

Ein Qualitätsfaktor beim Schweißen thermoplastischer Faserverbunde mittels Meso-Composite-Modell

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Dr.-Ing.

eingereicht an der

Mathematisch-Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät

der Universität Augsburg

von

Alexander Sängler

Augsburg, Mai 2024



Erstgutachter: Prof. Dr.-Ing. Michael Kupke

Zweitgutachter: Prof. Dr.-Ing. André Baeten

Tag der mündlichen Prüfung: 29.10.2024

*Das in dieser Arbeit meist gewählte generische Maskulinum dient ausschließlich zum Zweck der besseren Lesbarkeit.
Alle geschlechtsspezifischen Schreibweisen sind als geschlechtsneutral zu verstehen.*

Für barrierefreie Lesbarkeit wurde, wo möglich, das farbenblindfreundliche Farbschema „Viridis“ verwendet.

*Für
meine Eltern*

*Nicht das Beginnen
wird belohnt, sondern
einzig und allein das
Durchhalten*

Katharina von Siena

Kurzfassung

Ein Qualitätsfaktor beim Schweißen thermoplastischer Faserverbunde mittels Meso-Composite-Modell

Faserverbundwerkstoffe ersetzen zunehmend konventionelle Metalllegierungen in Flugzeugstrukturen, wobei der vermehrte Einsatz thermoplastischer Matrixwerkstoffe neue Möglichkeiten im Hinblick auf stoffschlüssige Fügetechnologien eröffnet. Die Entwicklung dieser neuen Fügeprozesse basiert heutzutage meist auf experimenteller Probenherstellung und anschließender Bewertung der Versuchsreihen durch mechanische Prüfung. Dieses sequentielle Vorgehen ist sehr ressourcenintensiv in Bezug auf Zeit, Geld und Material, wobei Prozessalternativen oft nicht betrachtet und mögliche Optimierungspotentiale vernachlässigt werden.

Die erzeugte Fügequalität hängt dabei maßgeblich von der thermischen Historie der Fügepartner ab. Diese kann über moderne FEM-Prozesssimulationen sehr gut abgebildet werden, wird bislang aber nahezu nicht zur Vorhersage der mechanischen Festigkeit genutzt. Die Motivation dieser Arbeit liegt darin, diese Lücke zu schließen und einen Beitrag zu verkürzten Entwicklungszeiten mit reduziertem Ressourceneinsatz bei gleichzeitig erhöhtem Digitalisierungsgrad in der Erforschung neuer Fügetechnologien zu leisten.

Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit ein neuer thermisch-basierter Qualitätsfaktor – der sog. SÄNGER-Faktor – eingeführt, der den Temperaturzustand in der Fügezone anhand eines linearen Regressionsansatzes des überwachten Lernens über vier Temperaturcharakteristika quantifiziert. Hiermit wurde die Hypothese einer mechanischen-thermischen Analogie untersucht und eine Korrelation zu mechanischen Kennwerten aus Single Lap Shear-Versuchen nachgewiesen. Im weiteren Verlauf wurden Vorhersagemodelle über den simulierten Temperaturzustand verschiedener Prozesskonfigurationen abgeleitet, trainiert und so die Fügequalität für mechanische Schweißfaktoren $\approx 0,75$ mit guter bis sehr guter Übereinstimmung vorhergesagt.

Simulative Grundlage für die analytische Auswertung des Temperaturzustands ist ein neuer numerischer Modellierungsansatz auf Meso-Ebene für das elektrische Widerstandsschweißen, da die gängige makroskopische Modellierungsform mit homogenisierten Materialkennwerten die spätere Vorhersagegenauigkeit mindert. Dafür wurde das rein mechanische Mosaik-Modell nach ISHIKAWA um thermische und elektrische Freiheitsgrade erweitert. Die Simulationsergebnisse des so Modifizierten Mosaik-Modells (M^3) wurden anhand thermischer und elektrischer Kennwerte validiert und lieferten höher aufgelöste Temperaturverteilungen mit besserer Übereinstimmung zum experimentell beobachteten Erwärmungsverhalten. Dabei wurde auch die Skalierbarkeit und Übertragbarkeit auf andere Matrix- und Druckstückmaterialien gezeigt.

Schlagwörter: Faserverstärkter Thermoplast, Widerstandsschweißen, Prozesssimulation, Qualitätsvorhersage, Meso-Scale

Abstract

A Quality Factor for Welding of Thermoplastic Composites via Meso-Composite-Model

Fibre-reinforced composites are increasingly replacing conventional metal alloys in aircraft structures, with the growing use of thermoplastic matrix materials opening up new possibilities with regard to material-bonding joining technologies. Today, the development of these new joining processes is usually based on experimental specimen manufacturing and subsequent evaluation of the test series through mechanical testing. This sequential approach is very resource-intensive in terms of time, money and materials, whereby process alternatives are often not considered and possible optimisation potentials are neglected.

The joining quality produced depends largely on the thermal history of the joining partners. This can be modelled very well using modern FEM process simulations, but to date it has hardly been used to predict the mechanical strength. The motivation behind this work is to close this gap and contribute to shorter development times with reduced use of resources while simultaneously increasing the degree of digitalisation in the research of new joining technologies.

For this reason, a new thermal-based quality factor – the so-called SÄNGER-factor – was introduced in this work, which quantifies the temperature state in the joining area using a linear regression approach of supervised learning over four temperature characteristics. This was used to investigate the hypothesis of a mechanical-thermal analogy in order to prove a correlation with mechanical characteristic values from single lap shear tests. In the further course, prediction models were derived and trained via the simulated temperature state of different process configurations and thus the joining quality for mechanical welding factors $\gtrsim 0.75$ was predicted with good to very good agreement.

The simulative basis for the analytical evaluation of the temperature state is a new numerical modelling approach at meso level for electrical resistance welding, as the conventional macroscopic form of modelling with homogenised material parameters reduces the subsequent accuracy of predictions. Therefore, the purely mechanical mosaic model according to ISHIKAWA was extended to include thermal and electrical degrees of freedom. The simulation results of the so Modified Mosaic Model (M^3) were validated using thermal and electrical parameters and provided higher-resolution temperature distributions with better agreement with the experimentally observed heating behaviour. The scalability and transferability to other matrix and pressure piece materials was also demonstrated.

Keywords: Fibre-reinforced thermoplastic, Resistance Welding, Process Simulation, Quality Prediction, Meso-Scale

Danksagung

Die vorliegende Dissertation ist zwischen 2021 und 2024 während meiner Tätigkeit als Doktorand am Zentrum für Leichtbauproduktionstechnologie (ZLP) des Deutschen Zentrums für Luft- und Raumfahrt e. V. (DLR) in Augsburg entstanden. Meine Forschungsarbeit wurde von vielen wertvollen Menschen begleitet, denen ich an dieser Stelle meinen Dank aussprechen möchte.

Allen voran gilt mein besonderer Dank meinem Erstbetreuer und Doktorvater Prof. Michael Kupke, der durch sein Engagement und entgegengebrachtes Vertrauen meine Anstellung am DLR und damit diese Arbeit erst möglich gemacht hat. Darüber hinaus gab er mir in unseren vielen inspirierenden Gesprächen wertvolle Hinweise und Einblicke aus seiner wissenschaftlichen Erfahrung.

Besonders bedanken möchte ich mich auch bei Prof. André Baeten, dass er meinem Wunsch nachgekommen ist meine Arbeit als Zweitbetreuer mit zu begleiten. Sein Gespür für meine Leidenschaft zum Schweißen hat ihn schon damals nicht getäuscht.

Ebenso bin ich meinen beiden Mentoren Dr.-Ing. Lars Larsen und Dr.-Ing. Stefan Jarka dankbar für unsere regelmäßigen wertvollen Treffen, den hilfreichen Erfahrungsaustausch und das fleißige Korrekturlesen. Als mein Vorgesetzter gab mir Lars zudem alle Freiheiten zur Umsetzung meiner Ideen und Kreativität für diese Arbeit.

Des Weiteren gilt mein Dank allen Kolleg*innen am ZLP für die herzliche und kollegiale Atmosphäre, die einen wichtigen Rahmen bei der Erstellung bildete. Besonders hervorzuheben sind dabei die Kollegen der Schweißtechnologieentwicklung Manuel Endraß und Simon Bauer für deren unermüdlichen Einsatz an unserem Versuchsstand und den unentbehrlichen fachlichen Austausch.

Parallel dazu ein herzlicher Dank an die Kollegen der CFK-Technologieentwicklung der Premium AEROTEC GmbH Augsburg für eine tolle und spannende gemeinsame Zeit sowie ein herausragendes Projektteam, allen voran Ralph Singer und Simon Götz. Zugleich danke ich Patrik Runeberg sehr herzlich, der mir die ersten Schritte in der FEM-Simulation beigebracht hat und den ich bei fachlichen Fragen stets mit Rat und Tat an meiner Seite wusste.

Nicht zuletzt will ich bei Dominik Görick Danke sagen für unsere regelmäßige „Selbsthilfegruppe“, die uns beiden nicht nur fachlich, sondern vor allem mental Rückhalt bot. Wir stützten uns gegenseitig in dieser herausfordernden Promotionszeit mit all ihren Hochs und Tiefs.

Auch möchte ich meinem ehemaligen Teamleiter Dr.-Ing. Matthias Bensch meinen Dank aussprechen, der mein Promotionsvorhaben stets unterstützt hat, dem Wechsel zum DLR nie im Weg stand und mich auch in der Zeit danach an seinen Promotionserfahrungen hat teilhaben lassen.

Zum Schluss geht mein größter und wichtigster Dank im Besonderen an meine Eltern und darüber hinaus meine gesamte Familie. Diese Arbeit markiert das Ende einer über zehnjährigen akademischen Reise. An jedem Punkt in dieser aufregenden und spannenden Zeit unterstützten sie mich in außerordentlicher und bedingungsloser Weise und ertrugen dabei klaglos so viele Stunden, Tage, Wochen und Wochenenden, die ich in dieses persönliche Ziel investierte. Ohne eure Liebe, euren Zuspruch, euren Rat und eure Ermutigung hätte ich mich nie zu der Person entwickeln können, die ich heute bin. Wichtige Erfolge und Meilensteine meines Lebens wären ohne euch nicht möglich gewesen. Alle Anerkennung und Wertschätzung gebührt ebenso euch. *Unendlichen Dank!*

Inhaltsverzeichnis

	<i>Seite</i>
1 Einleitung	1
1.1 Hintergrund	1
1.2 Heutige Bauweisenentwicklung und -qualifikation	3
1.3 Stand der Technik und Wissenschaft	4
1.4 Motivation und Forschungsfragen	7
1.5 Aufbau der Arbeit	9
1.6 Betreute Arbeiten und Veröffentlichungen	12
2 Theoretische Grundlagen	13
2.1 Faserverbundwerkstoffe	13
2.2 Fasern	13
2.3 Matrix	15
2.4 Thermoplastische Fügeverfahren	18
2.5 Versuchsaufbau	20
2.6 Betrachtungsbereich und Transferierbarkeit	22
2.7 Mechanische Prüfung	24
3 Physikalische Grundlagen	25
3.1 OHM'sches Gesetz	25
3.2 JOULE'sche Erwärmung	26
3.3 Wärmeübertragungsmechanismen	26

I	Thermisch-elektrisches Meso-Composite-Modell	31
1	Konzept	33
1.1	Terminologie der Modellierungsebenen	33
1.2	Motivation und Ebenenauswahl	35
1.3	Vereinfachungen und Annahmen	38
2	Modifiziertes Mosaik-Modell (M^3)	41
2.1	Mosaik-Modell nach ISHIKAWA	41
2.2	Thermisch-elektrische Modifizierung	45
2.3	Ermittlung der Übergangskoeffizienten	47
3	Materialcharakterisierung und -modellierung	53
3.1	Mischungsregel und Faservolumengehalt	53
3.2	Dichte	54
3.3	Spezifische Wärmekapazität	55
3.4	Thermische Leitfähigkeit	55
4	Elektrisches Submodell	61
4.1	Temperaturabhängigkeit $R(\vartheta)$	62
4.2	Geometrieabhängigkeit $R(L,w,t)$	66
4.3	Schweißleiterwiderstand $R_{SE}(\vartheta)$	67
4.4	Kontaktwiderstand R_K und Übergangskoeffizient ϵ_K	70
4.5	Peripherie	73
5	Thermisches Kontaktmodell	75
5.1	Literaturübersicht	75
5.2	Mikrokontaktmodell	78
5.3	Parameterermittlung	80
5.4	Quasi-Elastisches Modell	93
6	Numerische Umsetzung	97
6.1	Geometrie und Meshing	97
6.2	Schweißleiter-Modellierung (M^3 -Implementierung)	100
6.3	Implementierung der thermischen Kontaktmodelle	109
6.4	Randbedingungen und Lasten	114
6.5	Solver	117
6.6	Postprozessor	118

Inhaltsverzeichnis

7	Modellvalidierung	121
7.1	Experimentelle Datengrundlage	121
7.2	Simulationsgrundlage	125
7.3	Bewertungsgrundlage	128
7.4	Ergebnisse und Diskussion	130
7.5	Sichtprüfungen zur Plausibilität	148
8	Zusammenfassung und Ausblick	151
II	Sänger-Faktor	157
1	Mechanische Kennwertermittlung	159
1.1	Untersuchungsgruppen	160
1.2	Referenzmenge	164
1.3	Methodik	165
1.4	Mechanische Schweißfaktoren Θ_M	174
2	Konzeption	177
2.1	Hypothese zur mechanisch-thermischen Analogie	177
2.2	Theoretische Grundlagen zur Methodik	178
2.3	Temperaturcharakteristika	179
2.4	Transfer auf Problemstellung	182
3	Mathematische Formulierungen	183
3.1	Aufschmelzgrad Ψ_m	183
3.2	Degradationsgrad Ψ_d	188
3.3	Homogenitätsgrad der Temperaturverteilung Ψ_h	190
3.4	Kristallisationsvermögen der konsolidierten Fügung Ψ_c	195
3.5	Rand-Flächen-Unterscheidung	206
4	Numerische Umsetzung/Software „SF“	209
4.1	Meshdaten/Ergebnis-Import	210
4.2	ROI-Definition	211
4.3	Materialparameter	213
4.4	Mechanischer Kennwert	214
4.5	Randbedingungen	214
4.6	Analyse und Kennwertbildung	215
4.7	Variation der Randbedingungen	221
4.8	Plausibilitätsprüfung des erzeugten Datensatzes	223

Inhaltsverzeichnis

5	Modellierungsstrategie	227
5.1	Ablauf	227
5.2	Bewertungsmetriken	230
6	Modellbildung und Validierung	235
6.1	Vorgehensweise	235
6.2	Bestimmung der Randbedingungen (Grobes globales Optimum)	236
6.3	Parameterbestimmung (Verfeinertes globales Optimum)	239
6.4	Überprüfung der mechanisch-thermischen Hypothese	242
6.5	Effects of Defects (EoD)	247
7	Modelltraining und Vorhersage	251
7.1	Validitätsszenarios	251
7.2	K-fache Kreuzvalidierung	253
7.3	Allgemeine Korrelation	254
7.4	Spezielle Korrelation	257
7.5	Isobare Korrelation	266
8	Zusammenfassung und Ausblick	269
	Abbildungsverzeichnis	273
	Tabellenverzeichnis	277
	Abkürzungsverzeichnis	281
	Liste verwendeter Symbole	285
	Literaturverzeichnis	291

Anhang	306
A Nachweis laminarer Strömungsverhältnisse	309
B Schematisches elektr. Netzwerk im Kohlenstofffasergewebe-Schweißleiter	311
C Fügweguntersuchungen	312
D Materialkennwerte	314
D.1 Datenblattwerte	314
D.2 Temperaturabhängige Materialdichten $\rho(\vartheta)$	319
D.3 Spezifische Wärmekapazität $c_p(\vartheta)$	321
D.4 Thermische Leitfähigkeit $\lambda(\vartheta)$	322
D.5 Spezifischer elektrischer Widerstand UD-Elemente $\varrho(\vartheta)$	329
D.6 Elektrische Übergangskoeffizienten Kontaktierung ϵ_K	330
E Theoretische Grundlagen zur Regressionsanalyse	332
E.1 Lineare Regression	332
E.2 Potenz-Regression	333
E.3 Logarithmische Regression	333
E.4 Bestimmtheitsmaß/Korrelationskoeffizient	334
F Theoretische Grundlagen zur Statistik	335
F.1 Arithmetisches Mittel	335
F.2 Standardabweichung der Einzelmessung	335
F.3 Standardabweichung des Mittelwerts	336
F.4 Fehlerfortpflanzung	337
F.5 Fehlerabweichung	337
F.6 Quantile	338
G Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC)	339
G.1 Durchführung	339
G.2 DSC-Aufheizkurve (Schmelzen)	339
G.3 DSC-Abkühlkurve (Kristallisation)	340

Einleitung

1.1 Hintergrund

Der Luftfahrtverkehr ist für 2,5 % der weltweiten Kohlenstoffdioxid-Emissionen (CO₂) verantwortlich (Ritchie 2020). Um den Haupttreiber des Klimawandels zu reduzieren, formulierte die Europäische Kommission die Vision „Flightpath 2050“, u. a. mit dem Ziel durch neuartige Technologien eine Reduzierung der CO₂-Emissionen pro Passagier und Kilometer um 75 % zu erreichen und zukünftige Luftfahrzeuge mit recyclebarem Design und nachhaltigen Fertigungsmethoden zu entwickeln (EU 2011). Deswegen ersetzen Faserverbundwerkstoffe mit ihrem niedrigen Gewicht und ihrer hohen spezifischen Festigkeit (AVK 2014, S. 33) stetig konventionelle Metalllegierungen (Abb. 1.1), um das Gewicht zu verringern.

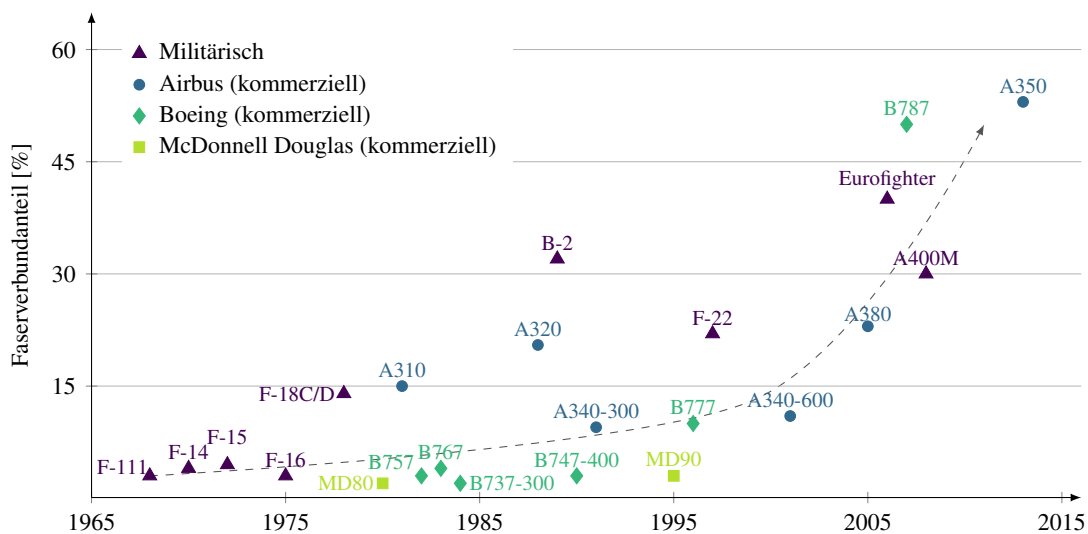


Abb. 1.1 – Faserverbundanteile in Flugzeugstrukturen 1965 – 2015
(Datenquelle: Teßmer 2006, S. 5; Noor 2000, S. 32)

1 Einleitung

Duroplastische Matrixwerkstoffe dominieren heutzutage in Luftfahrtanwendungen (Red 2014; Kothe u. a. 2021), obwohl diese aus ökologischer Sicht einige Nachteile mit sich bringen. So ist die Lagerung der Halbzeuge in Kühlhäusern sowie der Autoklavprozess zur Aushärtung sehr energieintensiv, zahlreiche notwendige Hilfsstoffe erfordern einen hohen Ressourceneinsatz und Bauteile lassen sich am Ende ihrer Lebenszeit nur schwer recyceln. Außerdem wirken sich viele zeitintensive manuelle Arbeitsschritte negativ auf die ohnehin langen Reaktions- und Durchlaufzeiten aus (Strong 2008; Omairey u. a. 2021).

Gleichzeitig werden bis 2040 ca. 40.000 Neuauslieferungen erwartet – anderthalb mal so viele Flugzeuge wie die gesamte bestehende weltweite Flottengröße im Jahr 2019 – wobei sich diese fast ausschließlich auf die Airbus A320- und Boeing 737-Familien des Kurz- und Mittelstreckensegments konzentrieren (Airbus 2019d; Cooper u. a. 2021; Boeing 2021).

Um entsprechende Ratensteigerungen zu ermöglichen, rücken Thermoplaste als neuer Werkstoff in der Luftfahrt zunehmend in den Fokus (Díaz und Rubio 2003; Costa u. a. 2012; Marsh 2014; AMaD 2015; Airbus 2017; Omairey u. a. 2021; Tijds 2019; Zeyrek u. a. 2022; Clean Sky 2 2019; Olson 2019).

Im Vergleich zu duroplastischen Prozessen macht der Entfall von Hilfsstoffen und langsamer Aushärtevorgänge mit komplexen chemischen Reaktionen das thermoplastische Schweißen schneller und kostengünstiger (Yousefpour u. a. 2004; Ahmed u. a. 2006; Costa u. a. 2012). Zudem erlaubt dessen Einfachheit einen hohen Grad an Automation (Beyrle u. a. 2017; Kothe u. a. 2021).

Die Möglichkeit zur einfachen Reparatur (Smith 2001; Vodicka 2006; Zhang und Rong 2011; FAA 2012) und erleichterten Recyclings durch Aufschmelzen wirken sich zudem positiv auf einen ressourcenschonenderen und nachhaltigeren Materialeinsatz aus (Schinner u. a. 1996; Rotheiser 2004; Li und Englund 2017).

Des Weiteren zieht das staub- und spänefreie Schweißen besonderes Interesse auf sich. So kann die, heute meist serielle Fertigungskette entzerrt und durch vorausgerüstete Montageuntergruppen parallelisiert werden (Larsen u. a. 2020; Kothe u. a. 2021).

Als positiver Nebeneffekt wird das Leichtbaupotential weiter gesteigert, indem bei der Strukturintegration keine Nieten für zusätzliches Gewicht sorgen (Beyrle u. a. 2017).

In Summe ergeben sich durch den Einsatz von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen und ihren Fügeverfahren Einsparpotentiale beim Flugzeuggewicht von 10 %, bei den wiederkehrenden Kosten von 20 % und bei den Durchlaufzeiten von sogar bis zu 30 % (Omairey u. a. 2021).

Thermisch umgeformte Thermoplastverbunde fliegen bereits in zahlreichen Formen, wohingegen bisher nur eine Handvoll Luftfahrtanwendungen mit geschweißten Bauteilen verzeichnet sind (Offringa 1996, 2010; Costa u. a. 2012; Offringa u. a. 2012).

Thermoplaste sind damit als Matrixsystem in Faserverbunden zum Enabler für die Erforschung neuartiger Fügetechnologien geworden (Stokes 1989; Ageorges u. a. 2001; Yousefpour u. a. 2004; Ahmed u. a. 2006; Costa u. a. 2012).

1.2 Heutige Bauweisenentwicklung und -qualifikation

Die Standardvorgehensweise zur Entwicklung eines neuen Fügeprozesses basiert heutzutage auf der experimentellen Probenherstellung und anschließender Auswertung dieser Versuchsreihen durch mechanische Prüfung (Ageorges u. a. 2001; Yousefpour u. a. 2004; Villegas u. a. 2013). Form und Anzahl der Proben orientiert sich dabei am gängigen Ansatz der Testpyramide nach (FAA 2010), wobei mit jeder Stufe das Testvolumen ab-, die Testbauteilkomplexität jedoch zunimmt (Abb. 1.2).

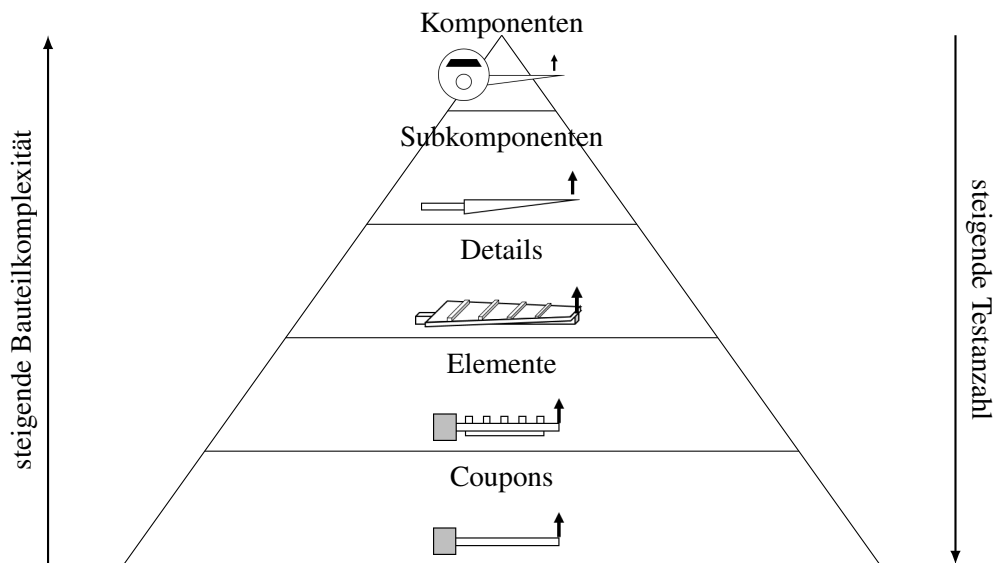


Abb. 1.2 – Testpyramide nach (FAA 2010)

Trotz des sich reduzierenden Umfangs, erfordert dieses Vorgehen eine große Anzahl an Tests. Diese müssen sequentiell abgearbeitet werden, da jede Stufe auf der vorherigen aufbaut. Dadurch ist die Entwicklung sehr ressourcenintensiv im Hinblick auf Zeit, Geld und Material (Xiao u. a. 1992). Mehrere Optionen und Alternativen wie andere Materialien werden oft nicht betrachtet und mögliche Optimierungspotentiale vernachlässigt (Rouchon 1990).

Ein weiteres Problem ist die begrenzte Skalierbarkeit der Prozesse. Zwar baut jede Stufe der Testpyramide logisch auf der darunterliegenden auf, allerdings zeigen sich beispielsweise beim Hochskalieren der Fügelängen neue Effekte (Shi 2014; Endraß u. a. 2019), wodurch ein zusätzlicher Testaufwand notwendig wird.

Bei der Luftfahrtzertifizierung eines neuen Prozesses dienen die Testergebnisse als Datenbasis zur Zulassung. Da jedoch nur innerhalb der getesteten Grenzen gesicherte Ergebnisse über die hergestellte Bauteil- bzw. Fügequalität vorliegen, liefert der empirische Ansatz ein starres Prozessfenster für den später zugelassenen Serienprozess. Anomalien und Abweichungen von diesen definierten Prozessparametern haben sofort Ausschussbauteile zur Folge (AIPS 03-02-019;

1 Einleitung

AIPS 03-02-020) und sind nur schwer auf spätere Änderungen (wie etwa Materialänderungen) anpassbar (Rouchon 1990).

Außerdem sind beim Einsatz neuer Fertigungstechnologien Prozessbegleitproben (engl. *Process Control Specimen*, PCS) vorgeschrieben (V029ME1505005), die zusammen mit den fliegenden Bauteilen gefertigt und anschließend stellvertretend für das Bauteil geprüft werden. Da sowohl die fliegende Komponente als auch die Prozessbegleitproben die gleichen Fertigungsschritte und Prozessparameter erfahren haben, kann so die Bauteilqualität indirekt über die Proben nachgewiesen werden, ohne das Bauteil selbst zu prüfen. Die Fertigung und Prüfung für jede hergestellte Komponente erweist sich in der Serienfertigung jedoch als ressourcen- und zeitintensiv. Daher wird versucht über statistische Methoden und empirische Nachweise die Prozessbegleitproben schrittweise zu reduzieren (Airbus 2019a).

Im Allgemeinen ist die Entwicklung aktuell stark auf einzelne Disziplinen ausgerichtet und es fehlt eine durchgängige virtuelle Prozesskette, welche Prozessdaten während des gesamten Herstellungsprozesses erfasst, auswertet und so Entwicklungsiterationen beschleunigt (Tijds u. a. 2018; Kärger u. a. 2015).

1.3 Stand der Technik und Wissenschaft

Aufgrund der genannten Herausforderungen ist es nicht überraschend, dass sich in den letzten Jahren ein deutlicher Trend hin zur digitalen Flugzeugentwicklung zeigt, der verkürzte Entwicklungszeiten mit weniger Materialeinsatz, Kosten und Risiken als auch variablere Prozessfenster ermöglichen soll (Buchwald 2019; Cianetti u. a. 2019; Laux 2020; Clean Sky 2 2020; Olbrechts 2023). Diese Tendenzen bewegten die europäische Agentur für Flugsicherheit (EASA) dazu, ein *Certification Memorandum* mit Anforderungen zur Modellierung und Simulation von Flugzeugsystemen für zukünftige Zulassungsverfahren zu verfassen (EASA 2020), das maßgeblich durch die Konzeptpapiere von Oberkampff u. a. (2003) beeinflusst wurde.

Bei der Entwicklung neuer Füge Technologien für thermoplastische Faserverbundwerkstoffe werden ebenfalls zunehmend numerische Modelle und Prozesssimulationen eingesetzt. Für die drei vielversprechendsten Fügeverfahren – Induktionsschweißen, Ultraschallschweißen und elektrisches Widerstandsschweißen (Ageorges u. a. 2001; Yousefpour u. a. 2004; Costa u. a. 2012; Stavrov und Bersee 2005) – sind in den vergangenen Jahrzehnten einige Ansätze zur Finite-Elemente-Modellierung (FEM) erforscht worden.

Bei den ersten beiden lag der Fokus durch die komplexen Erwärmungsmechanismen lange auf der korrekten analytischen Materialmodellierung (Zhang u. a. 2010; Bayerl u. a. 2014), ehe in den letzten Jahren zunehmend Prozesssimulationen des Induktions- (Mitschang u. a. 2002; O’Shaughnessey u. a. 2016; Lionetto u. a. 2017; Palmieri u. a. 2018) als auch Ultraschallschweißens (Wang u. a. 2006; Levy u. a. 2013; Levy u. a. 2014b; Levy u. a. 2014c; Tutunjian u. a. 2020; Koyanagi u. a. 2022) umgesetzt werden konnten.

1 Einleitung

Beim elektrischen Widerstandsschweißen sind wesentlich früher numerische Ansätze bei der Prozessentwicklung zu finden. Maffezzoli u. a. (1989) erarbeiteten mathematische Modelle zur Beschreibung des Schweißprozesses von CF/PEEK-Laminaten (APC-2) und simulierten Temperatur- und Kristallinitätsänderungen unter Anwendung zweier verschiedener Druckstückmaterialien. Jakobsen u. a. (1989) nutzten ein thermisches 2D-Modell zur Simulation des elektrischen Widerstandsschweißprozesses und führten eine Parameterstudie zur Identifizierung kritischer Prozessparameter durch, welche sie über G_{IC} -Werte mittels DCB-Tests charakterisierten. Xiao u. a. (1992) erkannten das fehlende Verständnis in Bezug auf die Beziehung zwischen Temperatur und Prozessparametern in der Fügezone und schlugen eine hybride Vorgehensweise vor. Sie nutzten ein experimentell validiertes FEM-Modell und untersuchten damit verschiedene Parameterkombinationen, ehe sie daraus die beste Kombination auswählten und mittels Versuchen verifizierten. Holmes und Gillespie (1993) erstellten anhand 1D- und 2D-Simulationsmodellen eine thermische „Prozesslandkarte“ durch Parametervariation zur Ermittlung eines optimalen Leistungsniveaus, bemerkten aber auch die Notwendigkeit weiterer Untersuchungen im Hinblick auf ein optimales Prozessfenster und Arbeiten hin zu einem dreidimensionalen Modells. Ageorges u. a. (1998) entwickelten ein dreidimensionales transientes FEM-Modell des elektrischen Widerstandsschweißprozesses mit unidirektionalen CF/PEEK-Laminaten. Neben der Untersuchung von verschiedenen Einflussparametern bringen sie auch einzeln modellierte Faserbündel beim Schweißelement ins Spiel, um inhomogene Erwärmung abzubilden. Colak u. a. (2002) modellierten die unterschiedlichen Prozesse während des Fügevorgangs physikalisch und suchten anschließend mathematisch ein optimales Prozessfenster. Dabei griffen sie u. a. die Idee von Pitchumani u. a. (1996) eines „*Degree of Bond*“ als Maßzahl für die resultierende Fügefestigkeit auf, die abhängig vom zuvor herrschenden „*Intimate Contact*“ ist. Carbone und Langella (2009) erstellten ein Modell zur Untersuchung des Einflusses der Leistungsdichte und Bestromungszeit auf die Temperaturverteilung beim elektrischen Widerstandsschweißen von GF/PPS-Laminaten und stellten die Ergebnisse Ultraschalluntersuchungen gefertigter Proben gegenüber. Shi u. a. (2011) entwickelten ein Prozessmodell für GF/PEI-Verbunde zur Untersuchung der Einflussfaktoren für eine möglichst gleichmäßige Temperaturverteilung in der Fügezone und zur Findung eines optimalen Prozessfensters. Mittels eines Konsolidierungsmodells simulierten sie die Fügequalität und validierten die Daten anhand Zugproben, wobei eine akzeptable Übereinstimmung beobachtet wurde. Später übertrugen sie diese Modelle auf einen kontinuierlichen elektrischen Widerstandsschweißprozess von GF/PPS-Laminaten und untersuchten simulativ an einem 3D-FEM-Modell durch Parametervariation deren Einfluss auf die Temperatur in der Fügezone (Shi u. a. 2015). Zammar u. a. (2017) befassten sich ebenfalls mit der Simulation des kontinuierlichen Widerstandsschweißprozesses von GF/PP-Laminaten und validierten ihr Modell über experimentelle Daten sowie aufgezeichnete Temperaturprofile. Talbot u. a. (2013) entwickelten 2D- und 3D-FEM-Modelle des elektrischen Widerstandsschweißprozesses, um damit die Temperaturverteilung in Abhängigkeit von elektrischer Leistung und Fügelänge zu

1 Einleitung

untersuchen, die anhand experimenteller Daten validiert wurden. Freist (2013) führte bei seiner Entwicklung eines Widerstandsschweißprozesses für kurzfaserverstärkte Thermoplaste numerische Untersuchungen auf mesoskopischer Ebene durch, wobei Schwerpunkte u. a. auf der Erwärmung, Temperaturverteilung und Kristallisation lagen. Nagel u. a. (2021) untersuchten die Temperaturverteilung in der Fügezone von CF/PEEK-Laminaten (APC-2) anhand einer FEM-Simulation und leiteten davon mittels numerischer Modellierung die Eigenspannungen in der geschweißten Komponente ab.

Bis auf Ageorges u. a. (1998) und Freist (2013), wurde bei den genannten Simulationen ausschließlich eine makroskopische Modellierungsebene verwendet.

Wang u. a. (2017) identifizierten zwei Möglichkeiten zur Qualitätsvorhersage: einerseits mittels Prozesssimulation und Ableiten der Kennwerte der erzeugten Fügung oder andererseits anhand eines Testmodells basierend auf mechanischen Eigenschaften der Fügung. Letzteres wird als „virtuelles Testlabor“¹ (Tijds u. a. 2018) bezeichnet und die meisten Arbeiten konzentrieren sich darauf die Prüfverfahren digital abzubilden sowie Versagensmodi von Faserverbundstrukturen zu simulieren (Ostergaard u. a. 2011; Gigliotti und Pinho 2015; Wang u. a. 2017; Völkerink und Hühne 2022). Lopes u. a. (2016) präsentieren jedoch eine hybride (numerische und experimentelle) Herangehensweise zur mechanischen Charakterisierung von Faserverbundstrukturen, ebenso wie Tijds u. a. (2018), welche für die Simulation des mechanischen Verhaltens thermoplastischer Faserverbund-Rumpfkomponten eine digitale Prozesskette und Kopplung mit den Herstellungsprozessen der Komponenten vorschlagen.

Durch die – wie oben gezeigt – immer fundiertere digitale Abbildung der Fügetechnologien rückt zunehmend die Qualitätsvorhersage basierend auf Prozesssimulationen in den Fokus. Hier fällt auf, dass es einige Untersuchungen zur Ermittlung optimaler Prozessfenster mittels FEM-Simulationen sowohl beim Induktions- (Lionetto u. a. 2017) als auch elektrischem Widerstandsschweißen (Xiao u. a. 1992; Holmes und Gillespie 1993; Colak u. a. 2002) gibt, die auftretende Temperaturen ermittelten Zugfestigkeiten gegenüberstellen. Aktivitäten zur dezidierten Vorhersage der Fügequalität gibt es unter den drei Fügetechnologien bis auf Shi u. a. (2011) jedoch nur im Bereich des Ultraschallschweißens.

Als erste versuchten dies Benatar und Gutowski (1989), welche die Temperaturverteilung in der Fügezone anhand eines zweidimensionalen Simulationsmodells untersuchten und eine Korrelation der experimentell bestimmten Fügequalität mit der, während des Prozesses gemessenen mechanischen Impedanz herstellten. Li u. a. (2018) nutzten neurale Netze, um basierend auf experimentellen Prozessdaten von CF/PA6.6-Fügungen die Festigkeiten bei Single Lap Shear-Versuchen (SLS) mit einer Abweichung von weniger als 5 % vorherzusagen. Li u. a. (2019) entwickelten ein physikalisches Modell, welches basierend auf der Transmission der Ultraschallwellen beim energiegeregelten Fügeprozess von CF/PA6.6-Verbunden die erzeugten Festigkeiten mit einer oberflächenabhängigen Abweichung von zwei bis 42 % vorhersagt. Im Jahr darauf ent-

1. [Übers. d. Verf.] „virtual test lab“ (Tijds u. a. 2018)

1 Einleitung

wickelten sie einen kombinierten Ansatz aus FEM-Prozessmodell zur Simulation der erzeugten Fügefläche und einem Performance-Modell basierend auf einem neuronalen Netz zur Vorhersage der Fügequalität bei CF/PA6.6-Proben (Li u. a. 2020a). Beide Modelle wurden anhand von Prozess- bzw. Testdaten validiert und lieferten einen relativen Fehler von 11 bis 26 % bei kurzen, und 4 bis 5 % bei langen Schweißzeiten. Im selben Jahr versuchten sie auch eine Online-Qualitätsprüfung mithilfe der Analyse kritischer Prozessparameter durch künstliche Intelligenz zu entwickeln, dessen zwei untersuchte Modelle Abweichungen zu experimentellen Ergebnissen von 7 bis 8 % aufwiesen (Li u. a. 2020b). Görick u. a. (2021) entwickelten einen ähnlichen Ansatz basierend auf der KI-gestützten Analyse von Prozessdaten die erzeugte Fügequalität beim kontinuierlichen Ultraschallschweißprozess von CF/LMPAEKTM vorherzusagen und erzielten, verglichen mit getesteten Single Lap Shear-Proben, eine Vorhersagegenauigkeit von 72 %.

1.4 Motivation und Forschungsfragen

Im Gegensatz zum bisherigen formschlüssigen Fügen herkömmlicher metallischer Flugzeugstrukturen entsteht beim thermoplastischen Schweißen ein Stoffschluss (Doege und Behrens 2016, S. 9), der maßgeblich vom Herstellungsprozess beeinflusst wird. Um Rückschlüsse auf die erzeugte Fügequalität ziehen zu können, muss der Prozess ganzheitlich betrachtet und verstanden werden (Haberhauer und Bodenstein 2018, S. 65ff.). Deswegen liegt es nahe, die Erkenntnisse aus der Prozesssimulation zu nutzen und die thermische Historie der Fügepartner zur Vorhersage der Fügequalität heranzuziehen. Bereits Holmes und Gillespie (1993) kamen zu dem Schluss, dass die Qualität und Festigkeit der Fügung direkt mit der thermischen Historie in der Fügezone zusammenhängt und stellten weiter fest, dass zur Vorhersage der Fügefestigkeit eine Methode zur Berechnung der thermischen Historie in der Fügefläche notwendig ist. Auch Talbot u. a. (2013) fanden einen Zusammenhang zwischen den auftretenden Prozessstemperaturen und der erzeugten Fügefläche, zu der sich die mechanische Festigkeit proportional verhielt. Shi (2014, S. 62) nutzte zur Charakterisierung der Fügequalität ebenfalls das thermische Verhalten des Schweißprozesses sowie das Bruchverhalten.

Neben Wang u. a. (2017) bemerkten auch Li u. a. (2020), dass heutzutage die Entwicklung von Prozesssimulationen und Vorhersagemodellen getrennt geschieht. Anhand des aufgezeigten Stands beim elektrischen Widerstandsschweißen aus den letzten Jahrzehnten sind fundierte Kenntnisse zum Abbilden der Temperaturentwicklung und -verteilung in der Fügezone während des Prozesses erkennbar. Obwohl Ansätze aus dem Ultraschallschweißen großes Potential zur Vorhersage von Fügequalitäten basierend auf Prozess- und Simulationsdaten zeigen, werden diese beim elektrischen Widerstandsschweißen sehr selten zu diesem Zweck weiterverwendet.

1 Einleitung

Diese Arbeit adressiert die aufgezeigte Lücke zwischen Prozesssimulation und Qualitätsvorhersage basierend auf der Untersuchung der Temperatur in der Fügezone als zentrales Charakteristikum. Damit leistet sie einen Beitrag zu verkürzten Entwicklungszeiten mit reduziertem Ressourceneinsatz bei gleichzeitig erhöhtem Digitalisierungsgrad in der Erforschung neuer Füge-technologien. Zusätzlich bietet sie eine einfache Anwendbarkeit für zahlreiche Schweißprozesse thermoplastischer Faserverbunde.

Zur Erfüllung dieser Aufgabenstellung ergibt sich die zentrale Forschungsfrage:

Kann eine Korrelation zwischen der gefertigten, mechanisch bestimmbaren Fügequalität beim elektrischen Widerstandsschweißprozess und dem simulierten Temperaturzustand in der Fügezone aufgezeigt werden?

und abgeleitet davon

Welche Abbildungsfunktion – abhängig von auszuwählenden Temperaturcharakteristika und Randbedingungen – beschreibt die erzeugte Fügequalität am genauesten?

Neben der reinen Abbildung ist für einen anwendungsnahen Einsatz die Qualitätsvorhersage aus einer begrenzten Datenmenge von besonderem Interesse, welches die Frage fordert:

Wie gut ist die Extrapolationsfähigkeit und damit Vorhersagegenauigkeit der ermittelten Abbildungsfunktion für unterschiedliche Anwendungsfälle?

Als Grundlage der simulativen Temperaturdaten für die Abbildungsfunktion ist eine erhöhte Modellauflösung im Gegensatz zu den üblichen makroskopischen Prozesssimulationen notwendig:

Kann ein Meso-Composite-Modell aufgebaut und auf verschiedene experimentelle Konfigurationen transferiert werden, welches den untersuchten Fügeprozess hinreichend genau abbildet?

1.5 Aufbau der Arbeit

Diese Arbeit gliedert sich in zwei Teile (Abb. 1.3): der erste Teil befasst sich mit der Erstellung und Validierung eines Meso-Composite-Simulationsmodells für den elektrischen Widerstandsschweißprozess. Basierend auf den erzeugten Simulationsergebnissen widmet sich der zweite Teil der Findung eines thermisch-basierten Qualitätsfaktors – dem sog. SÄNGER-Faktor –, der eine Korrelation zwischen simuliertem Temperaturzustand und erzeugter Fügequalität untersucht.

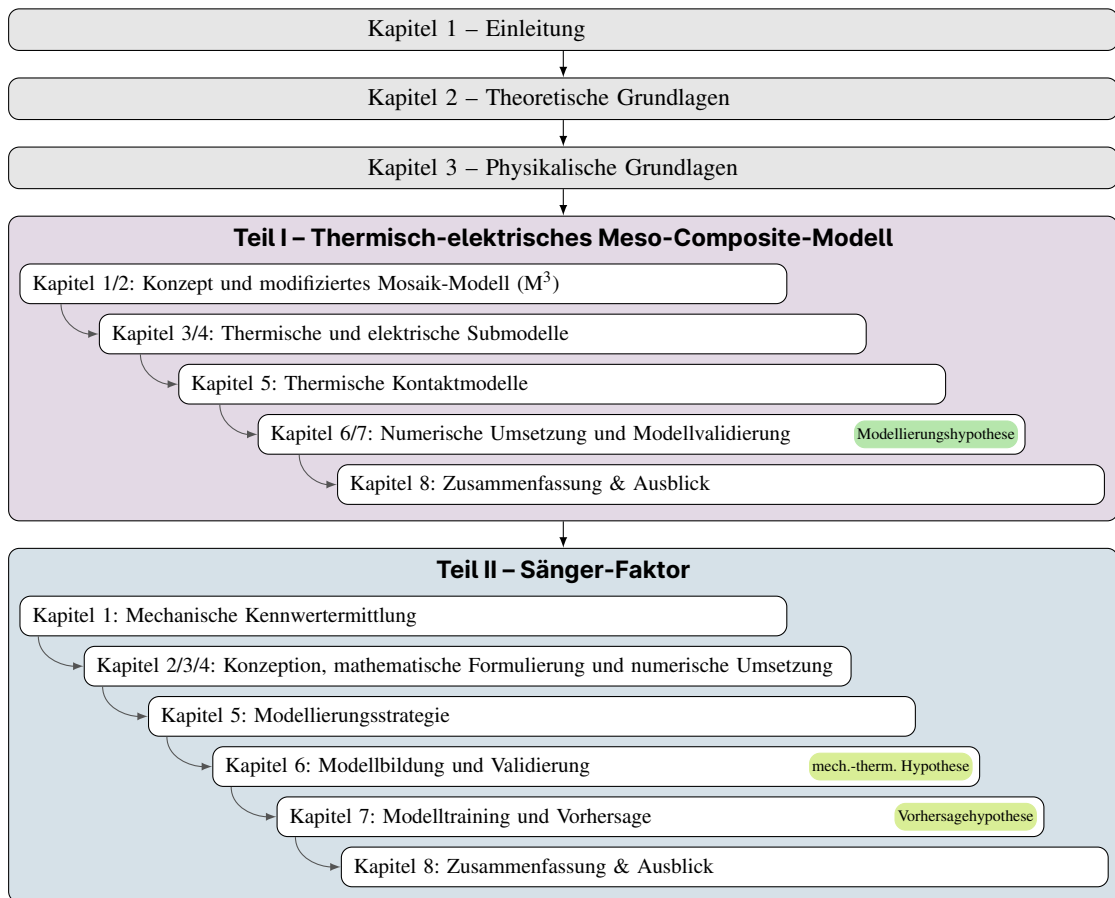


Abb. 1.3 – Aufbau und Schwerpunkte der Arbeit

1 Einleitung

In Teil I wird für die Erstellung des thermisch-elektrischen Meso-Composite-Simulationsmodells das Modellierungs- und Simulationsprinzip der EASA (2020) zu Grunde gelegt (Abb. 1.4), das neben einer klaren Strukturierung auch die Einhaltung der Anforderungen für zukünftige digitale Zulassungsverfahren der betrachteten Füge­technologie sicherstellt.

Dafür werden die theoretischen und physikalischen Grundlagen in den folgenden beiden Kapiteln vorangestellt. Im darauffolgenden ersten Teil befasst sich das erste Kapitel mit der Einordnung der Modellierungsebene, der Motivation zu deren Verwendung und getroffener Vereinfachungen und Annahmen bei der Modellerstellung. Für diese wird in Kapitel 2 das Mosaik-Modell nach ISHIKAWA (1981) und seine thermisch-elektrische Modifizierung eingeführt. In Kapitel 3 und 4 wird die Materialcharakterisierung und -modellierung anhand thermischer und elektrischer Submodelle sowie in Kapitel 5 thermischer Kontaktmodelle dargelegt. Kapitel 6 erläutert die numerische Umsetzung bevor im siebten Kapitel die Validierung mittels einer vorgestellten Bewertungsgrundlage erfolgt. Anhand dieser wird die Modellierungshypothese untersucht, ob das vorgestellte thermisch-elektrische Meso-Composite-Modell den betrachteten Prozess hinreichend genau abbildet. Abschließend fasst Kapitel 8 die Ergebnisse des ersten Teils zusammen und zeigt einen Ausblick auf perspektivische Ansätze zur Modellerweiterung.

Im ersten Kapitel des zweiten Teils wird die mechanische Kennwertermittlung basierend auf Schweiß- und Referenzproben durchgeführt, um für die spätere Überprüfung der mechanisch-thermischen Hypothese die Datengrundlage zu schaffen. Im Anschluss beginnt in Kapitel 2 die Konzeption eines thermisch-basierten Qualitätsfaktors und Festlegung der betrachteten Temperaturcharakteristika. Für diese werden in Kapitel 3 mathematische Formulierungen aufgestellt, deren numerische Umsetzung im vierten Kapitel erläutert wird. Kapitel 5 stellt die Modellierungsstrategie und Bewertungsgrundlage der folgenden Modellbildung und Validierung (Kapitel 6) sowie Modelltraining und Vorhersage (Kapitel 7) vor. Im Zuge dessen werden die Hypothese zur mechanisch-thermischen Analogie und die Vorhersagehypothese des postulierten thermisch-basierten Qualitätsfaktors überprüft. Zum Abschluss werden in Kapitel 8 die erzeugten Ergebnisse zusammengefasst und Anknüpfungspunkte für zukünftige Arbeiten sowie Verwertungsperspektiven aufgezeigt.

1 Einleitung

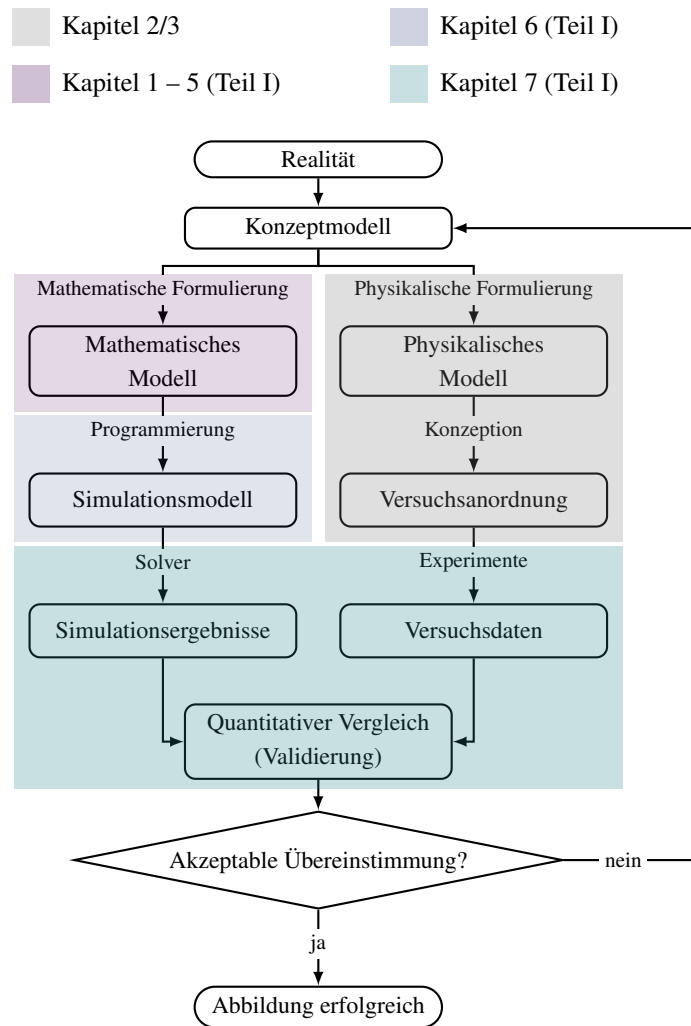


Abb. 1.4 – Modellierungs- und Simulationsprinzip nach (EASA 2020, S. 18f.)

1 Einleitung

1.6 Betreute Arbeiten und Veröffentlichungen

Im Rahmen dieser Dissertation bzw. vorbereitend dazu entstanden in den Jahren 2019 und 2021 unter wesentlicher wissenschaftlicher, fachlicher und inhaltlicher Anleitung des Autors folgende Abschlussarbeiten, deren Inhalte in Teilen in die vorliegende Arbeit eingeflossen sind:

<i>Studentische Arbeiten</i>	<i>Tangierte Kapitel</i>
P. Sekol. 2019. „Entwicklung und Implementierung eines Kristallisationsmodells für ein Thermoplast-Schweißverfahren“. Bachelorarbeit, Institut für Technische Mechanik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT).	Teil II, Kap. 3.4
N. Singer. 2021. „Untersuchung von Einflussgrößen auf die Kristallisation bei Fügeprozessen thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe“. Masterarbeit, Institut für Strukturmechanik und Leichtbau (SLA), RWTH Aachen.	Teil I, Kap. 5

Der Autor dankt ausdrücklich allen Studierenden für ihre Mitwirkung und Unterstützung an dieser wissenschaftlichen Arbeit.

Darüber hinaus entstanden folgende Veröffentlichungen aus den genannten Abschlussarbeiten oder eigenen Forschungen:

<i>Veröffentlichungen</i>	<i>Tangierte Kapitel</i>
A. Sängler, P. Sekol, P. Runeberg, T. Böhlke, M. Kupke und A. Baeten. 2020. „Resistance Welding Simulation through Application and Modification of Crystallisation Models“. In <i>Conference Proceedings</i> , A. Herrmann (Hrsg.), 69–72. 5th International Conference & Exhibition on Thermoplastic Composites (ITHEC).	Teil II, Kap. 3.4
A. Sängler, M. Endrass und M. Kupke. 2024. „Experimental Characterisation and Statistical Modelling of Woven Carbon Fiber Weld Conductors for Electrical Resistance Welding of Thermoplastic Composites“. <i>Composites and Advanced Materials</i> 33. DOI: 10.1177/26349833241258783.	Teil I, Kap. 4.2

Theoretische Grundlagen

2.1 Faserverbundwerkstoffe

Faserverbundwerkstoffe (engl. *composites*) sind Materialkombinationen, welche die jeweils bevorzugten Eigenschaften von Fasern und Matrix kombinieren (Neitzel u. a. 2014, S. 31). Während die Fasern hauptsächlich Zuglasten aufnehmen, dient die Matrix zur Fixierung der Fasern und der Kraftübertragung im Verbund sowie zur Aufnahme von Quer-, Schub- und Druckbelastungen (AVK 2014, S. 301). Am weitesten verbreitet sind Mehrschichtverbunde, sog. Lamine, die sich aus Einzellagen (engl. *ply*) entweder in unidirektionalen Schichten (UD) oder multidirektionalen Geweben zusammensetzen (Schürmann 2007, S. 14). Durch diesen lagenförmigen Aufbau entstehen stark richtungsabhängige mechanische, thermische wie elektrische Eigenschaften, auch Anisotropie genannt. Für Lamine wird mit der sog. Orthotropie fast immer die Annahme dreier orthogonal zueinander stehender Symmetrieebenen verwendet (AVK 2014, S. 304 f.).

In der vorliegenden Arbeit werden ausschließlich kohlenstoff- und glasfaserverstärkte Verbunde mit thermoplastischen Matrixsystemen betrachtet.

2.2 Fasern

2.2.1 Kohlenstofffasern (CF)

Die Kohlenstofffaser (engl. *carbon fibre*, CF) ist ein organischer Fasertyp, bei dessen Herstellung ein polymerbasierter PAN-Precursor durch mehrere Prozessschritte in eine Carbonfaser umgewandelt wird (Neitzel u. a. 2014, S. 36 f.). Aufgrund des molekularen Aufbaus in Basalebenen, der sich durch starke kovalente Bindungen in und schwache Van-der-Waals-Bindungen senkrecht zur Faserrichtung ausdrückt (Schürmann 2007, S. 37 f.), weisen Kohlenstofffasern eine starke Anisotropie bei ihren mechanischen, thermischen und elektrischen Eigenschaften auf (Flemming u. a. 1995, S. 17). So lässt die, in longitudinaler und tangentialer Richtung hohe thermische Leitfähigkeit in radialer Richtung deutlich nach (Donaldson u. a. 1993). Ebenso verhält es sich mit der hohen elektrischen Leitfähigkeit entlang der kovalenten Kristallebenen, die quer zur Faserrichtung stark nachlässt (Hemmen 2016, S. 39f. Gerthsen 2007, S. 176) und darüber hinaus einen negativen Temperaturkoeffizienten besitzt, was zu einem Heißleiter-Verhalten führt (Takahashi und Hahn 2011; Blanken 2019, S. 10 f.).

2 Theoretische Grundlagen

Die hier verwendeten mehrlagigen Lamine als auch einlagigen Schweißelemente entstammen den Cetex[®] TC1100- und TC1225-Produktfamilien der Fa. Toray und wurden mit der TORAYCA[™] T300 Standard Modulus Kohlenstofffaser verstärkt. TC1100-Material ist nach Airbus-Norm ABS5045 luftfahrtzertifiziert.

2.2.2 Glasfaser (GF)

Glasfasern (engl. *glass fibre*, GF) gehören zu den anorganischen Fasertypen, deren hohe Festigkeit durch die kovalenten Bindungen in den Quarzanteilen (SiO_2) zustande kommt. Durch rasche Abkühlung bei der Herstellung weisen sie eine amorphe Struktur und damit isotrope Eigenschaften auf (Schürmann 2007, S. 27). Im Vergleich zu Kohlenstofffasern haben Glasfasern einen deutlich geringeren E-Modul und thermische Leitfähigkeit, jedoch höhere Bruchdehnung und zeigen signifikante Sensitivität gegenüber Feuchtigkeit (Flemming u. a. 1995, S. 57 ff.). Im Allgemeinen sind Glasfasern durch einen hohen spezifischen Widerstand und hohe Durchschlagfestigkeit charakterisiert, was sie für den Einsatz zur elektrischen Isolierung prädestiniert (Schürmann 2007, S. 33). Je nach Zusammensetzung wird zwischen verschiedenen Glasarten mit unterschiedlichen Eigenschaften unterschieden, beispielsweise C-, S-, M- oder E-Glas (Flemming u. a. 1995, S. 57). Bei letzterem handelt es sich um ein Aluminiumborsilikatglas mit einem Alkalioxidgehalt von unter 1 %, das durch seine hervorragenden isolierenden Eigenschaften speziell für den Einsatz im elektrischen Bereich entwickelt wurde (Neitzel u. a. 2014, S. 35). Daher wird auch im folgenden Versuchsaufbau (Abschnitt 2.5) eine E-Glasfaser (EC5) als elektrischer Isolator verwendet.

2.2.3 Webarten

Für eine schnellere und einfachere Ablage flächiger Strukturen werden textile Halbzeuge, meist Gewebe verwendet (Schürmann 2007, S. 60). „Nach DIN 60000 werden Gewebe definiert als Flächengebilde, die mittels Fachbildung aus sich rechtwinklig verkreuzenden Fäden zweier Fadensysteme, Kette und Schuss, hergestellt sind.“ (AVK 2014, S. 224) Anzahl und Position der Webpunkte, an denen sich die Faserbündel – sog. Rovings – kreuzen, charakterisieren die Webart (Bindung) und bestimmen maßgeblich die mechanischen Eigenschaften des Halbzeugs sowie dessen Drapierbarkeit¹ und Permeabilität (Neitzel u. a. 2014, S. 77). Es wird zwischen den drei Grundbindungen Leinwand-, Köper und Atlasbindung unterschieden (Abb. 2.1). Die Fadenkrümmung (Ondulation) nimmt mit steigender Flottierung² ab und damit auch die Einbußen an mechanischen Eigenschaften im Vergleich zu unidirektionalen Gelegen (AVK 2014, S. 225).

