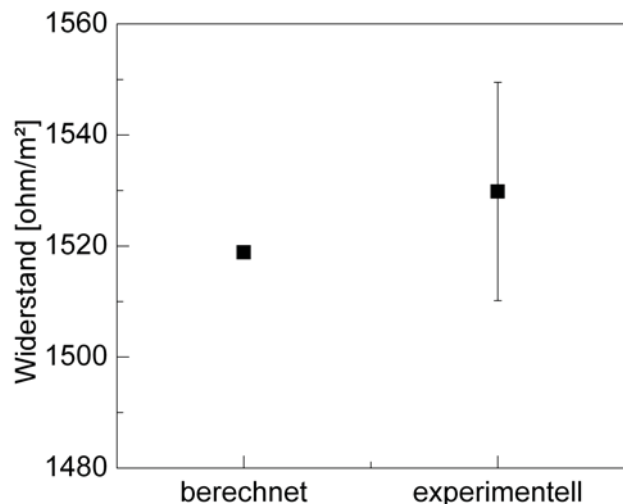


Bild 73 Spezifische Widerstandswerte für ein 200x40mm² Schweißelement Typ 2

Für ein Typ 2 Schweißelement ergibt sich der Korrekturfaktor k_{SWE} mit $2 \cdot \Delta l$ zu 1,12. Das rechte Bild stellt für ein 200 mm x 40 mm Schweißelement Typ 2 dem analytischen Vergleichswert die experimentellen Messungen gegenüber.

Die absolute Abweichung zwischen den gemittelten experimentellen Messungen und der analytischen Bestimmung beträgt 0,72 %.

In Tabelle 3 sind die über 12 Vergleichsmessungen gemittelten Kenndaten des Typ 2 Schweißelementes aufgeführt.

| Nr. | Messabstand [mm] | | Schweißelement | | | | Widerstand [Ω] | | Spez. Widerstand [$\Omega\text{mm}^2/\text{m}$] | |
|------|------------------|-----|----------------|-----|------------|-----|-------------------------|-----|---|--|
| | | | Breite [mm] | | Dicke [mm] | | | | | |
| 1-12 | 220,3 | +/- | 40,708 | +/- | 0,436 | +/- | 0,479 | +/- | 0,7188 +/-0,0177 | |
| | 3,149 | | 0,165 | | 0,0171 | | | | | |

Tabelle 3 Gemittelte Daten eines Standard-Schweißelementes

In nachfolgendem Diagramm sind die analytische und experimentell erfasste Erwärmung eines Typ 2 Schweißelementes gegenübergestellt.

Zwischen der analytischen und der gemittelten Messkurve kann eine gute Übereinstimmung festgestellt werden. Die anfängliche Diskrepanz lässt sich durch die Verzögerung der Durchwärmung sowie der Messsensorik erklären.

Die Messwertstreuung ist auf geringe Schwankungen der Schweißelementgeometrien zurückzuführen.

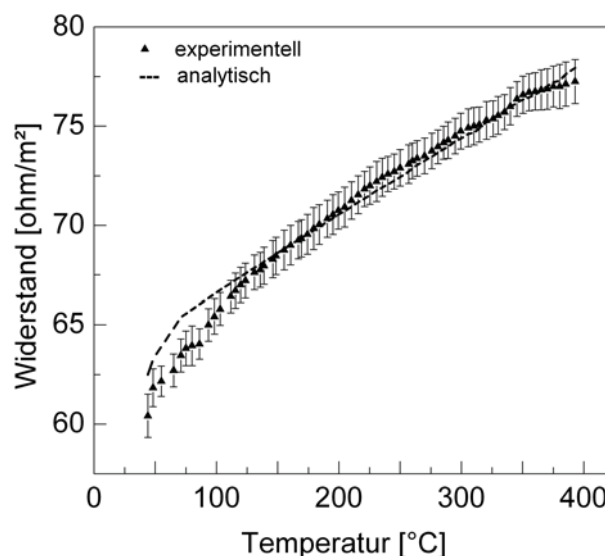


Bild 74 Temperaturabhängige Widerstandsänderung eines Typ 2 Schweißelementes

5.1.1.2 Schweißelementfestigkeit

Die statischen Materialkennwerte der im VCT-Verfahren angefertigten Schweißelemente werden nach der *DIN ISO 11003-2* auf Zug in einer Universalprüfmaschine der Fa. *Zwick* ermittelt. Die Fixierung erfolgt über hydraulische Spannbacken.

Die Probeneinspanndimensionen betragen 120mm x 25mm. Es wurden 3 Serien a 9 Proben auf Zug geprüft. In realen Anwendungen liegt eine Zug bzw. Zug-Scherbelastung vor.

In x-Richtung konnte eine Festigkeit von 130,12 MPa mit einer Standardabweichung von 6,77 MPa auf statischen Zug ermittelt werden.

Das schmale Festigkeitstoleranzband deutet auf einen robusten Fertigungsprozess hin.

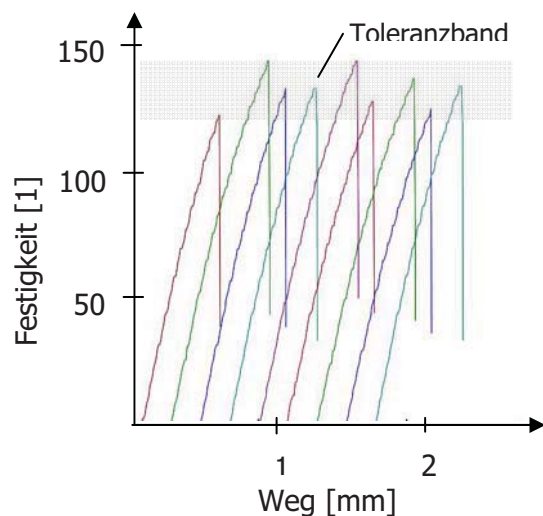


Bild 75 Mechanische Festigkeiten der Schweißelemente Typ 2

5.1.1.3 Schweißelementerwärmung

Diese Referenzmessungen dienen der Verifizierung des numerischen semi-makroskopischen Modells in Kapitel 5.3. Die homogene Temperaturverteilung ist Ausgangspunkt für eine numerische Simplifizierung der Problemstellung. Der Versuchsaufbau ist in Kapitel 3.3.2.1 beschrieben.

Die Infrarotaufnahme in Bild 76 zeigt die Temperaturentwicklung eines an Luft exponierten Typ 2 Schweißelementes bei 10 V, 15 A nach 10 s. Aufgrund der sehr geringen Wärmekapazität des Schweißelementes sowie keiner äußeren thermischen Lasten ist ein schnelles und homogenes Erwärmen zu detektieren. Die korrelierten Messpunkte sind in Bild 77 dargestellt.

Die Aufnahmen erfolgten mit einem experimentell ermittelten Emissionsgrad von $\varepsilon=0,98$ in einem Spektralbereich von 8 nm und mit einem Messwinkel von 25° zur Normalen des Versuchsaufbaus.

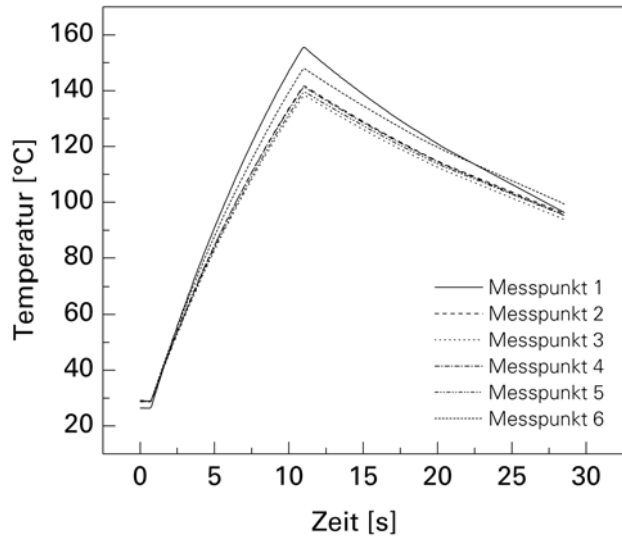
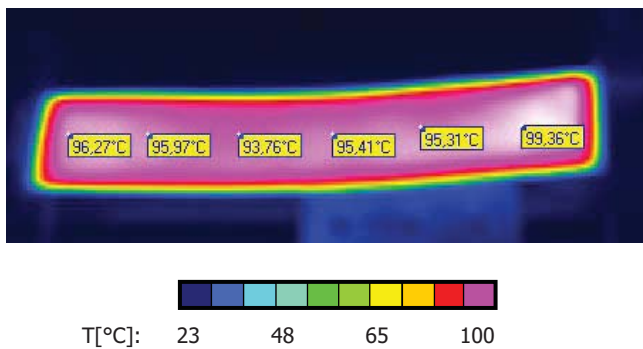


Bild 76 Infrarotaufnahmen der Schweißelementerwärmung

Bild 77 Messkurven der Schweißelementerwärmung

Das Schweißelement zeigt eine über die Fläche gleichmäßige Temperaturdistribution. Die Temperaturverläufe der sechs über die Fläche verteilten Messpunkte belegen die Homogenität des Erwärmungsverlaufes.

Um die Verteilung auch unter Last in dem Schweißprozess erfassen zu können wurde eine mit 16 Thermoelementen versehene Messplatte in die Fügezone eingebracht.

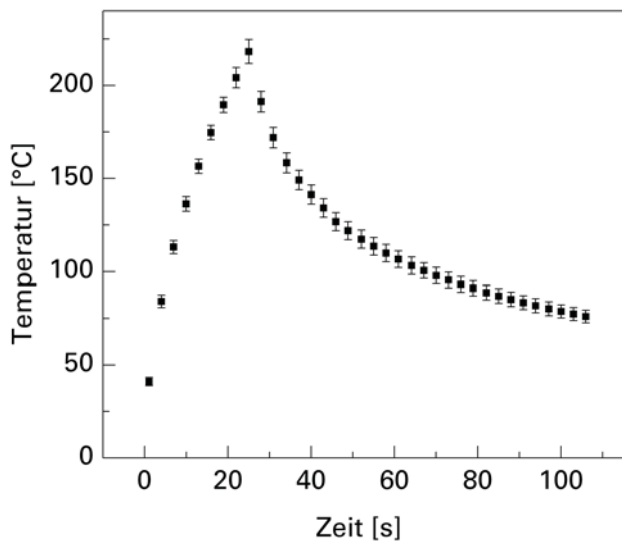
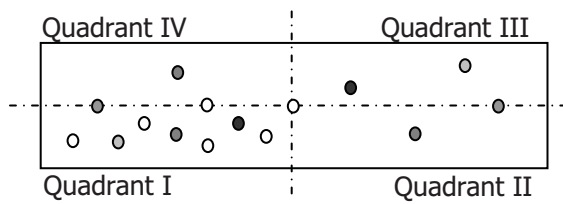


Bild 78 Positionen der Thermoelemente in der Messplatte

Bild 79 Gemittelter Temperaturverlauf über der Messfläche

Unter der Annahme zweier Symmetrieebenen wurden die in Bild 78 schematisch dargestellten Positionen festgelegt. Die Thermolemente in den Quadranten II, III und IV dienen der Verifizierung dieser Annahmen. Die Messpunkte im ersten Quadranten wurden achsen- bzw. punktsymmetrisch (vgl. Farbkodierung) sowie leicht versetzt orientiert angeordnet.

In Bild 79 ist der Versuch VM_3 bei 40 A Nennleistung über eine Prozesszeit von 25 s dargestellt. Dabei wurden alle Messpunkte zu einem Messpunkt mit einer Standardabweichung zusammengefasst. Für eine einfachere Visualisierung werden nur die Messpunkte zu jeder Sekunde dargestellt.

Die geringe Standardabweichung von ± 4 °C über alle vermessenen Thermolemente bestätigt das homogene Erwärmungsverhalten des Schweißelementtyps.

5.1.1.4 Wärmeverteilung transversal zur Fügeebene

Die Bestimmung der transversalen Temperaturverteilung innerhalb der Lamine bzw. des Kurzfasermaterials hängt wesentlich von dem Wärmeleitkoeffizienten in Normalenrichtung α_{\perp} ab. Aufgrund des Herstellungsprozesses bzw. des Lagenaufbaus ist von einem anisotropen bzw. orthotropen Koeffizienten α_{\perp} auszugehen

In den Versuchen V_E_KF_1 bis V_E_KF_5 wird die Normalen-Temperaturausprägung über lokal eingebrachte Thermolemente in z-Richtung vermessen. Die Positionen der Thermolemente sind in Bild 80 dargestellt.

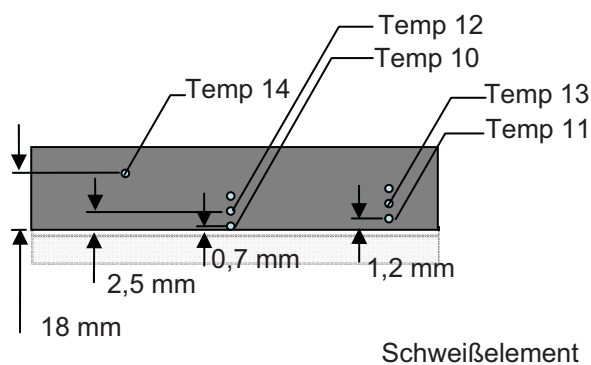


Bild 80 Position der Thermolemente in einer Kurzfaserverprobe

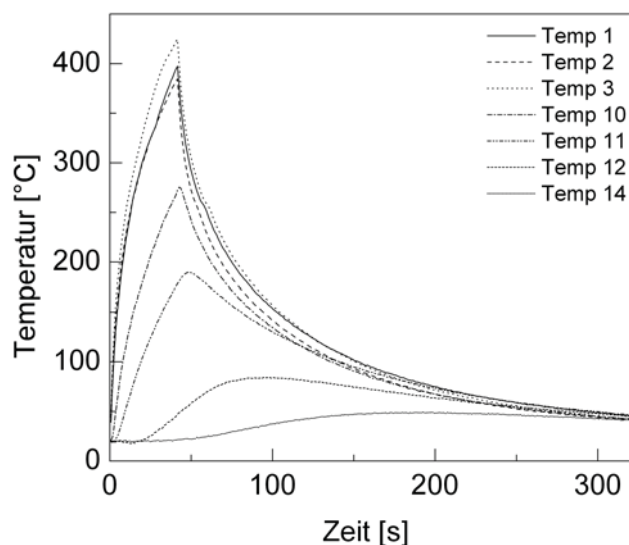


Bild 81 Erwärmung in dem Kurzfaserbloc (V_E_KF_3)

Die Temperatursensoren Temp 1, Temp 2 und Temp 3 befinden sich in der Fügezone. Die Thermolemente Temp 10 bis Temp 14 sind in Normalenrichtung zwischen 0,7 mm bis zu 18 mm gegenüber der Fügeoberfläche versetzt. Alle Thermolemente sind in 10 mm tiefen Bohrungen fixiert.

Die Schweißzeit beträgt 40 s bei 16 V und 30 A. Es zeigt sich die erwartete Abschwächung des Temperaturverlaufes über die Dicke mit einer Temperaturhomogenisierung ab ~ 270 s. Zu diesem Zeitpunkt verteilt sich die eingebrachte Energie homogen über den Körper.

5.2 Experimentelle Untersuchungen auf Probenniveau

Die nachfolgend dargestellten Ergebnisse wurden in über 400 Schweißversuchen ermittelt. Die Untersuchungen erfolgten im *DLR am Institut für Bauweisen- und Konstruktionsforschung*. Die Ziele des Versuchsprogramms sind die Identifikation der Prozessparameterkorrelation sowie des Prozessoptimums für die eingesetzten Schweißprobenkonfigurationen.

Das Versuchsprogramm basiert auf einer vollfaktoriellen²¹ Analyse der Prozessparameter für die Schweißprobenkonfigurationen A und B in dem erwarteten Vertrauensbereich, sowie einer ergänzenden teilfaktoriellen Analyse außerhalb.

Im Folgenden werden die experimentellen Ergebnisse der Temperatur-, Parameter-, Deformations- und Festigkeitsanalysen der beiden Schweißprobenkonfigurationen dargelegt. Die Daten dienen als Basis und Kalibrierung für das numerische Modell.

5.2.1 Prozessaufbau

Die Verschweißung der Proben erfolgte in der in Kapitel 3 dargestellten Schweißvorrichtung mit auf die Probengeometrie angepassten Werkzeugmodulen (vgl. Kapitel 3.4.1).

Beide Module sind über keramische Inlays aus Keraguß R4 elektrisch und thermisch von den Probenbauteilen entkoppelt.

Der jeweilige schematische wie reale Schweißaufbau der beiden Schweißprobenkonfigurationen A für APC2-APC2 Probenhalbzeuge und B für APC2-450CA30 Probenhalbzeuge sind mit den verwendeten Terminologien nachfolgend dargestellt und kurz erläutert.

Schweißprobenkonfiguration A (APC2-APC2)

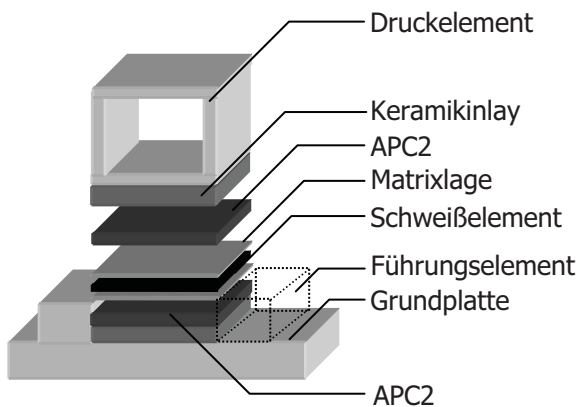


Bild 82 Explosionszeichnung des APC2-Werkzeuges

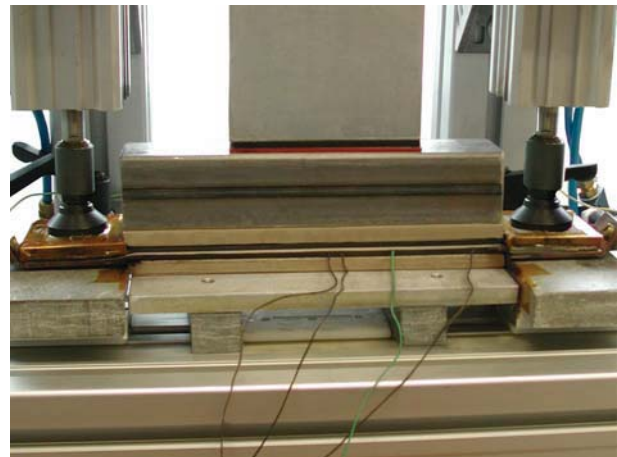


Bild 83 Seitenansicht des APC2-Werkzeuges

Die Seitenelemente sowie das Druckelement sind aus St37 gefertigt, die Bodenplatte besteht aus AlMg10. Die mit Kaptonfolie isolierten Seitenelemente sind mit der Bodenplatte verschraubt. Auf der Bodenplatte sowie auf der Konterseite des Druckelementes sind die Keramikinlays aufgeklebt. Der gesamte Werkzeugaufbau ist über Werksteine bzw. Kunststoffelemente von der Vorrichtung thermisch und elektrisch entkoppelt.

Das Werkzeug verfügt in z-Richtung über eine freie Setzweganpassung durch die pneumatische Applizierung des Schweißdruckes. Der Setzweg wird durch eine digitale Messuhr, die Temperatur durch die in der Fügezone eingebrachten Thermoelemente erfasst. In x- sowie y-Richtung sind die Komponenten durch die Seitenelemente eingefasst.

²¹ Vollfaktoriell: Alle möglichen Kombinationen werden getestet

Als Probenmaterial werden konsolidierte 2,14 mm starke, quasiisotrope APC2 Laminate der Dimension 200 mm x 40 mm verwendet. Diese wurden am *DLR* im VCT-Verfahren gefertigt.

Schweißprobenkonfiguration B (APC2-450CA30)

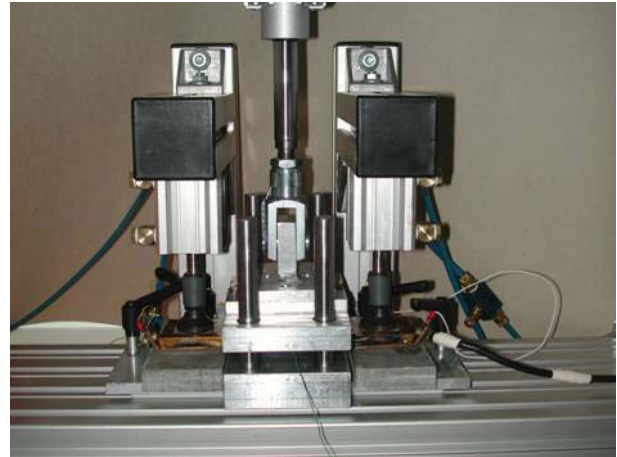
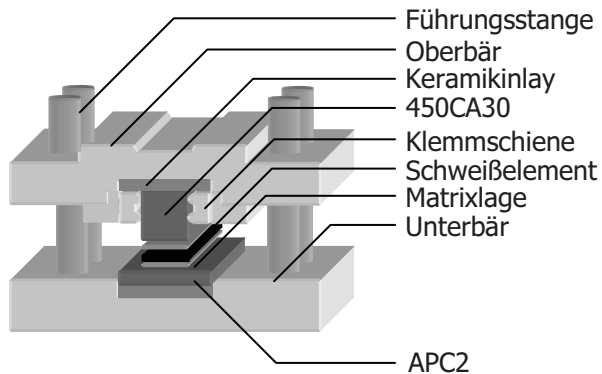


Bild 84 Explosionszeichnung des Kurzfaser-Werkzeugs

Bild 85 Frontansicht des Kurzfaserwerkzeugs

In den Abbildungen Bild 84 und Bild 85 sind die wesentlichen Komponenten des Prozessaufbaus für APC2 - 450CA30 Schweißproben abgebildet. Die konstruktive Ausführung des Werkzeuges ist einer Presse mit Ober- und Unterbär nachempfunden. Die Führungsstangen sind aus Silberstahl, die Klemmschienen aus St37 gefräst. Ober- und Unterbär sind aus Aluminium ALMg10 gefräst und fassen die keramischen Inlays ein.

Die Klemmschienen dienen der Fixierung des Kurzfasermaterials, das während der Schmelzphase zu einem seitlichen Wegschwimmen neigt.

Die Fixierung des Kurzfasermaterials erfolgt über eine transversale Verschraubung der Klemmschienen.

Als Probenmaterial kommen neben den 2,14 mm starken, quasiisotropen APC2-Probenplatten der Dimension 100 mm x 50 mm Kurzfaserblöcke mit den Dimensionen 22 mm x 25 mm x 100 mm zum Einsatz.

Die Konfektionierung des Kurzfasermaterials erfolgt auf einer Wasserstrahlanlage.

Toleranzen

Die Positionierungsgenauigkeit des Werkzeuges in der Schweißvorrichtung liegt im Bereich von +/- 1,5 mm was über die gesamte Schweißfläche einer prozentualen Abweichung von < +/- 1 % entspricht. Hinzu kommen kleine Abweichungen der Probendicke von +/- 0,1 mm (4,7 %, bez. auf die Dicke) sowie einer maximalen Winkelverschiebung +/- 1,5 %. Über einen Anschlag wird die Position des Werkzeuges sichergestellt.

Die gesamte Fehlertoleranz der Probenpositionierung liegt bei < +/- 2,5 %.

5.2.2 Prozessparameter und Prozessfenster

Der Widerstandsschweißprozess wird über drei Prozessparameter geregelt. Diese sind

- Leistung (Strom und Spannung)
- Zeit
- Schweißdruck

Weitere Informationen bezüglich der Temperatur und des Setzweges werden über die Messsensorik gewonnen und dienen als Grundlage für die Regelung der Prozessparameter. Das erstellte Steuerungsprogramm (vgl. Kapitel 3) ermöglicht eine Temperaturregelung, wodurch eine thermische Degradation vermieden werden kann.

Die während eines Prozesses erfassten Daten sind in nachfolgender Abbildung zusammengestellt:

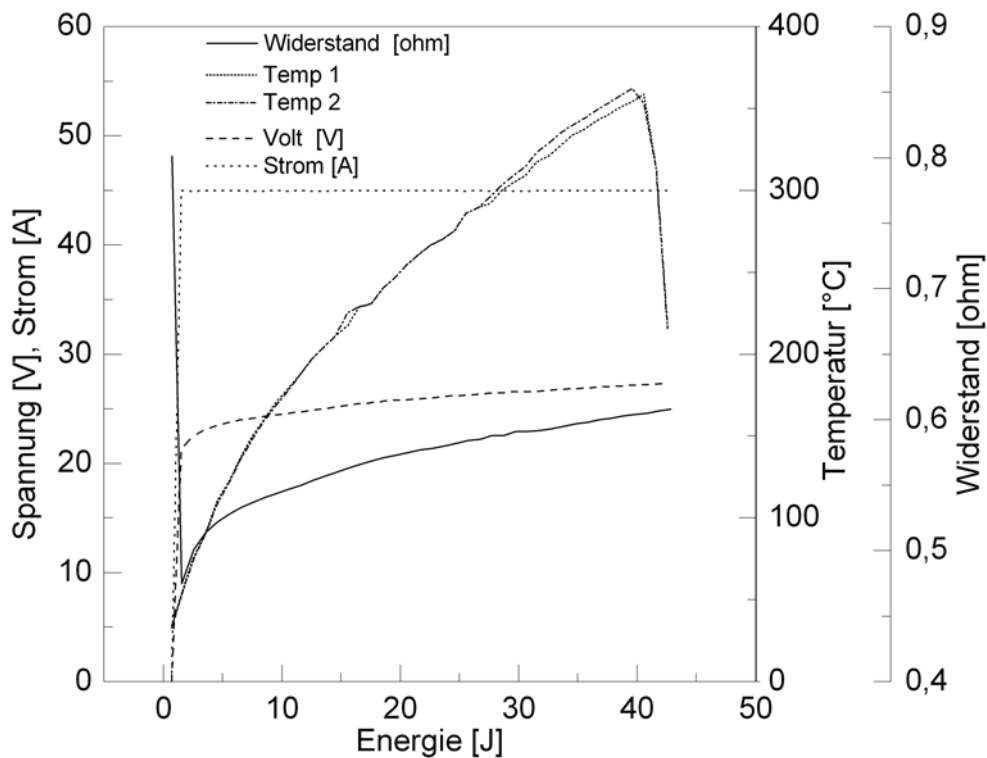


Bild 86 Prozessdaten

Für die Schweißprobenkonfigurationen A und B erfolgten voll- sowie teilfaktorielle Parameterstudien, deren Ergebnisse nachfolgend dargestellt sind. Die Versuchsdurchführung ermöglicht die kombinierte Analyse von Ausprägungen einzelner Effekte [120].

Eine Korrelationsanalyse der Ergebnisse lässt eine Bewertung des jeweiligen Parametereinflusses zu. Diese Korrelation ermöglicht auch die Identifikation des Prozessoptimums.

5.2.2.1 Prozessparameter für die Schweißprobenkonfiguration A

Die nachfolgend dargestellten Ergebnisse der Parameterstudien wurden entsprechend der *ASTM D1002* ermittelt. Das Ziel ist die Korrelationen zwischen den Prozessparametern und den erzielten Festigkeiten zu identifizieren.

Die Parameterstudie erfolgt vollfaktoriell in den Parameterbereichen 40 A bis 60 A, 20 s bis 50 s sowie 3 bar bis 7 bar. Dabei wurde stets ein Parameter variiert, die anderen konstant gehalten (Bsp. in Bild 87 der Faktor Strom, die Einflussfaktoren Druck und Zeit blieben konstant). Trotz einer direkten Korrelation zwischen Strom und Zeit (Energie) sind diese Parameter differenziert zu betrachten, da letztlich die Energiedichte über der Zeit ausschlaggebend für die Prozessierung ist (vgl. Bild 90).

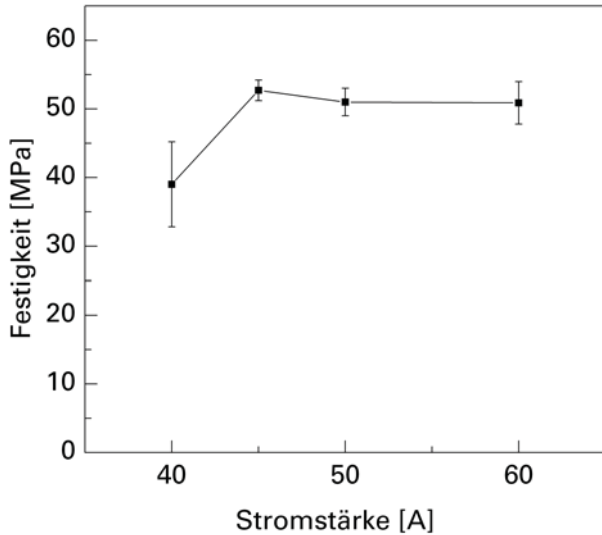


Bild 87 Prozessparameter Strom für APC2-APC2

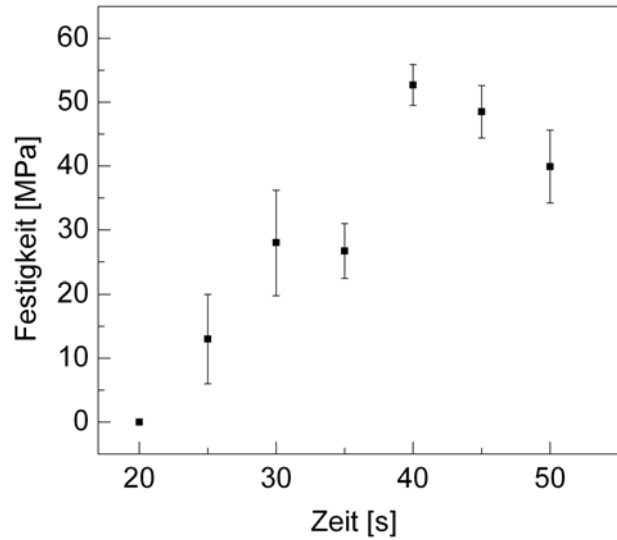


Bild 88 Prozessparameter Zeit für APC2-APC2

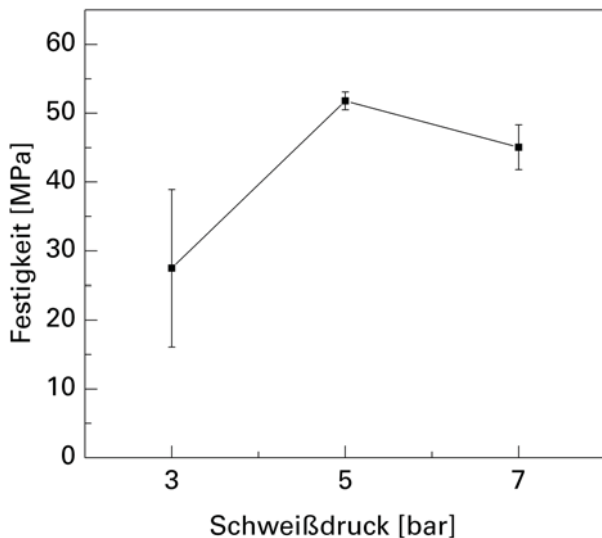


Bild 89 Prozessparameter Schweißdruck für APC2-APC2

Jede Versuchsreihe bestand aus 5 Schweißproben mit der gleichen Konfiguration. Dargestellt sind die Mittelwerte und ihre statistische Abweichung.

Der Schweißprozess zeigt eine hohe Sensitivität gegenüber dem Parameter Zeit. Es bildet sich ein Optimum zwischen 40 und 45 Sekunden aus. Längere Zeiten führen zu einer Degradation sowie zu

einem verstärkten Schmelzfluss. Bei zu geringen Zeiten konnte die intermolekulare Verbindung über die Grenzflächen nur unvollständig ausgebildet werden.

Der Parameter Druck bildet von 5 bis 10 bar ein Festigkeitsplateau aus. Höhere Drücke führen zu einer sukzessiven Festigkeitsdegression. Nach Ageorges et al. [54, 64, 72] ist dies auf den geringeren Schmelzanteil in der Fügezone aufgrund der höheren Verdrängungskräfte sowie der stärkeren Scherausrichtung der Schmelze zurückzuführen. Für diese Probendimension wurde nachfolgend dargestelltes Schweißprozessfenster ermittelt.

5.2.2.2 Prozessfenster für die Schweißprobenkonfiguration A

Das in Bild 90 dargestellte Prozessfenster für die Schweißprobenkonfiguration A basiert auf Prozess- und Festigkeitsdaten von ca. 150 Versuchen. Die Ordinate kennzeichnet die eingebrachte Leistung. Die Energiekurven entsprechen Zustände der gleichen Energie (Leistung x Zeit) über der Fläche. Der gleiche Energieeintrag erfolgt bsp. bei 60s und 100 kW/m² sowie bei 10s und 600 kW/m².

Der schraffierte Bereich kennzeichnet erfolgreiche Verschweißungen, die weder im Bereich einer unvollständigen Verschweißung noch der einer thermischen Degradation liegen. Die Bewertung der Schweißqualität erfolgte quantitativ über eine Korrelation mit den erzielten Festigkeitswerten sowie über eine visuelle Beurteilung der Schlibbilder. Das über die Fügefläche experimentell ermittelte, normierte Energieoptimum liegt bei 1,2 kW/m².

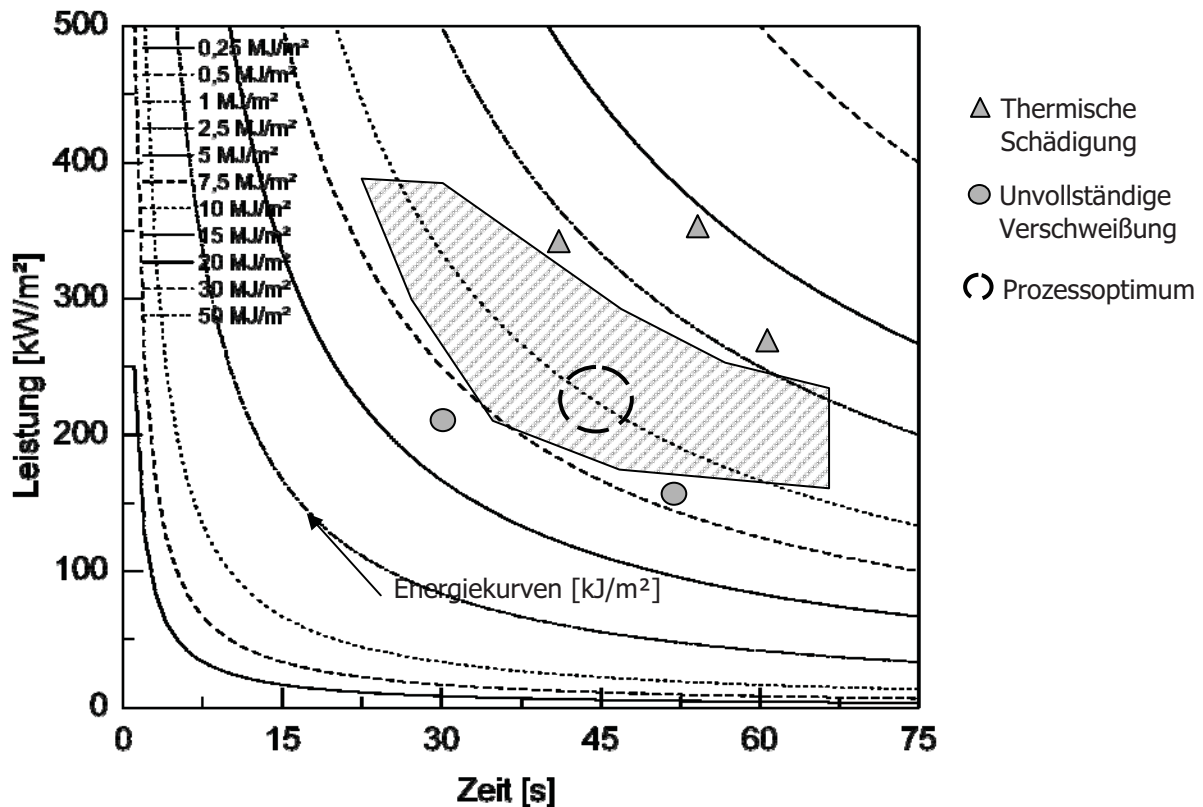


Bild 90 Prozessfenster des Widerstandsschweißprozesses von APC2-APC2 mit dem Schweißelementtyp 2 und der Schweißproben dimension A

Bei niedrigen Schweißenergieleveln bildete sich aufgrund der zu geringen Schmelzphasenausprägung keine intermolekulare Verbindung aus. Dies äußert sich in Festigkeitswerten < 30 MPa. Zu hohe Energielevel führen zu einer thermischen Überbelastung innerhalb des Schweißelementes sowie der Randbereiche.

5.2.2.3 Vertrauensbereich²² für die Schweißprobenkonfiguration A

Zur Bestimmung des Vertrauensbereiches der Schweißprobenkonfiguration A wurden 3 Vergleichsserien gefahren und entsprechend der *ASTM D1002* geprüft.

Jede Serie bestand aus 10 Schweißproben. Als Referenzfestigkeit wurde den Prüfergebnissen eine Testserie konsolidierter Prüfproben gegenüber gestellt.

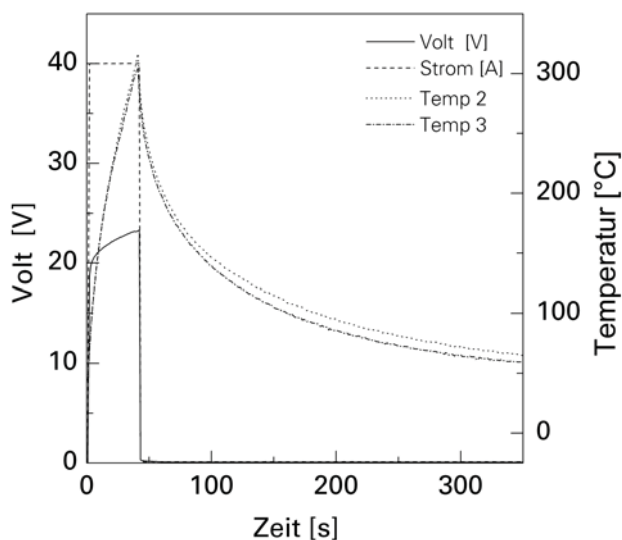


Bild 91 Prozessverlauf und Festigkeiten der APC2-APC2

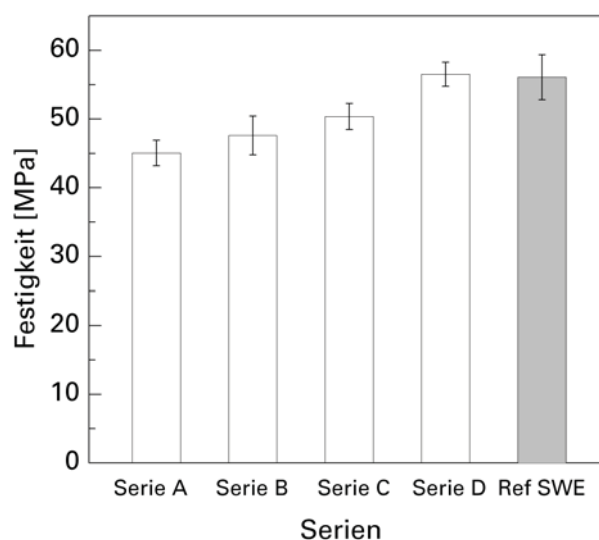


Bild 92 Prozessverlauf und Festigkeiten der APC2-APC2

Für die Referenzserien A bis C konnte eine Standardabweichung von 4,1 % bis 4,6 % nachgewiesen werden. Yousefpour [103] ermittelte für APC2-APC2 Schweißungen mit einem Edelstahl basierten Schweißelement einen ähnlich hohen Vertrauensbereich von 95 %. Bei den Untersuchungen von Yousefpour lagen die verifizierten Schweißdimensionen bei ca. 4 % der untersuchten Schweißprobenkonfiguration A. Auch Hou [65] ermittelte für das Verschweißen von PEI mit Edelstahl basierten Schweißelementen eine geringe Streuung der erzielten Festigkeitswerte zwischen 5 - 15 %. Die Ergebnisse stützen sich allerdings auf wenige Proben bei der gleichen Fügedimension wie die Untersuchungen von Yousefpour.