Neben einigen wenigen unidirektionalen Grundplatten bei LMPAEK[™]-Versuchen, kommen in der vorliegenden Arbeit zwei Webarten zum Einsatz: alle kohlenstofffaserverstärkten La-

1. sphärische Verformbarkeit ohne Faltenbildung

2. Anzahl der Verkreuzungen des Fadens auf bestimmter Länge

minate (einlagiges Schweißelement/mehrlagige Grundplatten) weisen eine fünfbindige Atlaswebung (engl.: *5 Harness Satin*, 5HS) und die glasfaserverstärkten Isolationsschichten eine Körperbindung (2/2) auf.

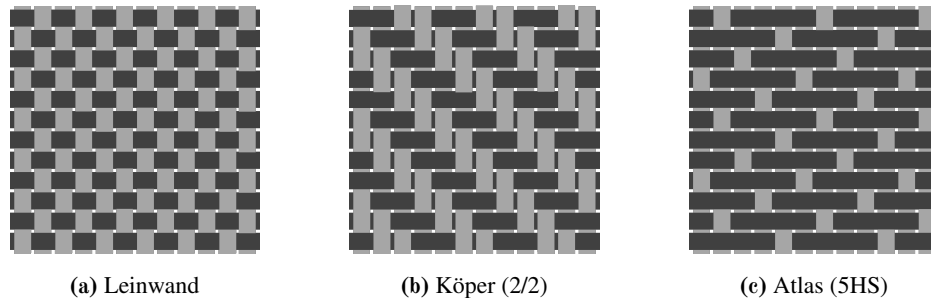


Abb. 2.1 – Grundbindungen

2.3 Matrix

Neben einigen seltenen Matrixmaterialien aus Metall oder Keramik, dominieren in der Luftfahrt Faserverbunde mit Kunststoffmatrixsystemen aufgrund der besseren Verarbeitbarkeit sowie ihrer hohen spezifischen Festigkeit und damit verbundenen Leichtbaupotentiale (NRC 1996, S. 14). Basierend auf ihrem Aufbau können Polymere in drei Gruppen eingeteilt werden: chemisch weitmaschig vernetzte Elastomere, chemisch engmaschig vernetzte Duroplaste und chemisch unvernetzte Thermoplaste (Domininghaus 2013, S. 5 ff.), wovon nur die letzten beiden technisch interessant für Faserverbundstrukturen sind.

Duroplaste härten durch eine chemische Vernetzungsreaktion aus, die starke kovalente Bindungen erzeugt und für einen hohen Elastizitätsmodul, geringe Kriechneigung sowie gute thermische und chemische Beständigkeit sorgen, jedoch kein Aufschmelzen ermöglichen (Hopmann und Michaeli 2017, S. 20 f.). Diese Bindungen brechen erst irreversibel auf, wenn eine bestimmte Zersetzungstemperatur überschritten wird (Kaiser 2015, S. 67).

Thermoplaste weisen im Gegensatz dazu nur Nebenvaleanzbindung in Form von physischen intermolekularen Kräften auf, die ein Erweichen und Aufschmelzen ermöglichen (Hopmann und Michaeli 2017, S. 14; Kaiser 2015, S. 67–71). Die meisten Thermoplaste erstarren in amorphen (ungeordneten) Zustand, sind die Makromoleküle jedoch sehr linear und gleichmäßig, ordnen sie sich in regelmäßigen kristallinen Strukturen an (Menges u. a. 2014, S. 36 f.). In diesen Bereichen liegt eine dichte Packung und kleine Molekülabstände vor, weshalb die Nebenvaleanzkräfte besonders groß werden (Hopmann und Michaeli 2017, S. 15). Mit steigendem Anteil dieser kristallinen Bereiche, d. h. steigendem Kristallisationsgrad, erhöht sich der Elastizitätsmodul, die Zugfestigkeit und Schmelztemperatur, jedoch nimmt die Schlagzähigkeit ab (Schürmann 2007, S. 86). Das Erwärmungsverhalten zeichnet sich zunächst durch einen sog. Erweichungsbereich rund um die Glasübergangstemperatur T_g aus, ab der die Beweglichkeit der Makromoleküle

2 Theoretische Grundlagen

in den amorphen Bereichen zunimmt, die kristallinen Zonen jedoch noch fest bleiben – dieser Zustand oberhalb T_g wird als zähelastisch bezeichnet (Hopmann und Michaeli 2017, S. 18 f.). Die erheblich größeren Bindungskräfte in den kristallinen Bereichen werden erst bei wesentlich höheren Temperaturen aufgehoben (Kaiser 2015, S. 114), und durch die inhomogene Anordnung von amorphen und kristallinen Bereichen, die zu unterschiedlichen Zeitpunkten beginnen zu schmelzen, werden teil-kristalline Thermoplaste durch einen Schmelzbereich rund um die Kristallitschmelztemperatur T_m charakterisiert (Schürmann 2007, S. 86).

In dieser Arbeit werden zwei teil-kristalline Matrixsysteme aus dem Bereich der Hochleistungskunststoffe verwendet (Kaiser 2015, S. 31): PPS und LMPAEKTM.

2.3.1 Polyphenylensulfid (PPS)

Polyphenylensulfid (PPS) ist ein schwach verzweigter Kunststoff, bei dem aromatische Phenylringe über Schwefelatome miteinander verknüpft sind (Abb. 2.2) und der dadurch ein hochkristallines Verhalten von bis zu 65 % sowie eine hohe Kristallitschmelztemperatur und Dauergebrauchstemperatur (bis zu 240 °C) aufweist (Domininghaus 2013, S. 961). Des Weiteren hat er eine sehr hohe Festigkeit und Steifigkeit, jedoch relativ geringe Kerbschlagzähigkeit und ist empfindlich gegenüber UV-Strahlung, wohingegen die sehr guten elektrischen Isoliereigenschaften (vor allem bei höheren Temperaturen) und hohe Flammwidrigkeit (Kaiser 2015, S. 495) für die Anwendung beim elektrischen Widerstandsschweißen von Vorteil sind. Die sehr gute Chemikalienbeständigkeit und niedrige Wasseraufnahme (Domininghaus 2013, S. 973 ff.) sind im Hinblick auf Luftfahrtanwendungen ebenfalls vorteilhaft.

Dieser Matrixtyp wird in den Cetex[®] TC1100-Produkten der Fa. Toray verwendet und ist nach Airbus-Norm ABS5045 luftfahrtzertifiziert.

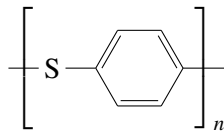


Abb. 2.2 – Strukturformel Polyphenylensulfid (PPS)

2 Theoretische Grundlagen

2.3.2 Low-Melting Polyaryletherketone (LMPAEKTM)

Polyaryletherketone (PAEK) sind eine Familie von teil-kristallinen Polymeren, bei denen aromatische Arylgruppen über Ether- und Ketonbrücken verbunden werden (Abb. 2.3), wobei die Anteile der jeweiligen Bausteine (PEK, PEEK, PEKK, PEKEKK, ...) direkten Einfluss auf die Eigenschaften haben (Grasmeder 2021). PAEKs weisen hohe Steifigkeit, Festigkeit und Schlagzähigkeit auf, die von den hohen Kristallinitätsgraden von bis zu 48 % profitieren (Domininghaus 2013, S. 983 f.). Letztere sorgen auch für eine hohe Dauergebrauchstemperatur von bis zu 260 °C und eine Kristallitschmelztemperatur von etwa 340 °C (Kaiser 2015, S. 471). Analog zu PPS zeigen PAEKs sehr gute elektrische Isoliereigenschaften, hohe Flammwidrigkeit, sehr gute Chemikalienbeständigkeit und geringe Wasseraufnahme (Domininghaus 2013, S. 984). Die am weitesten verbreitete Variante dieser Gruppe ist PEEK (Abb. 2.4, Neitzel u. a. 2014, S. 65).

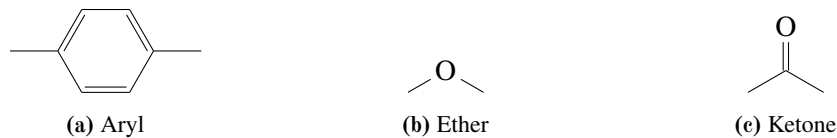


Abb. 2.3 – Bausteine der aromatischen Polyketone

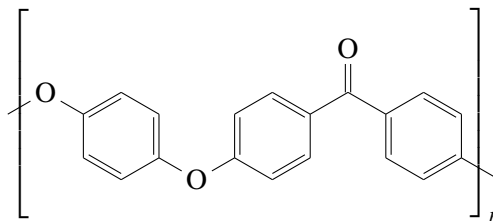


Abb. 2.4 – Strukturformel Polyetheretherketon (PEEK)

Bei Festigkeitsanforderungen im erhöhten Temperaturbereich sind höhere Glasübergangstemperaturen notwendig, die wiederum höhere Schmelztemperaturen zur Folge haben, da sich bei herkömmlichen PAEKs ein etwa konstantes $\frac{T_m}{T_g}$ -Verhältnis auf der Kelvin-Skala von ca. 1,5 beobachten lässt (Grasmeder und Burger 2021). Zu diesem Zweck entwickelte die Fa. Victrex die sog. *Low-Melt PAEKs* (LMPAEKTM) mit einem herabgesetzten $\frac{T_m}{T_g}$ -Verhältnis von 1,35 und damit im Vergleich zu PEEK einem etwa 40 °C niedrigeren Schmelzpunkt (305 °C) bei gleichbleibenden T_g von 147 °C (Toray 2023a).

Diese Matrix ist in den verwendeten Cetex[®] TC1225-Laminaten der Fa. Toray verarbeitet.

2.4 Thermoplastische Fügeverfahren

In der Literatur finden sich mehrere Einteilungen von Fügeverfahren, die meist zwischen mechanischen Verbindungen, Kleben und Schmelzschweißverfahren (engl. *fusion bonding*) – gebräuchlicher „Schweißen“ – unterscheiden (Abb. 2.5). Im Folgenden wird unter dem Begriff des „Fügens“ immer das thermoplastische Schweißen verstanden.

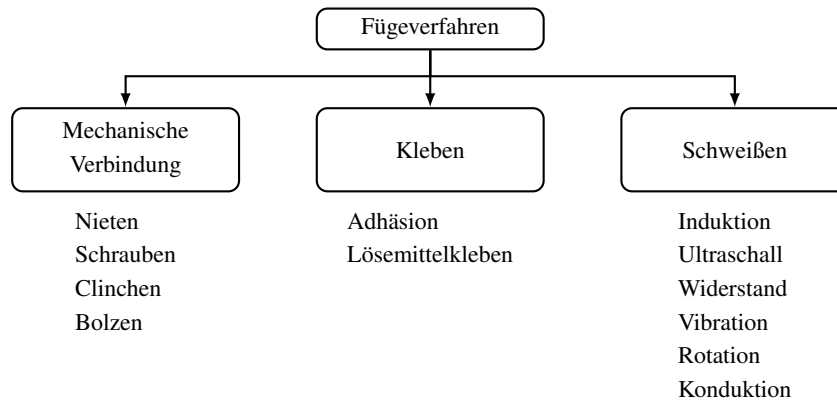


Abb. 2.5 – Einteilung thermoplastischer Fügeverfahren nach (Yousefpour u. a. 2004)

DIN 1910-100 definiert Schweißen als „Fügeprozess, bei dem zwei oder mehr Teile verbunden werden, wobei eine Kontinuität der Werkstoffe der zu verbindenden Teile hergestellt wird, unter Anwendung von Wärme oder Kraft oder beiden und mit oder ohne Schweißzusatzwerkstoff.“ (2005) Dadurch wird ein Stoffschluss erzeugt, der im Idealfall die Materialfestigkeit der Fügepartner annimmt. Phänomene der mechanischen Verbindung wie etwa Delaminationen bei Bohrvorgängen, Durchtrennen der Verstärkungsfasern oder Spannungskonzentrationen an eingebrachten Bohrungen entfallen, was nicht nur das Gesamtgewicht und die Herstellungskosten der Faserverbundstruktur reduziert, sondern auch das Risiko der Feuchtigkeitsaufnahme und möglicher galvanischer Korrosion minimiert (Ageorges u. a. 2001; Yousefpour u. a. 2004; Stavrov und Bersee 2005). Auch treten Nachteile des Klebens wie umfangreiche Oberflächenvorbehandlung, die im industriellen Umfeld schwer kontrollierbar ist, und lange Aushärtezyklen hier nicht auf (Stavrov und Bersee 2005).

Die drei vielversprechendsten thermoplastischen Fügeverfahren sind Induktionsschweißen, Ultraschallschweißen und elektrisches Widerstandsschweißen (Ageorges u. a. 2001; Yousefpour u. a. 2004; Stavrov und Bersee 2005; Costa u. a. 2012).

2 Theoretische Grundlagen

Diese Arbeit befasst sich ausschließlich mit dem elektrischen Widerstandsschweißen, das sich das physikalische Phänomen der Erwärmung eines stromdurchflossenen Leiters zu nutze macht, der zwischen die Fügepartner platziert wird (Abb. 2.6).

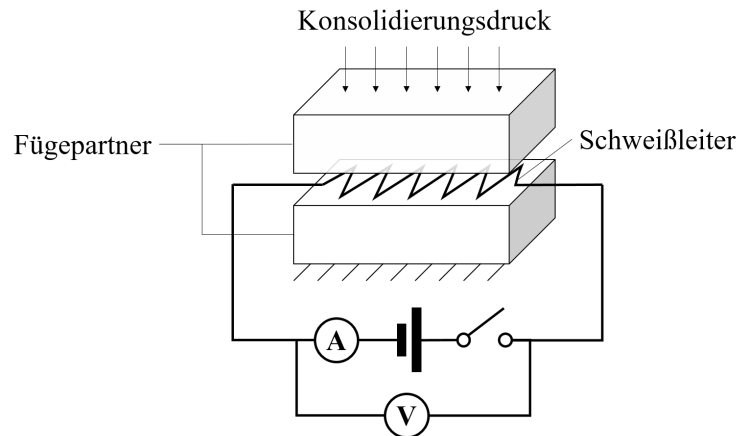


Abb. 2.6 – Schematischer Aufbau beim elektrischen Widerstandsschweißen

Wird Gleichspannung an den Schweißleiter angelegt und die zugeführte Energie übersteigt die thermischen Verluste an die Umgebung, beginnt die Temperatur des Schweißleiters und der angrenzenden Schichten der Fügeteile zu steigen, bis schließlich der Schmelzbereich der thermoplastischen Matrix erreicht wird. Je größer die Energiezufuhr gewählt wird und je länger sie andauert, desto weiter dringt die Wärme in die Fügeteile ein. Um Dekonsolidierung und Faserverschiebungen zu vermeiden, sollte die erzeugte Wärmeeinbringungszone so gering wie möglich gehalten werden. Ist ein ausreichendes Aufschmelzen der zu fügenden Oberflächen erreicht, wird der Stromfluss unterbrochen und die Fügung kühlt unter Aufbringung eines angemessenen Konsolidierungsdrucks ab. Dieser sollte während des gesamten Prozesses vorherrschen, um guten Kontakt und ausreichende Moleküldiffusion in der Fügezone zu gewährleisten. Das Schweißelement verbleibt in der Fügezone und kann für späteres Wiederaufheizen verwendet werden. (Stavrov und Bersee 2005)

Dieses Verfahren zeichnet sich durch seinen einfachen und günstigeren Aufbau, einen robusten Prozess, Standardequipment zur Steuerung sowie kurze Prozesszyklen und gute mechanische Kennwerte der erzeugten Fügungen aus (Stokes 1989; Hou u. a. 1999; Yousefpour u. a. 2004; PDL 2008, S. 106).

2.5 Versuchsaufbau

Das in dieser Arbeit erstellte Simulationsmodell sowie die Probenherstellung zur Validierung basieren auf dem Versuchsaufbau nach Abb. 2.7. Im Folgenden wird der Standardaufbau genauer erläutert, weitere Prozessvarianten bei Grund- und Druckstückmaterialien sowie Probengrößen und Prozessparametern werden im anschließenden Abschnitt 2.6 betrachtet.

Zwischen zwei Druckstücken aus VDM[®] Invar 36-Legierung, die in regelmäßigen Abstand mit Hochleistungs-Heizpatronen mit integriertem Temperatursensor vom Typ HS-86/100/230 ausgestattet sind und über einen ENDA ET2011 PID-Temperaturregler auf 160 °C gesteuert werden, liegt der eigentliche Schweißaufbau.

Dieser besteht aus jeweils zwei rechteckigen Grundplatten aus 5-lagigen vorkonsolidierten CF/PPS-Organosheets in fünfbindigem Atlas (Toray Cetex[®] TC1100, T300JB, 280 gsm), die mittels Wasserstrahl auf 200 mm x 120 mm zugeschnitten werden. Die Platten werden in einer Überlappkonfiguration angeordnet, sodass eine Fugebreite von 40 mm entsteht (Abb. 2.8).

Dazwischen wird das sog. Schweißelement (SE) eingelegt. Dieses besteht aus zwei äußeren elektrischen Isolationslagen aus vorkonsolidierten GF/PPS-Gewebe (EC5, US120, Köper 2/2), um während der Bestromungsphase Spannungsdurchschläge aus dem inneren stromführenden CF/PPS-Schweißleiter aus einlagigem Cetex[®] TC1100-Material ([0/90], 5HS) in die Grundlaminate zu verhindern. Zur besseren Handhabung werden die drei Schweißelement-Einzelteile mittels einer Handsonotrode am Rand in großen Abstand lose ultraschallgeheftet. Alle drei Lagen werden automatisiert über einen computergesteuerten Cutter (Zünd G3) auf Maße von 45 mm x 210 mm (GF/PPS) bzw. 45 mm x 260 mm (CF/PPS) zugeschnitten, sodass sie in Querrichtung jeweils leicht über den Fugebereich hinausragen. Der Schweißleiter wird so in den Schweißelementaufbau eingelegt, dass in Bezug auf den Schweißnahtverlauf an der Oberseite mehrheitlich 90°-Fasern zu sehen sind. Um Überhitzungen zu vermeiden, werden die Ränder von einer Dichtlippe aus ExactPlastics Hochleistungssilikon abgeschlossen.

In Längsrichtung ist die Schweißleiterlänge so bemessen, dass außerhalb der Fugezone von 200 mm jeweils Fähnchen von 30 mm x 45 mm vorhanden sind, die zur Kontaktierung dienen. Da die elektrisch leitenden Filamente der Schweißleiter im vorkonsolidierten Zustand von isolierender Kunststoffmatrix umschlossen sind, müssen sie im Kontaktierungsbereich präpariert werden. Hierfür wird der Schweißleiter mit einer Singer[®] HeavyDuty 4423 Nähmaschine im Zig-Zag-Modus perforiert, um auf der Unterseite blanke Kohlenstofffasern aus dem Laminat herauszureißen (Abb. 2.9a). Die Einstellung des Zig-Zag-Modus wird mit einem Lochabstand in Vorschubrichtung von 1 mm und einer Perforationsbreite von 4 mm so gewählt, dass alle Rovings durchstoßen werden, um eine möglichst homogene Stromeinleitung über die gesamte Schweißelementbreite zu erzielen (Abb. 2.9b). Durch diese Präparation – jeweils 20 mm von den Außenkanten entfernt – wird der Kontaktwiderstand zwischen Schweißleiter und Kontaktblöcken reduziert und es entsteht eine effektive bestromte Schweißleiterlänge von 220 mm.

2 Theoretische Grundlagen

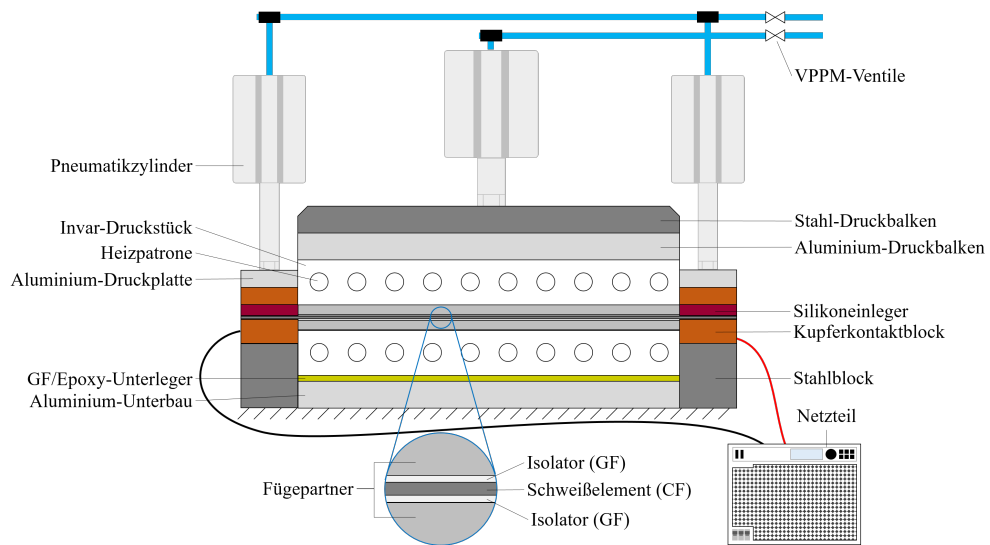


Abb. 2.7 – Schematischer Versuchsaufbau

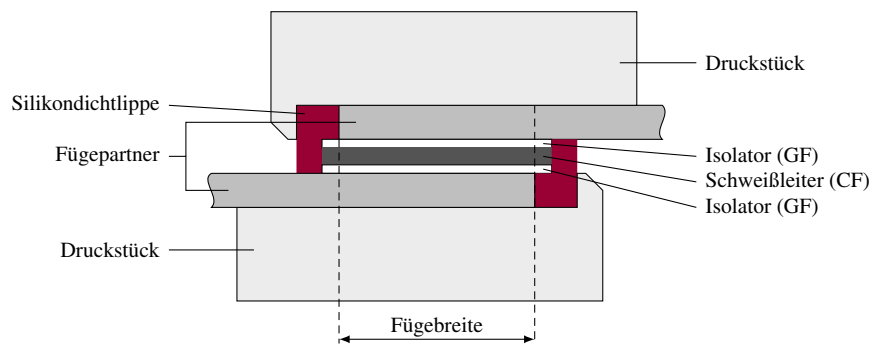
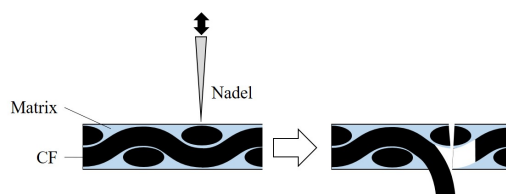


Abb. 2.8 – Schematischer Fügequerschnitt



(a) Nadelungsprinzip



(b) 3D-Mikroskopaufnahme eines perforierten Schweißleiters (Unterseite)

Abb. 2.9 – Oberflächenvorbereitung des Schweißelements im Kontaktierungsbereich

2 Theoretische Grundlagen

Die Kontaktblöcke bestehen aus CW004A Kupfer (Cu-ETP - 2.0065) und sind zur Bestromung an ein REGATRON topcon quadro RS-232/422 TC.P.10.200.400.S Netzteil angeschlossen, das Gleichspannungen bis zu 200 V, Ströme bis 63 A und eine elektrische Gesamtleistung von bis zu 10 kW unterstützt. Durch Aktivierung der eingebauten Sense-Funktion werden Leitungsverluste eliminiert. Die Prozesszyklen mit entsprechenden Spannungsniveaus und Zykluszeiten werden im GUI³ des Netzteils programmiert und so wiederholgenau automatisiert abgefahren.

Die Druckaufbringung findet für Füge- und Kontaktierungsbereich getrennt statt (Abb. 2.7). Es werden FESTO[®] ADN-125-60-I-P-A bzw. AEN-80-25-I-P-A Pneumatikzylinder verbaut, die für reproduzierbare Druckniveaus über eine TwinCat gesteuerte FESTO[®] VPPM-Druckregulierung angesteuert werden. Aus Platzgründen wird der Kontaktierungsdruck über ein Hebelsystem aufgebracht, welches bei der Druckberechnung berücksichtigt wird. Im Kontaktierungsbereich wird zwischen Hebel und oberem Kontaktblock zusätzlich ein 3 mm dicker Silikoneinleger zur Homogenisierung des Kontaktdrucks platziert.

Die Druckstückoberflächen als auch die Seitenflächen der Kontaktblöcke werden mit AIRTECH Airkap 1 Polyimidklebeband ummantelt, um sie elektrisch zu isolieren und damit Überschlüge und Kurzschlüsse durch die geerdeten Druckstücke zu vermeiden.

Die Umgebungsbedingungen entsprechen Laborbedingungen (23 °C, 50 % rel. Luftfeuchtigkeit), in denen auch die Halbzeuge gelagert wurden (keine Rücktrocknung).

2.6 Betrachtungsbereich und Transferierbarkeit

Um die Transferierbarkeit und Upscaling⁴-Fähigkeit sowohl des Simulationsmodells als auch des späteren Qualitätsfaktors zu verifizieren, werden neben des obigen Standardaufbaus weitere Konfigurationen und Prozessvarianten untersucht. Eine Übersicht ist in Tab. 2.1 zu finden.

2.6.1 Matrixsystem

Neben den standardmäßigen Cetex[®] TC1100-Laminaten mit PPS-Matrix werden auch Lamine vom Typ Cetex[®] TC1225 mit einer LMPAEK[™]-Matrix verwendet.

3. GUI: engl. *Graphical User Interface*, graphische Benutzeroberfläche

4. Upscaling: dt. „Hochskalieren“

2 Theoretische Grundlagen

2.6.2 Laminataufbau und Webarten

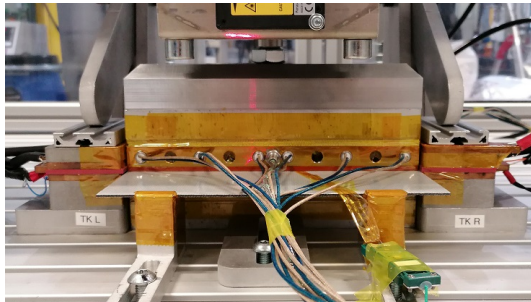
Alle Konfigurationen mit PPS-Matrix verwenden fünfbändige Atlaswebungen für die fünflagigen Grundlamine ($[\pm 45, 0/90, \pm 45, 0/90, \pm 45]$) und das Schweißelement ($[0/90]$). Bei der Variation mit LMPAEKTM kommen AFP⁵-gelegte Grundplatten mit zwölf UD-Lagen des Aufbaus $[45, 0, -45, 0, 90, 0]_S$ zum Einsatz, wobei das Schweißelement eine 5HS-Lage ($[0/90]$) bleibt.

Alle vorkonsolidierten Glasfaser-Isolationslagen bleiben bei einer Körperbindung (2/2) von EC5-Fasern mit $0/90^\circ$ -Ausrichtung.

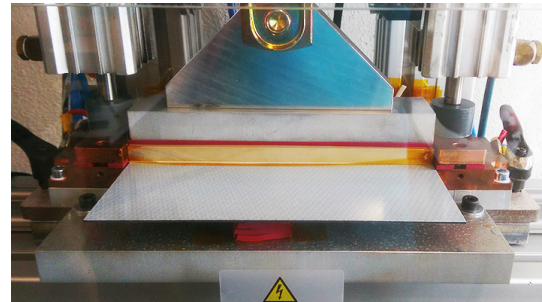
2.6.3 Druckstückmaterial und -heizung

Standardmäßig werden VDM[®] Invar 36-Druckstücke mit integrierter Heizung aus Hochleistungs-Heizpatronen vom Typ HS-86/100/230 verwendet (Abb. 2.10a), die bei Prozessstart auf eine Temperatur von 160°C geregelt werden. Diese Druckstücktemperatur wird im Zuge eines späteren *Design of Experiments* (DoE) zwischen 150°C und 170°C variiert.

Neben diesem Aufbau werden Versuche mit einem Druckstück aus K-Therm[®] AS700-Keramik durchgeführt (Abb. 2.10b), welches aufgrund der wesentlich geringeren Wärmeleitfähigkeit keine externe Druckstückheizung benötigt.



(a) VDM[®] Invar 36 Druckstück



(b) K-Therm[®] AS700-Keramikdruckstück

Abb. 2.10 – Verwendete Versuchsstände

2.6.4 Schweißleitergeometrien und Plattengrößen

Der Standardaufbau (Gruppe I) beschreibt eine Fügezone von $200\text{ mm} \times 40\text{ mm}$, wobei ein Schweißelement mit der Geometrie $260\text{ mm} \times 45\text{ mm}$ (bestromte Länge durch Perforation: 220 mm) und zu fügende Grundplatten mit $200\text{ mm} \times 120\text{ mm}$ verwendet werden (Abb. 2.11a).

5. AFP: engl. *Autmated Fibre Placement*, mittels Roboter übereinander zu Platten abgelegte UD-Tows

2 Theoretische Grundlagen

In Gruppe II wird die Upscaling-Fähigkeit durch Versuche mit dem Standardaufbau und -materialien (analog Gruppe I), aber einer erhöhten Flügelänge von 600 mm (Schweißelementlänge 660 mm, bestromte Länge 620 mm) untersucht.

Bei den Versuchen mit Keramikdruckstück (Gruppe III) wird die Fügefläche konstant belassen, jedoch die Schweißelementbreite auf 40 mm reduziert, sodass das Schweißelement an den Längskanten nicht übersteht (Abb. 2.11b).

Für die Versuche der Gruppe IV wird mit LMPAEK™ ein anderes Matrixsystem für Schweißleiter und Fügepartner untersucht. Neben den Keramikdruckstücken wird auch die Flügelänge bei 200 mm belassen, die Schweißelementbreite jedoch auf 30 mm verringert, was in einer Fügefläche von 200 mm x 25 mm resultiert; die Grundplatten messen 200 mm x 100 mm (Abb. 2.11c).

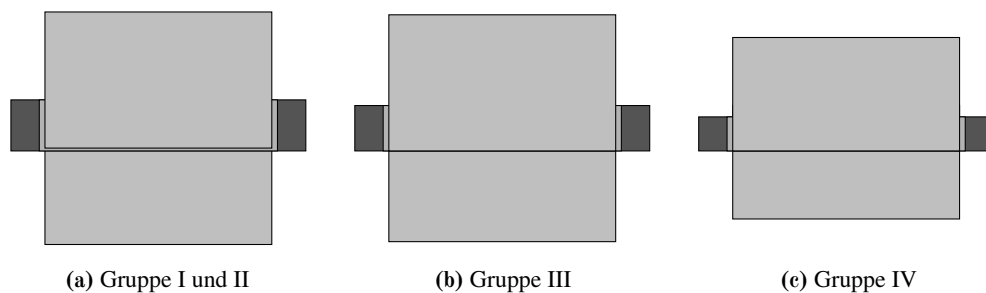


Abb. 2.11 – Untersuchte Plattengrößen

Tab. 2.1 – Untersuchte Prozessvarianten und -konfigurationen

Gruppe	Matrix	Webung*	Druckstücke	SE-Geometrie [mm x mm]	Fügefläche [mm x mm]
I	PPS	5HS	Invar 36 (160 °C)	260 x 45	200 x 40
II	PPS	5HS	Invar 36 (150 – 170 °C)	660 x 45	600 x 38
III	PPS	5HS	Keramik (RT [†])	260 x 40	200 x 40
IV	LMPAEK™	UD	Keramik (RT [†])	260 x 30	200 x 25

*Webung der Grundplatten (Schweißelemente immer 5HS), [†]RT: Raumtemperatur bei Prozessstart

2.7 Mechanische Prüfung

Zur mechanischen Charakterisierung werden Überlappungsscherversuche, engl. *Single Lap Shear Test* (SLS) nach DIN EN 2243-1 (AITM 1-0019) durchgeführt. Eine detaillierte Darlegung der Prüfmethode, Probengeometrie und Testauswertung ist in Kapitel 1 (Teil II) zu finden.

Physikalische Grundlagen

3.1 OHM'sches Gesetz

Das OHM'sche Gesetz besagt, dass der elektrische Strom I eines durchflossenen Leiters proportional zu der an ihm anliegenden Spannung U ist, wobei die Proportionalitätskonstante der Kehrwert des elektrischen Widerstandes ist, d. h. (Küpfmüller u. a. 2013, S. 11 f.)

$$I = \frac{1}{R} \cdot U. \quad (\text{Gl. 3.1})$$

Für einen Leiter von konstantem Querschnitt A und Länge L (Abb. 3.1) kann dessen elektrischer Widerstand berechnet werden nach (Platzmann u. a. 2013, S. 232)

$$R = \varrho \cdot \frac{L}{A} = \varrho \cdot \frac{L}{b \cdot h}, \quad (\text{Gl. 3.2})$$

mit dem materialabhängigen spezifischen Widerstand ϱ . Dieser lässt sich umgekehrt aus Messungen des Widerstands unter gegebenen Abmessungen ermitteln nach

$$\varrho = \frac{R \cdot A}{L} = \frac{R \cdot (b \cdot h)}{L}. \quad (\text{Gl. 3.3})$$

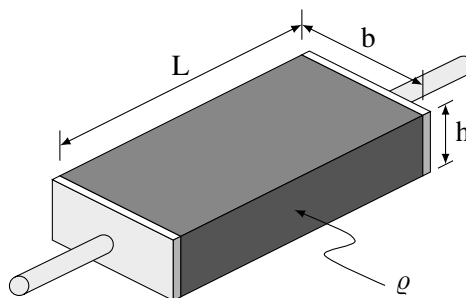


Abb. 3.1 – Spezifischer Widerstand am Leiter

3.2 JOULE'sche Erwärmung

Die verrichtete elektrische Arbeit während des Zeitabschnitts $t_2 - t_1$ hängt von der elektrischen Spannung U und der elektrischen Stromstärke I ab und liest (Baehr und Kabelac 2016, S. 65 f.)

$$W_{el} = \int_{t_1}^{t_2} U(t) \cdot I(t) dt. \quad (\text{Gl. 3.4})$$

Besteht das System nur aus einem elektrischen Widerstand nach dem OHM'schen Gesetz aus (Gl. 3.1), kann die elektrische Arbeit umgeschrieben werden zu

$$W_{el} = \int_{t_1}^{t_2} I^2(t) \cdot R(t) dt = \int_{t_1}^{t_2} \frac{U^2(t)}{R(t)} dt. \quad (\text{Gl. 3.5})$$

Diese Energie, die durch einen irreversiblen Dissipationsprozess die innere Energie des stromdurchflossenen Leiters erhöht, wird JOULE'sche Wärme genannt (Herwig 2013, S. 97).

3.3 Wärmeübertragungsmechanismen

3.3.1 Konduktion (FOURIER'sche Wärmeleitung)

Wärmeleitung – auch Konduktion genannt – ist die Wärmeübertragung innerhalb eines festen, flüssigen oder gasförmigen Mediums durch Interaktion dessen Partikel (Çengel 2003, S. 17 f.). Der auftretende Wärmestrom $\dot{q}$ ist dabei proportional zur vorhandenen Temperaturdifferenz und ihr im Vorzeichen entgegengesetzt, um dem zweiten Hauptsatz der Thermodynamik folge zu leisten (Holman 2009, S. 1 f.), sodass für den eindimensionalen Fall in x-Richtung gilt:

$$\dot{q}_x = \frac{\dot{Q}_x}{A} = -\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x}, \quad (\text{Gl. 3.6})$$

mit der materialabhängigen Wärmeleitfähigkeit λ als Proportionalitätskonstante. Diese ist bei isotropen Werkstoffen eine skalare Größe, ansonsten eine symmetrische Matrix, womit sich für den allgemeinen dreidimensionalen Fall das FOURIER'sche Wärmeleitungsgesetz ergibt zu

$$\vec{q} = -[\lambda] \cdot \nabla T, \quad (\text{Gl. 3.7})$$

oder mit den ausgeschriebenen Komponenten

$$\dot{q}_x = -\lambda_{xx} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \quad \dot{q}_y = -\lambda_{yy} \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \quad \dot{q}_z = -\lambda_{zz} \cdot \frac{\partial T}{\partial z}. \quad (\text{Gl. 3.8})$$

3 Physikalische Grundlagen

3.3.2 Konvektion

Konvektion beschreibt die Wärmeübertragung von der Oberfläche eines Feststoffes in eine angrenzende flüssige oder gasförmige Phase. Wird eine Fluidbewegung durch äußere mechanische Einwirkung herbeigeführt, heißt sie erzwungene Strömung. Bei freier Konvektion findet die Fluidbewegung rein durch natürliche Auftriebsströmungen statt, die durch Dichteunterschiede im lokal unterschiedlich warmen Fluid entstehen. Dabei folgt der übertragene Wärmestrom $\dot{Q}_{Konv}$ dem Abkühlungsgesetz nach NEWTON (Çengel 2003, S. 25 f.)

$$\dot{Q}_{Konv} = h \cdot A \cdot (T_A - T_\infty), \quad (\text{Gl. 3.9})$$

mit dem Wärmeübergangskoeffizienten h , der Übertragungsfläche A sowie der Temperaturdifferenz aus der Oberflächentemperatur T_A und der Umgebungstemperatur T_∞ .

Der Wärmeübergangskoeffizient h muss empirisch bestimmt werden, da er stark von äußeren Einflüssen wie der Oberflächengeometrie des umströmten Körpers oder der Fluidbewegung abhängt (Prandtl u. a. 1993, S. 295). Letztere wird vor allem dadurch charakterisiert, ob eine laminare oder turbulente Strömung vorliegt.

Für den hier vorliegenden laminaren Fall (Nachweis siehe Anhang A) können die Wärmeübergangskoeffizienten h anhand der vereinfachten Formeln für freie Konvektion in Luft ermittelt werden, jeweils für (Holman 2009, S. 346)

vertikale Abstrahlflächen:

$$h_v^\infty = 1,42 \cdot \left(\frac{\Delta T}{\tilde{L}} \right)^{1/4}, \quad (\text{Gl. 3.10a})$$

beheizte Flächen nach oben strahlend:

$$h_{h,o}^\infty = 1,32 \cdot \left(\frac{\Delta T}{\tilde{L}} \right)^{1/4}, \quad (\text{Gl. 3.10b})$$

beheizte Flächen nach unten strahlend:

$$h_{h,u}^\infty = 0,59 \cdot \left(\frac{\Delta T}{\tilde{L}} \right)^{1/4}, \quad (\text{Gl. 3.10c})$$

mit der Temperaturdifferenz ΔT aus Oberflächentemperatur T_A und der Umgebungstemperatur T_∞ sowie der charakteristischen Länge $\tilde{L}$ (vgl. Anhang A).

3 Physikalische Grundlagen

3.3.3 Kontaktübertragung

Die Kontaktübertragung beschreibt den Wärmetransport zwischen zwei sich berührender Festkörper (Abb. 3.2a), der durch den thermischen Übergangskoeffizienten h_K charakterisiert wird und liest (Hannoschöck 2018, S. 157)

$$\dot{Q}_K = h_K \cdot A_{nom} \cdot (T_B - T_A), \quad (\text{Gl. 3.11})$$

mit der nominalen Übertragungsfläche A_{nom} sowie der Differenz der Oberflächentemperaturen beider Körper T_A bzw. T_B . In Wirklichkeit weisen die Kontaktflächen eine Rauigkeit auf, womit nur punktuelle mechanische Kontakte an den Rauigkeitsspitzen entstehen, welche die reale Kontaktfläche A_{real} bilden (Abb. 3.2b). Der tatsächliche Wärmestrom über die Spaltdicke δ mit dessen gemittelter Wärmeleitfähigkeit λ_δ folgt demnach zu (Kneer 2017, S. 284)

$$\dot{Q}_K = \frac{\lambda_\delta}{\delta} \cdot A_{real} \cdot (T_B - T_A). \quad (\text{Gl. 3.12})$$

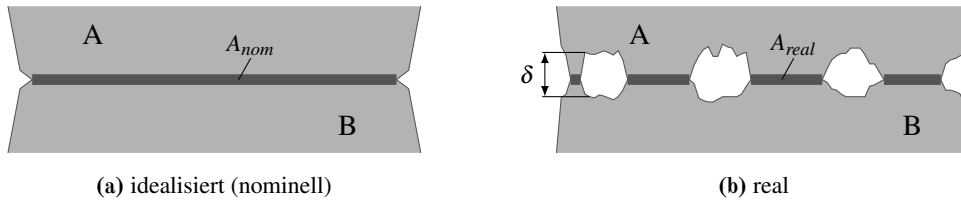


Abb. 3.2 – Schematische Kontaktflächen zweier Festkörper

Wird (Gl. 3.11) und (Gl. 3.12) gleichgesetzt, kann umgeformt werden nach

$$h_K = \frac{\lambda_\delta}{\delta} \cdot \frac{A_{real}}{A_{nom}} \quad \text{wobei} \quad \frac{A_{real}}{A_{nom}} = \frac{p}{H}. \quad (\text{Gl. 3.13})$$

Die hintere Korrelation des Flächenverhältnisses zum Quotienten aus Kontaktdruck p und Oberflächenhärte H nach Cooper u. a. (1969) wird verwendet, da die reale Kontaktfläche A_{real} schwer bestimmbar ist. Dieser Zusammenhang wurde für isotrope Kontaktpartner bei niedrigen Fügedrücken validiert (Kumar und Ramamurthi 2004).

3 Physikalische Grundlagen

3.3.4 Wärmestrahlung

Wärmestrahlung (engl. *radiation*) wird von jedem Körper in Form elektromagnetischer Wellen emittiert. Die Strahlungsleistung ist abhängig von der Körpertemperatur T und seiner Oberfläche A und lässt sich nach dem STEFAN-BOLTZMANN-Gesetz berechnen zu (Lienhard und Lienhard 2020, S. 26 ff.)

$$\dot{Q}_{rad} = \sigma \varepsilon A T^4, \quad (\text{Gl. 3.14})$$

mit der STEFAN-BOLTZMANN-Konstante $\sigma = 5,678 \cdot 10^{-8} \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \text{K}^4}$ und dem Emissionsgrad ε , wobei gilt: $0 \leq \varepsilon \leq 1$. Die größte Strahlung gibt ein idealisierter schwarzer Strahler mit $\varepsilon = 1$ ab, wohingegen reale – sog. graue Strahler – eine Emissivität von $\varepsilon < 1$ aufweisen.

Strahlt ein Körper an die Umgebung ab, weist diese eine wesentlich größere Oberfläche als der abstrahlende Körper auf. Damit folgt für die resultierende Strahlungsleistung des Körpers mit der Oberfläche A und Temperatur T_A an die Umgebung mit der Temperatur T_∞ (Çengel 2003, S. 29)

$$\dot{Q}_{rad} = \sigma \varepsilon A (T_A^4 - T_\infty^4). \quad (\text{Gl. 3.15})$$

Teil I

**Thermisch-elektrisches
Meso-Composite-Modell**

Konzept

Zunächst soll die Terminologie der Ebenen zur Werkstoffmodellierung kurz erläutert werden, um daran den vorliegenden Ansatz einzuordnen. Anschließend soll der physikalische Betrachtungsbereich anhand getroffener Annahmen und Vereinfachungen festgelegt werden, der konkret die betrachteten Freiheitsgrade bzw. Erwärmungsphänomene behandelt.

1.1 Terminologie der Modellierungsebenen

Girdauskaite u. a. (2011, S. 574) stellen fest, dass sich Modellierungsverfahren „[...] hinsichtlich der Betrachtungstiefe in der Mikro- (Faser-), der Meso- (Garn-) oder der Makroebene (Flächengebilde) unterscheiden. Während die Struktur in der Mikro- und Mesoskala inhomogen ist, lässt die Makroskala eine homogene Betrachtungsweise zu[.]“ (Abb. 1.1) und definieren weiter eine Größenskala der genannten Ebenen (Girdauskaite u. a. 2011, S. 604):

- Mikromechanik ($< 0,1$ mm):
Interaktion zwischen Faserfilamenten und Matrix (Grenzflächeneinflüsse),
- Mesomechanik ($0,1$ mm – $1,0$ cm):
Eigenschaften und Interaktionen von und zu Roving-Matrix-Bündeln,
- Makromechanik (> 1 cm):
Bauteilverhalten bei äußeren Lasten.

Bis auf wenige Ausnahmen finden sich in der Literatur bei der Schweißprozessmodellierung von thermoplastischen Faserverbunden fast ausschließlich makroskopische Ansätze mit homogenisierten Einzellagen (vgl. „*Stand der Technik und Wissenschaft*“). Bednarczyk u. a. (2015) sehen als Grund dafür, dass die vollständig homogen modellierten Faserverbunde „rechnerisch extrem effizient“¹ sind, zweifeln aber gleichzeitig die Erstellung eines Vorhersagemodells auf dieser Makroebene an, weil die mikroskopischen physikalischen Zusammenhänge des Composites verloren gehen. Auch Yu u. a. (2019) erkennen in makroskopischen Betrachtungen häufig die

1. [Übers. d. Verf.] „*extremely computationally efficient*“ (Bednarczyk u. a. 2015)

1 Konzept

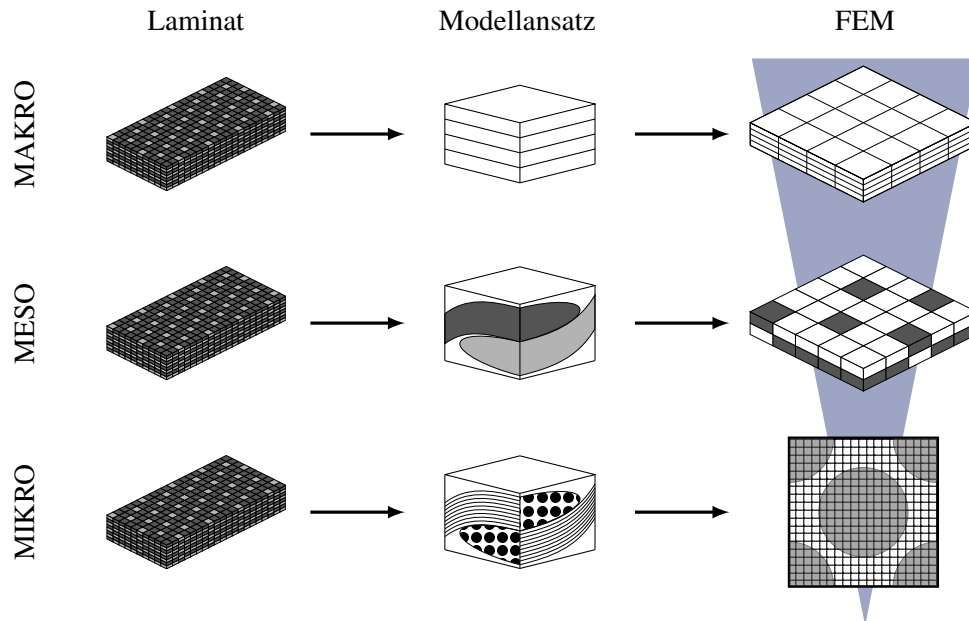


Abb. 1.1 – Modell-Ebenen nach (Marszałek u. a. 2020)

Homogenisierung und somit idealisierte Beschreibung heterogener Bestandteile und betonen die damit einhergehende „gravierend reduzierte Vorhersagegenauigkeit“².

Weitaus gebräuchlicher sind Modellierungen unterhalb der Makroebene bei Untersuchungen zur Bestimmung mechanischer Kennwerte von Faserverbunden (Chaphalkar und Kelkar 1999; Makarov u. a. 2001; Komeili 2010; Kim und Song 2011; Yadama und Wolcott 2015; Akin und Oğuzcan 2018; Yu u. a. 2019) oder Studien zu inhärenten Fehlern und Porositäten (Alghamdi 2014; Ning u. a. 2017). Hier kommen teilweise sog. *Multiscale*-Ansätze zur Anwendung, welche die Ergebnisse einzelner Modellierungsebenen kombinieren (Lamers 2004; Lin u. a. 2012; Arnold u. a. 2016; Marszałek u. a. 2020; Jin u. a. 2020; Shah u. a. 2020).

2. [Übers. d. Verf.] „[...] this limitation reduced seriously the accuracy for predicting the mechanical behavior of macro composites“ (Yu u. a. 2019)

1.2 Motivation und Ebenenauswahl

1.2.1 Schweißleitemodellierung

Wie zuvor erwähnt, wird in der Literatur ein Zusammenhang zwischen der Qualität/Festigkeit der Fügung und der thermischen Historie in der Fügezone festgestellt (Holmes und Gillespie 1993; Talbot u. a. 2013), wobei neben des Temperaturniveaus auch die Temperaturverteilung eine große Rolle spielt (Nagel u. a. 2021) und unterschiedlich gute Fügegrade auf ungleichmäßige Erwärmung zurückgeführt werden können (Shi u. a. 2012). Diese wird auch durch den heterogenen Aufbau des Faserverbundes mit inhomogener Verteilung von Faser- und Matrixwerkstoff begünstigt (Neitzel u. a. 2014, S. 443).

Darüber hinaus weisen teil-kristalline Matrixwerkstoffe einen sehr engen Schmelzbereich auf (Abb. 1.2), bis zu diesem sie in festem Zustand verbleiben und dann abrupt aufschmelzen (Rotheiser 2004, S. 484 ff.). Dieses Verhalten macht eine Prozesskontrolle umso schwieriger und verlangt deshalb eine feinere Auflösung des Temperaturzustands in der Fügezone.

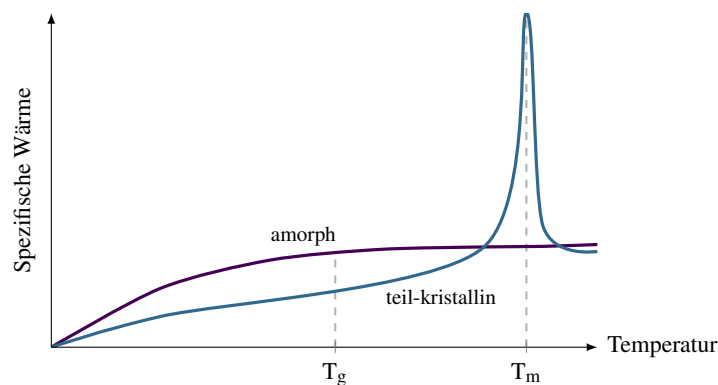


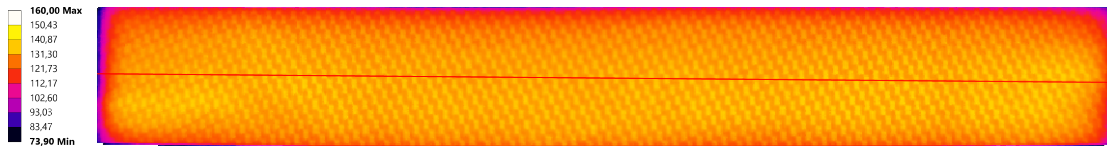
Abb. 1.2 – Spezifische Wärme über Temperatur für amorphe und teil-kristalline Thermoplaste (Daten: Branson Ultrasonics 1971)

In Thermografieaufnahmen des stromdurchflossenen Schweißleiters aus Kohlenstofffasergewebe ist klar die Webung des Schweißelements zu erkennen (Abb. 1.3a), wohingegen die herkömmliche makroskopische Modellierung mit homogenisierten Materialkennwerten ein sehr undifferenziertes Erwärmungsbild aufweist (Abb. 1.3b).

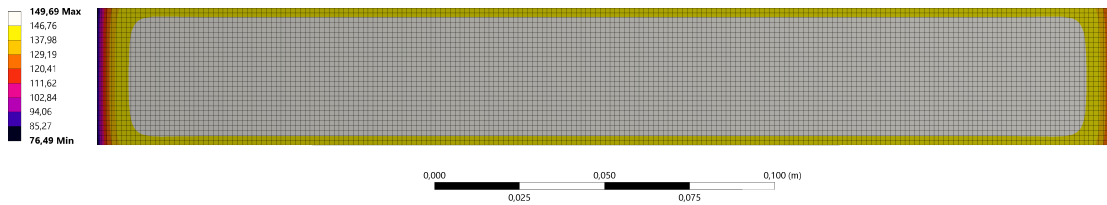
Die unterschiedliche starke Erwärmung der verschieden orientierten Fasern in 0°- und 90°-Richtung aus der Wärmebildaufnahme beruht auf dem Aufbau des elektrischen Netzwerks innerhalb des Kohlenstofffasergewebes (siehe Anhang B) und der Tatsache, dass der Strom immer den Weg des geringsten Widerstandes nimmt (Stiny 2018, S. 46 f.).

In einem idealisierten Fall – in dem alle Teilwiderstände des Leitermaterials gleich sind – fließt nur in Längsrichtung durch die 0°-Fasern (in Bezug auf den Schweißnahtverlauf) Strom, wodurch dort JOULE'sche Wärme erzeugt wird. In den abzweigenden 90°-Fasern würde kein Strom fließen

1 Konzept



(a) Thermografieaufnahme eines realen Schweißleiters (Thissen und Endraß 2020)

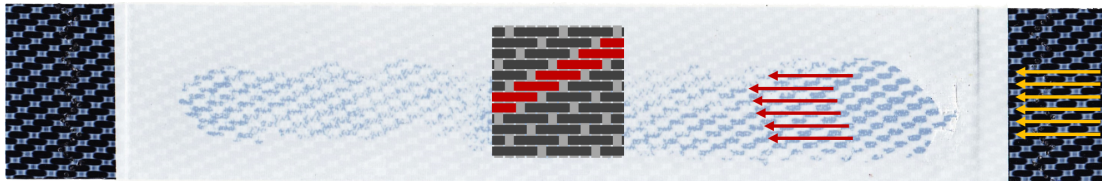


(b) Simulierte Temperatur eines makroskopisch modellierten Schweißleiters

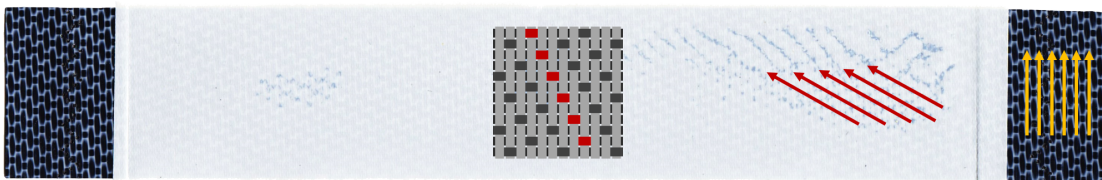
Abb. 1.3 – Vergleich der Temperaturverteilung (°C) im bestromten blanken Schweißleiter

und Wärme lediglich durch Konduktion übertragen werden. Dementsprechend erwärmen sich die 0°-Fasern stärker als die 90°-Fasern.

Dieses Verhalten lässt sich bei Mikroskopaufnahmen von Schweißelementen (aus CF- und GF-Lage) frühzeitig abgebrochener Schweißversuche beobachten, wo sowohl an der Ober- als auch Unterseite zuerst ein Aufschmelzen entlang der hauptsächlich stromführenden 0°-Fasern einsetzt (Abb. 1.4). Durch die fünfbindige Atlaswebung sind diese Bereiche unterschiedlich stark ausgeprägt, da bei dieser Webart das Verhältnis oberflächlich sichtbarer 0°- zu 90°-Fasern bei 80:20 liegt.



(a) Aufschmelzbereiche Unterseite (rot: oberflächliche stromführende 0°-Fasern, orange: mehrheitlich 0°-Fasern)



(b) Aufschmelzbereiche Oberseite (rot: oberflächliche stromführende 0°-Fasern, orange: mehrheitlich 90°-Fasern)

Abb. 1.4 – Mikroskopaufnahmen zur Schmelzentwicklung am 5HS-Schweißelement mit schematischer Faserverteilung an der Oberfläche (mittig)

1 Konzept

Um diesen fundamentalen Erwärmungseffekt in der Simulation abbilden zu können, ist eine detaillierte Modellierung im Vergleich zur makroskopischen Ebene notwendig, die mindestens eine Auflösung auf Roving-Ebene aufweist. Nach Rekapitulation von Abb. 1.1 entspricht dies einer Modellierung auf Mesoebene.

In der Literatur kommt diese Modellauflösung bei Prozesssimulationen eher selten vor. Ageorges u. a. (1998) untersuchten mit ihrem Meso-Modell explizit den Effekt ungleichmäßiger Erwärmung in der Fügezone durch Modellierung und Bestromung einzelner Faserbündel. Freist (2013) benötigte diesen Auflösungsgrad, um das Edelstahlgewebe des Schweißleiters abbilden zu können. Wang u. a. (2006) modellierten bei ihrer Simulation des Ultraschallschweißens die UD-Substratplatten in getrennten Lagen von Fasern und Matrix.

Die Meso-Modellierungsebene wurde sehr erfolgreich bei der Untersuchung interlamina-rer Delamination duroplastischer Faserverbunde eingesetzt, um die Qualität der Anbindung zu beschreiben. Hier konnte gezeigt werden, dass die mesoskopischen Versagensfälle die makroskopischen Versagensarten und -eigenschaften des Faserverbundes bestimmen (Ochiai u. a. 2000; Tanaka u. a. 2007) und das Bruchverhalten von Kohlenstofffaserverbunden durch seine mesoskopische Struktur wie der Faserausrichtung oder matrixreiche Lagen an Grenzschichten empfindlich beeinflusst wird (Hojo und Aoki 1993; Hojo u. a. 1997; Hojo u. a. 1999).

Als Grundlage zur Ermittlung des späteren thermisch-basierten Qualitätsfaktors der erzeugten Fügung soll daher für das Schweißelement als Ursprung der erzeugten Wärme eine Modellierung auf Mesoebene erfolgen.

1.2.2 Modellierung übriger Fügepartner

Um das gesamte Simulationsmodell geometrisch und numerisch so effizient wie möglich zu gestalten, sollen die notwendigen Modellierungsebenen der übrigen Fügepartner im Schweißaufbau bewertet und festgelegt werden. Als Grundlage dient erneut die Temperaturverteilung in der nächst äußeren Lage zwischen Glasfaser-Isolationslage und Substratplatten.

Da durch die lose aufeinander gelegten CF- und GF-Lagen des Schweißelements eine valide Thermografieaufnahme nicht möglich ist, werden faseroptische Sensoren aus Glasfasern mit eingeschriebenen Faser-Bragg-Gittern verwendet. Diese haben den Vorteil, dass sie einerseits einen sehr geringen Durchmesser haben und andererseits aus ähnlichem Material wie die angrenzenden Lagen bestehen. Somit wird die Temperaturmessung nur wenig verfälscht und kann je nach Gitterabstand eine sehr hohe Auflösung an Messpunkten liefern.

Die Messfasern werden längs der Fügezone eingelegt (Abb. 1.5a), um die longitudinale Temperaturverteilung zu ermitteln. In den optischen Lichtleiter wird Laserlicht von konstanter Wellenlänge eingekoppelt und das reflektierte Spektrum gemessen. Unter mechanischer Dehnung und/oder Temperaturänderung verschiebt sich diese Wellenlänge, wobei ein Zusammenhang zwischen der Bragg-Wellenlängenverschiebung und der auftretenden Temperaturänderung besteht.

1 Konzept

Um Messfehler durch mechanische Dehnung unter Druckbeaufschlagung zu vermeiden, wird die Referenzierung der Messfaser erst nach Druckbeaufschlagung durchgeführt.

Abb. 1.5b zeigt die ermittelte Temperaturverteilung während des Schweißprozesses einer Fügelänge von 1500 mm. Die Farbkodierung zeigt – abgesehen von Randeffekten zu den Kontaktierungsbereichen – eine vergleichsweise homogene Temperaturverteilung in Längsrichtung, was die Vermutung bestätigt, dass die oben gezeigten lokalen Temperaturgradienten des CF-Schweißleiters durch die Glasfaser-Isolationslage weitgehend homogenisiert werden.

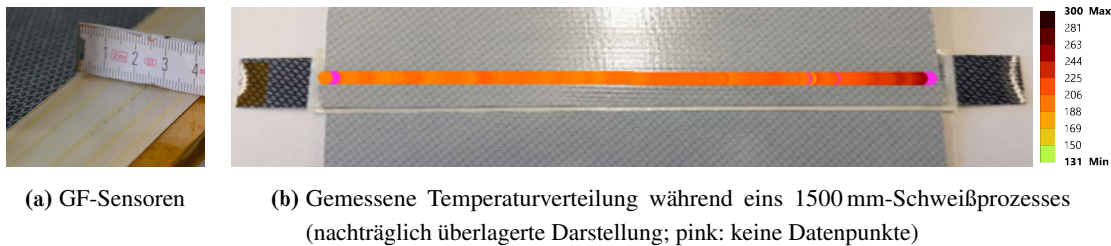


Abb. 1.5 – Temperaturmessung mit GF-Sensor

Daher ist für die GF-Lagen und die Substratplatten eine makroskopische Modellierung ausreichend und es werden später lagenweise homogenisierte Materialkennwerte angewendet.

Die Peripheriekörper aus isotropen Werkstoffen, d. h. Invar-Druckstück, Kupfer-Kontaktierungsblock und Silikondichtlippe werden ebenfalls makroskopisch modelliert.

1.3 Vereinfachungen und Annahmen

1.3.1 Freiheitsgrade

Der elektrische Widerstandsschweißprozess ist ein multiphysikalisches Problem mit temperatur-, strom- und druckabhängigem Verhalten. Dadurch gibt es acht Freiheitsgrade (engl. *Degree of Freedom*, DOF), wovon sechs mechanischer³, einer thermischer (Temperatur) und einer elektrischer Natur (Stromdichte) sind.

Bei direkten Lösungsmethoden hängt die Berechnungszeit von der Matrixgröße und damit der Anzahl an Freiheitsgraden ab (Wagner 2019, S. 74 ff.), sodass für eine effiziente Rechenzeit die Freiheitsgrade soweit als möglich reduziert werden sollen. Für das Ziel dieser Arbeit sind die thermischen und elektrischen Freiheitsgrade zwingend erforderlich, da der Temperaturzustand analysiert werden soll, der durch die elektrisch zugeführte Energie erzeugt wird.

Mechanische Freiheitsgrade würden den Druckeinfluss abbilden, der sich in einem Fügeweg, d.h. Reduzierung der Fügedicke mit einem einhergehenden Matrix-Quetschfluss aus der Fügezone heraus ausdrücken würde. Bei Schweißungen mit Baseline-Konfiguration kann jedoch weder eine

3. je drei Raumkoordinaten für Verschiebung UX, UY, UZ bzw. Rotation ROTX, ROTY, ROTZ

1 Konzept

signifikante Komprimierung der Fügezone noch ein merklicher Quetschfluss herausgedrückter Matrix beobachtet werden (siehe Anhang C).

Daher soll in dieser Arbeit der mechanische Freiheitsgrad vernachlässigt werden und die Simulation wird rein thermisch-elektrisch aufgebaut. Vergleichbare Vorgehensweisen sind auch in der Literatur zu finden. So vernachlässigen Ageorges u. a. (1998) den Druck in ihrem Modell, da er den Wärmetransport nicht beeinflusst und Talbott u. a. (1987) begründen die Vereinfachung auf ein rein thermisches Problem ebenfalls mit geringen Verschiebungen der Lamine und fehlenden Quetschflusses.

1.3.2 Erwärmungsphänomene

LATENTE WÄRME. Sie beschreibt das Phänomen einer konstanten Umwandlungstemperatur T_u während eines Phasenübergangs, obwohl weiterhin Energie zu- oder abgeführt wird (Hering u. a. 2009, S. 409). Erst nach Zu-/Abfuhr der erforderlichen Umwandlungswärme äußert sich der weitere Wärmestrom in einer Temperaturänderung (Abb. 1.6). Bei Phasenübergängen von festen zu flüssigen Aggregatzuständen wird diese Enthalpiedifferenz zweier Phasen derselben Temperatur und desselben Drucks Schmelzenthalpie H_m genannt (Herwig 2013, S. 137).

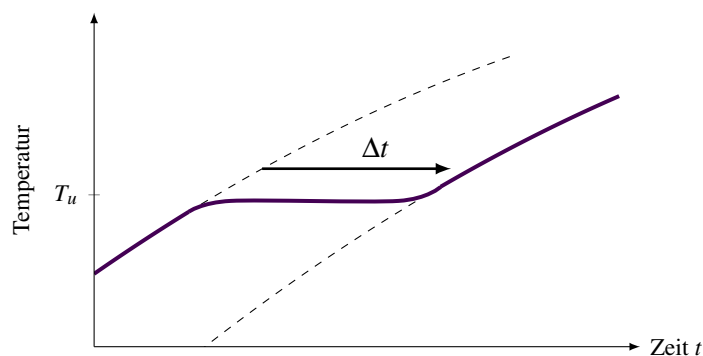


Abb. 1.6 – Schematischer Temperaturverlauf während des Aufschmelzvorgangs

In der Literatur finden sich zahlreiche Hinweise darauf, dass der Einfluss von latenter Wärme beim Aufschmelzen während des elektrischen Widerstandsschweißprozesses sehr gering ist (Seferis und Velisaris 1986; Jakobsen u. a. 1989; Xiao u. a. 1992; Ageorges u. a. 1998a; Talbot u. a. 2013; Shi u. a. 2015), da nur ein sehr geringer Materialanteil einen Phasenübergang sieht und die Größenordnung der latenten Wärme im Vergleich zur gesamten zugeführten elektrischen Energie nur wenigen Prozent entspricht (Ageorges u. a. 1998c). Entsprechend werden auch in dieser Arbeit die Effekte von latenter Wärme vernachlässigt.

1 Konzept

NACHKRISTALLISATION. Darunter sind Umordnungs- und Perfektionierungsvorgänge in bereits bestehenden kristallinen Strukturen als auch weitere Kristallisation noch amorpher Bereiche zu verstehen, für die vor allem Werkstoffe mit niedrigen Kristallinitätsgraden anfällig sind (Moneke 2001, S. 20; Menges u. a. 2014, S. 176). Die Nachkristallisation (auch „Kaltkristallisation“ genannt) tritt beim Erwärmungsvorgang am stärksten rund um die Glasübergangstemperatur T_g auf, läuft jedoch wesentlich langsamer als die Hauptkristallisation ab und zeigt nur bei sehr langen Haltephasen signifikante Kristallinitätserhöhungen (Nowak 1992; Nowak u. a. 1993).

Jakobsen u. a. (1989) kommen zu dem Schluss, dass dieser endotherme Prozess im Vergleich zum dem folgenden exothermen Aufschmelzen und der wesentlich höheren eingebrachten elektrischen Wärmemenge vernachlässigbar ist.

Zudem wird beim elektrischen Widerstandsschweißen der Bereich rund um T_g sehr schnell durchlaufen ($\approx 500 - 1000 \text{ K/min}$), sodass von einer sehr geringen Nachkristallisation auszugehen ist. Beim Versuchsaufbau mit beheizten Druckstücken (160°C), in denen die Fügepartner eingelegt werden und einige Minuten verbleiben, wäre eine Nachkristallisation denkbar, die Grundmaterialien verfügen jedoch bereits über einen relativ hohen Kristallisationsgrad von bis zu 36 % (AIMS 05-09-002).

In dieser Arbeit werden daher Effekte der Nachkristallisation vernachlässigt.

AUFSCHMELZMODELLE. Für das Aufschmelzverhalten teil-kristalliner Strukturen finden sich in der Literatur eigene Kristallit-Aufschmelzmodelle (Maffezzoli u. a. 1989; Sekol 2019), jedoch zeigten Seferis und Velisaris (1986), dass der Einfluss der Kristallisationkinetik auf das transient thermische Verhalten beim elektrischen Widerstandsschweißen vernachlässigbar ist. In dieser Arbeit wird daher nur eine transiente thermische Betrachtung des Erwärmungsvorgangs durchgeführt, ohne weitere Vorgänge auf mikroskopischer Ebene miteinzubeziehen.

Modifiziertes Mosaik-Modell (M³)

2.1 Mosaik-Modell nach ISHIKAWA

Das Mosaik-Modell nach ISHIKAWA (1981) – und später nach ISHIKAWA UND CHOU (1982) – wurde ursprünglich dazu entwickelt das mechanisch-elastische Verhalten von Textilgeweben zu charakterisieren.

Danach bestehen Gewebe immer aus Kett- und Schussfäden und der Gewebetyp wird durch ein wiederkehrendes Verflechtungsmuster charakterisiert, das mathematisch mit den geometrischen Parametern $n_{K,g}$ und $n_{S,g}$ beschrieben werden kann, welche Ondulationen bei jedem $n_{K,g}$ -ten Kett- und $n_{S,g}$ -ten Schussfaden angeben (Ishikawa 1982). Ishikawa und Chou (1983) stellen selbst die Einschränkung für das Mosaik-Modell auf, dass es nur für den Fall $n_{K,g} = n_{S,g} = n_g$ und nur für Gewebe mit unverbundenen Ondulationen des Abstands $n_g \geq 4$, d. h. Atlasbindungen, gelten soll. Für den vorliegenden Fall des Schweißelements aus fünfbindigem Atlasgewebe (Abb. 2.1) ist dieses Modell demnach anwendbar. Es sollte jedoch angemerkt werden, dass durch die spätere rein thermisch-elektrische Modellierung (vgl. Kap. 1.3.1) die Einschränkung aus der ursprünglichen mechanischen Betrachtung nur bedingt haltbar ist.

Die Modellierung erfolgt in zwei Idealisierungsschritten: ausgehend vom trockenen ondulierten Gewebe (Abb. 2.2a) wird dieses gedanklich mit Harz imprägniert, wodurch eine rechteckige Einzellaminatschicht entsteht (Abb. 2.2b). Im zweiten Schritt wird diese Laminatschicht mit onduliertem Faserverlauf vereinfacht zu einer Ansammlung rechteckiger UD-Zellen (Abb. 2.2c). Diese wird in zwei Richtungen entsprechend der n_g -Zahl erweitert, wodurch ein dreidimensionales Mosaik-Modell eines fünfbindigen Atlasgewebes entsteht (Abb. 2.2d).

Dieses Grundkonzept soll beim Modellaufbau des stromführenden Schweißelements in der Simulation Anwendung finden. Es bietet einerseits eine ausreichend genaue Auflösung in der Größenordnung der stromdurchflossenen Rovings, vereinfacht aber andererseits die modellierten Faserondulationen zu quaderförmigen Elementen. Damit bietet das Mosaik-Modell einen guten Kompromiss zwischen Genauigkeit und Recheneffizienz.

2 Modifiziertes Mosaik-Modell (M^3)

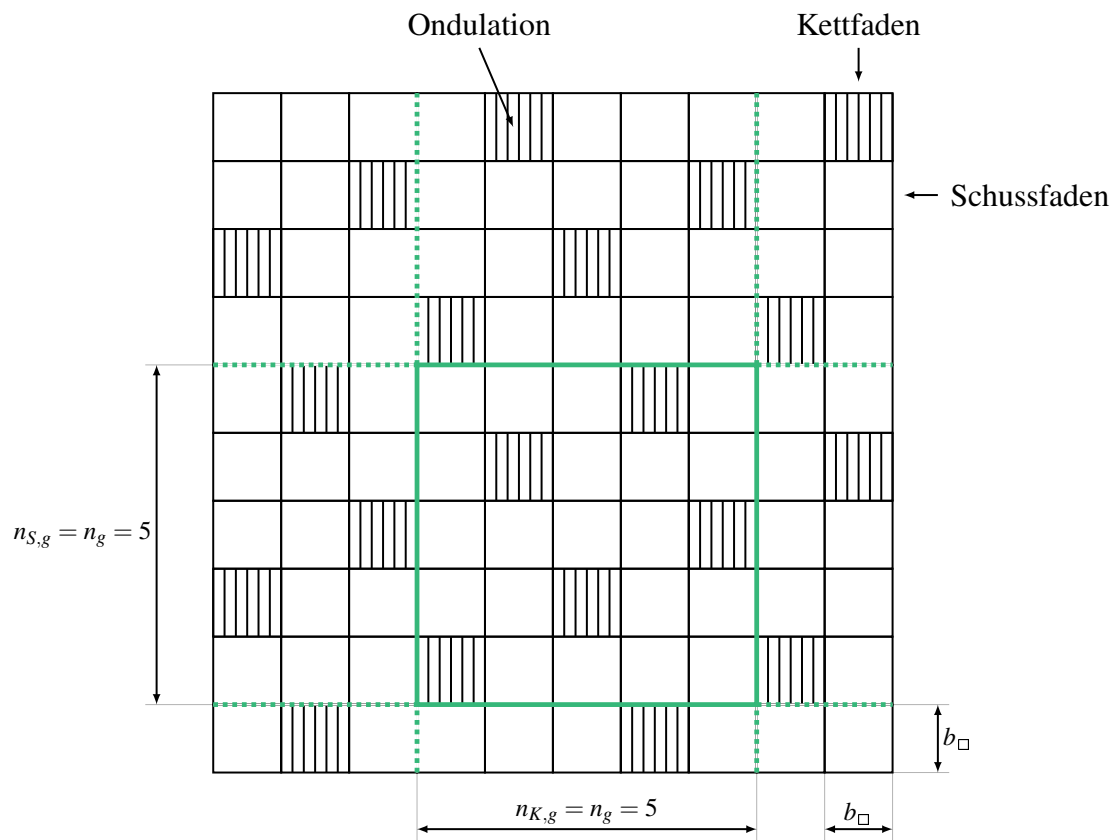


Abb. 2.1 – Beispiel eines fünfbündigen Atlasgewebes mit sich wiederholenden Einheitszellen

2 Modifiziertes Mosaik-Modell (M^3)

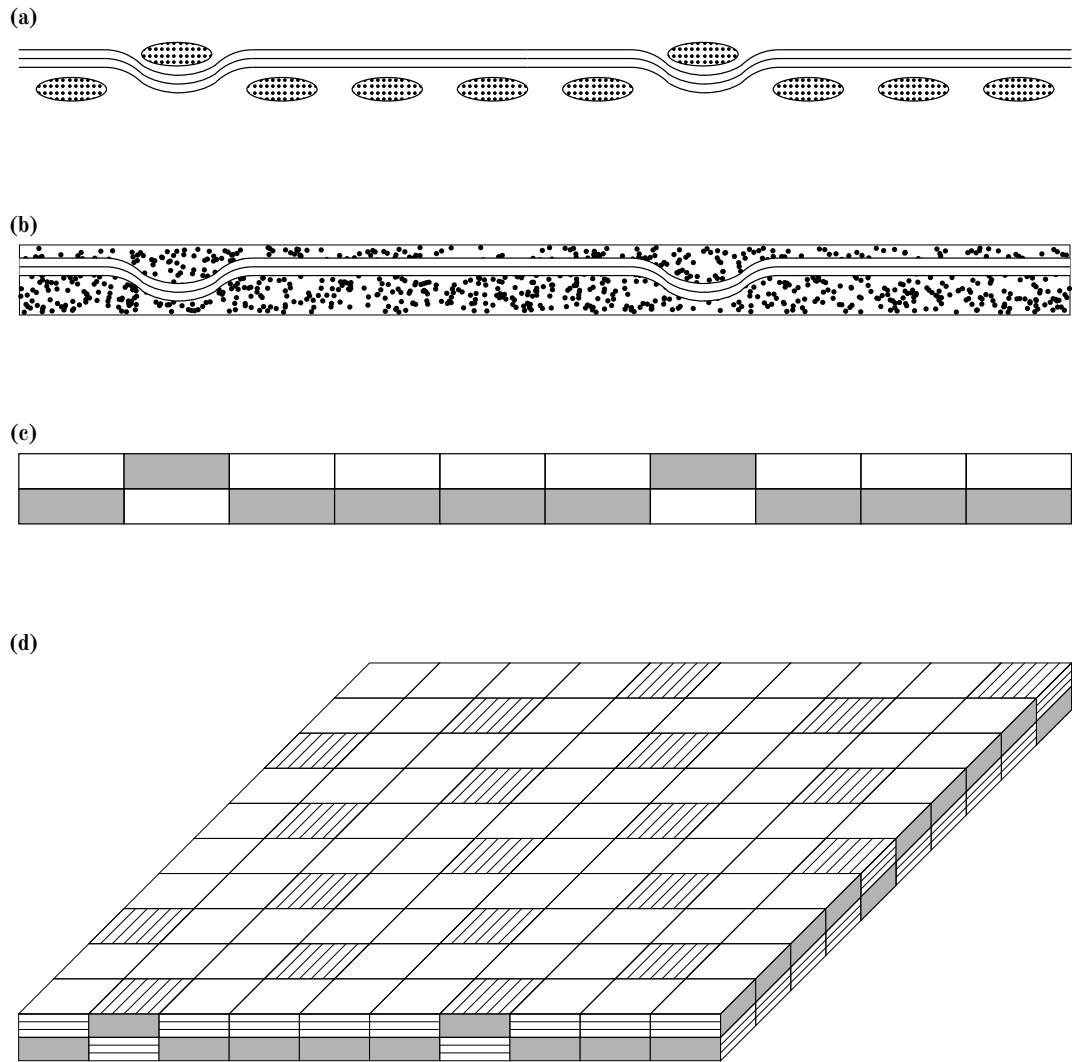


Abb. 2.2 – Mosaik-Modell-Herleitung für ein fünfbindiges Atlasgewebe nach (Ishikawa 1982)

2 Modifiziertes Mosaik-Modell (M^3)

Zunächst wird die Idealisierung des realen Schweißleiters basierend auf Schliffbildern durchgeführt (Abb. 2.3a). Für eine bessere Veranschaulichung wurden in Abb. 2.3b Faserbündel und Matrix stilisiert und farblich hervorgehoben. In Abb. 2.3c ist das überlagerte Gitter zu sehen, dass die Geometrie der Mosaik-Stücke und damit der späteren FEM-Elemente festlegt.

Diese Faser-Matrix-Bündel entsprechen UD-Zellen und werden im Folgenden mit dem Index „ $\square$ “ gekennzeichnet, bei Unterscheidungen der UD-Zellen nach Faserrichtung analog mit Angabe der Faserorientierung „ $\square^{0^\circ}$ “ oder „ $\square^{90^\circ}$ “.

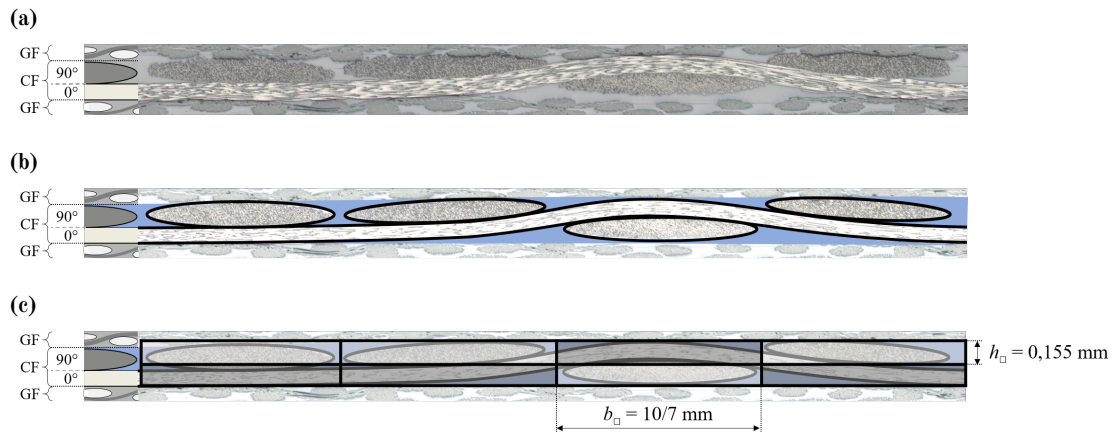


Abb. 2.3 – Idealisierungsschritte anhand eines realen Schweißleiters (Schliffbild)

Im vorliegenden Fall ergibt sich nach Messungen in den Schliffbildern eine gemittelte resultierende Elementbreite $b_{\square}$ von $10/7 \text{ mm} \approx 1,42857 \text{ mm}$. Die Höhe der Elementboxen in Dickenrichtung $h_{\square}$ folgt aus der halben Lagendicke des einlagigen CF-Schweißleiters ($h_{SE} = 0,31 \text{ mm}$, AIMS 05-09-002) entsprechend zu $0,31/2 \text{ mm} = 0,155 \text{ mm}$.

2.2 Thermisch-elektrische Modifizierung

Die konstituierenden Gleichungen des Mosaik-Modells nach ISHIKAWA (1982) können für die folgende Betrachtung nicht verwendet werden, da sie ausschließlich mechanische Lasten berücksichtigen, diese Freiheitsgrade jedoch hier nicht untersucht werden. Thermische und elektrische Lasten kommen wiederum in der ursprünglichen Ishikawa-Modellierung nicht vor, weshalb im Folgenden eine modifizierte thermisch-elektrische Formulierung des Mosaik-Modells eingeführt werden soll.

Bei Betrachtung der Explosivdarstellung des erzeugten Mosaik-Modells (Abb. 2.4) werden die Kontaktflächen ersichtlich, welche die einzelnen Elemente miteinander teilen. Diese werden in drei Gruppen klassifiziert:

- Interplanar (IP): Kontaktfläche zwischen zwei Rovings verschiedener Ebenen und damit unterschiedlicher Faserorientierung, wobei unterschieden wird zwischen
 - Ondulation (IP-O): vergrößerte Kontaktfläche der beiden Rovings durch auftretende Faserkrümmung
 - Ebene (IP-E): reduzierte Kontaktfläche durch die elliptische Form des Rovings und dadurch hochstehenden Enden
- Interfilament (IF): Kontaktfläche zwischen zwei Rovings der gleichen Ebene und gleicher Faserorientierung
- Harzkeil (HK): Kontaktfläche zwischen zwei Rovings der gleichen Ebene jedoch unterschiedlicher Faserorientierung (d. h. ein Faserbündel taucht nach unten ab/von unten auf, während das andere in der Ebene bleibt)

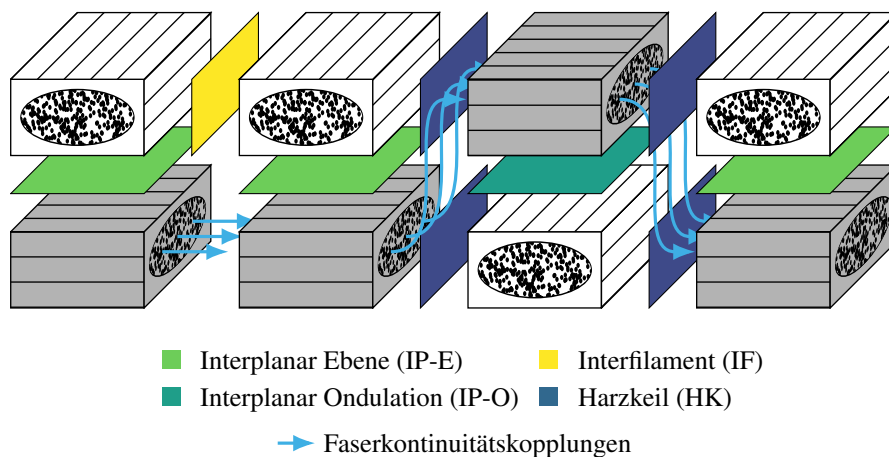


Abb. 2.4 – Kontaktflächenklassifizierung und Faserkontinuitätskopplungen im idealisierten Mosaik-Modell

2 Modifiziertes Mosaik-Modell (M^3)

Jede der genannten Kontaktflächen soll thermische und elektrische Übergangskoeffizienten besitzen, um Wärme- und/oder Stromfluss zu ermöglichen.

Der thermische Übergangskoeffizient (*Thermal Contact Conductance*, TCC) ist mit der Wärmeübergangszahl vergleichbar und wird im Folgenden mit τ abgekürzt.

Der elektrische Übergangskoeffizient (*Electrical Contact Conductance*, ECC) repräsentiert den Übergangsleitwert zwischen zwei Elementen und soll mit ϵ bezeichnet werden. Da der Kehrwert des Leitwerts hier dem Übergangswiderstand zwischen zwei Rovings entspricht, kann dieser elektrische Übergang auch JOULE'sche Wärme erzeugen.

Damit ergeben sich insgesamt vier thermische und vier elektrische Übergangskoeffizienten zur Abbildung aller vorhandenen Kontakte im Schweißleitermodell.

Die Faserkontinuität wird im Modell darüber abgebildet, dass zueinander zeigende Elementseiten in den Freiheitsgraden Temperatur und Spannung gekoppelt werden. Damit sind die thermischen und elektrischen Knotenwerte beider Flächen identisch, womit ein verlustfreier Übergang erzeugt wird, der den kontinuierlichen Faserverlauf darstellt. An den Ondulationsstellen werden entsprechend nicht die gegenüberliegenden Elementseiten einer Ebene, sondern die korrespondierenden Seitenflächen in beiden Ebenen gekoppelt, um die Kontinuität über die Ondulation hinaus aufrecht zu erhalten.

2.3 Ermittlung der Übergangskoeffizienten

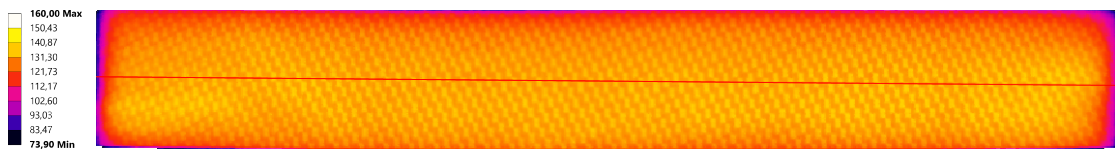
2.3.1 Thermisch

Die thermischen Kontaktwiderstände der vier vorkommenden Kontaktgruppen (Abb. 2.4) experimentell zu bestimmen ist nicht trivial. Mitschang u. a. (2002) verwenden für den thermischen Kontaktwiderstand beispielsweise empirisch bestimmte effektive Übergangskoeffizienten, die sie aus Temperatur-Zeit-Beziehungen und dem Binder-Schmidt-Differenzverfahren ermittelt haben.

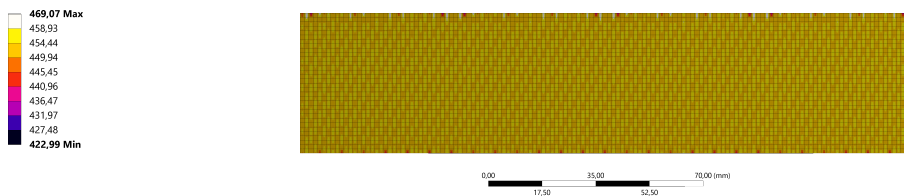
Während des Schweißvorganges findet durch das Aufschmelzen jedoch ein Phasenübergang statt, wobei wiederum für die flüssige Schmelze angenommen werden kann, dass keine thermischen Kontaktwiderstände mehr existieren (Kneer 2017, S. 281). Daher werden die thermischen Übergangskoeffizienten hier numerisch auf $\tau = 1 \cdot 10^{12} \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot \text{K}}$ ($\tau \rightarrow \infty$) gesetzt.

Zur Verifizierung dieser Annahme wird ein perforierter CF/PPS-Schweißleiter aus einlagigem Cetex[®] TC1100-Material ([0/90], 5HS) mit den Abmessungen 360 mm x 40 mm und einer freien Einspannlänge von 300 mm symmetrisch in den Versuchsaufbau eingelegt und für 20 s mit 7 A bestromt. Das resultierende Erwärmungsmuster wird von einer Infratec VarioCAM[®] HD research 900-Thermografiekamera aufgenommen (Abb. 2.5a).

Der Abgleich zur simulierten Temperaturverteilung eines 200 mm-Schweißleiters im Schweißaufbau mit der getroffenen Idealisierung zeigt eine qualitativ gute Übereinstimmung (Abb. 2.5b).



(a) Thermografieaufnahme eines blanken Schweißleiters (300 mm, Thissen und Endraß 2020)



(b) Simulierte Temperatur eines bestromten Schweißleiters (200 mm) im Schweißaufbau mit M^3 -Implementierung und $\tau = 1 \cdot 10^{12} \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot \text{K}}$

Abb. 2.5 – Experimentelle und simulierte Schweißleitertemperaturen (in °C)

2 Modifiziertes Mosaik-Modell (M^3)

2.3.2 Elektrisch

Im Schliffbild des realen Schweißleiters (Abb. 2.6) sind deutlich die Interfilament- (■) und Harzkeil-Kontaktflächen (■) aus reinem Matrixmaterial erkennbar, welche die Faserbündel an den Seiten komplett umschließen. Aufgrund der vielfach geringeren elektrischen Leitfähigkeit der Matrix im Vergleich zur Kohlenstofffaser ($\varrho_m \gg \varrho_f$)¹ soll gelten, dass die einzelnen Rovings an diesen Stellen elektrisch isoliert voneinander sind. Für die elektrischen Übergangskoeffizienten dieser Kontaktflächen folgt demnach

$$\epsilon_{IF} \rightarrow 0 \quad \text{bzw.} \quad \epsilon_{HK} \rightarrow 0. \quad (\text{Gl. 2.1})$$

Zur Konvergenzverbesserung werden die Werte in der numerischen Anwendung jeweils auf $\epsilon_{IF} = \epsilon_{HK} = 1 \cdot 10^{-12} \frac{\text{S}}{\text{m}^2}$ gesetzt.

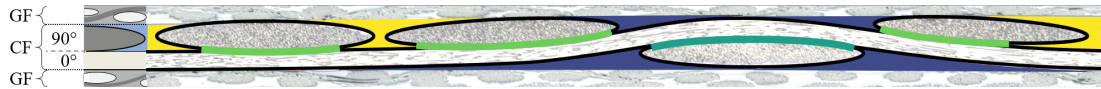
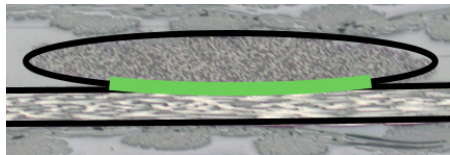
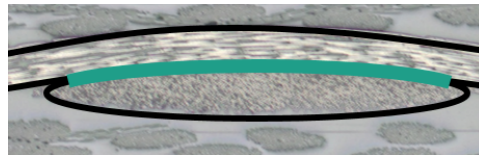


Abb. 2.6 – Kontaktflächenklassifizierung im realen Schweißleiter (eingefärbtes Schliffbild)

An den interplanaren Kontaktstellen besteht Kontakt sich kreuzender Faserbündel unterschiedlicher Faserrichtung. Die Schliffbilder (Abb. 2.7) zeigen aufgrund der Faserkrümmung unterschiedliche Kontaktbreiten bei interplanaren Kontakten in der Ebene (IP-E) und an den Ondulationsstellen (IP-O).



(a) Interplanar Ebene (IP-E)



(b) Interplanar Ondulation (IP-O)

Abb. 2.7 – Interplanare Kontaktflächenbreiten eines realen Schweißleiters (Schliffbild)

Trotz der elliptischen Roving-Form kann für kleine Eindringtiefen in guter Näherung von einer kreisförmigen Kontaktfläche ausgegangen werden (Abb. 2.8a).

Der Übergangswiderstand einer kreisförmigen Kontaktfläche des Radius a und des spezifischen elektrischen Widerstands senkrecht zur Kontaktebene ϱ liest (Holm 1958, S. 18 f.)

$$R_\mu = \frac{\varrho}{2a}. \quad (\text{Gl. 2.2})$$

1. $\varrho_{PPS} > 1,0 \cdot 10^9 \Omega \cdot \text{m}$ (Celanese 2013),
 $\varrho_{CF} = 1,7 \cdot 10^{-5} \Omega \cdot \text{m}$ (Toray 2018)

2 Modifiziertes Mosaik-Modell (M^3)

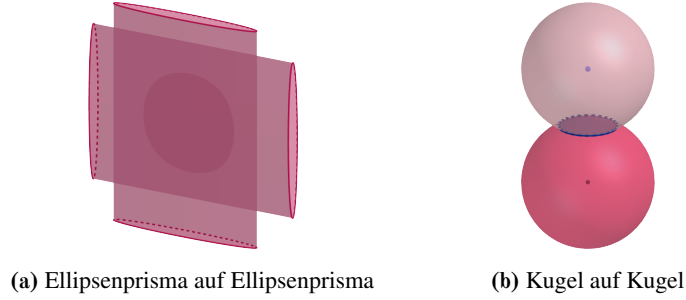


Abb. 2.8 – Kontaktflächenform unterschiedlicher geometrischer Körper

Um den Radius der Kontaktfläche zu ermitteln, wird für ein derartiges Kontaktproblem die HERTZ'sche Pressung (Hertz 1881) herangezogen, wobei der Fall „Kugel auf Kugel“ die gleiche kreisförmige Kontaktfläche liefert (Abb. 2.8b). Dabei lässt sich der Radius der Kontaktfläche a berechnen nach (Bender und Göhlich 2020, S. 421)

$$a = \sqrt[3]{1,5 \cdot \frac{F \cdot r \cdot (1 - \nu^2)}{E}} \quad (\text{Gl. 2.3})$$

mit dem Elastizitätsmodul E , der Querkontraktionszahl ν , dem Kugelradius r sowie der Presskraft F . Diese Methode ist hier nicht anwendbar, da die Schweißleiter vorkonsolidiert verwendet werden und keine Angaben zur Presskraft beim Herstellungsschritt bekannt sind.

Stattdessen soll der Radius der Kontaktfläche über Messungen in den Schliffbildern ermittelt werden. Dafür werden die oben eingeführten Einheitsboxen des Mosaik-Modells mit der Breite $b_{\square}$ an den entsprechenden Stellen betrachtet und die optisch vorhandene Kontaktbreite b_K der beiden kreuzenden Rovings visuell ermittelt (Abb. 2.9).

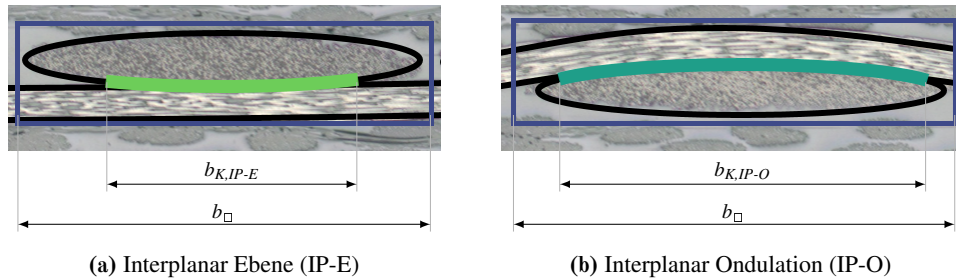


Abb. 2.9 – Interplanare Kontaktflächenbreiten eines realen Schweißleiters innerhalb der Einheitselemente des Mosaik-Modells (Schliffbild)

Das Breitenverhältnis ζ_K von Kontaktbreite b_K zu Elementbreite $b_{\square}$ berechnet sich zu

$$\zeta_K = \frac{b_K}{b_{\square}}. \quad (\text{Gl. 2.4})$$

2 Modifiziertes Mosaik-Modell (M^3)

Der Radius der kreisförmigen Kontaktfläche a ergibt sich letztlich aus der halben Kontaktbreite

$$a = \frac{b_K}{2} = \frac{\zeta_K \cdot b_{\square}}{2}. \quad (\text{Gl. 2.5})$$

Für (Gl. 2.2) wird der spezifische Widerstand ϱ benötigt, der hier dem transversalen Widerstand der Kohlenstofffaser $\varrho_{f,\perp}$ entspricht, da die Kontaktfläche und damit auch der elektrische Fluss senkrecht zur Faserrichtung liegt.

Die verwendete TORAYCA™ T300 Standard Modulus Kohlenstofffaser hat laut Datenblatt einen spezifischer Widerstand in Faserrichtung von $\varrho_{f,\parallel} = 1,7 \cdot 10^{-5} \Omega \cdot \text{m}$ (Toray 2018). Experimentelle Untersuchungen von Abry u. a. (1999) und Todoroki u. a. (2002) zeigten, dass der spezifische Widerstand von CF/Epoxy-Composites in transversaler Richtung um den Faktor 1000 höher liegt als in Faserrichtung. Da im Faserverbund – wie oben gezeigt – nur die Kohlenstofffaser wesentliche elektrische Leitereigenschaften aufweist, kann dieser Faktor direkt auf die Leitfähigkeit der C-Faser angewendet werden, womit gelten soll: $\varrho_{f,\perp} = 1,7 \cdot 10^{-2} \Omega \cdot \text{m}$.

Die elektrischen Übergangskoeffizienten ϵ sind als Leitwert pro Fläche definiert. Daher muss abschließend der ermittelte Kontaktwiderstand R_{μ} nach (Gl. 2.2) durch die kreisförmig angenommene Kontaktfläche A_K des Radius a nach (Gl. 2.5) dividiert werden, womit final folgt

$$\epsilon_{IP} = \frac{1}{R_{\mu} \cdot A_K} = \frac{2d}{\varrho_{f,\perp} \cdot (\pi \cdot a^2)} = \frac{2}{\varrho_{f,\perp} \cdot \pi \cdot a} = \frac{4}{\varrho_{f,\perp} \cdot \pi \cdot \zeta_K \cdot b_{\square}}. \quad (\text{Gl. 2.6})$$

Alle nach (Gl. 2.6) errechneten bzw. angenommenen Werte der elektrischen Übergangskoeffizienten ϵ sind in Tab. 2.1 aufgeführt.

Für die simulierten Anfangswiderstände zeigen diese Werte sehr gute Übereinstimmung, wohingegen die Widerstandswerte zum Ausschaltzeitpunkt zu hoch sind. Dies kann einerseits damit erklärt werden, dass durch den Aufschmelzvorgang und anliegenden Fügedruck Matrix zwischen den Faserbündeln herausgedrückt und die Leitfähigkeit dadurch erhöht wird. Kim u. a. (2002) vermuten eine Änderung des Kontaktzustandes und korrespondierender Widerstandssenkung bereits oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g .

Andererseits hängt der definierte Kontaktwiderstand vom (transversalen) elektrischen Widerstand der Kohlenstofffaser $\varrho_{f,\perp}$ ab, der durch sein Heißeleitverhalten mit steigender Temperatur abfällt. Die relative Abnahme des Kontaktwiderstands ζ_{ϱ} wird daher mathematisch über das Verhältnis der temperaturbedingten Widerstandsreduzierung der Kohlenstofffaser im Arbeitsbereich des Schweißleiters während des Schweißprozesses nach (Gl. 4.3) angenähert zu

$$\zeta_{\varrho}(\vartheta) = \frac{\varrho(T)}{\varrho(T_0)} = \frac{e^{\frac{E_{\varrho}}{k} \cdot \frac{1}{T}}}{e^{\frac{E_{\varrho}}{k} \cdot \frac{1}{T_0}}} = e^{\frac{E_{\varrho}}{k} \cdot \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0}\right)}. \quad (\text{Gl. 2.7})$$

2 Modifiziertes Mosaik-Modell (M^3)

wobei für den Ein- ($t = 0$) und Ausschaltzeitpunkt ($t = \tau$) folgt

$$t \rightarrow 0: \quad \zeta_\varrho = \zeta_\varrho(T_0) = 1, \quad (\text{Gl. 2.8a})$$

$$t \rightarrow \tau: \quad \zeta_\varrho = \zeta_\varrho(T). \quad (\text{Gl. 2.8b})$$

und mit (Gl. 2.6)

$$\epsilon_{IP}(\vartheta) = \begin{cases} \epsilon_{IP} \cdot 1 & \text{für } \vartheta < T_g \\ \epsilon_{IP} \cdot \zeta_\varrho(T) & \text{für } \vartheta \geq T_g \end{cases} \quad (\text{Gl. 2.9})$$

Mit dem später ermittelten Wert für $\frac{E_\varrho}{k} = 147,232$ folgt am oberen Arbeitspunkt (470°C) eine Reduzierung um den Faktor $\zeta_\varrho = 0,738$. Diese wird numerisch oberhalb von T_g auf $\varrho_{f,\perp}$ angewendet (Tab. 2.1).

Das isolierende Verhalten der Interfilament- und Harzkeil-Kontakte bleibt davon unangetastet.

Yarlagadda u. a. (2002) führten ebenso wie Kim u. a. (2002) Messungen zum Kontaktwiderstand zwischen bestromten unidirektionalen 0° - und 90° -Lagen durch und fanden elektrische Widerstände in der gleichen Größenordnung wie die hier ermittelten Werte.

Tab. 2.1 – Ermittelte elektrische Übergangskoeffizienten ϵ

Koeffizient		IP-E	IP-O	IF	HK
ζ_K	[–]	0,60	0,83		
$b_\square$	[mm]		$10,7$		
a	[mm]	0,43	0,60		
$\varrho_{f,\perp} (< T_g^*)$	$[\Omega \cdot \text{m}]$		$1,700 \cdot 10^{-2}$		
$\varrho_{f,\perp} (\geq T_g^*)$	$[\Omega \cdot \text{m}]$		$1,253 \cdot 10^{-2}$		
$\zeta_\varrho^\S$	[–]		0,738		
$R_\mu (< T_g^*)^{\S\S}$	$[\Omega]$	19,83	14,28		
$R_\mu (\geq T_g^*)^{\S\S}$	$[\Omega]$	14,62	10,52		
$\epsilon (< T_g^*)^{\S\S\S}$	$\left[\frac{\text{S}}{\text{m}^2} \right]$	87379	62913	$1 \cdot 10^{-12}$	$1 \cdot 10^{-12}$
$\epsilon (\geq T_g^*)^{\S\S\S}$	$\left[\frac{\text{S}}{\text{m}^2} \right]$	118561	85364	$1 \cdot 10^{-12}$	$1 \cdot 10^{-12}$

$\S$ berechnet nach (Gl. 2.7) mit $\frac{E_\varrho}{k} = 147,232$, $T_0 = 293,15 \text{ K}$ und $T = 743,15 \text{ K}$

$\S\S$ berechnet nach (Gl. 2.2)

$\S\S\S$ berechnet nach (Gl. 2.9)

$^*T_g(\text{PPS}) = 90^\circ\text{C}$ (Toray 2019), $T_g(\text{LMPAEK}^{\text{TM}}) = 147^\circ\text{C}$ (Toray 2023a)

Materialcharakterisierung und -modellierung

3.1 Mischungsregel und Faservolumengehalt

Die Mischungsregel (engl. *Rule of Mixture*, ROM) beschreibt den Ansatz, dass Materialeigenschaften eines Verbundes anhand der Eigenschaften der Einzelkomponenten gewichtet nach deren Volumenanteilen angenommen werden (Schürmann 2007, S. 165 ff.).

Als entscheidende Größe wird der Faservolumengehalt (FVG) verwendet, der das Verhältnis des Faservolumens V_f am Volumen des Gesamtverbundes V , d. h. der Summe aus Faser- und Matrixvolumen V_m angibt und liest

$$\varphi = \frac{V_f}{V_f + V_m}. \quad (\text{Gl. 3.1})$$

Alternativ gibt der Fasermassengehalt (FMG) analog das Massenverhältnis der verwendeten Fasermasse m_f zur Gesamtmasse des Verbundes m , d. h. der Summe aus Faser- und Matrixmasse m_m an und ist definiert als

$$\Phi = \frac{m_f}{m_f + m_m}. \quad (\text{Gl. 3.2})$$

Die Umrechnung kann über die Verknüpfung der Masse m mit dem Volumen V über die Dichte ρ bewerkstelligt werden über folgende Herleitungen:

$$\rho_f = \frac{m_f}{V_f} \quad \Leftrightarrow \quad V_f = \frac{\Phi \cdot m}{\rho_f}, \quad (\text{Gl. 3.3a})$$

$$\rho_m = \frac{m_m}{V_m} \quad \Leftrightarrow \quad V_m = \frac{m_f}{\rho_m} \cdot \frac{1 - \Phi}{\Phi} = \frac{(1 - \Phi) \cdot m}{\rho_m}. \quad (\text{Gl. 3.3b})$$

Eingesetzt in (Gl. 3.1) und umgeformt folgt schließlich

$$\varphi = \frac{\frac{\Phi}{\rho_f}}{\frac{\Phi}{\rho_f} + \frac{1 - \Phi}{\rho_m}} = \frac{\Phi}{\Phi + \frac{\rho_f}{\rho_m} \cdot (1 - \Phi)}. \quad (\text{Gl. 3.4})$$

3 Materialcharakterisierung und -modellierung

Für die hier verwendeten Lamine und einlagigen Schweißbleiter der Cetex® TC1100- und TC1225-Produktfamilie werden im Datenblatt jedoch Harzmassengehalte Φ^M angegeben, weshalb (Gl. 3.4) angepasst werden muss zu

$$\varphi = \frac{(1 - \Phi^M)}{(1 - \Phi^M) + \frac{\rho_f}{\rho_m} \cdot \Phi^M}. \quad (\text{Gl. 3.5})$$

Die ermittelten Werte nach (Gl. 3.5) sind in Tabelle 3.1 zu finden.

Tab. 3.1 – Errechnete Faservolumengehalte verwendeter Lamine

		CF/PPS	GF/PPS	CF/LMPAEK™		GF/LMPAEK™
		5HS	US Style 0120 K2/2	UD Tape	5HS	US Style 0120/4HS
ρ_f	$\left[\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3} \right]$	1,76 ^a	2,625 ^b	1,76 ^a	1,76 ^a	2,50 ^c
ρ_m	$\left[\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3} \right]$	1,35 ^d	—	1,30 ^c	1,30 ^c	1,30 ^c
Φ^M	$[-]$	0,43 ^d	—	0,34 ^c	0,43 ^c	0,34 ^c
φ	$[-]$	0,504	0,450 ^e	0,589	0,495	0,553

^aToray 2018, ^bAirbus 2019b, ^cToray 2023a, ^dToray 2019, ^eHultink 2022

3.2 Dichte

Die Dichten der Verstärkungsfasern ρ_f sind in Tabelle 3.1 aufgelistet und werden als konstant angenommen. Die temperaturabhängigen Dichten der Matrixmaterialien ρ_m werden indirekt über thermomechanische Analyse (TMA) bestimmt. Dabei wird ein Probekörper in eine temperaturgesteuerte Kammer gelegt und die temperaturbedingte Längenänderung ΔL durch einen aufliegenden Messfühler gemessen (Habenicht 2008, S. 815). Als Bezugspunkt dient die mittels Auftriebsmethode der TMA-Prüfkörper ermittelte Dichte ρ_0 bei Raumtemperatur (23 °C).

Die kombinierte Dichte des Laminats ρ_{Lam} wird anhand der Mischungsregel ermittelt zu

$$\rho_{Lam}(\vartheta) = \varphi \cdot \rho_f + (1 - \varphi) \cdot \rho_m(\vartheta). \quad (\text{Gl. 3.6})$$

Die gemessenen Daten und berechneten Werte sind in Anhang D.2 zu finden.

3.3 Spezifische Wärmekapazität

Die spezifische Wärmekapazität der Verstärkungsfasern c_f kann für Raumtemperatur dem Datenblatt der Kohlenstofffasern mit $c_{p0,CF} = 777 \frac{\text{J}}{\text{kg} \cdot ^\circ\text{C}}$ (Toray 2018) bzw. für die Glasfaser mit $c_{p0,GF} = 800 \frac{\text{J}}{\text{kg} \cdot ^\circ\text{C}}$ (Hultink 2022) entnommen werden. Die Temperaturabhängigkeit wird über die empirische Näherung nach Johnston (1997, S. 107) implementiert nach

$$c_{p,f}(\vartheta) = c_{p0,f} + 2,05 \cdot \frac{\text{J}}{\text{kg} \cdot ^\circ\text{C}^2} \cdot \vartheta. \quad (\text{Gl. 3.7})$$

Temperaturabhängige Daten zur spezifischen Wärmekapazität des reinen Matrixwerkstoffs $c_{p,m}$ werden mittels dynamischer Differenzkalorimetrie (DSC, vgl. Anhang G) ermittelt.

Die kombinierte spezifische Wärmekapazität des Verbunds folgt der Mischungsregel mit dem Fasermassengehalt bzw. umgeformt dem Faservolumengehalt (Schürmann 2007, S. 269)

$$c_{p,Lam}(\vartheta) = \Phi \cdot c_{p,f}(\vartheta) + (1 - \Phi) \cdot c_{p,m}(\vartheta) \quad (\text{Gl. 3.8a})$$

$$= \frac{\varphi \cdot c_{p,f}(\vartheta) \cdot \rho_f(\vartheta) + (1 - \varphi) \cdot c_{p,m}(\vartheta) \cdot \rho_m(\vartheta)}{\varphi \cdot \rho_f(\vartheta) + (1 - \varphi) \cdot \rho_m(\vartheta)}. \quad (\text{Gl. 3.8b})$$

Alle gemessenen und berechneten Werte sind Anhang D.3 zu entnehmen.

3.4 Thermische Leitfähigkeit

3.4.1 UD-Schicht

Werden die Wärmeströme in einer idealisierten UD-Schicht betrachtet, so liegt in Faserrichtung eine Parallelschaltung und quer dazu eine Serienschaltung von Fasern und Matrix vor – beides Mal im Verhältnis des Faservolumenanteils (Abb. 3.1).

Hier kann die Analogie zu Reihen- und Parallelschaltungen von Widerständen aus der Elektrotechnik herangezogen werden (Platzmann u. a. 2013, S. 235). Die Wärmeleitfähigkeiten λ entsprechen dabei den elektrischen Leitwerten G und somit dem Kehrwert des Widerstandes R , womit die Mischungsregeln lesen (Springer und Tsai 1967)

$$\lambda_{\parallel} = \varphi \cdot \lambda_{f,\parallel} + (1 - \varphi) \cdot \lambda_m, \quad (\text{Gl. 3.9a})$$

$$\lambda_{\perp} = \left(\frac{\varphi}{\lambda_{f,\perp}} + \frac{(1 - \varphi)}{\lambda_m} \right)^{-1}, \quad (\text{Gl. 3.9b})$$

mit den Wärmeleitfähigkeiten der Faser in $(\lambda_{f,\parallel})$ bzw. quer $(\lambda_{f,\perp})$ zur Faser sowie der Wärmeleitfähigkeit der Matrix λ_m .

3 Materialcharakterisierung und -modellierung

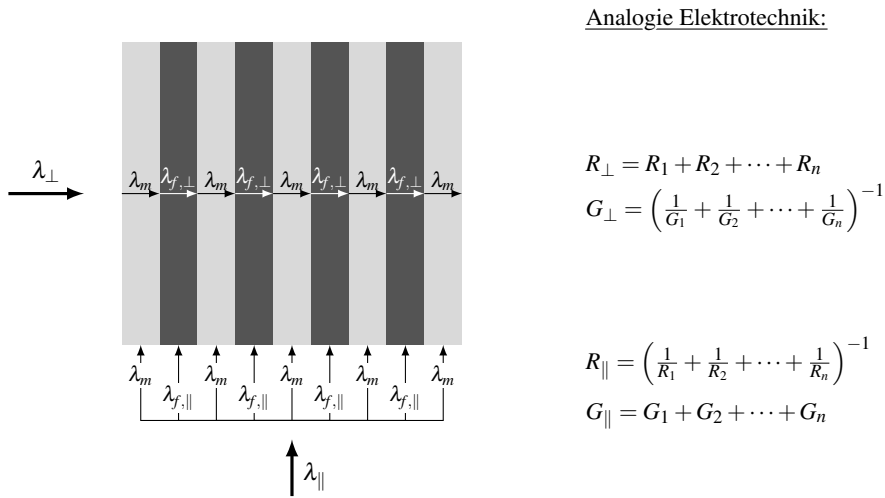


Abb. 3.1 – Parallel- und Reihenschaltung der Wärmeleitfähigkeiten in der UD-Schicht

Die temperaturabhängigen longitudinalen und transversalen Wärmeleitfähigkeiten der Kohlenstofffasern werden mit der empirischen Näherung nach Johnston (1997, S. 115) berechnet mit

$$\lambda_{f,\parallel}(\vartheta) = 7,69 \cdot \frac{W}{m \cdot ^\circ C} + 1,56 \cdot 10^{-2} \cdot \frac{W}{m \cdot ^\circ C^2} \cdot \vartheta, \quad (\text{Gl. 3.10a})$$

$$\lambda_{f,\perp}(\vartheta) = 2,40 \cdot \frac{W}{m \cdot ^\circ C} + 5,07 \cdot 10^{-3} \cdot \frac{W}{m \cdot ^\circ C^2} \cdot \vartheta. \quad (\text{Gl. 3.10b})$$

Cox und Flanagan (1997, S. 2-13) kommen ebenso wie Null u. a. (1973) sowie Rolfes und Hammerschmidt (1995) auf vergleichbare Wärmeleitfähigkeiten von T300J-Fasern bei Raumtemperatur von $8,5 \frac{W}{m \cdot K}$ (longitudinal) bzw. $2,4 \frac{W}{m \cdot K}$ und $2,0 \frac{W}{m \cdot K}$ (transversal).

Für die verwendeten Glasfasern sind keine temperaturabhängigen Daten verfügbar, es wird daher eine konstante Wärmeleitfähigkeit in Faserrichtung angenommen, die dem Datenblattwert bei Raumtemperatur entspricht. Weiter wird aufgrund fehlender Materialdaten angenommen, dass die transversale Wärmeleitfähigkeit der Glasfaser 70 % der longitudinalen Wärmeleitfähigkeit entspricht. Dieser Wert basiert auf Wärmeleitfähigkeitsmessungen von Takizawa und Chung (2016) an GF/Epoxy-Verbunden mit entsprechend beobachteten Verhältnissen bei gewebten Halbzeugen.

3 Materialcharakterisierung und -modellierung

Die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit des reinen, als isotrop angenommenen Matrixwerkstoffs λ_m wird über den Zusammenhang

$$\lambda_m(\vartheta) = a_m(\vartheta) \cdot \rho_m(\vartheta) \cdot c_{p,m}(\vartheta), \quad (\text{Gl. 3.11})$$

mit der Dichte ρ_m und spezifischen Wärmekapazität $c_{p,m}$ der Matrix (siehe oben) sowie ihrer Temperaturleitfähigkeit a_m berechnet. Letztere wird mit der Laser-Flash-Analyse (LFA) ermittelt, wofür eine Seite einer scheibenförmigen Probe der Reinmatrix über einen Laserpuls erwärmt wird und ein Infrarot-Detektor den zugehörigen Temperaturverlauf auf der Rückseite aufzeichnet.

Alle gemessenen Daten und errechneten Wärmeleitfähigkeiten der UD-Schicht sind Anhang D.4.1 zu entnehmen. Diese werden für die UD-Elemente des Schweißleiters im Mosaik-Modell verwendet, wobei gilt (vgl. Abb. 3.2)

$$\boxed{0^\circ} = \begin{cases} \lambda_{xx} = \lambda_{\parallel} \\ \lambda_{yy} = \lambda_{\perp} \\ \lambda_{zz} = \lambda_{\perp} \end{cases} \quad \text{bzw.} \quad \boxed{90^\circ} = \begin{cases} \lambda_{xx} = \lambda_{\perp} \\ \lambda_{yy} = \lambda_{\parallel} \\ \lambda_{zz} = \lambda_{\perp} \end{cases} \quad (\text{Gl. 3.12})$$

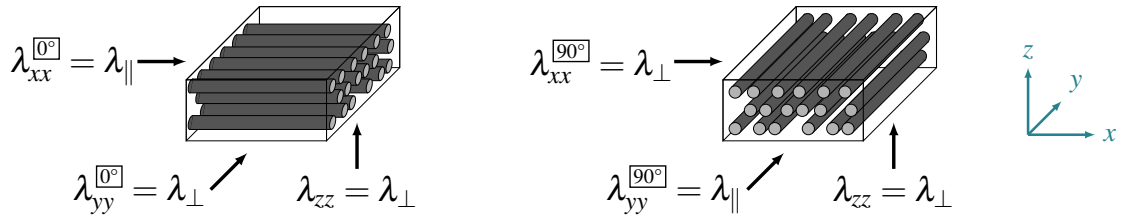


Abb. 3.2 – Richtungsabhängige Wärmeleitfähigkeiten in Mosaik-UD-Elementen

3.4.2 Gewebe

Die Wärmeleitfähigkeiten von Geweben sind eine Kombination ineinander ondulierter UD-Schichten, weshalb die oben hergeleiteten Formeln nicht direkt angewendet werden können.

Kulkarni und Brady (1997) entwickelten einen zweistufigen Ansatz zur Modellierung der Wärmeleitfähigkeiten eines Verbundes aus unterschiedlich orientierten unidirektionalen Schichten, der von Lecoite (1999) auf die Verstärkung mit Gewebelagen erweitert wurde. Die Vorgehensweise dieser Homogenisierungsmethode ist schematisch in Abb. 3.3 dargestellt.

Im ersten Schritt werden die Wärmeleitfähigkeiten in und quer zur Faserrichtung einer unidirektionalen Lage ermittelt. Hierfür wird für in Faserrichtung die Mischungsregel angewendet, da die Fasern als parallel in Längsrichtung angenommen werden.

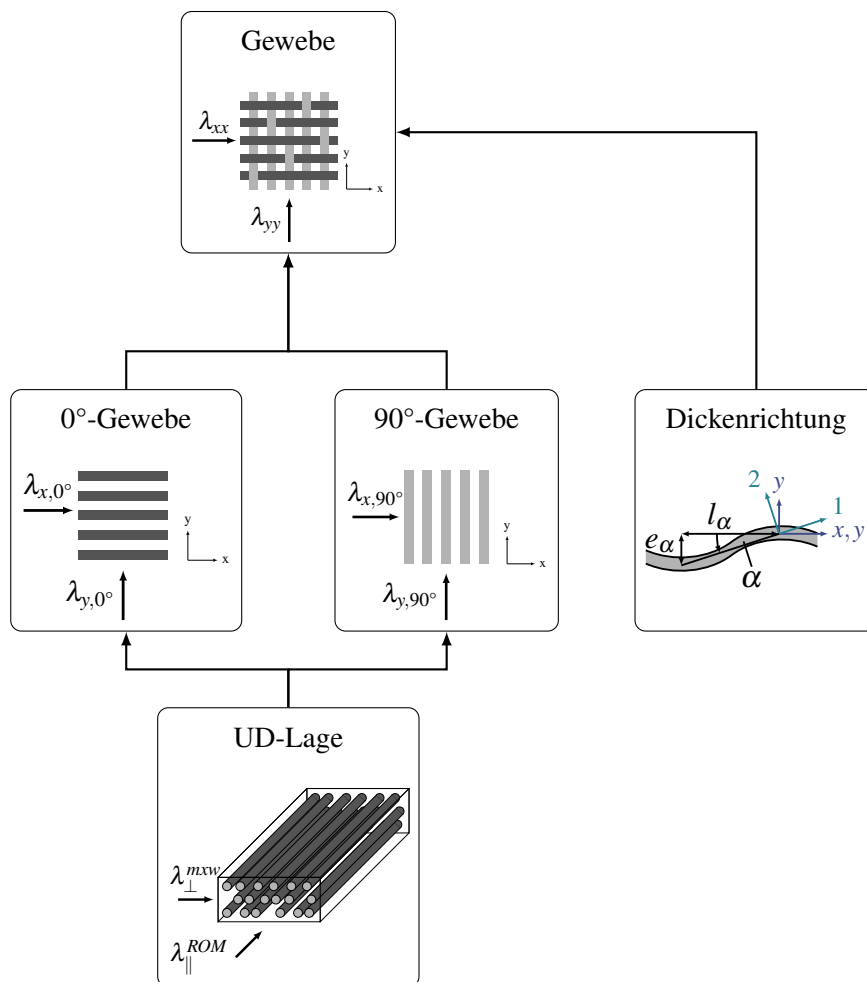


Abb. 3.3 – Ermittlung der Wärmeleitfähigkeiten in Gewebeverbunden nach (Lecoite 1999, S. 94 ff.)

3 Materialcharakterisierung und -modellierung

In Querrichtung verwenden Lecointe u. a. (2012) das analytische MAXWELL-Modell (1873, S. 365), da es Analogien zum vorliegenden Fall und eine relativ einfache Formulierung aufweist sowie gleichzeitig für höhere Fasergehalte besser abschneidet als das vergleichbare Modell nach CHARLES UND WILSON (1981). Jedoch betrachten beide Modelle die eingebrachten Füllstoffe als nicht miteinander interagierend, sodass sie sehr sensitiv gegenüber dem Faservolumengehalt sind und besonders bei sehr hohen Faservolumenanteilen größere Abweichungen auftreten; für unidirektionale Lamine sind die Ergebnisse aber zufriedenstellend (Villière u. a. 2013).