Die Steigerung der Festigkeiten über die Serien A-C lässt auf eine nachhaltige Prozessoptimierung und Präparationsverbesserung schließen. Die in Serie D erzielten Festigkeiten von maximal 58,3 MPa liegen auf einem vergleichbaren Niveau wie die Referenzwerte.

Yousefpour et al. [103] ermittelte bei APC2-APC2 Schweißungen maximale Festigkeiten von 50 MPa. Ageorges et al. [54] detektierte für Kohlenstofffaser basierte Schweißelemente maximale Festigkeiten von 28 MPa. Kempe et al. [35, 121] kam für das Widerstandsschweißen mit Kohlenstofffaser basierendem Schweißelement mit einer modifizierten Prüfprobenkonfiguration der *ASTM D1002* auf Festigkeitswerte von 96 % der konsolidierten Referenzproben.

Im Kontext zu den in der Literatur veröffentlichten Werten liegen die eigenen Untersuchungen im Bereich der maximal erzielten Festigkeitswerten. Die geringe Streuung deutet auf einen stabilen Prozess hin.

²² Streuungsbereich

5.2.2.4 Prozessparameter für die Schweißprobenkonfiguration B

Die Prozessparameter sowie das Prozessfenster und der Schweißprobenkonfiguration B basieren auf Untersuchungen mit einem Typ 2 Schweißelement. Die Prüfung erfolgte wie in Kapitel 3 dargestellt entsprechend einer auf Druck modifizierten *ASTM D1002*. Die Schweißprobendimension beträgt 25,4 mm in der Breite sowie 100 mm in der Probenlänge. Alle Fügeflächen der Probenkörper wurden vor dem Verschweißen gesandstrahlt und Ultraschall gereinigt.

Für die Schweißprobenkonfiguration B wurden folgende Abhängigkeiten der Festigkeiten von den Prozessparametern, getestet auf Druck-Scherung, detektiert.

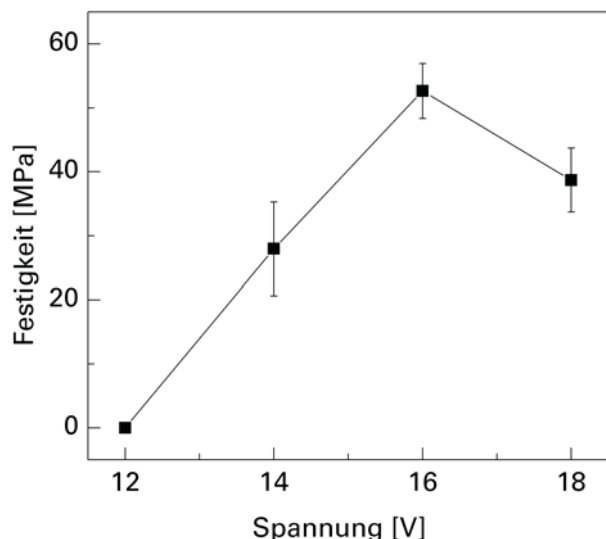


Bild 93 Prozessparameter Spannung der Schweißprobenkonfiguration B

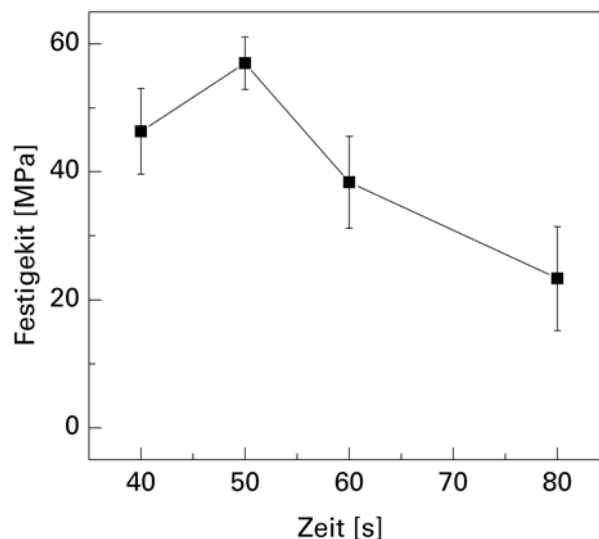


Bild 94 Prozessparameter Zeit der Schweißprobenkonfiguration B

Die Schweißprobenkonfiguration B zeigt eine Sensitivität gegenüber den Faktoren Spannung und Zeit. Zu hohe Energielevel führten zu einem starken Schmelzfluss des Kurzfasermaterials und zu einer Degradation des Schweißelementes (vgl. Bild 44). Der lateral orientierte Schmelzfluss reduziert die Molekülinterkonnektion in Normalenrichtung und somit die erzielbare Festigkeit. Beim Abkühlen prägen sich durch die Orientierung weitere Eigenspannungen in das Material ein.

Das ermittelte Optimum dieser Schweißprobenkonfiguration liegt bei 16 Volt und 50 Sekunden.

Der Parameter Druck bildet zwischen 5 bar und 10 bar ein Festigkeitsplateau aus. Höhere Drücke führen zu einer Scherorientierung der Polymere und aufgrund des forcierten Schmelzflusses zu einem geringen Schmelzanteil in der Fügezone. Diese Faktoren reduzieren die erzielbare Festigkeit.

Die Parameteranalyse identifizierte für die Schweißprobenkonfiguration B ein Optimum bei 16 Volt, 50 Sekunden und 5 bar.

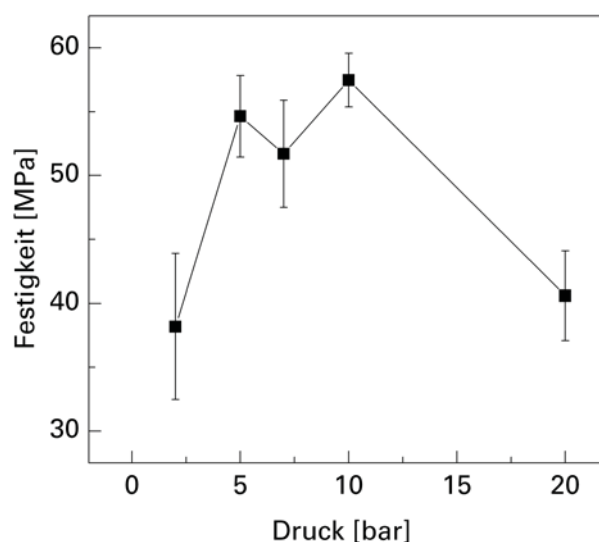


Bild 95 Prozessparameter Druck für APC2-450CA30

5.2.2.5 Prozessfenster für die Schweißprobenkonfiguration B

Für eine Verschweißung von APC2 - 450CA30 wurde in ca. 80 Versuchen nachfolgendes Prozessfenster ermittelt.

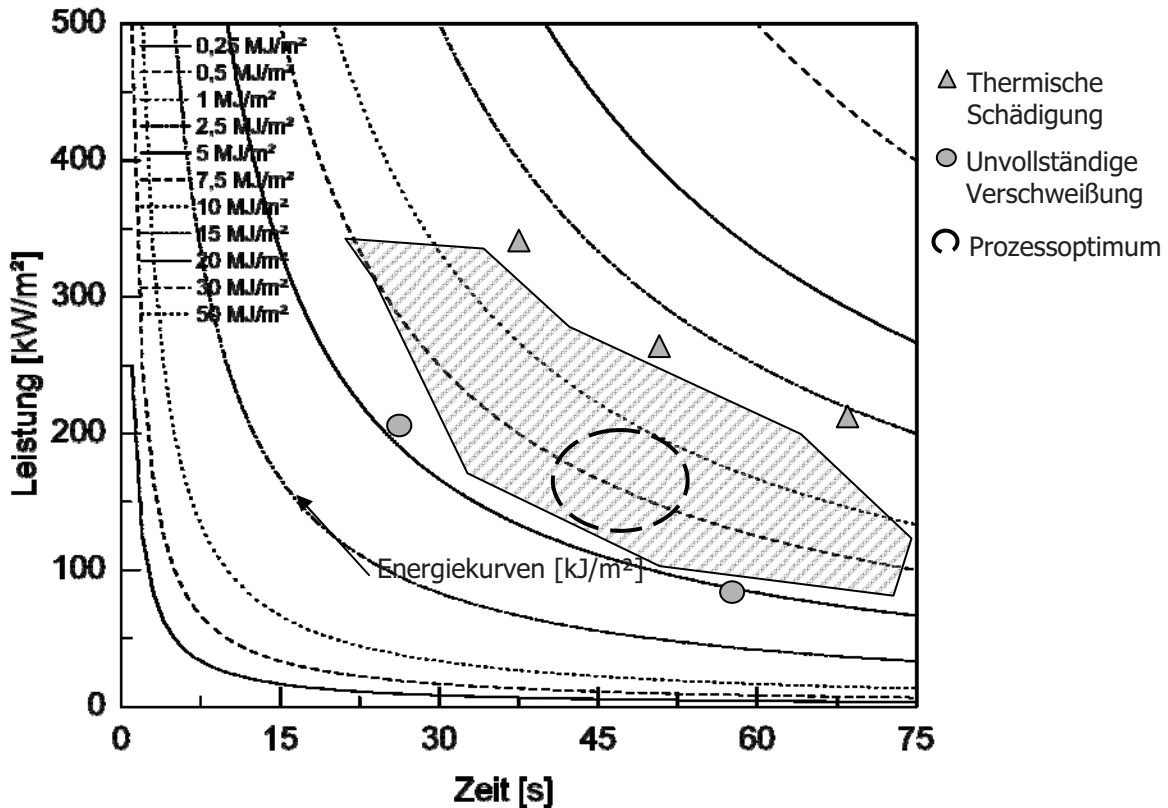


Bild 96 Prozessfenster des Widerstandsschweißprozesses von APC2-450CA30 mit dem Schweißelementtyp 2 und der Schweißproben dimension B

Im direkten Vergleich zu dem Prozessfenster der Schweißprobenkonfiguration A liegt das Energielevel höher. Dies ist auf die größere Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit des Kurzfasermaterials in Normalenrichtung zurückzuführen.

Eine Korrelation der Festigkeiten mit dem mikroskopischen Gefüge (Faserverteilung) sowie der Prozesshistorie des Kurzfasermaterials erfolgte nicht. In Kapitel 4.1.1 wurde eine Methode zur Quantifizierung der Gefügecharakterisierung des Kurzfasermaterials für eine numerische Applikation vorgestellt.

Das Kurzfasermaterial weist eine variierende anisotrope Faserverteilung und -orientierung auf, die aus der Fertigungshistorie resultiert. Aus dieser Anisotropie resultieren beispielsweise auch Werkstoffeigenschaften in der Struktur, die zu einem größeren Streuband der Prozessparameter (vgl. Bild 93 bis Bild 96) und in Konsequenz auch der Festigkeitswerte (vgl. Bild 98) führen.

5.2.2.6 Vertrauensbereich für die Schweißprobenkonfiguration B

Der Vertrauensbereich der Schweißprobenkonfiguration B wurde über drei Referenzserien mit jeweils acht Schweißungen ermittelt. Aufgrund der mikroskopischen Inhomogenitäten des 450CA30 Kurzfasermaterials liegen die Festigkeitswerte in breiteren Streuungsbändern.

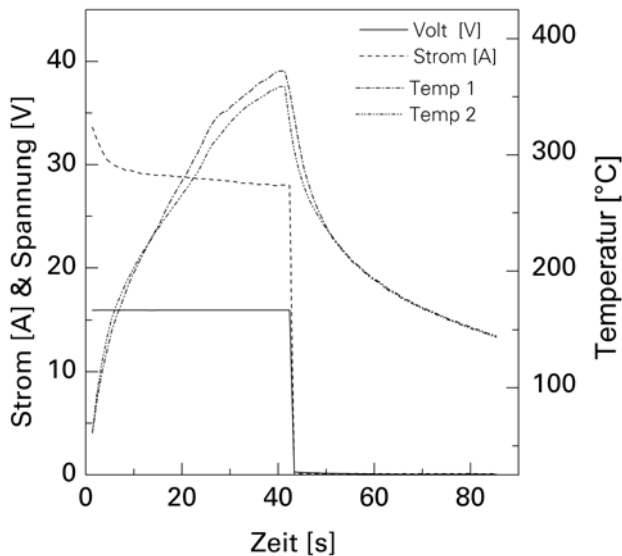


Bild 97 Prozessdaten V_KF_S 3.2

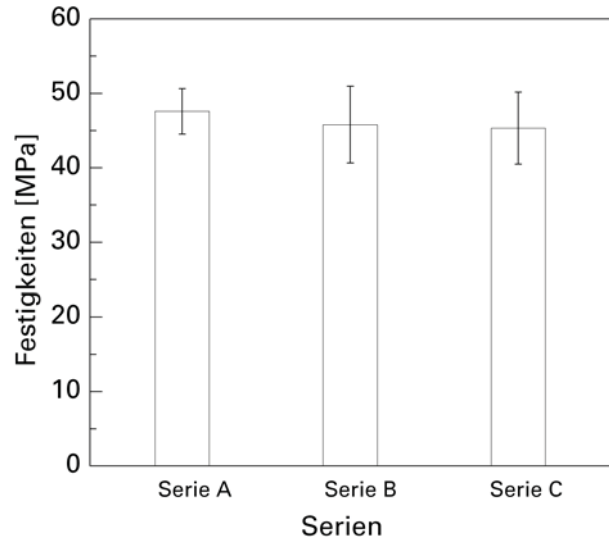


Bild 98 Festigkeiten der APC2-450CA30 Serien

Die Festigkeitswerte der Verschweißungen erreichten eine mittlere Scher-Zugfestigkeit von 47,3 MPa mit maximalen Festigkeiten von 51,28 MPa. Der ermittelte Vertrauensbereich²³ liegt mit 88,74 % etwas niedriger als bei der Schweißprobenkonfiguration A.

In Bild 97 ist eine leichte Abweichung der Temperaturmessdaten zu erkennen. Diese Differenz kann durch die differentiell variierende Faserorientierung und Faserverteilung hervorgerufen werden. Ein hoher Anteil normal orientierter Kohlenstofffasern führt beispielsweise zu einer vergleichsweise größeren Temperaturableitung, die den Verlauf des Thermoelementes Temp 2 erklärt.

²³ Streuband

5.2.3 Setzweganalyse

Der Setzweg definiert den maximal möglichen Toleranzausgleich in z-Richtung des lokalen Schweißelementkoordinatensystems.

Bauteilfügeflächen von FVK weisen fertigungsbedingt zueinander Toleranzen auf, die die Füge-technologie ausgleichen muss. Nachfolgende Untersuchungen sollen zeigen, ob dies durch eine plastische Verformung realisiert werden kann.

Die Setzwegevermessung wurde gegenüber dem Ausgangswert aufgetragen. Die korrespondierenden Prozessparameter der Versuchsreihen wurden entsprechend der detektierten Optima konstant gehalten.

Schweißprobenkonfiguration A

Für die Schweißprobenkonfiguration A (APC2 – APC2) ergaben sich für die Setzweganalyse folgende Materialverhalten:

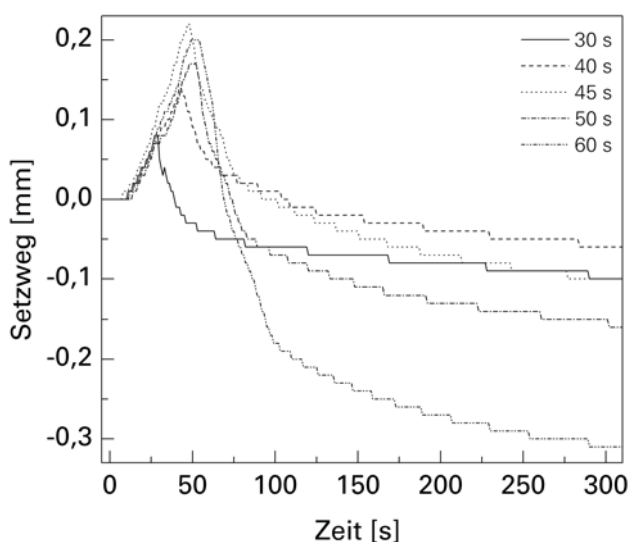


Bild 99 Setzweganalyse des Faktors Zeit für die Schweißprobenkonfiguration A

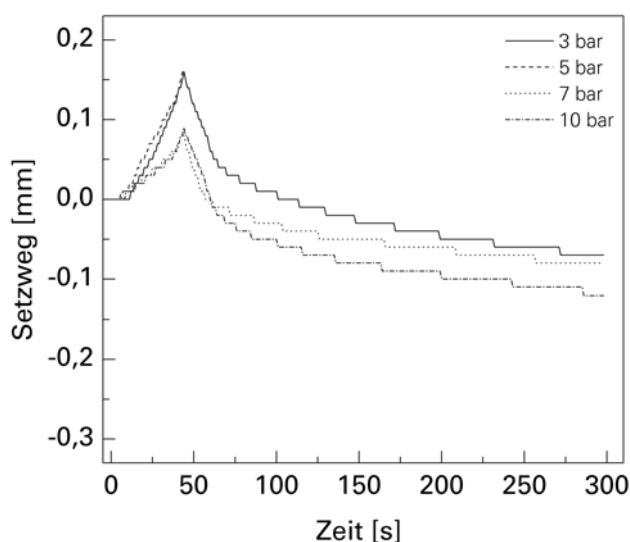


Bild 100 Setzweganalyse des Faktors Druck für die Schweißprobenkonfiguration A

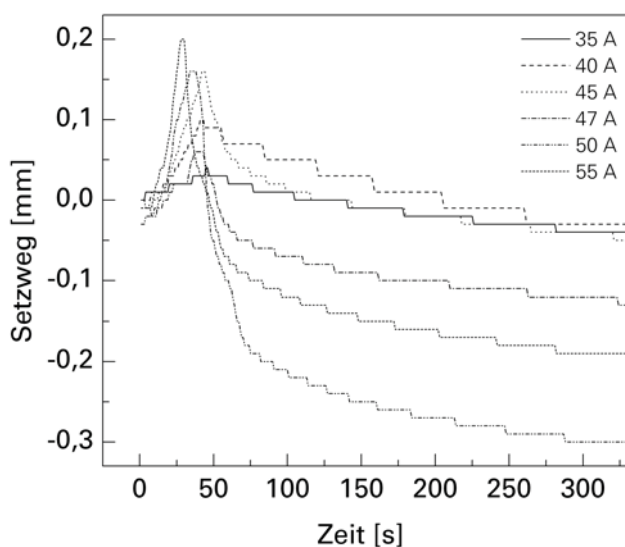


Bild 101 Setzweganalyse des Faktors Stromstärke für die Schweißprobenkonfiguration A

In Bild 99 fällt auf, dass der Zeitpunkt der maximalen thermischen Expansion bei höheren Energieeinträgen nicht mit der effektiven zesszeit übereinstimmt. Ursächlich hierfür sind der Energieeintrag und die damit korrelierten Wärmeströme sowie Expansionskräfte in malenrichtung, deren Ausbreitung auch nach Prozessende anhält.

Lange Schweißzeiten von mehr als 45 s führen zu hohen Wärmeeinträgen in die Struktur, wodurch sich die Anteile geschmolzener Lagenpakete erhöhen. In dem viskosen Schmelzzustand werden diese Laminatlagen durch den konstanten Schweißdruck von 5 bar lateral aus der Fügezone verdrängt.

Während bei Prozesszeiten bis 50 s ein Vergleichsweise geringer Setzweg in z-Richtung festzustellen ist, nimmt dieser ab 50 Sekunden deutlich zu. Bei 60 s wurde ein fast doppelt so großer Setzweg wie bei 45 s detektiert. Die Wärmeleitfähigkeit von 3,5 W/mK in Faserlängsachse führt zuerst zu einer Homogenisierung der Temperatur über die Fügelänge. In transversaler Richtung beträgt die Wärmeleitfähigkeit 0,42 W/mK, was die Schmelzphasenbildung verzögert.

Bei hohen Leistungsdichten zeigte sich eine ähnliche Abhängigkeit des Setzweges wie bei langen Prozesszeiten. Die stärkste Deformation wurde bei 50 A detektiert. Eine Stromstärke von 55 A führte zu einem Kurzschluss innerhalb des Schweißelementes.

Bei der Schweißzeit von 40 s sind die ersten Laminatlagen aufgeschmolzen. Die entstandene Schmelzphase besitzt zu diesem Zeitpunkt eine geringe Ausprägung, weshalb auch aufgrund der hohen Faser-Packungsdichte eine geringe Deformation festgestellt wurde. Eine starke Abhängigkeit des Setzweges von dem Faktor Druck ist nicht festzustellen.

Schweißprobenkonfiguration B

Das Kurzfasermaterial 450CA30 zeigte bei den Analysen der Schweißprobenkonfiguration B im Vergleich zu den APC2-Proben ein ausgeprägtes Setzwegverhalten. Ausgehend von dem identifizierten Parameteroptimum wurde stets ein Prozessparameter variiert.

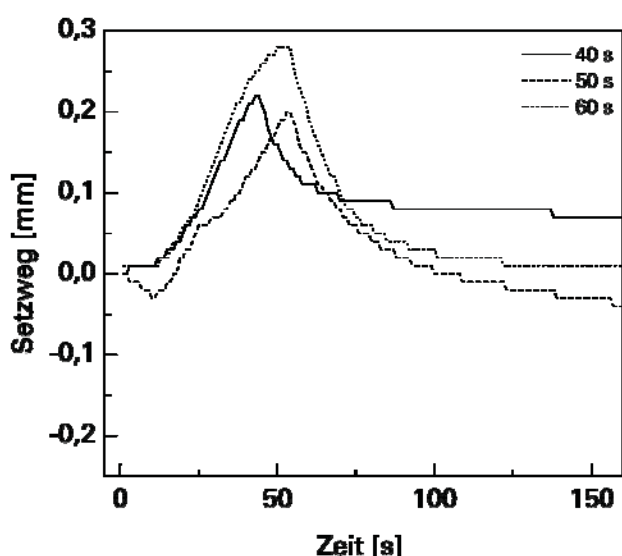


Bild 102 Setzweganalyse des Faktors Zeit für die Schweißprobenkonfiguration B

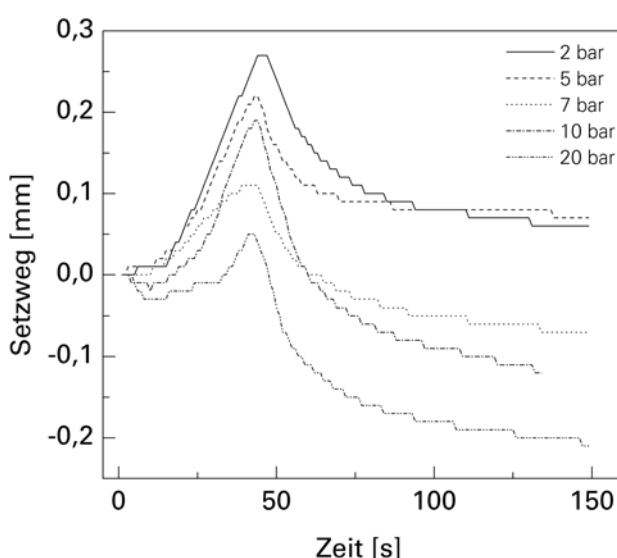


Bild 103 Setzweganalyse des Faktors Druck für die Schweißprobenkonfiguration B

Das Kurzfasermaterial zeigt ein deutlich stärkeres thermisches Expansions- sowie Deformationsverhalten. Ab ca. 50 s bei 16 V setzt ein starker Schmelzfluss ein, dessen Ausprägung von der weiteren Energieeintragung abhängt. Zudem zeigt das Kurzfasermaterial einen plastischen Volumenzuwachs durch die Freisetzung von eingeschlossenen Gasmolekülen (vgl. Kapitel 4).

Die Streuung des Expansionsverhaltens deutet auf eine große Abhängigkeit von der Faserverteilung und -orientierung. Im Gegensatz zu den Beobachtungen bei der Schweißprobenkonfiguration A zeigt das Kurzfasermaterial ein sensitives Setzwegverhalten auf den Prozessparameter Schweißdruck. Bei konstant 40 s und 16 V zeigt sich ab 10 bar eine deutliche Setzwegabhängigkeit.

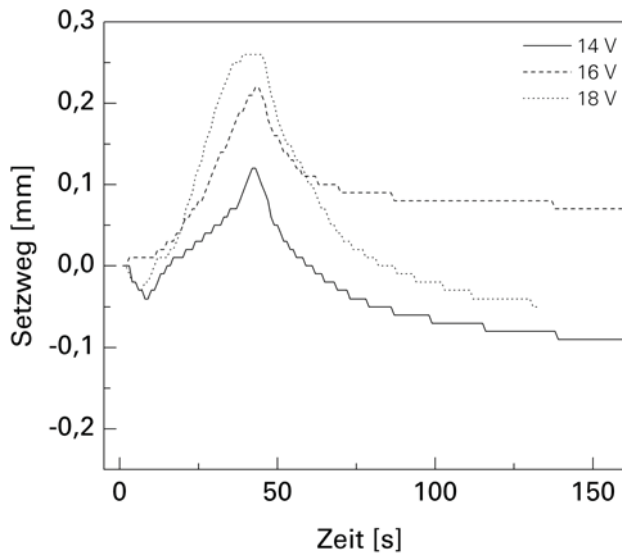


Bild 104 Setzweganalyse des Faktors Spannung für die Schweißprobenkonfiguration B

Die mikroskopisch inhomogene, morphologische Struktur des Werkstoffes absorbiert bei hohen Schweißdrücken einen Teil der thermischen Expansion. Zudem wird die thermische Expansion in Normalenrichtung zu Teilen durch ein laterales Ausweichen kompensiert. In Summe reduziert sich so der detektierte Expansionsweg in der Vorschmelzphase. In der Schmelzphase wird aufgeschmolzenes PEEK unter hohem Druck aus der Fügezone gepresst, weshalb der Setzweg mit zunehmendem Druck ansteigt. Die molekulare Ausrichtung der Schmelze sowie die geringe Schmelzschichtdicke führen jedoch zu Festigkeitsabfällen.

Deformationsverhalten

Während des Widerstandsschweißprozesses zeigen das Kurzfasermaterial 450CA30 sowie das APC2 Laminat unterschiedliche Deformationsverhalten. Beim APC2-Laminat schmelzen die Laminatlagen homogen über die Fläche auf, einzelne Lagenpakete werden seitlich aus der Fügezone verdrängt.

Das Fließbild des Kurzfasermaterials zeigt lateral orientierte Schmelzflüsse in lokal unterschiedlichen Ausprägungen. Dies ist auf das differierende thermo-plastische Expansionsverhalten, das sich in der Mikrostruktur begründet, zurückzuführen.

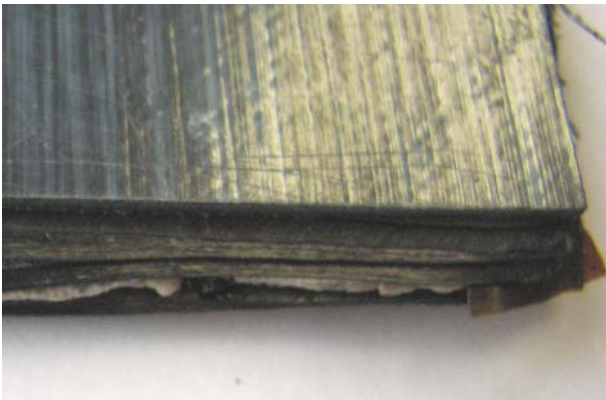


Bild 105 Deformation eines APC2-Laminates



Bild 106 Deformation einer Kurzfaserschweißung (V_kf_21)

Durch die eingesetzten Werkzeuge kann die Planparallelität der Oberflächen gewährleistet werden. Die detektierten Dickenabweichungen über die gesamte Fügefläche betragen weniger als 1,5 %.

Zusammenfassung der Setzweganalyse

Die plastische Deformation der Werkstoffe bietet eine Möglichkeit, Fertigungstoleranzen durch den Fügeprozess auszugleichen. Die Analysen zeigen, dass höhere Leistungsdichten und Zeitintervalle zu einem Anstieg der Schmelzphasenausprägung führen.

Der Setzweg des APC2-Materials ist direkt mit der Schmelzphasenausprägung korrelierbar.

Bei dem Kurzfasermaterial 450CA30 führt der erhöhte Energieeintrag zu einer plastischen Volumenexpansion. Ausschlaggebend sind vermutlich die durch den Spritzgieß- und Extrusionsprozess im Material eingeschlossenen Luftmengen. Bei geringen Schweißdrücken kann so ein Volumenzuwachs generiert werden, ab 10 bar Schweißdruck lassen sich aufgrund der hohen Plastifizierung große Setzwege realisieren. Diese Flexibilität des Kurzfasermaterials bietet viel Potential hinsichtlich der Fügetoleranzproblematik, bedarf aber weiterer Analysen, da die Prozesssteuerung in einem schmalen Parameterband kontrolliert werden muss und das Materialverhalten stark von der Materialfertigungshistorie geprägt ist.

5.2.4 NDT²⁴-Untersuchung des geschweißten Materials

Um die Qualität eines Bauteils oder einer Fügung im realen Einsatz zu ermitteln, müssen zerstörungsfreie (NDT) Prüfmethode evaluiert werden. In der Literatur werden eine Vielzahl unterschiedlicher NDT-Verfahren genannt, deren Effektivität im Wesentlichen von der betrachteten Geometrie, dem Schadensbild sowie dem Werkstoff abhängt. Hierzu zählen beispielsweise, Computer Tomographie, Röntgen, Ultraschall, Thermo-Analysen, visuelle Analysen, akustische / Resonanz Analysen, etc.

Für die Bewertung einer Schweißung von FVKs eignen sich nur wenige Verfahren, da der Prüfbereich zwischen zwei Bauteilen liegt. Die inhomogene Gefügestruktur von FVKs führt zu einer Streuung sowie Überlagerung von Effekten und ermöglicht keine klare Schadenszuordnung von bsp. Poren, Delaminationen oder Einschlüssen.

An dieser Stelle wird die Qualifizierung der Schweißung mittels zweier aktuell eingesetzter und aussichtsreicher Verfahren, Ultraschall und Computer Tomographie, diskutiert.

Ultraschall

Beim Ultraschallvermessen wird ein hochfrequenter Schallimpuls über ein Trägerfluid in die Struktur eingekoppelt. Der Schall wird durch die Struktur, geometrische Effekte, die Fasern, weitere Bestandteile, Einschlüsse und Fehlstellen gedämpft. Der Grad der Dämpfung, gemessen werden die Schallreflexion (Echo) oder die Durchschallintensität (Transmission), lässt Rückschlüsse auf die Qualität des Laminates zu. Neben dem Transmissionsverfahren wurde das Impuls-Echoverfahren von geschweißten APC2 Proben der Schweißprobenkonfiguration A ausgewertet. Die Analysen zeigen, dass eine quantitative Aussage durch die Vielzahl der Materialien und Fremdkörper (Draht, Glasfasern, Kohlenstofffasern) erschwert wird. Jede Oberfläche der Materialkomponenten hat einen Einfluss auf die Dämpfung und deren Geometrien auf den Rückstreuungswinkel.

Aufgrund dieser Effekte der Inhomogenitäten eines Laminates weist die Rückstrahlung bereits im Laminat große Streuverluste auf (vgl. Bild 107). An der Grenzfläche bei 2,1 mm ist ein verstärkter Echoimpuls zu verzeichnen, der kennzeichnend für einen anderen Werkstoff, eine geometrische Abnormität oder eine Fehlstelle ist.

Aufgrund der großen Dämpfungsanteile innerhalb des ersten Laminates ist eine Quantifizierung der dahinter liegenden Komponenten nicht mehr möglich.

Beim Transmissionsverfahren wird die Gesamtantwort von einem gegenüber liegenden, zweiten Sensor erfasst. Eine exakte Tiefenzuweisung der Dämpfungsverluste kann nicht erfolgen.

Die Schalldämpfungseigenschaft der mehrphasigen Werkstoffe über größere Strecken führt zu quantitativ ungenauen Aussagen über die Schweißqualität.

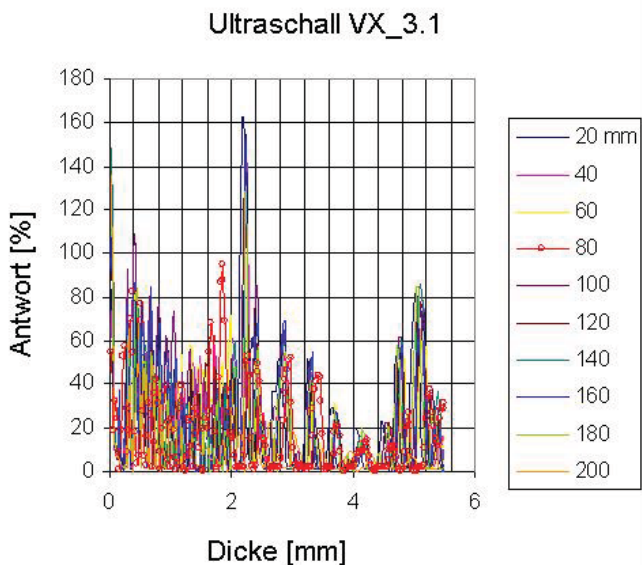


Bild 107 Echo-Impuls Vermessung der Probe VX_3.1

²⁴ Non destructive testing: Zerstörungsfreie Prüfung

Computer Tomographie

Wie in der Medizintechnik wird bei der industriellen Computertomographie aus einer Vielzahl von Röntgenschnitten ein dreidimensionales Röntgenbild zusammengesetzt. Dabei werden die einzelnen Pixel der Schnitte über einen Algorithmus zu Volumenelementen, so genannten Voxels²⁵, rekonstruiert. Die Dichtedifferenzen werden entsprechend einer Graustufenskala ausgewertet und spezifischen Materialien zugeordnet, woraus sich das 3-dimensionale Abbild des analysierten Objektes ergibt. Hohe Voxelauflösungen sind aufgrund physikalischer Einschränkungen aktuell nur bei kleinen Probenkörpern realisierbar.

Nachfolgende Abbildungen zeigen eine Aufnahme der Fügzone mit einer VoxelgröÙenauflösung von 9 µm. Die Aufnahme entstand mit einem Nanotom der Fa. *Phoenix* am *DLR, Institut für Bauweisen- und Konstruktionsforschung*.

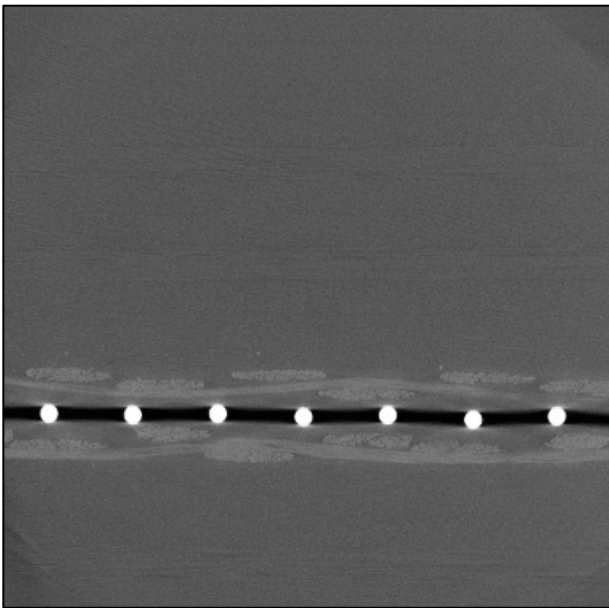


Bild 108 CT-Aufnahme einer Schweißung

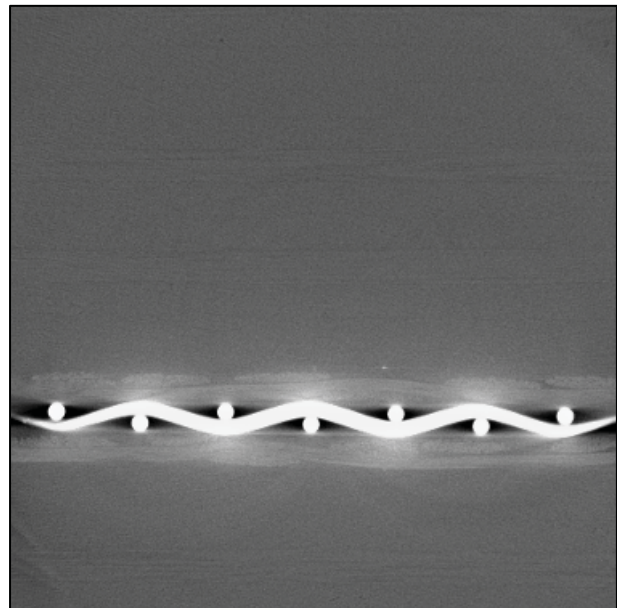


Bild 109 CT-Aufnahme: Artefaktbildung

Im Bild 109 zeichnet sich eine Überbelichtung im Bereich des Drahtes ab. Dieser als Artefaktbildung bezeichnete Effekt resultiert aus der Einflusskombination des Öffnungswinkels der Strahlungsquelle und großer Dichtedifferenzen.

Der Strahl fächert sich aufgrund des Öffnungswinkels der Strahlungsquelle gegenüber dem zu untersuchenden Objekt unter einem Winkel β auf. Dies führt bei metallischen Komponenten mit einer stark abweichenden Dichte und Atomstruktur zu der so genannten Schatten- oder Artefaktbildung. Die direkt angrenzende Bildumgebung wird überblendet.