So ermitteln sich die UD-Eigenschaften nach

$$\lambda_{\parallel}^{\text{ROM}} = \varphi \cdot \lambda_{f,\parallel} + (1 - \varphi) \cdot \lambda_m, \quad (\text{Gl. 3.13a})$$

$$\lambda_{\perp}^{\text{Maxwell}} = \lambda_m \cdot \left(\frac{\lambda_{f,\perp} + 2\lambda_m + 2\varphi(\lambda_{f,\perp} - \lambda_m)}{\lambda_{f,\perp} + 2\lambda_m - \varphi(\lambda_{f,\perp} - \lambda_m)} \right), \quad (\text{Gl. 3.13b})$$

mit den empirischen Ansätzen nach (Gl. 3.10a) und (Gl. 3.10b) für $\lambda_{f,\parallel}$ und $\lambda_{f,\perp}$ sowie der thermischen Wärmeleitfähigkeit der Matrix λ_m nach (Gl. 3.11).

Im zweiten Schritt werden die ermittelten Leitfähigkeiten in das Koordinatensystem des Faserverbundes über deren Faserwinkel θ_i transformiert nach (Schürmann 2007, S. 268)

$$\lambda_{x,i} = \lambda_{\parallel} \cdot \cos(\theta_i)^2 + \lambda_{\perp} \cdot \sin(\theta_i)^2, \quad (\text{Gl. 3.14a})$$

$$\lambda_{y,i} = \lambda_{\parallel} \cdot \sin(\theta_i)^2 + \lambda_{\perp} \cdot \cos(\theta_i)^2. \quad (\text{Gl. 3.14b})$$

Abschließend werden die n Lagenorientierungen zum Gewebe überlagert und die Werte der einzelnen Koordinatenrichtungen arithmetisch gemittelt zu (Lecointe 1999, S. 95)

$$\lambda_{xx} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \lambda_{x,i}, \quad \text{bzw.} \quad \lambda_{yy} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \lambda_{y,i}. \quad (\text{Gl. 3.15})$$

Im Gegensatz zu unidirektionalen Schichten, verlaufen die Fasern bei Geweben nicht parallel zur xy-Ebene und weisen einen mittleren Krümmungswinkel $\tilde{\alpha}$ auf, der entsprechend Abb. 3.4 definiert und mathematisch formuliert werden kann als (Villière u. a. 2013)

$$\tilde{\alpha} = \arctan\left(\frac{e_{\alpha}}{l_{\alpha}}\right), \quad (\text{Gl. 3.16})$$

wobei die mittlere Ondulationshalblänge l_{α} als halber Ondulationsabstand genommen wird, der beim betrachteten fünfbindigen Atlasgewebe der Hälfte der fünffachen Elementbreite $b_{\square}$ im Mosaik-Modell entspricht. Beim CF-Schweißleiter kann die Ondulationshöhe e_{α} ersetzt werden durch dessen Lagendicke, d. h. der zweifachen Elementhöhe $h_{\square}$ im Mosaik-Modell, womit

3 Materialcharakterisierung und -modellierung

(Gl. 3.16) umgeformt und mit den Werten aus Kap. 2.1 folgt

$$\tilde{\alpha}_{5HS} = \arctan\left(\frac{2 \cdot h_{\square}}{\frac{1}{2} \cdot 5 \cdot b_{\square}}\right) = \arctan\left(\frac{2 \cdot 0,155 \text{ mm}}{\frac{1}{2} \cdot (5 \cdot 10/7 \text{ mm})}\right) = 4,96^{\circ}. \quad (\text{Gl. 3.17})$$

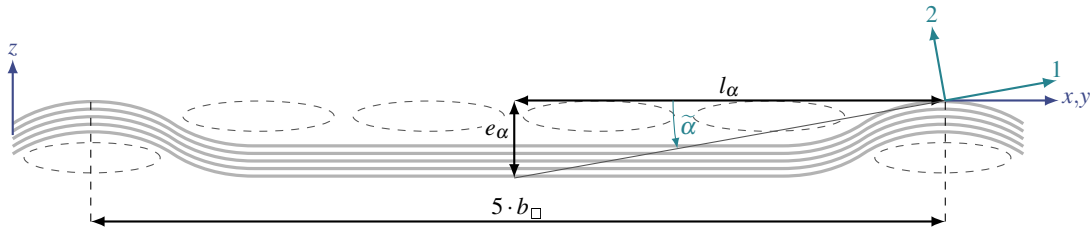


Abb. 3.4 – Definition des mittleren Krümmungswinkels im fünfbindigen Atlasgewebe nach (Villière u. a. 2013)

Für die Glasfaser-Isolationen ergibt sich analog nach (Gl. 3.16) mit einer Lagenstärke $e_{\alpha} = 0,08 \text{ mm}$ und einer mittleren Ondulationshalblänge $l_{\alpha} = \frac{30}{18} \text{ mm}$ ein mittlerer Krümmungswinkel $\tilde{\alpha}_{K2/2} = 5,50^{\circ}$.

Die transversale Leitfähigkeit in z-Richtung lässt sich ebenso transformieren und für identische Lagen (abgesehen vom Faserwinkel) vereinfachen zu (Lecointe 1999, S. 97)

$$\lambda_{zz} = \lambda_{\parallel}^{\text{ROM}} \cdot \sin(\tilde{\alpha})^2 + \lambda_{\perp}^{\text{Maxwell}} \cdot \cos(\tilde{\alpha})^2, \quad (\text{Gl. 3.18})$$

Alle ermittelten Daten und homogenisierten Wärmeleitfähigkeiten der Gewebe für GF-Isolationen und Grundplatten sind Anhang D.4.2 zu entnehmen.

In Gruppe IV werden anstelle von Grundlaminaten aus Geweben AFP-gelegte Substratplatten mit UD-Lagen in 0° , 45° , 90° und -45° -Orientierung verwendet. Aufgrund der fehlenden Verwebung wird für die Leitfähigkeit in Querrichtung $\lambda_{\perp}$ in (Gl. 3.14) anstelle des eingeführten MAXWELL-Modells auch der ROM-Ansatz aus Abschnitt 3.4.1 verwendet. Die folgenden Schritte mit Transformation und Mittelung bleiben unangetastet. Für die thermischen Leitfähigkeiten in Dickenrichtung werden durch die nicht signifikante Faserkrümmung innerhalb der UD-Lagen die Werte der Querrichtung $\lambda_{\perp}$ übernommen. Die angepassten Werte (mit etwas höherem Faservolumengehalt der UD-Tapes) sind in Anhang D.4.3 zu finden.

3.4.3 Peripherie

Alle weiteren Druckstück- und Peripheriekörper bestehen aus isotropen Werkstoffen und es werden Datenblattwerte entsprechend Anhang D.1.2 bzw. D.1.3 verwendet.

Elektrisches Submodell

Das elektrische Gesamtsystem des Versuchsaufbaus setzt sich aus zwei Komponenten zusammen: einerseits dem Schweißleiterwiderstand R_{SE} des CF-Gewebes mit der bestromten Länge L_j und andererseits den Kontaktwiderständen R_K der elektrischen Übergänge von den Kupferkontaktblöcken in den perforierten Schweißleiter. Beide sind seriell verschaltet (Abb. 4.1), womit der Gesamtwiderstand R_{ges} als Reihenschaltung liest

$$R_{ges} = 2 \cdot R_K + R_{SE}. \quad (\text{Gl. 4.1})$$

Nur der Gesamtwiderstand ist experimentell messbar und wird über das OHM'schen Gesetz nach (Gl. 3.1) und die gemessenen Spannungen und Ströme des Netzteils während des Schweißprozesses ermittelt.

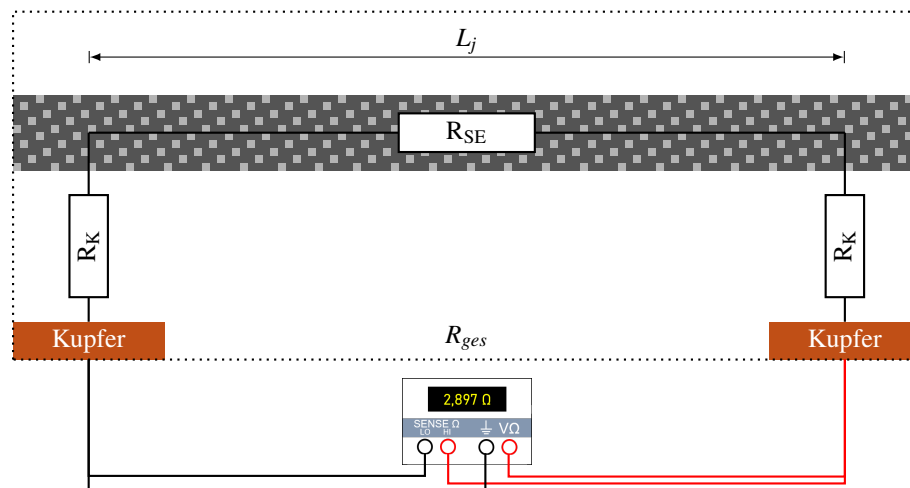


Abb. 4.1 – Elektrisches System mit Einzel- und Gesamtwiderständen des Versuchsaufbaus beim elektrischen Widerstandsschweißprozess

Dieser Gesamtwiderstand ist Ausgangspunkt für die folgende Modellierung, in dessen Zuge Ausdrücke für die Anteile der Schweißleiter- und Kontaktwiderstände hergeleitet werden.

4.1 Temperaturabhängigkeit $R(\vartheta)$

Die Kohlenstofffaser des Schweißleiters weist ein Heißeiterverhalten auf, was sich in einem abnehmenden elektrischen Widerstand bei steigender Temperatur äußert (Blanken 2019, S. 10 f.). Im Allgemeinen wird diese Temperaturabhängigkeit linear angenähert nach (Freist 2013, S. 21)

$$R_{SE}(\vartheta) = R_{SE}(\vartheta_0) \cdot [1 + \alpha_{\vartheta} \cdot (\vartheta - \vartheta_0)], \quad (\text{Gl. 4.2})$$

mit dem Referenzwiderstand bei Raumtemperatur $R_{SE}(\vartheta_0)$ und dem Temperaturkoeffizienten des elektrischen Widerstandes α_{ϑ} , der im Falle eines Heißeiters negativ ist und für Kohlenstofffasern bei $\alpha_{\vartheta} = -0,528 \cdot 10^{-3} \frac{1}{\text{K}}$ (Takahashi und Hahn 2011) liegt.

Diese lineare Näherung lieferte im Laufe der Untersuchungen durch die Formulierung des Kontaktwiderstands R_K als Differenz des Gesamtwiderstands und des Schweißleiterwiderstands (Gl. 4.5) jedoch zu unrealistische Werte.

Daher wird in dieser Arbeit für den temperaturabhängigen spezifischen Widerstand $\varrho_{SE}(\vartheta)$ die ebenso gebräuchliche Näherung über eine Arrhenius-Gleichung verwendet (Yu 2018, S. 120 f.)

$$\varrho_{SE}(\vartheta) = C_{\varrho} \cdot e^{\frac{E_{\varrho}}{k} \cdot \frac{1}{T}}, \quad (\text{Gl. 4.3})$$

mit einer Arrhenius-Konstante C_{ϱ} , der Aktivierungsenergie E_{ϱ} , der BOLTZMANN-Konstante $k = 8,617342 \cdot 10^{-5} \frac{\text{eV}}{\text{K}}$ sowie der absoluten Temperatur T .

Dieser kann nach (Gl. 3.2) über die geometrischen Abmessungen des Leiters auf den Schweißleiterwiderstand R_{SE} zurückgerechnet werden mit

$$R_{SE}(\vartheta) = \varrho_{SE}(\vartheta) \cdot \frac{L_j}{A_{SE}} = \varrho_{SE}(\vartheta) \cdot \frac{L_j}{b_{SE} \cdot h_{SE}} = C_{\varrho} \cdot e^{\frac{E_{\varrho}}{k} \cdot \frac{1}{T}} \cdot \frac{L_j}{b_{SE} \cdot h_{SE}}. \quad (\text{Gl. 4.4})$$

Obwohl diese Formulierung für klassische metallische Leiter aufgestellt wurde, zeigt sie auch bei Kohlenstofffaserverbunden eine gute Näherung des Widerstands (Zammar u. a. 2017).

Für den Kontaktwiderstand R_K sind bislang keine Untersuchungen zur Temperaturabhängigkeit in der Literatur bekannt. Zudem untergliedert er sich weiter in sog. Enge- und Fremdschichtwiderstände (Hemmen 2016, S. 44; Vinaricky u. a. 2016, S. 7), was eine temperaturabhängige Betrachtung noch komplexer werden lässt. Daher soll der Kontaktwiderstand hier vereinfacht über den umgestellten Ansatz nach (Gl. 4.1) hergeleitet werden als Differenz

$$R_K(\vartheta) = \frac{1}{2} [R_{ges}(\vartheta) - R_{SE}(\vartheta)] \quad (\text{Gl. 4.5})$$

mit dem temperaturabhängigen Schweißleiterwiderstand $R_{SE}(\vartheta)$ nach (Gl. 4.4).

4 Elektrisches Submodell

Für eine mathematische Formulierung des temperaturabhängigen Gesamtwiderstands $R_{ges}(\vartheta)$ werden Versuchsdaten elf durchgeführter Standardschweißungen von 200 mm Fügelänge ausgewertet und der berechnete Gesamtwiderstand über die simultan mit Thermoelementen gemessene Schweißleitertemperatur aufgetragen (Abb. 4.2).

Darin ist eine vertikale Streuung der Gesamtwiderstände zwischen den verschiedenen Versuchen zu erkennen. Da die Schweißleiterwiderstände aufgrund der gleichen Schweißleitergeometrien bei allen Versuchen als nahezu konstant angenommen werden können, lassen sich die Schwankungen auf den Kontaktwiderstand zurückführen, wie sie bereits Ziche (2020, S. 57 f.) und Thomé (2021, S. 56 ff.) beobachtet haben.

Dennoch zeichnet sich für alle Versuche der gleiche Trend des abfallenden Widerstands mit steigender Schweißleitertemperatur ab. Um die y-Verschiebung der Kurven zu eliminieren, wird eine Normierung durchgeführt, indem bei 260 °C der Mittelwert aller Widerstände $\bar{R}(260^\circ\text{C})$ gebildet und ein normierter Gesamtwiderstand $R_{ges,i}^N(\vartheta)$ für jeden Versuch i um diesen Wert errechnet wird nach

$$R_{ges,i}^N(\vartheta) = R_i(\vartheta) - [R_i(260^\circ\text{C}) - \bar{R}(260^\circ\text{C})]. \quad (\text{Gl. 4.6})$$

Die Referenztemperatur wurde mit 260 °C gewählt, da diese kurz vor dem Schmelzpunkt und damit verbundenen Abknicken der Widerstandskurve liegt und gleichzeitig der Zustand zu diesem Zeitpunkt für das darauffolgende Aufschmelzen so genau wie möglich bekannt sein soll.

Die normierten Widerstände sind in Abb. 4.3 über der Temperatur aufgetragen. Darin ist deutlich das Zusammenfallen aller Kurven zu erkennen – nicht nur im Referenztemperaturpunkt von 260 °C, sondern auch in guter Näherung für den gesamten Aufheizbereich.

Als Näherung der resultierenden Datenpunkte kommt eine Potenz- oder Logarithmusfunktion in Frage, wovon letztere die bessere Modellgüte R^2 aufweist. Sie soll der Formulierung gemäß der Definition der logarithmischen Regressionsanalyse nach (Gl. E.7) folgen als

$$R_{ges}^{\text{LN}}(\vartheta) = \alpha_T + \beta_T \cdot \ln(\vartheta). \quad (\text{Gl. 4.7})$$

Abschließend werden die Schritte zur logarithmischen Regression nach Kapitel E.3 mit den gemittelten normierten Widerständen nach (Gl. 4.6) durchgeführt. Um Streuungen einzelner Punkte am Anfang und Ende des Aufheizbereichs nicht mit zu ziehen, wird das arithmetische Mittel nur an den Temperaturpunkten gebildet, an denen mindestens fünf Messwerte der elf Messreihen vorhanden sind.

Neben den dargestellten Versuchsdaten der 200 mm-Versuche wird die gleiche Herleitung auf Messreihen aus 600 mm-Versuchen angewendet, womit sich die Regressionskoeffizienten gemäß Tab. 4.1 ergeben. Die zugehörigen Kurven sind in Abb. 4.4 zu sehen.

4 Elektrisches Submodell

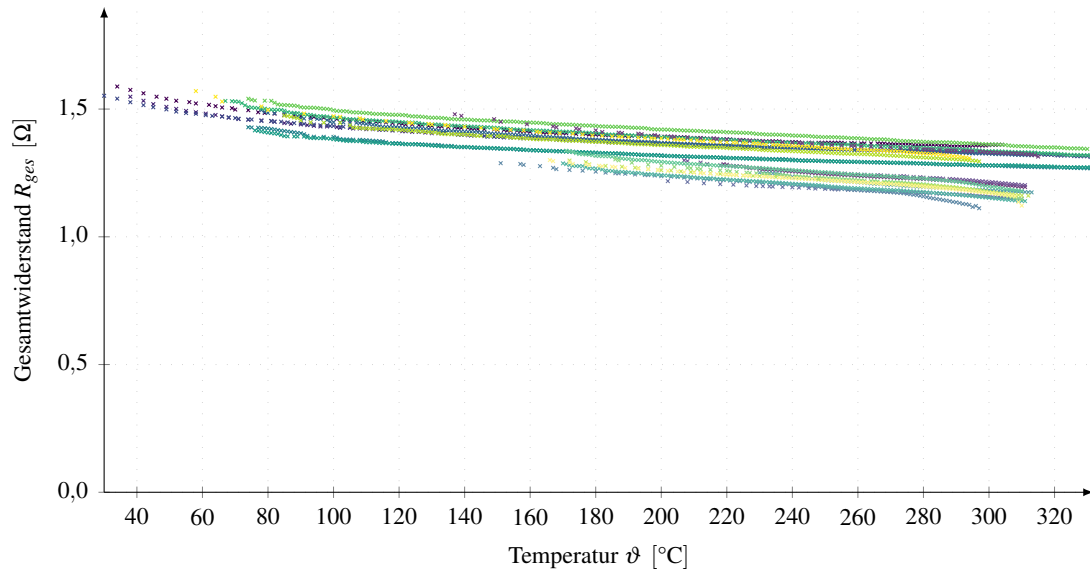


Abb. 4.2 – Gemessene Gesamtwiderstände über Schweißleitertemperatur

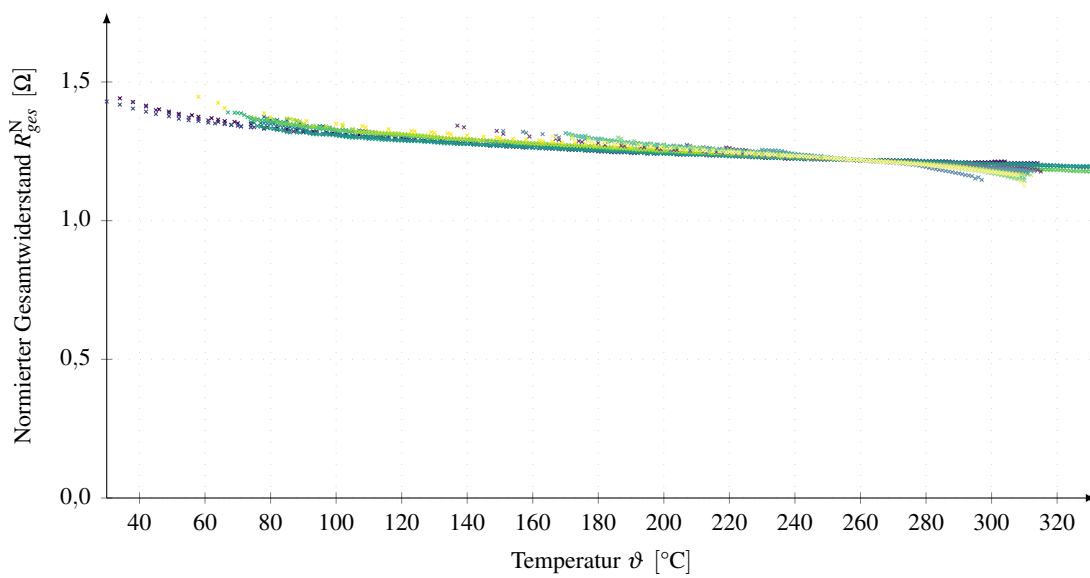


Abb. 4.3 – Normierte Gesamtwiderstände über Schweißleitertemperatur

4 Elektrisches Submodell

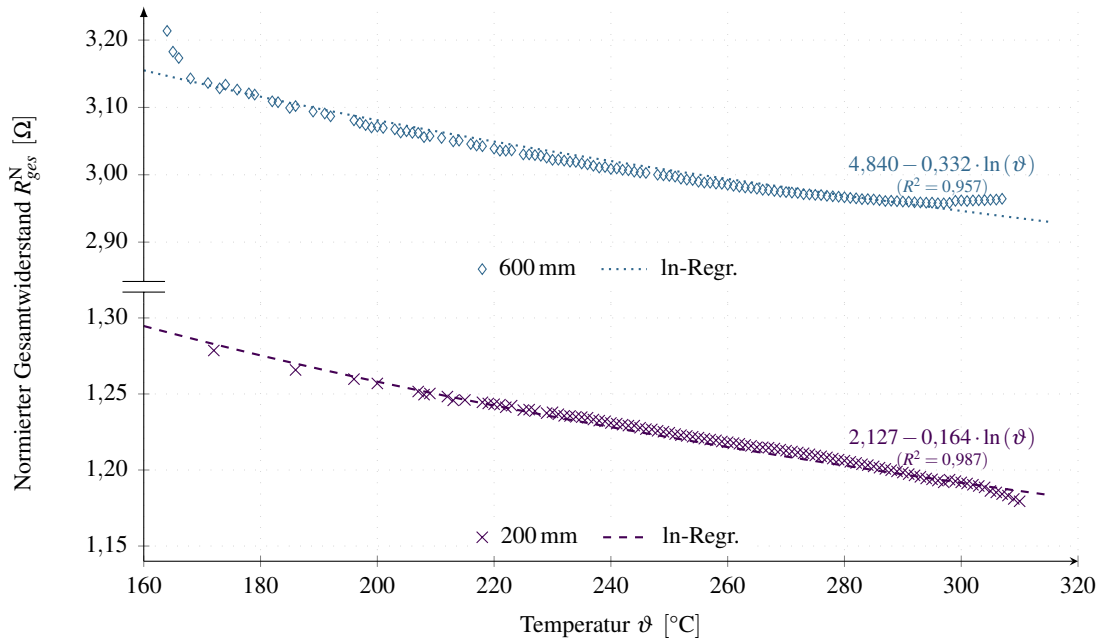


Abb. 4.4 – Gemittelte normierte Gesamtwiderstände über Schweißleitertemperatur mit LN-Näherungen

Tab. 4.1 – Regressionskoeffizienten zum Temperaturverhalten der 200/600 mm-Schweißleiter

		200 mm	600 mm
α_T	$[\Omega]$	2,127	4,840
β_T	$\left[\frac{\Omega}{\ln(^{\circ}\text{C})}\right]$	-0,164	-0,332
R^2	–	0,987	0,957

Hier ist anzumerken, dass α_T der y-Verschiebung der Kurven entspricht und die ermittelten Werte in Tab. 4.1 aus dem hier verwendeten, fiktiven normierten Gesamtwiderstand hervorgehen. Die tatsächliche α_T -Verschiebung muss für jeden realen Anwendungsfall berechnet werden über

$$\alpha_T = R_{ges}(20^{\circ}\text{C}) - \beta_T \cdot \ln(20^{\circ}\text{C}). \quad (\text{Gl. 4.8})$$

Der dafür benötigte tatsächliche Gesamtwiderstand R_{ges} bei Raumtemperatur kann entweder über Messungen oder die folgende empirische Näherung ermittelt werden.

4.2 Geometrieabhängigkeit $R(L, w, t)$

In einer vorangegangenen Arbeit (Sänger u. a. 2024) konnte gezeigt werden, dass der modellierte Gesamtwidestand eines CF-Gewebeschweißleiters über folgende Regressionsverschachtelung empirisch beschrieben werden kann als

$$R_{ges}^{emp}(L_j, b_{SE}, p_K) = \underbrace{\left(\gamma_1 \cdot p_K^{\delta_1} \right) \cdot b_{SE}^{[\gamma_2 + \delta_2 \cdot \ln(p_K)]}}_{R_K^{emp}(b, p)} + \underbrace{\left(\xi_1 \cdot b_{SE}^{\xi_2} \right) \cdot L_j}_{R_{SE}^{emp}(L_j, b_{SE})} \quad (\text{Gl. 4.9})$$

mit den beiden Termen des Kontaktwiderstands R_K und reinen Schweißleiterwiderstands R_{SE} . Diese zeigen Abhängigkeiten zu den geometrischen Abmessungen, d. h. der bestromten Länge L_j und Schweißleiterbreite b_{SE} sowie dem Kontaktierungsdruck p_K am Kontaktblock.

Die, im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Regressionskoeffizienten für perforierte CF-Gewebeschweißleiter sind in Tab. 4.2 zu finden.

Tab. 4.2 – Regressionskoeffizienten zur Geometrieabhängigkeit des CF-Gewebeschweißleiters nach (Sänger u. a. 2024)

γ_1	0,10851	} R_K
δ_1	− 0,88535	
γ_2	− 0,75900	
δ_2	− 0,13381	
ξ_1	0,20812	} R_{SE}
ξ_2	− 1,02256	

Damit lässt sich (Gl. 4.9) in (Gl. 4.8) einsetzen, und mit den gegebenen Kontaktierungsdrücken p_K die tatsächlichen Regressionskoeffizienten für α_T unterschiedlicher Schweißleiterkonfigurationen bestimmen (Tab. 4.3).

Tab. 4.3 – Reale Regressionskoeffizienten α_T für Schweißleiter-Varianten

Gruppe	L_j [mm]	b_{SE} [mm]	p_K [MPa]	R_K^{emp} [Ω]	R_{SE}^{emp} [Ω]	R_{ges}^{emp} [Ω]	α_T [Ω]
I	220	45	1,962	0,832	1,091	1,923	2,413
II	620	45	1,994	0,825	3,075	3,901	4,896
III	220	40	0,818	1,368	1,231	2,599	3,089
IV	220	30	0,538	2,011	1,652	3,663	4,153

4.3 Schweißleiterwiderstand $R_{SE}(\vartheta)$

4.3.1 Arrhenius-Koeffizienten

Der temperaturabhängige Schweißleiterwiderstand R_{SE} wird – wie oben erläutert – über die Arrhenius-Gleichung angenähert. Zur Ermittlung der Arrhenius-Konstante C_ϱ sowie der Aktivierungsenergie E_ϱ wird (Gl. 4.3) logarithmiert, womit folgt (Yu 2018, S. 120 f.)

$$\ln[\varrho_{SE}(\vartheta)] = \underbrace{\ln[C_\varrho]}_t + \underbrace{\frac{E_\varrho}{k}}_m \cdot \underbrace{\frac{1}{T}}_x. \quad (\text{Gl. 4.10})$$

Diese Formulierung ähnelt der Normalform einer linearen Funktion und ermöglicht die genannten Parameter als Steigung m und y-Achsenabschnitt t der linearen Approximation aus dem Arrheniusgraphen ablesen zu können. Für die Versuchsdaten der 200 mm und 600 mm-Konfiguration sind die Arrheniusgraphen mit linearen Näherungen in Abb. 4.5 dargestellt.

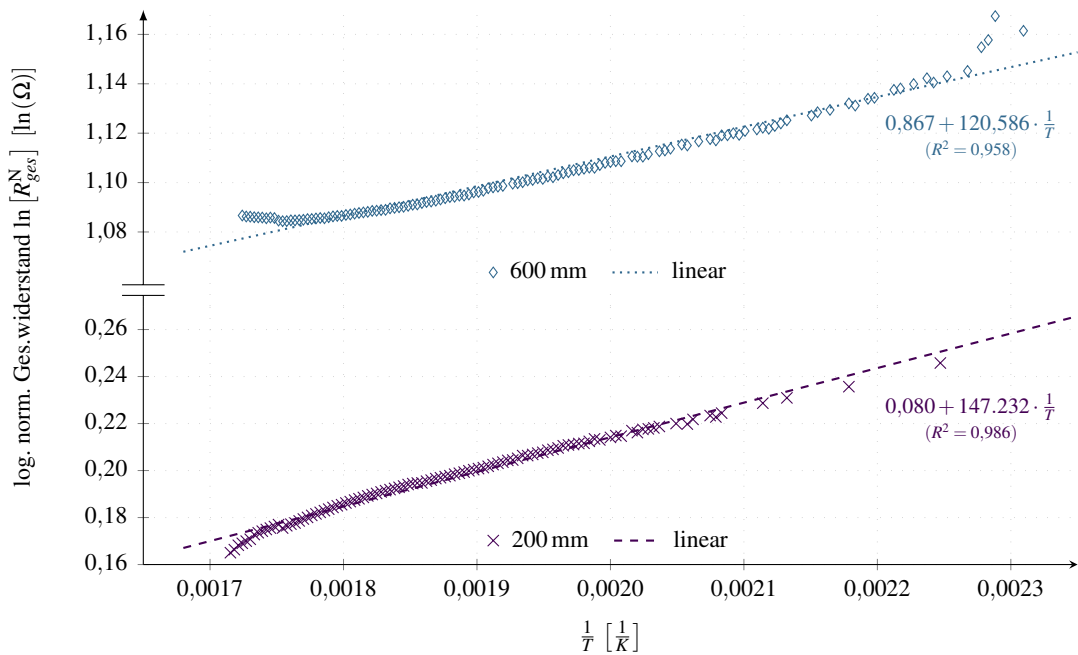


Abb. 4.5 – Arrheniusgraph zur Koeffizientenermittlung von $\frac{E_\varrho}{k}$

Diese wurden nicht mit den spezifischen Widerständen der Kohlenstofffasern ϱ_{SE} , sondern den normierten Gesamtwiderständen R_{ges}^N erstellt. Trotz dieser Anpassung sind die ermittelten Aktivierungsenergien $\frac{E_\varrho}{k}$ in sehr guter Übereinstimmung mit Literaturwerten (Tab. 4.4).

4 Elektrisches Submodell

Die Arrhenius-Konstante C_ϱ muss hingegen separat bestimmt werden, da die Verschiebung aufgrund der geschilderten Änderung keine mit der Literatur vergleichbaren Werte liefert. Dafür wird (Gl. 4.4) nach C_ϱ umgeformt zu

$$C_\varrho(\vartheta) = R_{SE}(\vartheta) \cdot \frac{b_{SE} \cdot h_{SE}}{L_j} \cdot e^{-\frac{E_\varrho}{k} \cdot \frac{1}{T}}, \quad (\text{Gl. 4.11})$$

wobei bei Raumtemperatur (20 °C) für R_{SE} der hintere Term aus (Gl. 4.9) herangezogen und eingesetzt werden kann, sodass die Gleichung liest

$$C_\varrho(20^\circ\text{C}) = \left[\left(\xi_1 \cdot b_{SE}^{\xi_2} \right) \cdot L_j \right] \cdot \frac{b_{SE} \cdot h_{SE}}{L_j} \cdot e^{-\frac{E_\varrho}{k} \cdot \frac{1}{293,15}}. \quad (\text{Gl. 4.12})$$

Durch Kürzen liest der Zusammenhang schließlich

$$C_\varrho(20^\circ\text{C}) = \xi_1 \cdot b_{SE}^{1+\xi_2} \cdot h_{SE} \cdot e^{-\frac{E_\varrho}{k} \cdot \frac{1}{293,15}}. \quad (\text{Gl. 4.13})$$

Damit ergeben sich für die entsprechenden Abmessungen b_{SE} und h_{SE} sowie den Regressionskoeffizienten ξ_1 und ξ_2 nach Tab. 4.2 die Arrhenius-Konstanten gemäß Tab. 4.4.

Tab. 4.4 – Arrhenius-Koeffizienten für Schweißleiter-Varianten

Gruppe	L_j [mm]	b_{SE} [mm]	h_{SE} [mm]	$\frac{E_\varrho}{k}$ [K]	C_ϱ [$\Omega \cdot \text{m}$]
I	220	45	0,31	147,232	$4,187 \cdot 10^{-5}$
II	620	45	0,31	120,586	$4,586 \cdot 10^{-5}$
III	220	40	0,31	147,232	$4,198 \cdot 10^{-5}$
IV	220	30	0,31	147,232	$4,226 \cdot 10^{-5}$
Ref. (Yu 2018, S. 122 f.)				101,127 – 145,587	

4.3.2 UD-Mosaik-Elemente

Die modellierte Querschnittsfläche des Schweißleiters nach M³-Ansatz ist durch die Unterscheidung nach 0°- und 90°-Faserbündeln geringer (Abb. 4.6a), als die des bisher als Ganzes betrachteten Schweißleiters (Abb. 4.6b).

Das Verhältnis der Querschnittsfläche der longitudinalen (stromführenden) Faserbündeln $A_{\boxed{0^\circ}}$ zur betrachteten Gesamtquerschnittsfläche des Schweißleiters A_{SE} liest

$$\zeta_A = \frac{A_{\boxed{0^\circ}}}{A_{SE}} = \frac{A_{\boxed{0^\circ}}}{b_{SE} \cdot h_{SE}}. \quad (\text{Gl. 4.14})$$

4 Elektrisches Submodell

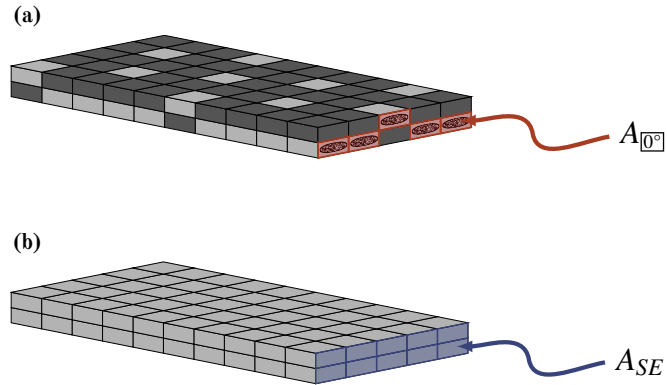


Abb. 4.6 – Verhältnis der Querschnittsflächen des (a) M³-Modells und des (b) vermessenen Schweißleiters

Im vorliegenden Fall besteht der Schweißleiter aus einem Gewebe, dessen Einheitszelle jeweils zur Hälfte aus 0°- und 90°-Faserbündeln besteht, d. h. $\zeta_A = 0,5$.

Allgemein gilt mit (Gl. 4.3) und den Koeffizienten aus Tab. 4.4

$$\varrho_{\parallel}(\vartheta) = \zeta_A \cdot \varrho_{SE}(\vartheta) = \zeta_A \cdot \left[C_{\varrho} \cdot e^{\frac{E_{\varrho}}{k} \cdot \frac{1}{T}} \right]. \quad (\text{Gl. 4.15})$$

Nach Abry u. a. (1999) sowie Todoroki u. a. (2002) wird der spezifische Widerstand quer zur Faserrichtung $\varrho_{\perp}$ um den Faktor 1000 höher angenommen als in Faserrichtung, womit folgt

$$\varrho_{\perp}(\vartheta) = \varrho_{\parallel}(\vartheta) \cdot 1000. \quad (\text{Gl. 4.16})$$

Analog zu den thermischen Leitfähigkeiten aus (Gl. 3.12) gilt auch für die UD-Mosaik-Elemente in 0°- und 90°-Richtung folglich

$$\boxed{0^\circ} = \begin{cases} \varrho_{xx} = \varrho_{\parallel} \\ \varrho_{yy} = \varrho_{\perp} \\ \varrho_{zz} = \varrho_{\perp} \end{cases} \quad \text{bzw.} \quad \boxed{90^\circ} = \begin{cases} \varrho_{xx} = \varrho_{\perp} \\ \varrho_{yy} = \varrho_{\parallel} \\ \varrho_{zz} = \varrho_{\perp} \end{cases} \quad (\text{Gl. 4.17})$$

Alle nach (Gl. 4.15) und (Gl. 4.16) berechneten temperaturabhängigen Werte der spezifischen elektrischen Widerstände der UD-Mosaik-Elemente sind in Anhang D.5 aufgelistet.

4.4 Kontaktwiderstand R_K und Übergangskoeffizient ϵ_K

4.4.1 Kontaktfläche A_K

Der Kontaktwiderstand R_K beim Einkoppeln des Stroms über die Kontaktfläche A_K in den Schweißleiter wird numerisch über den elektrischen Übergangskoeffizienten ϵ_K abgebildet. Dieser ist analog zu (Gl. 2.6) als Leitwert pro (Kontakt-)Fläche A_K definiert und liest

$$\epsilon_K = \frac{1}{R_K \cdot A_K}. \quad (\text{Gl. 4.18})$$

Mit dem Differenzansatz aus (Gl. 4.5) und (Gl. 4.7) sowie (Gl. 4.4) eingesetzt, folgt

$$\begin{aligned} \epsilon_K(\vartheta) &= \frac{1}{\frac{1}{2} \cdot [R_{ges}(\vartheta) - R_{SE}(\vartheta)] \cdot A_K}, \\ &= \left\{ \frac{1}{2} \cdot \left[\left(\alpha_T + \beta_T \cdot \ln(\vartheta) \right) - \left(\varrho_{SE}(\vartheta) \cdot \frac{L_j}{b_{SE} \cdot h_{SE}} \right) \right] \cdot A_K \right\}^{-1}. \end{aligned} \quad (\text{Gl. 4.19})$$

$\varrho_{SE}(\vartheta)$ aus (Gl. 4.3) eingesetzt führt zu

$$\epsilon_K(\vartheta) = \left\{ \frac{1}{2} \cdot \left[\left(\alpha_T + \beta_T \cdot \ln(\vartheta) \right) - \left(C_\varrho \cdot e^{\frac{E_\varrho}{k} \cdot \frac{1}{T}} \cdot \frac{L_j}{b_{SE} \cdot h_{SE}} \right) \right] \cdot A_K \right\}^{-1}. \quad (\text{Gl. 4.20})$$

In Kapitel 2.5 wurde erläutert, dass der Schweißleiter für einen reduzierten Kontaktwiderstand an beiden Seiten perforiert wird. Dieser Perforationsvorgang verwendet eine Nähmaschine im Zig-Zag-Modus, um im Abstand von jeweils 20 mm von den Außenkanten eine Lochreihe mit definierten Lochabständen einzubringen. In Abb. 4.7a ist die Mikroskopaufnahme eines vorbereiteten Schweißleiters mit regelmäßigen Lochabständen abgebildet.

Übertragen auf das Simulationsmodell entspricht dies einem Linienkontakt mit einer Breite von $n_{\epsilon_K} = 4$ Mosaik-Elementen (Abb. 4.7b); davor und danach soll die Leitfähigkeit auf Null gesetzt werden. Um Sprünge der Leitfähigkeitswerte von einem zum anderen Element in diesem Bereich und damit verbundene mögliche Konvergenzprobleme in der späteren Simulation zu vermeiden, wird über eine halbe Elementbreite der Übergangskoeffizient hoch- bzw. abgerampt.

Die Kontaktfläche A_K wird nur auf den Bereich mit nominalem Übergangskoeffizienten ϵ_K bezogen und errechnet sich nach

$$A_K = n_{\epsilon_K} \cdot b_\square \cdot b_{SE}, \quad (\text{Gl. 4.21})$$

mit der, durch die Perforationsbreite bestimmte Anzahl an involvierten Einleitungselementen n_{ϵ_K} , der Breite eines Mosaik-Elements $b_\square$ und der Gesamtbreite des Schweißleiters b_{SE} .

4 Elektrisches Submodell

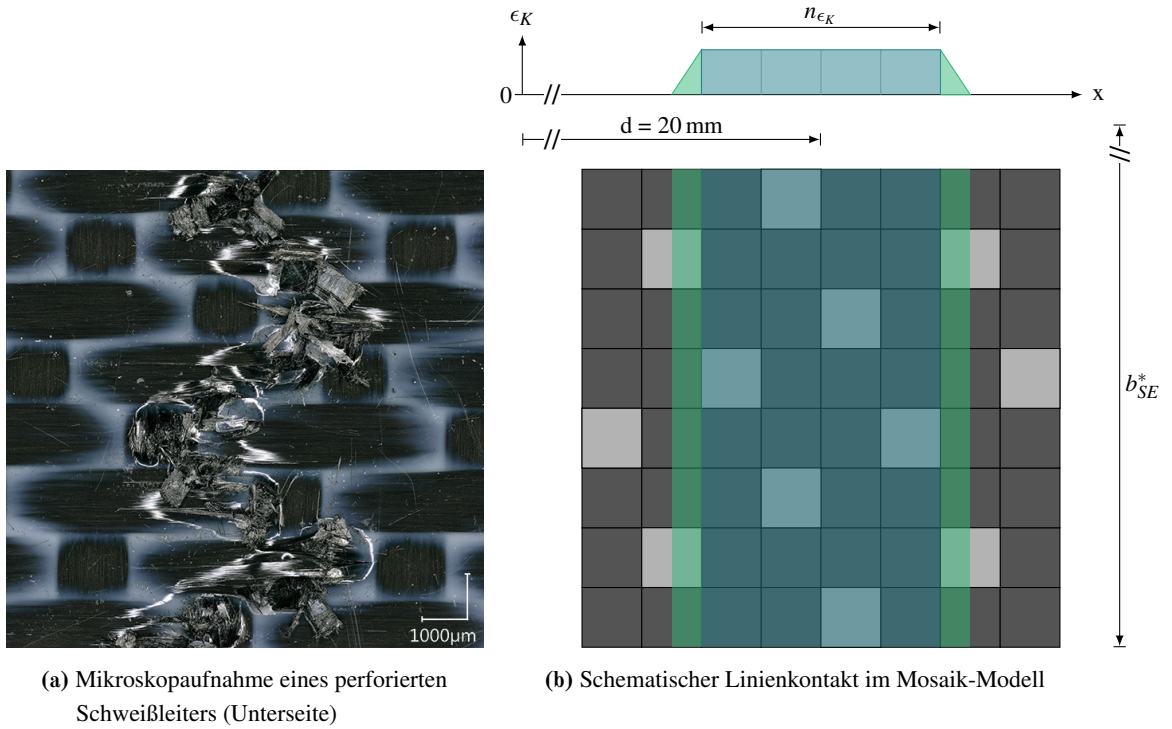


Abb. 4.7 – Modellierung der Kontaktverhältnisse eines perforierten Schweißelements

Eingesetzt in (Gl. 4.20) folgt schließlich

$$\epsilon_K(\vartheta) = \left\{ \frac{1}{2} \cdot \left[\left(\alpha_T + \beta_T \cdot \ln(\vartheta) \right) - \left(C_\varrho \cdot e^{\frac{E_\varrho}{k} \cdot \frac{1}{T}} \cdot \frac{L_j}{b_{SE} \cdot h_{SE}} \right) \right] \cdot n_{\epsilon_K} \cdot b_{\square} \cdot b_{SE} \right\}^{-1}. \quad (\text{Gl. 4.22})$$

4.4.2 Spannungsabhängigkeit $R(U)$

In der Literatur finden sich mehrere Hinweise darauf, dass der gemessene Gesamtwiderstand abhängig von der angelegten Spannung ist (Shi u. a. 2015; Ziche 2020, S. 57 ff. Thomé 2021, S. 48 ff.) und bei höheren Messspannungen sinkt (Abb. 4.8a). Bei Messzyklen mit Spannungserhöhung und -senkung lässt sich zudem ein Hysteresis-Effekt beobachten (Abb. 4.8b), der auf irreversible Veränderungen im Schweißleiter zurückzuführen ist (Ziche 2020, S. 57 ff.). Thomé (2021, S. 66 ff.) nutzt diesen Effekt und schlägt einen initialen Spannungsimpuls weit über dem späteren Bestromungsniveau der Aufheizphase vor. Er weist experimentell nach, dass sich dadurch der Schweißleiterwiderstand senken und die Homogenität deutlich verbessern lässt.

Zur Bewertung des Einflusses der Spannungsabhängigkeit wird bei 200 mm-Schweißversuchen der Anfangswiderstand mittels Multimeter (R&S® HMC8012 Digital Multimeter) mit einem Messstrom von $I_m = 1 \text{ mA}$ zwischen den Kontaktblöcken gemessen und über das OHM'sche Gesetz nach (Gl. 3.1) die zugehörige Messspannung ermittelt.

4 Elektrisches Submodell

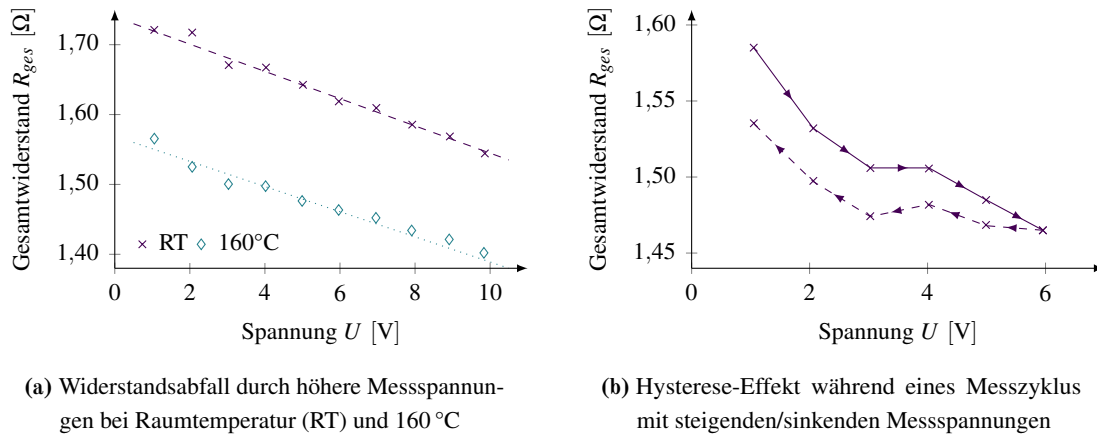


Abb. 4.8 – Messreihen zur Untersuchung der Spannungsabhängigkeit gemessener Gesamtwiderstände von CF-Schweißleitern (Ziche und Endraß 2020)

Anschließend werden beim Start des Schweißprozesses die ersten eingeschwungenen Werte für elektrische Spannung und Strom aus den Netzteilangaben ausgelesen und der korrespondierende Gesamtwiderstand berechnet.

In der Gegenüberstellung in Tab. 4.5 ist deutlich der Abfall der Widerstandswerte während des Einschaltvorgangs im Vergleich zur Messung bei deutlich niedrigeren Messspannungen erkennbar. Im Mittel fällt der Gesamtwiderstand um 34 %, womit ein Spannungseinfluss klar vorhanden ist. Zur Verifizierung ist der, über die logarithmische Regression modellierte Gesamtwiderstand aus (Gl. 4.7) aufgeführt, der in der gleichen Größenordnung wie die gemessenen Werte liegt.

Tab. 4.5 – Gemessene Anfangswiderstände mit Messstrom und Netzteilspannung

	Multimeter				Netzteil			Abnahme
	I_{mess} [A]	$U_{mess}^{\S}$ [V]	$R_{mess,ges}$ [Ω]	$R_{ges}^{LN \S}$ [Ω]	I [A]	U [U]	$R_{ges}^{\S\S}$ [Ω]	
20190326_#V1	0,001	0,0026	2,6	2,599	28,4	44,24	1,56	– 40,1 %
20190326_#V2	0,001	0,0022	2,2	2,599	28,4	42,40	1,49	– 32,1 %
20190326_#V8	0,001	0,0022	2,2	2,599	28,4	42,88	1,51	– 31,4 %
20190402_#V1	0,001	0,0023	2,3	2,599	28,4	42,88	1,51	– 34,4 %
20190402_#V2	0,001	0,0024	2,4	2,599	28,4	43,36	1,53	– 36,4 %
20190402_#V3	0,001	0,0022	2,2	2,599	28,4	42,56	1,50	– 31,9 %
20190402_#V4	0,001	0,0022	2,2	2,599	28,4	42,88	1,51	– 31,4 %
20190402_#V5	0,001	0,0023	2,3	2,599	28,4	42,96	1,51	– 34,2 %
gemittelt			2,3				1,51	– 34,1 %
berechnet in dieser Arbeit nach $\S$ (Gl. 4.7) und $\S\S$ (Gl. 3.1)								

4 Elektrisches Submodell

Der ermittelte Abfall bezieht sich auf den Gesamtwiderstand R_{ges} und soll näherungsweise auf den Kontaktwiderstand R_K heruntergebrochen werden.

Der Spannungskorrekturfaktor des Kontaktwiderstandes ζ_K wird über den Abgleich des simulierten zu experimentellen Gesamtwiderstands gemäß den Werten in Tab. 4.6 ermittelt und direkt in (Gl. 4.18) berücksichtigt mit

$$\epsilon_K = \frac{1}{\zeta_K \cdot R_K \cdot A_K}. \quad (\text{Gl. 4.23})$$

wodurch sich (Gl. 4.22) abschließend ergänzt zu

$$\epsilon_K(\vartheta) = \left\{ \frac{1}{2} \cdot \zeta_K \cdot \left[\left(\alpha_T^* + \beta_T \cdot \ln(\vartheta) \right) - \left(C_\varrho \cdot e^{\frac{E_\varrho}{k} \cdot \frac{1}{T}} \cdot \frac{L_j}{b_{SE} \cdot h_{SE}} \right) \right] \cdot n_{\epsilon_K} \cdot b_\square \cdot b_{SE}^* \right\}^{-1}. \quad (\text{Gl. 4.24})$$

Hier muss beachtet werden, dass sich aufgrund des korrigierten Kontaktwiderstands analog auch der Gesamtwiderstand zu R_{ges}^* ändert und somit ein korrigierter Regressionskoeffizient α_T^* nach (Gl. 4.8) bestimmt werden muss.

Tab. 4.6 – Verwendete Korrekturfaktoren des Kontaktwiderstandes ζ_K

	Gruppe I	Gruppe II	Gruppe III	Gruppe IV
ζ_K	0,922	1,180	0,700	0,600

Zudem wird der modellierte Übergangskoeffizient auf die Modellbreite des Schweißleiters b_{SE}^* bezogen, die durch die definierte Mosaik-Elementbreite je nach Schweißleitergeometrie von der realen Schweißleiterbreite b_{SE} abweichen kann. Dies betrifft hier nur die Werte für Gruppe I und II mit einer realen Schweißleiterbreite von 45 mm, wohingegen das Modell eine abweichende Breite aufweist mit

$$b_{SE}^* = n_y \cdot b_\square = 32 \cdot \frac{10}{7} [\text{mm}] = 45,714 [\text{mm}]. \quad (\text{Gl. 4.25})$$

Die berechneten und verwendeten elektrischen Übergangskoeffizienten ϵ_K sind in Anhang D.6.

4.5 Peripherie

In der späteren Simulation werden nur die stromführenden Teile elektrisch betrachtet, d. h. der Schweißleiter und die Kupferkontaktblöcke. Alle angrenzenden Bauteile werden mit Kontakten definiert, die einen elektrischen Übergangskoeffizient von Null (zur Konvergenzverbesserung in der numerischen Anwendung $\epsilon_K = 1 \cdot 10^{-12} \frac{\text{S}}{\text{m}^2}$) aufweisen. Zusätzlich wird der elektrische Freiheitsgrad für diese und alle anderen Peripheriebauteile deaktiviert.

Thermisches Kontaktmodell

Neben der Wärmeerzeugung und -leitung innerhalb des Schweißleiters ist die Wärmeübertragung in die einzelnen Fügepartner essentiell für die Schmelzentwicklung und Fügeausprägung.

In Kapitel 3.3.3 wurden die physikalischen Grundlagen des thermischen Kontakts zwischen zwei Festkörpern eingeführt. Hierfür gibt es in der Literatur zahlreiche Modellierungen elastischer Kontakte (Cooper u. a. 1969; Fletcher und Gyorog 1970; Mikic 1974; Antonetti u. a. 1993; Milanez u. a. 2003; Milanez u. a. 2004), plastischer Kontakte (Cooper u. a. 1969; Thomas und Probert 1972; Mikic 1974; Yovanovich 1982; Song und Yovanovich 1988) und kombinierte elasto-plastische Ansätze (Sridhar und Yovanovich 1996; Yovanovich u. a. 2003).

Die meisten zu modellierenden thermischen Übergänge (Abb. 5.1) weisen jedoch eine Änderung des Aggregatzustands (Schmelzen in Aufheizphase, Erstarren in Konsolidierungsphase) auf. Dies kann über die genannten Modelle nicht abgebildet werden. Darüber hinaus ist die Bestimmung der Oberflächenhärte für (Gl. 3.13) bei Faserverbunden im Gegensatz zu isotropen Werkstoffen deutlich stärker fehlerbehaftet, da die Härte stark vom E-Modul abhängt, der wiederum von lokalen Harz- oder Faseransammlungen beeinflusst wird (Ghani u. a. 2019).

Dafür wurden sog. Mikrokontaktmodelle entwickelt, die den Phasenübergang über die temperaturabhängige Viskosität der Matrix berücksichtigen und den initialen Kontakt zweier Körper charakterisieren. Ein solcher Ansatz soll hier implementiert werden.

Alle Kontakte, bei denen mindestens ein Kontaktpartner aus Silikon besteht, werden später als ideal ($\tau \rightarrow \infty$) angenommen, da sich der Wärmeübergangskoeffizient nach (Gl. 3.13) indirekt proportional zur Härte des Grundmaterials verhält. Diese ist beim verwendeten Silikon sehr gering (Exact Plastics 2021) womit sehr große Werte für τ folgen und diese Annahme stützen.

5.1 Literaturübersicht

Im Folgenden werden in der Literatur verwendete Ansätze zur Mikrokontaktmodellierung diskutiert. Eine grafische Übersicht der Modelle ist in Tab. 5.1 zu finden.

5 Thermisches Kontaktmodell

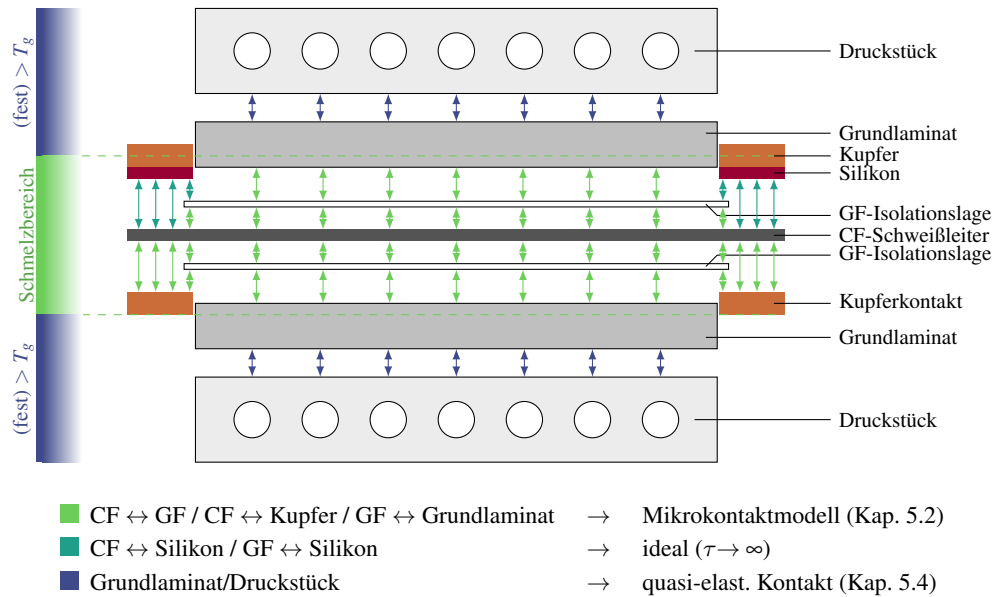


Abb. 5.1 – Schematische thermische Übergänge im Simulationsmodell

LEON U. A. (2016) modellieren den Kontakt zweier, mit thermoplastischer Matrix imprägnierter Schichten über eine Haar-Wavelet-Näherung als Reihe von Rechtecken unterschiedlicher Höhe und Breite. Der Kontaktwiderstand wird dabei über seriell verknüpfte thermische Simulationen ermittelt, für die das Profil schrittweise komprimiert und eine neue Lösung für jede aktualisierte Oberfläche gesucht wird, bis eine quasi ebene Oberfläche vorhanden und die Grenzflächentemperatur ermittelt ist.

LOOS UND DARA (1985) untersuchen die Bildung von Schichtgrenzen thermoplastischer UD-Prepregs durch drei kombinierte Untermodelle. Erst wird ein 2D-Oberflächenmodell über eine statistische Verteilung von Rechtecken unterschiedlicher Höhen und Breiten, aber gleicher Fläche gebildet. Als zweites betrachten sie die mechanische Antwort der Rovings auf die Druckbelastung basierend auf den temperaturabhängigen viskoelastischen Materialeigenschaften, bevor sie zur rheologischen Betrachtung die Williams–Landel–Ferry-Gleichung (WLF) implementieren, um die temperaturabhängige Viskosität zu modellieren.

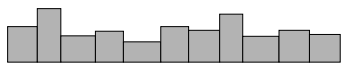
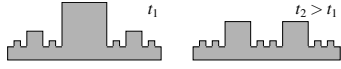
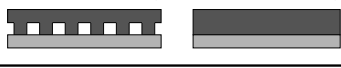
YANG UND PITCHUMANI (2001) beschreiben die Oberfläche von UD-Schichten ebenfalls als Rechtecke unterschiedlicher Höhen und Breiten, modellieren aber mehrere Generationen über eine Cantor-Menge, wobei die Höhe der Rechtecke immer weiter abnimmt. Dadurch schließen sich die Lücken nach und nach, bis ein vollständiger Kontakt erreicht wird.

LEE UND SPRINGER (1987) verwenden eine Reihe von Rechtecken identischer Höhe und Breite und leiten eine Formulierung des Kontaktgrads her, die von der Oberfläche, Kontaktzeit, Viskosität und dem aufgetragenen Druck abhängt. MANTELL UND SPRINGER (1992) erweitern dieses Modell auf zylindrische Geometrien sowie variierende Temperaturen und Drücke.

5 Thermisches Kontaktmodell

AGEORGES U. A. (1998) modellieren in deren Widerstandsschweißsimulation eine diskrete Kontaktbedingung für den Wärmeübergang. Unterhalb der Schmelztemperatur mitteln sie die Wärmeleitfähigkeit aus Matrix und Luft über die Spaltdicke auf die reale Kontaktfläche, oberhalb der Schmelztemperatur wird die reine Matrix-Wärmeleitfähigkeit verwendet.