Qualitative Aussagen über die Verbindungsqualität innerhalb des Schweißelementes können deshalb nicht getroffen werden. Die Anbindung zwischen Schweißelement und Laminat sind hingegen gut zu visualisieren.

Das 3d-Bild ermöglicht über eine Bildmanipulation der Grauwerte die Extraktion der Drahtgitterlage, was eine qualitative Bewertung der Drahtgitterorientierung erlaubt und mögliche Schädigungen des Gitters visualisiert.

²⁵ 3d-Volumen Pixel, rekonstruiert aus 2d-Röntgenschnitten

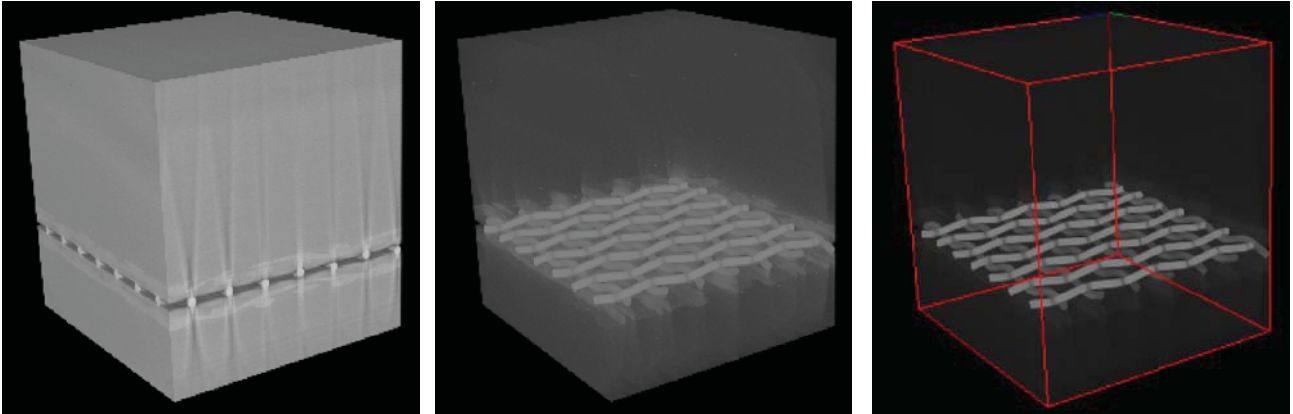


Bild 110 Manipulation der Voxeldaten durch eine Grauwertadaption

Zusammenfassung

Aufgrund der mehrphasigen Werkstoffklasse sind Schweißungen über eine NDT-Vermessung schwierig zu quantifizieren. Das größte Potential bieten CT-Aufnahmen, bei denen die Grenzflächenanbindung sowie mögliche thermische Degradationen beurteilt werden können. Eine technische Beschränkung resultiert aus der Auflösungstiefe, die direkt mit der Dimension und Geometrie der Probe korreliert ist.

Ultraschall-Verfahren ermöglichen eine qualitative Einschätzung des Verbundes. Aufgrund der großen Dämpfungsfaktoren und Streuungen der Werkstoffklasse, bedingt durch die Inhomogenitäten der Gefügestruktur, ist der Einsatz von Ultraschallverfahren stets mit Ungenauigkeiten verbunden.

Insgesamt bleibt zu konstatieren, dass keines der angewandten Verfahren eine optimale Qualifizierung des Widerstandsschweißprozesses darstellt. Die Qualität der Fügung muss somit über die Qualifizierung des Prozesses gewährleistet werden. Zerstörende und zerstörungsfreie Prüfungen sollten absichernd eingesetzt werden.

5.3 Numerische Untersuchungen des Widerstandsschweißprozesses auf Probenniveau

Die numerischen Untersuchungen haben zum Ziel, die physikalischen Kopplungseffekte der elektro-thermischen Erwärmung abzubilden, zu verifizieren und auf ein Bauteilniveau zu skalieren. Der Modellaufbau orientiert sich an den experimentellen Versuchsaufbaus und Erkenntnissen. Die Ergebnisse der numerischen Untersuchungen werden mit den entsprechenden experimentellen Versuchsdaten diskutiert. Die Grundlage stellen die experimentellen Versuche der Schweißprobenkonfiguration A dar.

Für die Bewertung des Erwärmungsverhaltens wurde die Schweißelementstruktur auf mesoskopischem Level abgebildet. Basierend auf den experimentellen Ergebnissen werden die in Kapitel 2 dargestellten Effekte des Mikrokontaktes und der Kristallisation integriert.

In numerischen Vergleichsrechnungen werden die Effekte des Übergangsbereiches sowie der eingebrachten Kaptonfolien aus dem Prozessaufbau mit abgebildet und quantifiziert (vgl. Kapitel 3.2.4).

5.3.1 Erwärmung

Die Analyse der thermischen Ausprägung innerhalb des Schweißelementes erfolgte auf mesoskopischer Ebene. Auf dieser Skala werden die einzelnen Komponenten des Schweißelementes aufgelöst, nicht aber mikro- oder nanoskopische Inhomogenitäten des Matrixgefüges bzw. einzelne Fasern oder Rovings. Das numerische Modell basiert auf der geometrischen Rekonstruktion eines im VCT-Verfahren gefertigten Schweißelementes. Für die Analysen wurde thermo-mechanisches Modell eingesetzt.

Statt einem gekrümmten Drahtgitter wurde für das betrachtete kurze Segment von parallel liegenden Drähten ausgegangen.

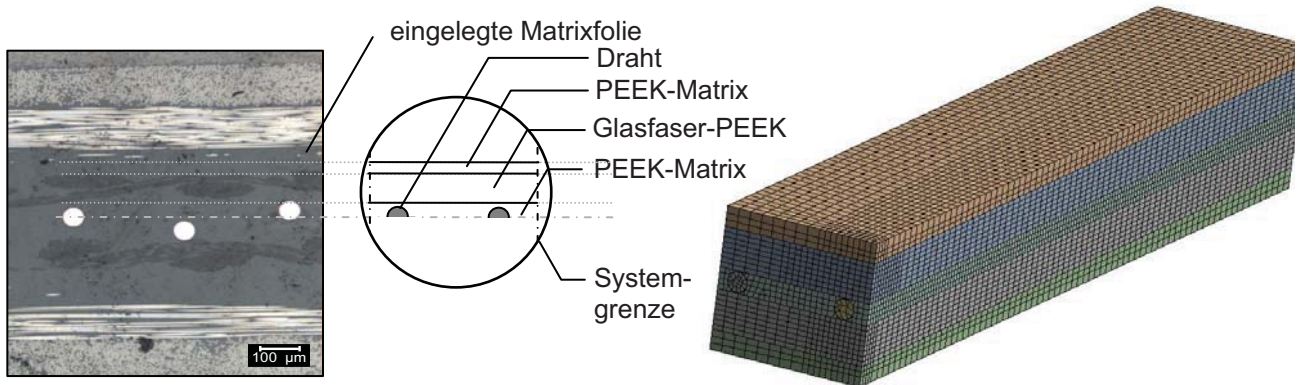


Bild 111 Schliffbild der Schweißprobenkonfiguration A

Bild 112 FEM-Netz der Mesostruktur

Im Bereich der Drähte sowie der angrenzenden Übergänge wurde eine feinere Vernetzung modelliert, um den Wärmeübergang in die Schweißelementstruktur exakter abzubilden. Die Drahtstrukturen wurden mit solid69 Elementen vernetzt, während die restliche Struktur aus solid70 Elementen besteht. Die solid70 Elemente verfügen über acht Knoten mit einem (Temperatur-) Freiheitsgrad an jedem Knoten, während die solid69 Elemente zusätzlich die Joule'sche Erwärmung abbilden können.

Für den Prozess wird von einer initial-konstanten Temperaturrandbedingung von 22 °C ausgegangen. Die Elemente sind mit den entsprechenden teilweise nichtlinearen Materialeigenschaften von PEEK, Glasfaser-PEEK sowie Edelstahl belegt, die dem Anhang G entnommen werden können [71, 72, 122-124].

Neben der Modellierung der elektrischen Leistungsbeaufschlagung wurden die freien Oberflächen mit einer horizontalen Konvektion belegt. Aufgrund der geringen Schweißelementdicke von 0,494 mm, wurde der Einfluss einer vertikalen Konvektion vernachlässigt. Die Verläufe des horizontalen sowie des vertikalen Konvektionskoeffizienten sind dem Anhang G zu entnehmen. Bei der Modellierung wurde entsprechend der Erkenntnisse aus Kapitel 3.1.2 von einer perfekten Draht-Matrix Haftung ausgegangen.

In nachfolgender Tabelle sind die Simulationseingangsdaten auf Basis von vier experimentellen Referenzversuchen zusammengestellt. Als Vergleichsdaten dienen die Messdaten der Versuchsreihen V_IR 1 bis V_IR 4. Der in Kapitel 3.2.4 vermessene Verlustwiderstand der Stromeinleitung von 3,5 % wurde bei der Modellierung berücksichtigt.

| | V_IR 1 | V_IR 2 | V_IR 3 | V_IR 4 |
|--------------|--------|--------|----------|---------|
| Spannung [V] | 5 | 8 | 10 | 15 |
| Strom [A] | 0,145 | 0,2397 | 0,299343 | 0,44207 |
| S-Zeit [s] | 10 | 10 | 10 | 4 |
| IR-Zeit [s] | 20 | 20 | 25 | 25 |

Tabelle 4 Stromnenndaten der Versuche V_IR 1-4

S-Zeit steht für die Strombeaufschlagungszeit, während IR-Zeit die Gesamtzeit der Infrarotmessung entspricht.

Ergebnisse

Die nachfolgenden Bilder (Bild 113 und Bild 114) veranschaulichen den Wärmeeintrag in das Messostrukturmodell und die Wärmeleitung innerhalb dieses Modells V_IR3 nach 8s dar.

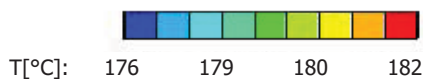
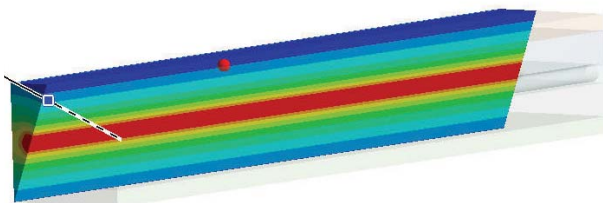


Bild 113 Schnitt durch ein Schweißelement

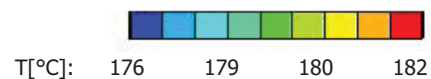
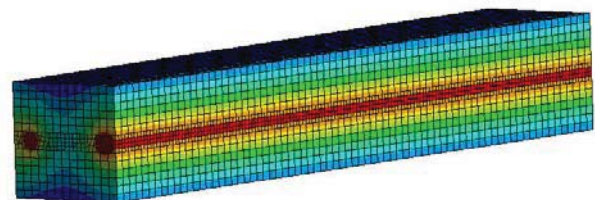


Bild 114 Temperaturverteilung in dem Schweißelementsegment

Der Wärmeverlauf weist eine geringe zeitliche Verzögerung in der Wärmeausbreitung auf. Die experimentell korrelierten Ergebnisse (vgl. Bild 115) beziehen sich auf die Oberflächen des Modells. Die experimentellen Datenpunkte wurden durch jeweils fünf Referenzmesspunkte über die Fläche integriert. Die Datenaufzeichnung erfolgte mit einer Frequenz von 25 Hz, die experimentellen Daten sind als Datenpunkte zu jeder Sekunde dargestellt.

Die Auswertung der Verläufe zeigt eine gute Übereinstimmung zwischen den numerischen und experimentellen Daten.

Die Standardabweichung liegt im Schnitt unter 5 %.

Die Differenz des experimentellen zu dem numerischen Abkühlgradienten kann auf nicht quantifizierbare Luftströmungen in direkter Messumgebung sowie auf Abstrahleffekte der umgebenden Medien zurückgeführt werden. Diese Einflüsse wurden numerisch nicht modelliert.

Die hohe Übereinstimmung zwischen den experimentellen und numerischen Daten qualifiziert die getroffenen Annahmen und den idealisierten Aufbau des numerischen Modells.

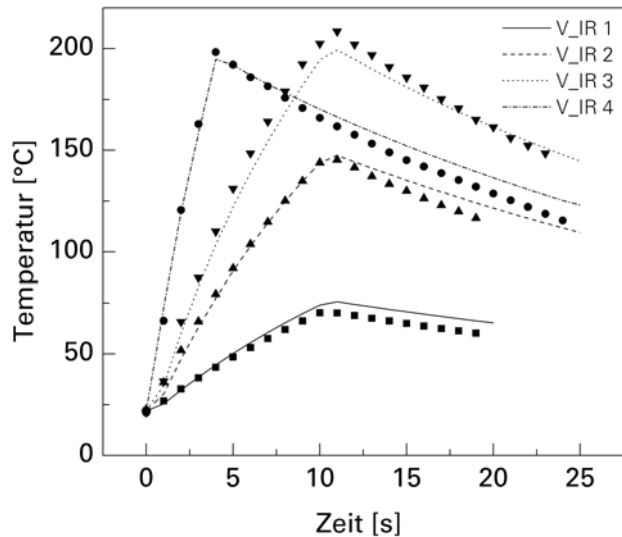


Bild 115 Verifizierung anhand unterschiedlicher Leistungslevel V_IR 1-4

Vernetzungsqualität

Wesentliche Charakteristika numerischer Modelle sind die Faktoren Rechenzeit und Ergebnisqualität. Diese Faktoren hängen neben der Bauteilgeometrie und -größe direkt mit der gewählten Vernetzungsqualität zusammen.

Bild 116 quantifiziert den Einfluss der Auflösung der vernetzten Elementgröße auf das numerische Ergebnis.

Dargestellt sind die errechneten Temperaturverläufe von drei Netzqualitäten. Die Elementgrößen variieren mit den Faktoren 1, 2.5 und 10 des ursprünglichen Netzes.

Aus der Wahl der Vernetzungsqualität kann sich bei den gewählten Variationen ein Fehler von über 20 °C bzw. 10 % einstellen.

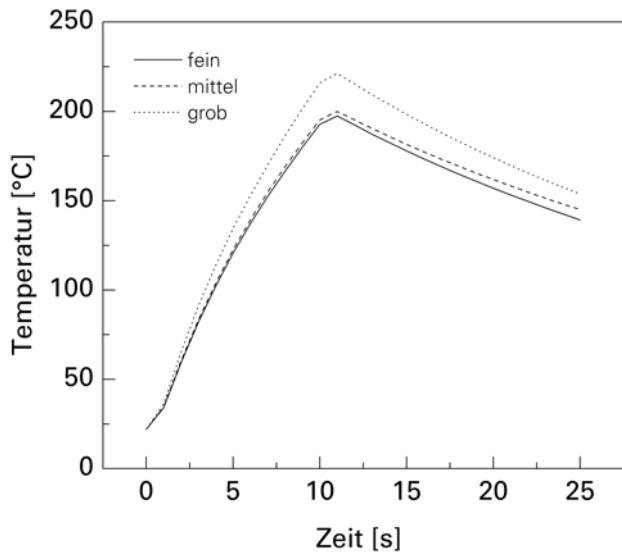


Bild 116 Einfluss der Netzqualität

Die Elementgröße bzw. Vernetzungsqualität hat einen direkten Einfluss auf die notwendige Rechenzeit:

Das grobe Netz erforderte nur 1/80 der Berechnungszeit bei 1/20 des Berechnungsspeichers einer feinen Auflösung. Die mittlere Netzqualität bietet mit 5 h Berechnungszeit und einem Berechnungsumfang von 4 GB die beste Lösung. Der Vergleich zeigt, dass ein adaptives Netz, das im Bereich der kritischen Übergänge fein modelliert wird, die besten Ergebnisse hinsichtlich Ergebnisqualität, Rechenzeit und Modellgröße erzielt.

Die Extrapolation des Rechenaufwandes für den Ausschnitt des ca. 2 mm auf 10 mm großen Schweißelementes würde bereits ohne die Berücksichtigung weiterer thermomechanischer Interaktionen auf die Struktur zu einem enormen Rechnerkapazitätsbedarf führen.

Im Weiteren wird eine adaptive Vernetzung und differenzierte Ausgestaltung in den Übergangsbereichen eingesetzt

5.3.2 Semi-makroskopisches Modell des Schweißelementes

Für eine effiziente Adaption des Widerstandsschweißprozesses auf Bauteilkomponenten werden die Erkenntnisse des mesoskopischen Modells homogenisiert und auf eine semi-makroskopische Ebene sowie in einem zweiten Schritt auf eine makroskopische Ebene abstrahiert.

Voraussetzung für die Abstraktion ist die in Kapitel 3.3.2.1 experimentell nachgewiesene Homogenität der Erwärmung über der Schweißelementfläche.

Die Materialeigenschaften der mehrphasigen Komponenten wurden über das Mischungsgesetz nach Springer und Halpin-Tsai berechnet. Die korrespondierenden Volumenprozentanteile errechneten sich für PEEK zu 62,9 %, für Edelstahl 1.4301 zu 3,9 % und für die Glasfasern zu 33,2 %:

| | SWE | Standardabweichung |
|---|------------|--------------------|
| Dicke [mm] | 4,96e-1 | 1,72e-2 |
| Spez. Widerstand [Ωm] | 4,2457e-5 | 1,52e-6 |
| Dichte [kg/m^3] | 1813,27935 | |
| E-Modul [N/mm^2] | 24,32e4 | |
| Querkontraktion | 0,3559 | |
| Wärmekapazität [$\text{J}/\text{kg}^\circ\text{C}$] | 777,216 | |
| Wärmeleitfähigkeit k_{xx} [$\text{W}/\text{m}^\circ\text{C}$] | 0,4023 | |
| k_{yy} [$\text{W}/\text{m}^\circ\text{C}$] | 0,2423 | |

Tabelle 5 *Kennwerte des makroskopischen Schweißelementes*

Die Ermittlung des E-Modul erfolgte über eine statische Zugprüfung der Schweißelemente bei 2000 N.

Das numerische Modell wurde in zahlreichen Loops mit den experimentellen Daten abgeglichen, angepasst und verifiziert. Insbesondere die Quantifizierung der Prozessausprägung erfordert zahlreiche Adaptionsschleifen.

5.3.3 Oberflächenkontakt - Intimate Contact

Der von Dara et al. [125] eingeführte Oberflächenkontaktgrad (Degree of Intimate Contact (D_{ic})) beschreibt den Einfluss der Oberflächenrauigkeiten und des Kontaktdruckes (Schweißdruck) auf den Wärmeübergangskoeffizienten. Dabei wird die Oberflächenrauigkeit als eine Folge von Rechtecken approximiert (vgl. Kapitel 2.3.2.2).

Die numerische Implementierung muss aufgrund der Abhängigkeit von zwei Parametern über iterative Schleifen realisiert werden.

Für den Versuch VX_45 wurde nach Dara et al. folgender in Bild 117 dargestellter Verlauf des D_{ic} ermittelt.

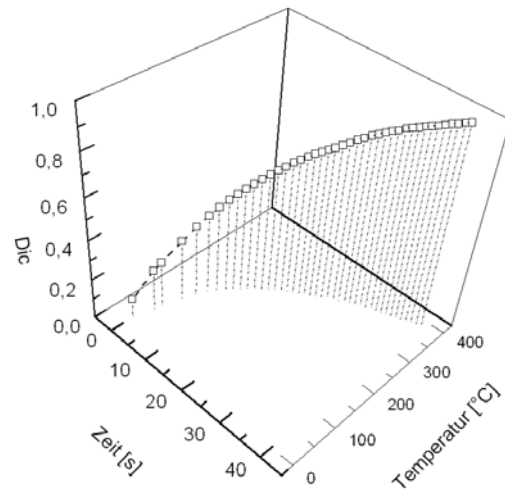


Bild 117 Ermittelter Verlauf des D_{ic} für den Versuch VX_45 nach Dara et al.

Das Ziel dieser Untersuchung ist es, den Einfluss des Intimate-Contact Modells zu bewerten und hinsichtlich einer Integration in die Simulation zu prüfen. Dem Oberflächenmodell wurde nur eine geringe Auswirkung auf die Simulationsergebnisse attestiert (vgl. Kapitel 2.3.2.2). Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Ansatz von Ageorges et al. über eine integrierte Eigenschaft einer Schweißkomponente realisiert.

Basierend auf den Topographiedaten (vgl. Kapitel 3.1.3) wurde in dem Versuch VX_35 ein entsprechendes Rauigkeitsprofil mit dem arithmetischen Mittenrauwert von $3,5 \mu\text{m} \pm 0,53 \mu\text{m}$ bei einer gemittelten maximalen Rautiefe von $47,2 \mu\text{m} \pm 8,5 \mu\text{m}$ angenommen.

Um den Implementierungs- und Berechnungsaufwand zu reduzieren, wurde in den nachfolgenden Modellen ein alternativer Implementierungsansatz eingeführt.

Dabei findet der Oberflächenkontaktgrad Eingang als Materialparameter der zusätzlich eingebrachten Matrixlagen bzw. in noch größeren Modellen als Kontaktfunktion. Dieser als k_{gap} bezeichnete Werkstoffkennwert errechnet sich nach einigem Umformen zu:

$$k_{gap} = k_m \left[A + (1 - A) g^* \left[\int_0^t \frac{P_{app}}{\mu_{mf}} dt \right]^{1/5} \right] + k_{Luft} \left[(1 - (A + (1 - A) g^* \left[\int_0^t \frac{P_{app}}{\mu_{mf}} dt \right]^{1/5})) \right] \quad (5.1)$$

Exemplarisch lässt sich für den Versuch VM34 somit folgender k_{gap} -Faktor Verlauf in Abhängigkeit der Temperatur und dem Druck (5bar) bestimmen:

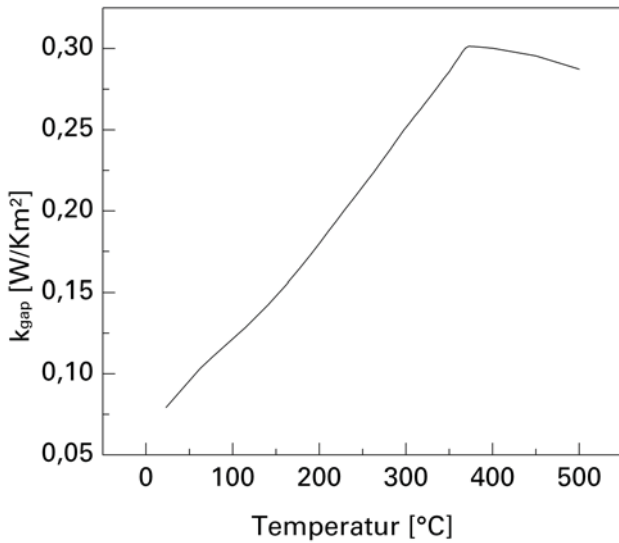


Bild 118 Wärmedurchgangskoeffizient k_{gap} für VM34

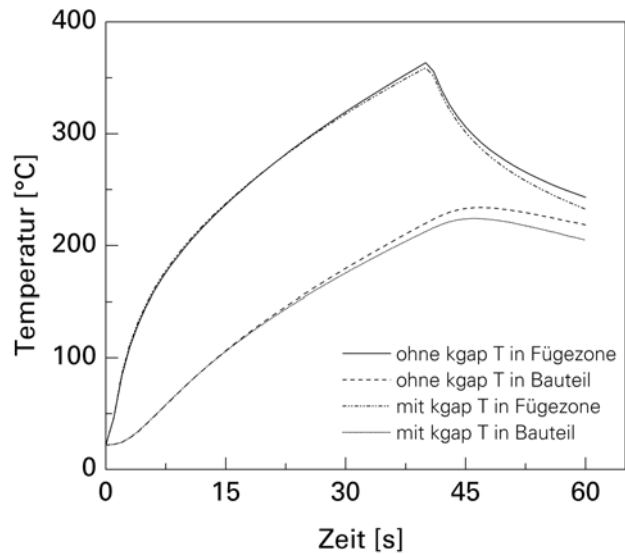


Bild 119 Einfluss des k_{gap} auf den Erwärmungsprozess

Die Berücksichtigung des D_{ic} über die eingeführte k_{gap} Modifikation führt zu einer numerischen Differenz von 2,8 % (vgl. Bild 119). Die ermittelte Diskrepanz der Ergebnisse deckt sich gut mit den veröffentlichten Ergebnissen von Ageorges et al. [71, 72] sowie Colak et al. [126], die Abweichungen von 3 % bzw. 3,2 % durch die Implementierung des D_{ic} ermittelten.

Für eine Berücksichtigung des Oberflächenrauheitseffektes bei realen Bauteilen wurde ein integriertes Modell entwickelt. Dabei wird über einen analytisch ermittelten Faktor (k -gap), der Oberflächen Effekt in Form eines Materialverhaltens abgebildet. Der experimentelle Abgleich führte zu einer guten Übereinstimmung der Ergebnisse, die innerhalb des 3% Streuungsbandes liegen.

5.3.4 Kristallisation

Der Einfluss der freien Enthalpie bei der Phasenumwandlung wurde von Ageorges et al. [127], Choe und Lee [97] sowie Maffezzoli [128] und anderen [93, 95, 129, 130] ausführlich analysiert.

In einer Vergleichssimulation wurde das Kristallisationsmodell von Choe und Lee [97] in ein Modell integriert (Formel vgl. Kapitel 2.3.2.4). Nachfolgendes Bild 120 zeigt im Vergleich die Temperaturverläufe mit und ohne Berücksichtigung des Phasenübergangs.

Dargestellt ist der Temperaturverlauf in der Oberfläche einer eingebrachten Matrixlage. Als Parameter für den Widerstandsschweißprozess wurden 45 A mit 60 s vorgegeben. Der initiale Kristallisationsgrad beträgt 25 % (vgl. Kapitel 2.3.2.5), die prozessrelevanten Kenngrößen sind in nachfolgender Tabelle 6 dargestellt:

| | |
|-----------------|---------|
| k_1 [s-3] | 9,03e24 |
| E_a [cal/mol] | 1,52e4 |
| ψ_1 [K] | 8,02e2 |
| K_2 [s-4] | 9,32e32 |
| ψ_2 [K] | 1,79e3 |
| T_{m0} [°C] | 385 |

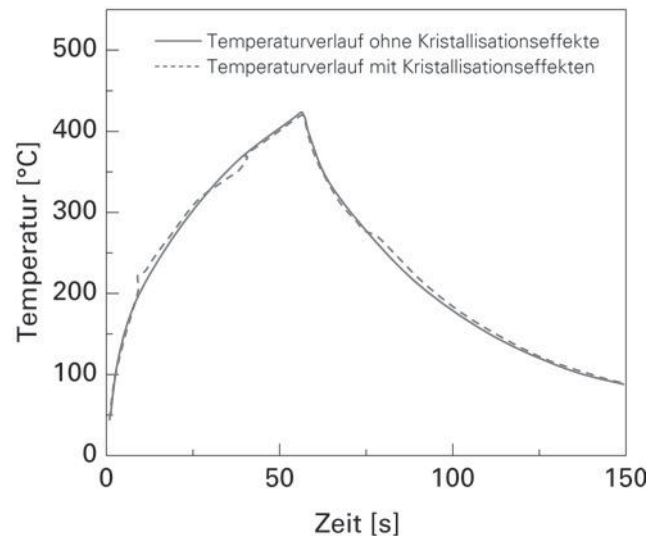


Tabelle 6 Prozesskinematische Kristallisationsdaten nach Choe und Lee

Bild 120 Einfluss der Kristallisation nach dem Modell von Choe & Lee

Die Berücksichtigung der Kristallisationsenergie führte zu drei erkennbaren Temperatureffekten im Prozessverlauf. Zwei exotherme Reaktionen sind bei ca. 210 °C während des Aufheizprozesses sowie bei ~ 280 °C beim Abkühlprozess zu identifizieren. Zwischen 340 °C und 385 °C ist ein endothermer Phasenübergang in die Schmelze zu detektieren. Die Ausprägung des Temperaturverlaufs wird in Summe nur minimal beeinflusst.

Der relativ geringe Einfluss ist auf die geringe Materialmenge, die eine Phasentransformation erfährt, zurückzuführen. Im direkten Verhältnis der Energiemengen beträgt die Transformationsenergie nur ca. 4 %. Bei einer direkten Skalierung der Bauteile und des Prozesses bleibt dieser Effekt auch im gleichen Verhältnis. Bei einer deutlichen Ausprägung der Schmelzphase bzw. des aufgeschmolzenen Materials würde der Effekt deutlicher hervortreten.

Zu ähnlichen Ergebnissen kamen auch Untersuchungen von Ageorges [127], Holmes [131] oder Jakobsen [3].

Die Berücksichtigung der Kristallisationsenergie in Form einer iterativen Schleife nach Choe und Lee [97] hat einen nur geringen Erkenntnisgewinn hinsichtlich der Aussagegenauigkeit in einer Bauteil-Simulation.

Aufgrund der geringen Einflussausrägung der Kristallisationsenthalpie auf den Widerstandsschweißprozess, wird die Kristallisationsenergie über den Materialparameter „spezifische Wärme“ der verwendeten Werkstoffe abgebildet.

5.3.5 Einfluss der Übergangsbereiche

In den experimentellen Untersuchungen zeigte der Widerstandsschweißprozess eine hohe Sensitivität gegenüber dem Prozessaufbau. Ein wesentliches Kriterium ist dabei die Gestaltung der Übergangsbereiche. Dieser Einfluss soll in diesem Kapitel numerisch quantifiziert werden.

Das numerische Modell basiert auf den Erkenntnissen aus Kapitel 5.3.2 und weist eine mittlere Vernetzungseinheit mit einer adaptiven Gestaltung der Randbereiche auf. Das Modell ist aus solid70 sowie solid226,110 (thermo-elektrischen) Elementen aufgebaut. Als Zielstruktur wurde die Schweißprobenkonfiguration A modelliert. Berücksichtigt wurden zudem die eingebrachten Matrixlagen sowie die Isolationselemente des Werkzeuges.

Die Werkstoffeigenschaften wurden als makroskopisch homogen mit orthotropen Eigenschaften angenommen. Die entsprechenden Werkstoffparameter wurden über die Lagenpositionen mittels *Lamicalc* berechnet.

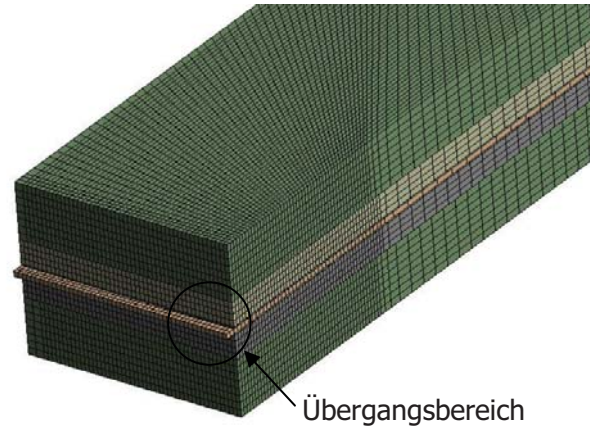


Bild 121 Vernetzte Schweißprobenkonfiguration A Modell

Ergebnisse

Der Einfluss des Abstandes zwischen der Stromeinleitung und dem Bauteil (Überstand) wurde durch eine Variation des Schweißelementüberstandes modelliert. Nachfolgende Abbildungen zeigen die veränderten Temperaturfelder und Temperatureinprägungen in den Randbereichen der Probe bei einer eingepprägten Stromstärke von 45 A.

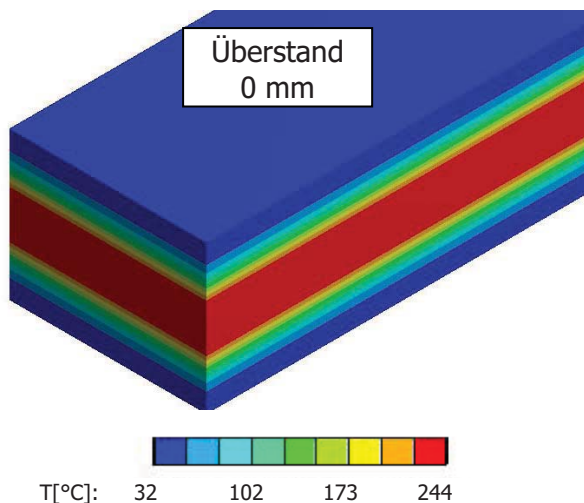


Bild 122 Einfluss ohne Übergangsbereich auf das Temperaturfeld

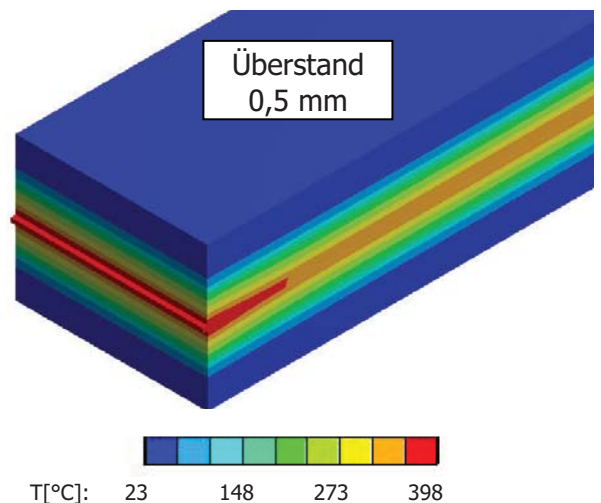


Bild 123 Einfluss des 0,5 mm Übergangsbereiches auf das Temperaturfeld (effektiv 1 mm)

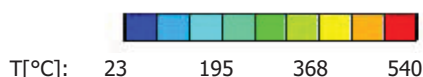
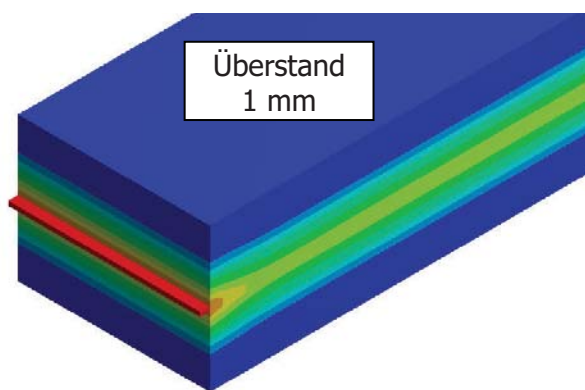


Bild 124 Einfluss des 1 mm Übergangsbereiches auf das Temperaturfeld (effektiv 2mm)

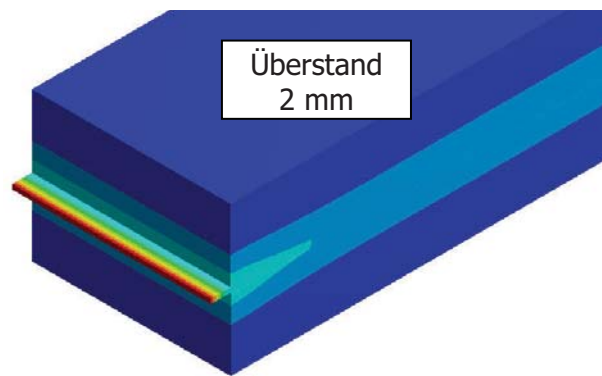


Bild 125 Einfluss des 2 mm Übergangsbereiches auf das Temperaturfeld (effektiv 4 mm)

Es zeigt sich, dass sich bereits bei kleinen Überständen von 0,5mm ein deutlicher Temperaturpeak im Übergangsbereich ausbildet. Dieser Effekt intensiviert sich in Abhängigkeit der Überstandslänge. Bereits bei 2 mm (effektiv 4 mm) werden Temperaturen von $T > 1000\text{ °C}$ erreicht. Bei diesen Temperaturen ist eine Schädigung der Drahtstruktur in diesem Bereich und somit ein Prozessabbruch nicht auszuschließen.

Bild 126 stellt die erreichten Maximaltemperaturen in Abhängigkeit der modellierten Überstandsdimensionen dar. Bild 127 quantifiziert den effektiven Einfluss in der Fügefläche.

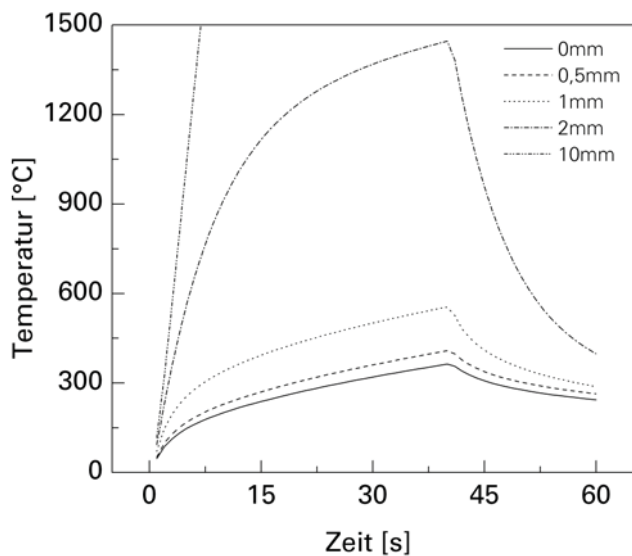


Bild 126 Maximaltemperaturen in Abhängigkeit der Überstandsdimension

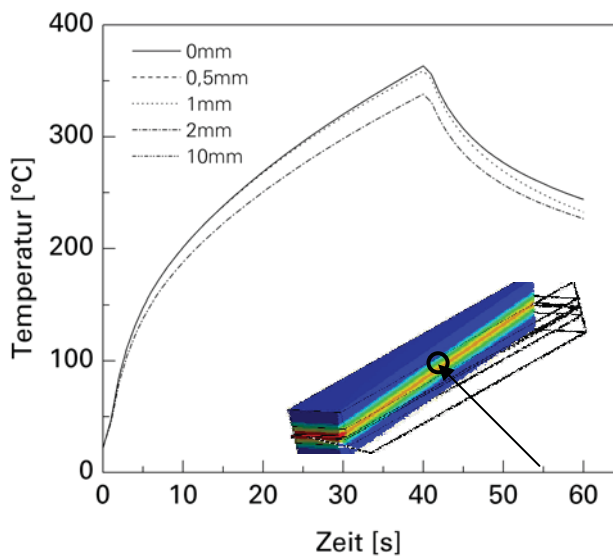


Bild 127 Temperaturverläufe in der Fügefläche in Abhängigkeit von den Überständen

Die Ergebnisse zeigen, dass der Prozessaufbau ein wesentlicher Faktor der Prozessrobustheit ist. Werden Teile des Schweißelementes an Luft exponiert (zwischen den Stromeinleitungsbereichen und den Fügebereichen), so führt dies von lokalen Hot Spots bis zu Prozessabbrüchen. Bei großen Überständen werden lokal deutliche Temperaturanstiege in den Übergangsbereichen gemessen (Bild 126). In Bild 127 sind den Überständen zu geordneten, unterschiedlichen Temperaturverläufe in der Fügezonemitte dagegen aufgezeichnet. Es zeigt sich, dass große Überstände (bsp. 2mm) die Temperaturfeldausprägung in der Fügezone selbst kaum stören.

Die inhomogene Wärmeeintragung führt zu lokal unterschiedlichen Schmelzausprägungen (in den Randbereichen).

Einfluss der Polyimidfolie

In den Übergangsbereichen wurden in den experimentellen Versuchsaufbau 0.1 mm starke Polyimidfolien eingebracht. Diese reduzieren die Kerbwirkung der Werkzeug- und Vorrichtungselemente gegenüber dem Werkstück. Zudem vermindern sie die Oxidationsneigung.

Eine numerische Modellierung der Polyimidfolien zeigte eine Reduktion der Temperatur im Übergangsbereich. Die Folien wurden in das 1 mm Überstand-Modell integriert. Zwischen Polyimidfolie und Schweißelement wurde im Abgleich zu experimentellen Messungen ein Wärmeleitungskontakt von 50 % angenommen. Die Integration der Polyimidfolie reduzierte in dieser Konfiguration die Maximaltemperatur um fast 80 °C.

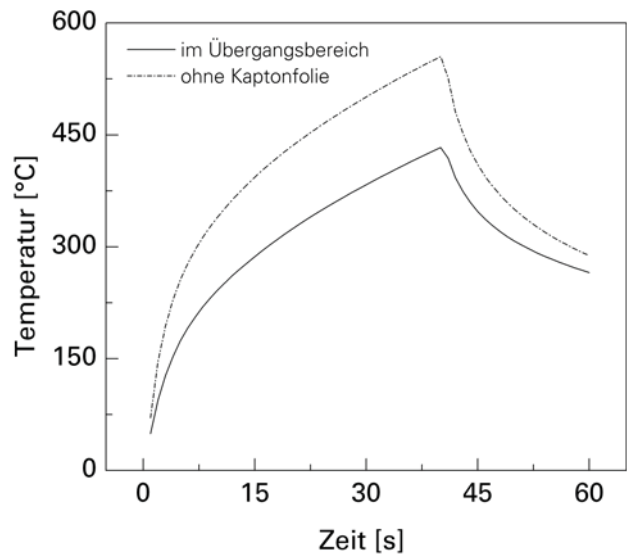


Bild 128 Einfluss der Kaptonfolie auf den Temperaturverlauf in dem Übergangsbereich

5.3.6 Thermomechanische Interaktion

Die vorangegangenen thermischen Finite-Elemente-Simulationen werden mit einer mechanischen Berechnungssequenz gekoppelt, um die thermomechanische Interaktion abbilden zu können. Dabei wird das ermittelte Temperaturprofil für jedes Element als Last in dem mechanischen Modell zu jedem Zeitpunkt eingespielt. Als Ausgangsset wurden die Erkenntnisse der APC2-APC2 Modelle eingesetzt. Für die Thermalanalyse wurden solid70, für die mechanische Analyse solid185 Elemente verwendet. Dieses Element verfügt über 8 Knoten mit 3 Freiheitsgraden an jedem Knoten. Zudem können Temperaturfelder als Körperlasten (Body Loads) in den Knoten eingespeist werden [132].

Zur Berechnung des Temperaturprofils wurde der in der thermoelektrischen Analyse ermittelte Wärmestrom interpoliert und als interne Wärmequelle auf das modellierte Schweißelement aufgebracht. Aufgrund der genutzten Modellsymmetrien wurden nur einseitige Konvektions- und Strahlungslasten berücksichtigt. Die Verbindung der Bauteilgruppen zueinander erfolgt über Verbund-Kontaktelemente. Der Übergangsbereich (Stromeinleitungsbereich) wurde nicht modelliert.

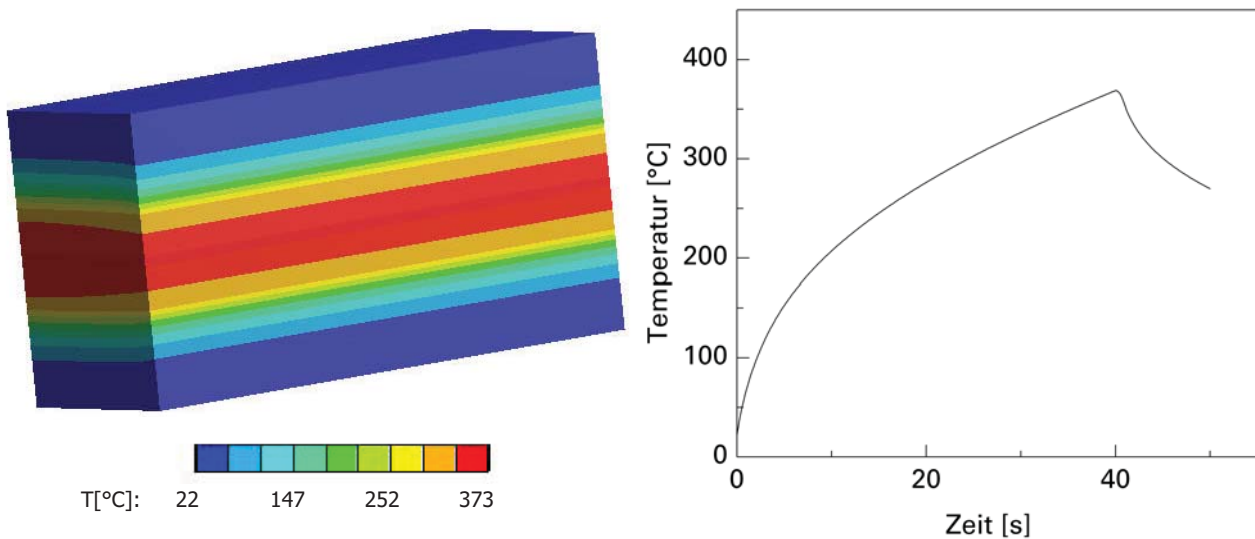


Bild 129 *Temperaturausbreitung während des Widerstandsschweißprozesses*

Bei dem berechneten Wärmestrom von $2,1771e8 \text{ W/m}^3$ bildeten sich das erwartete homogene Temperaturfeld sowie der korrelierte Temperaturverlauf aus. Die Berücksichtigung der vertikalen Konvektion (vgl. Anhang) auf der seitlichen Fläche führt zu einer leichten Abschwächung des Temperaturniveaus in diesem Bereich.

Aufgrund der relativ kurzen Prozesszeit von 40 s wurde die Vorrichtung nicht modelliert, da das thermische Antwortverhalten zeitlich nachgelagert erfolgt und keinen prozessualen Einfluss hat. An den Kontaktflächen wurde ein konstanter Wärmestrom definiert.

Für die Berechnung der mechanischen Deformation erfolgte eine Substitution der thermischen solid70 Elemente durch strukturelle solid185 Elemente der gleichen Knotenanzahl (s.o.). Die strukturellen Lasten ergaben sich aus der thermo-elektrischen Simulation sowie den Lagerbedingungen und den Prozessbedingungen. Die untere Ebene wurde über eine starre Lagerung fixiert, die obere Ebene mit dem Fügedruck von 5 bar beaufschlagt.

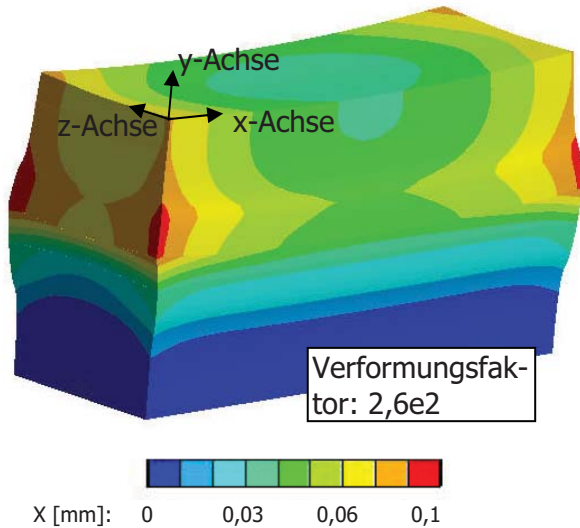


Bild 130 Gesamtdeformation der Schweißprobenkonfiguration A ($t=35$ s, $2,1771e8$ W/m³ und 5 bar)

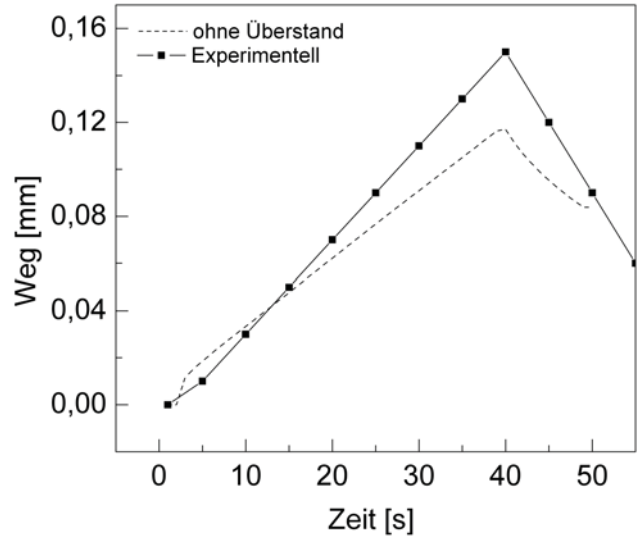


Bild 131 Vergleich mit der experimentellen Setzweganalyse 40 s (Bild 99) in Y-Richtung

In den Randbereichen wurde eine verstärkte thermische Expansion detektiert, die sich entlang der Fügezone über die gesamte laterale Richtung, wenn auch in abgeschwächter Intensität, fortsetzt. Die Deformationen in Bild 130 sind für eine bessere Visualisierung mit einem Überhöhungsfaktor von 2,6e2 dargestellt.

Bei dem Vergleich der experimentellen und numerischen Ausdehnung in y-Richtung (vgl. Bild 130) zeigt sich eine Divergenz von 14 % sowie ein geringerer Expansionsgradient bei der numerischen Expansion. Der Versatz erklärt sich aus der Datenerfassungsfrequenz von 10 Hz.

Unter Berücksichtigung eines 1 mm großen Übergangsbereiches (vgl. Kapitel 5.3.5) prägt sich bei einer Stromdichte von $11,25e6$ A/m³ nach 40 s eine spezifische Temperatursprägung aus (vgl. Bild 129). Die resultierende thermo-mechanische Verformung bei 5 bar Schweißdruck (vgl. Kapitel 5.3.6) ist in Bild 132 dargestellt.

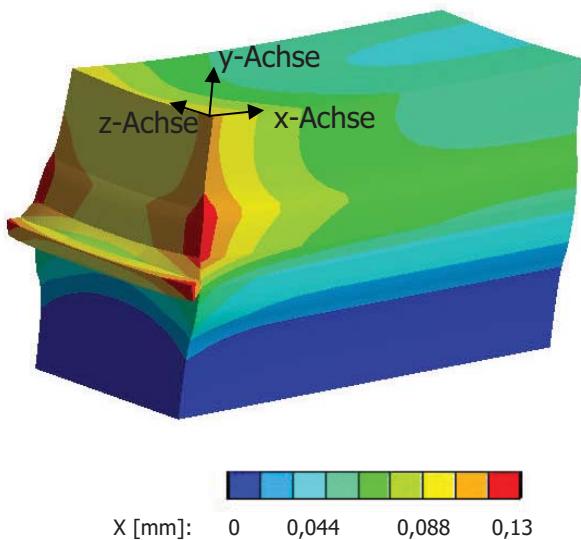


Bild 132 Thermo-mechanische Verformung bei 40 s (Überhöhungsfaktor 2,62)

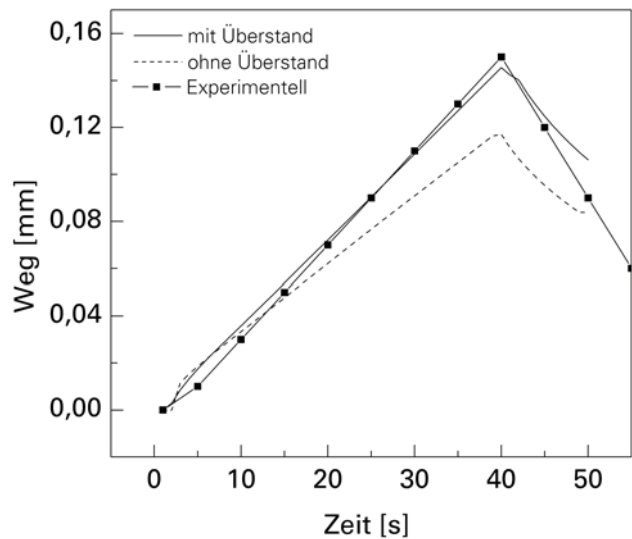


Bild 133 Expansionsdifferenz (Setzweg) in y-Richtung

Die Berücksichtigung des Übergangsbereiches führt zu einer stärkeren Deformation im Bereich der Stromübergänge. Dies ist auf die höheren Temperaturen der exponierten Bereiche zurückzuführen, die in die Randbereiche des Laminats einkoppeln. Eine Expansionsquantifizierung über den Prozess ist in Bild 133 abgebildet. Als Vergleich sind neben den experimentellen Daten auch die Ergebnisse der Berechnung aus Kapitel 5.3.6 eingefügt.

Es zeigt sich, dass kleiner Fehler im Prozessaufbau (Übergangsbereich) zu einer lokal stärkeren Temperaturentwicklung und somit auch zu einem größeren Expansionsgradienten führt.

Die Modellierung des Übergangsbereichs führt zu einer quantitativ guten Übereinstimmung mit den erfassten experimentellen Daten.

5.3.7 Sensitivitätsanalysen

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Sensitivitätsanalysen hinsichtlich kritischer Parameter dargestellt. Das Ziel der Untersuchung ist die numerische Quantifizierung des Einflusses der Parameter auf den Prozess.

Die Analyse umschließt Prozessparameter, die fertigungs- sowie prozessbedingt geringe Variationen bzw. Ungenauigkeiten aufweisen. Die Modellierung erfolgte anhand der modellierten Schweißprobenkonfiguration A.

Stromstärke und Widerstand

Der Widerstand eines Schweißelementes variiert in Abhängigkeit zu dem verwendeten Drahtgewebe sowie der Schweißelementbreite und den geometrischen Abweichungen. Die Stromstärke ist als Prozessparameter fest wählbar, die nominelle Stromdichte korreliert direkt mit dem effektiven Widerstand. Die nominelle experimentell vermessene Stromdichte über der Querschnittsfläche variierte um bis zu +/-5 %.

Für die Schweißprobenkonfiguration A ist der Einfluss der nominellen Stromstärke über den Querschnitt in einer Varianz von bis zu 10 % abgebildet. Die ausgelesenen Temperaturwerte sind Knoten in den Flächenmittelpunkten. Die Position k_{gap} kennzeichnet den dem APC2 Laminat zugewandten Flächenmittelpunktsknoten der eingebrachten Matrixlage.

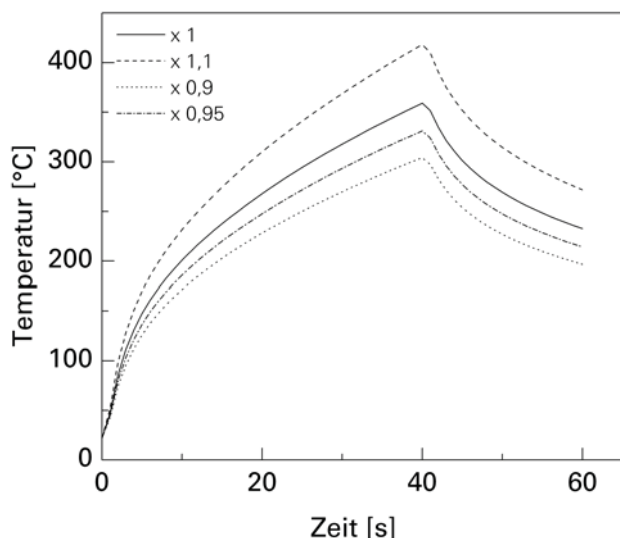


Bild 134 Einfluss der Stromstärken, k_{gap}

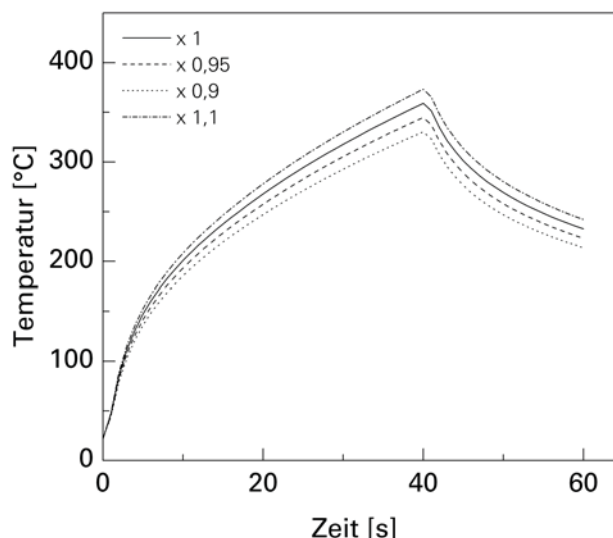


Bild 135 Einfluss des Widerstandes, k_{gap}

Es zeigt sich eine deutliche Abhängigkeit der Temperaturfeldausprägung von der eingepprägten Stromdichte. Der hohe Einfluss ist auf den quadratischen Kennwerteingang ($E=I^2 \cdot R \cdot t$) zurückzuführen.

Wärmeleitfähigkeit

Die Wärmeleitfähigkeit λ für APC2-Werkstoffe wird in Faserrichtung maßgeblich durch die Materialeigenschaften der Kohlenstofffaser geprägt. In Normalen Richtung λ_{\perp} sind hingegen die Matrixeigenschaften dominierend.

Fertigungsbedingt kann die makroskopische Wärmeleitfähigkeit des APC2-Materials um einige Prozente variieren. Hinsichtlich der Temperaturverteilung in der Schweißprobenkonfiguration A ist die Veränderung in Normalenrichtung von Interesse.

Modelliert wurde eine Varianz von +/- 10 % der Wärmeleitfähigkeit des APC2-Laminates in Normalenrichtung. Die ermittelten Temperaturkennlinien liegen innerhalb einer vergleichsweise geringen Toleranzabweichung. Eine Berücksichtigung der fertigungsbedingten Varianz der Wärmeleitfähigkeit ist somit nicht ausschlaggebend, zumal von einer geringeren Varianz als 5 % ausgegangen werden kann (vgl. [133]).

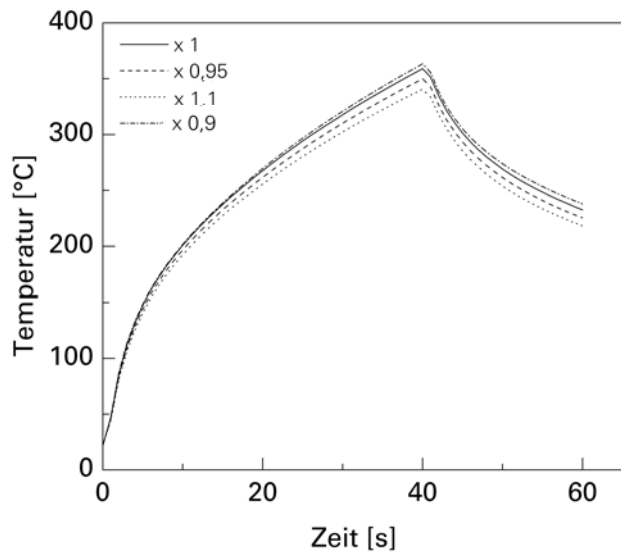


Bild 136 Einfluss der Wärmeleitfähigkeit des APC2 λ_{\perp}

Zusammenfassung

Den größten Einfluss auf die sich ausbildende Temperaturverteilung sowie den Fügeprozess hat die Prozessgestaltung. Der Einfluss der Stromeinleitungsbereiche wurde experimentell und numerisch nachgewiesen. Experimentell konnte eine Nullfuge nicht realisiert werden, weshalb die Ausbildung dieser Bereiche auch numerisch berücksichtigt werden muss.

Die Prozessparameter wurden experimentell ermittelt und über mehrere Dimensionen numerisch evaluiert.

Der Einsatz von zusätzlichen Polyimidfolien in den Übergangsbereich wirkt sich positiv auf den Randeffect aus. Die Kristallisationseffekte wie auch der Einfluss der Oberflächenrauheit beeinflussen den Fügeprozess <4%. Die eigenen Untersuchungen decken sich mit den in der Literatur veröffentlichten Erkenntnissen. Die Oberflächenrauheit wie auch die Kristallisationseffekte wurden über die Materialeigenschaften in ANSYS abgebildet.

Durch die Integration der Effekte in die Materialeigenschaften lässt sich der Rechenaufwand deutlich reduzieren.

Um eine gute numerische Prognose zu erhalten, sind der experimentelle Aufbau sowie die Prozessgestaltung wesentliche Faktoren. Bei Probengeometrien konnten die Simulationen eine Genauigkeit von +/- 8% erreichen.

5.4 Schweißelement-Adaption in Abhängigkeit der Bauteilspezifikationen

Die vorangegangenen Untersuchungen bezogen sich auf die Abbildung des Widerstandsschweißprozesses für Bauteile mit konstanten Geometrien und Dicken. Für reale Anwendungen sind diese Annahmen jedoch nicht repräsentativ. Eine Bauteilstruktur zeichnet sich beispielsweise durch variierende Bauteildicken und Geometriesprünge aus.

Der Einsatz eines dimensionskonstanten Schweißelementes führt deshalb zu der Ausbildung inhomogener Temperaturfelder über der Fügefläche. Dies begründet sich primär in den lokal differierenden Wärmeströmen, deren Ausprägung von den wechselnden Werkstoffeigenschaften (bsp. Wärmekapazitäten) und der Bauteilgeometrie abhängen.

Ziel dieses Kapitels ist die Realisierung einer homogenen Temperaturverteilung über die Fläche mittels einer Adaption der Schweißelementgeometrie. Das entwickelte Verfahren soll in einer flexiblen, kostengünstigen und zeitnahen Umsetzungsstrategie realisiert werden können.

Unter der Annahme konstanter Dicke und Höhe des dem Schweißelement zu Grunde liegenden Drahtgitters kann folgende Aussage getroffen werden:

Die Verwendung eines Drahtgewebes als Schweißelementbasis ermöglicht durch eine lokale Variation der Schweißelementbreite die Steuerung der differentiellen Stromdichten und damit der Temperatureausprägung.

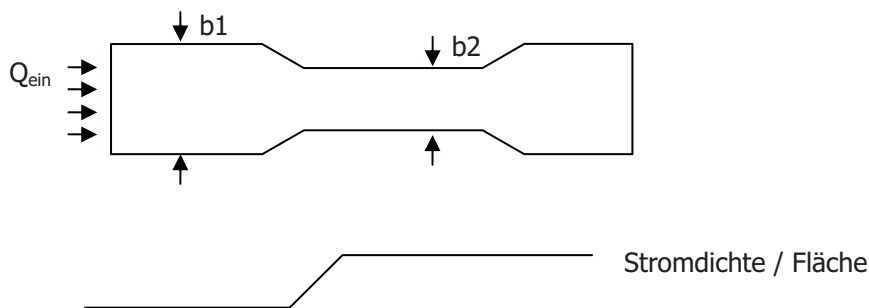


Bild 137 Ansatz der Dimensionierungsadaption des Schweißelementes für eine Temperaturanpassung

Betrachtet wird ein differentielles Element der Interfaceebene. Nach dem ersten Hauptsatz der Thermodynamik gilt für das System die Energieerhaltung. Die innere Energie U ist die Summe der abgehenden Wärmeflüsse und der im System dissipierten Arbeit (*Joule'sche* Erwärmung) [134].

Für eine vereinfachte Betrachtung werden Oberflächeninteraktionen und Kontaktwiderstände negiert. Somit gilt

$$\delta Q_{\text{ein}} = \delta Q_{\text{aus}} \quad (5.2)$$

Der lokal abgeführte Wärmestrom dQ/dt errechnet sich dabei zu

$$\frac{dQ}{dt} = \int \int_V c_p * \rho * \Delta T dV dt \quad (5.3)$$

Mit der spezifischen Wärmekapazität c_p , der Masse m und der Temperaturänderung ΔT .

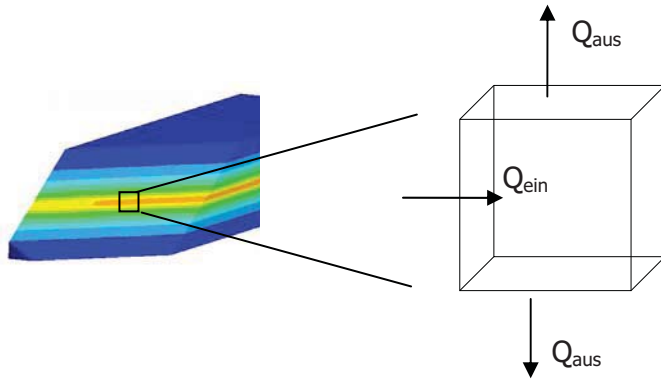


Bild 138 Modellgrundlage der Schweißelementadaption

Dabei entspricht dQ_{ein} einer inneren Wärmequelle. Es gilt:

$$\frac{dQ_{\text{ein}}}{dt} = \int_t \iiint_V I^2 R dV dt \quad (5.4)$$

Bei konstanter Schweißelementlänge und -dicke folgt eine differentielle Abhängigkeit der eingebrachten Leistung integriert über die Schweißelementbreite.

$$\frac{dQ_{\text{ein}}}{dt} = \int_t \frac{\rho_{\text{el}} l}{d^2} I^2 \int_b \frac{1}{b^2} db dt \quad (5.5)$$

Bei konstanter Schweißelementdicke und -länge kann durch eine gezielte Breitenvariation das lokale Stromdichten- bzw. Temperaturfeld den Erfordernissen angepasst werden.

Für das vereinfachte differentielle Modell sind I der elektrische Strom und ρ_{el} der Widerstand, l die Länge, d die Dicke und b die Breite des Schweißelementes. Der ausgehende Wärmestrom dQ_{aus} entspricht den Materialwärmeströmen:

$$\frac{\delta Q_{\text{aus}}}{\delta t} = \int_t c_p \rho_T \frac{\partial T}{\partial t} \partial V dt \quad (5.6)$$

Mit der Wärmekapazität c_p und der temperaturabhängigen Dichte ρ_T .

Die Applizierung dieses Ansatzes auf ein Modell erfolgte in folgenden Schritten:

- Thermische Analyse des Widerstandsschweißprozesses
- Bestimmung der lokalen Wärmeströme von Schweißelement und der Fügeflächen
- Segmentierung des Schweißelementes in Flächen ähnlicher Wärmeströme
- Lösung der obigen Gleichungssysteme für diese Segmentflächen

Das entwickelte Verfahren wird an einem Standard Typ 2 Schweißelement mit den Ausgangsdimensionen 200,5 mm x 40,1 mm (b1) experimentell verifiziert. Der Versuchsaufbau ist analog zu Kapitel 3.3.2.1.

Dabei erfolgt über eine Länge von 130,6 mm eine sukzessive Einschnürung auf 24,3 mm (b2).

Die in Bild 139 abgebildete Infrarotaufnahme gibt Aufschluss über die sich einstellende Temperaturverteilung bei 10 A. Es bildet sich in dem Bereich der größten Einschnürung ein Temperaturmaximum aus. In den Randbereichen werden bis zu 60°C geringere Temperaturen detektiert.

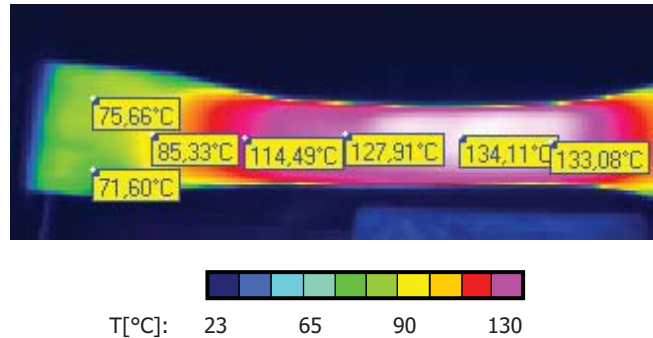


Bild 139 Infrarotbild eines modifizierten Typ 2 Schweißelementes

Die Querschnittsreduktion führt zu einer lokalen Widerstandserhöhung und somit zu lokal differierenden Temperaturausrägungen. Dieser Effekt hilft bei geeigneter Gestaltung der Schweißelemente, den Randeffect zu beherrschen.

In den vorliegenden Untersuchungen wurde ein (teil-)numerischer Lösungsansatz eingesetzt. Verfolgt wurde eine pragmatische Umsetzung, bei der die notwendigen differentiellen Wärmeströme numerisch ermittelt und Abschnittsweise über die Fügefläche integriert werden. Die notwendige Querschnittsreduktion lies sich so in einer Iterationsschleife ermitteln.

Zusammenfassung

Bei realen Applikationen werden i.d.R. Bauteile unterschiedlicher Konfigurationen gefügt. Die Konfigurationen (bsp. Dickensprünge aufgrund von Verstärkungen, Integrierten Elementen, etc.) resultieren in lokal variierenden Wärmekapazitäten.

Diese unterschiedlichen Wärmeströme verhindern eine homogene Temperaturausrägung in der Fügezone.

Der hier vorgestellte Ansatz basiert auf dem physikalischen Zusammenhang, dass sich die differentielle Energiedichte quadratisch reziprok zu der Schweißelementbreite bei sonst konstanten Schweißelementdimensionen verhält. Höhere Energiedichten resultieren in höheren Temperaturausrägungen weshalb sich durch eine Modulation der Schweißelementbreite lokal unterschiedliche Temperaturfelder realisieren lassen.

Der eingesetzte Schweißelement Typ sollte entsprechend den erwarteten Temperaturen mit einem zusätzlichen Prozesssicherheitsfaktor gewählt werden.

35.5 Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse

In diesem Kapitel, wurde, basierend auf den Erkenntnissen und Untersuchungen aus Kapitel 3 und Kapitel 4 der Widerstandsschweißprozess auf Probendimension A (APC2-APC2) und B (APC2-450CA30) detailliert analysiert. Hierzu zählen die Analyse der Wärmeverteilung, die Erarbeitung einer belastbaren Datenbasis für die Fügeparameter, eines Prozessfensters sowie des korrelierenden Vertrauensbereiches und die Analyse der in Kapitel 2 identifizierten Einflussfaktoren.

Die geringe Prozessstreuung von $< 4\%$ und die geringen Festigkeitsstreuung von $< 5\%$ bei APC2-APC2 Proben bzw. $< 12\%$ bei APC2-450CA30 Proben belegen die hohe erzielte Prozessrobustheit.

Diese experimentell ermittelten Daten dienten als Grundlage für die Erarbeitung und Konfiguration eines numerischen Modells, das über mehrere Skalen modelliert und verifiziert wurde. Ausgehend von der thermo-elektrischen Modellierung eines Schweißelementsegmentes auf mesoskopischer Ebene und dessen experimentelle Verifizierung wurden die abstrahierten Erkenntnisse auf eine semi-makroskopische Skala transferiert.

Es erfolgte eine numerische Qualifizierung der Oberflächenrauigkeit sowie der Kristallisationseffekte auf den Schweißprozess. Wesentliche Effekte aus dem Prozessaufbau (wie die Gestaltung der Stromübergangsbereiche, vgl. Kapitel 2.3) sowie die thermo-mechanische Interaktion wurden analysiert und numerisch abgebildet sowie experimentell verifiziert.

Hierbei konnte für den Widerstandsschweißprozess eine Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment von $\pm 8\%$ erzielt werden.

Die Ergebnisse zeigen, dass ein Modell nur in den kritischen Bereichen fein vernetzt sein muss. In großen unkritischen Flächen ist ein grobes Vernetzungsalgorithmus ausreichend genau. Dies reduziert den Rechenaufwand für große Modelle deutlich. Aufgrund der vergleichsweise kurzen Prozesszeiten, reicht eine Reduzierung der Vorrichtungen auf die Wärmeströme sowie mechanischen Bedingungen. Die kristallinen Effekte und der Einfluss der Oberflächenrauheit wurde erfolgreich über eine Modifizierung der Materialeigenschaften abgebildet. Hierbei konnte eine Übereinstimmung von $>96\%$ belegt werden.

In Kapitel 5.4 wurde eine Methodik vorgestellt, um den variierenden Materialeigenschaften einer Bauteilschweißung Rechnung zu tragen. Idee war eine Adaption der Schweißelementgeometrie, um so die differentiell variierenden Wärmeströmen der Bauteile berücksichtigen zu können.

Ziel muss es sein, bereits in der Designphase, den Fügeprozess numerisch abzubilden, um die spezifischen Anforderungen des Prozessverlaufs sowie an den Aufbau berücksichtigen zu können. Dies betrifft insbesondere die Gestaltung des Schweißelementes, sowie die Einleitungsbereiche.

Im folgenden Kapitel erfolgt die Abstrahierung und Anwendung der Erkenntnisse auf einen Widerstandsschweißprozess auf Bauteilebene.

6 Übertragung der Ergebnisse auf einen generischen Vorflügel

In den vorangegangenen experimentellen und numerischen Untersuchungen wurden folgende Themenfelder erarbeitet.

- die Realisierung eines robusten, reproduzierbaren Widerstandsschweißprozesses
- die Generierung einer belastbaren Datenbasis für Schweißparameter von CF-PEEK
- die Simulation des Widerstandsschweißprozesses und Quantifizierung der Einflussfaktoren auf das Modell
- der Erkenntnisgewinn bezüglich der prozessualen Annahmen, Erfordernisse und Abläufe
- die Abstraktion und Verifikation der Ergebnisse auf größere Probendimensionen

Die erfolgreiche Realisierung in den vorangegangenen Untersuchungen ermöglicht die Extrapolation der Erkenntnisse auf eine Bauteilstruktur. In diesem Kapitel erfolgt exemplarisch die Abstrahierung auf ein generisches Vorflügelsegment (Slat).

Ziele sind die Validierung der numerischen Ansätze und experimentellen Erkenntnisse sowie die Schweißung des Funktionsdemonstrators. Die Fügefläche beträgt 730mm x 50mm.

Der Slat wurde statisch sowie dynamisch hinsichtlich des Vogelschlagkriteriums unter Berücksichtigung der verbleibenden Festigkeitsresiduen in den von Airbus definierten Lastfällen ausgelegt.



Bild 140 Demonstrator generischer Vorflügel

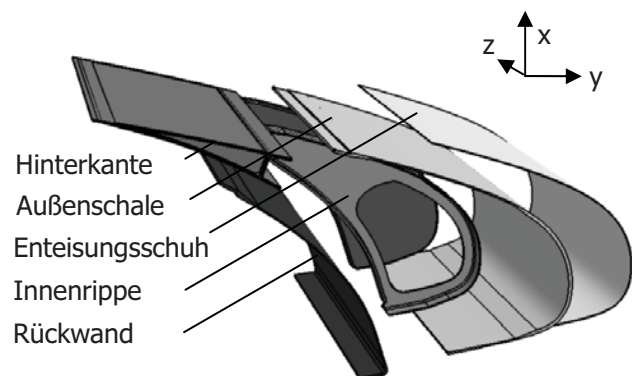


Bild 141 CAD-Modell des Demonstrators

Die notwendigen Technologieentwicklungen und Fertigungsvorrichtungen für den Prototypenbau erfolgten am *DLR, Institut für Bauweisen- und Konstruktionsforschung*. Die Designauslegung erfolgte bei *EADS IW* und *ZIM*.

Die Explosionszeichnung in Bild 141 zeigt die Einzelkomponenten der Slatstruktur.

Die Außenschale weist eine Dickenabstufung auf, im Bereich der Frontnase ist das Laminat 6,2 mm stark, die strukturell geringer belasteten Flanken sind 2,2 mm bzw. 2,6 mm dick. In den Anschlussbereichen sind Konturrücksprünge sowie Aufdickungen integriert. Der fast symmetrische Aufbau von insgesamt 45 Prepreglagen (Mittellage verläuft durch eine 90°-Lage) weist zwanzig 0°-Lagen und fünf 90°-Lagen auf. Die Faserorientierung ist auf die Flügellängsachse bezogen, d.h. die 0° Lagen verlaufen tangential, die 90° Lagen radial.

Die im Heiß-Pressverfahren gefertigten Rippen aus einem Kohlenstofffaser 1/4 Atlasgewebe verfügen über einen erweiterten, doppelseitigen Anschlussflansch (T-Flansch) gegenüber der Schale sowie einem L-Flansch gegenüber der Rückwand. Der asymmetrische T-Flanschbereich ist 1,79 mm bzw. 2,06 mm stark, die Kontur folgt den Dickenverläufen der Außenschale.

Ein Novum ist die Wahl einer PEEK-Matrix. Ein Kriterium für die Wahl einer thermoplastischen Matrix war die Anforderung des Verschweißens der Rippen mit der Außenhaut im Widerstandsschweißverfahren.

In diesem Kapitel wird das Einschweißen der Rippen in die Außenschale im Widerstandsschweißprozess analysiert. Neben der technischen Realisierung werden die Einflüsse der Geometrie auf das Temperaturfeld des Widerstandsschweißprozesses numerisch analysiert.

6.1 Versuchstechnik und -aufbau

Am *DLR, Institut für Bauweisen- und Konstruktionsforschung*, wurden im Rahmen des *HISYS*-Projektes zwei Funktions-Demonstratoren angefertigt.

In dem Fertigungsprozess, dem Design und dem Schweißaufbau des zweiten Demonstrators wurden die erlangten Erkenntnisse eingearbeitet. Eine theoretisch notwendige Modifikation der Gesenke erfolgte nicht.

Schweißvorrichtung Demonstrator

Die Schweißvorrichtung besteht aus einem Aluminiumrahmen sowie den variabel einsetzbaren Werkzeugen. Der aus Boschprofilen verschraubte Rahmen ist auf eine hohe Steifigkeit sowie flexible Anpassung ausgelegt. Der mittig angebrachte Pneumatikzylinder (Kolben: ϕ 125 mm) dient dem Schließen des Werkzeuges sowie der Druckapplizierung in Normalenrichtung.

Das Werkzeug besteht aus einem Führungsrahmen, in dem eine Schalenaufnahme fixiert ist, sowie der Rippenaufnahme, die mit der oberen Führungsplatte des Rahmens verschraubt wird.

Die Auslegung der Schalenaufnahme basiert auf der taktil vermessenen Geometrie einer im VCT²⁶-Verfahren gefertigten Außenschale, die als Referenzmaß festgelegt wurde. Dies ermöglicht die Berücksichtigung des prozessbedingten Springwinkels²⁷ sowie weiterer fertigungsabhängiger Konturdifferenzen.

Entsprechend dem Referenzmaß wurde eine Schalenaufnahme aus Schichtholzplatten konstruiert und in dem Führungsrahmen der Werkzeugaufnahme fixiert.