Tab. 5.1 – Übersicht verschiedener Ansätze zur Mikrokontaktmodellierung

Modell	Methode	Oberflächenannäherung
LEON U. A. (2016)	Haar-Wavelet-Näherung	
LOOS UND DARA (1985)	statistische Verteilung von Rechtecken untersch. Höhe/Breite (gleiche Fläche)	
YANG UND PITCHUMANI (2001)	Rechtecke untersch. Größe mit Generationen abnehmender Höhe	
LEE UND SPRINGER (1987)	Rechtecke gleicher Höhe/Breite	
AGEORGES U. A. (1998)	gemittelte Spaltleitfähigkeit unterhalb T_g	

Das Modell nach LEON U. A. (2016) bietet eine sehr hohe mögliche Oberflächenauflösung, ist damit aber sehr rechenaufwendig. Es gibt zudem keine Validierung anhand von Versuchsergebnissen und der Einfluss von Randbedingungen wurde bislang nicht ausreichend untersucht. Der Ansatz von LOOS UND DARA (1985) benötigt für die Weibullverteilung die realen Rovinghöhen aus Schliffbildern und ist ebenfalls rechenaufwändig. Das fraktale Oberflächenmodell von YANG UND PITCHUMANI (2001) ist ebenso wie das homogenisierte Modell nach LEE UND SPRINGER (1987) deutlich einfacher als die bisherigen Ansätze, wobei ersteres den komplexeren mathematischen Aufwand bedingt. Die geometrischen Parameter können für beide Modelle aus Oberflächenprofilmessungen mit der Methode nach SCHAEFER U. A. (2017) ermittelt werden. Das Modell nach LEE UND SPRINGER (1987) wurde erfolgreich in thermoplastischen Schweiß- und Tapelege-Prozesssimulationen eingesetzt (Colak u. a. 2002; Shi u. a. 2011; Freist 2013; Groupe u. a. 2013) und zeigte darüber hinaus bessere Übereinstimmung mit Experimenten als das fraktale Oberflächenmodell nach YANG UND PITCHUMANI (2001) für Matrixmaterialien mit niedrigerer Schmelzviskosität als PEEK (Schaefer u. a. 2017), zu denen auch das verwendete PPS gehört. Der Ansatz nach AGEORGES U. A. (1998) bildet den kontinuierlichen Aufschmelzprozess durch seine Diskretisierung nicht ab, was die später untersuchte Temperaturverteilung in der Fügezone negativ beeinflusst.

Daher wird für die Modellierung der Ansatz nach LEE UND SPRINGER (1987) verfolgt, dessen Implementierung im Folgenden erläutert wird.

5.2 Mikrokontaktmodell

5.2.1 Kontaktgrad

Der initiale Kontaktgrad $D_{ic,0}$ (engl. *Degree of Intimate Contact*) zum Zeitpunkt $t = 0$ ist allgemein definiert als Verhältnis der Kontaktlänge zur theoretischen Gesamtkontaktlänge (Abb. 5.2)

$$D_{ic,0} = \frac{b_0}{w_0 + b_0} = \frac{1}{1 + \frac{w_0}{b_0}}. \quad (\text{Gl. 5.1})$$

mit den Geometrieparametern b_0 und w_0 der initialen Kontakt- bzw. Spaltbreite.

Mit der Annahme eines konstanten Volumens $a_0 \cdot b_0 = a \cdot b = \text{const.}$ kann der Kontaktgrad D_{ic} zum Zeitpunkt t in Abhängigkeit von der Höhe a umgeformt werden als

$$D_{ic}(t) = \frac{b}{w_0 + b_0} = \frac{b_0 \cdot \frac{a_0}{a}}{w_0 + b_0} = D_{ic,0} \cdot \frac{a_0}{a} \quad (\text{Gl. 5.2})$$

Für das Höhenverhältnis $\frac{a_0}{a}$ kann nach Lee und Springer (1987) folgender Ausdruck in Abhängigkeit eines homogenen Kontaktdrucks p , der temperaturabhängigen Matrixviskosität $\eta_m(\vartheta)$ sowie der Kontaktzeit t gefunden werden:

$$D_{ic}(t, \vartheta, p) = D_{ic,0} \cdot \left[1 + \frac{5p}{\eta_m(\vartheta)} \cdot \left(1 + \frac{w_0}{b_0} \right) \cdot \left(\frac{a_0}{b_0} \right)^2 \cdot t \right]^{\frac{1}{5}}. \quad (\text{Gl. 5.3})$$

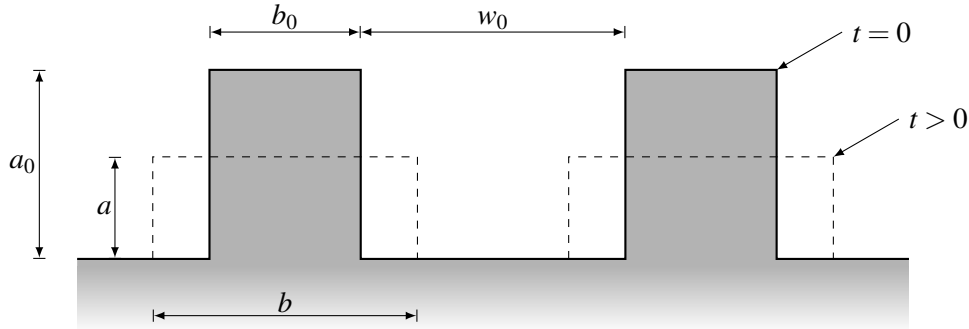


Abb. 5.2 – Definition des Oberflächenmodells nach LEE UND SPRINGER (1987)

5.2.2 Kontaktwiderstand

Levy u. a. (2014) untersuchen den Zusammenhang zwischen Mikrokontaktgrad und Kontaktwiderstand R_K des thermischen Übergangs ausgehend vom Ansatz der FOURIER'schen Wärmeleitung nach (Gl. 3.7) in Dickenrichtung (z) für eine Oberfläche

$$\dot{q}_z = \lambda_z^* \cdot \frac{\partial T}{\partial z}, \quad (\text{Gl. 5.4})$$

mit einer homogenisierten Wärmeleitfähigkeit λ_z^* der Übergangsschicht.

Analog dazu ist der thermische Kontaktwiderstand R_K als Kehrwert der Wärmeleitfähigkeit für zwei sich berührende Flächen, die beide eine Übergangsschicht der Höhe a seriell aufweisen

$$R_K = \left[\frac{a}{\lambda_z^*} \right]_{\text{oben}} + \left[\frac{a}{\lambda_z^*} \right]_{\text{unten}} = \frac{2a}{\lambda_z^*}. \quad (\text{Gl. 5.5})$$

Für λ_z^* unterscheiden Levy u. a. (2014) die folgenden zwei Szenarien als Extremfälle.

VERTIKALE PARALLELSCHALTUNG. Beide Medien liegen nur in vertikaler Ausrichtung und damit als Parallelschaltung der Wärmeleitfähigkeiten vor, wonach die Mischungsregel mit den thermischen Leitfähigkeiten der Matrix λ_m und des Luftspalts λ_{Luft} ergibt

$$\lambda_{z,\parallel}^* = D_{ic} \cdot \lambda_m + (1 - D_{ic}) \cdot \lambda_{Luft}, \quad (\text{Gl. 5.6})$$

Da $\lambda_m \gg \lambda_{Luft}$, wird die Wärmeleitfähigkeit der Luft vernachlässigt, womit folgt

$$\lambda_{z,\parallel}^* = D_{ic} \cdot \lambda_m. \quad (\text{Gl. 5.7})$$

Wird dieser Ausdruck zusammen mit (Gl. 5.2) in (Gl. 5.5) eingesetzt folgt

$$R_K = \frac{2 \cdot \frac{D_{ic,0} \cdot a_0}{D_{ic}}}{D_{ic} \cdot \lambda_m} = D_{ic,0} \cdot 2a_0 \cdot \frac{1}{\lambda_m \cdot D_{ic}^2}. \quad (\text{Gl. 5.8})$$

HORIZONTALE REIHENSCHALTUNG. Beide Medien liegen in übereinanderliegenden horizontalen Schichten vor, womit sich eine Reihenschaltung der Wärmeleitfähigkeiten ergibt zu

$$\frac{1}{\lambda_{z,=}^*} = \frac{D_{ic}}{\lambda_m} + \frac{1 - D_{ic}}{\lambda_{Luft}}. \quad (\text{Gl. 5.9})$$

5 Thermisches Kontaktmodell

Zusammen mit (Gl. 5.2) in (Gl. 5.5) eingesetzt folgt

$$R_K = 2 \cdot \frac{D_{ic,0} \cdot a_0}{D_{ic}} \cdot \left(\frac{D_{ic}}{\lambda_m} + \frac{1 - D_{ic}}{\lambda_{Luft}} \right) = D_{ic,0} \cdot 2a_0 \cdot \left(\frac{1}{\lambda_m} + \frac{1 - D_{ic}}{D_{ic}} \cdot \frac{1}{\lambda_{Luft}} \right). \quad (\text{Gl. 5.10})$$

KOMBINierter KONTAKTWIDERSTAND. Levy u. a. (2014) vergleichen experimentelle Messungen von unidirektionalen CF/PEEK-Verbunden mit beiden Szenarien und fanden dazwischenliegende Werte, weshalb sie eine Kombination beider Ansätze vorschlagen als

$$R_K = D_{ic,0} \cdot 2a_0 \cdot \left(\frac{1}{\lambda_m D_{ic}^2} + \frac{1}{\lambda_m} + \frac{1 - D_{ic}}{D_{ic}} \cdot \frac{1}{\lambda_{Luft}} \right). \quad (\text{Gl. 5.11})$$

Der, für die numerische Simulation relevante thermische Übergangskoeffizient zweier sich berührender Kontaktflächen τ_K liest als Kehrwert des Kontaktwiderstands R_K entsprechend

$$\tau_K(t, \vartheta, p) = \left[D_{ic,0} \cdot 2a_0 \cdot \left(\frac{1}{\lambda_m(\vartheta) \cdot D_{ic}^2} + \frac{1}{\lambda_m(\vartheta)} + \frac{1 - D_{ic}}{D_{ic}} \cdot \frac{1}{\lambda_{Luft}(\vartheta)} \right) \right]^{-1}, \quad (\text{Gl. 5.12})$$

mit dem veränderlichen Kontaktgrad D_{ic} nach (Gl. 5.3). Die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit trockener Luft $\lambda_{Luft}(\vartheta)$ ist als Tabellenwert Anhang D.22 zu entnehmen.

5.3 Parameterermittlung

Zur Berechnung des thermischen Übergangskoeffizienten τ_K sind materialabhängige Geometrie-parameter der Oberfläche, der temperaturabhängigen Matrixviskosität $\eta_m(\vartheta)$ und des lokalen Druckzustands p notwendig, die im Folgenden ermittelt werden.

5.3.1 Oberflächenparameter

Für den initialen Kontaktgrad $D_{ic,0}$ werden die initialen Oberflächenparameter a_0 , b_0 und w_0 benötigt, die über Profilmessungen der Materialoberfläche berechnet werden. Diese Profilaufnahmen werden mit dem Keyence VHX-5000 Digitalmikroskop jeweils in 0°- und 90°-Faserrichtung unter 50-facher Vergrößerung gemacht.

In dieser Arbeit werden zwei Laminattypen verwendet: heißgepresste (Abb. 5.3a – b) und thermogeformte Substratplatten (Abb. 5.3c – d).

Heißgepresste Platten werden durch Übereinanderschichten einzelner Lagen und anschließendem Verpressen in einer Heißpresse hergestellt (heißgepresst). Für die Erstellung von Bauteilgeometrien werden diese ebenen Grundplatten zunächst erneut erwärmt und dann in einer beheizten Werkzeugform unter Druck thermisch umgeformt (thermogeformt).

5 Thermisches Kontaktmodell

Bei diesen beiden Herstellungsarten entstehen unterschiedliche Oberflächenqualitäten, die im Folgenden durch Verwendung zweier unterschiedlicher Parametersätze berücksichtigt werden.

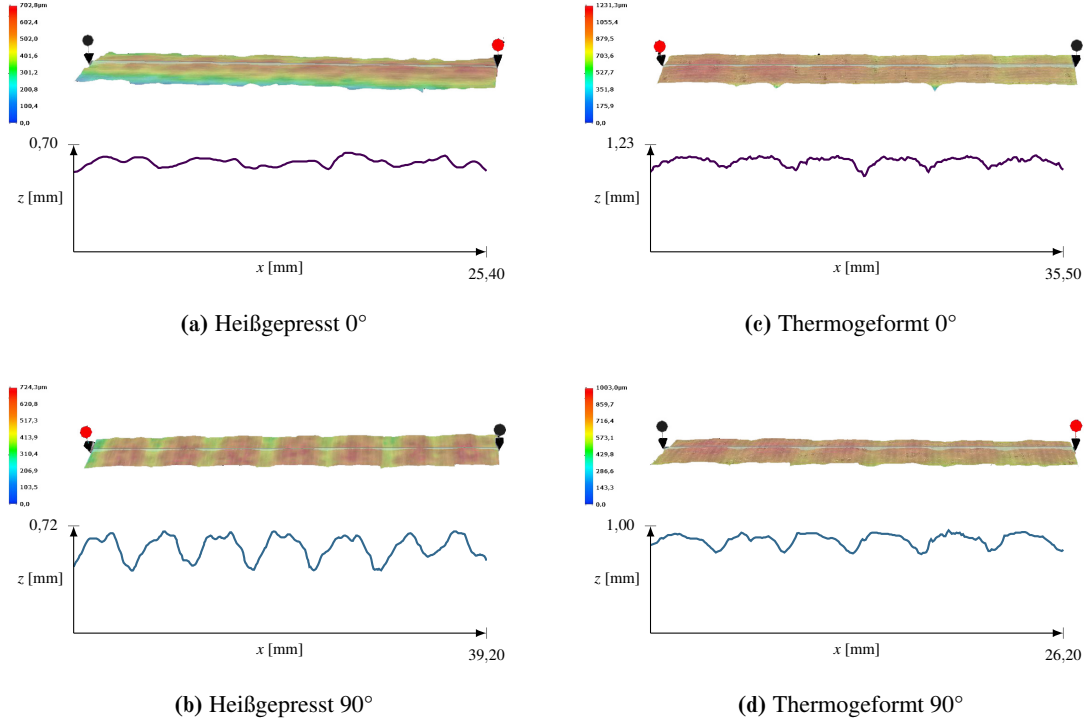


Abb. 5.3 – Oberflächenprofilmessungen verwendeter Lamine (50-fache Vergrößerung)

PROFILHÖHEN a_0 . Schaefer u. a. (2017) schlagen für die Quantifizierung des Höhenparameter a_0 vor, die doppelte Standardabweichung des Oberflächenprofils um dessen arithmetischen Mittelwert $\bar{z}$ auf einer Messlänge mit n Messpunkten zu verwenden, d. h.

$$a_0 = 2 \cdot \sigma_z = 2 \cdot \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n [z(x) - \bar{z}]^2}. \quad (\text{Gl. 5.13})$$

Diese Methode nimmt nur eine zweidimensionale Betrachtung vor. In den Oberflächenprofilen in Abb. 5.3 sind jedoch deutliche Unterschiede in 0° - und 90° -Faserrichtung erkennbar, weshalb das Modell durch das Bilden des arithmetischen Mittelwerts für diese beiden Faserrichtungen dreidimensional erweitert werden soll und so die effektive Profilhöhe $a_{0,eff}$ liefert nach

$$a_{0,eff} = \frac{a_{0,0^\circ} + a_{0,90^\circ}}{2}. \quad (\text{Gl. 5.14})$$

Die damit ermittelten Werte sind Tab. 5.3 zu entnehmen.

5 Thermisches Kontaktmodell

KONTAKTBREITE b_0 UND SPALTBREITE w_0 . Diese Parameter können durch Einpassen von Rechtecken gleicher Breiten und der oben ermittelten Höhe a_0 gemäß dem Modell von LEE UND SPRINGER (1987) in den Graphen der aufgenommenen Oberflächenprofile bestimmt werden. Beispielhaft ist dies für das heißgepresste Laminat in 90°-Richtung in Abb. 5.4 dargestellt.

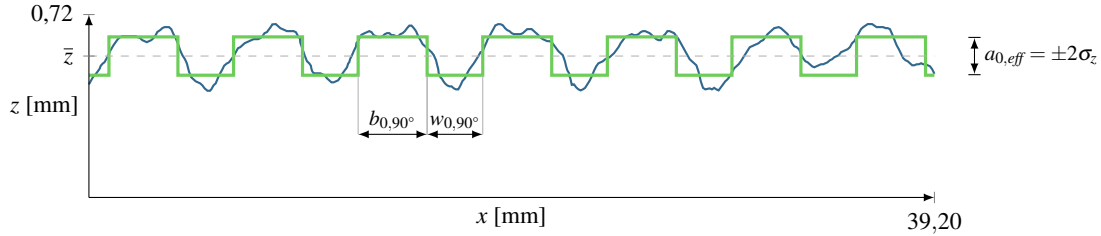


Abb. 5.4 – Rechtecke gleicher Breiten zur Ermittlung der Kontaktbreite b_0 und Spaltbreite w_0 für heißgepresste Laminat (90°-Richtung)

Dieser Ansatz liefert nur Werte für den zweidimensionalen Raum getrennt in 0°- und 90°-Faserrichtung (Tab. 5.2) und muss ebenfalls in die dritte Dimension erweitert werden.

Wird das Modell gleich breiter Rechtecke in zwei Richtungen aufgetragen, wobei die unterschiedlichen Kontaktbreiten $b_{0,0°}$ und $b_{0,90°}$ bzw. Spaltbreiten $w_{0,0°}$ und $w_{0,90°}$ berücksichtigt werden, entsteht ein Muster gemäß Abb. 5.5. Dabei sind überlappende Ecken erkennbar, die einen reinen arithmetischen Mittelwert aus 0°- und 90°-Werten verfälschen.

Daher wird für die Ermittlung der Effektivwerte $b_{0,eff}$ und $w_{0,eff}$ eine neue Methode basierend auf dem initialen Kontaktgrad $D_{ic,0}$ eingeführt.

Dieser ist nach der Definition aus (Gl. 5.1) das Verhältnis aus Kontaktlänge zu Gesamtlänge. Da das ursprüngliche Modell um eine Dimension erweitert wurde, soll der initiale Kontaktgrad in der Ebene analog als Verhältnis aus Kontaktfläche zu Gesamtfläche definiert werden, d. h.

$$D_{ic,0} = \frac{A_K}{A_{ges}}. \quad (\text{Gl. 5.15})$$

Bei Betrachtung der sich wiederholenden Einheitszelle in Abb. 5.5 können die Flächenanteile anhand der Kontakt- und Spaltbreiten b_0 und w_0 für die Kontaktfläche als Flächensumme der vier großen Plateaus abzüglich der vier überlappenden Ecken und die Gesamtfläche der Einheitszelle in (Gl. 5.15) eingesetzt werden als

$$D_{ic,0} = \frac{2 \cdot b_{0,0°} \cdot b_{0,90°} - 4 \cdot \left[\left(\frac{b_{0,0°}}{2} - \frac{w_{0,0°}}{2} \right) \cdot \left(\frac{b_{0,90°}}{2} - \frac{w_{0,90°}}{2} \right) \right]}{(b_{0,0°} + w_{0,0°}) \cdot (b_{0,90°} + w_{0,90°})}. \quad (\text{Gl. 5.16})$$

Die damit ermittelten Werte von $D_{ic,0}$ sind in Tab. 5.3 aufgeführt.

5 Thermisches Kontaktmodell

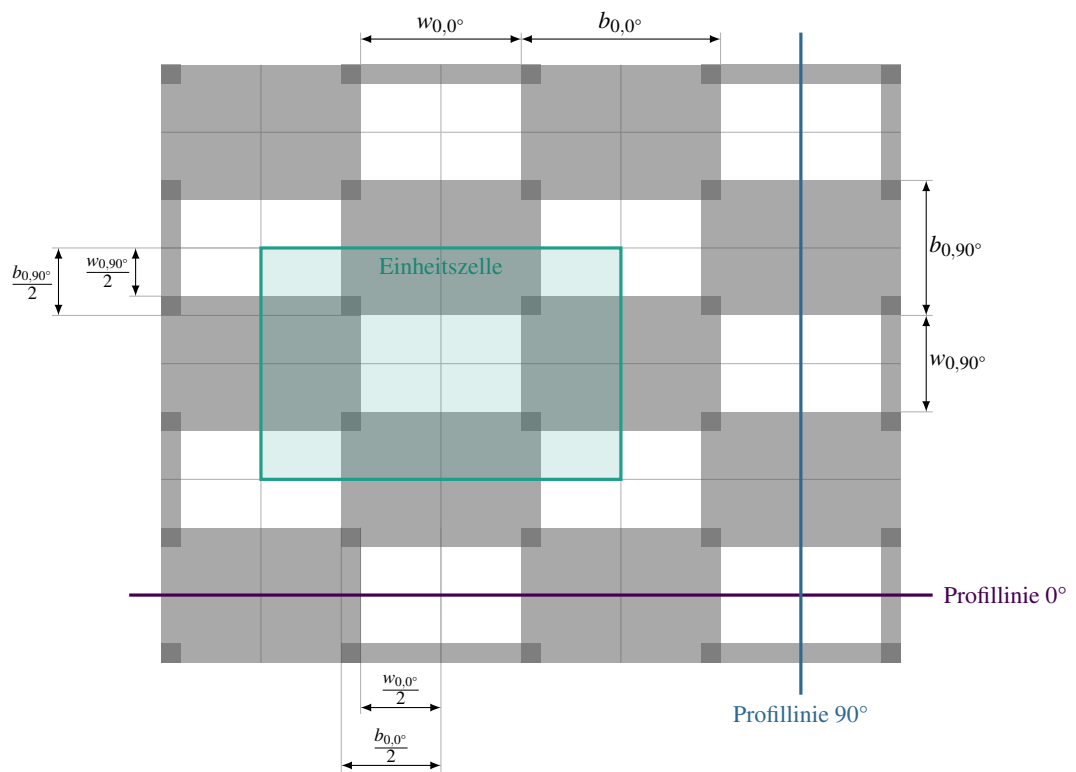


Abb. 5.5 – Rechtecke gleicher Breiten in der Ebene (schematisch)

5 Thermisches Kontaktmodell

Diese initialen Kontaktgrade $D_{ic,0}$ werden präzise für die Ebene bestimmt und sollen auch getrennt für die einzelnen Faserrichtungen gelten. Wird (Gl. 5.1) rekapituliert, so kann bei ebendiesen gegebenen initialen Kontaktgraden $D_{ic,0}$ und Festlegung *eines* gemessenen Oberflächenparameters als Randbedingung nach dem anderen aufgelöst werden, d. h.

$$w_0^* = \left(\frac{1}{D_{ic,0}} - 1 \right) \cdot b_0 \quad \text{bzw.} \quad b_0^* = \frac{w_0}{\frac{1}{D_{ic,0}} - 1} \cdot w_0. \quad (\text{Gl. 5.17})$$

Damit werden für die – pro Laminattyp – vier gemessenen Oberflächenparameter vier zugehörige „fiktive“ Parameter ermittelt, die zusammen den zuvor bestimmten initialen Kontaktgrad $D_{ic,0}$ ergeben. Diese Werte sind in Tab. 5.2 dargestellt.

Tab. 5.2 – Real gemessene und fiktive Oberflächenparameter

Parameter		Heißgepresst		Thermogeformt	
		0°	90°	0°	90°
$D_{ic,0}$	[-]	0,564		0,762	
b_0	[µm]	2100	3100	2900	2800
w_0^*	[µm]	1620,37	2391,98	904,99	873,79
w_0	[µm]	2000	2500	1500	1500
b_0^*	[µm]	2592,00	3240,00	4806,67	4806,67

Zur Ermittlung der Effektivwerte werden abschließend die arithmetischen Mittelwerte aus realen und fiktiven Kontakt- und Spaltbreiten gebildet nach

$$b_{0,eff} = \frac{b_{0,0^\circ} + b_{0,0^\circ}^* + b_{0,90^\circ} + b_{0,90^\circ}^*}{4} \quad \text{bzw.} \quad (\text{Gl. 5.18a})$$

$$w_{0,eff} = \frac{w_{0,0^\circ} + w_{0,0^\circ}^* + w_{0,90^\circ} + w_{0,90^\circ}^*}{4}. \quad (\text{Gl. 5.18b})$$

Tab. 5.3 – Ermittelte und verwendete Oberflächenparameter

Parameter		Heißgepresst		Thermogeformt	
		0°	90°	0°	90°
$a_{0,eff}$	[µm]	101,8		101,2	
$b_{0,eff}$	[µm]	2758		3828	
$w_{0,eff}$	[µm]	2128		1195	
$D_{ic,0}$	[-]	0,564		0,762	

5.3.2 Viskosität

Die temperaturabhängige Matrix-Viskosität $\eta_m(\vartheta)$ wird mittels Hochdruckkapillarviskosimeter (HKV, Abb. 5.6) aus der scheinbaren Viskosität η_{ap} ermittelt. Diese ist nach ISO 11443 definiert als Verhältnis aus scheinbarer Schubspannung τ_{ap} zu scheinbarer Scherrate $\dot{\gamma}_{ap}$

$$\eta_{ap} = \frac{\tau_{ap}}{\dot{\gamma}_{ap}} \quad \text{mit} \quad \tau_{ap} = \Delta p \cdot \frac{d}{4L} \quad \text{und} \quad \dot{\gamma}_{ap} = \frac{32\dot{V}}{d^3 \cdot \pi}, \quad (\text{Gl. 5.19})$$

mit der gemessenen Druckdifferenz Δp des, vor der Kapillare anliegenden Drucks der Schmelze p_s und des Umgebungsdruck p_∞ sowie einem gesteuerten Volumenstrom $\dot{V}$, der Länge L und dem Durchmesser d der Kapillare.

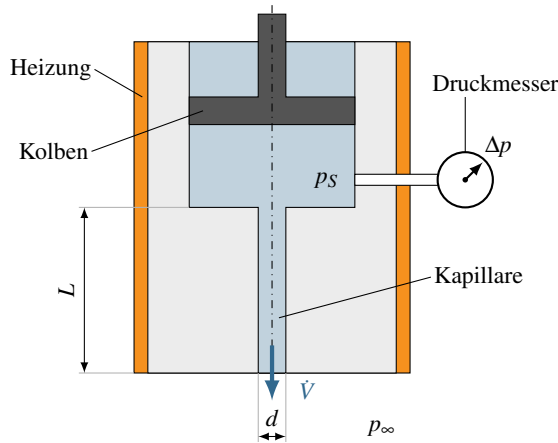


Abb. 5.6 – Schematischer Aufbau eines Hochdruckkapillarviskosimeters (HKV) nach (Schröder 2018, S. 97)

Die Messungen wurden am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT) mit PPS Fortron® 0214B1-SF3001 in einem GÖTTFERT RHEOGRAPH 20 und einer 10/1-Kapillare ($L = 10 \text{ mm}$, $d = 1 \text{ mm}$) im Scherratenbereich von 10^1 bis 10^4 1/s durchgeführt. Die getesteten Temperaturniveaus lagen über der PPS-Schmelztemperatur ($T_m \approx 285^\circ\text{C}$) bei 300°C , 320°C und 330°C . Zuvor wurde das Material vier Stunden bei 110°C in einem CARBOLITE® PF60/R38 HAT Umluftofen getrocknet. Die ermittelten Ergebnisse sind in Abb. 5.7 dargestellt und zeigen ein strukturviskoses Fließverhalten mit sinkender Viskosität bei steigender Scherrate. Erst ab Scherraten von 25 1/s konnten valide Werte ermittelt werden, da zuvor der Druck unterhalb des Auflösungsbereichs des Druckaufnehmers lag. Bei 320°C war die Messung an diesem Punkt vermutlich aufgrund mangelnder Komprimierung nicht valide.

Für die weitere Betrachtung werden die Daten bei einer Scherrate von 50 1/s verwendet, da dies der kleinste Wert mit drei validen Messwerten ist. Die Auswahl der kleinsten Scherrate basiert

5 Thermisches Kontaktmodell

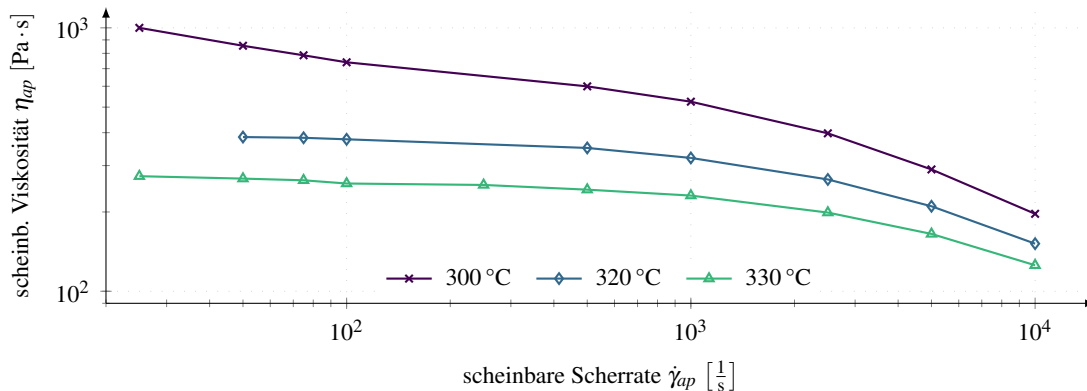


Abb. 5.7 – Scheinbare Viskosität η_{ap} von PPS Fortron® 0214B1-SF3001 über scheinbarer Scherrate $\dot{\gamma}_{ap}$ für unterschiedliche Temperaturniveaus (Daten: ICT 2021)

darauf, dass durch den experimentell nicht nachweisbaren Quetschfluss (vgl. Anhang C) nur sehr geringe Schergeschwindigkeiten vorhanden sind.

Über die ARRHENIUS-ANDRADE-Beziehung kann die Temperaturabhängigkeit der dynamischen Viskosität beschrieben werden als (Kraume 2020, S. 15)

$$\eta_m(\vartheta) = C_\eta \cdot e^{\left(\frac{E_\eta}{R} \cdot \frac{1}{T}\right)}, \quad (\text{Gl. 5.20})$$

mit einer Arrhenius-Konstante C_η , der Fließaktivierungsenergie E_η und der allgemeinen Gaskonstante $R = 8,314 \frac{\text{J}}{\text{mol} \cdot \text{K}}$ sowie der absoluten Temperatur T . Die zugehörigen Parameter können im Arrheniusgraphen als Koeffizienten der Ausgleichsgeraden ermittelt werden, wenn beide Seiten der Gleichung logarithmiert werden, womit folgt

$$\ln[\eta_m(\vartheta)] = \underbrace{\ln[C_\eta]}_t + \underbrace{\frac{E_\eta}{R}}_m \cdot \underbrace{\frac{1}{T}}_x. \quad (\text{Gl. 5.21})$$

Damit errechnen sich die Koeffizienten für PPS gemäß Tab. 5.4, ebenso wie für LMPAEK™, wo Bonmatin u. a. (2021) und Brandt (2022) Messungen durchführten. In Abb. 5.9 ist der Verlauf der dynamischen Viskosität über der Temperatur beider Matrixsysteme dargestellt.

Tab. 5.4 – Ermittelte Arrhenius-Koeffizienten der dynamischen Viskosität

	PPS	LMPAEK™
C_η [Pa·s]	$5,90 \cdot 10^{-8}$	$6,2 \cdot 10^{-3}$ a
E_η [$\frac{\text{J}}{\text{mol}}$]	$11,15 \cdot 10^4$	$6,6 \cdot 10^4$ a

^aBrandt 2022

5 Thermisches Kontaktmodell

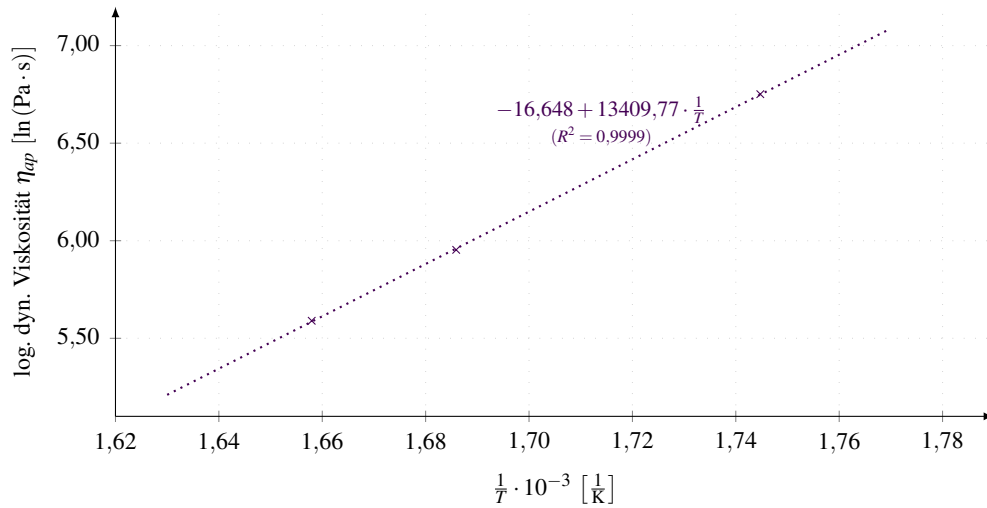


Abb. 5.8 – Arrheniusgraph zur Koeffizientenermittlung der temperaturabhängigen dynamischen Viskosität von PPS Fortron® 0214B1-SF3001

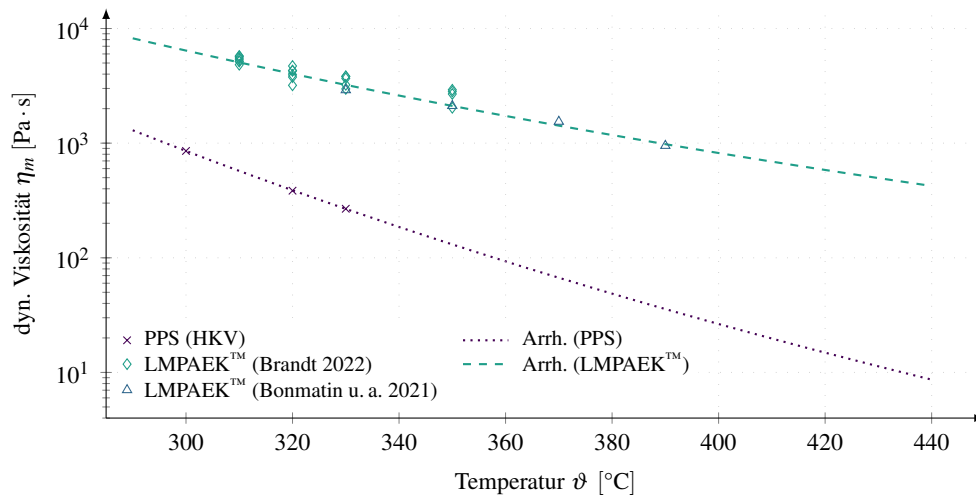


Abb. 5.9 – Viskositäten von PPS/LMPAEK™ über Temperatur

5.3.3 Druckverteilung

In Kapitel 2.5 ist der Versuchsaufbau mit Druckaufbringung über FESTO® ADN-125-60-I-P-A Pneumatikzylinder im Fügebereich dargestellt.

Durch Druckbalken aus Stahl und Aluminium kann nach dem Prinzip von SAINT-VERNANT die Lastverteilung nach kurzer Übergangsstrecke zwar als gleichmäßig über dem Querschnitt angenommen werden (Berger 2013, S. 37). Dennoch können durch die lokale Krafteinleitung mittels Druckstangen Inhomogenitäten in der Druckverteilung auftreten, die wiederum lokal unterschiedliche Wärmeübergänge durch den druckabhängigen Kontaktgrad D_{ic} nach (Gl. 5.3) erzeugen. Deshalb soll die Druckverteilung simulativ untersucht und deren Einfluss auf die thermischen Übergangskoeffizienten der Kontaktflächen τ_K berücksichtigt werden.

Zu diesem Zweck werden mechanische Modelle des Schweißaufbaus der vier Untersuchungsgruppen I – IV mit identischer Geometrie der späteren thermisch-elektrischen Simulation für 200 mm und 600 mm sowie entsprechenden Schweißleiterbreiten und Invar- oder Keramikmaterialeigenschaften der Druckstücke erstellt (Abb. 5.10).

Als Randbedingungen wird die Bodenfläche des untersten Körpers als feste Lagerung gesetzt und alle weiteren Körperseitenflächen mit reibungslosen Lagern definiert, um Bewegungen in xy-Ebene (lateral) zu verhindern. Für eine gute Übertragbarkeit der Ergebnisse auf das M³-Modell der thermisch-elektrischen Simulation wird für das Meshing des Schweißleiters die, in Kapitel 2 ermittelte Elementbreite $b_{\square} = 10/7 \text{ mm} \approx 1,42857 \text{ mm}$ angewendet.

Bei den 600 mm-Rechnungen traten durch die hohe Knotenanzahl Konvergenzprobleme bei der späteren thermischen Lösung auf, weshalb die Auflösung auf die zweifache Elementbreite, d. h. $20/7 \text{ mm}$ gesenkt werden musste.

Für die mechanischen Materialeigenschaften werden Datenblattwerte (Anhang D.1) verwendet.

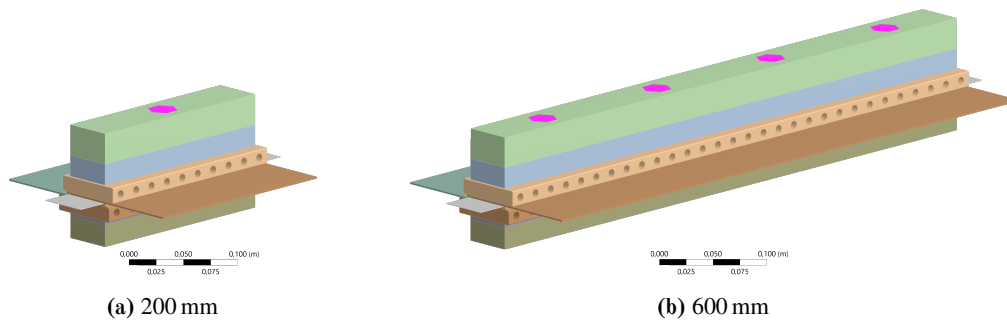


Abb. 5.10 – Mechanische Modelle mit sechseckigen Krafteinleitungsflächen (■)

Die reale Krafteinleitung findet über eingeschraubte Gewindestangen statt, an dessen Ende M16-Gewindemuttern die Auflagefläche vergrößern. Deshalb wird eine sechseckige Einleitungsfläche mit den Abmessungen der Schlüsselweite SW24 angenommen.

5 Thermisches Kontaktmodell

Die aufgebrachte Kraft entspricht der Kolbenkraft, die berechnet wird nach

$$F_K = -n_{Zyl} \cdot p_L \cdot \left(\frac{d_{Zyl}}{2} \right)^2 \cdot \pi, \quad (\text{Gl. 5.22})$$

mit der Zylinderanzahl n_{Zyl} , dem Betriebsdruck, d. h. dem, an der Zylinderdruckkammer anliegenden Leitungsdruck p_L sowie dem Kolbendurchmesser des Zylinders d_{Zyl} ¹. Das negative Vorzeichen ergibt sich durch die negative Krafrichtung im Koordinatensystem des Modells. Alle untersuchten Konfigurationen mit korrespondierenden Kolbenkräften sind in Tab. 5.5 aufgeführt. Letztere werden in der mechanischen Simulation als Last auf die Einleitungsflächen gesetzt.

Die resultierenden simulierten Drücke in der Fügezone können zur Validierung mit dem idealisierten homogenen Fügedruck p_F verglichen werden, der aus dem Kräftegleichgewicht zwischen Pneumatikzylinder und Fügezone hergeleitet werden kann nach

$$F = p_F \cdot A_F = p_{Zyl} \cdot A_{Zyl,ges} = \text{const.} \quad (\text{Gl. 5.23})$$

Umgestellt nach dem Fügedruck p_F folgt

$$p_F = p_{Zyl} \cdot \frac{A_{Zyl,ges}}{A_F} = p_{Zyl} \cdot \frac{n_{Zyl} \cdot A_{Zyl}}{b_{SE} \cdot L_F}, \quad (\text{Gl. 5.24})$$

mit der Gesamtzylinderfläche $A_{Zyl,ges}$ als Summe aus n_{Zyl} Kolbenflächen A_{Zyl} und der Fügefläche A_F als Produkt der Schweißbleiterbreite b_{SE} und der Fügelänge L_F .

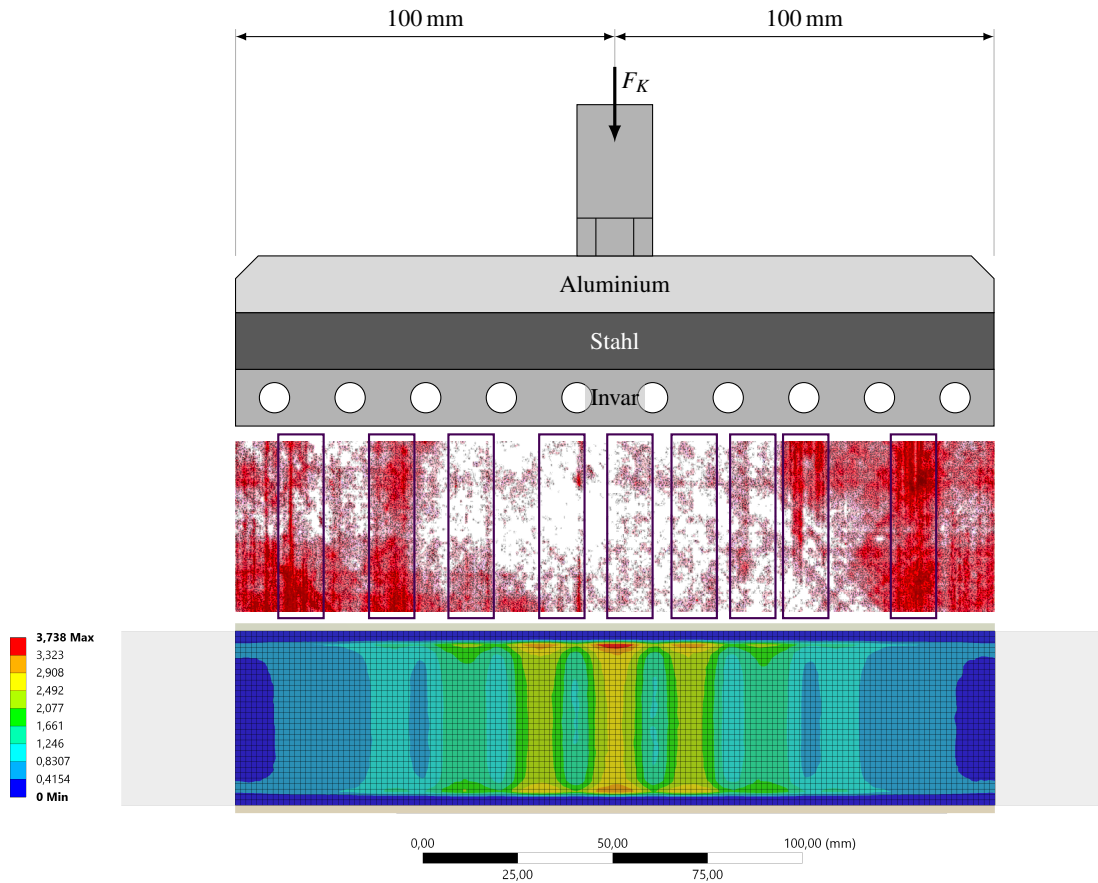
In Tab. 5.5 sind für die gegebenen Konfigurationen sowohl die idealisierten homogenen Fügedrücke p_F als auch die zugehörigen simulierten gemittelten Fügedrücke $\bar{p}_{F,Sim}$ aufgeführt. Die sehr geringe Abweichung von durchwegs unter 2 % validiert die Ergebnisse der erstellten mechanischen Simulation quantitativ.

Abb. 5.11 zeigt beispielhaft drei Verteilungen des Kontaktdrucks in der Fügezone für Konfigurationen der Untersuchungsgruppen I, II und III. Darin ist deutlich der Einfluss der Heizpatronenbohrungen im Invardruckstück auf die Druckverteilung (Abb. 5.11a/b) im Vergleich zum Vollkeramikblock (Abb. 5.11c) zu sehen.

Dieser Einfluss kann qualitativ durch Messungen der Druckverteilung mittels Druckmessfolie unter dem Versuchsaufbau bestätigt werden (Knuter 2023, S. 76 ff.). Zwar ist aufgrund des schwierigen Messaufbaus viel Rauschen auf der Messfolie vorhanden, es können jedoch ebenso „Druckspitzen“ zwischen den Heizpatronenpositionen beobachtet werden (Abb. 5.11a, mitte).

1. hier: FESTO® ADN-125-60-I-P-A mit $d_{Zyl} = 125 \text{ mm}$

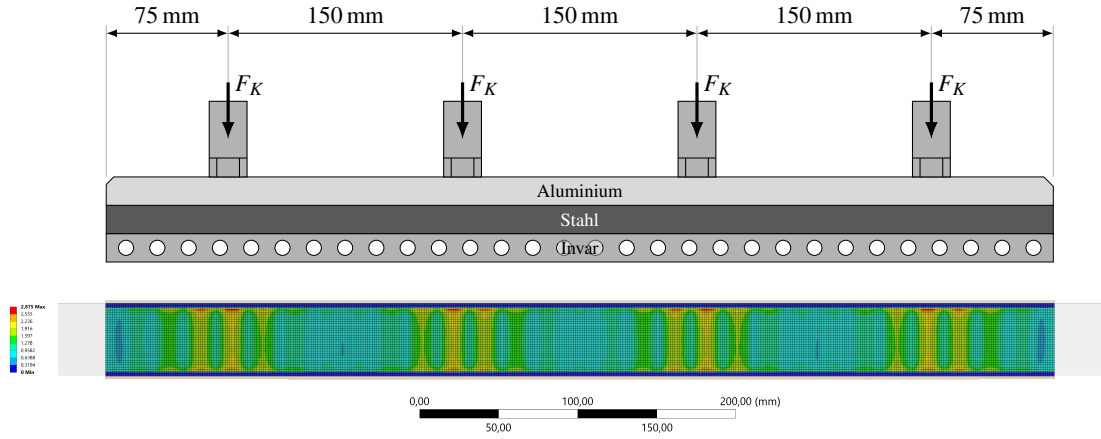
5 Thermisches Kontaktmodell



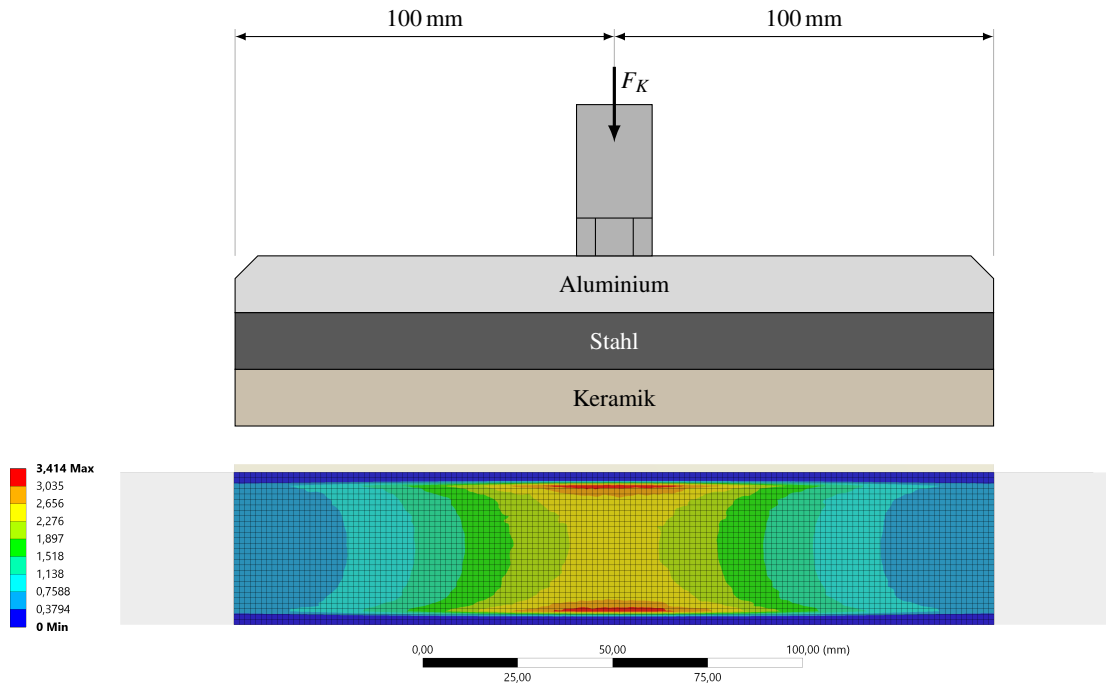
(a) Gruppe I ($L_F = 200$ mm, $b_{SE} = 45$ mm, $p_L = 0,79$ MPa, $\bar{p}_{F,Sim} = 1,061$ MPa) mit qualitativer Druckmessung über Druckmessfolie (mitte, Knapfer 2023, S. 80)

Abb. 5.11 – Simulierte Kontaktdruckverteilungen in der Fügezone (in MPa)

5 Thermisches Kontaktmodell



(b) Gruppe II ($L_F = 600$ mm, $b_{SE} = 45$ mm, $p_L = 0,60$ MPa, $\bar{p}_{F,Sim} = 1,074$ MPa)



(c) Gruppe III ($L_F = 200$ mm, $b_{SE} = 40$ mm, $p_L = 0,60$ MPa, $\bar{p}_{F,Sim} = 1,229$ MPa)

Abb. 5.11 – Simulierte Kontaktdruckverteilungen in der Fügezone (in MPa, Forts.)

5 Thermisches Kontaktmodell

Tab. 5.5 – Übersicht der idealisierten homogenen Fügedrücke p_F zu simulierten gemittelten Fügedrücken $\bar{p}_{F,Sim}$ in den Untersuchungsgruppen I bis IV

Gruppe	L_F [mm]	b_{SE} [mm]	p_L [MPa]	n_{Zyl} [–]	d_{Zyl} [mm]	F_K [N]	p_F [MPa]	$\bar{p}_{F,Sim}$ [MPa]	Abw.
I	200	45	0,39	1	125	– 4786,02	0,532	0,524	– 1,50 %
			0,59			– 7240,39	0,804	0,793	– 1,37 %
			0,79			– 9694,76	1,077	1,061	– 1,48 %
II	600	45	0,20	4	125	– 9817,48	0,364	0,358	– 1,64 %
			0,40			– 19634,95	0,727	0,716	– 1,51 %
			0,60			– 29452,43	1,091	1,074	– 1,56 %
III	200	40	0,20	1	125	– 2454,37	0,307	0,307	± 0,00 %
			0,40			– 4908,74	0,614	0,614	± 0,00 %
			0,60			– 7363,11	0,920	0,921	+ 0,11 %
			0,80			– 9817,48	1,227	1,229	+ 0,16 %
IV	200	30	0,30	1	125	– 3681,55	0,614	0,615	+ 0,16 %
			0,40			– 4908,74	0,818	0,819	+ 0,12 %
			0,50			– 6135,92	1,023	1,024	+ 0,10 %

5.3.4 Implementierung

Die finale Ermittlung der verwendeten lokalen Wärmeübergangswerte sowie deren Implementierung sind in Kapitel 6 dargelegt.

5.4 Quasi-Elastisches Modell

Neben den thermischen Kontakten im Schmelzbereich der Fügezone gibt es Wärmeübergänge von den Laminatoberseiten zu den Druckstückoberflächen, an dem beide Kontaktpartner während des gesamten Prozesses in festen Zustand verbleiben ($T < T_m$). Deswegen liegt in diesem Bereich theoretisch ein elastischer Kontakt vor.

Da die Temperatur in dieser Schicht jedoch deutlich über die Glasübergangstemperatur T_g des Matrixwerkstoffs steigt, findet eine gewisse Erweichung statt, die den thermischen Übergang verbessert. Diese Hypothese kann von (Gl. 5.3) abgeleitet werden, da bei Erwärmung die Matrixviskosität sinkt (vgl. Abb. 5.9) und damit der Kontaktgrad D_{ic} sowie der thermische Übergangskoeffizient τ_K gemäß (Gl. 5.12) steigt.

Vorstudien zur Prozesssimulation mit implementierten reinen elastischen Modellen nach COOPER U. A. (1969), MIKIC (1974), YOVANOVICH (1982), ANTONETTI U. A. (1993) und MILANEZ U. A. (2003) bestätigen allesamt diese Vermutung, da die simulierten Temperaturen sowohl in der Fügezone als auch in den Substratplatten mit 556 – 641 °C weit über den experimentell gemessenen Zielwerten ($T \approx 320$ °C) liegen. Damit kann auf einen Wärmestau im Fügebereich geschlossen werden, der durch einen zu geringen Wärmestrom in die Peripheriekörper hervorgerufen wird.

Diese These wird weiter durch die Beobachtung untermauert, dass am Ende der initialen passiven Aufheizphase über die Druckstückheizung die eingeschwungenen simulierten Temperaturen in der Fügezone zwischen 80 und 100 °C (nahe T_g) liegen. Diese sind damit weit unter der, als Randbedingung definierten Druckstücktemperatur von 160 °C, obwohl direkter Kontakt mit den Fügepartnern besteht.

Milanez u. a. (2004) stellten fest, dass die genannten Modelle für höhere Druckniveaus validiert wurden und bei niedrigeren Kontaktdrücken systematisch den thermischen Leitwert unterschätzen. Diese Einschätzung deckt sich mit den beschriebenen Beobachtungen.

Darüber hinaus wurden die genannten elastischen Kontaktmodelle allesamt für isotrope Werkstoffe entwickelt (Sridhar und Yovanovich 1996), deren Oberflächenhärte starken Einfluss auf den thermischen Übergangskoeffizienten hat und diese für Faserverbunde meist unzulänglich bestimmt werden kann (Ghani u. a. 2019).

Aus den genannten Gründen ist die Verwendung der elastischen Modelle für diesen Kontakttyp nicht zielführend und es soll eine neue, quasi-elastische Methode (QE) eingeführt werden, die nicht mehr abhängig vom Quotienten aus Kontaktdruck und Oberflächenhärte, sondern vom Mikrokontaktgrad sein soll – analog zum entwickelten Mikrokontaktmodell aus Abschnitt 5.2.

5 Thermisches Kontaktmodell

Im Gegensatz zum Aufschmelzmodell soll für die elastische Betrachtung die Zeitkomponente vernachlässigt werden, da kein zeitlich abhängiges Aufschmelzen der Oberflächen eintritt, womit (Gl. 5.12) angepasst liest

$$\tau_K^{\text{QE}}(\vartheta) = \left[D_{ic,0} \cdot 2a_0 \cdot \left(\frac{1}{\lambda_m(\vartheta) \cdot D_{ic,0}^2} + \frac{1}{\lambda_m(\vartheta)} + \frac{1-D_{ic,0}}{D_{ic,0}} \cdot \frac{1}{\lambda_{Luft}(\vartheta)} \right) \right]^{-1}, \quad (\text{Gl. 5.25})$$

mit dem initialen Kontaktgrad $D_{ic,0}$ und den temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeiten der Matrix λ_m und der Luft λ_{Luft} . Diese Form gibt den thermischen Übergangskoeffizienten für zwei sich berührende Kontaktflächen des gleichen Materials an.

Für den quasi-elastischen Kontakt zu den Druckstücken sollen die stark unterschiedlichen Oberflächengüten und Wärmeleitfähigkeiten beider in Kontakt stehender Körper berücksichtigt werden. Daher werden die Komponenten nach Kontaktkörpern getrennt, womit für den Kontakt zwischen Laminaten (CMP) und Invar-Druckstücken (DS) folgt

$$\tau_K^{\text{QE,Invar}}(\vartheta) = \left\{ D_{ic,0} \cdot \left[a_0 \cdot \left(\frac{1}{\lambda_{zz,CMP} \cdot D_{ic,0}^2} + \frac{1}{\lambda_{zz,CMP}} + \frac{1-D_{ic,0}}{D_{ic,0}} \cdot \frac{1}{\lambda_{Luft}(\vartheta)} \right) \right]_{\text{Laminat}} \cdot \left[a_0 \cdot \left(\frac{1}{\lambda_{DS} \cdot D_{ic,0}^2} + \frac{1}{\lambda_{DS}} + \frac{1-D_{ic,0}}{D_{ic,0}} \cdot \frac{1}{\lambda_{Luft}(\vartheta)} \right) \right]_{\text{Druckstück}} \right\}^{-1}. \quad (\text{Gl. 5.26})$$

Die Invar-Druckstücke sind zum Schutz vor Spannungsüberschlägen komplett mit einer Schutzschicht aus Polyimid-Klebeband² (PI) ummantelt, weshalb die thermische Leitfähigkeit des Druckstücks λ_{DS} hier auch mit der des PI-Films gleichgesetzt werden soll; dessen empirisch bestimmte Wärmeleitfähigkeitswerte sind in Anhang D.4.4 gelistet. Ein Einfluss des Klebefilms sowie seiner isolierenden Eigenschaften auf das Erwärmungsverhalten und den Wärmeübergang wurde bereits in anderen Arbeiten nachgewiesen (Koutras u. a. 2019; Bruin 2020).

Temperaturabhängige Werte für die Wärmeleitfähigkeit des Laminats in Dickenrichtung $\lambda_{zz,CMP}$ sind in Anhang D.4.2 (CF/PPS) bzw. D.4.3 (CF/LMPAEKTM) zu finden. Die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit trockener Luft $\lambda_{Luft}(\vartheta)$ ist als Tabellenwert Anhang D.22 zu entnehmen.

2. AIRTECH Airkap 1 Polyimide High Temperature Pressure Sensitive Tape

5 Thermisches Kontaktmodell

Für die Versuche mit Keramikdruckstücken wird nicht die Herleitung des kombinierten Kontaktwiderstands nach Levy u. a. (2014) verwendet. Hingegen liefert die Form der reinen horizontalen Parallelschaltung bessere Übereinstimmung der simulierten Temperaturen mit experimentellen Ergebnissen. Diese Beobachtung lässt sich auf den Aufbau der Schichtkeramik in horizontalen Lagen zurückführen, womit der thermische Übergangskoeffizient liest

$$\tau_K^{\text{QE,Keramik}}(\vartheta) = \left\{ D_{ic,0} \cdot \left[a_0 \cdot \left(\frac{1}{\lambda_{zz,CMP}} + \frac{1-D_{ic,0}}{D_{ic,0}} \cdot \frac{1}{\lambda_{Luft}(\vartheta)} \right) \right]_{\text{Laminat}} \cdot \left[a_0 \cdot \left(\frac{1}{\lambda_{DS}} + \frac{1-D_{ic,0}}{D_{ic,0}} \cdot \frac{1}{\lambda_{Luft}(\vartheta)} \right) \right]_{\text{Druckstück}} \right\}^{-1} \quad (\text{Gl. 5.27})$$

Da die Keramikdruckstücke inhärent elektrisch isolierend wirken, ist kein Polyimidfilm notwendig, weshalb hier für die thermische Leitfähigkeit des Druckstücks λ_{DS} direkt die Werte der Keramik aus Tab. D.7 im Anhang entnommen werden können.

Abschließend errechnen sich die thermischen Übergangskoeffizienten τ_K^{QE} mit den ermittelten initialen Kontaktgraden D_{ic} und dem Oberflächenparameter a_0 der heißgepressten und thermogeformten Lamianten aus Tab. 5.3 über (Gl. 5.26) und (Gl. 5.27) zu den Werten in Tab. 5.6.

Tab. 5.6 – Ermittelte und verwendete quasi-elastische thermische Übergangskoeffizienten τ_K^{QE}

Temperatur ϑ [°C]	Heißgepresst		Thermogeformt	
	PPS		PPS	LMPAEK™
	Gruppe I	Gruppe III	Gruppe II	Gruppe IV
	$\tau_K^{\text{QE,Invar}}$ [$\frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C}}$]	$\tau_K^{\text{QE,Keramik}}$ [$\frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C}}$]	$\tau_K^{\text{QE,Invar}}$ [$\frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C}}$]	$\tau_K^{\text{QE,Keramik}}$ [$\frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C}}$]
19	251	457	427	856
50	273	495	463	918
75	290	525	490	961
100	306	553	518	1007
125	321	580	542	1058
150	336	607	567	1102
175	350	632	590	1143
200	364	657	612	1179
225	379	683	637	1213
250	394	708	663	1235

Numerische Umsetzung

Die numerische Umsetzung der erarbeiteten thermischen und elektrischen Modelle folgt dem Ablaufschema in Abb. 6.1 und wird in Ansys 2020 R1 realisiert. Dabei beruht die Implementierung des M^3 -Ansatzes für den Schweißleiter fast ausschließlich auf benutzerdefinierten APDL-Blöcken. In den folgenden Abschnitten wird die Umsetzung jedoch möglichst allgemeingültig und damit plattformunabhängig dargelegt.