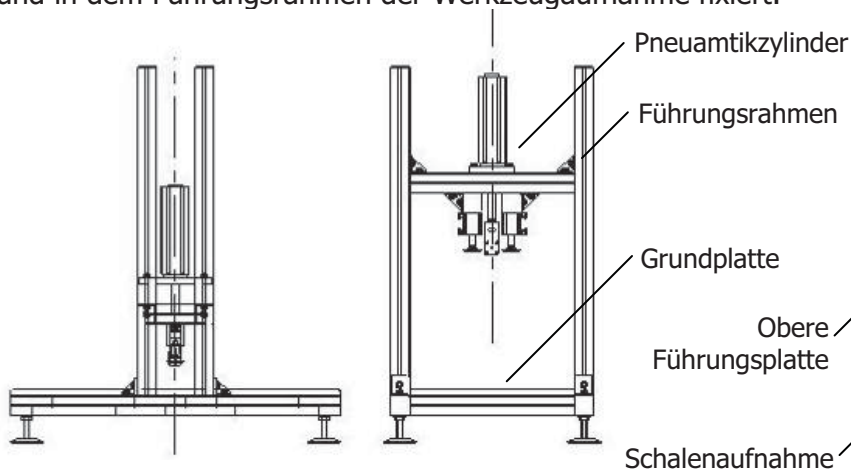


Bild 142 Schweißvorrichtung

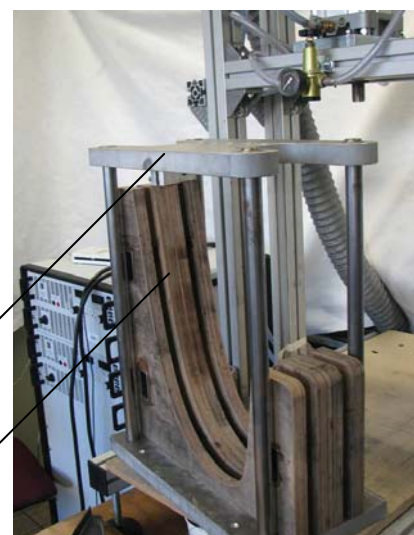


Bild 143 Schalenaufnahme & Führungsrahmen

²⁶ Vacuum Consolidation Technique

²⁷ Während des Fertigungsprozesses werden bei mehrphasigen Werkstoffsystemen beim Abkühlprozess Thermalspannungen in der Struktur eingefroren, die in tangential bzw. normalen Richtung divergieren. Beim Entformen führen diese zu einer Formänderung um den so genannten Springwinkel.

Rippenwerkzeug

Für die CAD-Konstruktion des Rippenwerkzeuges dient die Innenkontur der vermessenen Schale als Vorlage. Das Werkzeug besteht aus 5 Hauptelementen - drei Aluminiumblöcken und zwei äußeren Stahlplatten - die verschraubt ein U-Profil bilden. Die Rippenaufnahme verfügt über zwei Pneumatikzylinder (Kolben: ϕ 50 mm) für die Klemmung der Stromeinleitung sowie zwei integrierte Pneumatikschläuche als Schweißdruckelemente. Die aufblasbaren HD-CEFIL´AIR Pneumatikschläuche der Fa. *Garlock* werden entlang in dem U-Profil aufgenommen. Die aus dem Silikonkautschuk MVQ gefertigten Pneumatikschläuche ermöglichen Einsatztemperaturen von -90 °C bis 250 °C. Die Schläuche sind als Zahnprofil in den Abmessungen 20,5 mm x 22 mm bzw. 20,5 mm x 26 mm ausgeführt. Im oberen Nasenradius sind die Pneumatikanschlüsse integriert.

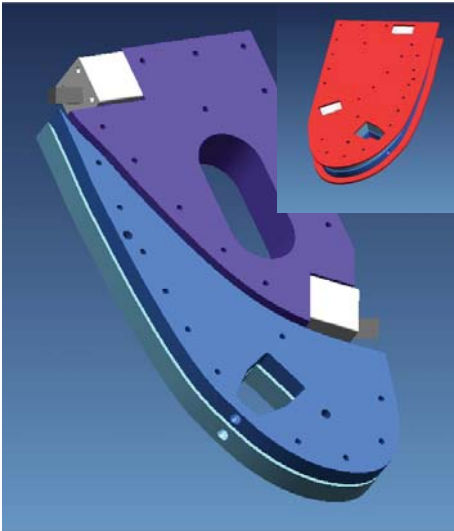


Bild 144 CAD-Zeichnung des Rippenwerkzeugs



Bild 145 Rippenwerkzeug

Die CF-Rippen werden zwischen den Werkzeugkomponenten über 10er Passstifte sowie über die Flächen der Druckluftschläuche und der Aluminiumblöcke positioniert.

6.2 Numerische Untersuchungen

Als Vorlage für das FEM-Modell wurde das von der Fa. *ZIM* konstruierte CAD-Modell verwendet. Über einen Offset der Rippenkontur von 0,5 mm wurde das Schweißelement modelliert. Die Vernetzung erfolgte mit solid70 sowie solid226,110 Elementen. Die Einstellung der Keyopt 110 ermöglicht die Berücksichtigung elektro-thermaler Interaktionen. In dem Fügebereich wurde eine feinere Vernetzung appliziert. Die Elementgröße orientierte sich an den in Kapitel 4 ermittelten Dimensionen. Die Außenbereiche der Schale werden grob vernetzt, da sie für den betrachteten Zeitbereich nur einen geringen Einfluss auf das strukturelle Antwortverhalten haben. Auf den exponierten Flächen der Außenhaut wurden die atmosphärischen Konvektionslasten aufgebracht, wobei von einem nicht angeströmten Zustand ausgegangen wurde.

Die Materialeigenschaften der Außenschale sowie der Rippen wurden als makroskopisch homogen angenommen. Die Materialeigenschaften wurden entsprechend des Lagenaufbaus analytisch in dem Berechnungsprogramm *Lamicalc* errechnet. Für das Schweißelement fanden die zuvor bestimmten Materialparameter Eingang in die Simulation.

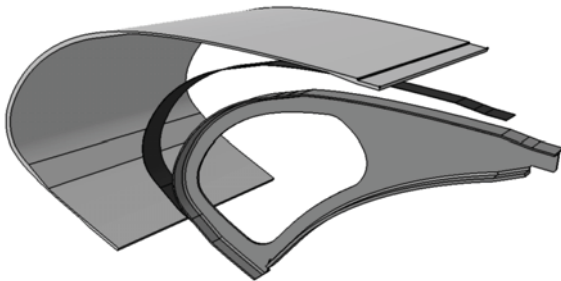


Bild 146 CAD-Modell für den Widerstandsschweißprozess

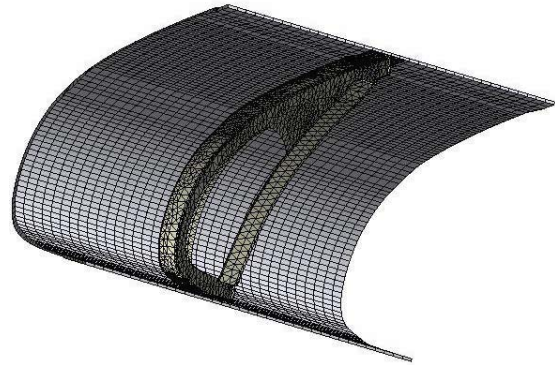


Bild 147 Vernetztes FEM-Modell der Schweißkomponenten

Basierend auf den Erkenntnissen aus Kapitel 5 wurden, um den Rechenaufwand zu reduzieren, die Schale- sowie Werkzeugaufnahme nicht modelliert. Der hieraus resultierende Fehler wird aufgrund der geringen Fügezeiten sowie unter der Annahme träger Strukturantworten als gering angenommen.

Für die erste Analyseschleife wurde ein Schweißelement mit konstanter Breite, gefertigt und präpariert entsprechend der in Kapitel 3 dargestellten Erkenntnisse. Aufgrund der großen Fügefläche wurde ein Typ 3 Schweißelement eingesetzt.

In den Randbereichen wurde ein Überstand von 1mm modelliert. Wie experimentell angedacht wurde eine aktive Kühlung mit Stickstoff lokal als Konvektionslast in das Modell integriert.

Schweißelement

Die experimentell sowie analytisch ermittelten Materialparameter des Typ 3 Schweißelementes sind nachfolgend dargestellt:

| | SWE | Standardabweichung |
|---|----------|--------------------|
| Dicke [mm] | 5,03e-1 | 6,6e-2 |
| Spez. Widerstand [Ωm] | 3,577e-5 | 1,67e-6 |
| Dichte [kg/m^3] | 2026,83 | 33,2 |
| E-Modul [N/mm^2] | 22,78e4 | |
| Querkontraktionszahl [-] | 0,3545 | |
| Wärmekapazität [$\text{J}/\text{kg } ^\circ\text{C}$] | 767,1 | |
| Wärmeleitfähigkeit k_{xx} [W/mK] | 0,383 | |
| k_{yy} [W/mK] | 0,232 | |

Tabelle 7 *Eigenschaften des Typ 3 Schweißelementes*

Die Ermittlung des E-Moduls erfolgte über eine mechanische Zugprüfung der Schweißelemente mittels eines Sekantenfittings bei 2000 N. Der spezifische Widerstand wurde über 4-Punkt-Widerstandsmessungen mit einem Mikroohmmeter ermittelt. Die Dichte sowie die Dicke wurden experimentell, die Wärmekapazität sowie die Wärmeleitfähigkeit nach den Mischungsregeln (vgl. Chamis [41]) ermittelt.

Schweißparameter

Untersuchungen an großen, ebenen Proben zeigte, dass eine vorgeschaltete Prüfung des Aufbaus vorteilhaft ist. Durch 2 kurze Strom beaufschlagte Phasen von jeweils 5s können Fehler (bsp. offene Bereiche) visuell erkannt werden (Rauchbildung, Glühen). Zudem homogenisieren sich kritische Bereiche.

Die Prozessparameter wurden entsprechend der Fügefläche auf 63 A hochskaliert. Da bei diesen Stromstärken die Gefahr eines Durchbrennens (vgl. Kapitel 3) steigt, wurde die Energie in 2 Pulsphasen (vgl. Kapitel 2.3.1) eingebracht.

| | Dauer [s] | Strom [A] |
|--------------------------|-----------|-----------|
| Kontrollphase 1 | 5 | 63 |
| Automatische Abschaltung | 2 | 0 |
| Kontrollphase 2 | 5 | 63 |
| Automatische Abschaltung | 2 | 0 |
| Pulsen Phase 1 | 40 | 63 |
| Automatische Abschaltung | 10 | 0 |
| Pulsen Phase 2 | 15 | 63 |

Tabelle 8 *Prozessparameter*

Analyseergebnis

Die Modellierung der aktiven Ablationskühlung reduzierte die auftretenden Temperaturgradienten nur geringfügig. Eine Darstellung der numerisch ermittelten Temperaturverläufe ist in Bild 148 dargestellt. Die Meßpunkte wurden über die Fügefläche in den kritischen Temperaturzonen (heiß / kalt) verteilt.

Es zeigen sich nicht unerhebliche Abweichungen über die gesamte Struktur. In den Bereichen großer Wärmekapazitäten ist eine Verschweißung noch nicht erfolgt, während in den dünneren Flankenbereichen die Degenerationsschwelle erreicht ist.

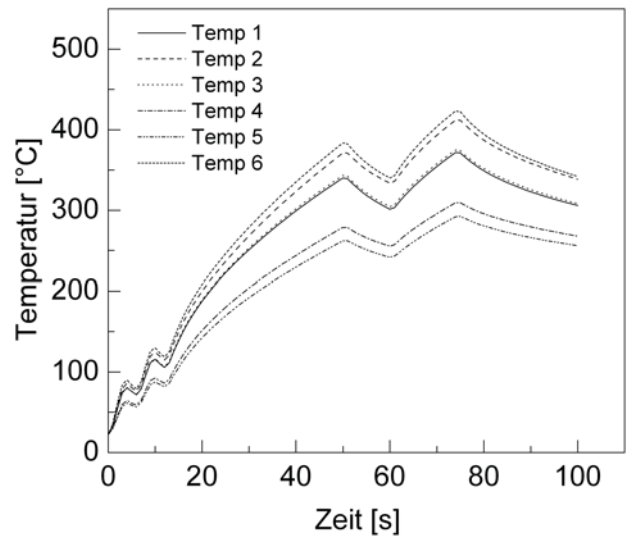


Bild 148 Numerischer Temperaturvergleich

Beispielhaft sind die Temperatureausprägungen nach 70s nachfolgend dargestellt.

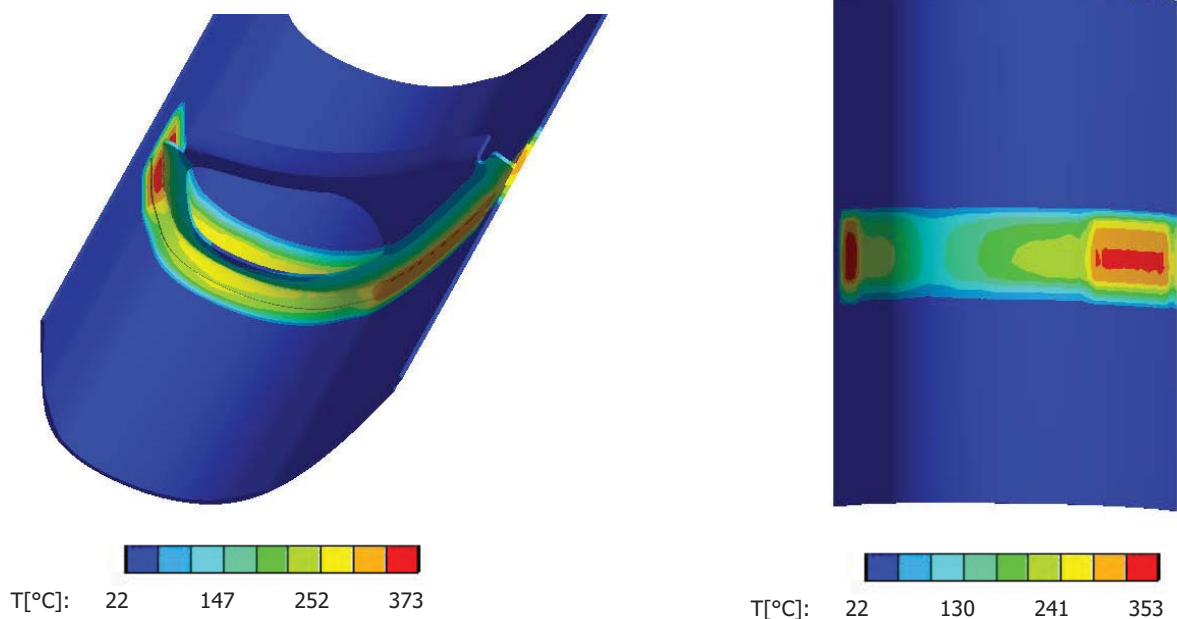


Bild 149 Temperaturverlauf zum Zeitpunkt $t=70s$

In Bild 149 prägen sich zwei Hochtemperaturbereiche aus. Diese sind in den nur knapp 2 mm dünnen Flanken des Slats lokalisiert. Die 6,2 mm starke Nasenregion ist thermisch hingegen nur gering beaufschlagt, was auf die deutlich höhere Wärmekapazität dieses Bereiches zurückzuführen ist.

Um die Temperaturverläufe zu homogenisieren, finden die lokal differierenden Wärmekapazitätsgradienten entsprechend der in Kapitel 5.4 vorgestellten Kompensationsmethodik Eingang in dem Schweißelementdesign.

Die Simulation zeigt in den Nasenbereichen eine maximale Temperatur von 280 °C. Diese Temperatur ist für eine Verschweißung unzureichend. Ursächlich sind die hohen Wärmekapazitäten in dem getaperten Bereich. Um über die gesamte Fügefläche eine homogene Schweißtemperatur zu erzielen wurde die in Kapitel 5.4 entwickelte Methodik der Schweißelementadaption angewandt.

6.2.1 Schweißelementadaption

Die aus *ANSYS* in ein Excelfile extrahierten Daten der Wärmeströme wurden entsprechend ihrer Position und Dimension aufsummiert. Über den vorgestellten Äquivalenzansatz der eingebrachten Leistungsdichte, der parametrisierten Schweißelementbreite und der notwendigen Wärmeströme wurde die Schweißelementbreite approximiert.

Die Reduktion der ermittelten Breitendifferenzen wurde weich modelliert, um Temperaturspitzen aufgrund geometrischer Sprünge zu vermeiden (vgl. Kapitel 5.4). Für die Schweißelementbreite im Bereich des Nasensegmentes wurde so eine Reduktion um 26 % bzw. 10,4 mm errechnet.

Das Volumen des so modellierten Schweißelementes reduzierte sich um 6 % auf 17665 mm³.

Aus der 3D-Krümmung resultierte eine geringfügige Ungleichheit bei der Modellierung der Breitenreduktion. Dies führte zu der leichten Schwankung des Temperaturfeldes.

Ohne Modellierung weiterer thermischer Lasten führte die Geometrieadaption bei 30 A zu der in Bild 150 dargestellten Temperaturverteilung des Schweißelementes.

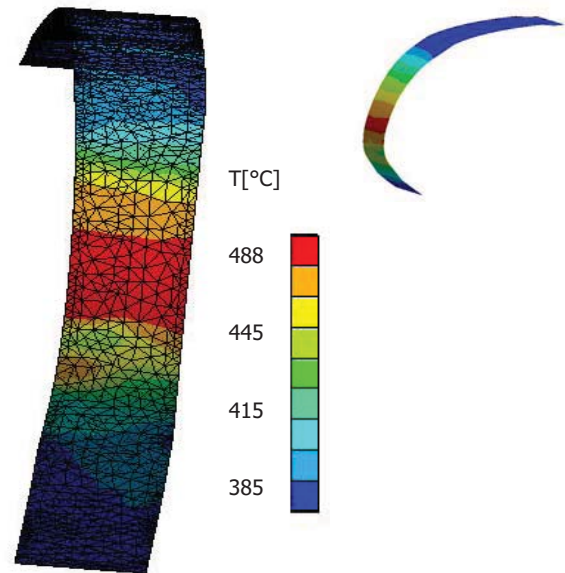


Bild 150 *Optimiertes Schweißelement*

Die Integration des modifizierten Schweißelementes in das Schweißmodell führte zu einer nachhaltigen Homogenisierung der Temperaturverteilung während des Schweißprozesses, wie in nachfolgendem Bild 151 dargestellt ist:

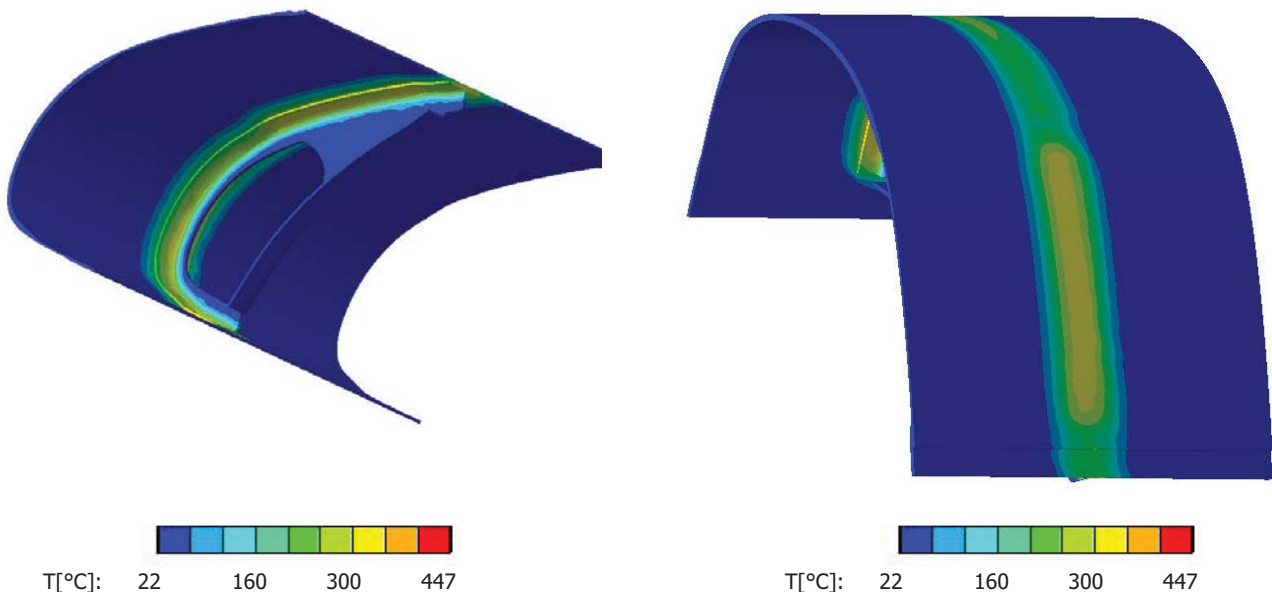


Bild 151 *Temperaturverteilung mit einer Schweißelementadaption zum Zeitpunkt $t=80$ s*

Die Verbesserung der Temperaturexprägung ist durch den Vergleich von Bild 149 und Bild 151 zu erkennen. Die Schweißelementoptimierung führte zu einer homogenen Temperaturverteilung,

sowie einer geringeren Temperaturstreuung. Die Gefahr einer lokalen thermischen Degradation wurde reduziert.

Nachfolgend sind die Temperaturverteilung der zu der Außenschale orientierten Schweißelementfläche sowie die korrespondierenden Temperaturverläufe dargestellt:

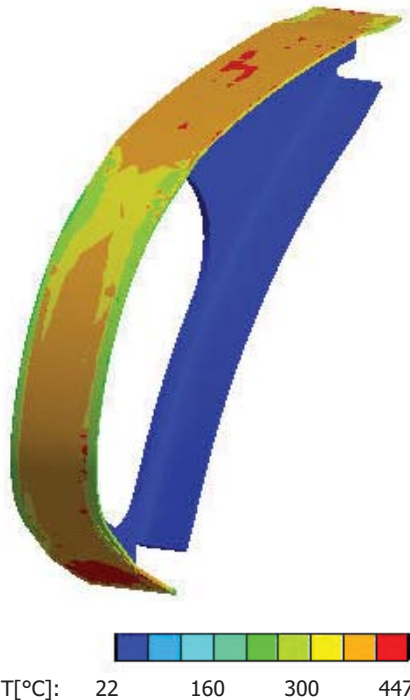


Bild 152 Temperaturverteilung bei 70 s

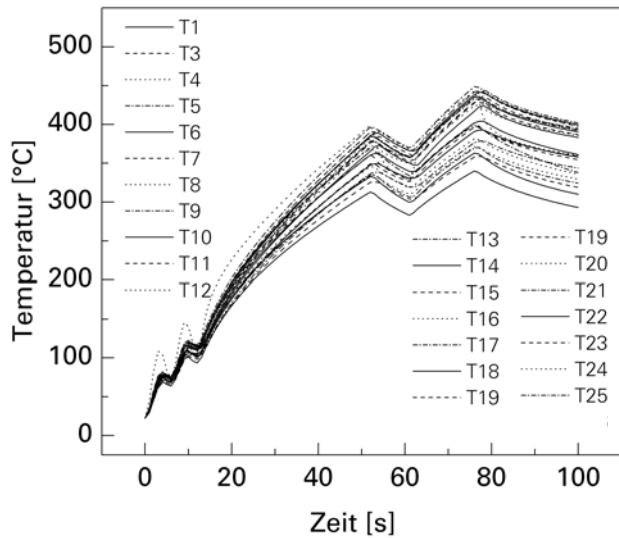


Bild 153 Temperaturverteilung mit einem optimierten Schweißelement mit 55A

Aufgrund der sukzessiven Reduktion der Schweißelementbreite und der vergleichsweise abrupten Taperung ist im Nasenbereich keine homogene Verteilung realisierbar. In dem Übergangsbereich ist eine Temperatureinschnürung auf 355 °C erkennbar (hellgelber Bereich). Alle orange und rot dargestellten Bereiche liegen in dem optimalen Schweißbereich von 380 °C bis 420 °C.

In Bild 152 ist die Geometrie des optimierten Schweißelementes zu erkennen. Die nicht mehr kontaktierten Randbereiche zeichnen sich hellgrün ab. Dies impliziert die Notwendigkeit eines weiteren Designloops des Rippenflansches. Im Rahmen dieser Arbeit und des zugrunde liegenden Projektes wurde darauf verzichtet.

Ohne eine konstruktive Anpassung der Rippengeometrie verbleiben nicht verschweißte Randbereiche. Deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften (beispielsweise aufgrund von Kerbwirkung) ist jedoch nicht Gegenstand dieser Analysen.

Die numerisch und experimentell ermittelten Temperaturen in der Fügezone liegen oberhalb von 355 °C (Schmelzpunkt von PEEK ($T_m=343$ °C)), womit die Verschweißung sichergestellt ist. Die maximale Temperaturabweichung über die gesamte Fläche beträgt 73 °C.

Bei einer angenommenen Mindestschweißtemperatur von 360 °C resultiert eine Verschweißung von 97,6 % des Schweißelementes bzw. 93,1 % des gesamten Flanschbereiches. Bei 343 °C wären 100 % der Schweißelementfläche bzw. 94 % des gesamten Flanschbereiches verschweißt.

6.2.2 Thermomechanische Kopplung

Während des Widerstandsschweißprozesses entstehen aufgrund der thermischen Expansion der Werkstoffe thermomechanische Interaktionen innerhalb der Struktur sowie gegenüber der Vorrichtung bzw. den Werkzeugen. Von Interesse sind in diesem Zusammenhang die Auswirkungen auf die Struktur.

Für den analysierten Kopplungsfall wurden aus der elektro-thermischen Simulation die Wärmeströme ermittelt. Diese Thermallasten wurden in der mechanischen Analyse als Körperlasten aufgebracht.

Die Schalenaufnahme wurde als eine fixierte Lagerung, der Schalenaußenfläche idealisiert. Entlang des Rippenflansches wurde der Schweißdruck von 5 bar idealisiert als Flächenkraft aufgebracht. Der im 90° Winkel gekrümmte Anschlussflansch der Rippe wurde in z-Richtung mit dem Fügedruck des Druckzylinders über der Fläche beaufschlagt. Die solid226,110 sowie solid70 Elemente der thermischen Analyse wurden in der gekoppelten Analyse durch mechanische solid185 Elemente ersetzt.

In der thermo-mechanische Analyse mit dem optimierten Schweißelement wurde zum Zeitpunkt $t=70$ s nachfolgende Gesamtverformung detektiert.

Die stärkste Verformung von 0,35 mm ist im Endbereich der Slatoberkante lokalisiert. Im gesamten Nasenbereich treten im Rippenflansch Verformungen von bis zu 0,25 mm auf.

Das Deformationsverhalten resultiert aus der Geometrie der Druckverteilung des Hauptschweißzylinders in z-Richtung.

Die aus der thermischen Expansion resultierende Spannungsintensität nach von Mises ist nachfolgend dargestellt:

Die größten Spannungen treten erwartungsgemäß im Bereich der Flanken auf. Die Verteilung resultiert aus dem Öffnungswinkel der Slatgeometrie. Da die Schale in x-Richtung fixiert ist, muss die thermische Expansion von der Struktur absorbiert werden. Die Expansionskräfte drücken entgegen des Hauptpneumatikzylinders in y-Richtung, wodurch der Nasenbereich entlastet wird.

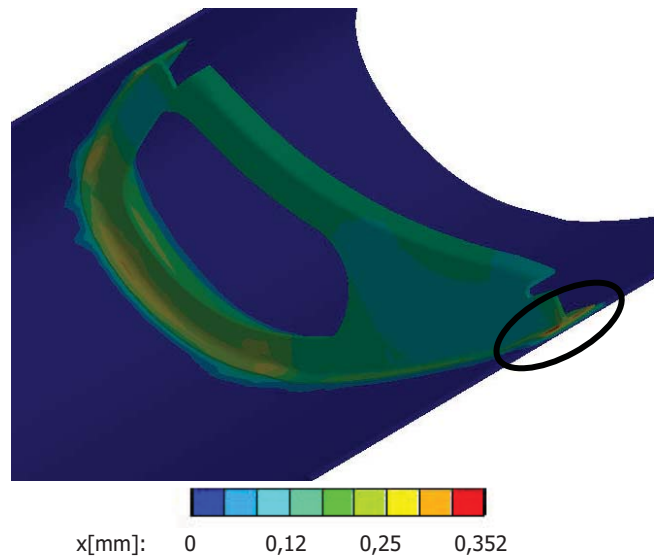


Bild 154 Gesamtverformung der thermomechanischen Kopplung zum Zeitpunkt $t=70$ s bei ca. 430 °

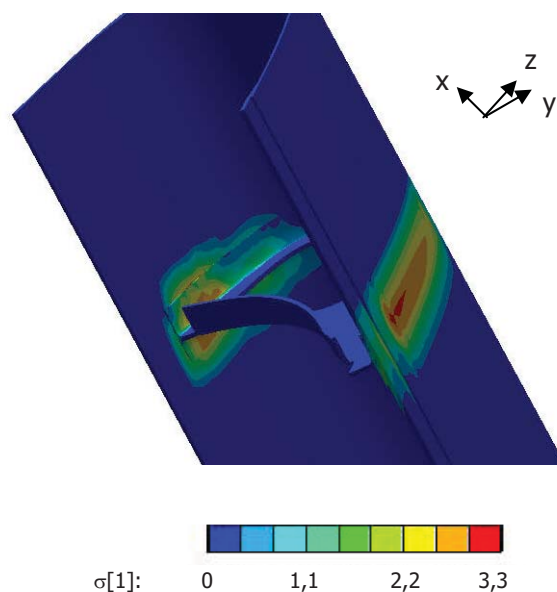


Bild 155 Von Mises Vergleichsspannung zum Zeitpunkt $t=70$ s bei ca. 430 °C

6.2.3 Sensitivitätsanalysen

Bei experimentellen Untersuchungen wurde bei großen Fügedimensionen sowie bei komplexen Schweißgeometrien eine erhöhte Sensitivität des Prozesses gegenüber dem Prozessaufbau sowie der Bauteiltoleranzen festgestellt (vgl. Kapitel 3 & 5).

In experimentellen Versuchen hat sich fertigungsbedingt ein Kontaktpalt ausgebildet, in dem der Fügedruck nicht auf das Schweißelement übertragen werden konnte. Dieser Effekt soll numerisch analysiert und bewertet werden.

Bei großen Fügeflächen sind hohe Stromdichten notwendig, um kurze Prozesszeiten zu erzielen und somit ein Durchwärmen der Struktur zu vermeiden.

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse dieser beiden Einflussfaktoren (Bauteiltoleranz sowie Stromstärke) dargestellt.

Fertigungsbedingte Konturdifferenzen

Der Kontaktpalt entstand aufgrund einer geometrischen Abweichung zwischen den Presswerkzeugen der Rippen sowie der Positivform der Außenschale. Zwischen der Rippenrückstufung und der Aufdickung des Anschlussbereichs verblieb ein Versatz von 40 mm. Nachfolgendes Bild zeigt den nach dem Schweißen verbliebenen Kontaktpalt zwischen Außenschale und Rippe:

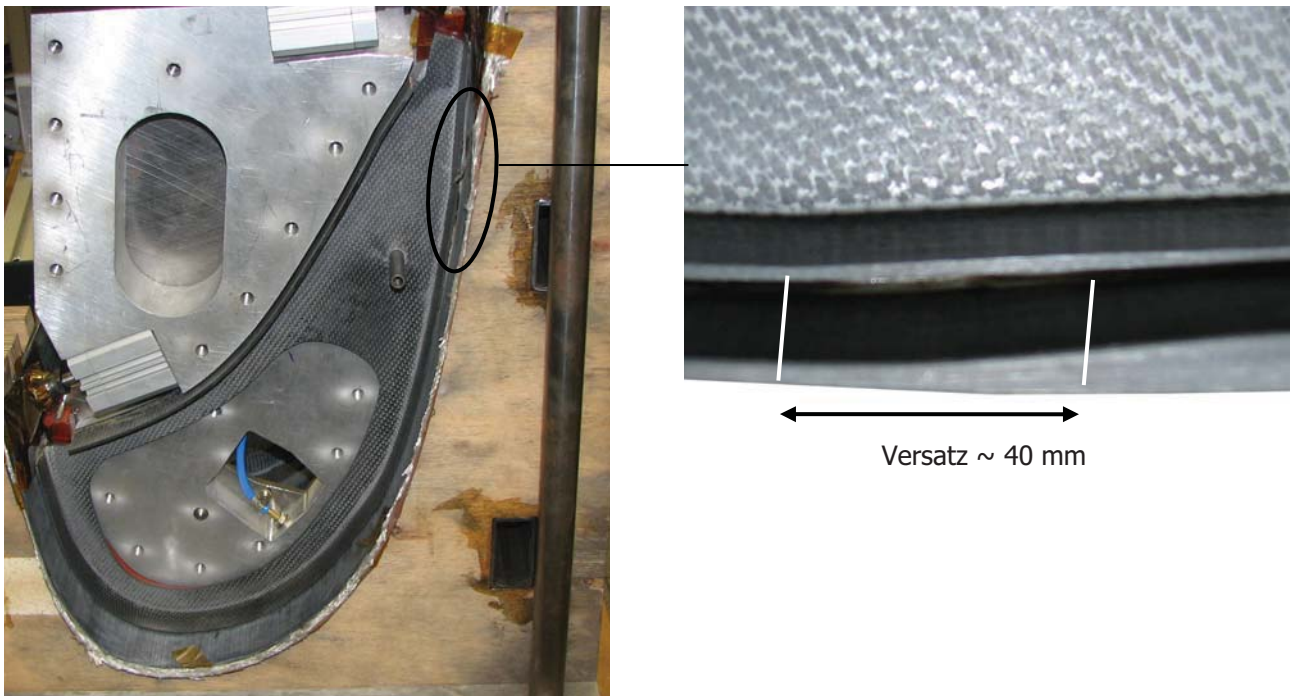


Bild 156 Kontaktpalt aufgrund fertigungstechnischer Differenzen

In diesem Bereich ist aufgrund des fehlenden Körperkontaktes die Wärmeleitung in die Fügeflächen stark eingeschränkt. Die fehlende Wärmeableitung führt zu einer hohen thermischen Belastung dieses Bereiches.

Eine Quantifizierung des realen Kontaktdruckes und der effektiven Kontaktfläche war im Bereich der beschriebenen Konturabweichung während des Prozesses experimentell nicht ermittelbar.

In dem Bereich der hinteren Verstärkung wurde eine Fehlstelle von 40 mm modelliert. In diesem Bereich wurde der Kontaktdruck zwischen der Rippe und dem Schweißelement unterbrochen, was der negativsten Konfiguration entspricht.

Das Simulationsergebnis ist nachfolgend dargestellt:

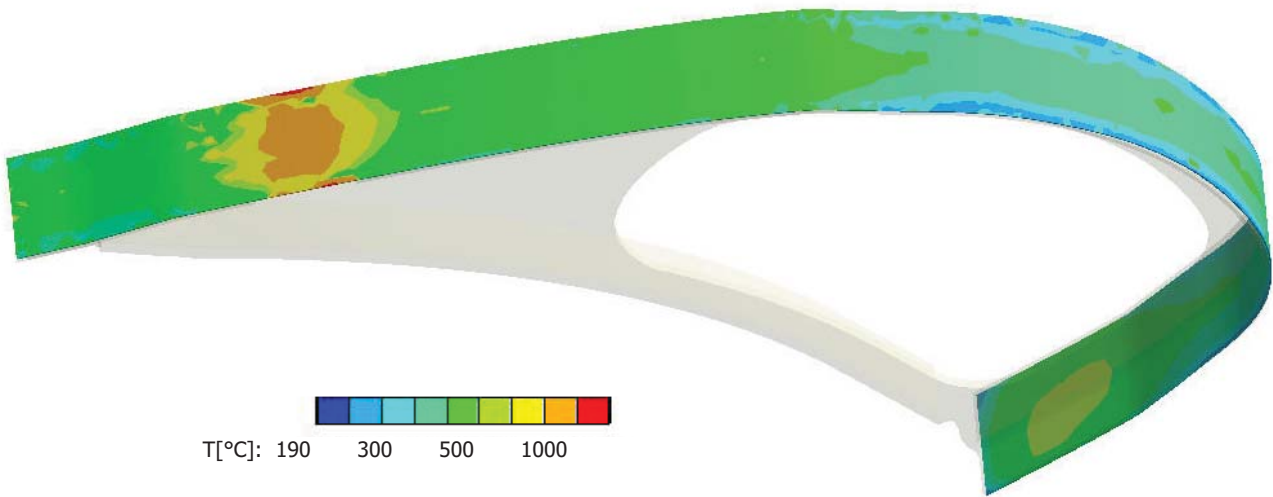


Bild 157 Konturdifferenz / Fehlstelle

Die Analyse zeigt, dass aufgrund der fehlenden Kontaktierung, das Schweißelement lokal überhitzt. Die ermittelten Temperaturen liegen in diesem Bereich über 900 °C, was auf experimenteller Seite zu einer thermischen Degradation des Schweißelementes führen würde. Eine Plastifizierung des Rippenflansches wurde nicht berücksichtigt.

Im experimentellen Verlauf zeigte sich folgende Temperaturentwicklung

Das Thermoelement 2, war in dem kritischen Bereich des Konturspaltes eingebracht. Trotz der aktiven Kühlströmung wies der Temperaturverlauf Temp 2 im zweiten Prozessschritt einen größeren Temperaturgradienten auf. Bei ca. 32 s und 420 °C ist eine abrupte Nivellierung zu erkennen, was auf die Deformation des Rippenflansches in diesem Bereich zurückzuführen ist. Die Deformation führte zu einem physischen Kontakt zwischen Schweißelement, Außenschale und Rippenflansch. Die abrupten Abbrüche der Temperaturverläufe resultieren aus dem Entfernen der Thermoelemente aus der Fügefläche.

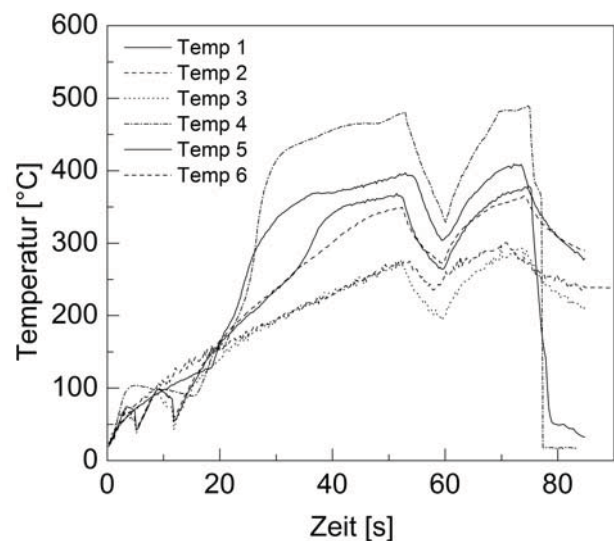


Bild 158 Prozesssensitivität gegenüber Strom auf Bauteilniveau

Solche fertigungs- oder konstruktionsbedingte fehlerhafte Kontaktbereiche sind kritische Prozessfaktoren. Ohne geeignete Maßnahmen können sie zu einem Prozessabbruch führen.