Die Hauptsimulation zur Analyse des Temperaturzustandes wird als transient thermisch-elektrisches Modul angelegt, womit Druckeinflüsse keinen Einfluss auf die Simulation haben (vgl. Kap. 1.3.1). Indirekt findet der Fügedruck dennoch Anwendung über die druckabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten („TBLTCC“) des Mikrokontaktmodells im Schmelzbereich.

6.1 Geometrie und Meshing

Die geometrische Modellierung des Schweißleiters findet nicht wie herkömmlich makroskopisch aus einem Solid mit homogenisierten Materialeigenschaften statt (Abb. 6.2a), sondern dem M^3 -Ansatz folgend aus Mosaik-Elementen der Breite $b_{\square} = 107 \mu\text{m}$ und Höhe $h_{\square} = 0,155 \text{ mm}$ (vgl. Kap. 2.1), wobei letztere der halben Schweißelementdicke entspricht (Abb. 6.2b).

Hierbei wird mit sog. Pattern gearbeitet, welche ein geometrisch erzeugtes Grundelement der genannten Abmessungen in x- und y-Richtung so oft vervielfältigen, bis die Gesamtlänge und -breite des Schweißleiters erreicht ist. Die Anzahl ergibt sich dabei in die beiden Richtungen als

$$n_x = \frac{L}{b_{\square}} \quad \text{bzw.} \quad n_y = \frac{b_{SE}}{b_{\square}} \quad \text{mit} \quad n_x, n_y \in \mathbb{N}. \quad (\text{Gl. 6.1})$$

Da die Elementanzahl ganzzahlig sein muss, wird diese bei entsprechenden Schweißleiterabmessungen gerundet, womit sich für die, in dieser Arbeit untersuchten Gruppen die Konfigurationen gemäß Tab. 6.1 ergeben.

6 Numerische Umsetzung

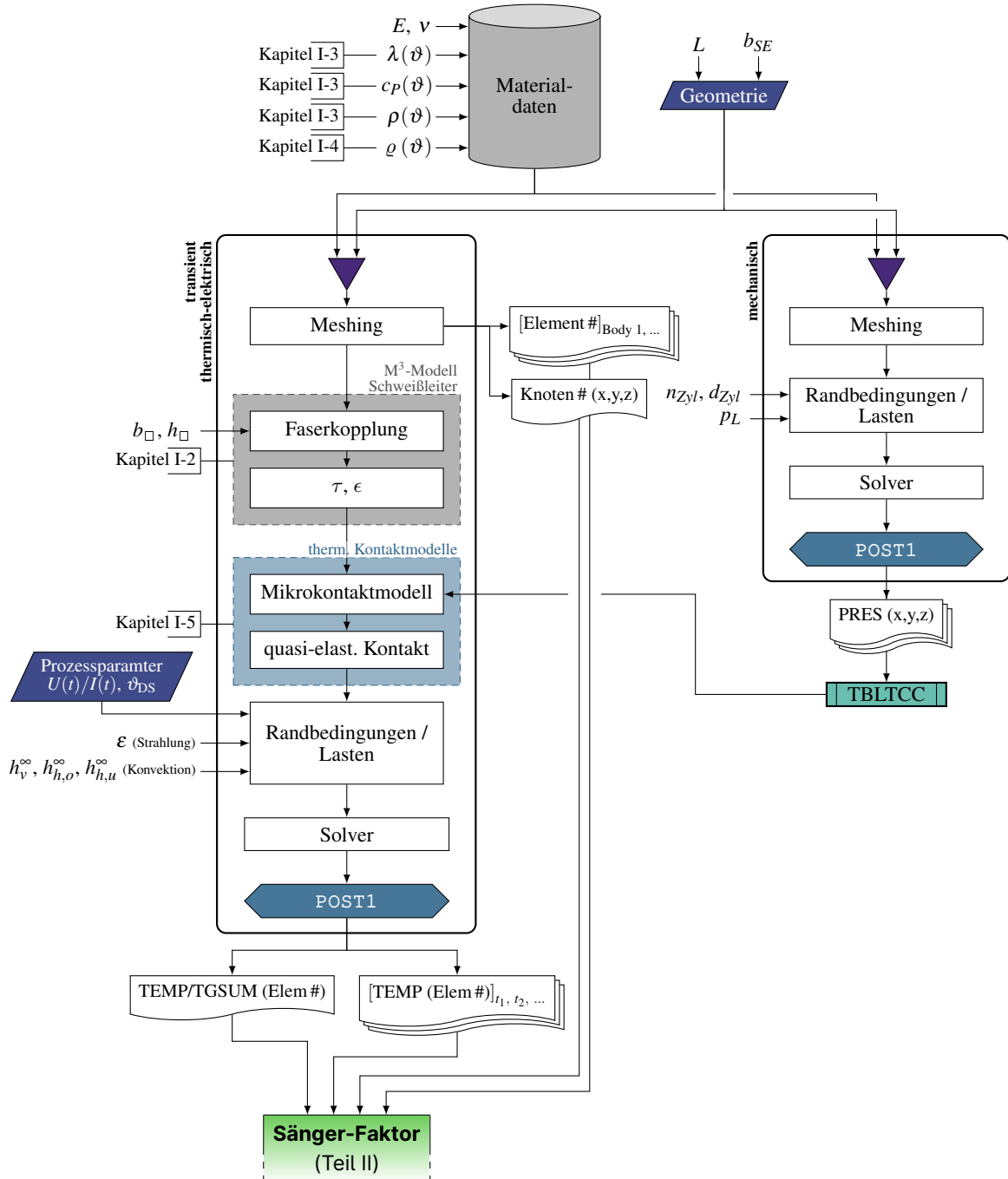


Abb. 6.1 – Ablaufschema der numerischen Umsetzung

6 Numerische Umsetzung

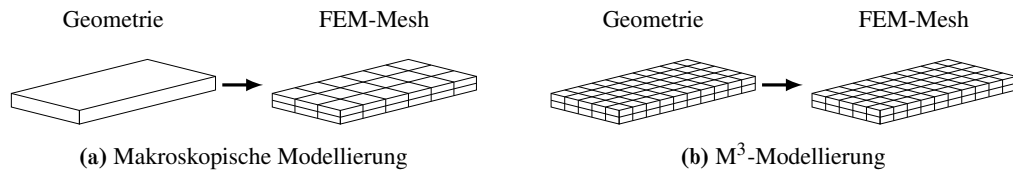


Abb. 6.2 – Modellierungsansätze für Geometrie und FEM-Meshes

Tab. 6.1 – Verwendete FEM-Elementanzahl für unterschiedliche Schweißleiter-Konfigurationen

Gruppe	L	b_{SE}	n_x	n_y
I	260 mm	45 mm	182	32 (31,5)
II	660 mm	45 mm	462	32 (31,5)
III	260 mm	40 mm	182	28
IV	260 mm	30 mm	182	21

Anders als beim makroskopischen Ansatz, wo die angewendete Mesh-Auflösung beliebig gewählt werden kann, soll die Elementgröße des Meshes beim M³-Ansatz die der modellierten Geometrieelemente entsprechen, um die Gewebeabmessungen korrekt beizubehalten.

Treten bei der Lösung numerische Fehler auf, können diese i. d. R. durch Verfeinerung des Meshes an den entsprechenden Stellen beseitigt werden. Durch die geometrischen Einschränkungen des Meshes ist beim M³-Modell kein Anpassungsspielraum für eventuell notwendige Mesh-Verfeinerungen vorhanden. Sollten numerische Fehler auftreten, wird hierfür eine Filterung auf die erzeugten Ergebnisse angewendet, um diese auszusortieren. Eine detaillierte Darlegung hierfür folgt in der Datenaufbereitung zur Qualitätsanalyse in Kapitel 4.7 (Teil II).

Die direkt angrenzenden Körper der GF-Isolationslage werden zwar makroskopisch modelliert, die Meshauflösung wird aber bei der Mosaik-Elementbreite von $10/7$ mm belassen, um größtmögliche Detailschärfe und Übereinstimmung mit den Knoten des Schweißleiters zu erzielen.

Für alle übrigen Körper auf Makroebene wird ein gröberes Mesh verwendet, das eine noch zufriedenstellende Qualität aufweist. Für weitere Recheneffizienz werden die Grundplatten geometrisch in zwei Bereiche innerhalb und außerhalb der Fügezone getrennt. Auf diese Weise kann im relevanten Fügebereich ein feineres, in den Peripheriezonen der Grundlamine ein gröberes Mesh verwendet werden. Damit können in den numerisch uninteressanten Randbereichen deutlich Elemente und Knoten eingespart werden. Beide Körper werden an den Stoßkanten verlustfrei gekoppelt und durch selektives Meshing ein möglichst gutes Matching der Knoten erzielt. In Dickenrichtung wird die Elementanzahl gleich der Lagenanzahl des Laminats gewählt, um „lagenweise“ Ergebnisse zu generieren. Dies ist besonders zur späteren Auswertung der Deckschichten wichtig.

6.2 Schweißleiter-Modellierung (M³-Implementierung)

Bisher liegen die Schweißleiter-Elemente nach dem Meshing einzeln und ohne jegliche Kontakte, d. h. isoliert vor. In Kapitel 2.2 wurden bei der thermisch-elektrischen Modifizierung des Mosaik-Modells die Faserkopplung sowie die thermischen und elektrischen Übergangskoeffizienten für die vorkommenden Kontaktarten eingeführt (Abb. 2.4). Im Folgenden ist die numerische Implementierung dieser Modelle beschrieben.

6.2.1 Definition der Webungsmatrix $\underline{\underline{\mathbf{W}}}$

Grundlage aller folgenden automatisierten Schritte zur Erstellung des Schweißleiter-Mosaik-Modells soll eine Webungsmatrix $\underline{\underline{\mathbf{W}}}$ mit den Elementen w_{ij} sein, welche die grundlegenden Informationen zur Webart enthält. Dafür wird das hier verwendete fünfbindige Atlasgewebe (5HS) in sich wiederholende Einheitszellen aufgeteilt und die Positionen der Ondulationen von 0°- und 90°-Faserbündeln in eine Nullmatrix mit dem Wert „1“ übertragen (Abb. 6.3a).

Dabei sind zwei Iteratoren zu unterscheiden: einerseits die durchlaufenden Spalten- und Zeilenpositionen i bzw. j der Elemente, die über die gesamte Schweißleiterbreite bzw. -länge aufaddiert werden und maximal der zuvor ermittelten Elementanzahl in x- und y-Richtung n_x und n_y entsprechen (vgl. Tab. 6.1). Für die spätere numerische Auswahl werden die Element-Schwerpunktskoordinaten benötigt, die in Abhängigkeit dieser Spalten- und Zeilenindizes für die jeweiligen Positionen berechnet werden können nach

$$x = \frac{b_{\square}}{2} + (i - 1) \cdot b_{\square}, \quad (\text{Gl. 6.2a})$$

$$y = \frac{b_{\square}}{2} + (j - 1) \cdot b_{\square}, \quad (\text{Gl. 6.2b})$$

mit der, in Kapitel 2.1 experimentell bestimmten Elementbreite $b_{\square}$.

Andererseits geben die rekursiven Iteratoren u und v die Position in der sich wiederholenden Einheitszelle an, die später zum Vergleich mit der Webungsmatrix dienen. Diese können über den Modulo-Wert der aktuellen Zeilen- oder Spaltenposition zur Länge n des Zeilen- bzw. Spaltenvektors der quadratischen $(n \times n)$ -Webungsmatrix berechnet werden als

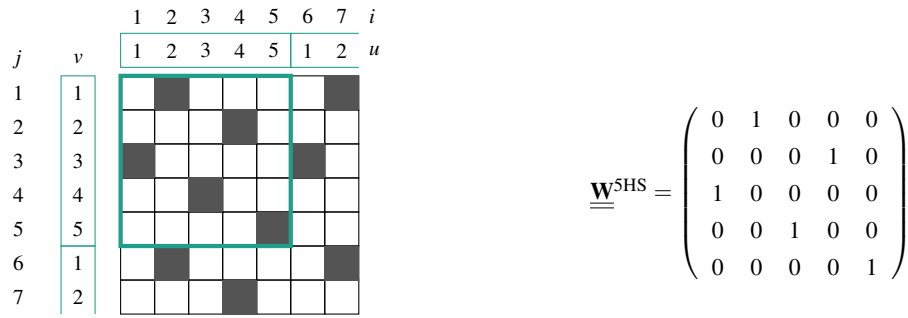
$$m_x = i \bmod n \quad \text{bzw.} \quad m_y = j \bmod n, \quad (\text{Gl. 6.3})$$

wobei die Ränder separat definiert werden müssen nach

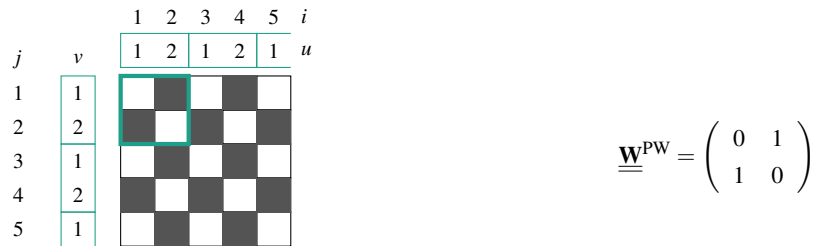
$$u = \begin{cases} m_x & \text{für } i \neq n \\ n & \text{für } i = n \end{cases} \quad \text{bzw.} \quad v = \begin{cases} m_y & \text{für } j \neq n \\ n & \text{für } j = n \end{cases}. \quad (\text{Gl. 6.4})$$

6 Numerische Umsetzung

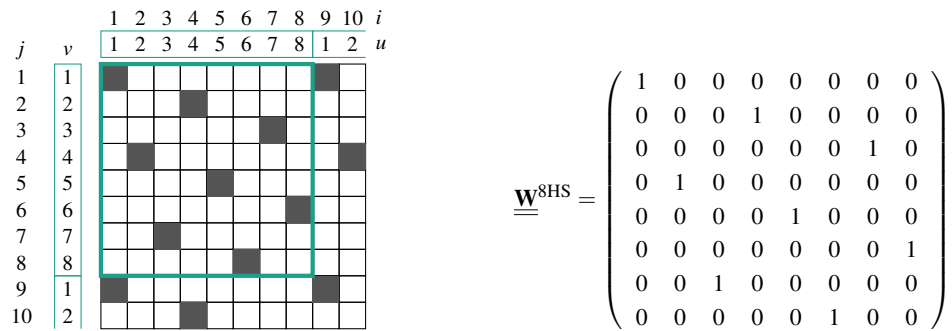
Durch diese Herangehensweise ist die Modellierung leicht auf andere Webungsarten anpassbar, da nur die Webungsmatrix angepasst werden muss (beispielhaft für Leinwand- bzw. achtbindiges Atlasgewebe (8HS) in Abb. 6.3b/c) und die folgende Faserkopplung und Kontaktdefinition automatisiert für das neue Gewebe erstellt wird.



(a) Webungsmatrix aus der Einheitszelle für fünfbindiges Atlasgewebe (5HS)



(b) Webungsmatrix aus der Einheitszelle für Leinwandgewebe



(c) Webungsmatrix aus der Einheitszelle für achtbindiges Atlasgewebe (8HS)

Abb. 6.3 – Webungsmatrizen für verschiedene Bindungsarten

6 Numerische Umsetzung

6.2.2 Faserkopplung

Im nächsten Schritt wird die Faserkopplung für thermische und elektrische Freiheitsgrade vorgenommen, um den kontinuierlichen Faserverlauf nachzubilden, wobei mit der 0°-Faserorientierung (x-Richtung) begonnen wird.

Dafür wird nacheinander jede Zeile (y-Richtung) durchgegangen und darin spaltenweise über die Schweißleiterlänge (x-Richtung) iteriert. Für die jeweilige Position werden sowohl die Element-Schwerpunktskoordinaten x und y als auch das rekursive Indexpaar u und v nach (Gl. 6.3) und (Gl. 6.4) ermittelt. Mit diesen wird anschließend über die Webungsmatrix überprüft, ob an dieser Stelle eine Ondulation vorliegt oder nicht (Abb. 6.4) und entsprechend die z-Koordinate des Elementschwerpunkts auf die untere oder obere Schicht festgelegt über die Beziehung

$$z_{0^\circ} = \begin{cases} +\frac{h_\square}{2} & \text{für } w_{uv} = 1, \\ -\frac{h_\square}{2} & \text{für } w_{uv} = 0. \end{cases} \quad (\text{Gl. 6.5})$$

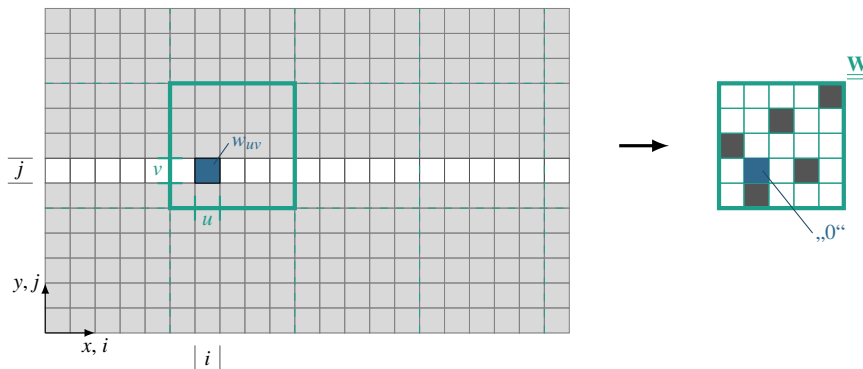


Abb. 6.4 – Bestimmung des Webungszustandes eines Elements durch Vergleich der normierten Position in der Webungsmatrix $\underline{\underline{W}}$

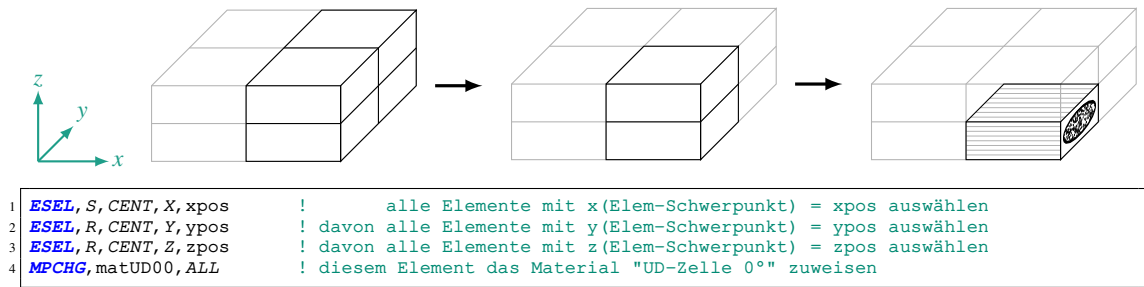
Über die so vollständig vorhandenen Element-Schwerpunktskoordinaten kann eindeutig das erste Element ausgewählt und diesem die Materialeigenschaften einer UD-Zelle in 0°-Richtung zugewiesen werden (Abb. 6.5a).

Für das zugehörige, zu koppelnde Element wird die Spaltenposition i um ein Element erhöht, der neue x -Schwerpunkt und rekursive Index u bestimmt, womit ein erneuter Abgleich mit der Webungsmatrix durchgeführt und der z -Schwerpunkt nach (Gl. 6.5) bestimmt werden kann.

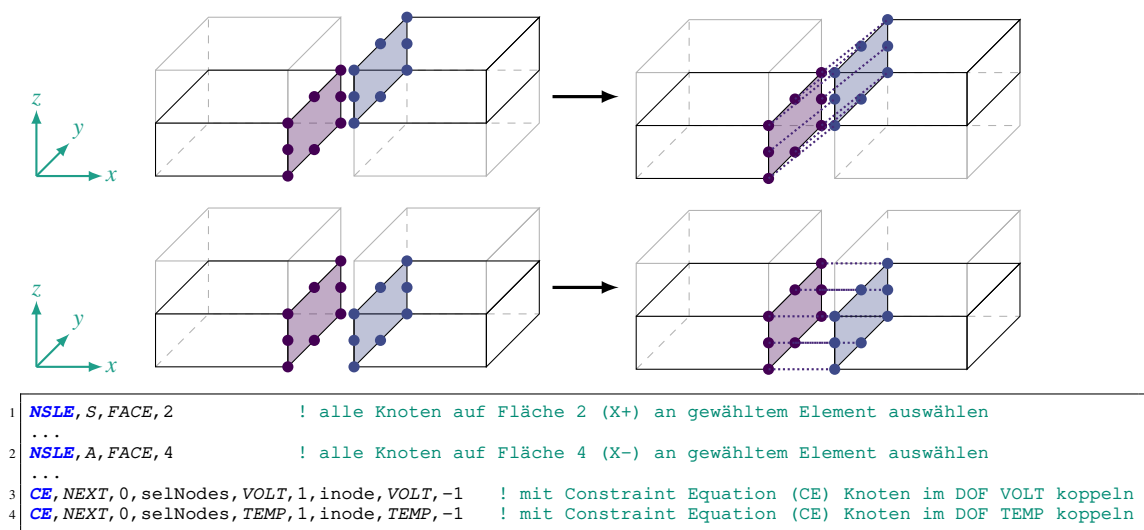
Dabei können zwei Fälle auftreten (Abb. 6.5b):

1. Für eine der beiden Positionen wird eine „1“ in der Webungsmatrix getroffen:
Kopplung zweier Elemente unterschiedlicher Ebenen wegen Ondulation,
2. Es werden bei beiden Positionen nur „0“er in der Webungsmatrix getroffen:
Kopplung zweier Elemente gleicher Ebene (keine Ondulation).

6 Numerische Umsetzung



(a) Elementauswahl und Materialzuweisung



(b) Flächen-/Knotenauswahl und Kopplung an der Ondulation (oben) und in der Ebene (unten)

Abb. 6.5 – Vorgehensweise Faserkopplung (0°-Richtung/x-Achse)

In jedem Fall werden die zueinander gerichteten Flächen der entsprechenden Elemente an- und die darauf liegenden Knoten ausgewählt. Anschließend findet die numerische Kopplung der Knoten für die beiden Freiheitsgrade thermisch (TEMP) und elektrisch (VOLT) statt.

Nach Abschluss der ersten Elementreihe mit n_x Spalten, werden die Schritte für die weiteren Reihen wiederholt, bis die Schweißleiterbreite nach n_y Durchläufen erreicht wird.

Die Faserkopplungen in 90°-Richtung werden analog zum beschriebenen Vorgehen erstellt. Hierfür wird nacheinander jede Spalte (x-Richtung) durchgegangen und dabei zeilenweise über die Schweißleiterbreite (y-Richtung) iteriert sowie den ausgewählten Elementen die Materialeigenschaften einer UD-Zelle in 90°-Richtung zugewiesen. Da es sich in diesem Durchlauf um die komplementären Elemente in Dickenrichtung handelt, drehen sich die Vorzeichen bei der

6 Numerische Umsetzung

Bestimmung der z-Schwerpunktskoordinate entsprechend um zu

$$z_{90^\circ} = \begin{cases} -\frac{h_{\square}}{2} & \text{für } w_{uv} = 1, \\ +\frac{h_{\square}}{2} & \text{für } w_{uv} = 0. \end{cases} \quad (\text{Gl. 6.6})$$

Nach diesen Schleifen sind die Kopplungen der 0° - und 90° -Faserorientierungen vollständig und es können im nächsten Schritt die thermischen und elektrischen Kontaktübergänge mit entsprechenden Koeffizienten erstellt werden.

6.2.3 Thermische und elektrische Kontakte im Schweißleiter

In Kapitel 2.2 wurden vier Kontaktarten im Mosaik-Modell eines Faserverbundes identifiziert und eingeführt als

- Interplanar Ebene (IP-E),
- Interplanar Ondulation (IP-O),
- Interfilament (IF) und
- Harzkeile (HK),

für welche in Kapitel 2.3 die zugehörigen thermischen (τ) und elektrischen Übergangskoeffizienten (ϵ) ermittelt wurden.

DEFINITION DER TABELLENWERTE. Für die thermischen Übergangskoeffizienten konnte in Kapitel 2.3.1 begründet werden, dass kein thermischer Kontaktwiderstand in der flüssigen Schmelze vorhanden ist und diese in der Simulation statisch auf $1 \cdot 10^{12} \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot \text{K}}$ ($\tau \rightarrow \infty$) gesetzt werden.

Die elektrischen Koeffizienten der interplanaren Kontakte wurden in Kapitel 2.3.2 unter- und oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g – für PPS bei 90°C (Toray 2019) bzw. für LMPAEK™ bei 147°C (Toray 2023a) – bestimmt, da durch das Erweichen eine verbesserte Leitfähigkeit durch Faserverschiebung eintritt.

Diese sollen temperaturabhängig implementiert werden, weshalb numerisch 2D-Tabellen mit der Temperatur als unabhängige Variable definiert werden (Tab. 6.2).

Auf diese greift der Solver zyklisch zu und wählt anhand der, zu diesem Zeitpunkt vorherrschenden Temperatur den entsprechenden Wert aus. Ist die Temperatur nicht exakt in der Tabelle definiert, wird zwischen den nächstliegenden Punkten interpoliert (ANSYS 2022a, S. 516 f.). Damit nicht direkt zwischen Raumtemperatur (RT) und T_g linear interpoliert wird, wird ein Hilfspunkt ein Grad unter T_g eingeführt, um die Interpolation auf diesen schmalen Bereich zu begrenzen (Abb. 6.6).

Die IF- und HK-Kontakte wurden zuvor nach Schliffbildbewertung als elektrisch isolierend angenommen und werden statisch auf $1 \cdot 10^{-12} \frac{\text{S}}{\text{m}^2}$ ($\epsilon \rightarrow 0$) gesetzt.

6 Numerische Umsetzung

Tab. 6.2 – Definition numerischer 2D-Tabellen der elektrischen Übergangskoeffizienten

ϑ [°C]	ϵ_{IP-E} $\left[\frac{S}{m^2}\right]$	ϑ [°C]	ϵ_{IP-O} $\left[\frac{S}{m^2}\right]$
22	87379	22	62913
89	87379	89	62913
90	118436	90	85274
146	87379	146	62913
147	118436	147	85274

$$\epsilon_{IF} = 1e-12 \frac{S}{m^2}$$

$$\epsilon_{HK} = 1e-12 \frac{S}{m^2}$$

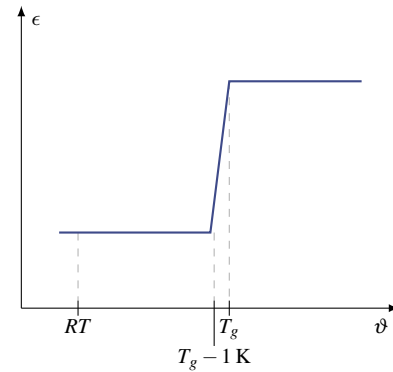


Abb. 6.6 – Schematischer Verlauf von ϵ über Temperatur

DEFINITION DER KONTAKTELEMENTE. Die erstellten Kontaktflächen sind die Ansys-spezifischen Elementtypen CONT174 und TARGE170 (ANSYS 2022b, S. 543 ff.). Diese dreidimensionalen 8-knotigen Fläche-zu-Fläche-Kontaktelemente bilden die Geometrie des darunterliegenden Solids ab und durch Festlegung der Hauptkontaktmerkmale (KEYOPT, *Key Options*) wird das gewünschte Kontaktverhalten erzielt (ANSYS 2011, S. 741 ff.):

```

1 ET, ContElem, CONTA174
2 KEYOPT, ContElem, 1, 4      ! nur thermische und elektrische Freiheitsgrade für den Kontakt erlauben
3 KEYOPT, ContElem, 12, 5     ! Kontaktflächenverhalten: "Bonded (always)"
4 ET, TargElem, TARGE170
5 KEYOPT, TargElem, 3, 0     ! therm. Kontaktflächenverhalten: "Based on contact status"

```

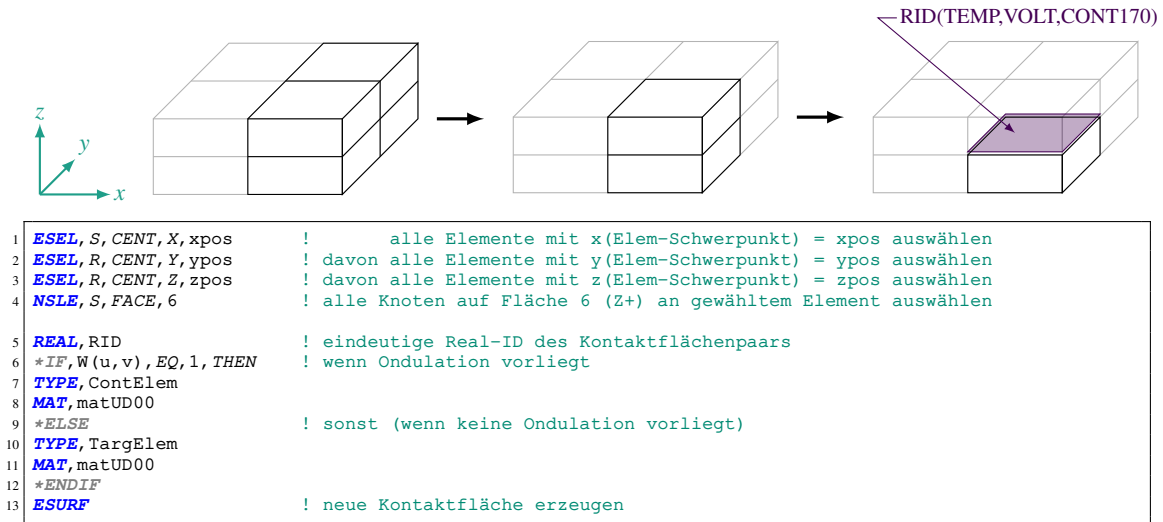
INTERPLANARE KONTAKTMODELLIERUNG (IP). Die Vorgehensweise zur thermischen und elektrischen Kontaktmodellierung ist ähnlich zum Ansatz der Faserkopplung. Allerdings werden keine Knoten gekoppelt, da es durch die Übergangskoeffizienten zu „Verlusten“ beim Übergang zwischen den Elementen kommt.

Zunächst wird jede Zeile (y-Richtung) durchgegangen und darin spaltenweise über die Schweißleiterlänge (x-Richtung) iteriert. Die jeweiligen Element-Schwerpunktskoordinaten x und y sowie rekursiven Indexpaare u und v werden nach (Gl. 6.3) und (Gl. 6.4) ermittelt.

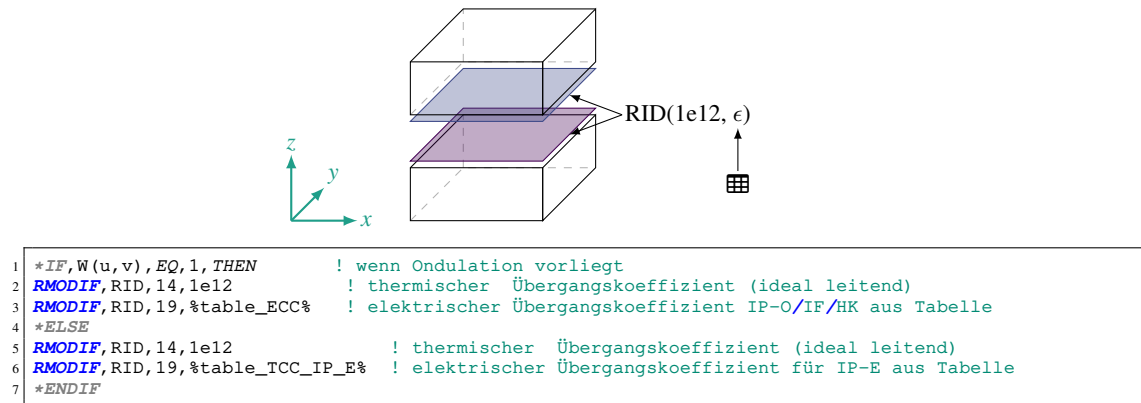
Da im ersten Durchlauf nur interplanare Kontakte in xy-Ebene erstellt werden, ist für die z-Koordinaten keine Unterscheidung notwendig. Es wird immer die Deckfläche (Z+) des unteren Elements $\left(z = -\frac{h_{\square}}{2}\right)$ mit der Bodenfläche (Z-) des oberen Elements $\left(z = +\frac{h_{\square}}{2}\right)$ verknüpft.

Numerisch wird dafür das erste (untere) Element über die eindeutigen Schwerpunktskoordinaten x , y und z identifiziert, die Deckfläche (Z+) des Elements ausgewählt und darauf basierend eine neue Kontaktfläche erstellt. Anschließend wird durch Abgleich mit der Webungsmatrix ermittelt, ob an der aktuellen Position eine Ondulation vorliegt oder nicht. Wenn ja, handelt es sich bei dem unteren Element um ein Faserbündel in 90°-Orientierung und es wird entsprechend die Materialeigenschaft der UD-Zelle in 90° sowie der Target-Kontaktflächentyp zugewiesen. Liegt

6 Numerische Umsetzung



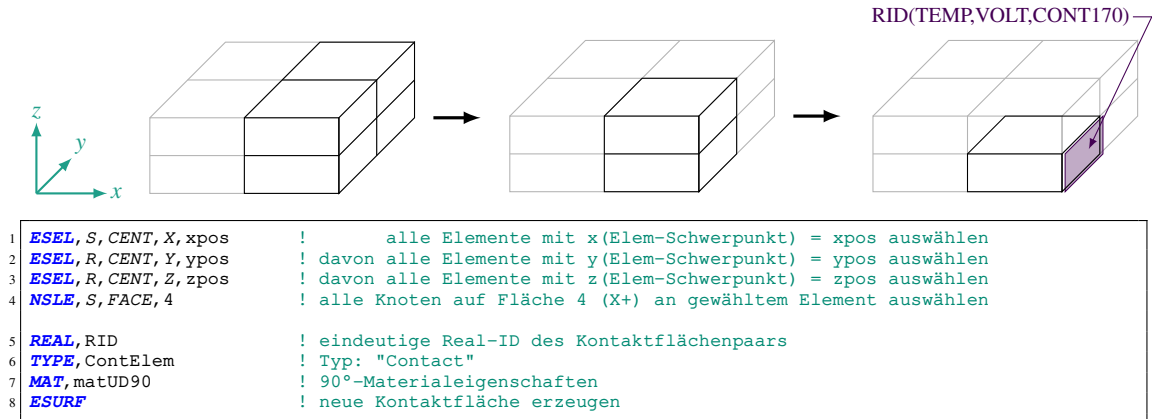
(a) Elementauswahl und Kontaktflächenerzeugung



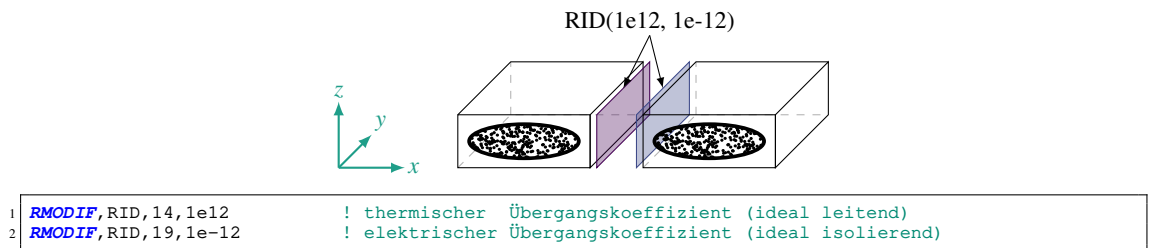
(b) Kontaktmodifikation durch Übergangskoeffizienten-Zuweisung

Abb. 6.7 – Vorgehensweise interplanare Kontaktflächen (IP)

6 Numerische Umsetzung



(a) Elementauswahl und Kontaktflächenerzeugung



(b) Kontaktmodifikation durch Übergangskoeffizienten-Zuweisung

Abb. 6.8 – Vorgehensweise Interfilament-Kontaktflächen (IF)

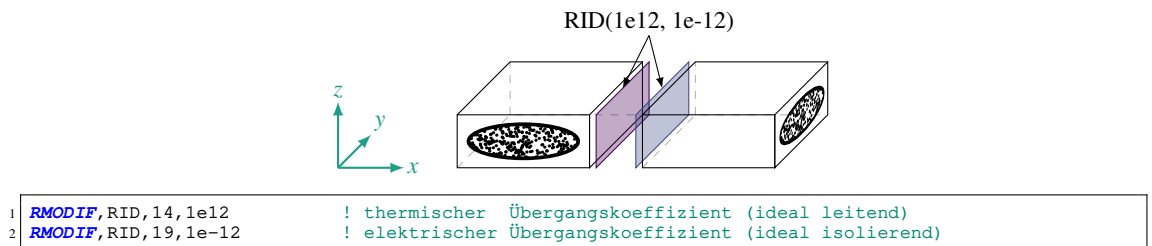


Abb. 6.9 – Vorgehensweise Harzkeil-Kontaktflächen (HK)

6 Numerische Umsetzung

keine Ondulation vor, handelt es sich um ein 0°-Faserbündel, womit die Materialeigenschaften der 0°-UD-Zelle sowie der Contact-Kontaktflächentyp zugewiesen werden (Abb. 6.7a).

Im Anschluss werden die gleichen Schritte mit dem korrespondierenden oberen Element durchgeführt, wobei hier die Bodenfläche (Z-) ausgewählt und die jeweils entgegengesetzten Eigenschaften zugewiesen werden. Dabei wird die Fläche der gleichen Setnummer (RID) wie der vorherigen zugeordnet, um beide Flächen (Contact/Target) als Kontaktpaar zu verknüpfen.

Abschließend werden diesem Flächenpaar die jeweiligen Tabellenwerte der thermischen und elektrischen Übergangskoeffizienten zugewiesen (Abb. 6.7b).

INTERFILAMENT-KONTAKTMODELLIERUNG (IF). Die Vorgehensweise entspricht derer bei den interplanaren Kontakten, jedoch wird nur innerhalb der unteren Elementlage vorgegangen, weshalb die z-Koordinaten zu Beginn nur $z = -\frac{h_{\square}}{2}$ lesen.

Nacheinander wird jede Zeile (y-Richtung) durchgegangen und darin spaltenweise über die Schweißleiterlänge (x-Richtung) iteriert. Die jeweiligen Element-Schwerpunktskoordinaten x und y sowie rekursiven Indexpaare u und v werden nach (Gl. 6.3) und (Gl. 6.4) ermittelt.

Nachdem über die Webungsmatrix sichergestellt ist, dass weder in der aktuellen noch in der nächsten Spalte eine Ondulation vorliegt, wird das erste (linke) Element über die eindeutigen Schwerpunktskoordinaten x , y und z identifiziert, die rechte Fläche (X+) ausgewählt und eine neue Kontaktfläche (Contact) mit 90°-Eigenschaften erstellt, da durch die vertikale Ausrichtung immer transversale Materialeigenschaften vorhanden sind. Anschließend werden die gleichen Schritte für das zweite (rechte) Element mit dessen linker Fläche (X-) durchgeführt und eine Kontaktfläche im gleichen Set (RID) vom Typ „Target“ mit 90°-Materialeigenschaften erstellt.

Zum Schluss werden dem neuen Kontaktflächenpaar die idealisierten Werte für thermische Leitung ($1 \cdot 10^{12} \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot \text{K}}$) und elektrische Isolation ($1 \cdot 10^{-12} \frac{\text{S}}{\text{m}^2}$) zugewiesen (Abb. 6.7b).

Nach diesem Durchlauf findet eine Wiederholung der Iterationsschritte für die obere Elementlage mit $z = +\frac{h_{\square}}{2}$ statt.

HARZKEIL-KONTAKTMODELLIERUNG (HK). Die Kontaktdefinition zur Harzkeilmodellierung findet identisch zu den Interfilamentkontakten statt, nur dass durch Überprüfung mittels Webungsmatrix ausschließlich Stellen betrachtet werden, an denen beim ersten oder zweiten Element einer Lage eine Ondulation auftritt, womit sich dort in Realität ein Harzkeil ausbildet.

6.3 Implementierung der thermischen Kontaktmodelle

6.3.1 Mikrokontaktmodell

In Kapitel 5 wurden die Grundlagen des Mikrokontaktmodells erläutert, dass die thermischen Kontakte zwischen initial festen Fügepartnern abbilden soll, wobei vorbereitend die Druckverteilung in der Fügezone mechanisch simuliert wurde.

Der, für die numerische Simulation relevante thermische Übergangskoeffizient $\tau(t, \vartheta, p)$ wurde hergeleitet gemäß (Gl. 5.12) als Funktion von Zeit, Temperatur und Druck. Letzterer ist wiederum abhängig von der Elementposition in der Fügezone (x, y) . Damit folgen für den Wärmeübergangskoeffizienten vier unabhängige Variablen, nämlich Zeit, Temperatur sowie x- und y-Position.

TAB4. Damit der Solver diese vier Zustandsgrößen berücksichtigen kann, soll eine vierdimensionale Tabelle (TAB4) erzeugt werden, aus der zyklisch der thermische Übergangskoeffizient an der entsprechenden Stelle (x, y) zum Zeitpunkt t und der vorherrschenden Temperatur ϑ entnommen bzw. interpoliert werden kann (siehe oben). Die logische Schachtelung der unabhängigen Variablen ist in Abb. 6.10 schematisch dargestellt. Die Tabellendefinition umfasst in diesem Beispiel eines 200 mm x 45 mm-Schweißleiters insgesamt 141 x- und 34 y-Werte sowie 8 Temperaturstufen und 24 Zeitpunkte. Somit ergeben sich in Summe über 900.000 Datenpunkte mit TCC-Werten, die nicht mehr händisch bereitgestellt werden können.

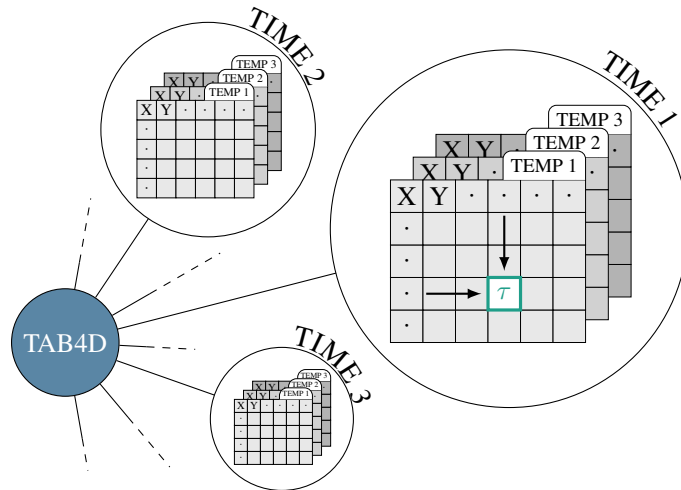


Abb. 6.10 – Grafische Beschreibung der vier Dimensionen des Wärmeübergangskoeffizienten nach (ANSYS 2021a, S. 19 ff.)

6 Numerische Umsetzung

PRE-PROCESSING „TBLTCC“. Um die hohe Anzahl an Datenpunkten zu verarbeiten, wurde ein Pre-Processing-Tool in C++ programmiert, dessen Ablaufschema zur automatisierten Berechnung und Erstellung der vierdimensionalen Tabelle „TBLTCC (x, y, t, ϑ)“ mit lokal aufgelösten sowie zeit- und temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten in Abb. 6.11 dargestellt und im Folgenden erläutert wird.

Ausgangspunkt sind die resultierenden Textdateien der mechanischen Simulation für die beiden Interface-Ebenen zwischen Schweißelement und oberem bzw. unterem Grundlaminat. Diese enthalten Elementnummern mit zugehörigen x-, y- und z-Schwerpunktskoordinaten sowie den elementbezogenen Kontaktdruck. Nach Einlesen der Dateien werden die Drücke an übereinanderliegenden Positionen (x-y-Übereinstimmung) arithmetisch gemittelt.

Beim Einlesevorgang werden die eindeutigen x- und y-Schwerpunktskoordinaten aller vorhandenen Elemente ausgelesen und zwischengespeichert. Zusammen mit den manuell definierten geometrischen Grenzen des Anwendungsbereichs (x_{min}/x_{max} , y_{min}/y_{max}) sowie den relevanten Zeitpunkten $t_1, t_2, \dots, t_m$ und Temperaturstufen $\vartheta_1, \vartheta_2, \dots, \vartheta_n$ während des Prozesses kann die Tabelle initialisiert werden. Über die so definierten Indizes wird fortan iteriert und die Felder mit entsprechenden TCC-Werten gefüllt. In Abb. 6.12 ist beispielhaft die Positions-, Temperatur- und Zeitsegmentierung für die 200 mm-Schweißkonfiguration dargestellt.

Die Berechnung der TCC-Werte beginnt vorab mit der Bestimmung der Matrixviskosität $\eta_m(\vartheta)$ nach (Gl. 5.20) und dem initialen Kontaktgrad $D_{ic,0}$ über die Geometrieparameter b_0 und w_0 nach (Gl. 5.1). Unter Einbeziehung des hinterlegten Element-Kontaktdrucks (EPRES) an der Position (x, y), kann der momentane Kontaktgrad D_{ic} zum Zeitpunkt t an dieser Stelle errechnet werden. Da der Kontaktgrad nie größer als eins sein kann, d. h. vollflächiger Kontakt, werden eventuell größere Werte auf „1“ herabgesetzt.

Der thermische Übergangskoeffizient τ (TCC) errechnet sich anschließend nach (Gl. 5.12) über diesen momentanen Kontaktgrad D_{ic} sowie den Wärmeleitfähigkeiten des Laminats in Dickenrichtung $\lambda_{zz,CMP}$ und der von trockener Luft λ_{Luft} . Letztere werden für kontinuierliche Wertbestimmung über eine lineare Regressionsanalyse nach Anhang E.1 für die Werte aus Tab. D.17/D.20 bzw. Tab. D.22 im Temperaturbereich des Prozesses von 20 °C bis 550 °C angenähert (Abb. 6.13) und als lineare Funktion implementiert.

6 Numerische Umsetzung

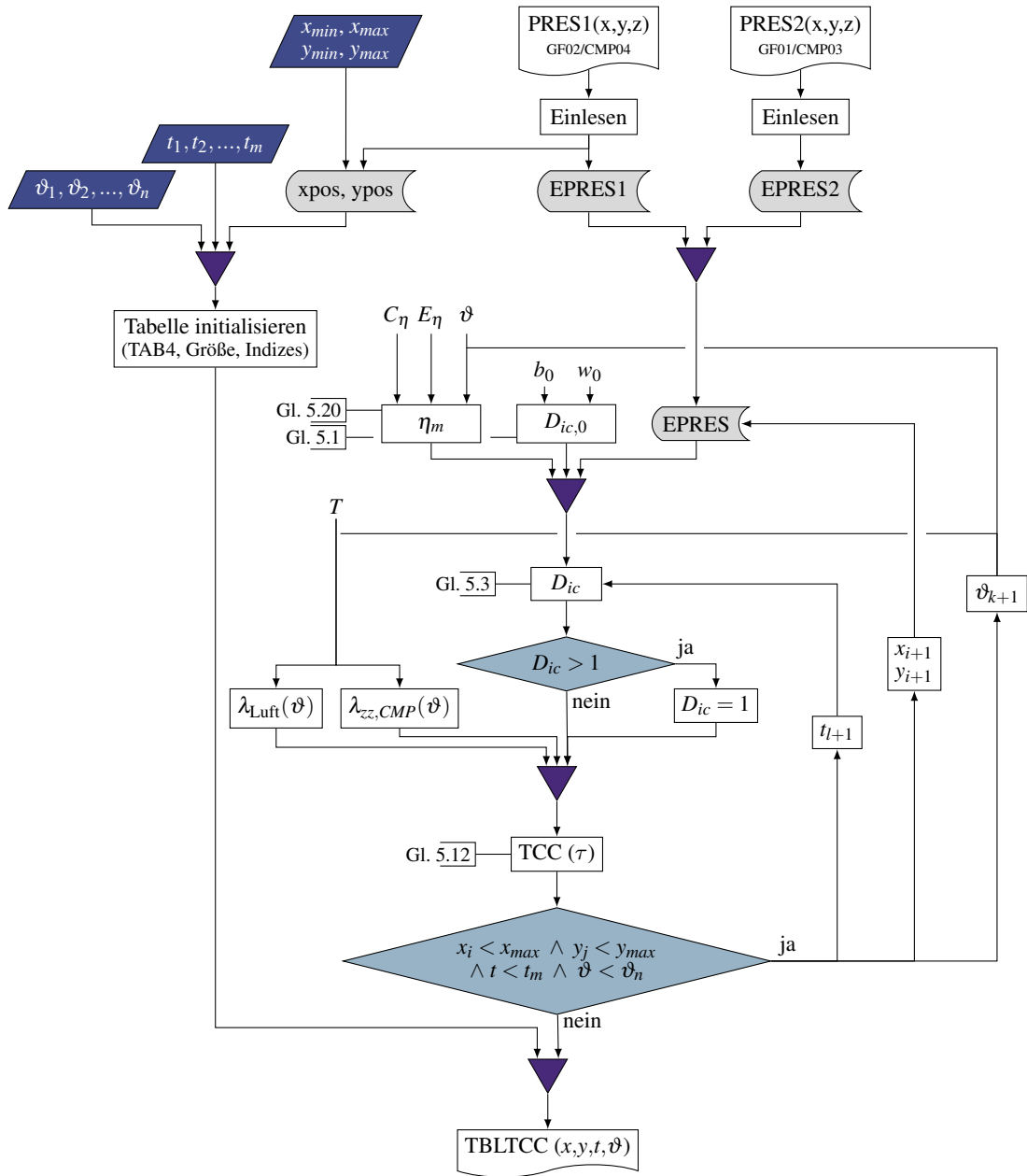


Abb. 6.11 – Ablaufschema des Pre-Processing „TBLTCC“

6 Numerische Umsetzung

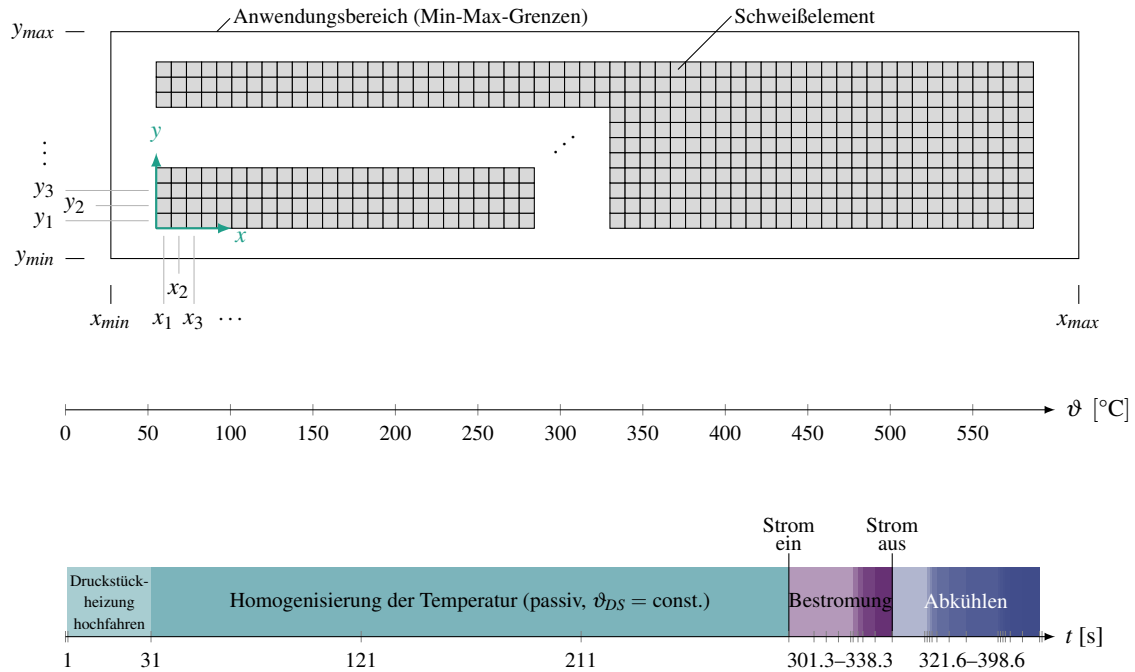
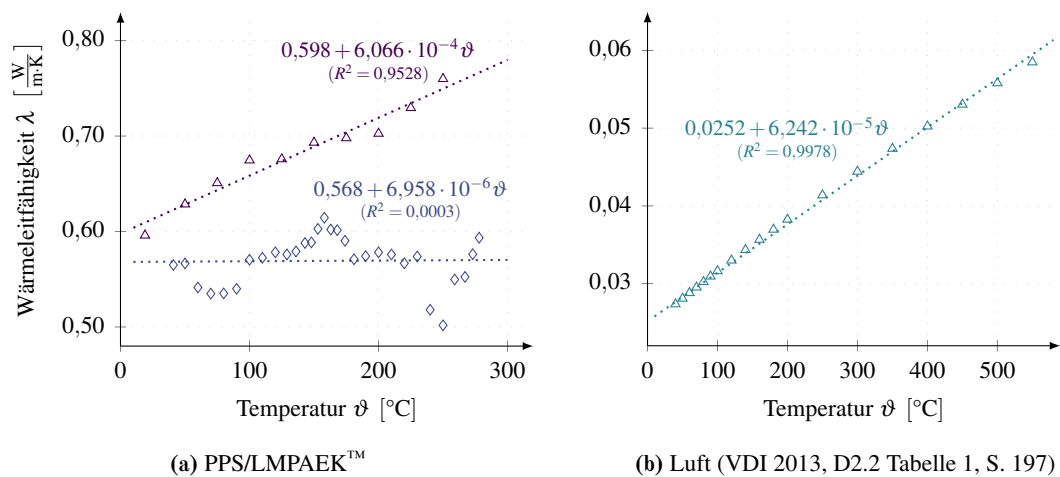


Abb. 6.12 – Positions- (x/y), Temperatur- (ϑ) und Zeitsegmentierung (t) von TBLTCC bei 200 mm-Schweißkonfigurationen (von oben nach unten)



(a) PPS/LMPAEKTM

(b) Luft (VDI 2013, D2.2 Tabelle 1, S. 197)

Abb. 6.13 – Lineare Näherungen der verwendeten Wärmeleitfähigkeiten

6 Numerische Umsetzung

Die primäre und sekundäre Iteration findet in der xy-Ebene statt, dessen zweidimensionalen Ergebnisse in die Tabelle geschrieben werden, bevor diese Schritte vollfaktoriell für alle festgelegten Temperatur- und Zeitschritte wiederholt und in die Tabelle ergänzt werden. Auf diese Weise entsteht eine Textdatei beispielhaft mit folgendem Auszug:

```
1 ! TIME19: 381.6s (Book)
2 ! *****
3
4 ! TEMP4: 150°C (Plane)
5 ! -----
6 TBLTCC(1,1,4,19) = 310,310,310,310,310,310,310,310,310,310,310,310,310,310,...
7 TBLTCC(1,2,4,19) = 310,310,310,310,310,310,310,310,310,310,310,310,310,310,...
8 TBLTCC(1,3,4,19) = 313,313,313,313,313,313,314,314,314,314,314,314,314,314,...
9 TBLTCC(1,4,4,19) = 372,372,375,375,378,382,387,391,395,397,398,400,402,405,405,...
10
11 ! TEMP5: 200°C (Plane)
12 ! -----
13 TBLTCC(1,1,5,19) = 337,337,350,346,345,345,346,346,347,349,347,348,347,348,348,...
14 TBLTCC(1,2,5,19) = 337,337,350,346,345,345,346,346,347,349,347,348,347,348,348,...
15 TBLTCC(1,3,5,19) = 436,436,418,420,428,429,439,445,448,447,447,456,451,459,457,...
16 TBLTCC(1,4,5,19) = 2556,2556,2779,2784,3029,3121,3121,3121,3121,3121,3121,3121,3121,...
17
18 ! TEMP6: 250°C (Plane)
19 ! -----
20 TBLTCC(1,1,6,19) = 384,384,561,518,495,503,509,517,527,558,531,536,531,540,535,...
21 TBLTCC(1,2,6,19) = 384,384,561,518,495,503,509,517,527,558,531,536,531,540,535,...
22 TBLTCC(1,3,6,19) = 1998,1998,1593,1636,1798,1821,2089,2246,2352,2325,2329,2627,...
23 TBLTCC(1,4,6,19) = 3253,3253,3253,3253,3253,3253,3253,3253,3253,3253,3253,3253,3253,...
24
25 ! TEMP7: 300°C (Plane)
26 ! -----
27 TBLTCC(1,1,7,19) = 592,592,2821,1987,1660,1762,1839,1958,2135,2752,2193,2284,...
28 TBLTCC(1,2,7,19) = 592,592,2821,1987,1660,1762,1839,1958,2135,2752,2193,2284,...
29 TBLTCC(1,3,7,19) = 3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,...
30 TBLTCC(1,4,7,19) = 3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,3384,...
31
32 ! TEMP8: 350°C (Plane)
33 ! -----
34 TBLTCC(1,1,8,19) = 1833,1833,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,...
35 TBLTCC(1,2,8,19) = 1833,1833,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,...
36 TBLTCC(1,3,8,19) = 3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,...
37 TBLTCC(1,4,8,19) = 3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,3516,...
38
39 ! *****
```

6.3.2 Quasi-elastischer Mikrokontakt

Die Wärmeübergangskoeffizienten für die Kontakte zwischen Grundlaminaten und Druckstücken außerhalb des Schmelzbereichs werden nach dem quasi-elastischen Mikrokontaktmodell aus Kapitel 5.4 als 2D-Tabelle mit der Temperatur als unabhängige Variable und den Werten aus Tab. 5.6 implementiert.

6.4 Randbedingungen und Lasten

Da zur Reduzierung von Kontaktstellen Peripherieteile vernachlässigt wurden, sind die horizontalen Druckstückaußenseiten in Realität von metallischen Druckbalken oder dem Versuchstisch bedeckt. Deshalb haben nur die horizontalen Flächen der frei liegenden Fügepartner äußere Randbedingungen in Form von Konvektion und Strahlung. Für die vertikalen Flächen werden hingegen alle Körper berücksichtigt (Abb. 6.14).

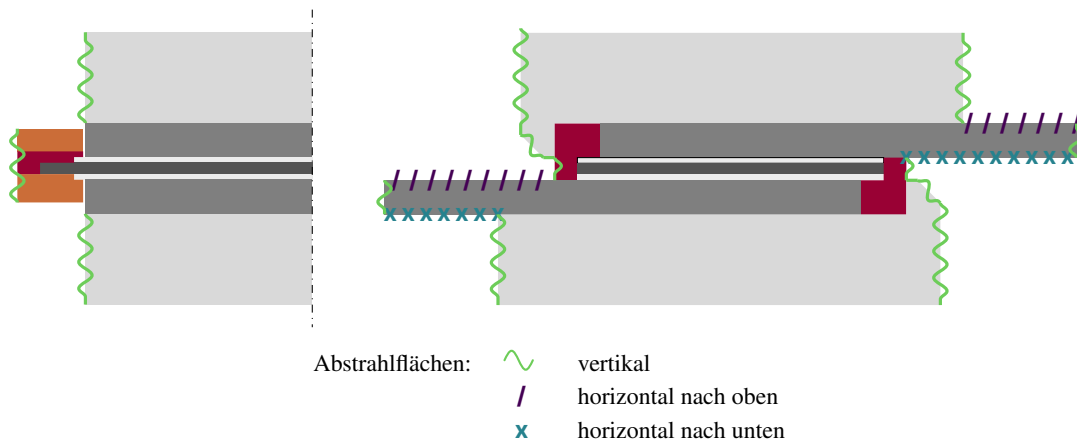


Abb. 6.14 – Schematische Darstellung der angewendeten Randbedingungen in Vorderansicht (links) und im Schnitt (rechts)

6.4.1 Konvektion

Für die freie Konvektion werden die Wärmeübergangskoeffizienten nach (Gl. 3.10) mit den charakteristischen Längen $\tilde{L}$ nach Tab. A.2 errechnet und sind in Tab. 6.3 dargestellt. Diese Werte werden als 2D-Tabelle mit der Temperatur als unabhängige Variable definiert und auf die jeweils vertikal bzw. nach oben/unten abstrahlenden Flächen angewendet (Abb. 6.14). Vergleichbare Werte für Raumtemperatur sind auch in der Literatur zu finden (Holmes und Gillespie 1993; Yousefpour u. a. 2005; Stavrov u. a. 2006; Tan u. a. 2006; Zammar u. a. 2017). Ageorges u. a. (1998) verfolgen ebenfalls den Ansatz temperaturabhängiger Koeffizienten für horizontale und vertikale getrennte Flächen.