In Serienanwendungen sind diese Fehler zu vermeiden. Auf experimenteller Ebenen lässt sich durch eine aktive Stickstoffanströmung die Ablationsenergie lokal erhöhen und die Gefahr des Schweißelementdurchbrennens verzögern. Die Gefahr eines Prozessabbruchs bleibt bestehen, eine exakte Prozesssteuerung wird durch diesen Effekt erschwert.

Stromstärke

Der Parameter Stromstärke geht quadratisch in den Erwärmungsprozess ein. Die bereits auf Mikro- und Semi-Makroebene detektierte Sensitivität des Widerstandsschweißprozesses gegenüber dem eingepprägten Stromniveau tritt auf Bauteilniveau noch deutlicher hervor.

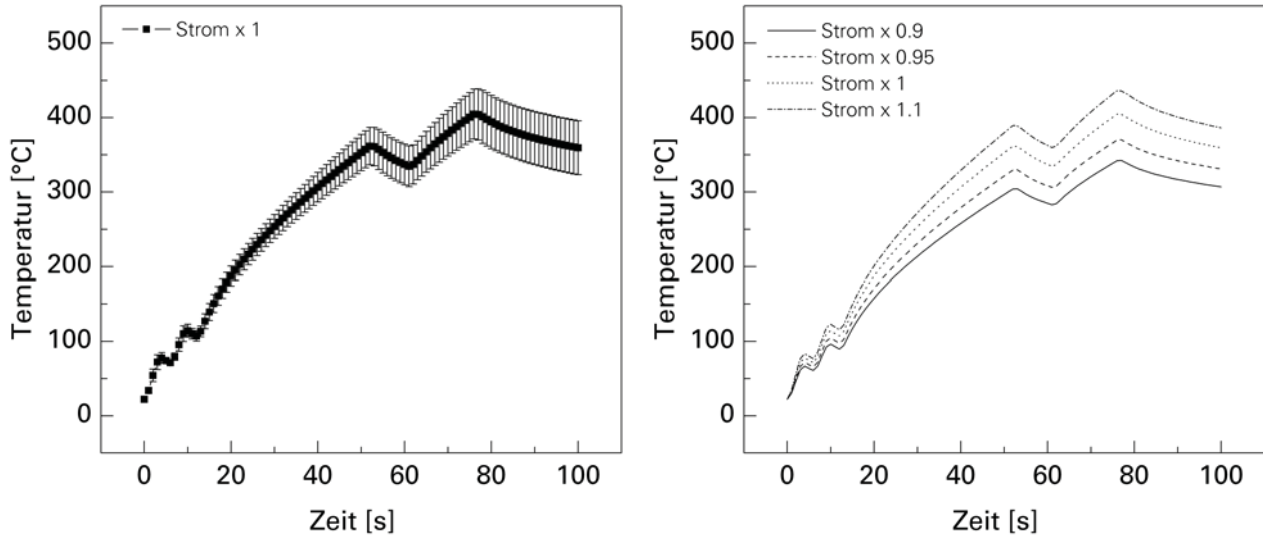


Bild 159 Prozesssensitivität gegenüber Strom auf Bauteilniveau

Eine Varianz der Stromstärke um 5 bzw. 10 %, dies entspricht einer Erhöhung/Dezimierung von ca. 3 A, hat eine Veränderung der Temperaturmittelwertverläufe von ca. 20 °C zur Folge. Über die gesamte Schweißfläche ist eine maximale Varianz von 73 °C zu dem Zeitpunkt $t=72$ s zu detektieren. Aufgrund der lokal stark variierenden Wärmekapazitäten ist am Anfang der Abkühlphase eine verstärkte Auffächerung der Temperaturkennlinien zu beobachten.

Hohe Stromdichten führen zu hohen Energiemengen und somit zu steilen Temperaturverläufen. Negativ wirken sich hohe Stromdichten allerdings auf die Prozessrobustheit aus. Untersuchungen bestätigen, dass es für jede Drahtgitterkonfiguration eine maximale stabile Stromdichte, die sich aber über den Prozess hinweg verändert.

6.3 Experimentelle Versuchsdurchführung

Die numerischen sowie die experimentellen Erkenntnisse der vorangegangenen Kapitel dienen als Grundlage für die experimentelle Versuchsdurchführung.

6.3.1 Experimenteller Schweißaufbau

Der Versuchsaufbau bestand aus dem in Kapitel 6.1 dargestellten Rippenwerkzeug, der Schalenaufnahme sowie der Vorrichtung. Nachfolgendes Bild 160 zeigt den vollständigen Schweißaufbau der Rippenverschweißung des Demonstrators:

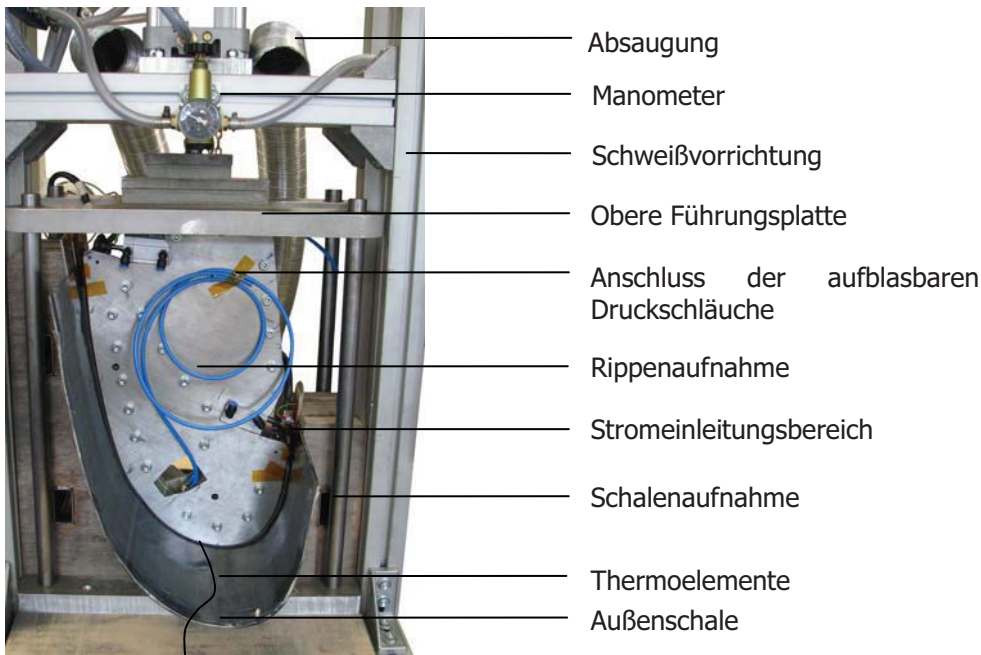


Bild 160 Prozessaufbau für den Widerstandsschweißprozess des Demonstrators

Nach der Fixierung der Rippe in dem Rippenwerkzeug wurde dieses in dem Führungsrahmen der Schalenaufnahme ausgerichtet und mit der oberen Führungsplatte verschraubt. Im geöffneten Zustand wurden die Thermolemente sowie das Schweißelement mit den aufgehefteten PEEK-Folien eingebracht.

Alle Fügeflächen der Außenschale, der Rippe sowie des Schweißelementes wurden in einem vorgelegerten Arbeitsgang gesandstrahlt bzw. mit einem Nassschmirgelleinen mit einer 400er Körnung von den Trennmittelresten befreit und mit Ethylacetat entfettet.

In dem Aufbau wurden 6 Thermolemente entlang des Rippenumfangs an prozessual kritischen Positionen eingebracht. Die Thermolemente wurden innerhalb des ersten Zentimeters zwischen Matrixlage und Außenhaut racht. Ihre ungefähre Position kann Bild 161 entnommen werden.

Aufgrund der Seitenplatten des Rippenwerkzeuges ist eine thermovisuelle Kontrolle der Wärmeverteilung nicht möglich.

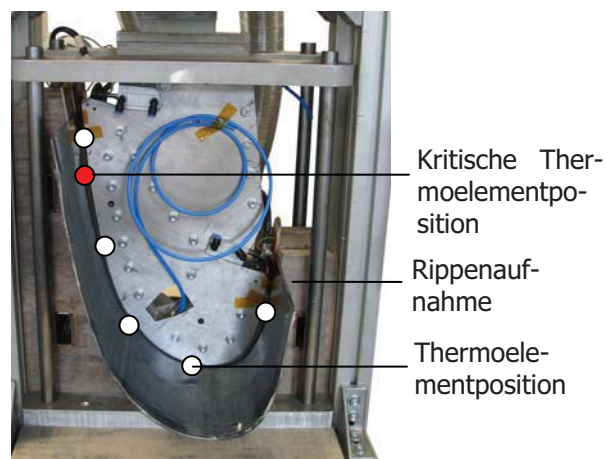


Bild 161 Position der Thermolemente

Stromeinleitungsbereiche

Alle vorangegangenen Untersuchungen zeigten die hohe Sensitivität des Widerstandsschweißprozess gegenüber der Gestaltung der Stromeinleitungsbereiche. Dabei sind insbesondere folgende Faktoren zu berücksichtigen:

- Realisierung eines homogenen Klemmdrucks über integrierte Pneumatikzylinder
- Reduktion der Übergangspaltmaße
- Elektrische Isolierung gegenüber den Komponenten

Die eingeschränkte Zugänglichkeit sowie die seitlich tief herabgezogenen Seitenplatten des Rippenwerkzeuges, die der Einfassung des Pneumatikschlauches dienen, erschwerten die Gestaltung der Stromeinleitungsbereiche sowie die exakte Ausrichtung des Schweißelementes.

Die in dem Rippenwerkzeug versenkten $\phi 50$ mm Pneumatikzylinder mit einem Hub von 40 mm sind aufgrund des geringen Bauraums mit einem negativen Anstellwinkel von 8° zu der Fügefläche orientiert. Dies führte zu einer leichten Öffnung (0,5 mm) des Übergangspaltes bei dem Schließen der Pneumatikzylinder, dessen Auswirkung durch eine Vorspannung sowie tiefer gezogene Isolierungen und zusätzlich Kaptonfolien vorgebeugt wurde.

Eine 1,5 mm dicke Silikonlage aus Fluorsilikon homogenisiert den Klemmdruck. Die elektrische Isolierung gegenüber der Außenschale sowie dem Pneumatikzylinder wurde über 0,5 mm starke Polyimidfolien realisiert.

Der hier dargestellte Aufbau orientiert sich an der in Kapitel 3.2.4 ausführlich dargestellten Systematik. Aufgrund der schlechten Zugänglichkeit erweist sich die Applizierung und Kontrolle schwieriger.

Die Stromeinleitung wurde durch frei bewegliche 2 mm dicke Kupferplatten realisiert, die durch den Klemmdruck fixiert wurden. Dies erlaubte eine flexiblere Gestaltung des Übergangspaltes. Die Kupferplatten wurden mit den Stromleitungen sowie den Spannungsabnehmern verschraubt. Nachfolgende Bilder zeigen einige Schritte bei der Gestaltung der Stromeinleitungsbereiche:

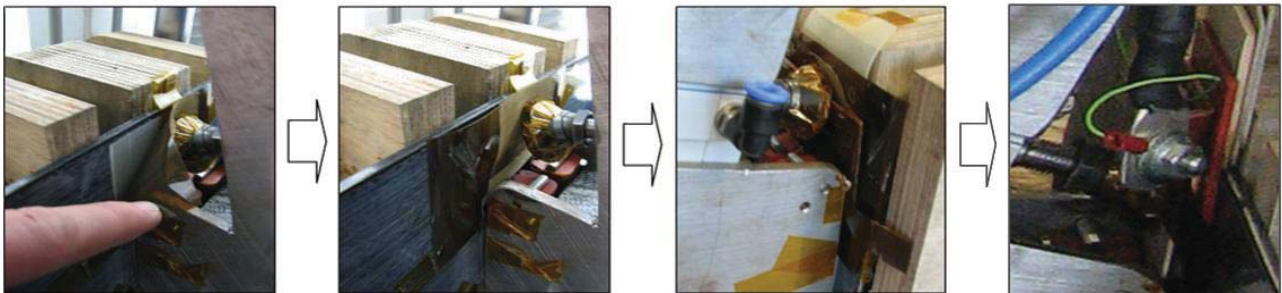
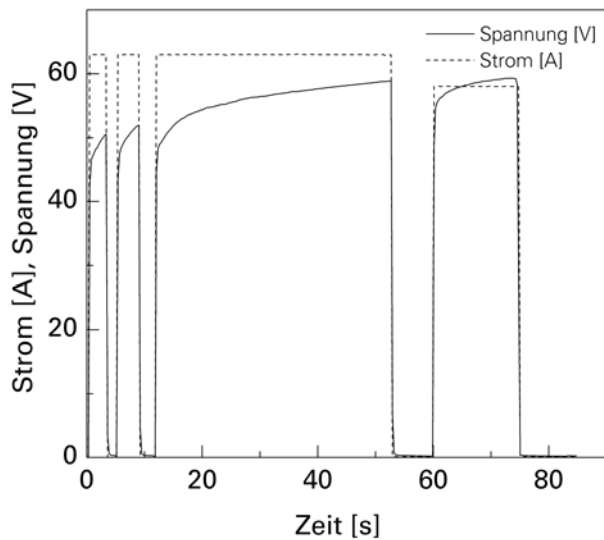


Bild 162 Gestaltung der Stromeinleitungsbereiche

Prozessparameter

Aufgrund des hohen Schweißleistungsbedarfs erfolgt eine Pulsung des Prozessverlaufes. Bei gepulsten Prozessen werden hohe Leistungslevel in kurzen Intervallen in die Struktur eingeleitet. Zwischen den Intervallen nivellieren sich die Temperaturdifferenzen über die Struktur sowohl in Normalen- als auch in tangentialer Richtung. Dies verbessert die Prozessstabilität thermisch kritischer Bereiche.

Dem Prozess gehen zwei kurze Testimpulse voraus. Während dieser Impulse können noch Prozessaufbaufehler lokalisiert und der Prozess ohne eine Schädigung abgebrochen werden.



Die Stromeinspeisung erfolgt ebenfalls gepulst, die Prozessregelung erfolgt Strom geregelt bei 63 A im ersten und 58 A im zweiten Impuls. Die Spannungsbegrenzung ist auf 60 V festgelegt.

Die Stromreduktion wurde aufgrund des Widerstandsanstiegs des Schweißelementes notwendig.

Bild 163 Prozessparameter Strom und Spannung über der Zeit

6.4 Korrelation der experimentellen und numerischen Ergebnisse

Nachfolgend sind die experimentellen und den numerischen Temperaturverläufe gegenübergestellt. Es wurde ein breitenoptimiertes Schweißelement, entsprechend der in Kapitel 5.4 ermittelten Konfiguration eingesetzt. Die Schweißung erfolgte gepulst mit zwei kurzen Testimpulsen.

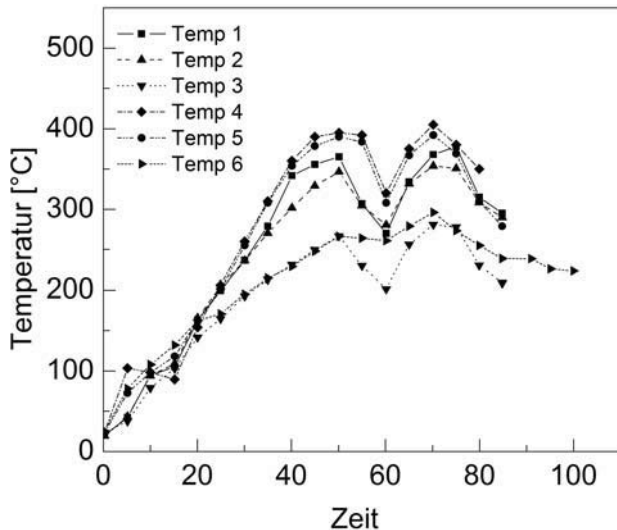


Bild 164 Experimenteller Temperaturverlauf

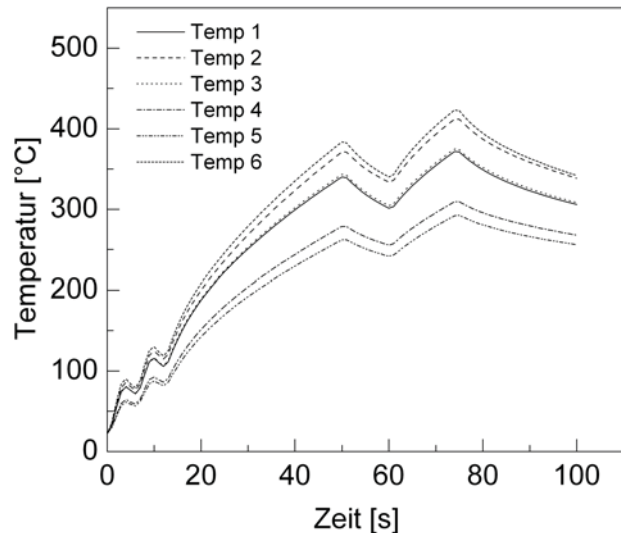


Bild 165 Numerischer Temperaturverlauf

Im Vergleich der experimentellen und numerischen Temperaturverläufe ist im Anfangsbereich ein ähnlicher Temperaturgradient zu erkennen. Im weiteren Verlauf divergieren die Meßpunkte deutlich im Vergleich zu den numerischen Verläufen. Dies ist auf kleinere Kontaktfehler bzw. auf die Rückkopplung des Druckverlaufes aufgrund der Expansion zurückzuführen.

Die Temperaturverläufe der Temperatursensoren Temp 4 und Temp 5 weisen eine Differenz zu Temp 3 von ca. 60 °C bzw. 17 % auf. Die Differenz der Temperaturverläufe resultiert aus den lokal größeren Wärmekapazitäten der Schale im Bereich der Temperatursensoren Temp 4 und Temp 5 im Nasenbereich.

Die meisten Thermoelemente wurden nach der Verschweißung zum Zeitpunkt $t=80s$ aus der Fügezone entfernt, damit diese Bereiche ohne Fremdkörper noch plastifizieren können.

Nach der ersten Pulsung stellt sich im experimentellen Verlauf eine deutliche Einschnürung der Temperaturspitzen ein. Diese Temperaturnivellierung ist deutlicher ausgeprägt als bei dem numerisch ermittelten Verlauf.

Kurz vor dieser Relaxationszeit bilden sich in den Schmelzbereichen $>380^{\circ}C$ kleine Temperaturplateau aus. Dies deutet auf einen größeren Schmelzbereich sowie u.U. auf mögliche Kristallisationseffekte hin.

Es zeigte sich, dass die Temperaturverläufe in dem Nasenradius einen ähnlichen Verlauf mit einer maximalen Abweichung der Ergebnisse von 14 °C haben. Auch in dem Flankenbereich (Temp 3) ist zwischen dem experimentellen und dem numerischen Temperaturverlauf nur eine geringe Abweichung von 21 °C zu detektieren. In den kritischen Bereichen bis zu 34°C. Über den gesamten Temperaturverlauf liegen die Abweichungen damit im Bereich von $\pm 8,5\%$.

Die hohe Konkordanz lässt vermuten, dass das numerische Modell die realen Effekte und Einflussfaktoren sehr gut abbildet.

Bereits kleine Fehler im experimentellen Aufbau oder im Fertigungsprozess können einen deutlichen Impact auf den Fügeprozess haben, wie die Problematik des Konturspalts zeigt (vgl. Kapitel 6.2.3).

Die Fertigung und Präparation der einzelnen Komponenten sind deshalb für den Widerstandsschweißprozess prozesskritische Faktoren.

Nachfolgende Abbildung zeigt den lackierten Funktionsdemonstrator mit 3 eingeschweißten Rippenstrukturen. Der Widerstandsschweißprozess konnte reproduzierbar auf die 3 Fügevorgänge appliziert werden.



Bild 166 Funktionsdemonstrator

6.5 Zusammenfassung

In diesem Kapitel erfolgte die Abstrahierung des Widerstandsschweißprozesses auf eine Bauteilstruktur. Die Struktur (Vorflügel) wurde im Rahmen des *HISYS*-Projektes entwickelt. Die konstruktiven Auslegung hinsichtlich Gewicht, Design und Festigkeitskriterien erfolgte in Kooperation mit *Airbus Deutschland GmbH*, *EADS IW N.V.*, dem *IPF* und *ZIM GmbH*.

Das numerische Modell sowie die numerischen Eingangsgrößen basieren auf den in Kapitel 5 erarbeiteten Erkenntnisse wie beispielsweise der Einfluss der Oberflächenrauheit, Intimate Kontakt und der Übergangsbereiche. Die in Kapitel 5 als kritische identifizierten Übergangsbereiche wurden hochaufgelöst modelliert, die großen Flächen hingegen über ein grobes Netz abgebildet. Die Schweißparameter basieren auf einer analytischen Korrelation über die Fügefläche und wurden über experimentelle Vergleichsschweißungen validiert.

Aufgrund der hohen Stromdichten wurde der Strom diskontinuierlich gepulst eingespeist. Durch das Pulsen nivellieren sich Temperaturspitzen in kritischen Bereichen und die Prozesssicherheit steigt.

Die numerischen Analysen zeigten, dass aufgrund der lokal wechselnden Materialeigenschaften, der Bauteilkonturverläufe und der Kontaktfehlern eine Adaption des Schweißelementes notwendig ist (vgl. Methode in Kapitel 5.4). Die optimale Schweißelementkonfiguration wurde analytisch, basierend auf den numerischen Kenngrößen ermittelt.

Neben der Realisierung eines homogenen Schweißprozesses wurde die thermo-mechanische Interaktion analysiert. Es zeigte sich, dass bei dem Prozessaufbau die größten Spannungen im Flankenbereich lokalisiert sind.

Basierend auf den numerischen Erkenntnissen wurde der Versuch aufgebaut. Zu den Modifikationen zählten die Schweißelementadaption sowie eine aktive Kühlung der kritischen Bereiche. Die Prozessparameter wurden entsprechend der Simulation vorgegeben.

Die numerischen und experimentellen Ergebnisse decken sich mit Toleranzen über den gemessenen punktuellen Verläufen von <10 % in den Maximalwerten.

In der Gesamtbewertung kann herausgestellt werden, dass der Widerstandsschweißprozess experimentell wie numerisch erfolgreich auf eine Bauteilstruktur abstrahiert und appliziert werden konnte. Über die Temperaturverläufe sowie in den Bereichen stabiler Prozessbedingungen wurde eine sehr hohe Übereinstimmung von knapp 92 % erreicht. Dies bestätigt die Qualität des Prozessaufbaus, der Prozessentwicklung und des numerischen Modells.

Die experimentellen Versuchsschweißungen zeigen jedoch, dass es nicht möglich ist, alle Einflussfaktoren in ihrer Ausprägung und Intensität im Vorfeld zu erfassen. Kritische Einflussfaktoren sind beispielsweise Bauteiltoleranzen, Prozessgestaltung und Werkstoffsysteme die bereits frühzeitig experimentell verifiziert werden sollten.

7 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde der Widerstandsschweißprozess von endlos- und kurzkohlenstoff-faserverstärktem PEEK experimentell und numerisch analysiert und weiterentwickelt. Ziel war die Weiterentwicklung des Widerstandsschweißprozesses für eine ingenieurmäßige Applikation. Der Schwerpunkt lag dabei auf den experimentellen Analysen sowie der Aufbau eines vereinfachten Simulationsmodelles für die Analyse des Schweißprozesses auf Bauteilniveau.

Wesentliche Ansatzpunkte für die Weiterentwicklung des Widerstandsschweißprozesses waren die Identifikation, Quantifizierung und Optimierung der prozesskritischen Einflussfaktoren. Durch gezielte Verbesserungen in der Prozessgestaltung und Prozessführung sowie durch eine Schweißelementoptimierung konnten die Einflussfaktoren und ihre Auswirkungen vermieden, reduziert bzw. kontrolliert werden.

Das entwickelte Schweißelement vom Typ 2 zeichnet sich durch eine hohe Prozesssicherheit, -robustheit und -reproduzierbarkeit aus. Es verfügt über einen Träger aus Edelstahlgitter der in einem vorgelagerten Arbeitsschritt mit Glasfasergewebelagen als elektrische Isolierung konsolidiert wird. Durch die Isolierungsapplikation werden die Homogenität der Temperaturverteilung über die Schweißelementfläche und die Gleichmäßigkeit des Temperaturverlaufs verbessert, die als Voraussetzung für den Aufbau eines numerischen Modells und für großflächige Schweißungen gefordert werden.

Die von vielen Autoren als prozesskritisch eingestuften Schweißphänomene, der „Randeffekt“ und der „Kurzschlussstrom“, erforderten neben der Schweißelementoptimierung eine Adaption des Prozessaufbaus im Bereich der Übergangsbereiche. Eine gezielte Optimierung der Gestaltung der Übergangsbereiche in einer Versuchsreihe führte zu einer deutlichen Verbesserung der Prozessstabilität und zu einer Vergrößerung des Prozessfensters. Außerhalb des optimalen Prozessfensters steigt die Sensitivität des Prozesses.

Diese Optimierung ermöglicht innerhalb definierter Parameter eine reproduzierbare Prozesssierung, die als Basis für numerische Modelle erforderlich ist.

Für APC2-APC2 Schweißungen erreichten Festigkeiten von >50 MPa bei einer Toleranz von <5 %. Schweißungen der Materialpaarung 450CA30-APC2 erzielten 47 MPa mit einem Vertrauensbereich von >88 %.

Studien zeigten, dass der Präparation der Oberflächen eine große Bedeutung beigemessen werden muss, da an den Oberflächen verblieben Trennmittelreste zu einer intermolekularen Trennschicht führen können.

Das Kurzfasermaterial 450CA30 zeigte in Fügeversuchen ein expansives viskoplastisches Materialverhalten. Diese Eigenschaft, kombiniert mit einer starken möglichen Plastifizierung in der Schmelzphase eröffnet dieser Materialkombination ein weites Anwendungsgebiet im Bereich des Toleranzausgleichs von Fügungen, lokaler Verstärkungen oder Aufdickungen.

Für das Kurzfasermaterial 450CA30 wurde auf Basis von mikroskopischen Lichtbildaufnahmen der Gefügestruktur eine Methode zur Quantifizierung der Werkstoffeigenschaften entwickelt.

Ausschlaggebend sind dabei die Auflösung der Elementgrößen sowie die differentiellen Faserorientierung und -verteilung.

Daneben wurden die ersten viskoplastischen experimentellen Untersuchungen zu diesem Werkstoff und der Kombination im Widerstandsschweißprozess analysiert.

Jedes experimentell identifizierte Material- und Prozessverhalten, aber auch Ansätze aus der Literatur wurden systematisch in analytischen und numerischen Modellen auf einer mesoskopischen Ebene

aufgebaut, simuliert und bewertet. Das Ziel war, die Abstrahierung jeder Widerstandsschweißprozess relevanten Einflussgröße auf ein makroskopisches Modell für reale Einsatzszenarien. Hierzu zählten beispielsweise die Wärmeverteilung, der Oberflächenkontakt beim Wärmeübergang und die Kristallisationsenthalpie des teilkristallinen Polymers, die Modellierung der Defekte des Stromübergangsbereichs, oder die Berücksichtigung thermomechanischer Interaktionen. Die Simulationen wurden anhand umfangreicher experimenteller Datenbasen justiert und verifiziert. Es gelang, die wesentlichen Effekte zu isolieren und mit einer hohen Übereinstimmung zu den experimentellen Daten in die numerische Modelle zu integrieren.

Im Rahmen der Analysen wurde eine Methode entwickelt, die durch eine gezielte Modifikation der Schweißelemente die lokal variierende Bauteil- bzw. Materialeigenschaften berücksichtigt. Dabei wird die differentielle Strom- und somit Energiedichte über die Fügefläche variiert. Dies ermöglicht eine Reaktion auf die realen, lokal differierende Wärmeströme und somit die Realisierung einer homogenen Schmelzschichtausbildung über die gesamte Schweißfläche.

Alle auf Probenniveau gewonnenen Erkenntnisse wurden auf eine reale Bauteilstruktur, einen Vorflügel, abstrahiert.

In der numerischen Analyse wurde in mehreren Simulationen die optimale Schweißelementkonfiguration sowie optimalen Prozessparameter ermittelt. Die experimentelle Analyse zeigte, dass der Widerstandsschweißprozess auf die prozesskritischen Effekte und Phänomene auf Bauteilniveau sensibler reagiert.

Insbesondere Toleranzen können sich kritisch auf die Prozessstabilität auswirken.

Nach einer Optimierung konnte zwischen dem numerischen und experimentellen Temperaturverläufen eine Streuung von <10% realisiert werden.

Unter Berücksichtigung dieser Erkenntnisse ermöglicht der frühzeitige Einsatz numerischer Methoden eine qualitative und quantitative Bewertung des Widerstandsschweißprozesses.

Bei einer Integration der Prozessnumerik in den Entwicklungsprozess können so frühzeitig Problemstellen identifiziert und Handlungsalternativen initiiert werden. Aus diesen Daten lassen sich Rückschlüsse hinsichtlich des erforderlichen Schweißelementtyps, der Schweißelementkonfiguration, der Prozessparameter und des Prozessaufbaus ziehen.

Die frühzeitige Anwendung ermöglicht eine Reduktion der Entwicklungsschleifen und -kosten, experimentellen Versuche, sowie der notwendigen Hardwaretests.

7.1 Diskussion der Ergebnisse

Die vorliegende Arbeit hat für das strukturelle Verschweißen Kohlenstofffaser verstärkter Hochleistungsthermoplaste weiterführende Erkenntnisse insbesondere hinsichtlich der Verbesserung der Prozessrobustheit und Reproduzierbarkeit geschaffen.

In den Ergebnissen der experimentellen und numerischen Analysen zeigte sich bei einfachen Geometrien eine hohe Übereinstimmung in der Temperaturfeldausprägung. Bei komplexen Bauteilgeometrien stellte sich die experimentelle Gestaltung des realen Prozessaufbaus als ein wesentlicher Einflussfaktor dar.

Das numerische Modell kann ohne größeren Aufwand unter Berücksichtigung der identifizierten Eigenschaften und Parameter auf andere Aufgabenstellungen adaptiert werden. Die Genauigkeit der Simulation hängt jedoch wesentlich von der experimentellen Gestaltung des Aufbaus und der Präparation der Einzelkomponenten sowie deren Fertigungstoleranzbeherrschung ab.

Eine reproduzierbare Prozessbeherrschung erfordert eine exakte Fertigung der Einzelkomponenten, Prozessvorbereitung und Prozessgestaltung.

Das Kurzfasermaterial 450CA30 stellt aufgrund seines viskoplastisch expansiven Materialverhaltens oberhalb des Schmelzpunktes eine interessante Erweiterung des Werkstoffportfolios dar. Bei einer Beherrschung dieses Phänomens lassen sich über den Werkstoff im Fügeprozess Toleranzen gezielt ausgleichen. An dieser Stelle sind weitere Arbeiten notwendig, um die Fertigungshistorie des Mikrogefüges erfassen, bewerten und auf dieser Basis die Materialeigenschaften extrapolieren zu können. Das vorgestellte Verfahren für die Charakterisierung und Modellierung differentieller Elemente kann dabei als Grundlage für weitere Untersuchungen dieses Werkstoffverhaltens dienen.

Aufgrund der mehrphasigen Werkstoffsysteme sind NDT-Methoden nur schwer für FVK Komponenten zu applizieren. Bei Fügeverfahren reduziert die Lage der Schweißung die Datenqualität zusätzlich. Die Interpretation des Antwortsignals ist aufgrund der vielen Interferenzen (geometrische sowie Phasen-Reflexionen) schwierig und unzuverlässig.

CT oder Röntgenverfahren ebenso wie Oberflächenanalyseverfahren wie beispielsweise Thermo-Lockin oder akustische Prüfmethode sind entweder nur für kleine Proben, Oberflächendefekte oder in dem Antwortverhalten nicht behinderte Bauteile (bsp. frei anregbare Platten) geeignet.

Die Parameterqualifizierung stellt aktuell die einzige, industriell anwendbare Prozessqualifizierung für Widerstandsschweißungen dar.

Das Thema Non-Destructive-Testing ist nicht nur für Fügeprozesse, sondern auch für Fertigungsprozesse von höchstem Interesse. Weiterführende Untersuchungen sind für eine erfolgreiche Anwendung von FVKs für strukturelle Komponenten notwendig.

7.2 Ausblick

Faserverstärkte Kunststoffe stellen eine Werkstoffklasse mit hohem Potential für Leichtbau, funktionsintegrativer Fertigung, Medienbeständigkeit und Festigkeit dar. Diese Vorzüge werden auch in Zukunft den Marktanteil von faserverstärkten Kunststoffen wachsen lassen. Neben einer sehr aufwendigen Fertigung sind insbesondere die Thematiken des Fügens sowie der NDT-Qualitätskontrolle noch weitestgehend unbeantwortet.

Das in dieser Arbeit untersuchte thermische Fügen von faserverstärkten Kunststoffen mit einer thermoplastischen Matrix bietet das Potential, sich für einige Bauteilapplikationen zu einer kostengünstigen und qualitativ hochwertigen Alternative zu entwickeln.

Dabei kann das Widerstandsschweißverfahren nicht nur im Fertigungsprozess, sondern auch bei in-field Reparaturaufgaben eingesetzt werden.

Weitere Alternativen bietet die Kombination von duromeren und thermoplastischen Matrixsystemen, die ein lokales Hybridfügen ermöglichen. Dabei werden thermoplastische Inlays beispielsweise bereits in dem Infiltrationsprozess eines Duromersystems eingebracht.

Auch das Potential des Kurzfasermaterials kann durch einen gezielten Einsatz das Fügeportfolio um eine kostengünstige und fertigungskonzeptionell formfreie Variante ergänzen.

Daneben sollte im Bereich der klassischen Hybridsysteme von FVK und metallischen Werkstoffen intensive Forschungsarbeit betrieben werden. Die Kombination beider Werkstoffklassen ermöglicht je nach Bauteilanforderung den Einsatz des jeweils optimalen Werkstoffes und erschließt damit das wirkliche Potential beider Werkstoffsysteme.

FVK sind eine wertvolle Ergänzung des Werkstoffportfolios nicht nur in der Luftfahrtindustrie, die insbesondere für Leichtbauanwendungen einen großen Markt haben. Der Widerstandsschweißprozess ist dabei eine robuste Füge-technologie, deren Potenzial noch nicht vollständig erschlossen ist.

Anhang A – Homogenisierung

Für eine Homogenisierung lassen sich unterschiedliche analytische Methoden beispielsweise nach Halpin-Tsai, Voigt, Reuss, Mori-Tanaka, Springer oder Chamis auf die charakteristischen Materialparameter wie E-Modul, Wärmekapazität oder -leitung anwenden [41-45].

Für linear elastische Werkstoffe gilt das *Hooke'sche* Gesetz. Bei mehrphasigen Werkstoffen (Werkstoff a und b) spiegelt die makroskopische Materialformulierung die Kombination in einem effektiven E-Modul E^* wieder.

Wobei E^* sich aus einem funktionalen Zusammenhang der mikrostrukturellen Interaktion definiert. Eine Homogenisierungsmethode dient der Anpassung der Mehrphasigkeit, die sich mit den Gewichtungsfaktoren v_i (bsp. Volumenprozent) aus folgendem Zusammenhang errechnet [41, 45, 71, 113]:

$$E^* \varepsilon_{macro} = E_b \varepsilon_{macro} + v_a (E_a - E_b) \bar{\varepsilon}_a(\varepsilon_{macro}) \quad (A.1)$$

Für die *Voigt Approximation* gilt $\varepsilon_a = \varepsilon_{macro}$ woraus sich

$$E^*_{Voigt} = v_a E_a + v_b E_b \quad (A.2)$$

ergibt. Für die *Reuss-Approximation* gilt

$$E^*_{Reuss} = (v_a E_a^{-1} + v_b E_b^{-1})^{-1} \quad (A.3)$$

Daneben existieren weitere Homogenisierungsmethoden beispielsweise *Mori-Tanaka (MT)*, *Double Inclusion*, das *Differentialschema* oder die *Selbstkonsistenz-Methode*.

$$E^*_{MT} = E_b + v_a (E_a - E_b) \frac{1}{1 + \frac{S}{E_b} (E_a - 1)} \left(v_a \frac{1}{1 + \frac{S}{E_b} (E_a - 1)} + v_b \right)^{-1} \quad (A.4)$$

Anhang B - Grundgleichungen der Kontinuumsmechanik

In der Kontinuumsmechanik versteht man unter einem materiellen Körper B eine Menge von materiellen Punkten $P \in B$ mit dem Rand dB , die zu jedem Zeitpunkt t eindeutig und umkehrbar, also bijektiv auf Bereiche des dreidimensionalen euklidischen Raumes Ω^3 abgebildet werden können.

Kinematik

Die räumlichen und zeitlichen Beziehungen, die ein Körper in einer kontinuierlichen Bewegung im Euklidischen Raum zurücklegt, zu beschreiben, ist Gegenstand der Kinematik.

In Abhängigkeit eines gewählten Ursprungs in Ω^3 kann jeder materielle Punkt von B durch den Ortsvektor X identifiziert werden. Eine Abbildung $X(P)$ eines Punktes P des materiellen Körpers B in die Momentankonfiguration lautet:

$$\chi: \begin{cases} B \rightarrow B \in R^3 \\ P \rightarrow x = X(P) \end{cases} \quad (\text{B.1})$$

Die von der Zeit t abhängige Bewegung eines materiellen Körpers kann als kontinuierliche Folge von Konfigurationsmodifikationen der Abbildungen des Punktes P aufgefasst werden.