6.4.2 Strahlung

Die Strahlungsrandbedingung nach (Gl. 3.15) wird auf alle abstrahlenden Flächen (Abb. 6.14) mit konstantem Emissionsgrad ε nach Tab. 6.4 angewendet. Vergleichbare Werte sind in der Literatur zu finden (Holmes und Gillespie 1993; Ageorges u. a. 1998a; Zammar u. a. 2017).

6 Numerische Umsetzung

Tab. 6.3 – Wärmeübergangskoeffizienten für freie Konvektion abstrahlender Flächen

ϑ	Gruppe I			Gruppe II			Gruppe III			Gruppe IV		
	h_v^∞	$h_{h,o}^\infty$	$h_{h,u}^\infty$	h_v^∞	$h_{h,o}^\infty$	$h_{h,u}^\infty$	h_v^∞	$h_{h,o}^\infty$	$h_{h,u}^\infty$	h_v^∞	$h_{h,o}^\infty$	$h_{h,u}^\infty$
23 °C	3,9	1,7	4,2	3,8	1,7	4,1	3,7	1,7	4,0	3,7	1,7	4,0
50 °C	9,0	4,0	9,6	8,8	4,0	9,5	8,5	3,8	9,2	8,6	3,8	9,2
100 °C	11,6	5,2	12,5	11,4	5,1	12,3	11,0	4,9	11,9	11,1	4,9	11,9
150 °C	13,1	5,9	14,1	12,9	5,8	13,9	12,5	5,6	13,4	12,5	5,6	13,5
200 °C	14,2	6,4	15,3	14,1	6,3	15,1	13,6	6,1	14,6	13,6	6,1	14,6
250 °C	15,1	6,8	16,3	14,9	6,7	16,1	14,4	6,4	15,5	14,5	6,5	15,5
300 °C	15,9	7,1	17,1	15,7	7,0	16,9	15,1	6,8	16,3	15,2	6,8	16,3
350 °C	16,6	7,4	17,8	16,4	7,3	17,6	15,8	7,1	17,0	15,8	7,1	17,0
400 °C	17,2	7,7	18,5	17,0	7,6	18,2	16,4	7,3	17,6	16,4	7,3	17,6
500 °C	18,2	8,1	19,6	18,0	8,0	19,4	17,3	7,8	18,7	17,4	7,8	18,7

alle errechneten Werte in $\left[\frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C}}\right]$

Tab. 6.4 – Emissionsgrade abstrahlender Flächen

Koeffizient	Wert		
Emissionsgrad Schweißleiter (C-Faser)*	ε_{SE}	0,95	(Hemmen 2016, S. 58)
Emissionsgrad Peripherie	ε_P	0,33	(VDI 2013, K1, Tab. 2)

* nur bei Simulation des blanken Schweißleiters verwendet (vgl. Kapitel 2.3.1)

6.4.3 Druckstückheizung

Für die Prozessvariante mit Invar-Druckstücken (Gruppe I und II) findet eine Beheizung derselben über Hochleistungs-Heizpatronen mit integriertem Temperatursensor vom Typ HS-86/100/230 statt, die in regelmäßigen Bohrungen entlang der gesamten Fügelänge eingebracht sind. Die Regelung erfolgt über einen ENDA ET2011 PID-Temperaturregler, mit dem die Druckstücke auf die Solltemperatur aufgeheizt werden. Nach dem Hochfahren wird eine Homogenisierungsphase bei bereits eingelegten Fügepartnern abgewartet, bis sich die, über EF9G-TypK-1.0-Temperaturfühler gemessene Temperatur eingependelt hat. Vor dem Start der Bestromung wird die Druckstückheizung deaktiviert, um abrupte Reglerantworten während des Schweißvorgangs zu vermeiden und eine möglichst konstante Druckstücktemperatur zu erzielen.

Numerisch wird dieses Verhalten modelliert, indem die Innenseiten der Bohrungen in den Druckstückkörpern mit einer Temperaturrandbedingung belegt werden, deren zeitlicher Verlauf in Abb. 6.15 abgebildet ist. Nach einem gerampten Hochfahren der Temperatur an den Bohrungsinnenseiten auf die Solltemperatur (hier: 160 °C) in den ersten 30 Sekunden wird viereinhalb Minuten lang die Temperatur konstant gehalten, bevor der Bestromungsvorgang (bei 301 s) gestartet wird. Zu diesem Zeitpunkt wird die Temperaturrandbedingung komplett deaktiviert und

6 Numerische Umsetzung

die resultierenden Temperatur in den Druckstücken stellt sich folglich aufgrund der stattfindenden Wärmeleitung sowie den Randbedingungen ein.



Abb. 6.15 – Zeitlicher Verlauf der Temperaturrandbedingung an den Bohrungsinnenseiten der Invar-Druckstücke

Die Definition der Temperaturrandbedingung entfällt komplett für die Untersuchungsgruppen III und IV mit Keramik-Druckstücken, da diese aufgrund ihrer deutlich niedrigeren Wärmeleitung keine externe Wärmequelle benötigen.

6.4.4 Elektrische Lasten

Der Bestromungsvorgang wird über zwei elektrische Lasten modelliert, die an den Seitenflächen der Kupferblöcke flächig aufgebracht werden. Für die Untersuchungsgruppen I und II werden elektrische Spannungspotentiale definiert, wohingegen die Gruppe III und IV stromgeregelter Prozesse darstellen. In beiden Fällen wird die (linke) X+-Kupferfläche als Erdung (GND) mit 0 V bzw. 0 A gesetzt. Die (rechte) Einleitungsfläche (X-) erfährt die angelegte Spannung bzw. Stromstärke (VOLT/AMP, vgl. Abb. 7.3).

Außer den beiden Kupferblöcken sowie den Elementen des Schweißleiters wird für alle Knoten der übrigen Körper der elektrische Freiheitsgrad (VOLT) deaktiviert.

Um Konvergenzprobleme bei sprunghaften Lastwechseln zu vermeiden, werden die elektrischen Lasten über ein Ein- und Ausschaltintervall gerampt. Die Dauer dieses Intervalls wird aus experimentellen Messungen zu 0,3 s ermittelt, in dem sich die Spannung/Stromstärke nach dem Einschalten einpendelt. In Abb. 6.16 sind die Verläufe der experimentellen und simulierten elektrischen Lasten beim Ein- und Ausschaltvorgang dargestellt.

6 Numerische Umsetzung

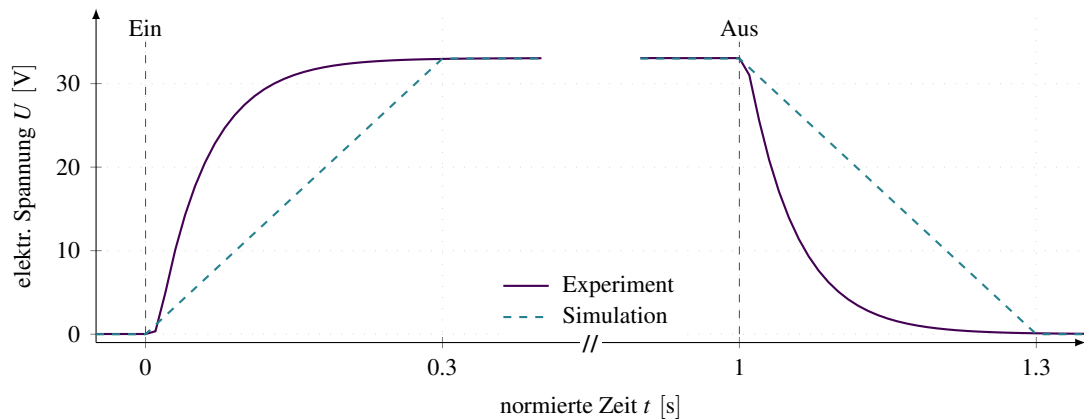


Abb. 6.16 – Normierter zeitlicher Verlauf der elektrischen Lasten beim Ein-/Ausschaltvorgang

6.4.5 Integration und Diskretisierung

Dennoch ist bei diesem sehr kleinen Intervall starkes Überschwingen zu beobachten. Dieses wird dadurch behoben, dass einerseits die zeitliche Integration (TIMINT) und damit die transienten Effekte nur auf thermische Größen beschränkt und für elektrische Größen deaktiviert wird. Andererseits wird die zeitliche Diskretisierung bei der transienten Integration von zweiter auf erste Ordnung („quasi-statisch“, QUAS) herabgesetzt, womit sich ein wesentlich besseres Einschwingverhalten einstellt (ANSYS 2022a, S. 1947 ff.).

```
1 ANTYPE, TRANS
2 TIMINT, ON, THERM
3 TIMINT, OFF, ELECT
4 TINTP, QUAS
```

6.5 Solver

Die Lösung wird mittels Newton-Raphson-Verfahren ermittelt, welches bei thermischen Analysen mit tabellarischen Randbedingungen und Materialeigenschaften in Abhängigkeit von der Temperatur die genauesten Ergebnisse liefert (ANSYS 2022a, S. 520).

6.6 Postprozessor

Der Ansys-interne Postprozessor POST1 wird verwendet, um Simulationsergebnisse automatisiert weiterzuverarbeiten und auszuleiten. Dabei werden zwei Ergebnisarten der betrachteten Elemente im Fügebereich generiert:

- Temperatur und deren örtlicher Gradient zum Abschaltzeitpunkt sowie die
- Temperatur während des darauffolgenden Abkühlvorgangs.

6.6.1 TEMP/TGSUM

Als erstes wird der relevante Lastschritt zum Ausschaltzeitpunkt in der Ergebnisdatenbank angewählt und die Anzahl der betrachteten Elemente ermittelt. Damit wird ein Ergebnisarray der gleichen Größe initialisiert, in das die nachfolgenden Ergebnisse zwischengespeichert werden.

Für jedes Element in der betrachteten Elementmenge werden zunächst die Koordinaten des Schwerpunkts x , y und z ausgelesen. Anschließend werden alle Knoten des Elements ausgewählt und nacheinander über diese iteriert, wobei für jeden die zugehörige Knotentemperatur ϑ_i abgerufen wird (Abb. 6.17a). Diese werden aufaddiert und abschließend durch die Knotenanzahl n geteilt, um die mittlere Elementtemperatur $\overline{\vartheta}_e$ zu erhalten nach

$$\overline{\vartheta}_e = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \vartheta_i. \quad (\text{Gl. 6.7})$$

Der Gesamttemperaturgradient ϑ' (TGSUM) ergibt sich aus der Summe der Einzelkomponenten nach (ANSYS 2022b, S. 215)

$$\vartheta'_i = \sqrt{\left(\frac{\partial \vartheta_i}{\partial x}\right)^2 + \left(\frac{\partial \vartheta_i}{\partial y}\right)^2 + \left(\frac{\partial \vartheta_i}{\partial z}\right)^2}, \quad (\text{Gl. 6.8})$$

für welche Ergebnisse nur an den Eckknoten vorliegen. Daher werden die Mittelknoten der Elemente aus der aktuellen Auswahl entfernt und anschließend erneut über alle verbliebenen Knoten des Elements iteriert (Abb. 6.17b). Dabei wird für jeden Knoten der Gesamttemperaturgradient ϑ'_i aufaddiert und durch die reduzierte Knotenanzahl n^* gemittelt, womit die gemittelte örtliche Element-Temperaturgradientensumme $\overline{\vartheta}'_e$ liest

$$\overline{\vartheta}'_e = \frac{1}{n^*} \sum_{i=1}^{n^*} \vartheta'_i. \quad (\text{Gl. 6.9})$$

Abschließend werden die bestimmten Koordinaten sowie gemittelten Temperaturen und Temperaturgradienten in das Ergebnisarray geschrieben und schließlich als Textdatei exportiert.

6 Numerische Umsetzung

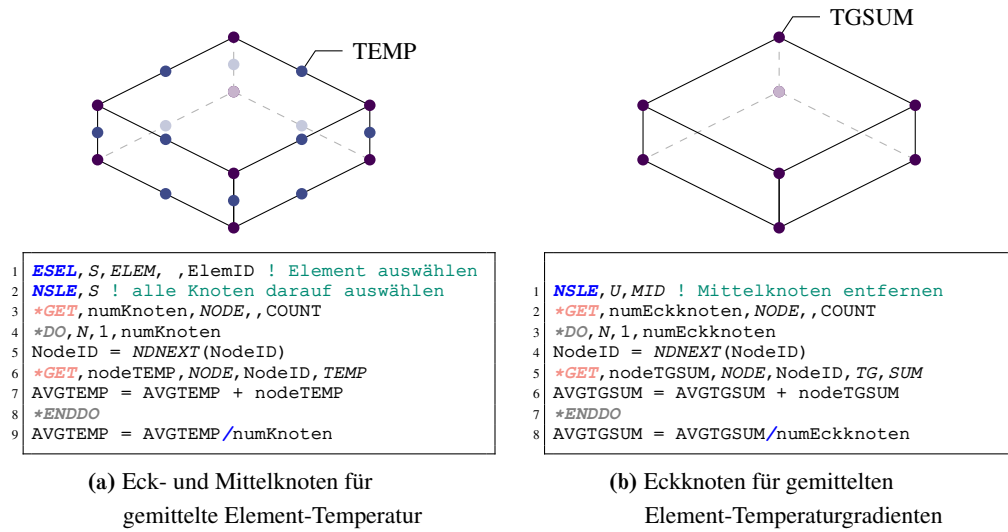


Abb. 6.17 – Integrationspunkte zur Mittelwertberechnung

6.6.2 Substepping

Zur Analyse des Abkühlvorgangs wird im Solver der Lösungs-Zeitschritt des Abkühlintervalls auf eine Sekunde festgelegt, auf dessen Ergebnisse der Postprozessor später zugreift.

Dabei wird über alle betrachteten Elemente iteriert, für jedes Element deren Schwerpunktskoordinaten (x,y,z) ausgelesen, die gemittelten Element-Temperaturen nach (Gl. 6.7) berechnet und abschließend das Ergebnisarray als Textdatei exportiert. Dieser Vorgang wird solange wiederholt, bis alle Zeitpunkte im festgelegten Abkühlintervall analysiert und ausgegeben wurden (Abb. 6.18). Um diese nachträglich eindeutig zuordnen zu können, wird der analysierte Zeitschritt im Dateinamen der resultierenden Datei hinterlegt.

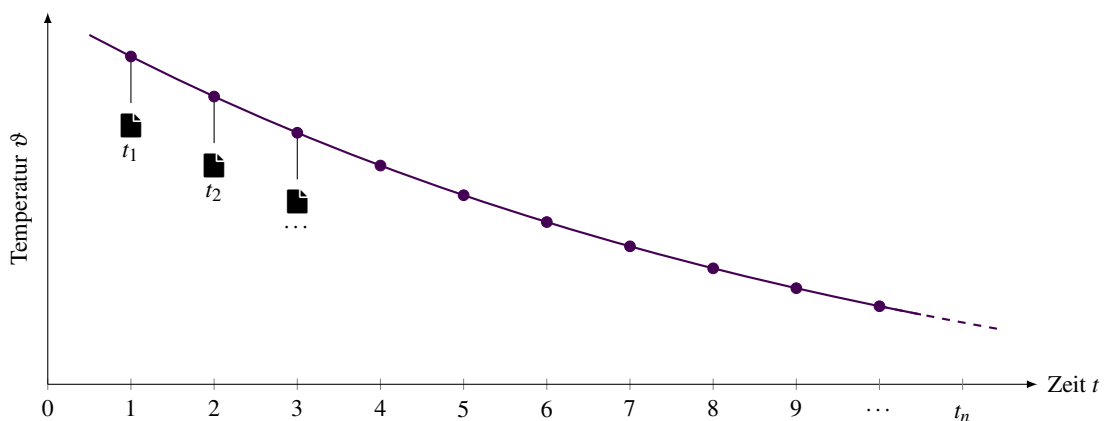


Abb. 6.18 – Schematische Segmentierung zur Dokumenterstellung während der Abkühlphase

Modellvalidierung

Um die Validität der erstellten Prozesssimulation zu bestätigen, werden quantitative Vergleiche thermischer und elektrischer Kenngrößen durchgeführt und bewertet. Dabei ist der Ausschaltzeitpunkt der Bestromungsphase von besonderem Interesse, da dieser den letzten (maximalen) Temperaturzustand vor der Konsolidierungsphase charakterisiert, die grundlegend für die Ausprägung der erzeugten Fügung ist. Die Validierung dieses Zeitpunkts ist daher essentiell, da er auch für die Datenausleitung zur späteren Qualitätsanalyse in Teil II herangezogen wird. Zusätzlich werden ausgewählte Größen zum Einschaltzeitpunkt untersucht, um die Validität des Modells an verschiedenen Arbeitspunkten nachzuweisen.

7.1 Experimentelle Datengrundlage

7.1.1 *Key Performance Parameter (KPP)*

Neben der Schweißleitergeometrie können für den vorliegenden Prozess insgesamt fünf Prozessparameter identifiziert werden, die direkten Einfluss auf die spätere Fügequalität haben und somit als *Key Performance Parameter* (KPP) klassifiziert werden können:

- Druckstücktemperatur
- Fügedruck
- Aufheizspannung/-strom
- Aufheizdauer
- Haltespannung/-strom (Abkühlphase)

7.1.2 Testkampagne

Um das Simulationsmodell ganzheitlich zu validieren und den Einfluss der genannten KPP darin nachzuweisen, werden Experimente mit Variationen dieser Prozessparameter herangezogen, deren Versuchsergebnisse anschließend den simulierten Ergebnissen gegenüber gestellt werden. Für die Untersuchungsgruppen I – IV werden die Versuchskonfigurationen nach Tab. 7.1 untersucht.

Die Baseline-Konfiguration (BSL) entspricht der Standardkonfiguration des Fügeprozesses bei 200 mm Fügelänge. Davon ausgehend wird in Gruppe I mittels sechs verschiedener Konfigurationen der variierenden Prozessparameter „Fügedruck“ und „Aufheizdauer“ das korrekte Abbilden untersucht. Die Aufheizspannung wird für alle Versuche gleich gelassen.

Gruppe II prüft die Tauglichkeit des Simulationsmodells zum Upscaling des Fügeprozesses und der Schweißleitergeometrie auf 600 mm Fügelänge mit dortigen Baseline-Einstellungen (80 V/50 s/0,4 MPa), einmal ohne (II-1) und einmal mit Haltestufe (II-10) nach dem Aufheizen.

Gruppe III dient zur Beurteilung der Adaptierbarkeit des Modells auf andere Druckstückmaterialien (hier: Invar → Keramik) bei variierenden Fügedrücken.

Gruppe IV untersucht die Übertragbarkeit auf andere Matrixmaterialien der Halbzeuge (hier: PPS → LMPAEKTM) bei unterschiedlichen Druckstufen.

Beide Gruppen dienen zusätzlich zur Beurteilung der Transferierbarkeit des Modells auf unterschiedliche Schweißleiterbreiten (hier: 45 mm → 40 mm → 30 mm). Ihre übrigen Prozessparameter „Aufheizstrom“ und „Aufheizdauer“ werden für alle Versuche gleich gelassen.

Aufgrund des thermo-elektrischen Ansatzes sollte kein direkter Einfluss des Fügedrucks in der Simulation zu beobachten sein (theoretisch nur passiv bei den thermischen Übergangskoeffizienten), was es durch diese Messreihe ebenfalls zu bestätigen gilt.

Die verwendeten Versuchsergebnisse sind im Rahmen der Forschungsprojekte „Thermoplastischer Rear Pressure Bulkhead“ (TP-RPB), „Hochkadenzfähige Thermoplast-Strukturen für Flächenanwendungen“ (HoT Stuff)¹ sowie „Multifunctional Fuselage Demonstrator“ (MFFD)² und damit bereits teilweise vor Beginn dieser Arbeit, jedoch unter maßgeblicher Mitwirkung des Autors entstanden. Die Erstellung des Simulationsmodells fand unabhängig von den zuvor erzeugten Ergebnissen statt. Lediglich die Parameterkonfigurationen der Validierungsuntersuchungen wurden von den durchgeführten Experimenten abgeleitet.

1. gefördert durch das Luftfahrtforschungsprogramm (LuFo 6.1) des Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz der Bundesrepublik Deutschland nach BAnz AT 15.11.2019 B1.

2. gefördert durch das Clean Sky 2 Joint Undertaking (JU) im Rahmen des „Horizon 2020“ Forschungs- und Innovationsprogramm der Europäischen Union (EU).

7 Modellvalidierung

Tab. 7.1 – Verwendete Prozessvarianten und -konfigurationen zur Validierung des Simulationsmodells

Gruppe	Druckstück- temperatur [°C]	Zylinder- druck [MPa]	Fügedruck [MPa]	Aufheizspg./ -strom	Aufheiz- dauer [s]	Haltespg. [†] [V]
BSL [*]	160	0,59	0,80	33,0 V	20	0
I-1	160	0,79	1,08	33,0 V	20	0
I-2	160	0,79	1,08	33,0 V	21	0
I-3	160	0,79	1,08	33,0 V	22	0
I-4	160	0,79	1,08	33,0 V	23	0
I-5	160	0,39	0,53	33,0 V	25	0
I-6	160	0,79	1,08	33,0 V	25	0
II-1	160	0,40	0,73	77,2 V	50	0
II-10	160	0,40	0,73	77,0 V	50	40 V
III-1	RT [‡]	0,80	1,23	28,0 A	37	0
III-2	RT [‡]	0,60	0,92	28,0 A	37	0
III-3	RT [‡]	0,40	0,61	28,0 A	37	0
III-4	RT [‡]	0,20	0,31	28,0 A	37	0
IV-1	RT [‡]	0,50	1,02	26,0 A	30	0
IV-2	RT [‡]	0,40	0,82	26,0 A	30	0
IV-3	RT [‡]	0,30	0,61	26,0 A	30	0

^{*}BSL: Baseline, [†]Haltestufen mit 120 s Dauer, [‡]RT: Raumtemperatur bei Prozessstart

7.1.3 Messwertermittlung

Da es sich um eine thermisch-elektrische Simulation handelt, sollen Werte beider Freiheitsgrade überprüft werden, wozu experimentelle Messungen der auftretenden Temperaturen und elektrischen Spannungen bzw. Ströme notwendig sind.

TEMPERATUREN IN DER FÜGEZONE. Diese werden über OMEGATM Typ K³-Thermoelemente (TE) gemessen, während des gesamten Prozesses über einen HIOKI LR8402-20-Datenlogger aufgenommen und abgespeichert. Die Thermoelemente werden zwischen der isolierenden Glasfaserschicht des Schweißelements und der Oberfläche des oberen Grundlaminats eingelegt (Abb. 7.1) sowie mittig entlang der Fugelänge positioniert, um mögliche Randeffekte bei der Messung auszuschließen. Die Temperaturmessungen werden mit einer Aufnahmefrequenz von 100 Hz und einer Messgenauigkeit von 0,6 °C durchgeführt. Aufgrund ihres sehr geringen Querschnitts von 0,13 mm und einer kurzen Ansprechzeit von 0,1 s ermöglichen diese Thermoelemente eine minimalinvasive Messung direkt in der Fügezone (Endraß u. a. 2023).

3. GG-KI-36-SLE; Messbereich -270 °C bis 1372 °C

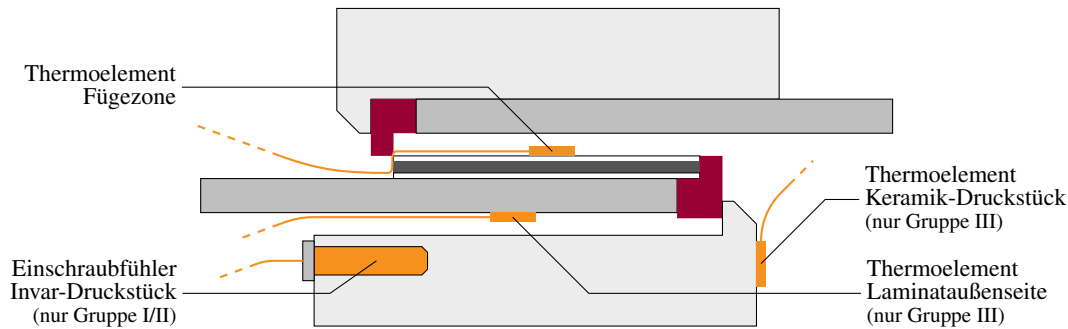


Abb. 7.1 – Schematische Positionen der Temperaturmessungen

TEMPERATUREN DER DRUCKSTÜCKE UND LAMINATAUSSENSEITEN. Die Invar-Druckstücktemperaturen der Untersuchungsgruppen I und II werden über, in die Heizpatronen integrierte Temperaturfühler aufgenommen, die auch zur Steuerung der Druckstückheizung verwendet werden.

Die Laminattemperaturen werden über Einschraubtemperaturfühler NiCr-Ni Typ K⁴ während des gesamten Prozesses mit 100 Hz aufgezeichnet, die mittig an der Stirnseite zwischen den innersten Heizpatronenbohrungen angebracht sind (Abb. 7.1). Sie liegen etwa 2 mm unter der Druckstückoberfläche und sind daher repräsentativ für die äußeren Oberflächentemperaturen der aufliegenden Grundlamine.

Die Temperaturen der Keramikdruckstücke aus Gruppe III und IV werden über aufgeklebte Thermoelemente des gleichen Typs wie in der Fügezone aufgenommen, die mittig an der Druckstück-Stirnseite angebracht sind (Abb. 7.1). Da diese nicht nahe der Laminataußenseite liegen, werden zur Messung der Laminataußentemperatur weitere Thermoelemente zwischen äußerer Laminatoberfläche und Druckstück eingelegt und mit dem HIOKI-System verbunden.

SPANNUNGEN UND STRÖME. Die elektrischen Größen werden direkt aus dem REGATRON topcon quadro TC.P.10.200.400.S Netzteil über eine RS-232/422-Schnittstelle zur TwinCat-Steuerung ausgelesen (Messauflösung 0,025 %, REGATRON 2017, S. 38) und ebenfalls in 100 Hz-Taktung aufgezeichnet. Durch Aktivierung der Sense-Funktion werden Leitungs- und Kontaktverluste zwischen Kabeln und Netzteil eliminiert. Somit werden die wahren, am Versuchsaufbau anliegenden Ist-Werte ausgegeben.

GESAMTWIDERSTAND. Der elektrische Widerstand des Gesamtsystems wird nicht direkt gemessen, sondern über das OHM'sche Gesetz nach (Gl. 3.1) mit den gemessenen Größen für Spannung und Strom aus dem Netzteil berechnet.

4. Messbereich -60 bis 350 °C

7.2 Simulationsgrundlage

7.2.1 Fügezonentemperatur

Die Simulation liefert Temperaturwerte an jeder Knotenposition der gemeshen Körper. Zwischen den Oberflächenknotentemperaturen der GF-Lage ϑ_{GF} und der Laminatdeckschicht ϑ_{Lam} ergibt sich durch den thermischen Übergangskoeffizienten τ eine Temperaturdifferenz $\Delta\vartheta$ (Abb. 7.2a).

Die experimentell, über die eingebrachten Thermolemente gemessenen Temperaturen repräsentieren eine virtuelle Interfacetemperatur, die zwischen den beiden Oberflächen liegt. Um die Messwerte mit den simulierten Ergebnissen vergleichen zu können, wird daher der Mittelwert der Oberflächenknotentemperaturen gebildet.

Jedoch differieren die Knotenanzahlen an den jeweiligen Interfaceoberflächen durch unterschiedliche Mesh-Auflösungen (Abb. 7.2b). Ein arithmetischer Mittelwert würde die Oberflächentemperatur der GF-Lage übergewichten, da deren Mesh feiner ist und mehr Knoten aufweist.

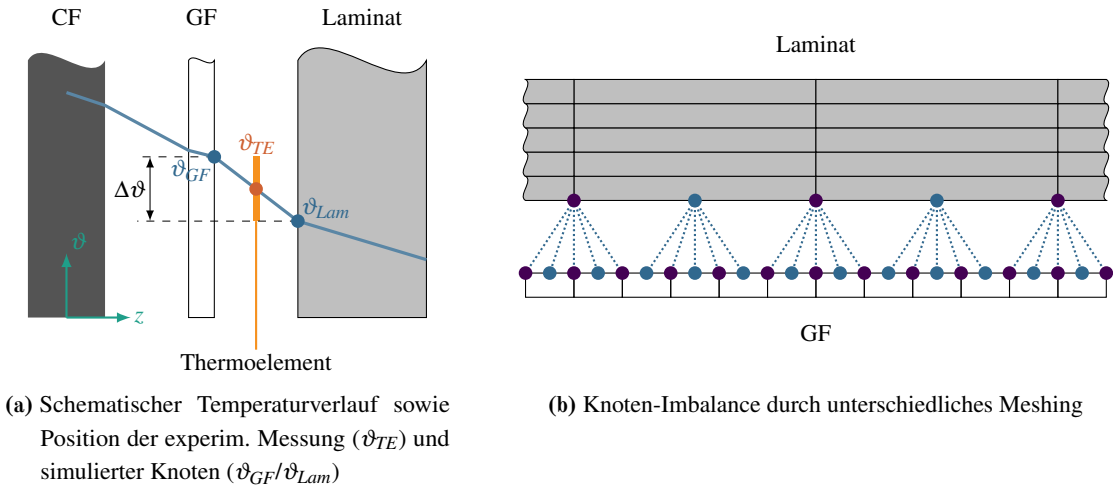


Abb. 7.2 – Besonderheiten im Interface der GF-Isolationsschicht und des Grundlaminats

Um diese Imbalance in der Knotenanzahl auszugleichen, müssen die Temperaturen des Laminats entsprechend um den Faktor ζ_{IF} höher gewichtet werden, der liest

$$\zeta_{IF} = \frac{n_{GF}}{n_{GF} + n_{Lam}}, \quad (\text{Gl. 7.1})$$

mit der Anzahl der, an den Interfaceoberflächen zueinander zeigenden Knoten der GF-Isolationsschicht n_{GF} und der Laminatoberfläche n_{Lam} .

Zur Modellvalidierung wird die gemittelte Interfacetemperatur ϑ_{IF}^* verwendet nach

$$\vartheta_{IF}^* = \zeta_{IF} \cdot \vartheta_{Lam} + (1 - \zeta_{IF}) \cdot \vartheta_{GF}. \quad (\text{Gl. 7.2})$$

7.2.2 Resultierende Spannung/Strom

Wie in Kapitel 6.4.4 dargelegt, erfolgt die simulierte Bestromung über flächig – an den Seitenflächen der Kupferblöcke – aufgebrauchte elektrische Lasten (Abb. 7.3). Dementsprechend werden die elektrischen Ergebniswerte zwischen diesen beiden Flächen abgegriffen, um das ganze elektrische System damit zu charakterisieren und anschließend mit den, durch das Netzteil gemessenen Werten zu vergleichen.

Bei den spannungsgeregelten Prozessen ($U_{ges} = \text{const.}$) der Gruppen I und II wird dafür die, sich einstellende resultierende Stromstärke im elektrischen Gesamtsystem benötigt. In der Simulationsumgebung ist jedoch nur die Ergebnisausgabe der Stromdichte J , d. h. der elektrischen Stromstärke pro Fläche möglich. Auf den Absolutwert der Gesamtstromstärke I_{ges} kann über die Einleitungsfläche A_j zurückgerechnet werden nach

$$I_{ges} = \bar{J}_{ges} \cdot A_j \quad \text{mit} \quad A_j = b_j \cdot h_j, \quad (\text{Gl. 7.3})$$

mit der Breite b_j und Höhe h_j der rechteckigen Einleitungsfläche des Kupferblocks in der Simulation sowie der, über die Einleitungsfläche gemittelten Stromdichte $\bar{J}_{ges}$.

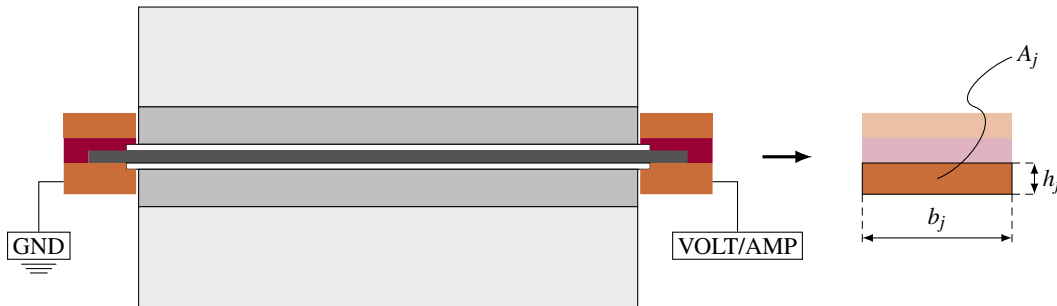


Abb. 7.3 – Bezugflächen der elektrischen Randbedingungen im Simulationsmodell

Bei den stromgeregelten Prozessen ($I_{ges} = \text{const.}$) der Gruppen III und IV entfällt die nachträgliche Ermittlung, da die Werte der resultierenden elektrischen Spannung U_{ges} in der Simulationsumgebung direkt als Ergebnis ausgelesen werden können.

7.2.3 Gesamtwiderstand

Der elektrische Widerstand des Gesamtsystems wird über das OHM'sche Gesetz nach (Gl. 3.1) und den simulierten Größen für elektrische Spannung und Strom berechnet.

7.2.4 Schweißleiterwiderstand

Der reine Schweißleiterwiderstand ist eine, in Realität nur schwer messbare Größe, da dieser Materialkennwert zwischen den Kontaktierungsbereichen abgegriffen werden müsste. Eine experimentelle Validierung ist so nur schwer realisierbar.

Hingegen soll überprüft werden, ob der theoretische Schweißleiterwiderstand, der in Kapitel 4.1 als (Gl. 4.4) aufgestellt wurde, mit der numerischen Umsetzung des M^3 -Ansatzes möglichst genau erreicht wird. Gerade die zahlreichen elektrischen Übergangskoeffizienten und das komplexe $0^\circ/90^\circ$ -Netzwerk des Schweißleitergewebes sollen damit validiert werden.

Hierfür wird in der Simulation der Spannungsabfall ΔU zwischen den Stromeinleitungspunkten am Schweißleiter, d. h. auf der bestromten Länge abgegriffen. Da Kontakt- und Schweißleiterwiderstände seriell im Versuchsaufbau verschalten sind (vgl. Abb. 4.1), fließt durch beide der gleiche, am Netzteil gemessene Gesamtstrom. Der vorliegende Schweißleiterwiderstand wird folglich über das OHM'sche Gesetz nach (Gl. 3.1) als Quotient des ermittelten Spannungsabfalls und der berechneten absoluten Stromstärke nach (Gl. 7.3) bestimmt als

$$R_{SE,Sim} = \frac{\Delta U}{I_{ges}} = \frac{U_2 - U_1}{\bar{J}_{ges} \cdot b_j \cdot h_j}. \quad (\text{Gl. 7.4})$$

Dieser wird gegen den, über die Arrhenius-Gleichung modellierten Schweißleiterwiderstand $R_{SE,Arrh}$ nach (Gl. 4.4) abgeglichen. Um diesen temperaturabhängigen Referenzwert bestimmen zu können, wird neben den Arrhenius-Konstanten nach Tab. 4.4 auch die gemittelte simulierte Temperatur des Schweißleiters zum betrachteten Zeitpunkt ausgelesen.

7.2.5 Außentemperatur der Grundlaminat

Analog zu (Gl. 7.1) und (Gl. 7.2) wird auch für die gemessene Außentemperatur zwischen Laminatoberseite und Druckstückoberfläche ein Gewichtungsfaktor ζ_a errechnet nach

$$\zeta_a = \frac{n_{Lam}}{n_{Lam} + n_{DS}}, \quad (\text{Gl. 7.5})$$

mit den Anzahlen der gegenüberliegenden Oberflächenknoten der Grundplatte n_{Lam} und des Druckstücks n_{DS} . Die gemittelte Außentemperatur ϑ_a^* liest

$$\vartheta_a^* = \zeta_a \cdot \vartheta_{Lam} + (1 - \zeta_a) \cdot \vartheta_{DS}. \quad (\text{Gl. 7.6})$$

7.2.6 Druckstücktemperatur

Die Druckstücktemperatur kann direkt am Mittelpunkt entlang der Fügelänge des unteren Druckstücks entnommen werden, wo auch in Realität der Einschraub-Temperaturfühler sitzt.

7.3 Bewertungsgrundlage

Als Bewertungsgrundlage dient die Validierungsmaßgabe für Modellierung und Simulation der EASA (2020), die basierend auf Safarian (2015) für direkt ermittelte Größen (mechanisch z. B. Verformung) ein Fehlerband von $\pm 5\%$ und für davon abgeleitete Größen (z. B. Dehnung) von $\pm 10\%$ als akzeptabel vorgibt.

Für die vorliegende thermisch-elektrische Simulation können diese Vorgaben über die Analogien der Zustandsgrößen von den mechanischen Größen wie folgt übertragen werden (Abb. 7.4): die Temperatur ist ebenso wie die elektrische Spannung ein Freiheitsgrad des jeweiligen Knoten und entspricht damit der mechanischen Verformung, wohingegen Kräfte/Spannungen auf das FEM-Element bezogene Ergebnisse sind und damit thermisch dem Wärmestrom bzw. der Wärmestromdichte entsprechen (Moro Parreño 2022).

mechanisch:	$[M]\{\ddot{U}\} + [C]\{\dot{U}\} + [K]\{U\} = \{F\}$												
thermisch:	$[C]\{T\} + [K]\{T\} = \{Q\}$												
<i>mit den Analogien</i> <table style="margin: auto; border: none;"> <tr> <td style="padding: 2px 10px;">Verformung U</td> <td style="padding: 2px 10px;">$\equiv$</td> <td style="padding: 2px 10px;">Temperatur T</td> </tr> <tr> <td style="padding: 2px 10px;">Kraft F</td> <td style="padding: 2px 10px;">$\equiv$</td> <td style="padding: 2px 10px;">Wärmestrom Q</td> </tr> <tr> <td style="padding: 2px 10px;">Spannung σ</td> <td style="padding: 2px 10px;">$\equiv$</td> <td style="padding: 2px 10px;">Wärmestromdichte q</td> </tr> <tr> <td style="padding: 2px 10px;">Dehnung ε</td> <td style="padding: 2px 10px;">$\equiv$</td> <td style="padding: 2px 10px;">Temperaturgradient ∇T</td> </tr> </table>		Verformung U	$\equiv$	Temperatur T	Kraft F	$\equiv$	Wärmestrom Q	Spannung σ	$\equiv$	Wärmestromdichte q	Dehnung ε	$\equiv$	Temperaturgradient ∇T
Verformung U	$\equiv$	Temperatur T											
Kraft F	$\equiv$	Wärmestrom Q											
Spannung σ	$\equiv$	Wärmestromdichte q											
Dehnung ε	$\equiv$	Temperaturgradient ∇T											

Abb. 7.4 – Analogien zwischen mechanischen und thermischen Größen nach (ANSYS 2021b)

Damit werden bei der folgenden Validierung mit Temperaturen und elektrischen Größen (Spannung, Strom und Widerstand) nur abgeleitete Größen betrachtet, weshalb das akzeptable Fehlerband von $\pm 10\%$ Anwendung finden soll (Abb. 7.5).

„Die Ergebnisse jedes Tests müssen mit den vorhergesagten Ergebnissen in einem Bereich von null bis zehn Prozent korrelieren, um die FEM ohne weitere Auswertungen als validiert zu betrachten[.]“⁵ (Safarian 2017) oder sollen bei größerer Abweichung zumindest konservativ, d. h. unterschätzend sein (Safarian 2015).

Alle im Folgenden berechneten Mittelwerte, Standard- und Fehlerabweichungen zum Zwecke der Validierung basieren auf den Grundlagen der statistischen Auswertung nach Anhang F.

5. [Übers. d. Verf.] „The results from each test must correlate to the predicted results within zero to ten percent for the FEM to be accepted as validated without further evaluation.“ (Safarian 2017)

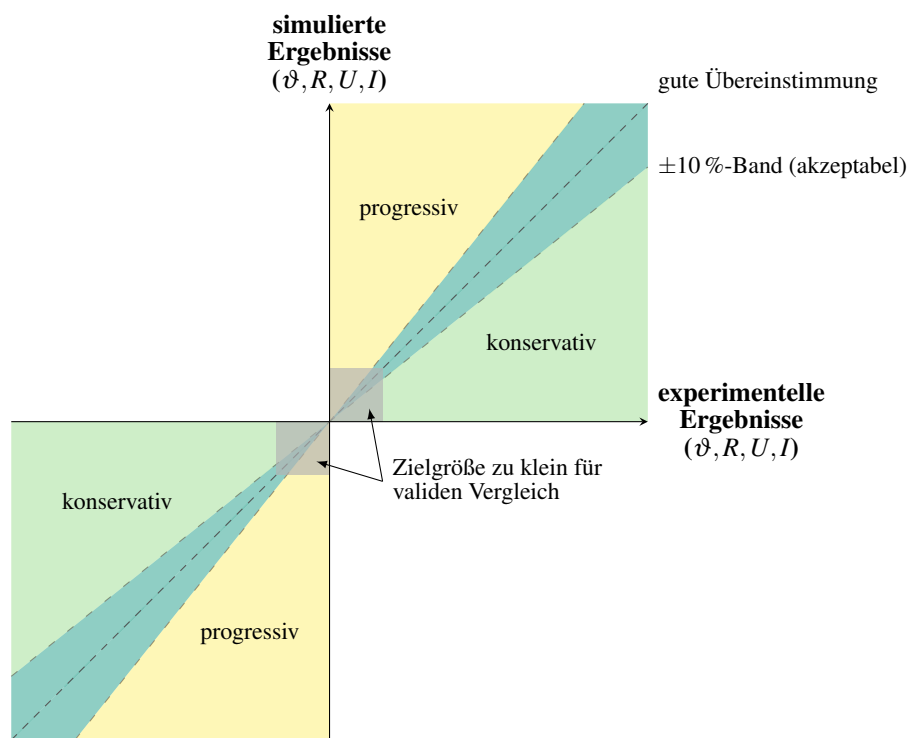


Abb. 7.5 – Übertragene Validierungsmaßgabe nach (Safarian 2015)

7.4 Ergebnisse und Diskussion

7.4.1 Fügezonentemperatur

Die Fügezonentemperatur hat zentrale Bedeutung für die spätere Qualitätsanalyse und wird mit simulierten und gemessenen Interfacetemperaturen in Tab. 7.2 als erstes betrachtet.

Innerhalb Gruppe I weichen die simulierten von den gemessenen Temperaturen in der Fügezone nur sehr gering ab ($< 2\%$). Die Werte schwanken leicht in beide Richtungen, wodurch die mittlere Abweichung mit $0,19\%$ sehr niedrig ist. Die Upscaling-Versuche in Gruppe II zeigen ein ähnliches Verhalten mit sehr geringer Abweichung von der Zieltemperatur ($< 0,5\%$). Neben der sehr guten quantitativen Übereinstimmung beider Fälle ist die Upscaling-Fähigkeit des erstellten Modells damit deutlich gezeigt.

Zur Validierung der Transferfälle in Gruppe III und IV wird als Referenz je ein repräsentativ gemessener Wert verwendet. Schon in Gruppe I und II wurde durch die identische Prozesssteuerung eine sehr kleine Variation ($< 1\%$) der gemessenen Temperaturen beobachtet, weshalb diese Vereinfachung gerechtfertigt ist.

Innerhalb Gruppe III wird nur der Druckzustand variiert, was sich in der rein thermisch-elektrischen Simulation entsprechend kaum merklich niederschlägt und die simulierten Temperaturen aller vier Konfigurationen identisch sind. Ebenso verhält es sich in Gruppe IV. Die vorhergesagten Temperaturen liegen leicht unterhalb (Gruppe III) bzw. oberhalb (Gruppe IV) der experimentell gemessenen Werte, wobei die Abweichung mit weniger als $\pm 4\%$ befriedigend ist. Die reduzierte Breite von 30 mm bei Gruppe IV führt zu einem höheren Schweißleiterwiderstand und damit stärkeren Erwärmungsverhalten als beim 40 mm-Schweißleiter der Gruppe III. Die UD-Grundlaminatplatten der Gruppe IV mit geringerer Wärmeleitfähigkeit in Dickenrichtung führen zusätzlich zu einem „Wärmestau“ in der Fügezone im Vergleich zu den Gewebelaminaten der Gruppe III. In Summe kommen so die unterschiedlichen Vorzeichen in der Abweichung der Temperatursprünge zustande, obwohl beide Gruppen die gleichen Druckstücke verwenden.

Über alle Anwendungsfälle hinweg ist eine mittlere Überschätzung der realen Temperaturen um $0,22\%$ beobachtbar, wobei deren Streuung mit $\pm 2,19\%$ überschaubar ist. Alle Einzel- und Mittelwerte erfüllen das EASA-Validierungskriterium und liegen innerhalb des $\pm 10\%$ -Bandes.

Es ist ersichtlich, dass die Übereinstimmung bei den primären Validierungsfällen der Gruppe I am besten ist. Die reine Variation der Fügelänge (Gruppe II) ist jedoch sehr gut mit dem erstellten Modell abbildbar. Der Transfer auf andere Druckstück- (Gruppe III) und Matrixmaterialien (Gruppe IV) ist grundsätzlich nachgewiesen, wenn auch die Abweichungen spürbar größer werden, ohne das akzeptable Fehlerband zu verlassen.

7 Modellvalidierung

Tab. 7.2 – Simulierte und gemessene Interfacetemperaturen CF/GF in der Fügezone am Ende der Bestromungsphase

Gruppe	Messreihe	ϑ_{Exp} [°C]	ϑ_{Sim} [°C]	Abw.	
BSL	20200219_#V2	310,04	309,49	−0,29 %	
I-1	20200219_#V1	312,10	308,47	−1,16 %	
I-2	20200220_#V10	311,75	309,71	−0,65 %	
I-3	20200220_#V11	311,15	310,83	−0,10 %	
I-4	20200220_#V9	310,55	311,97	+0,46 %	
I-5	20200219_#V3	310,70	316,16	+1,76 %	
I-6	20200219_#V5	310,05	314,09	+1,30 %	
Mittlere Abweichung				+0,19 %	± 1,05 %
Upscaling					
II-1	20200603_#V2	322,10	323,27	+0,36 %	
II-10	20200605_#V1	321,92	322,41	+0,14 %	
Mittlere Abweichung				+0,25 %	± 0,15 %
Transferfälle					
III-1	20190320_#V5	318,40	310,76	−2,40 %	
III-2	20190320_#V5	318,40	310,76	−2,40 %	
III-3	20190320_#V5	318,40	310,76	−2,40 %	
III-4	20190320_#V5	318,40	310,76	−2,40 %	
IV-1	20200605_#V4	352,00	365,31	+3,78 %	
IV-2	20200605_#V4	352,00	365,31	+3,78 %	
IV-3	20200605_#V4	352,00	365,31	+3,78 %	
Mittlere Abweichung				+0,25 %	± 3,30 %
Mittlere Abweichung (alle Fälle)				+0,22 %	± 2,19 %

7.4.2 Gesamtwiderstand des elektrischen Systems

Der temperaturabhängige Gesamtwiderstand des Versuchsaufbaus, der sich aus Kontakt- und Schweißleiterwiderstand zusammensetzt, wird im Folgenden für den Ein- (Tab. 7.3) und Ausschaltzeitpunkt (Tab. 7.4) betrachtet.

EINSCHALTZEITPUNKT. Die simulierten Gesamtwiderstände der Gruppe I zeigen eine sehr gute Näherung der realen Werte mit $< 0,5 \%$ Abweichung. Drei Ausreißer mit höherer Differenz sind zu erkennen, die aber immer noch unter $\pm 4 \%$ liegen. Diese sind experimentell begründet und über den Kontaktwiderstand erklärbar, der durch die manuelle Perforation stark schwankend ist (vgl. Ziche 2020, S. 57 f. ; Thomé 2021, S. 56 ff.). Tendenziell ist eine leichte Unterschätzung zu beobachten, die sich auch in der mittleren Abweichung von $-0,68 \%$ niederschlägt. Die Upscaling-Fälle der Gruppe II zeigen ein ähnliches Verhalten, wenn auch die Schwankungsbreite etwas größer, aber unter 2% liegt.

Innerhalb der Gruppen III und IV sind die simulierten Gesamtwiderstände identisch, da die angewendete Druckvariation in der thermisch-elektrischen Simulation weitestgehend vernachlässigt wird. Die ermittelte Abweichung dieser beiden Gruppen ist jedoch deutlich größer als in Gruppe I/II, wobei diese die real gemessenen Werte durchwegs unterschätzen. Die größte Differenz zeigt sich bei den Konfigurationen der Gruppe IV mit etwa 5% Abweichung, wohingegen in der Gruppe III nur maximal 3% Abweichung vorhanden sind. Die große Abweichung im Vergleich zu den Messreihen der Gruppen I und II können durch die signifikante Änderung der Schweißleiterbreite von 45 mm auf 40 mm (Gruppe III) und weiter auf 30 mm (Gruppe IV) erklärt werden. Neben der Modellierung des Gesamtwiderstands über eine empirische Näherung nach (Gl. 4.9) macht sich die Breitenänderung doppelt – sowohl in der Änderung des Schweißleiter- als auch des Kontaktwiderstands – bemerkbar und führt in Summe zu höheren Abweichungen.

Über alle Anwendungsfälle hinweg bleibt die mittlere Unterschätzung des realen Gesamtwiderstands zum Einschaltzeitpunkt mit $-1,64 \pm 2,28 \%$ akzeptabel und auch für alle Einzel- und Mittelwerte innerhalb des $\pm 10 \%$ -Fehlerbandes.

Die Modellierung des Gesamtwiderstands ist über alle untersuchten Schweißleiter-Konfigurationen hinreichend genau. Die Abhängigkeit von der Breite (Gruppe III/IV) ist dabei wesentlich höher als von der Länge (Gruppe II), was die mathematische Natur zwischen potenzieller und linearer Funktion widerspiegelt. Bei weiteren Geometrieänderungen außerhalb der betrachteten Breiten muss dieses Verhalten beobachtet und ggf. nachvalidiert werden.

7 Modellvalidierung

Tab. 7.3 – Simulierter und gemessener Gesamtwiderstand zu Beginn der Bestromungsphase

Gruppe	Messreihe	$R_{ges,Exp}$ [Ω]	$R_{ges,Sim}$ [Ω]	Abw.	
BSL	20200219_#V2	1,315	1,314	− 0,04 %	
I-1	20200219_#V1	1,319	1,315	− 0,26 %	
I-2	20200220_#V10	1,352	1,315	− 2,72 %	
I-3	20200220_#V11	1,299	1,315	+ 1,29 %	
I-4	20200220_#V9	1,359	1,315	− 3,21 %	
I-5	20200219_#V3	1,317	1,314	− 0,27 %	
I-6	20200219_#V5	1,310	1,315	+ 0,44 %	
Mittlere Abweichung				− 0,68 %	± 1,66 %
Upscaling					
II-1	20200716_#V2	3,173	3,119	− 1,70 %	
II-10	20200803_#V1	3,097	3,127	+ 0,97 %	
Mittlere Abweichung				− 0,36 %	± 1,88 %
Transferfälle					
III-1	20190320_#V5	1,549	1,502	− 3,02 %	
III-2	20190402_#V6	1,513	1,502	− 0,68 %	
III-3	20190402_#V7	1,515	1,502	− 0,86 %	
III-4	20190402_#V8	1,504	1,502	− 0,12 %	
IV-1	20200605_#V5	1,979	1,872	− 5,38 %	
IV-2	20200605_#V6	1,967	1,872	− 4,80 %	
IV-3	20200605_#V7	1,991	1,872	− 5,96 %	
Mittlere Abweichung				− 2,97 %	± 2,45 %
Mittlere Abweichung (alle Fälle)				− 1,64 %	± 2,28 %

7 Modellvalidierung

AUSSCHALTZEITPUNKT. Am Ende der Erwärmungsphase schwankt die Abweichung der simulierten Gesamtwiderstände der Gruppe I gleichmäßig bis etwa $\pm 3\%$ um die real gemessenen Werte. Diese wird hauptsächlich von den experimentellen Schwankungen der imperfekten realen Schweißleiter getrieben. Deren Geometrie bleibt konstant, weshalb die simulierten Werte nahezu identisch sind. Analog verhält es sich in Gruppe II, wobei die mittlere Abweichung in beiden Gruppen unter 1% liegt.

Aufgrund des weitestgehend vernachlässigten Druckeinflusses in der rein thermisch-elektrischen Simulation weisen alle Gesamtwiderstände der Gruppen III und IV identische simulierte Werte auf, die das reale Verhalten jedoch durchwegs überschätzen – im Mittel mit etwa 4% . Die Schwankungsbreite der Abweichung ist hingegen sehr gering mit $0,71\%$.

Das temperaturabhängige Verhalten des Gesamtwiderstands wurde in Kapitel 4.1 mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 > 0,95$ der logarithmischen Regression empirisch sehr genau abgebildet – was die gleichmäßigen Schwankungen in den Gruppen I/II bestätigen.

Da die Schweißleitergeometrien während der Bestromungsphase gleich bleiben, müssen die systematischen Abweichungen in den Gruppe III/IV von der Temperatur- und/oder Spannungsabhängigkeit des Kontaktwiderstands her rühren, welche in der Literatur bereits nachgewiesen wurden (Ziche 2020, S. 57 f. ; Thomé 2021, S. 56 ff.).

Der Kontaktwiderstand ist in dieser Arbeit nur eine abgeleitete Größe als Differenz des Gesamt- und Schweißleiterwiderstands, womit dessen eigenständiges Verhalten nicht oder nur teilweise berücksichtigt wird (vgl. Kapitel 4.4). Diese Beobachtungen zeigen die Notwendigkeit der eingehenderen Untersuchung des temperatur- und spannungsabhängigen Verhaltens des Kontaktwiderstands, der zudem für unterschiedliche Oberflächenpräparationen (z. B. Ultraschallpräparation) einen weiteren Einflussfaktor mit sich bringt (Sänger u. a. 2024).

Die mittlere Abweichung des realen Gesamtwiderstands aller Anwendungsfälle zum Ausschaltzeitpunkt bleibt mit $+2,08\% \pm 2,33\%$ ebenso wie alle Einzelwerte innerhalb des $\pm 10\%$ -Fehlerbandes und damit akzeptabel.

7 Modellvalidierung

Tab. 7.4 – Simulierter und gemessener Gesamtwiderstand am Ende der Bestromungsphase

Gruppe	Messreihe	$R_{ges,Exp}$ [Ω]	$R_{ges,Sim}$ [Ω]	Abw.	
BSL	20200219_#V2	1,196	1,206	+0,89 %	
I-1	20200219_#V1	1,184	1,210	+2,22 %	
I-2	20200220_#V10	1,233	1,209	-1,99 %	
I-3	20200220_#V11	1,194	1,208	+1,17 %	
I-4	20200220_#V9	1,252	1,207	-3,54 %	
I-5	20200219_#V3	1,183	1,203	+1,76 %	
I-6	20200219_#V5	1,171	1,206	+3,06 %	
Mittlere Abweichung				-0,62 %	$\pm 2,58 \%$
Upscaling					
II-1	20200716_#V2	2,912	2,917	+0,19 %	
II-10	20200803_#V1	2,858	2,923	+2,29 %	
Mittlere Abweichung				+0,51 %	$\pm 2,38 \%$
Transferfälle					
III-1	20190320_#V5	1,290	1,347	+4,43 %	
III-2	20190402_#V6	1,296	1,347	+3,98 %	
III-3	20190402_#V7	1,307	1,347	+3,08 %	
III-4	20190402_#V8	1,285	1,347	+4,89 %	
IV-1	20200605_#V5	1,700	1,759	+3,45 %	
IV-2	20200605_#V6	1,685	1,759	+4,38 %	
IV-3	20200605_#V7	1,706	1,759	+3,08 %	
Mittlere Abweichung				+3,90 %	$\pm 0,71 \%$
Mittlere Abweichung (alle Fälle)				+2,08 %	$\pm 2,33 \%$

7.4.3 Resultierende elektrische Stromstärke/Spannung

Mit dem Gesamtwiderstand des elektrischen Systems stellt sich durch das Anlegen einer elektrischen Größe entsprechend über das OHM'sche Gesetz eine resultierende elektrische Stromstärke bzw. Spannung ein, wobei gilt

$$I \sim \frac{1}{R_{ges}} \quad \text{bzw.} \quad U \sim R_{ges}. \quad (\text{Gl. 7.7})$$

Dementsprechend muss bei einer geregelten elektrischen Spannung (Gruppe I/II) die resultierende Stromstärke ein indirekt proportionales Verhalten dazu aufweisen. Für stromgeregelte Versuche (Gruppe III/IV) muss das Vorzeichen der Abweichung wiederum gleich bleiben. Der Betrag der relativen Abweichung muss aufgrund der einfachen physikalischen Gesetzmäßigkeit ähnlich derer der Widerstandswerte sein.

Dieses Verhalten wird zur Plausibilitätsprüfung für den Ein- (Tab. 7.5) und Ausschalt- punkt (Tab. 7.6) untersucht.

Alle Anwendungsfälle zeigen das erwartete indirekt (Gruppe I/II) oder direkt (Gruppe III/IV) proportionale Verhalten verglichen mit den ermittelten Gesamtwiderständen aus Tab. 7.3/7.4. Auch betragsmäßig sind die resultierenden elektrischen Größen nahezu identisch mit den zuvor berechneten Schwankungen; entsprechend verhält es sich mit den Schwankungsbreiten.

Lediglich bei den Gruppen III/IV ist eine systematische betragsmäßige Erhöhung der Abweichung um ca. 2 % bzw. 0,9 % zu erkennen. Diese ist darin begründet, dass für diese Versuche ein anderes Netzteil zur Bestromung verwendet werden musste, welches über keine sog. „Sense“-Funktion verfügte, um die Leitungs- und Kontaktverluste herauszurechnen. Daher sind folgerichtig die ausgelesenen elektrischen Prozessgrößen und damit die Abweichungen je nach Vorzeichen entsprechend größer oder geringer.

Generell verhalten sich alle ermittelten Werte plausibel und halten das $\pm 10\%$ -Fehlerband ein.

7 Modellvalidierung

Tab. 7.5 – Simulierte und gemessene resultierende elektrische Spannungen/Ströme zu Beginn der Bestromungsphase (Regelgröße = const.)

Gruppe	Messreihe	Regelgröße	I_{Exp} / U_{Exp}	I_{Sim} / U_{Sim}	Abw.	
BSL	20200219_#V2	33,0 V	25,1 A	25,11 A	−0,04 %	
I-1	20200219_#V1	33,0 V	25,0 A	25,09 A	+0,27 %	
I-2	20200220_#V10	33,0 V	24,4 A	25,09 A	+2,80 %	
I-3	20200220_#V11	33,0 V	25,4 A	25,09 A	−1,27 %	
I-4	20200220_#V9	33,0 V	24,3 A	25,09 A	+3,31 %	
I-5	20200219_#V3	33,0 V	25,0 A	25,13 A	+0,27 %	
I-6	20200219_#V5	33,0 V	25,2 A	25,09 A	−0,44 %	
Mittlere Abweichung					+0,71 %	± 1,69 %
Upscaling						
II-1	20200716_#V2	77,2 V	24,3 A	24,72 A	+1,72 %	
II-10	20200803_#V1	77,0 V	24,9 A	24,65 A	−0,96 %	
Mittlere Abweichung					+0,38 %	± 1,90 %
Transferfälle						
III-1	20190320_#V5	28,0 A	44,0 V	41,71 V	−5,21 %	
III-2	20190402_#V6	28,0 A	43,0 V	41,71 V	−2,92 %	
III-3	20190402_#V7	28,0 A	43,0 V	41,71 V	−3,10 %	
III-4	20190402_#V8	28,0 A	42,7 V	41,71 V	−2,37 %	
IV-1	20200605_#V5	26,0 A	52,2 V	48,99 V	−6,23 %	
IV-2	20200605_#V6	26,0 A	51,9 V	48,99 V	−5,65 %	
IV-3	20200605_#V7	26,0 A	52,6 V	48,99 V	−6,80 %	
Mittlere Abweichung					−4,61 %	± 1,78 %
Mittlere Abweichung (alle Fälle)					−1,66 %	± 3,15 %

7 Modellvalidierung

Tab. 7.6 – Simulierte und gemessene resultierende elektrische Spannungen/Ströme am Ende der Bestromungsphase (Regelgröße = const.)