Für Aussagen bezüglich der relativen Bewegung des Körpers wird auf eine zeitunabhängige Konfiguration, die so genannte Referenzkonfiguration zurückgegriffen. Dabei wird mit Hilfe des Homöomorphismus (topologische Abbildung) als Kontribut einer bijektiven (=invertierbaren), stetigen Abbildung jedem Teilchen P des materiellen Körpers B ein initialer Ortsvektor x_0 zugeordnet:

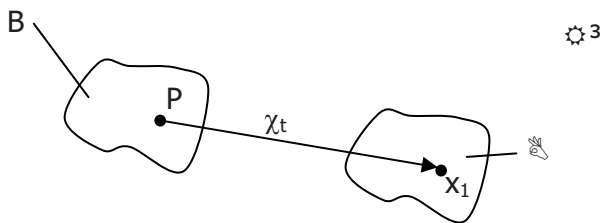


Bild 167 Weg eines materiellen Körpers B im R^3

Eine Bewegung des materiellen Körpers B ist eine mit der Zeit t parametrisierte einparametrische Schar von Konfigurationen. Durch Differentiation der Bewegung charakterisiert sich der Deformationsgradient zu

$$F(X, t) = \frac{\partial x(X, t)}{\partial X} \quad (\text{B.2})$$

Temperatur

Die (momentane) Temperatur des Körpers B kann durch

$$(P, t) \longrightarrow \Theta(P, t) \quad (\text{B.3})$$

abgebildet werden. Ausgedrückt in der räumlichen Darstellung ergibt sich so das Temperaturfeld zu:

$$\bar{\Theta}(\underline{x}, t) := \Theta(X^{-1}(\underline{x}, t), t) \quad (\text{B.4})$$

Masse, Energie, Entropie

Die Masse eines Körpers definiert sich nach der Darstellung

$$m(B) := \int_{R[B]} \rho_R dV = \int_{X[B,t]} \rho dV = \int_B dm \quad (\text{B.5})$$

Wobei die auf B definierten Funktionen ρ_R bzw. ρ Massendichte bzw. Massenverteilung im Körper in der Bezugs- bzw. Momentankonfiguration heißen. Es gilt das Prinzip der Erhaltung der Masse in der Kontinuitätsgleichung:

$$\dot{\rho} + \rho \operatorname{div} x(x, t) = 0 \quad (\text{B.6})$$

Der Funktionswert $E(B, t)$ der inneren Energie eines Körpers zur Zeit t lässt sich demnach durch folgende Formel ausdrücken:

$$E(B, t) := \int_B \varepsilon dm \quad (\text{B.7})$$

Analog definiert sich die Entropie $S(B, t)$ eines Körpers

$$S(B, t) := \int_B \eta dm \quad (\text{B.8})$$

Somit ergibt sich aus der inneren Energie, der Entropie und der Temperatur die spezifische freie Energie Ψ zu

$$\Psi(P, t) := \varepsilon(P, t) - \Theta(P, t)\eta(P, t) \quad (\text{B.9})$$

Kraft, Wärme

Die Kraft F , die auf einen materiellen Körper B zur Zeit t von außen einwirkt, ist objektiv. Sie setzt sich zusammen aus der Volumenkraft und der Oberflächenkraft:

$$\underline{f}_b(B, t) := \int_B \underline{b} dm + \int_{\partial R[B]} \underline{t}_R(\underline{X}, t) dA \quad (\text{B.10})$$

Neben mechanischen Kräften kann auch Wärme als äußere Kraft auf den Körper einwirken. Auch sie setzt sich aus der volumenverteilten Wärmezufuhr und der oberflächenverteilten Wärmezufuhr zusammen:

$$Q_b(B, t) := \int_B r dm + \int_{\partial R[B]} q_R dA \quad (\text{B.11})$$

Der Integrand q heißt Wärmefluss, bezogen auf das materielle Flächenelement in der Momentan- bzw. Bezugsconfiguration.

Die Begriffe Temperatur, Masse, Energie, Entropie und Wärme sind objektive Kenngrößen und als solche von der Wahl des Bezugssystems unabhängig.

Die Definitionen der Begriffe Bewegung, Kraft, Energie und Wärme werden durch die Bilanzgleichungen der *Eulerschen* Gleichung, also dem Impulssatz und dem Momentensatz sowie dem 1. Hauptsatz der Thermodynamik, also dem Energiesatz, vervollständigt.

Thermische Grundgleichungen

Für einen infinitesimal kleinen Körper gilt der erste Hauptsatz der Thermodynamik, der besagt, dass die lokale Änderung der Wärmeflussdichte gleich der substantiellen Änderung der Enthalpie mit der Zeit ist [6, 53]:

$$-\nabla \cdot \underline{q} = \rho c_p \frac{D\vartheta}{Dt}, \quad \frac{dU}{dt} = \rho \int_v c(\vartheta) \frac{d\vartheta}{dt} dV \quad (\text{B.12})$$

Unberührt bleibt bei dieser Formulierung die Art der Wärmeübertragung, die nach den Mechanismen der Konduktion, Konvektion sowie Strahlung differenziert wird [135, 136].

Wärmeleitung wird in der Physik als der Wärmefluss in einem Kontinuum in Folge eines Temperaturunterschiedes verstanden. Nach *Fourier* kann der Temperaturgradient für die Wärmeleitung in einem Material über den Zusammenhang der vektoriellen Wärmestromdichten und der Wärmeleitfähigkeit eindeutig ermittelt werden:

$$\mathbf{q} = - \begin{bmatrix} \lambda_x & 0 & 0 \\ 0 & \lambda_y & 0 \\ 0 & 0 & \lambda_z \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} \\ \frac{\partial}{\partial y} \\ \frac{\partial}{\partial z} \end{bmatrix} T = -\lambda \nabla T \quad (\text{B.13})$$

Darin ist \mathbf{q} der Vektor der übertragenden Wärmestromdichten, ∇ der Gradientenvektor und λ die diagonal besetzte Wärmeleitfähigkeitsmatrix bezüglich der Hauptachsen.

Konduktion

Konduktion beschreibt die Wärmeübertragung in einem Kontinuum. Die Wärmeleistung dQ ergibt sich für einen festen Körper mit zwei parallelen Wandflächen zu:

$$dQ = \frac{\lambda}{d} A (T_{w1} - T_{w2}) \quad (\text{B.14})$$

Mit der Fläche A , dem Wärmeleitfähigkeitskoeffizienten λ und der Wanddicke d , sowie den Wandtemperaturen an der Stelle T_{w1} und T_{w2} .

Konvektion

Konvektion ist eine Wärmeübertragung zwischen einem Festkörper und einem Gas oder einem Fluid. Entsprechend muss zusätzlich zu der *Fourier'schen* Differentialgleichung die Strömung des Fluids und der Enthalpietransport berücksichtigt werden. Freie Konvektion tritt an den Grenzflächen zwischen dem Bauteil und dem umgebenden Medium auf.

Diese ist zudem in die horizontale und vertikale Konvektion zu unterscheiden, da bei vertikalen Oberflächen eine Strömung allein durch die Thermik der Wärmeübertragung selbst eintritt [136].

Vertikale Konvektion

Durch die Wärmeübertragung und Thermalexpansion werden die thermisch beaufschlagten Fluidteilchen in der Nähe der Wand spezifisch leichter. Moleküle im direkten Oberflächenkontakt mit der Wand bleiben haften, Moleküle außerhalb des thermischen Einflussbereiches weisen ebenfalls keine Geschwindigkeit auf.

Es bildet sich das nachfolgend qualitativ dargestellte, typische Geschwindigkeits- (v) und Temperaturprofil (T) für eine freie Konvektionsströmung aus [52]:

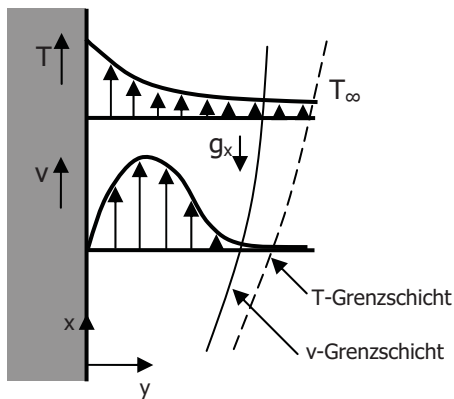


Bild 168 Temperatur- & Geschwindigkeitsgrenzschichten an einer vertikalen Oberfläche nach Kneer [137]

Strahlung

Wärmestrahlung beschreibt eine elektromagnetische Emission von Strahlung in Lichtgeschwindigkeit und ist dabei an keinen materiellen Träger gebunden. Jeder Körper strahlt entsprechend seiner auf die Wellenlänge λ^* bezogenen, spektralen Strahlungsintensität ($I=f(\lambda^*, T)$) in Abhängigkeit der Temperatur ein Spektrum verschiedener Wellenlängen aus. Die Wellenlänge der Wärmestrahlung liegt im Bereich der Infrarotstrahlung zwischen 10^{-6} nm und 10^{-3} nm.

Die Abstrahlung an einer Oberfläche wird durch die Randbedingung in Gleichung (B.15) beschrieben, in der σ die *Stefan-Boltzmann-Konstante* und ε den Emissionsgrad der Oberfläche darstellen:

$$q_n = \sigma_B \varepsilon (T_w^4 - T_u^4) \quad (\text{B.15})$$

Die emittierte Strahlung eines Körpers kann von anderen Medien beeinflusst werden. Dabei kann die Strahlung absorbiert, emittiert oder reflektiert werden.

Anhang C - Lösung des Wärmeübertragungsproblems in FEM

Um die Finite-Elemente-Lösung für die Wärmeübertragung zu erhalten, wird Gleichung C.1 nach dem Prinzip der virtuellen Temperaturen mit einer beliebig gewählten Temperaturverteilung T gewichtet und über den Lösungsraum Ω integriert [50]:

$$\int_{\Omega} \left(\frac{\partial q_x}{\partial x} + \frac{\partial q_y}{\partial y} + \frac{\partial q_z}{\partial z} - Q_B + \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \right) T d\Omega = 0 \quad (\text{C.1})$$

Durch Umformung und Transformation des *Gauss'schen Integralsatzes* in ein Flächenintegral nach [138] lässt sich die Gleichung umformen zu:

$$\int_{\Omega} \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \bar{T} d\Omega - \int_{\Omega} q \nabla \bar{T} d\Omega = \int_{\Omega} Q_B \bar{T} d\Omega + \int_{S_q} \left(\lambda_n \frac{\partial T}{\partial n} \right) \bar{T} dS \quad (\text{C.2})$$

$\underbrace{\hspace{10em}}_{=q_n}$

In einem durch Finite-Elemente diskretisierten Körper ergibt sich für jedes Element m ein Zusammenhang zwischen dem Vektor der Knotenpunkttemperaturen T und den Ansatzfunktionen N , sowie zwischen den Temperaturen T und der Gradienten der Ansatzfunktionen B zu [50]:

$$\begin{aligned} \bar{T}_m &= NT \\ \nabla \bar{T}_m &= BT \\ \dot{\bar{T}}_m &= N\dot{T} \end{aligned} \quad (\text{C.3})$$

Werden die Beziehungen aus (C.3) in Gleichung (C.2), unter Berücksichtigung der Randbedingungen über die Flächen S_1 bis S_3 eingesetzt, so ergeben sich die FE-Gleichungen für die Wärmeübertragungsberechnung in folgender Form:

$$\begin{aligned} \underbrace{\int_{\Omega} \rho c N^T N d\Omega}_{\mathbf{C}_c} \dot{T} + \underbrace{\int_{\Omega} \lambda B^T B d\Omega}_{\mathbf{K}_c} T + \underbrace{\int_{S_2} h N^T N dS}_{\mathbf{K}_h} T = \\ \underbrace{\int_{\Omega} Q_B N^T d\Omega}_{\mathbf{Q}_b} - \underbrace{\int_{S_1} q_n N^T dS}_{\mathbf{Q}_n} + \underbrace{\int_{S_2} h T_e N^T dS}_{\mathbf{Q}_f} - \underbrace{\int_{S_2} \sigma \varepsilon (T_w^4 - T_u^4) N^T dS}_{\mathbf{Q}_r} \end{aligned} \quad (\text{C.4})$$

Ausgedrückt in Matrixform stellt sich die Gleichung (C.4) dar zu:

$$\mathbf{C}_c \dot{T} + (\mathbf{K}_c + \mathbf{K}_h) T = \mathbf{Q}_b - \mathbf{Q}_n + \mathbf{Q}_f - \mathbf{Q}_r \quad (\text{C.5})$$

\mathbf{C}_c ist die Wärmekapazitätsmatrix, \mathbf{K}_c die Leitfähigkeitsmatrix, \mathbf{K}_h die Konvektionsmatrix. Die Vektoren \mathbf{Q}_b und \mathbf{Q}_n beinhalten die Elementwärmeströme, die auf den Oberflächen eingebracht werden bzw. aus inneren Wärmequellen hervorgehen. Der Vektor \mathbf{Q}_f enthält den konvektiven Anteil bezüglich der bekannten Temperaturen und die emittierte Strahlung wird im Vektor \mathbf{Q}_r berücksichtigt.

Die Verwendung temperaturabhängiger Materialeigenschaften führt zu nicht-linearisierten Gleichungen, die iterativ gelöst werden müssen; stationäre Zustände führen hingegen zu einer Vereinfachung der Gleichung.

Lösung des mechanischen Gleichungssystems in Finite-Elemente

Die Ermittlung der mechanischen FEM-Lösung basiert auf der Grundlage des „Prinzips der virtuellen Verschiebung“. Ein sich im Gleichgewicht befindlicher Körper wird einer infinitesimalen virtuellen Verschiebung unterworfen, wobei die gesamte virtuelle innere Arbeit W_i gleich der gesamten äußeren virtuellen Arbeit W_a entsprechen muss [139]:

$$W_i = W_a \quad (C.6)$$

Mit der inneren Arbeit W_i als Produkt der realen Spannungen mit den virtuellen Verzerrungen $\bar{\varepsilon}$ sowie der äußeren Arbeit W_a als Produkt der realen äußeren Kräfte F und den virtuellen Verschiebungen \bar{u} erhält man:

$$\underbrace{\int_{\Omega} \sigma^T \bar{\varepsilon} d\Omega}_{A_i} = \underbrace{\int_S f_s^T \bar{u}^S dS + \int_{\Omega} f_{\Omega}^T \bar{u} d\Omega + F^T \bar{u}}_{A_a} \quad (C.7)$$

Die Verschiebung eines Elementes wird dabei als Funktion der Verschiebung in den Knoten des Elementes angenommen. Danach ergibt sich für jedes Element:

$$u(x, y, z) = \begin{bmatrix} u(x, y, z) \\ v(x, y, z) \\ w(x, y, z) \end{bmatrix} = N(x, y, z)U \quad (C.8)$$

Analog lässt sich eine Beziehung für die Verschiebungen auf der Elementoberfläche \bar{u}^S annehmen. Die entsprechenden Zusammenhänge für die Elementverzerrungen ε können ermittelt werden aus:

$$\varepsilon(x, y, z) = B(x, y, z)U \quad (C.9)$$

Wobei B die Verzerrungs-/ Verschiebungsmatrix kennzeichnet, deren Zeilen durch Differenzieren und Kombinieren der Zeilen der N Matrix entstehen [139]. Durch Einsetzen der Beziehung (C.9) und (C.8) sowie des *Hook'schen Gesetzes* in Gleichung (C.7) ergibt sich:

$$\underbrace{\int_{\Omega} B^T E B d\Omega}_{K} = \underbrace{\int_S N^T f_s dS}_{F_s} + \underbrace{\int_{\Omega} N^T f_{\Omega} d\Omega}_{F_v} + \underbrace{\int_{\Omega} B^T E \alpha \Delta T d\Omega}_{F_T} + F_C \quad (C.10)$$

In den Lastanteilen enthalten F_s die Oberflächenlasten, F_v die Volumenkräfte, F_T die Temperaturspannungen und F_C die Einzellasten in den Knoten.

Anhang D - Kristallisationsmodelle

Für teilkristalline Thermoplaste existiert eine Vielzahl unterschiedlicher Kristallisationsmodelle. Das Modell von Ozawa [95] basiert auf einer Erweiterung der *Avrami*-Gleichung für nicht-isotherme Prozesse. Die *Avrami*-Gleichung beschreibt die Phasenveränderung als eine temperaturgetriebene Entwicklung. Die Kristallisation nimmt dabei einen typischen S-Kurven-Verlauf an, der zu Anfang und zu Ende eine langsame Phasenänderungsrate impliziert. Das Modell beschreibt die kristalline Nukleotidenbildung sowie das Kristallwachstum. Die relative Kristallinität cr_r ist als eine Funktion der Temperatur und Abkühlrate ausgedrückt:

$$\log[-\ln(1 - cr_r)] = \log \Phi(T) + n \log\left(\frac{dT}{dt}\right) \quad (D.1)$$

Die Parameter $\phi(T)$ und n müssen aus experimentellen Kristallinitätsmessungen ermittelt werden. Da das Modell die Temperatur der Schmelze nicht berücksichtigt, wird davon ausgegangen, dass dieser Ansatz keine vollständige Beschreibung der Kristallisationskinetik liefert.

Velisaris und Seferis [89] entwickelten ein Kristallisationsmodell, das die zwei Kristallisationsmechanismen Nukleotidenbildung und Wachstum in Form von zwei zueinander gewichteten *Avrami*-Gleichungen berücksichtigt:

$$cr_p = \frac{w_1 F_{vc1} + w_2 F_{vc2}}{c_\infty} \quad (D.2)$$

Mit den Gewichtungsfaktoren $w_1 + w_2 = 1$, dem Gleichgewichtsvolumenanteil der Kristallinität und mit $i=1$ bzw. 2 ergibt sich

$$F_{vci} = 1 - \exp\left[-C_{1i} \int_0^t T \exp\left\{-\left[\frac{C_{2i}}{T - T_g + 51,6} + \frac{C_{3i}}{T(T_{mi} - T)^2}\right]\right\} n_i t^{(n_i-1)} dt\right] \quad (D.3)$$

Die Faktoren C_{11} und C_{12} sind pre-exponentiale Faktoren, C_{21} und C_{22} sind empirische Parameter, die mit der Temperaturabhängigkeit der Viskosität korreliert sind. C_{31} und C_{32} sind empirisch korrelierte Parameter der freien Enthalpie der Nukleotidenbildung.

Choe und Lee [97] entwickelten ein Modell der Phasenübergangskinetik mit einer Wachstumsstoßrate auf Basis der *Tobin*-Formulierung, das in Kapitel 2.3.2.5 dargestellt wurde.

Ein weiteres Modell auf Basis der *Avrami*-Ungleichung wurde von Icenogle [100] vorgestellt. Dieses Modell beschreibt eine inkonstante, heterogene Nukleotidenbildung, gefolgt von einem sphärolitischem Wachstum. Die nicht-isothermische Formulierung lautet

$$cr_r = 1 - \exp\left(-\frac{4}{3} \pi G^3 M t^3\right) \quad (D.4)$$

Dabei entspricht M der temperaturabhängigen Nukleotidendichte und G der sphärolitischen Wachstumsrate, die sich als Funktion der Temperatur ergibt zu:

$$G = \begin{cases} 0 & (T \leq T_g C_2) \\ G_0 \exp\left[-\frac{C_2 C_2}{C_2 + T - T_g}\right] \exp\left[\frac{-C_3}{T(T_m^0 - T)}\right] & (T_g - C_2 < T < T_m^0) \\ 0 & (T \geq T_m^0) \end{cases} \quad (D.5)$$

G_0 , C_1 , C_2 und C_3 sind experimentell korrelierte Parameter, die die Wachstumsrate beschreiben.

Weitere Modelle wurden u.a. von Maffezzoli [99] oder auch von Hammami vorgestellt.

Anhang E – Oberflächenspannung

Ein wichtiger Parameter für die Adhäsion und Kohäsion des Kunststoffes ist die Oberflächenspannung. Dabei ist die Oberflächenspannung die partielle Ableitung der freien Enthalpie nach der Fläche.

Das als Prüftinten-Methode bekannte Verfahren stellt neben der *Du-Nouy*-Ringmethode, der Wilhelmy-Plattenmethode, der Kontaktwinkelmessung sowie weiteren Verfahren (Goniometer, Blasendruck Tensiometer, ...) eine Möglichkeit der Bestimmung der Oberflächenspannung dar.

Die Gleichung von Young (vgl. Isenberg [140]) beschreibt den Kontaktwinkel als Resultat des Kräftegleichgewichtes zwischen Oberflächenspannung des Festkörpers und der Flüssigkeitsoberflächenspannung. Sie gilt für glatte Oberflächen:

$$\sigma_s = \sigma_{sl} + \sigma_l \cos \vartheta \quad (\text{E.1})$$

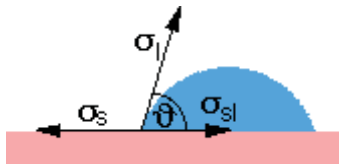


Bild 169 Schematisches Schaubild der Oberflächenspannung

Durch Messung der Kontaktwinkel von Testflüssigkeiten mit unterschiedlichen Polaritäten kann die Oberflächenenergie des Festkörpers σ_s unter Berücksichtigung seiner polaren und dispersen Anteile bestimmt werden.

In der Praxis haben sich für Polymeroberflächen das ältere Verfahren nach Wu und das neuere von van Oss etabliert (vgl. Fraunhofer Igb [141]), wobei letzteres die physikalische Realität wahrscheinlich besser beschreibt. Für Schnellmessungen (Testtinten) wird häufig die *Zisman'sche* Methode der kritischen Oberflächenspannung benutzt.

Anhang F - Temperaturmessung

Optische Temperaturmessung

Die berührungslose Temperaturmessung basiert auf der Bestimmung der emittierenden Wärmestrahlung eines Objektes. Jedes Objekt oberhalb des absoluten Nullpunktes von $-273,15\text{ °C}$ emittiert eine elektromagnetische Strahlung. Das elektromagnetische Spektrum reicht dabei von 1 fm (10^{-15} m) Höhenstrahlung über Infrarotstrahlung bis hin zu 1 Mm (10^7 m) niederfrequenter Wechselströme. Das Spektrum der Infrarotstrahlung erstreckt sich von 760 nm bis 1 mm Wellenlänge. Zwischen der Oberflächentemperatur eines Körpers und der Strahlungsintensität besteht dabei ein eindeutiger Zusammenhang.

Die Infrarotstrahlung muss auf dem Weg vom Messobjekt zum Messgerät eine Strecke durch ein Medium, in diesem Fall Luft, zurücklegen, dessen Eigenschaften das Messergebnis beeinflussen können. Dies sind insbesondere die Luftbestandteile Wasserdampf und Kohlendioxid. Die charakteristischen Eigenschaften dieser Bestandteile hinsichtlich ihrer Durchlässigkeit und Stabilität für Infrarotmessungen resultiert in einer Beschränkung der Messbereiche auf Wellenlängen zwischen $3\text{--}5\text{ }\mu\text{m}$ sowie $8\text{--}14\text{ }\mu\text{m}$.

Die Bestimmung dieser spektralen spezifischen Wärmestrahlung $M_\lambda(\lambda, T)$ unterliegt dabei den physikalischen Gesetzmäßigkeiten. Die von der Oberfläche eines Körpers detektierte Energie ist durch Interferenzen mit anderen Körpern beeinflusst. Es gilt für die Summe aus Emission ε , Reflexion r und Transmission τ

$$\varepsilon + r + \tau = 1 \quad (7.5)$$

Die spektrale Verteilung der von einem Schwarzen Strahler ($\alpha = \varepsilon = 1$) ausgesandten Strahlung wird durch das *Planck'sche* Strahlungsgesetz beschrieben:

$$M_\lambda = \frac{c_1}{\lambda^5 e^{c_2/\lambda T} - 1} \quad (7.6)$$

Die Strahlungskonstanten c_1 und c_2 setzen sich aus der Lichtgeschwindigkeit im Vakuum c_0 , der *Planck-Konstante* h und der *Boltzmann-Konstante* k_B zusammen.

$$\begin{aligned} c_1 &= 2\pi h c_0^2 = 3,74 \cdot 10^{-16} \text{ Wm}^2 \\ c_2 &= hc_0 / k_B = 1,4387 \cdot 10^{-2} \text{ Km} \end{aligned} \quad (7.7)$$

Die Intensitätsänderung der Wärmestrahlung eines Körpers über die Temperatur kann durch das *Stefan-Boltzmann-Gesetz* beschrieben werden. Nach dem *Kirchhoff'schen* Strahlungsgesetz erreicht der Emissionsgrad eines schwarzen Strahlers den Wert 1, d.h. er sendet die maximal mögliche thermische Leistung in Abhängigkeit der Temperatur aus. Die Strahlungsleistung P_{SL} eines schwarzen Körpers mit der Fläche A ergibt sich so zu

$$P_{SL} = \sigma_B A T^4 \quad (7.8)$$

Wobei sich die *Stefan-Boltzmann-Konstante* σ_B aus der *Boltzmann-Konstanten* k_B , dem *Planck'schen* Wirkungsquantum h und der Lichtgeschwindigkeit c_0 ergibt.

$$\sigma_B = \frac{2\pi^5 k_B^4}{15h^3 c_0^2} = 5,6704 \cdot 10^{-8} \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \text{K}^4} \quad (7.9)$$

Für die Auswertung von Infrarotmessungen erfolgt deshalb eine Kalibrierung der Messsignale auf einen schwarzen Körper.

Der Emissionsgrad eines Körpers gibt an, wie viel Strahlung er im Vergleich zu einem idealen Wärmestraher (schwarzer Körper) emittiert.

Da sich auch die Wellenlänge der emittierten Strahlung eines schwarzen Strahlers über die Temperatur verschiebt, muss diese mit dem *Wien'schen* Verschiebungssatz, der sich aus der Differentiation der *Planck'schen* Gleichung ergibt, berücksichtigt werden.

Der Emissionsgrad wird stark von der Oberflächenbeschaffenheit und dessen Farbe beeinflusst. Dabei gilt, dass hell glänzende oder polierte Oberflächen einen deutlich geringeren Emissionsgrad aufweisen als raue, dunkle oder schwarze Flächen. Die Bestimmung des tatsächlichen Emissionsfaktors kann durch eine iterative Annäherung einer taktilen Referenzmessung erfolgen.

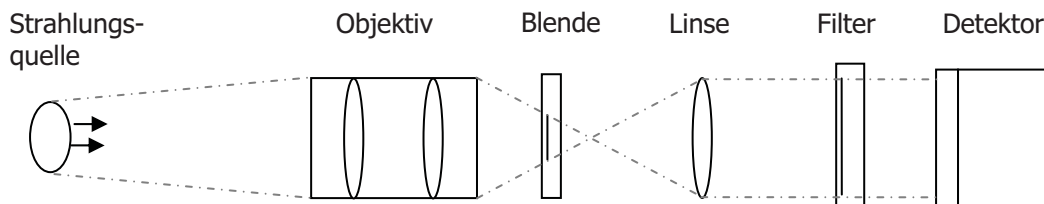


Bild 170 Messprinzip einer Infrarotkamera

Die Datenaufzeichnung erfolgt mit einem konstanten Emissionsgrad, der jedoch nachträglich in der Software für jeden Pixel angepasst werden kann. Dies ermöglicht die Berücksichtigung von geometrischen Effekten, der Oberflächenqualität oder von auftretenden Reflexionen.

Thermoelement

Ein Thermoelement ist den taktilen Temperaturmessgeräten zuzuordnen. Thermoelemente bestehen aus zwei unterschiedlichen Halbleiter-Metallen, die nur an dem Messpunkt miteinander verschweißt und mit einer Abschirmung ummantelt sind. Das Funktionsprinzip ist in Bild 171 dargestellt.

Der für die Messung relevante *Seebeck-Effekt* beschreibt das Auftreten einer Spannung entlang eines Leiters aufgrund einer Temperaturdifferenz. Dieses elektrisch messbare Spannungspotential der unterschiedlichen Halbleiter kann entsprechend der spezifischen Spannungsreihe der Leiterwerkstoffe in eine Temperatur umgerechnet werden. Die eingesetzten Halbleiter weisen in ihrem Einsatzbereich eine nahezu proportionale Potentialdifferenz zur Temperaturdifferenz sowie eine hohe Linearität auf.

Der korrespondierende k-Wert gibt den thermoelektrischen Koeffizienten eines einzelnen Leiters relativ zu Platin an.

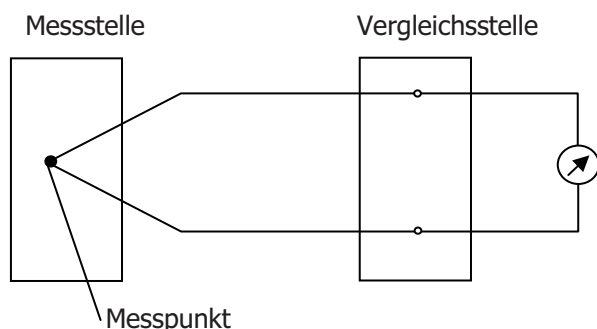


Bild 171 Funktionsprinzip eines Thermoelementes

Auf Basis dieses k-Wertes kann die Thermospannung der Metallpaarung eines Thermoelementes, hier am Beispiel eines NiCr-Ni Thermoelementes, errechnet werden.

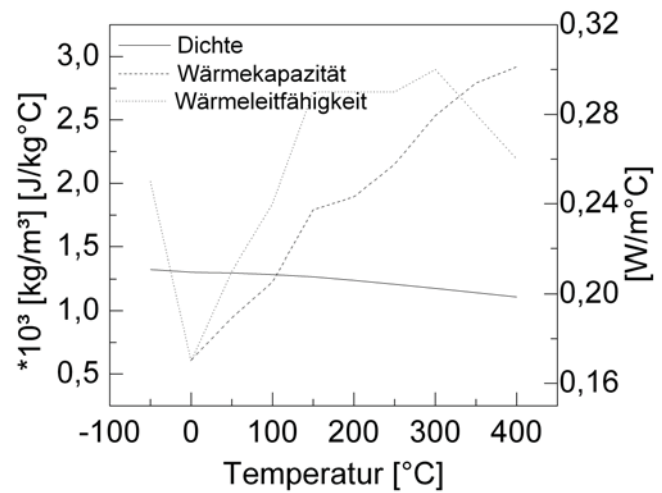
$$U_{th} = (k_{NiCr} - k_{Ni})(T_{Mess} - T_{Vergleichstemperatur}) \quad (7.10)$$

Für den untersuchten Temperaturbereich wurden Typ K NiCr-Ni Thermoelemente verwendet. NiCr-Ni Thermoelemente weisen eine Einsatztemperatur von -90 °C bis 1370 °C auf.

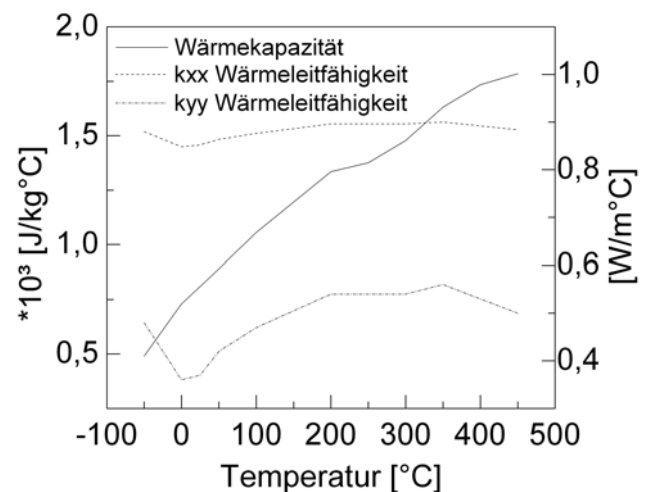
Anhang G - Materialeigenschaften

PEEK²⁸

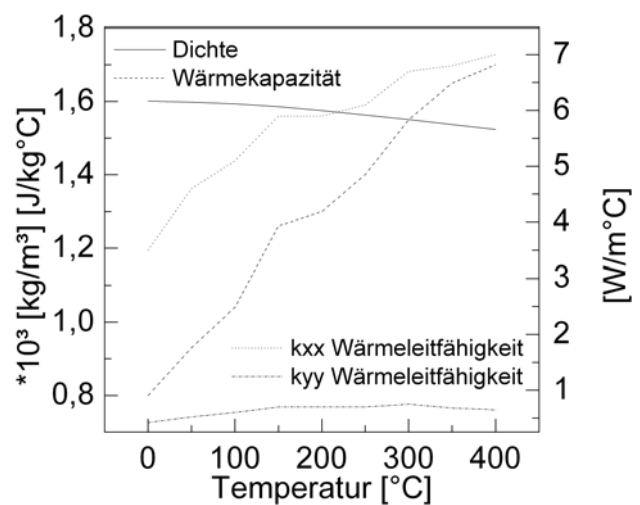
| | | |
|----------------------|---------------------|-------------------|
| Dichte | 1300 | Kg/m ³ |
| E-Modul | 3800 | MPa |
| Querkontraktionszahl | 0,4 | |
| Wärmeausdehnung | 2,2 E ⁻⁵ | m/m°C |
| T _m | 343 | °C |
| El. Widerstand | 8 E ¹⁰ | Ωm |

Glasfaser verstärktes PEEK (60 Vol%)²⁹

| | | |
|----------------------|----------------------|-------------------|
| Dichte | 2064 | Kg/m ³ |
| E-Modul | 55500 | MPa |
| Querkontraktionszahl | 0,28 | |
| Wärmeausdehnung | 1,6 E ⁻⁵ | m/m°C |
| T _m | 343 | °C |
| El. Widerstand | 4,02 E ¹⁰ | Ωm |

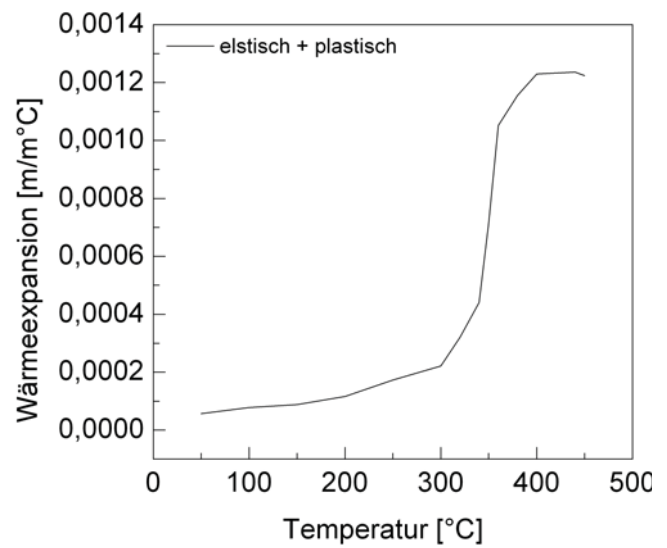
APC2³⁰

| | | |
|----------------------|------------------|-------------------|
| Dichte | 1111 | Kg/m ³ |
| E-Modul xx | 137000 | MPa |
| E-Modul yy | 9400 | MPa |
| Querkontraktionszahl | 0,31 | |
| Wärmeausdehnung | 3e ⁻⁶ | m/m°C |
| T _m | 351 | °C |
| El. Widerstand | 0,4 | Ωm |

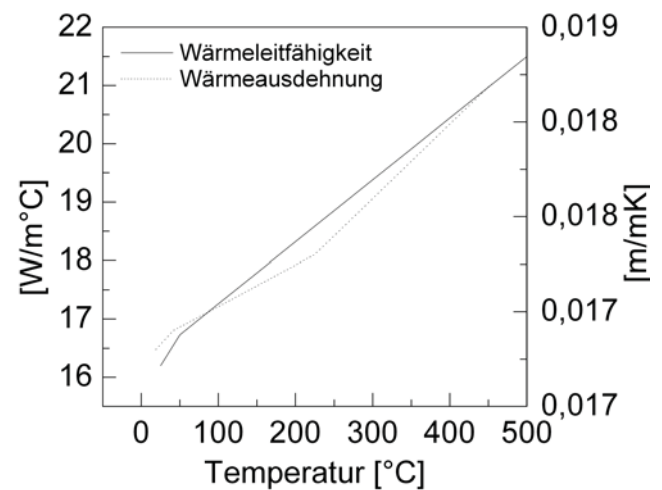
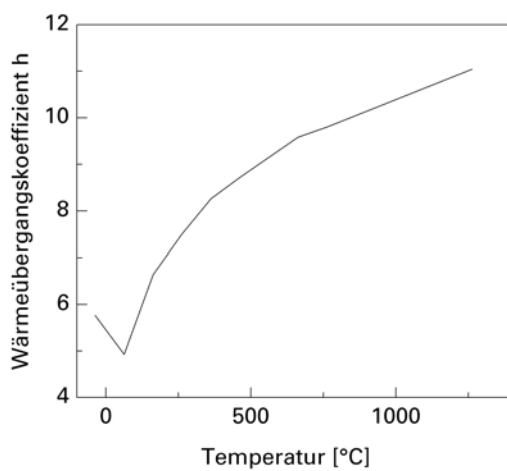
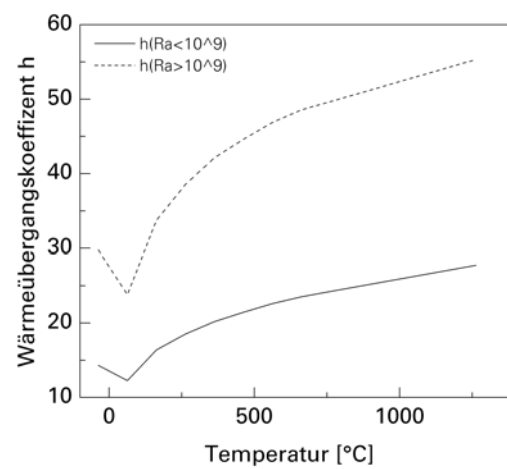
²⁸ Quelle: Matweb, Cytec²⁹ Quelle: Ensinger³⁰ Quelle: Cytec

450CA30³¹

| | | |
|----------------------|--------------------|-------------------|
| Dichte | 1440 | Kg/m ³ |
| E-Modul | 13000 | MPa |
| Viskosität | 450 | Pa s |
| Querkontraktionszahl | 0,3-0,44 | |
| Wärmekapazität | 2160 | J/kg°C |
| Wärmeleitfähigkeit | 0,918 | W/m°C |
| T _m | 334 | °C |
| El. Widerstand | 1,4 E ³ | Ωm |

Edelstahl AISI 403³²

| | | |
|----------------------|---------------------|-------------------|
| Dichte | 8000 | Kg/m ³ |
| E-Modul | 193000 | MPa |
| Querkontraktionszahl | 0,29 | |
| Wärmekapazität | 500 | J/kg°C |
| T _m | 1400 | °C |
| El. Widerstand | 7,2 E ⁻⁷ | Ωm |

Konvektion**Bild 173** Horizontale Konvektion**Bild 172** Vertikale Konvektion³¹ Quelle: Ensinger³² Quelle: Matweb

Abbildungsverzeichnis

| | | |
|----------------|--|----|
| Bild 1 | Anteil von faserverstärkten Kunststoffen in der Luftfahrtindustrie (Quelle: Airbus) | 1 |
| Bild 2 | Vergleich unterschiedlicher Fasertypen nach Kindervater [9] | 2 |
| Bild 3 | Strukturformel von PEEK [11] | 3 |
| Bild 4 | Fügetechnologien für faserverstärkte thermoplastische Polymere [24] | 5 |
| Bild 5 | Schematische Darstellung des Widerstandsschweißprozesses in Anlehnung nach Hou [37] | 6 |
| Bild 6 | Gliederung der Arbeit | 7 |
| Bild 14 | Widerstandsschweißprozess mit den verwendeten Terminologien | 29 |
| Bild 16 | Konfektionsdimensionen | 31 |
| Bild 17 | schematischer VCT-Aufbau | 31 |
| Bild 18 | Konsolidierungsverlauf | 32 |
| Bild 19 | Schliffbild eines Schweißelementes Typ 2 | 32 |
| Bild 20 | Rückstrahlbild einer 750fach vergrößerten REM-Aufnahme (VX33) | 33 |
| Bild 21 | Schliff eines 1000fach vergrößerten Drahtes | 33 |
| Bild 22 | Einfluss des Trennmittels auf die Festigkeiten | 34 |
| Bild 24 | REM-Aufnahme einer sandgestrahlten Probe | 36 |
| Bild 25 | REM-Aufnahme einer geschliffenen Probe (120er Körnung) | 36 |
| Bild 26 | Topologiemessung einer sandgestrahlten Probe (V_IC_3) | 36 |
| Bild 27 | 3d Topographiebild einer sandgestrahlten Probe | 37 |
| Bild 32 | Widerstandsschweißprozess mit den verwendeten Terminologien | 41 |
| Bild 33 | Gestaltung der Stromeinleitungsbereiche | 42 |
| Bild 34 | Ersatzschaubild der elektrischen Widerstände im Widerstandsschweißprozess | 43 |
| Bild 35 | Einfluss der Klemmfläche | 44 |
| Bild 36 | Einfluss des Klemmdruckes Messung mit dem Mikroohmmeter | 44 |
| Bild 37 | Einfluss des Klemmdruckes Messung über die Generatorkennlinie | 44 |
| Bild 39 | Versuchsaufbau Isolierungsoptimierung | 49 |
| Bild 40 | Temperaturverteilung eines Schweißelementes der Isolationsstufe 1 | 49 |
| Bild 41 | Infrarotbild des Schweißelementes Stufe 2.1 nach 45 s bei 40 A | 50 |
| Bild 42 | Prozessabbruch aufgrund lokaler Stromkurzschlüsse | 50 |
| Bild 43 | Aufheizverhalten der Schweißprobe VG_8.1 mit den Dimensionen 740 mm x 25 mm | 51 |
| Bild 44 | Temperaturverteilung in einem Schweißelement der Stufe 3 | 52 |
| Bild 45 | Thermisch überbelastetes Typ_5 Schweißelement | 52 |
| Bild 46 | Qualitativ gute Schweißung eines Typ_2 Schweißelementes | 52 |
| Bild 48 | Spezifische Widerstände (Mikroohmmeter) | 56 |
| Bild 49 | Spezifischen Widerstände über die Temperatur (Generatorkompensation) | 56 |
| Bild 50 | Aufheizverhalten der Schweißelemente Typ 1-6 bei 30 A | 56 |
| Bild 51 | Festigkeiten und Prozesssicherheit der Schweißelement im Vergleich | 57 |
| Bild 54 | Spannungsverteilung über der Prüffläche | 60 |
| Bild 59 | 9-Schichtmodell | 64 |
| Bild 60 | Sequenz für die Bestimmung der Kurzfaser-(RVE) Materialeigenschaften | 64 |
| Bild 61 | CT-Aufnahme Voxelgröße 9 nm | 65 |
| Bild 62 | Lichtbildmikroskopaufnahme 100-fach vergrößert | 65 |
| Bild 63 | REM-Aufnahme 750-fach vergrößert | 66 |
| Bild 64 | Bearbeitungsschritte eines Schliffbildes mit dem NI Vision Assistent | 67 |
| Bild 65 | Schnittbild der Faserorientierung | 67 |
| Bild 66 | Vergleich der Gewichtungsfunktion nach Fischer und Eyerer | 68 |
| Bild 67 | RVE mit einer Faservorzugsrichtung von Θ 42,5° und Φ 6,13° mit 30 Vol%, dargestellt in Digimat | 68 |

| | | |
|-----------------|--|-----|
| Bild 70 | Thermo-elastische Längenänderung der Probenkörper..... | 71 |
| Bild 71 | Thermo-plastische Expansion des 450CA30 Kurzfasermaterials..... | 72 |
| Bild 72 | Gesamt thermische elasto-plastische Expansion des Kurzfasermaterials | 73 |
| Bild 73 | Entwicklung des numerischen Modells | 75 |
| Bild 74 | Vereinfachte analytische Korrektur der Drahtlänge | 76 |
| Bild 75 | Spezifische Widerstandswerte für ein 200x40mm ² Schweißelement Typ 2 | 76 |
| Bild 76 | Temperaturabhängige Widerstandsänderung eines Typ 2 Schweißelementes | 77 |
| Bild 77 | Mechanische Festigkeiten der Schweißelemente Typ 2..... | 77 |
| Bild 78 | Infrarotaufnahmen der Schweißelementerwärmung..... | 78 |
| Bild 79 | Messkurven der Schweißelementerwärmung | 78 |
| Bild 80 | Positionen der Thermoelemente in der Messplatte..... | 78 |
| Bild 81 | Gemittelter Temperaturverlauf über der Messfläche..... | 78 |
| Bild 82 | Position der Thermoelemente in einer Kurzfaser-Probe | 79 |
| Bild 83 | Erwärmung in dem Kurzfaserblock (V_E_KF_3) | 79 |
| Bild 84 | Explosionszeichnung des APC2-Werkzeuges..... | 80 |
| Bild 85 | Seitenansicht des APC2-Werkzeuges..... | 80 |
| Bild 86 | Explosionszeichnung des Kurzfaser-Werkzeuges | 81 |
| Bild 87 | Frontansicht des Kurzfaserwerkzeugs | 81 |
| Bild 88 | Prozessdaten | 82 |
| Bild 89 | Prozessparameter Strom für APC2-APC2 | 83 |
| Bild 90 | Prozessparameter Zeit für APC2-APC2 | 83 |
| Bild 91 | Prozessparameter Schweißdruck für APC2-APC2..... | 83 |
| Bild 92 | Prozessfenster des Widerstandsschweißprozesses von APC2-APC2 mit dem Schweißelementtyp 2 und der Schweißprobendimension A..... | 84 |
| Bild 93 | Prozessverlauf und Festigkeiten der APC2-APC2 | 85 |
| Bild 94 | Prozessverlauf und Festigkeiten der APC2-APC2 | 85 |
| Bild 95 | Prozessparameter Spannung der Schweißprobenkonfiguration B | 86 |
| Bild 96 | Prozessparameter Zeit der Schweißprobenkonfiguration B | 86 |
| Bild 97 | Prozessparameter Druck für APC2-450CA30..... | 86 |
| Bild 98 | Prozessfenster des Widerstandsschweißprozesses von APC2-450CA30 mit dem Schweißelementtyp 2 und der Schweißprobendimension B..... | 87 |
| Bild 99 | Prozessdaten V_KF_S 3.2..... | 88 |
| Bild 100 | Festigkeiten der APC2-450CA30 Serien | 88 |
| Bild 101 | Setzweganalyse des Faktors Zeit für die Schweißprobenkonfiguration A..... | 89 |
| Bild 102 | Setzweganalyse des Faktors Druck für die Schweißprobenkonfiguration A..... | 89 |
| Bild 103 | Setzweganalyse des Faktors Stromstärke für die Schweißprobenkonfiguration A..... | 89 |
| Bild 104 | Setzweganalyse des Faktors Zeit für die Schweißprobenkonfiguration B..... | 90 |
| Bild 105 | Setzweganalyse des Faktors Druck für die Schweißprobenkonfiguration B..... | 90 |
| Bild 106 | Setzweganalyse des Faktors Spannung für die Schweißprobenkonfiguration B..... | 91 |
| Bild 107 | Deformation eines APC2-Laminates | 91 |
| Bild 108 | Deformation einer Kurzfaser-schweißung (V_kf_21) | 91 |
| Bild 109 | Echo-Impuls Vermessung der Probe VX_3.1..... | 91 |
| Bild 110 | CT-Aufnahme einer Schweißung..... | 94 |
| Bild 111 | CT-Aufnahme: Artefaktbildung | 94 |
| Bild 112 | Manipulation der Voxeldaten durch eine Grauwertadaption | 95 |
| Bild 113 | Schliffbild der Schweißprobenkonfiguration A | 96 |
| Bild 114 | FEM-Netz der Mesostruktur | 96 |
| Bild 115 | Schnitt durch ein Schweißelement | 97 |
| Bild 116 | Temperaturverteilung in dem Schweißelementsegment | 97 |
| Bild 117 | Verifizierung anhand unterschiedlicher Leistungslevel V_IR 1-4 | 98 |
| Bild 118 | Einfluss der Netzqualität | 98 |
| Bild 119 | Ermittelter Verlauf des D_{ic} für den Versuch VX_45 nach Dara et al..... | 100 |

| | | |
|-----------------|--|-----|
| Bild 120 | Wärmedurchgangskoeffizient k_{gap} für VM34..... | 101 |
| Bild 121 | Einfluss des k_{gap} auf den Erwärmungsprozess..... | 101 |
| Bild 122 | Einfluss der Kristallisation nach dem Modell von Choe & Lee | 102 |
| Bild 123 | Vernetzte Schweißprobenkonfiguration A Modell | 103 |
| Bild 124 | Einfluss ohne Übergangsbereich auf das Temperaturfeld..... | 103 |
| Bild 125 | Einfluss des 0,5 mm Übergangsbereiches auf das Temperaturfeld (effektiv 1 mm) | 103 |
| Bild 126 | Einfluss des 1 mm Übergangsbereiches auf das Temperaturfeld (effektiv 2mm) .. | 104 |
| Bild 127 | Einfluss des 2 mm Übergangsbereiches auf das Temperaturfeld (effektiv 4 mm) | 104 |
| Bild 128 | Maximaltemperaturen in Abhängigkeit der Überstandsdimension..... | 104 |
| Bild 129 | Temperaturverläufe in der Fügefläche in Abhängigkeit von den Überständen | 104 |
| Bild 130 | Einfluss der Kaptonfolie auf den Temperaturverlauf in dem Übergangsbereich | 105 |
| Bild 131 | Temperaturausbreitung während des Widerstandsschweißprozesses | 106 |
| Bild 132 | Gesamtdeformation der Schweißprobenkonfiguration A ($t=35$ s, $2,1771e8$ W/m ³ und 5 bar)..... | 107 |
| Bild 133 | Vergleich mit der experimentellen Setzweganalyse 40 s (Bild 101) in Y-Richtung | 107 |
| Bild 134 | Thermomechanische Verformung bei 40 s (Überhöhungsfaktor 2,62) | 107 |
| Bild 135 | Expansionsdifferenz (Setzweg) in y-Richtung | 107 |
| Bild 136 | Einfluss der Stromstärken, k_{gap} | 108 |
| Bild 137 | Einfluss des Widerstandes, k_{gap} | 108 |
| Bild 138 | Einfluss der Wärmeleitfähigkeit des APC2 λ_{\perp} | 109 |
| Bild 139 | Ansatz der Dimensionierungsadaption des Schweißelementes für eine Temperaturanpassung | 110 |
| Bild 140 | Modellgrundlage der Schweißelementadaption | 111 |
| Bild 141 | Infrarotbild eines modifizierten Typ 2 Schweißelementes | 112 |
| Bild 142 | Demonstrator generischer Vorflügel..... | 115 |
| Bild 143 | CAD-Modell des Demonstrators | 115 |
| Bild 144 | Schweißvorrichtung | 116 |
| Bild 145 | Schalenaufnahme & Führungsrahmen..... | 116 |
| Bild 146 | CAD-Zeichnung des Rippenwerkzeugs | 117 |
| Bild 147 | Rippenwerkzeug..... | 117 |
| Bild 148 | CAD-Modell für den Widerstandsschweißprozess | 118 |
| Bild 149 | Vernetztes FEM-Modell der Schweißkomponenten | 118 |
| Bild 150 | Numerischer Temperaturvergleich | 120 |
| Bild 151 | Temperaturverlauf zum Zeitpunkt $t=70$ s..... | 120 |
| Bild 152 | Optimiertes Schweißelement | 121 |
| Bild 153 | Temperaturverteilung mit einer Schweißelementadaption zum Zeitpunkt $t=80$ s | 121 |
| Bild 154 | Temperaturverteilung bei 70 s | 122 |
| Bild 155 | Temperaturverteilung mit einem optimierten Schweißelement mit 55A | 122 |
| Bild 156 | Gesamtverformung der thermomechanischen Kopplung zum Zeitpunkt $t=70$ s bei ca. 430 ° | 123 |
| Bild 157 | Von Mises Vergleichsspannung zum Zeitpunkt $t=70$ s bei ca. 430 °C..... | 123 |
| Bild 158 | Konturspalt aufgrund fertigungstechnischer Differenzen | 124 |
| Bild 159 | Konturdifferenz / Fehlstelle | 125 |
| Bild 160 | Prozesssensitivität gegenüber Strom auf Bauteilniveau | 125 |
| Bild 161 | Prozesssensitivität gegenüber Strom auf Bauteilniveau | 126 |
| Bild 162 | Prozessaufbau für den Widerstandsschweißprozess des Demonstrators | 127 |
| Bild 163 | Position der Thermoelemente..... | 128 |
| Bild 164 | Gestaltung der Stromeinleitungsbereiche | 128 |
| Bild 165 | Prozessparameter Strom und Spannung über der Zeit | 129 |

| | | |
|-----------------|--|-----|
| Bild 166 | Experimenteller Temperaturverlauf..... | 130 |
| Bild 167 | Numerischer Temperaturverlauf..... | 130 |
| Bild 168 | Funktionsdemonstrator..... | 131 |
| Bild 169 | Weg eines materiellen Körpers B im \mathbb{R}^3 | 138 |
| Bild 170 | Temperatur- & Geschwindigkeitsgrenzschichten an einer vertikalen Oberfläche nach Kneer [137]..... | 141 |
| Bild 171 | Schematisches Schaubild der Oberflächenspannung..... | 145 |
| Bild 172 | Vertikale Konvektion..... | 149 |
| Bild 173 | Horizontale Konvektion..... | 149 |

Tabellenverzeichnis

| | |
|---|-----|
| Tabelle 1 Isolationsstufen der Schweißelemententwicklung | 53 |
| Tabelle 2 Kenndaten der Schweißelementtypen | 54 |
| Tabelle 3 Gemittelte Daten eines Standard-Schweißelementes..... | 77 |
| Tabelle 4 Stromnenndaten der Versuche V_IR 1-4 | 97 |
| Tabelle 5 Kennwerte des makroskopischen Schweißelementes..... | 99 |
| Tabelle 6 Prozesskinematische Kristallisationsdaten nach Choe und Lee | 102 |
| Tabelle 7 Eigenschaften des Typ 3 Schweißelementes..... | 119 |
| Tabelle 8 Prozessparameter..... | 119 |

Literaturverzeichnis

1. Busse, G., et al., *Anisotropien von Kunststoffen: Produzieren, Messen und Vorhersagen*. Materialprüfung, 1993. 35: p. 108-111.
2. Eveno, E.C. and J.W.J. Gillespie, *Resistance Welding of Graphite Polyetheretherketone Composites: An Experimental Investigation*. Thermoplastic Composite Materials, 1988. 1: p. 322-338.
3. Jakobsen, T.B., R.C. Don, and J.W.J. Gillespie, *Two-Dimensional Thermal Analysis of Resistance Welded Thermoplastic Composites*. Polymer Engineering and Science, 1989. 29: p. 1722-1729.
4. Ageorges, C., L. Ye, and M. Hou, *Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review*. Composites: Part A, 2001. 32: p. 839-857.
5. Ageorges, C. and L. Ye, *Resistance welding of thermosetting composite/thermoplastic composite joints*. Composites: Part A, 2001. 32: p. 1603-1612.
6. Flemming, M. and S. Roth, *Faserverbundbauweisen*. 2003, Berlin, Heidelberg, New York, Hongkong, London, Mailand, Paris, Tokio: Springer.
7. Kempe, G. and Bürkle, *Widerstandsschweißen (interner Report)*. 1990, DLR BK: Stuttgart. p. 8.
8. Marinelli, J.M. and C.L.T. Lambing, *Advancements in welding technology for composite-to-metallic joints*. Advanced Materials, 1994. 25: p. 20-27.
9. Kindervater, C., *Technologie- und Dimensionierungsgrundlagen für Bauteile aus Faser-kunststoffverbund FKV - Skript*. 2000, DLR: Universität Stuttgart. p. 417.
10. Kocker, K., *A new test method for the determination of the fiber/matrix adhesion of fibre reinforced thermoplastic resins*. 1996, RWTH Aachen: Aachen.
11. Römpf, *Strukturformeln*. 2005.
12. Cogswell, F.N., *Thermoplastic Aromatic Polymer Composites - a study of the structure, processing and properties of carbon fibre reinforced polyetheretherketone and related materials*. 1992, Oxford, London, Boston, Munich, New Delhi, : Butterworth-Heinemann. 270.
13. Dominghaus, H., et al., *Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften*. Vol. 6. 2005, Berlin: Springer.
14. Benatar, A. *Welding of thermoplastic and thermoplastic composites*. in *Second International Convergence of Composites Engineering*. 1995.
15. Cogswell, F.N., *Thermoplastic aromatic polymer composites*. 1992, London: Butterworth-Heinemann. 273.
16. Don, R.C., et al., *Fusion bonding of thermoplastic composites by resistance heating*. Sampe 1989. 26(1): p. 59-66.
17. Kempe, G., H. Krauss, and G. Korger-Roth. *Adhesion and welding of continuous carbon-fibre reinforced Poly etherketone (CF-PEEK/APC-2)*. in *Fourth European Conference on Composite Materials (ECCM4)*. 1990.
18. Lee, W. and G.S. Springer, *A Model of the Manufacturing Process of Thermoplastic Matrix Composites*. Composite Materials, 1987. 21: p. 1017-1054.
19. Maguire, D.M., *Joining thermoplastic composites*. Sampe, 1989. 25(1): p. 11-14.
20. Rudolf, R., M. Neitzel, and W. Strohfuss. *Interaction of variables in vibration welding of continuous fiber reinforced thermoplastics*. in *International Sampe Technical Conference*. 1997.
21. Stokes, V.K., *Joining methods for plastics and plastic composites: an overview*. Polymer Engineering and Science, 1989. 29: p. 1310-1324.
22. Yarlagadda, P.K. and T.C. Chai, *An Introduction into welding of engineering thermoplastic thermoplastics using focused microwave energy*. Materials Processing Technology, 1998. 74: p. 199-212.
23. Freist, C., *Statusbericht Thermoplastschweißen*. 2005, DLR intern. p. 50.

24. Freist, C. *Resistance implant welding of thermoplastic carbon fibre reinforced structures*. in *Airtec 2007*. 2007. Frankfurt.
25. Ageorges, C., L. Ye, and M. Hou, *Experimental investigation of the resistance welding for thermoplastic-matrix composites. Part I: heating element and heat transfer*. *Composites Science and Technology*, 2000. 60: p. 1027-1039.
26. Hou, M., L. Ye, and Y.-W. Mai, *An Experimental Study of Resistance Welding of Carbon Fibre Fabric Reinforced Polyetherimide (CF Fabric/PEI) Composite Material*. Kluwer Academic Publisher, 1999. *Applied Composite Materials* 6: p. 35-49.
27. Hou, M., L. Ye, and Y.-W. Mai, *An Experimental Study of Resistance Welding of Carbon Fibre Fabric Reinforced Polyetherimide (CF Fabric/PEI) Composite Material*. *Applied Composites Materials*, 1999. 6: p. 35-49.
28. Stavrov, D. and H.E.N. Bersee, *Resistance welding of thermoplastic composites - an overview*. *Composites: Part A*, 2005. 36: p. 39-54.
29. Stavrov, D., T.J. Ahmed, and H.E.N. Bersee, *Resistance welding of thermoplastic Composites. the Influence of the metal mesh Heating Element*. *Sampe Europe - International Conference 2007 Paris*, 2007: p. 657-662.
30. Stavrov, D., T.J. Ahmed, and H.E.N. Bersee, *resistance welding of thermoplastic composites the influence of the metal mesh heating element*. *Sampe Europe International Conference 2007 Paris*, 2007: p. 657-662.
31. Stavrov, D. and H.E.N. Bersee, *Resistance welding of thermoplastic composites-an overview*. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2005. 36(1): p. 39-54.
32. Stavrov, D. and H.E.N. Bersee, *Experimental study on mechanical testing technique for resistance welding of thermoplastic composites*. *Sampe Europe - International Conference 2006 Paris*, 2006.
33. Yousefpour, A., M. Hojjati, and J.-P. Immarigeon, *Fusion Bonding / Welding of Thermoplastic Composites*. *Thermoplastic Composite Materials*, 2004. 17: p. 303-341.
34. Yousefpour, A., et al., *Effects of mesh size on resistance welding of thermoplastic composites using metal mesh heating elements*. 2004.
35. Kempe, G. and L. Häberle, *Fügetechniken für Endlosfaserverstärkte Thermoplaste*. 1991, DLR BK. p. 10.
36. Kempe, G., et al., *list of publications 1984-1996 in the field continuous fibre-reinforced thermoplastics*. 1984-1996, DLR IBK: Stuttgart.
37. Hou, M., *Zum Thermoformen und Widerstandsschweißen von Hochleistungsverbundwerkstoffen mit thermoplastischer Matrix*, in *Maschinenwesen*. 1993, Universität Kaiserslautern: Kaiserslautern. p. 151.
38. Hartmaier, A. *Mehrskalen in der Werkstoffmodellierung in Bayern Innovativ 2008*. 2008. Nürnberg.
39. Sehnert, J. *Nichtlineare Multiskalen Simulation von Materialien*. 2007 [cited.
40. Hausmann, J., *Modellierung und Optimierung faserverstärkter Titanlegierungen*, in *DLR*. 2003, RWTH-Aachen: Berlin.
41. Chamis, C.C., *Simplified Composite Micromechanics Equations for Hygral, thermal and Mechanical Properties*. *Sampe Quarterly*, 1984.
42. Fischer, G. and P. Eyerer, *Fiber orientation and thermal expansion of short fiber reinforced thermoplastics*. *Annual Technical Conference-Soc. Plast. Eng.*, 1986: p. 532-538.
43. Halpin, J.C. and J.L. Kardos, *The Halpin-Tsai Equations: A Review*. *Polymer Engineering and Science*, 1976. 16(5): p. 344-352.
44. Möglinger, B. and P. Eyerer. *Determination of the Weighting Function $g(b,t,V_f)$ for Fibre Orientation Analysis of Short Fibre Reinforced Polymers*. in *Polymer Processing Society, European Regional Meeting*. 1991. Palermo, Italien.
45. Springer, G.S. and S.W. Tsai, *Thermal Conductivities of Unidirectional Materials*. *Composite Materials*, 1967: p. 166-173.
46. Seelig, T., *Mikromechanik*. 2006: Darmstadt. p. 62.

47. Truesdell, C. and W. Noll, *The non-linear Field Theories of Mechanics*. third ed. 2004, Berlin, Heidelberg, New York: Springer. 602.
48. Altenbach, J. and H. Altenbach, *Einführung in die Kontinuumsmechanik*. 1994, Stuttgart: Teubner Studienbücher.
49. Bertram, A., *Axiomatische Einführung in die Kontinuumsmechanik*. Vol. BI Wissenschaftsverlag. 1989, Mannheim.
50. Bathke, K.-J., *Finite-Elemente-Methoden*. 2002, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag.
51. Ageorges, C., et al., *Characteristics of resistance welding of lap-shear coupons. Part I: Heat transfer*. Composites Part A, 1998. 29A: p. 899-909.
52. Weigand, B. and v.J. Wolfersodrf, *Wärmeübertragung*. 2001. p. 137.
53. Loos, A.C. and M.-C.-. Li, *Non-Isothermal Autohesion Model for Amorphous Thermoplastic Composites*. Thermoplastic Composite Materials, 1994. 7: p. 280-310.
54. Ageorges, C., L. Ye, and M. Hou, *Experimental investigation of the resistance welding of thermoplastic-matrix composites. Part II: optimum processing window and mechanical performance*. Composites Science and Technology, 2000. 60(8): p. 1191-1202.
55. Colak, Z.S., F.O. Sonmez, and V. Kalenderogly, *Process Modeling and Optimization of Resistance Welding for Thermoplastic Composites*. Composite Materials, 2002. 36: p. 721-744.
56. Hou, M., *Zum Thermoformen und Widerstandsschweißen von Hochleistungsverbundwerkstoffen mit htermoplastischer Matrix*, in *Maschinenwesen*. 1993, Universität: Kaiserslautern. p. 151.
57. Bastien, L.J., R.C. Don, and J.W.J. Gillespie. *Processing and Performance of Resistance welded Thermoplastic Composites*. in *Annual Technical Convergence Antec '90*. 1990.
58. Talbott, M.F., G.S. Springer, and L.A. Berglund, *The Effects of Crystallinity on the Mechanical Properties of PEEK Polymer and Graphite Fiber Reinforced PEEK*. Composite Materials, 1987. 21: p. 1056-1081.
59. Davies, P., et al., *Joining and repair of a carbon fibre-reinforced thermoplastic Composites* 1991. 22: p. 425-431.
60. Silverman, E.M. and R.A. Griese, *Joining methods for graphite/PEEK thermoplastic composites*. Sampe Europe, 1989. 25(5): p. 34-38.
61. Ahmed, T.J., D. Stavrov, and H.E.N. Bersee, *A Comparison of Fusion Bonding Tehcniques: REsistance and induction welding* Sampe Europe, 2005: p. 111-116.
62. Hou, M. and K. Friedrich, *Resistance welding of continuous glass fiber-reinforced polyethylene composites*. Composite Manufacturing, 1992. 3(3): p. 153-163.
63. Bastien, L.J. and J.W.J. Gillespie, *A Non-Isothermal Healing Model for Strength and Toughness of Fusion Bonded Joints of Amorphous Thermoplastics*. Polymer Engineering and Science, 1991. 31(24): p. 1720-1730.
64. Ageorges, C., L. Ye, and M. Hou, *Experimental investigation of the resistance welding for thermoplastic-matrix composites. Part I: heating element and heat transfer*. Composites Science and Technology, 2000. 60(7): p. 1027-1039.
65. Hou, M., et al., *Resistance welding of carbon fibre reinforced thermoplastic composite using alternative heating element*. Composite Structures, 1999. 47(1-4): p. 667-672.
66. Taylor, N.S. and R. Davenport. *The resistive implant welding of thermoplastic composite materials*. in *Annual Technical Conference, ANTEC '91*. 1991.
67. Beevers, A., *Welding: the way ahead for thermoplastics?* Engineering, 1991. 231: p. ACE11-12.
68. Todd, S.M. *Joining thermoplastic composites*. in *international Sampe Technical Conference*. 1990.
69. Ahmed, T.J., D. Stavrov, and H.E.N. Bersee, *A Comparison of Fusion Bonding Techniques: Resistance and induction welding* Sampe Europe, 2005: p. 111-116.
70. Eveno, E. and J.W. Gillespie Jr, *Resistance welding of graphite polyetheretherketone composites- an experimental investigation*. Journal of thermoplastic composite materials, 1988. 1: p. 322-338.

71. Ageorges, C., et al., *Characteristics of resistance welding of lap shear coupons. Part I: Heat transfer*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 1998. 29(8): p. 899-909.
72. Ageorges, C., L. Ye, and M. Hou, *Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2001. 32(6): p. 839-857.
73. Tierney, J. and J.W. Gillespie, Jr., *Modeling of Heat Transfer and Void Dynamics for the Thermoplastic Composite Tow-Placement Process*. Journal of Composite Materials, 2003. 37(19): p. 1745-1768.
74. Schmidt, F.M., Y. Le Maout, and S. Monteix, *Modelling of infrared heating of thermoplastic sheet used in thermoforming process*. Journal of Materials Processing Technology, 2003. 143-144: p. 225-231.
75. Mantell, S.C. and G.S. Springer, *Manufacturing Process Models for Thermoplastic Composites*. Composite Materials, 1992. 26: p. 2348-2377.
76. Springer, G.S. and W. Lee, *Processing model of thermoplastic matrix composites*. International SAMPE Symposium, 1988. 33rd: p. 661-669.
77. Toso, Y.M.P., *Effective Automated Tape Winding Process with On-Line Bonding under Transient Thermal Conditions*, in *IMES, Center of Structure Technologies*. 1992, Swiss Federal Institute of Technology Zurich: Zürich.
78. Wool, R.P. and K.M. O'Connor, *A theory of crack healing in polymers*. Applied Physics, 1981. 52(10): p. 5953-5963.
79. Butler, C.A., et al., *An Analysis of mechanisms governing fusion bonding of thermoplastic composites*. Thermoplastic composite Materials, 1998. 11: p. 339-363.
80. Edwards, S.F., Proc. Phys. Soc., 1967. 9(92).
81. Ageorges, C., et al., *Characteristics of resistance welding of lap shear coupons. Part II consolidation*. Composites Part A, 1998. 29A: p. 911-919.
82. Bastien, L.J. and J.W. Gillespie Jr, *A non-isothermal healing model for strength and toughness of fusion bonded joints of amorphous thermoplastics*. Polymer Engineering and Science, 1991. 31: p. 1721-1730.
83. Cogswell, F.N., *Polymer Melt Rheology*. 1981, London: John Wiley & Sons.
84. Motz, H. and J.M. Schultz, *The Solidification of PEEK. Part I: Morphology*. Thermoplastic Composite Materials, 1989. 2: p. 249-266.
85. Motz, H. and J.M. Schultz, *The solidification of PEEK. Part II: Kinetics*. Thermoplastic Composite Materials, 1989. 2: p. 267-280.
86. Folkes, M.J. and G. Kalay, *The effect of heat treatment on the properties of peek and apc2*. Composites Science and Technology, 1993. 46: p. 77-83.
87. Erhun, M. and S.G. Advani, *A Predictive Model for Heat Flow During Crystallization of Semi-Crystalline Polymers*. Thermoplastic Composite Materials, 1990. 3: p. 90-109.
88. Menges, G. and P. Geisbüsch, *Die Glasfaserorientierung und ihr Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften thermoplastischer Spritzgießteile - Eine Abschätzmethode*. Colloid & Polymer Science, 1982. 260: p. 73-81.
89. Velisaris, C.N. and J.C. Seferis, *Crystallization kinetics of polyetheretherketone matrices*. Polymer Engineering and Science, 1986. 26(22): p. 1574-1581.
90. Azzuri, F., *Melt crystallization and polymorphic transformation in isotactic poly(1-butene) based materials*. 2003, Universität Genua.
91. Harel, H. and G. Maron, *On crystalline interfaces in composite materials*. Acta Polymer, 1998. 49: p. 583-587.
92. Eder, G. and H. Janeschitz-Kriegl, *Crystallization processes in quiescent and moving melts under heat transfer conditions*. Progress in Polymer Science, 1990. 15: p. 629-714.
93. Blundell, D.J., et al., *Crystalline morphology of the matrix of PEEK-carbon fibre aromatic polymer composites. II Crystallisation behaviour*. Sampe Quarterly, 1985. 17(1): p. 1-6.
94. Sonmez, F.O., H.T. Hahn, and M. Akbulut, *Analysis of Process-Induced Residual Stresses in Tape Placement*. Sage: Thermoplastic Composite Materials, 2002. 15: p. 525-545.
95. Ozawa, T., *Kinetics of non-isothermal crystallization*. Polymer, 1971. 12: p. 150-158.

96. Mantell, S.C. and G.S. Springer, *Manufacturing Process Model for Thermoplastic Composites*. Composite Materials, 1992. 26: p. 2348-2377.
97. Choe, C.R. and K.H. Lee, *Non-isothermal crystallization kinetics of poly(etheretherketone) (PEEK)*. Polymer Engineering and Science, 1989. 29: p. 801-805.
98. Maffezzoli, A.M., J.M. Kenny, and L. Nicolais, *Welding of PEEK/carbon fibre composite laminates*. Sampe, 1989. 25(1): p. 35-39.
99. Maffezzoli, A.M., J.M. Kenny, and L. Nicolais, *Modelling of thermal and crystallization behavior of the processing of thermoplastic matrix composites*. Materials and Processing ... move into the 90's, 1989: p. 133-143.
100. Icenogle, R.D., *Temperature-dependent melt crystallization kinetics of poly(butene-1): a new approach to the characterization of the crystallization kinetics of semicrystalline polymer*. Sci., Polym. Phys. Edn, 1985. 23: p. 1369-1391.
101. Chen, T.-Y., V.W. Wang, and M.J. Bozrath, *Crystallization and its effect on the processing of polypropylene*. Reinforced Plastics and Composites, 1993. 12: p. 686-694.
102. Xie, B. and D.I. Biegio, *Crystallization modeling for a crystallable polymer during the optimization of injection molding cooling process*. ANTEC Conference Proceedings, 1995. 1: p. 389-393.
103. Yousefpour, A., et al., *Effects of mesh size on resistance welding of thermoplastic composites using metal mesh heating elements*. 2004.
104. DELO. *Kunststoffe kleben*. 2008 [cited].
105. Eckert, E., *Wärme- und Stoffaustausch*. 1966, Berlin: Springer Verlag.
106. Papula, L., *Mathematik für Ingenieure und Naturwissenschaftler*. Vol. 3. 1999, Braunschweig, Wiesbaden: Vieweg.
107. Hou, M. and K. Friedrich, *Resistance welding of continuous glass fibre-reinforced polyethylene composites*. Composites Manufacturing, 1992. 3: p. 153-163.
108. Riemelmoser, D., *Machbarkeitsstudie zum Widerstandsschweißen von Faserverbundwerkstoffen für Komponenten der Flugzeuginnenausstattung*, in *Luft- & Raumfahrt*. 2006, Fachhochschule: Aachen. p. 95.
109. Kreith, F. and M.S. Bohn, *Principles of Heat Transfer*. 6 ed. 2000: Cengage-Engineering. 848.
110. Lipp-Terler, G., *Oberland 67 A-3334 Gaflenz*. 2008.
111. Cytec (2003) *APC-2 Thermoplastic Polymer*. Volume,
112. Pflamm-Jonas, T., *Auslegung und Dimensionierung von kurzfaserverstärkten Spritzgußbauteilen*, in *Material- und Geowissenschaften*. 2001, TU-Darmstadt: Darmstadt. p. 137.
113. Exstream and CADFEM, *Digimat*. 2008.
114. Hegler, R.P., *Faserorientierung beim Verarbeiten kurzfaserverstärkter Thermoplaste*. Kunststoffe, 1984. 74(5): p. 271-277.
115. Hegler, R.P., *Struktur und mechanische Eigenschaften glaspartikelgefüllter Thermoplaste*. 1985, TH Darmstadt: Darmstadt.
116. Lutz, W., et al., *Role of glass fibers on morphology in polymer composites*. PPS18, 2002. 235.
117. ITWM, F., *MAVI - Modulare Algorithmen für Volumenbilder*. 2007.
118. Instruments, N., *LabView 8.20*. 2007.
119. Bay, R.S. and C.L.I. Tucker, *Fiber orientation in simple injection moldings. Part II. Experimental results*. Polymer Composites, 1992. 13: p. 332-342.
120. Kleppmann, W., *Taschenbuch Versuchsplanung - Produkte und Prozesse optimieren*. 4 ed. 2006, München, Wien: Carl Hanser.
121. Kempe, G. and N. Bürkle, *Widerstandsschweißen*. 1990, DLR.
122. Cogswell, F.N., et al., *thermoplastic interlayer bonding for aromatic polymer composites*. Sampe science of advanced materials and process engineering series, 1989. 34: p. 2315-2325.
123. Matweb, *Material Datenbank*, www.matweb.com.

124. Neitzel, M. and P. Mitschang, *Handbuch der Verbundwerkstoffe*. 2004, München Wien: Hanser. 403.
125. Loos, A.C. and M.C. Li, *Non-Isothermal Autohesion Model for Amorphous Thermoplastic Composites*. *Thermoplastic Composite Materials*, 1994. 7: p. 280-310.
126. Colak, Z.S., F.O. Sonmez, and V. Kalenderoglu, *Process Modeling and Optimization of Resistance Welding for Thermoplastic Composites*. *Journal of Composite Materials*, 2002. 36(6): p. 721-744.
127. Ageorges, C., et al., *Characteristics of resistance welding of lap-shear coupons. Part III. Crystallinity*. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1998. 29(8): p. 921-932.
128. Maffezzoli, A.M., J.M. Kenny, and L. Nicolais, *Welding of Peek/Carbon fiber Composite Laminates*. *SAMPe Journal*, 1989. 25: p. 35-39.
129. Albano, C., et al., *Application of different macrokinetic models to the isothermal crystallization of PP/talc blends*. *Composite Structures*, 2003. 62(3-4): p. 291-302.
130. Erhun, M. and S.G. Advani, *A Predictive Model for Heat Flow During Crystallization of Semi-Crystalline Polymers*. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 1990. 3(2): p. 90-109.
131. Holmes, S.T. and J.W.J. Gillespie, *Thermal Analysis for Resistance Welding of Large-Scale Thermoplastic Composite Joints*. *Reinforced Plastics and Composites*, 1993. 12: p. 723-736.
132. ANSYS, R., *Documentation*. 2008.
133. Cytec, *Screening of APC PEKK AS4 & APC-2 AS4*. 2004, Cytec.
134. Baehr, H.D. and K. Stephan, *Wärme- und Stoffübertragung*. 1994, Berlin Heidelberg new York: Springer.
135. Langeheinecke, K., J. P., and G. Thielke, *Thermodynamik für Ingenieure*. 6 ed. 2006, Wiesbaden: vieweg. 357.
136. VDI, *VDI-Wärmeatlas, Berechnungsblätter für den Wärmeübergang*. 6 ed. 1991, Düsseldorf: VDI.
137. Kneer, R., *Wärme- und Stoffübertragung*. 2005/06, Aachen: WSA-Vorlesungsskript. 197.
138. Meyberg, K. and P. Vachenauer, *Höhere Mathematik 1 & 2*. 1997, Berlin, Heidelberg, New York, Barcelona, London: Springer.
139. Link, M., *Finite Elemente in der Statik und Dynamik*. 1989, Stuttgart: B.G. Teubner.
140. Isenberg, C., *The Science of Soap Films and Soap Bubbles*. 1992, Tieto: Dover 220.
141. igb, f., *www.fraunhofer.de*. 2008.

Persönliche Daten

Berufsausbildung: Dipl.-Ing. Maschinenwesen (Univ.)
Dipl. Betriebswirt (BWA)

Geburtsdatum: 19.07.1978

Staatsangehörigkeit: deutsch

Beruflicher Werdegang

10.2010 – heute **Leiter Beratung** bei der invenio Engineering Services GmbH, München

11.2009 – 09.2010 **Projektleitung** bei der invenio Engineering Services GmbH, München

05.2005 – 12.2008 **Wissenschaftlicher Angestellter** am Deutschen Zentrum für Luft- und Raumfahrt (DLR) e.V., Stuttgart

Ausbildung

10.1998 – 03.2005 **Studium** des Maschinenwesens an der TU München

01.2005 – 11.2006 **Fernstudium zum Diplom Betriebswirt** an der Europäischen Berufs- und Wirtschaftsakademie (BWA) St. Gallen

03.2009 – 09.2009 **Zertifikatslehrgang** im Bereich **Betriebswirtschaft, Management, Marketing** und **Vertrieb** an der Hochschule für angewandte Wissenschaften (FH München & ATV GmbH)