Gruppe	Messreihe	Regelgröße	I_{Exp} / U_{Exp}	I_{Sim} / U_{Sim}	Abw.	
BSL	20200219_#V2	33,0 V	27,6 A	27,36 A	−0,89 %	
I-1	20200219_#V1	33,0 V	27,9 A	27,33 A	−2,17 %	
I-2	20200220_#V10	33,0 V	27,8 A	27,34 A	+2,03 %	
I-3	20200220_#V11	33,0 V	27,7 A	27,36 A	−1,16 %	
I-4	20200220_#V9	33,0 V	26,0 A	27,37 A	+3,67 %	
I-5	20200219_#V3	33,0 V	27,9 A	27,46 A	−1,73 %	
I-6	20200219_#V5	33,0 V	28,2 A	27,40 A	−2,94 %	
Mittlere Abweichung					−0,46 %	± 2,40 %
Upscaling						
II-1	20200716_#V2	77,2 V	26,6 A	26,51 A	−0,19 %	
II-10	20200803_#V1	77,0 V	27,0 A	26,43 A	−2,24 %	
Mittlere Abweichung					−1,21 %	± 1,45 %
Transferfälle						
III-1	20190320_#V5	28,0 A	36,6 V	37,40 V	+2,08 %	
III-2	20190402_#V6	28,0 A	36,8 V	37,40 V	+1,64 %	
III-3	20190402_#V7	28,0 A	37,1 V	37,40 V	+0,76 %	
III-4	20190402_#V8	28,0 A	36,5 V	37,40 V	+2,53 %	
IV-1	20200605_#V5	26,0 A	44,9 V	46,01 V	+2,53 %	
IV-3	20200605_#V6	26,0 A	44,5 V	46,01 V	+3,45 %	
IV-3	20200605_#V7	26,0 A	45,0 V	46,01 V	+2,16 %	
Mittlere Abweichung					+2,16 %	± 0,83 %
Mittlere Abweichung (alle Fälle)					+0,60 %	± 2,20 %

7.4.4 Schweißleiterwiderstand

In diesem Abschnitt soll überprüft werden, wie genau der, über eine Arrhenius-Gleichung angenäherte theoretische Schweißleiterwiderstand aus (Gl. 4.4) über den M^3 -Ansatz numerisch umgesetzt wird.

Die Untersuchungszeitpunkte sind der Beginn (Tab. 7.7) und das Ende der Bestromungsphase (Tab. 7.8). Die Referenztemperatur $\vartheta_{SE,Sim}$ ist die erste bzw. letzte gemittelte Temperatur nach dem Ein- bzw. vor dem Ausschalten, die aus der Simulation ausgelesen wird.

EINSCHALTZEITPUNKT. Erstmals wird ein Druckeinfluss in Gruppe I sichtbar, obgleich dieser marginal ist. Die Messreihen I-1 bis I-4 sowie I-6 fanden alle mit einem Fügedruck von 1,08 MPa statt und zeigen im Vergleich zu den beiden anderen Konfigurationen bei 0,80 MPa (BSL) bzw. 0,53 MPa (I-5) eine Abweichung im Tausendstelbereich. Bei höheren Drücken folgen höhere thermische Übergangskoeffizienten (vgl. Gl. 3.13). Diese ermöglichen einen höheren Wärmeabfluss und damit niedrigere Temperaturen in der Fügezone. Aufgrund des Heißeiterverhaltens des CF-Schweißleiters ist dessen Widerstand folglich höher. Umgekehrt zeigt der Versuch I-5 mit 0,53 MPa Fügedruck die höchste Referenztemperatur $\vartheta_{SE,Sim}$, wohingegen bei der BSL-Reihe die Temperatur erwartungsgemäß zwischen denen der anderen Druckniveaus liegt.

Gruppe II zeigt dieses Verhalten nicht, da deren Messreihen keine Druckvariation aufweisen.

In Gruppe III und IV bleiben die analytischen wie simulierten Schweißleiterwiderstände für alle Messreihen konstant, da sich weder die Prozessparameter noch die Schweißleitergeometrie ändern und der variierende Fügedruck nicht messbare Unterschiede erzeugt. In diesen beiden Gruppen bleibt die mittlere Überschätzung des simulierten Widerstands von knapp 1,7 % auf sehr niedrigem Niveau.

Über alle Anwendungsfälle hinweg ist die mittlere Abweichung zwischen theoretischem und modelliertem Schweißleiterwiderstand zum Einschaltzeitpunkt mit $+0,43 \% \pm 1,24 \%$ sehr gering und deutlich innerhalb des 10 %-Bandes. Dies spricht für eine erfolgreiche numerische Umsetzung und Implementierung des M^3 -Ansatzes über die gewählten Methoden.

7 Modellvalidierung

Tab. 7.7 – Simulierter und analytischer Schweißleiterwiderstand zu Beginn der Bestromungsphase

Gruppe	Messreihe	$\vartheta_{SE,Sim}$ [°C]	$R_{SE,Arrh}$ [Ω]	$R_{SE,Sim}$ [Ω]	Abw.	
BSL	20200219_#V2	209,19	0,896	0,894	−0,20 %	
I-1	20200219_#V1	207,87	0,897	0,895	−0,20 %	
I-2	20200220_#V10	207,87	0,897	0,895	−0,20 %	
I-3	20200220_#V11	207,87	0,897	0,895	−0,20 %	
I-4	20200220_#V9	207,87	0,897	0,895	−0,20 %	
I-5	20200219_#V3	210,47	0,895	0,894	−0,20 %	
I-6	20200219_#V5	207,87	0,897	0,895	−0,20 %	
Mittlere Abweichung					−0,20 %	± 0,00 %
Upscaling						
II-1	20200716_#V2	248,28	2,569	2,524	−1,75 %	
II-10	20200803_#V1	247,74	2,569	2,524	−1,75 %	
Mittlere Abweichung					−1,75 %	± 0,00 %
Transferfälle						
III-1	20190320_#V5	159,74	1,047	1,064	+1,63 %	
III-2	20190402_#V6	159,74	1,047	1,064	+1,63 %	
III-3	20190402_#V7	159,74	1,047	1,064	+1,63 %	
III-4	20190402_#V8	159,74	1,047	1,064	+1,63 %	
IV-1	20200605_#V5	230,24	1,339	1,363	+1,74 %	
IV-2	20200605_#V6	230,24	1,339	1,363	+1,74 %	
IV-3	20200605_#V7	230,24	1,339	1,363	+1,74 %	
Mittlere Abweichung					+1,68 %	± 0,06 %
Mittlere Abweichung (alle Fälle)					+0,43 %	± 1,24 %

7 Modellvalidierung

AUSSCHALTZEITPUNKT. Der zuvor beobachtete, marginale Druckeinfluss beim Einschalten ist auch am Ende der Bestromungsphase nachvollziehbar, wenn er auch durch die unterschiedlichen Prozesszeiten verzerrt wird. Daher lässt er sich am besten bei Versuchen gleicher Bestromungsdauer bewerten, etwa BSL (0,80 MPa) und I-2 (1,08 MPa) bzw. I-5/6 (0,53/1,08 MPa). Hier zeigt sich das analoge Bild zum Einschaltzeitpunkt, dass höhere Fügedrucke zu höheren thermischen Übergangskoeffizienten mit höherem Wärmeabfluss führen (vgl. Gl. 3.13). Der CF-Heißeiter reagiert auf die niedrigeren Temperaturen in der Fügezone folglich mit höheren elektrischen Widerständen und bestätigt ein plausibles Modellverhalten.

Zwischen den Abweichungen zum Ein- und Ausschaltzeitpunkt ist eine leichte Änderung bemerkbar. In Gruppe I sinkt diese betragsmäßig von $-0,20\%$ etwas auf $+0,08\%$ ab. Ebenso verhält es sich in Gruppe II mit einer Abnahme der Abweichung von $-1,75\%$ auf $-1,64\%$. Da sich die numerische Modellierung dazwischen nicht ändert, ist diese Verbesserung auf die Annahme des oberen Arbeitspunkts bei 470°C im Zuge der Ermittlung der elektrischen Übergangskoeffizienten (Kapitel 2.3.2) zurückzuführen und damit systematischer Natur.

Diese Schlussfolgerung wird durch den Vergleich der Gruppen III und IV bestätigt, bei denen sich die Abweichung leicht erhöht. Da die Widerstandswerte schon zuvor beim Einschalten etwas überschätzten, wird dieser Trend bis zum Ausschaltzeitpunkt entsprechend verstärkt (Gruppe III: $+1,63\%$ $\nearrow +1,95\%$, Gruppe IV: $+1,74\%$ $\nearrow +1,97\%$).

Generell bleibt die mittlere Abweichung zwischen theoretischem und modelliertem Schweißleiterwiderstand am Ende der Bestromungsphase mit $+0,69\% \pm 1,29\%$ sehr gering und deutlich innerhalb des $\pm 10\%$ -Fehlerbands. Damit ist die Validität der numerischen Schweißleitermodellierung im festgelegten Arbeitsbereich über den M^3 -Ansatz erfolgreich gezeigt.

7 Modellvalidierung

Tab. 7.8 – Simulierter und analytischer Schweißleiterwiderstand am Ende der Bestromungsphase

Gruppe	Messreihe	$\vartheta_{SE,Sim}$ [°C]	$R_{SE,Arrh}$ [Ω]	$R_{SE,Sim}$ [Ω]	Abw.	
BSL	20200219_#V2	452,97	0,809	0,809	+0,08 %	
I-1	20200219_#V1	448,00	0,810	0,811	+0,07 %	
I-2	20200220_#V10	450,10	0,809	0,810	+0,07 %	
I-3	20200220_#V11	451,97	0,809	0,810	+0,08 %	
I-4	20200220_#V9	453,89	0,809	0,809	+0,08 %	
I-5	20200219_#V3	467,35	0,806	0,806	+0,09 %	
I-6	20200219_#V5	457,43	0,808	0,808	+0,08 %	
Mittlere Abweichung					+0,08 %	± 0,00 %
Upscaling						
II-1	20200716_#V2	489,64	2,387	2,348	−1,64 %	
II-10	20200803_#V1	487,78	2,388	2,349	−1,64 %	
Mittlere Abweichung					−1,64 %	± 0,00 %
Transferfälle						
III-1	20190320_#V5	472,81	0,907	0,925	+1,95 %	
III-2	20190402_#V6	472,81	0,907	0,925	+1,95 %	
III-3	20190402_#V7	472,81	0,907	0,925	+1,95 %	
III-4	20190402_#V8	472,81	0,907	0,925	+1,95 %	
IV-1	20200605_#V5	468,69	1,219	1,243	+1,97 %	
IV-2	20200605_#V6	468,69	1,219	1,243	+1,97 %	
IV-3	20200605_#V7	468,69	1,219	1,243	+1,97 %	
Mittlere Abweichung					+1,96 %	± 0,01 %
Mittlere Abweichung (alle Fälle)					+0,69 %	± 1,29 %

7.4.5 Außentemperatur Grundlamine

Die ermittelten Temperaturen an der Außenseite der Grundlamine am Ende der Aufheizphase (Tab. 7.9) dienen zur Bewertung der Modellierung der thermischen Leitfähigkeiten – insbesondere in Dickenrichtung.

Die simulierten Oberflächentemperaturen in Gruppe I liegen alle etwa 2 % über den gemessenen Werten, schwanken jedoch sehr gering um diese mittlere Abweichung. Bei den Upscaling-Versuchen der Gruppe II ergibt sich ein ähnliches Bild mit leicht höheren Abweichungen (2,28 %), aber sehr geringer Schwankungsbreite. Durch die gleichmäßige Überschätzung zeigt die Wärmeleitung nach außen einen systematischen Fehler, der mit gut 2 % aber auf niedrigen und damit akzeptablen Niveau ist.

Ein Grund dafür liegt in den, aus der Literatur übernommenen empirischen Formulierungen der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeiten und spezifischen Wärmekapazität für Kohlenstofffasern nach Johnston (1997). Diese wurden für AS4-Fasern anstatt der hier verwendeten T300-Fasern ermittelt. Der Datenblatt-Vergleich der Wärmeleitfähigkeit⁶ und spezifischen Wärmekapazität⁷ bei Raumtemperatur zeigt deutliche Unterschiede beider Fasertypen, was zur systematischen Verschiebung führen kann. Ein weiterer Einflussfaktor ist der Wärmestrom nach außen in die Druckstücke, der die Laminattemperatur ebenfalls beeinflusst. Dieser wird im folgenden Abschnitt untersucht.

Die Laminataußentemperaturen der Gruppe III und IV werden aufgrund fehlender Messdaten anhand ermittelter Werte eines identischen Versuchsaufbaus von Thissen und Endraß (2020) untersucht. Die Versuche untereinander zeigen aufgrund der konstanten Prozessparameter keine Variation. Die Abweichung der simulierten Außentemperaturen liegt im Bereich von $-0,90\%$ bis $+1,72\%$ und damit ebenfalls auf sehr geringem Niveau. Es ist keine systematische Verschiebung erkennbar, die Einbeziehung externer Referenzwerte ist hier jedoch ein Unsicherheitsfaktor in der Bewertung.

Im Allgemeinen wird die Wärmeleitung nach außen sehr gut angenähert mit einer mittleren Abweichung von $\text{knapp } 0,3\% \pm 2,64\%$ und damit deutlich innerhalb des relevanten $\pm 10\%$ -Fehlerbands.

6. AS4: $6,83 \frac{\text{W}}{\text{m}\cdot\text{K}}$ (Hexcel® 2023); T300: $10,5 \frac{\text{W}}{\text{m}\cdot\text{K}}$ (Toray 2018)

7. AS4: $1130 \frac{\text{J}}{\text{g}\cdot\text{K}}$ (Hexcel® 2023); T300: $777 \frac{\text{J}}{\text{g}\cdot\text{K}}$ (Toray 2018)

7 Modellvalidierung

Tab. 7.9 – Simulierte und gemessene Außentemperaturen des Grundlaminats am Ende der Bestromungsphase

Gruppe	Messreihe	$\vartheta_{a,Exp}$ [°C]	$\vartheta_{a,Sim}$ [°C]	Abw.	
BSL	20200219_#V2	178,06	182,34	+ 2,41 %	■
I-1	20200219_#V1	177,98	182,23	+ 2,39 %	■
I-2	20200220_#V10	178,70	182,67	+ 2,22 %	■
I-3	20200220_#V11	179,37	183,07	+ 2,07 %	■
I-4	20200220_#V9	180,05	183,48	+ 1,91 %	■
I-5	20200219_#V3	181,52	184,47	+ 1,63 %	■
I-6	20200219_#V5	181,33	184,26	+ 1,62 %	■
Mittlere Abweichung				+ 2,03 %	± 0,33 %
Upscaling					
II-1	20200716_#V2	188,85	193,22	+ 2,31 %	■
II-10	20200803_#V1	172,10	175,97	+ 2,25 %	■
Mittlere Abweichung				+ 2,28 %	± 0,04 %
Transferfälle					
III-1	20190320_#V5	207,84*	205,96	− 0,90 %	■
III-2	20190402_#V6	207,84*	205,96	− 0,90 %	■
III-3	20190402_#V7	207,84*	205,96	− 0,90 %	■
III-4	20190402_#V8	207,84*	205,96	− 0,90 %	■
IV-1	20200605_#V5	207,84*	211,41	+ 1,72 %	■
IV-2	20200606_#V5	207,84*	211,41	+ 1,72 %	■
IV-3	20200605_#V7	207,84*	211,41	+ 1,72 %	■
Mittlere Abweichung				+ 0,22 %	± 1,40 %
Mittlere Abweichung (alle Fälle)				+ 0,28 %	± 2,64 %

*Thissen und Endraß 2020

7.4.6 Druckstücktemperatur

Die Druckstücktemperaturen geben Aufschluss über den Wärmestrom aus den Fügepartnern heraus in die Peripherieteile des Versuchsaufbaus und bewerten damit einerseits die Wärmeleitfähigkeit der Fügepartner in Dickenrichtung als auch die thermischen Übergänge der Kontaktflächen. Die simulierten und gemessenen Druckstücktemperaturen am Ende der Aufheizphase sind in Tab. 7.10 dargestellt.

Im Gegensatz zu den Laminataußentemperaturen ist hier keine systematische Verschiebung in den Temperaturen erkennbar; vielmehr schwanken die Abweichungen in Gruppe I gleichmäßig in einem Bereich von $\pm 3\%$ und zeigen damit gute Näherung. In einer ähnlichen Größenordnung befinden sich die beiden betrachteten Messreihen der Gruppe II, bei deren Ermittlung der thermischen Übergangskoeffizienten nach (Gl. 5.26) veränderte Oberflächenparameter aufgrund der thermogeformten Halbzeuge mit deutlich höheren initialen Kontaktgrad verwendet wurden (vgl. Tab. 5.3). Damit erzeugt die gewählte Methode eines quasi-elastischen Modells aus Kap. 5.4 für beide Halbzeugarten realistische Werte, die in guter Näherung mit den experimentellen Werten übereinstimmen.

Für die Gruppe III wird der Transfer des quasi-elastischen Kontaktmodells von Invar- auf Keramik-Druckstücke überprüft. Aufgrund des weitestgehend vernachlässigten Druckeinflusses ergeben sich für alle vier Prozessvarianten mit unterschiedlichen Druckniveaus die selben simulierten Druckstücktemperaturen. Im Vergleich mit einem gemessenen Referenzwert liegen diese weniger als 1 % darunter und zeigen sehr gute Übereinstimmung.

Für Gruppe IV sind keine experimentellen Messwerte zur Validierung verfügbar, allerdings ist der Anwendungsfall mit den verwendeten Keramik-Druckstücken identisch zu Gruppe III.

Generell zeigen alle untersuchten Gruppen gute bis sehr gute Näherung zu den gemessenen Druckstücktemperaturen und bestätigen neben dem modellierten Schweißaufbau auch die Validität der Simulation in Bezug auf die Peripherieteile.

7 Modellvalidierung

Tab. 7.10 – Simulierte und gemessene Druckstücktemperaturen am Ende der Bestromungsphase

Gruppe	Messreihe	$\vartheta_{DS,Exp}$ [°C]	$\vartheta_{DS,Sim}$ [°C]	Abw.	
BSL	20200219_#V2	172,25	170,52	− 1,00 %	
I-1	20200219_#V1	175,50	170,47	− 2,87 %	
I-2	20200220_#V10	171,35	170,95	− 0,23 %	
I-3	20200220_#V11	173,65	171,40	− 1,30 %	
I-4	20200220_#V9	173,70	171,85	− 1,07 %	
I-5	20200219_#V3	171,34	172,84	+ 0,87 %	
I-6	20200219_#V5	169,10	172,72	+ 2,14 %	
Mittlere Abweichung				− 0,49 %	± 1,62 %
Upscaling					
II-1	20200716_#V2	188,85	193,22	+ 2,31 %	
II-10	20200803_#V1	172,10	175,97	+ 2,25 %	
Mittlere Abweichung				+ 2,28 %	± 0,04 %
Transferfälle					
III-1	20190320_#V5	43,56	43,26	− 0,69 %	
III-2	20190402_#V6	43,56	43,26	− 0,69 %	
III-3	20190402_#V7	43,56	43,26	− 0,69 %	
III-4	20190402_#V8	43,56	43,26	− 0,69 %	
IV-1	20200605_#V5	−/−	79,59	−/−	
IV-2	20200605_#V6	−/−	79,59	−/−	
IV-3	20200605_#V7	−/−	79,59	−/−	
Mittlere Abweichung				− 0,69 %	± 0,00 %
Mittlere Abweichung (alle Fälle)				+ 0,79 %	± 3,78 %

7.5 Sichtprüfungen zur Plausibilität

7.5.1 Druckeinfluss

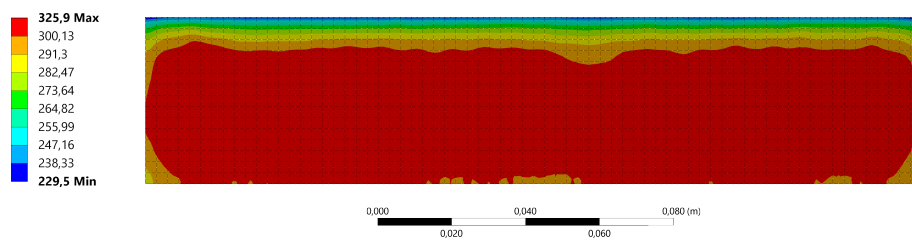
Bei der Betrachtung des Schweißleiterwiderstands in Abschnitt 7.4.4 konnten abweichende Temperaturen für unterschiedliche Druckniveaus beobachtet werden, die von den thermischen Übergangskoeffizienten (vgl. Gl. 3.13) und dem damit verbundenen Wärmeabfluss abhängen.

Dieser Effekt soll anhand der simulierten Oberflächentemperaturen der Grundlamine im Fügeinterface bestätigt werden. Zunächst wird eine herkömmliche Modellierung des Schweißleiters als homogenisierter Solid betrachtet (Abb. 7.6a), der – wie erwartet – eine sehr homogene Temperaturverteilung in der Fügefläche aufweist.

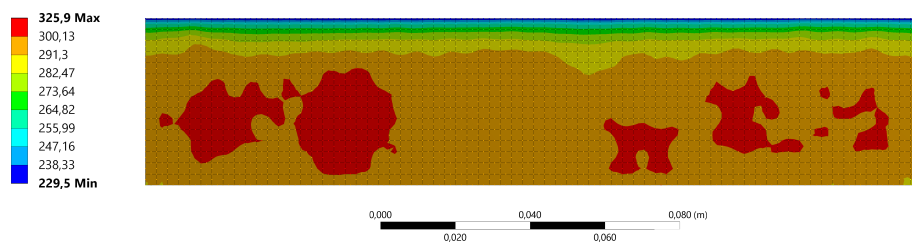
Anschließend werden die M^3 -Ansätze für die simulierten Messreihen I-5 bzw. I-6 bewertet, die ein deutlich differenzierteres Bild aufweisen, welches durch diesen Modellierungsansatz angestrebt wurde. Dennoch ist ein gewisses „Verschmieren“ im Gegensatz zu den sehr lokal aufgelösten Temperaturen der Schweißleiter (siehe Abb. 7.7) durch die dazwischen liegende GF-Isolationslage und das unterschiedliche Meshing erkennbar.

Im Vergleich liefert das geringere Druckniveau bei I-5 mit 0,53 MPa (Abb. 7.6b) höhere Temperaturen als die Konfiguration mit 1,08 MPa Fügedruck (Abb. 7.6c). Diese Beobachtungen bestätigen die direkte Proportionalität der Wärmeübergangskoeffizienten zum aufgebrachten Druck und den damit geringeren bzw. höheren Wärmestrom aus der Fügezone. Auch sind bei der gewählten Skala in Abb. 7.6b ansatzweise die Positionen der Heizpatronen in den Invar-Druckstücken durch lokal höhere Temperaturen erkennbar.

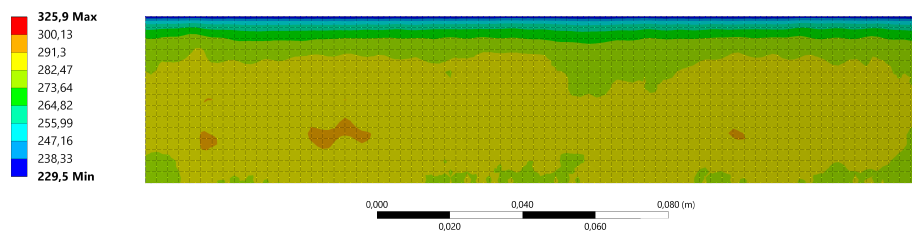
7 Modellvalidierung



(a) Solid-Modellierung (konventionell)



(b) Konfiguration I-5 ($p_F = 0,53 \text{ MPa}$) mit M^3 -Ansatz



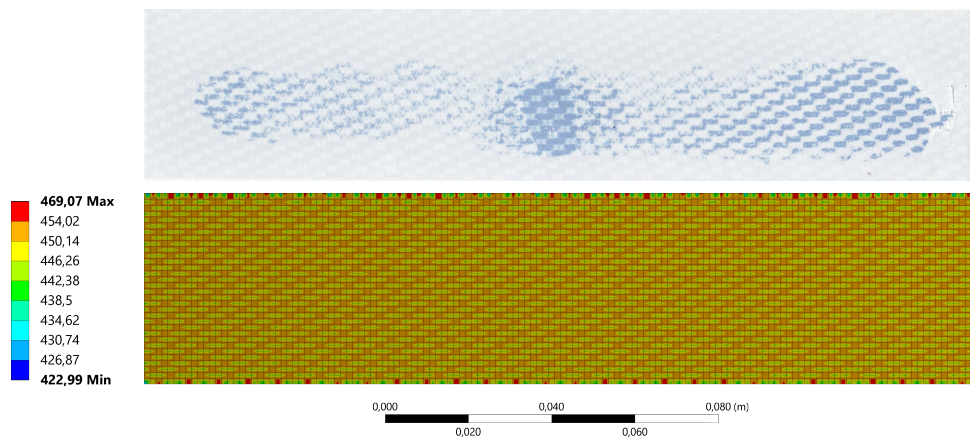
(c) Konfiguration I-6 ($p_F = 1,08 \text{ MPa}$) mit M^3 -Ansatz

Abb. 7.6 – Simulierte Grundlaminat-Temperaturen der Fügeflächen (in °C)

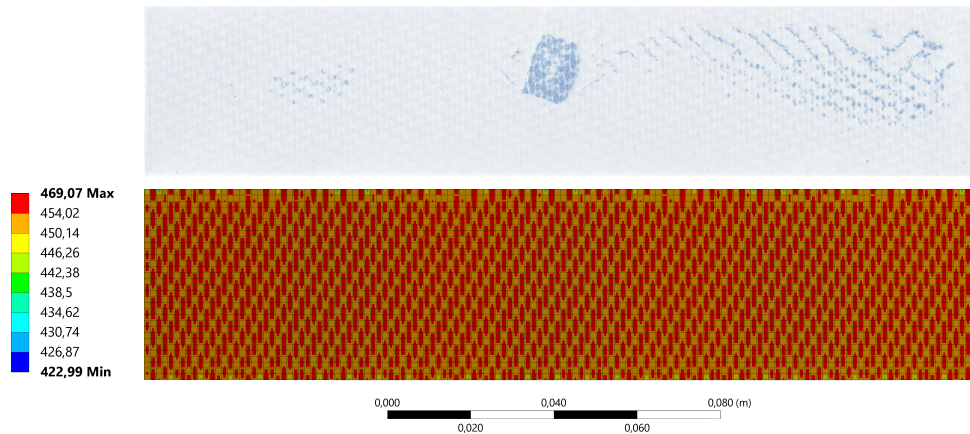
7 Modellvalidierung

7.5.2 Fasererwärmung

In Kap. 1.2.1 wurde das Konzept der Meso-Schweißleitermodellierung eingeführt und mittels Mikroskopaufnahmen von Schweißelementen frühzeitig abgebrochener Prozesse das dominierende Aufschmelzen entlang der stromführenden 0°-Fasern gezeigt (Abb. 1.4). Diese Aufnahmen sollen jetzt zur qualitativen Sichtprüfung auf Plausibilität für die resultierende simulierte Temperaturverteilung im Schweißleiter dienen. Sowohl die Ober- (Abb. 7.7a) als auch die Unterseite (Abb. 7.7b) zeigen eine präferierte Erwärmung der 0°-Fasern in Bezug auf den Schweißnahtverlauf. Damit weisen sie das gleiche Erwärmungsmuster wie bei den experimentellen Aufnahmen auf und validieren die Meso-Modellierung über den Mosaik-Ansatz.



(a) Mikroskopaufnahme (oben) und Simulationsmodell (unten) der CF-Oberseite



(b) Mikroskopaufnahme (oben) und Simulationsmodell (unten) der CF-Unterseite

Abb. 7.7 – Experimentell beobachtbare und simulierte Temperaturverteilung im Gewebe (in °C)

Zusammenfassung und Ausblick

Die heute am weitesten verbreitete Form der Modellierung bei Prozesssimulationen zum thermoplastischen Schweißen sind makroskopische Ansätze mit homogenisierten Materialkennwerten der verwendeten Fasertextilien. Die makroskopische Modellierungsebene bietet sehr hohe rechnerische Effizienz, idealisiert und vernachlässigt aber die mikroskopischen physikalischen Vorgänge. Die abgeleitete Vorhersagegenauigkeit der Modelle leidet unter der idealisierten Betrachtung und die simulierten Temperaturverteilungen zeigen Abweichungen zum real beobachtbaren Verhalten.

Daher wurde im Rahmen dieser Arbeit ein neuer Modellierungsansatz auf Meso-Ebene entwickelt und validiert. Dafür wurde das bis dato rein mechanische Mosaik-Modell nach ISHIKAWA (1981) um thermische und elektrische Freiheitsgrade erweitert und deren quantitative Abschätzung hergeleitet. Neben der temperaturabhängigen Materialmodellierung wurden thermische und elektrische Submodelle anhand vorhandener Ansätze in der Literatur oder empirischer Daten entwickelt. Weiter wurde ein Mikrokontaktmodell zur Abbildung des thermischen Übergangs zwischen den aufschmelzenden Medien der Fügezone hergeleitet und dieses über eine quasi-elastische Annahme auf Festkörperkontakte transferiert. Abschließend wurde die numerische Umsetzung des modifizierten Mosaik-Modells (M^3) erläutert und dieses anhand thermischer und elektrischer Kennwerte nach der EASA-Bewertungsgrundlage validiert.

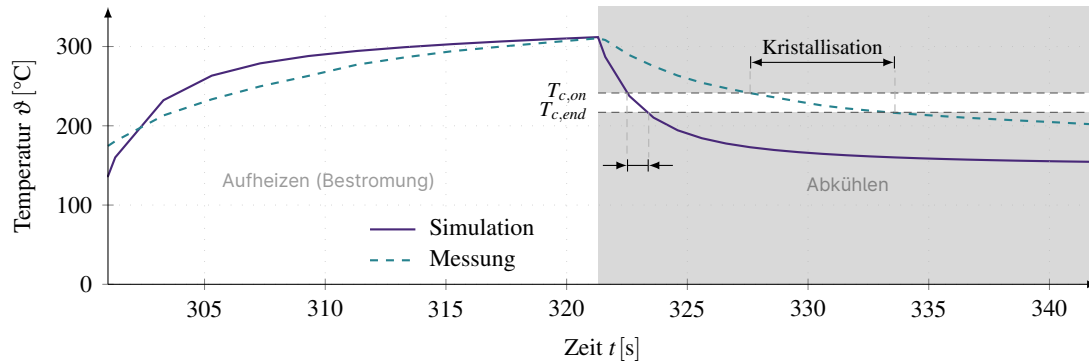
Abschließend kann festgehalten werden, dass mit dem M^3 -Ansatz eine vielversprechende neue Modellierungsmethode für Faserverbunde auf Mesoebene eingeführt wurde. Mit ihr lässt sich beim elektrischen Widerstandsschweißen eine deutlich höhere Auflösung des resultierenden Temperaturzustandes erzielen. Neben guter Skalierbarkeit auf unterschiedliche Schweißleitergeometrien konnte auch die Übertragbarkeit auf variierende Matrix- und Druckstückmaterialien gezeigt werden. Die eingangs gestellte Forschungsfrage zur Erstellung und Anwendbarkeit eines Meso-Composite-Modells konnte somit erfolgreich beantwortet werden.

Neben den thermisch und elektrisch sehr gut abgebildeten Ein- bzw. Ausschaltzeitpunkten, zeigen sich im zeitlichen Verlauf der simulierten Temperaturen Abweichungen zu den experimentellen Messungen (Abb. 8.1). Um diese künftig zu minimieren, werden im Folgenden die Gründe erläutert, Abstellmaßnahmen abgeleitet und perspektivische Erweiterungsansätze vorgestellt.

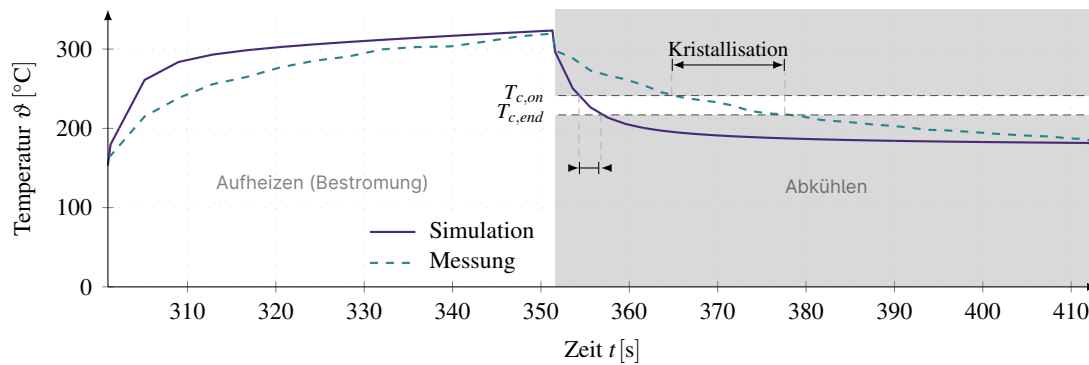
Besonders die simulierten Abkühlkurven sind wesentlich steiler als die experimentell beobachteten Verläufe und mindern damit die resultierende Kristallinität durch das schnellere

8 Zusammenfassung und Ausblick

Durchlaufen des Temperaturbereichs, in dem Kristallisation auftreten kann ($T_{c,end} \leq \vartheta \leq T_{c,on}$). Dies sollte für die spätere analytische Abschätzung des Kristallisationsgrades bei der Ermittlung des thermisch-basierten Qualitätsfaktors vermerkt werden.



(a) Gruppe I (200 mm Fügelänge)



(b) Gruppe II (600 mm Fügelänge)

Abb. 8.1 – Gemessene und simulierte Temperaturverläufe in der Fügezone mit Temperaturbereich auftretender Kristallisation bei PPS

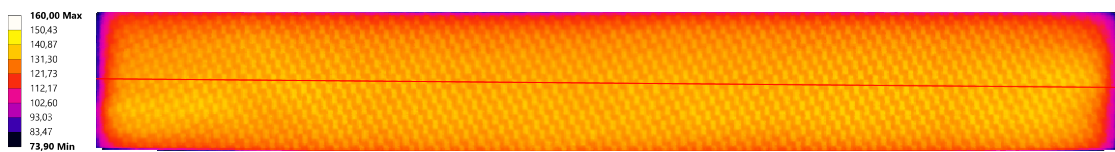
THERMISCHE ÜBERGANGSKOEFFIZIENTEN. In Abb. 8.1 fällt das schnellere Aufheizverhalten zu Beginn der Bestromungsphase auf, das sich auf die vernachlässigten thermischen Kontaktwiderstände innerhalb des M³-Schweißleitermodells zurückführen lässt. Die ideal leitenden thermischen Übergänge, die für die Schmelze angenommen werden, liegen zu Beginn des realen Prozesses im Festkörper nicht vor. Damit fehlen thermische Widerstände, die ein verzögertes Erwärmungsverhalten erzeugen würden. Am Ende der Aufheizphase trifft die idealisierte Annahme für die dann vorliegende Schmelze zu, weshalb beide Kurven dort deckungsgleich sind.

Diese Vermutung kann über Messungen von Thissen und Endraß (2020) an blanken Schweißleitern unterhalb der Schmelztemperatur und deren Thermografieaufnahmen verifiziert werden. Deren Versuchsaufbau wird virtuell nachgebildet und die resultierenden Temperaturen der Bestromung auf reduziertem Stromniveau simuliert. Zur Untersuchung werden die definierten

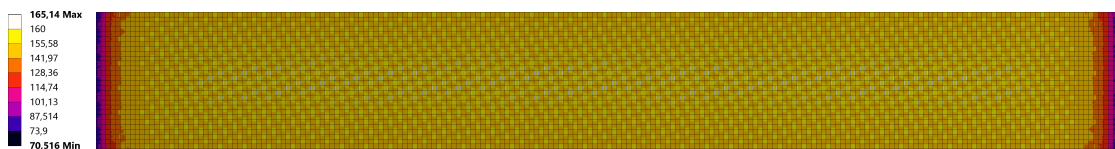
8 Zusammenfassung und Ausblick

thermischen Übergangskoeffizienten des M^3 -Modells variiert und als Optimierungskriterium die Differenz zwischen simulierten und experimentell gemessenen Temperaturen verwendet.

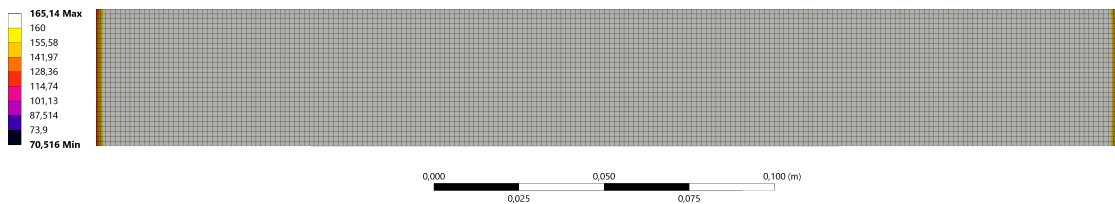
Im Rahmen dieser ersten groben DoE wird ein Optimum für den Fall von $\tau_{IPE} = 100 \frac{W}{m^2 \cdot K}$ und $\tau_{IPO} = \tau_{IF} = \tau_{HK} = 5000 \frac{W}{m^2 \cdot K}$ gefunden, die weit unterhalb der idealisierten Bedingungen der Schmelze ($\tau = 1 \cdot 10^{12} \frac{W}{m^2 \cdot K}$) liegen. Auch der optische Abgleich der ermittelten Temperaturverteilungen weist für die gefundenen thermischen Übergangskoeffizienten eine sehr gute Übereinstimmung (Abb. 8.2b) mit den Thermografieaufnahmen (Abb. 8.2a) auf. Hingegen zeigt sich bei den Ergebnissen mit idealisierten Werten eine undifferenzierte und deutlich zu starke Erwärmung (Abb. 8.2c), was sich mit den obigen Beobachtungen deckt.



(a) Thermografieaufnahme eines blanken Schweißleiters (300 mm, Thissen und Endraß 2020)



(b) Simulierte Temperatur eines blanken bestromten Schweißleiters (300 mm) mit M^3 -Implementierung und $\tau_{IPE} = 100 \frac{W}{m^2 \cdot K}$ und $\tau_{IPO} = \tau_{IF} = \tau_{HK} = 5000 \frac{W}{m^2 \cdot K}$



(c) Simulierte Temperatur eines blanken bestromten Schweißleiters (300 mm) mit M^3 -Implementierung und $\tau = 1 \cdot 10^{12} \frac{W}{m^2 \cdot K}$

Abb. 8.2 – Experimentelle und simulierte Schweißleitertemperaturen (in °C)

Aus diesen ersten Untersuchungen wird die Notwendigkeit zukünftig genauer bestimmter thermischer Übergangskoeffizienten innerhalb des M^3 -Modells zu Prozessbeginn ersichtlich, um die Temperaturverteilung bereits unterhalb der Schmelztemperatur T_m – und damit besonders für abgebrochene Prozesszyklen – zuverlässiger vorhersagen zu können. Mögliche Methoden bieten sich analog zu den Versuchsaufbauten der Leitfähigkeitsmessungen von Yarlagadda u. a. (2002), Levy u. a. (2014), Tafreshi u. a. (2019) oder Moghadamzad und Hoa (2022) an.

ASYMMETRISCHE KONTAKTE. Des Weiteren wurden bei der numerischen Umsetzung des M^3 -Ansatzes asymmetrische Kontaktverbindungen definiert. Einerseits ist die asymmetrische Definition die effizienteste Modellierungsmethode von Flächen-Flächen-Kontakten, andererseits liefert der symmetrische Kontaktalgorithmus von ANSYS besonders bei kleinen Spaltbreiten oftmals schwer interpretierbare Ergebnisse (ANSYS 2009, S. 14).

„Wärme geht stets von dem System mit der höheren thermodynamischen Temperatur auf das System mit der niedrigeren thermodynamischen Temperatur über.“ (Baehr und Kabelac 2016, S. 108) Während des betrachteten Prozesses ändert sich demzufolge die Richtung des Wärmestroms, da zu Beginn der passiven Heizphase die höhere Temperatur außen in den Druckstücken vorherrscht, in der Bestromungsphase jedoch der Schweißleiter deutlich heißer als die Peripherie wird. Die asymmetrischen Kontakte „blocken“ daher zunächst die Druckstückwärme ab, forcieren später aber den Wärmeabtransport aus der Fügezone. Dieses Verhalten ist ebenfalls in Abb. 8.1 erkennbar, da die simulierten Temperaturen in der Fügezone nach der Homogenisierungsphase ($t = 301$ s) die Messwerte teils deutlich unterschreiten, die Abkühlphase hingegen stark beschleunigt abläuft. Auch Buchalik u. a. (2024) fand einen signifikanten Einfluss auf die Temperatur bei asymmetrisch zugewiesenen thermischen Übergangskoeffizienten in thermo-elektrischen Systemen.

Zukünftig ist daher zu überlegen, ob doch eine symmetrische Kontaktdefinition zu bevorzugen ist oder Mechanismen implementiert werden können, die ein „Umdrehen“ der asymmetrischen Kontakte in den verschiedenen Lastschritten je nach dominanter Wärmestromrichtung bewirken, um den Einfluss auf die simulierte Temperatur zu minimieren.

MIKROKONTAKTMODELL NACH AUFSCHMELZEN. Im Hinblick auf das beschleunigte Abkühlverhalten ist auch die quantitative Kontaktdefinition über das Mikrokontaktmodell genauer zu untersuchen. Dieses wurde vor allem für Aufschmelzprozesse entwickelt und liefert bei steigender Prozessdauer immer höhere Kontaktgrade (vgl. Gl. 5.3), damit thermische Übergangskoeffizienten (vgl. Gl. 5.12) und so eine erhöhte Wärmeabfuhr. Folglich wird das Abkühlen durch diese mathematische Definition beschleunigt, obwohl der Aufschmelzprozess zu diesem Zeitpunkt bereits abgeschlossen ist. Hier ist in Erwägung zu ziehen, ob andere Aufschmelzmodelle (Jakobsen u. a. 1989; Sekol 2019, S. 31 ff.) eine bessere Abbildung für die Post-Aufschmelzphase liefern oder alternative Ansätze basierend auf Konsolidierungsmodellen (Bastien und Gillespie 1991; Mantell und Springer 1992; Pitchumani u. a. 1996; Ageorges u. a. 1998b; Butler u. a. 1998) für die Abkühlphase implementiert werden sollten.

TEMPERATUR- UND SPANNUNGSABHÄNGIGKEIT DES KONTAKTWIDERSTANDS. Die elektrische Modellierung über den neuartigen M^3 -Ansatz erwies sich für den Schweißleiterwiderstand als sehr präzise. Der Kontaktwiderstand wurde hingegen nur als abgeleitete Größe aus der Differenz von Gesamt- und Schweißleiterwiderstand gem. (Gl. 4.5) implementiert, womit dessen eigenständiges Verhalten nicht näher untersucht wurde. Neben den inhärenten Schwankungen des Kontaktwiderstands durch manuelle Präparation (vgl. Ziche 2020, S. 57 f. ; Thomé 2021, S. 56 ff.) bleibt die offensichtliche Temperatur- und Spannungsabhängigkeit ein offener Punkt, der zukünftig eingehender untersucht werden sollte.

Bislang wurde der eingeführte Spannungskorrekturfaktor des Kontaktwiderstands ζ_K (Tab. 4.6) nur für die spezifischen Anwendungsfälle experimentell ermittelt und verifiziert, ohne dabei die physikalischen Hintergründe des Verhaltens näher zu beleuchten. Ebenso verhält es sich mit der Temperaturabhängigkeit, die letztlich aus den temperaturabhängigen Näherungen des Gesamtwiderstands und Materialwiderstands des Schweißleiters übertragen wird.

Die Problemstellung beider Effekte zu verallgemeinern und physikalisch zu verstehen, sollte Maßgabe für perspektivische Messreihen sein, aus denen allgemeingültige Korrekturfaktoren abgeleitet werden können. Auch die Erweiterung und Übertragbarkeit auf andere Oberflächenpräparationen (z. B. Ultraschallpräparation) ist hier von Interesse.

Teil II

Sänger-Faktor

Mechanische Kennwertermittlung

Die, bei weitem gängigste Methode zur Charakterisierung der erzeugten Schweißnahtfestigkeit beim elektrischen Widerstandsschweißen ist der Überlappungsscherversuch¹, welcher die Zugscherfestigkeit² der Schweißung τ_w liefert (Stavrov und Bersee 2005).

Zur besseren Einordnung der erzeugten Fügefestigkeiten werden diese relativ zur vorhandenen Grundmaterialfestigkeit τ_∞ gesetzt. Dieser Referenzwert repräsentiert die maximal mögliche Fügefestigkeit und wird über vollständig konsolidierte Platten ermittelt, die in einer Heißpresse hergestellt und über den gleichen Zugscherversuch getestet werden (Ageorges u. a. 2000b).

Aus beiden statischen Zugwerten ermittelt sich der mechanische Schweißfaktor Θ_M nach (Potente 2004, S. 126)

$$\mathcal{F}_{Mech}(\tau) \quad : \quad \Theta_M = \frac{\tau_w}{\tau_\infty} \quad \text{wobei} \quad \Theta_M \in [0,1]. \quad (\text{Gl. 1.1})$$

Dieses Verhältnis wird häufig in der Literatur zur Bewertung des erzeugten Konsolidierungsgrads genutzt (Ageorges u. a. 2000b; Shi u. a. 2011; Endraß u. a. 2019) und soll auch in dieser Arbeit zur mechanischen Bewertung der Fügequalität herangezogen werden. Eine optimale Schweißnahtfestigkeit liegt bei einem Wert von $\Theta_M = 1$ vor.

Im Folgenden werden alle Untersuchungsgruppen mit unterschiedlichen Prozessparameterkonfigurationen und Materialkombinationen erläutert, deren Proben im Rahmen einer Testkampagne hergestellt werden. Danach werden die Herstellungsbedingungen der Referenzgruppe mit entsprechenden Fertigungsparametern vorgestellt. Abschließend wird die Methodik der durchgeführten mechanischen Untersuchung erläutert sowie die mathematischen Formulierungen zur Kennwertermittlung und resultierenden mechanischen Schweißfaktoren präsentiert.

1. engl. *Single Lap Shear Test* (SLS)

2. engl. *Lap Shear Strength* (LSS)

1.1 Untersuchungsgruppen

In Kapitel 2.6 (Teil I) wurde bereits der Betrachtungsbereich festgelegt und Variationen des Matrixsystems, Laminataufbaus, Druckstückmaterials und -heizung sowie der Schweißleiter- und Plattengrößen erläutert, die teilweise schon für die experimentelle Datengrundlage zur Validierung des Simulationsmodells in Kapitel 7.1 (Teil I) verwendet und jetzt erweitert werden.

GRUPPE I (STANDARDKONFIGURATION). Die Baseline-Konfiguration (BSL) repräsentiert die Standardkonfiguration des Fügeprozesses bei 200 mm Fügelänge, gegen deren experimentelle Daten das Simulationsmodell auch primär validiert wurde. Es beinhaltet fünflagige Gewebe-Halbzeuge (5HS, [± 45 , 0/90, ± 45 , 0/90, ± 45]) mit PPS-Matrix und verwendet beheizte Invar-Druckstücke mit einer Solltemperatur von 160 °C, die einen Druck in der Fügezone von 0,73 MPa ausüben. Der Schweißleiter weist die Maße 260 mm x 45 mm (bestromte Länge durch Perforation: 220 mm) auf und bildet damit eine Fügefläche von 200 mm x 40 mm.

Darüber hinaus werden sechs weitere Konfigurationen getestet, die erhöhte Aufheizdauern zwischen 21 s und 25 s (BSL: 20 s) sehen und deren Druckstufen auf 0,53 MPa bzw. 1,08 MPa variiert werden, um den Einfluss dieser beiden KPPs abzubilden.

Aus jeder erstellten Probeplatte werden für die mechanische Prüfung mindestens fünf Proben zur statistischen Auswertung entnommen.

GRUPPE II (DESIGN OF EXPERIMENT). Die Untersuchungsgruppe II dient primär zum Nachweis der Upscaling-Fähigkeit des Prozesses, indem die Fügelänge von 200 mm auf 600 mm erhöht wird, mit entsprechender Änderung der Schweißleitergeometrie auf 660 mm x 45 mm (bestromte Länge: 620 mm). Alle übrigen Druckstück- und Materialrandbedingungen verbleiben gleich.

Zusätzlich wird in Gruppe II mit der Software „Cornerstone“ ein Design of Experiment (DoE) erstellt, um den Einfluss der fünf *Key Performance Parameter* (KPP) des Prozesses eingehender zu untersuchen. Für diese fünf KPPs³ werden die nominalen Werte sowie obere und untere Parametergrenzen definiert (Tab. 1.1), woraus automatisch ein Probenplan mit 17 Parameterkombinationen erstellt wird. Zwei davon entsprechen den Zentralpunkten mit nominalen Werten (80 V/50 s/160 °C) für Prozesse ohne (II-1) und mit Haltestufe (II-11, 20 V/120 s) nach dem Aufheizen. Für eine statistische Auswertung mit akzeptablen Streuungsverhalten werden für jede Kombination je drei Proben, für die Zentralpunkte (aufgrund der elementaren Bedeutung in der DoE) mindestens fünf Proben entnommen und getestet.

Neben diesen insgesamt siebzehn Kombinationen (II-1 – II-17) gibt es eine zusätzlich Messreihe (II-18). Diese wird mit nominalen Parametern, jedoch heißgepressten statt thermogeformten Halbzeugen gefahren, um den Einfluss der Herstellungsmethode der Fügepartner zu berücksichtigen. Hierfür werden sechs Proben mechanisch getestet.

3. Druckstücktemperatur, Fügedruck, Aufheizspannung, Aufheizdauer, Haltespannung (vgl. Abschnitt 7.1.1, Teil I)

Tab. 1.1 – Festgelegte Parametergrenzen des Design of Experiment in Gruppe II

KPP	Symbol	Einheit	Minimum	Sollwert	Maximum
Druckstücktemperatur	ϑ_{DS}	[°C]	150	160	170
Fügedruck	p_F	[MPa]	0,36	0,73	1,09
Aufheizspannung	U	[V]	78	80	82
Aufheizdauer	t	[s]	40	50	60
Haltespannung (Abkühlphase)	U_{Halten}	[V]	0	20	40

GRUPPE III. Damit wird die Adaptierbarkeit des Modells auf andere Druckstückmaterialien beurteilt (hier: Invar $\rightarrow$ Keramik), wobei die Druckstücktemperatur zu Prozessbeginn auf Raumtemperatur ist. Die fünflagigen Gewebe-Halbzeuge (5HS, [± 45 , 0/90, ± 45 , 0/90, ± 45]) mit PPS-Matrix bleiben ebenso wie die Fügefläche von 200 mm x 40 mm gleich. Die Schweißleiterbreite reduziert sich hingegen von 45 mm auf 40 mm, um die Übertragbarkeit für variierende Breiten zu überprüfen. Die Prozessregelung wechselt von spannungsgeregelt auf stromgeregelt, während die Prozessparameter für alle Versuche in dieser Gruppe gleich bleiben (Aufheizstrom: 28,0 A, Aufheizdauer: 38 s). Insgesamt gibt es vier Konfigurationen auf Druckniveaus von 0,36 MPa bis 1,09 MPa und es werden sechs Proben aus jeder geschweißten Platte entnommen und getestet.

GRUPPE IV. Darin wird die Transferierbarkeit des Modells auf andere Matrixmaterialien der Halbzeuge (hier: PPS $\rightarrow$ LMPAEKTM) auf drei Fügedruckniveaus von 0,61 MPa bis 1,02 MPa untersucht. Als Grundlamine werden zwölf lagige AFP-gelegte Grundplatten ([45, 0, -45, 0, 90, 0]_S) verwendet, womit auch der Herstellprozess der Substrate von „Heißgepresst“ auf „Thermogeformt“ variiert. Die Schweißleiterbreite wird verringert (45 mm $\rightarrow$ 30 mm), die übrigen Prozessparameter jedoch gleich gelassen (stromgeregelt, Aufheizstrom: 26,0 A, Aufheizdauer: 30 s, Keramik-Druckstück auf Raumtemperatur bei Prozessstart). Aus den geschweißten Platten werden je sechs Proben entnommen und getestet.

Alle Gruppen werden mit dem Versuchsaufbau aus Kapitel 2.5 (Teil I) hergestellt.

Eine vollständige Übersicht aller durchgeführten Versuche mit entsprechenden Prozessparametern und verwendeten Materialien ist in Tab. 1.2 zu finden.

Tab. 1.2 – Probenübersicht aller Untersuchungsgruppen mit jeweiligen Prozessparametern und verwendeten Materialien

Gruppe	Proben-ID	L_F [mm]	b_{SE} [mm]	Druckstück	Matrix	Halbzeug	p [MPa]	U/II	t [s]	ϑ_{DS} [°C]	U_{Halten} [V]	t_{Halten} [s]
BSL	20200219_V2	200	45	Invar 36	PPS	Heißgepresst	0,80	33,0 V	20	160	0	120
I-1	20200219_V1	200	45	Invar 36	PPS	Heißgepresst	1,08	33,0 V	20	160	0	120
I-2	20200220_V10	200	45	Invar 36	PPS	Heißgepresst	1,08	33,0 V	21	160	0	120
I-3	20200220_V11 ^a	200	45	Invar 36	PPS	Heißgepresst	1,08	33,0 V	22	160	0	120
I-4	20200220_V9	200	45	Invar 36	PPS	Heißgepresst	1,08	33,0 V	23	160	0	120
I-5	20200219_V3 ^b	200	45	Invar 36	PPS	Heißgepresst	0,53	33,0 V	25	160	0	120
I-6	20200220_V5 ^c	200	45	Invar 36	PPS	Heißgepresst	1,08	33,0 V	25	160	0	120
II-1	20200716_V2 ^d	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,73	80,0 V	50	160	0	120
II-2	20200804_V3	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,36	78,0 V	40	170	0	120
II-3	20200804_V2	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,60	78,0 V	40	150	0	120
II-4	20200806_V3	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,60	80,2 V	40	150	0	120
II-5	20200820_V7	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,60	80,2 V	40	170	0	120
II-6	20200819_V2	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,36	78,0 V	60	150	0	120
II-7	20200820_V4	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,36	80,2 V	60	170	0	120
II-8	20200819_V4	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,60	78,0 V	60	170	0	120
II-9	20200820_V2	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,60	80,2 V	60	150	0	120
II-10	20200723_V3 ^e	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,73	80,0 V	50	160	20	120
II-11	20200803_V4	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,36	78,0 V	40	150	40	120
II-12	20200819_V3	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,36	78,0 V	60	170	40	120
II-13	20200806_V5	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,36	80,2 V	40	170	40	120
II-14	20200820_V1	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,36	80,2 V	60	150	40	120
II-15	20200806_V2	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,60	78,0 V	40	170	40	120
II-16	20200806_V4	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,60	80,2 V	40	150	40	120
II-17	20200820_V3	600	45	Invar 36	PPS	Thermogef.	0,60	78,0 V	60	150	40	120
II-18	20201008_V1	600	45	Invar 36	PPS	Heißgepresst	0,73	80,0 V	50	160	0	120

Tab. 1.2 – Probenübersicht aller Untersuchungsgruppen mit jeweiligen Prozessparametern und verwendeten Materialien (Forts.)

Gruppe	Proben-ID	L_F [mm]	b_{SE} [mm]	Druckstück	Matrix	Halbzeug	p [MPa]	U/I	t [s]	ϑ_{DS} [°C]	U_{Halten} [V]	t_{Halten} [s]
III-1	20190326_V2 ^f	200	45	Keramik	PPS	Heißgepresst	1,23	28,0 A	37	RT	0	120
III-2	20190402_V6	200	45	Keramik	PPS	Heißgepresst	0,92	28,0 A	37	RT	0	120
III-3	20190402_V7	200	45	Keramik	PPS	Heißgepresst	0,61	28,0 A	37	RT	0	120
III-4	20190402_V8	200	45	Keramik	PPS	Heißgepresst	0,31	28,0 A	37	RT	0	120
IV-1	20200605_V5	200	30	Keramik	LMPAEK TM	Thermogef.	1,02	26,0 A	30	RT	0	120
IV-2	20200605_V6	200	30	Keramik	LMPAEK TM	Thermogef.	0,82	26,0 A	30	RT	0	120
IV-3	20200605_V7	200	30	Keramik	LMPAEK TM	Thermogef.	0,61	26,0 A	30	RT	0	120

^aauch 20200220_V12^bauch 20200219_V4^cauch 20200219_V6 und 20200219_V7^dauch 20200716_V3, 20200716_V4, 20200716_V5, 20200716_V6 und 20200716_V7^eauch 20200723_V4, 20200803_V1, 20200803_V2 und 20200803_V3^fauch 20190326_V3, 20190402_V1, 20190402_V2, 20190402_V4, 20190402_V5, 20190502_V3, 20190509_V1 und 20190509_V2

1.2 Referenzmenge

Zur Ermittlung der Referenzwerte maximal möglicher Fügefestigkeiten werden vollständig konsolidierte Platten in einer WICKERT WKP 4400 S Heißpresse hergestellt. Dafür wird der identische Lagenaufbau der Schweißversuche (Grundlamine und Schweißelement) zwischen zwei, mit UPILEX®-Trennfolie belegten Aluminiumdruckplatten eingelegt. Anschließend wird der Konsolidierungszyklus nach AIPS 03-02-020 abgefahren. Dieser besteht aus einer Aufheizphase mit 1 bis 10 °C/min unter reduziertem Druck von 0,20 MPa bis zu einer Zieltemperatur von 310 °C +10 °C/-0 °C. Es folgt eine Haltestufe von 10 min unter vollem Konsolidierungsdruck von 1 MPa auf konstantem Temperaturniveau. Die Abkühlphase mit 1 bis 10 °C/min findet bis zu einer Temperatur von 160 °C unter vollem Konsolidierungsdruck statt, ehe die hergestellten Platten entformt werden.

Die mechanischen Bruchlasten der Schweißaufbauten mit PPS-Matrixsystem für die Gruppen I, II und III werden jeweils anhand sechs Zugproben ermittelt und die Referenzwerte analog zur statistischen Auswertung in Kapitel 1.4 bestimmt.

Für das LMPAEK™-Matrixsystem (Gruppe IV) werden Literaturwerte maximaler Fügefestigkeiten von Horn u. a. (2022) sowie Toray (2023) herangezogen, welche über die Probengeometrien h und $b_{\bar{u}}$ nach ASTM D 1002-10 auf maximale Bruchlasten nach

$$\bar{F}_{ref} = \sigma_{max} \cdot (l \cdot b_{\bar{u}}), \quad (\text{Gl. 1.2})$$

umgerechnet und arithmetisch gemittelt werden.

Alle ermittelten und verwendeten Referenzwerte sind in Tab. 1.3 gelistet.

Tab. 1.3 – Ermittelte maximal mögliche Fügefestigkeiten σ_{max} und korrespondierende Bruchlasten $\bar{F}_{ref}$ anhand untersuchter Referenzproben verschieden hergestellter Halbzeuge und Matrixsysteme

Referenz	Matrix	Halbzeug	σ_{max} [MPa]	$b_{\bar{u}}$ [mm]	h [mm]	$\bar{F}_{ref} \pm \Delta\bar{F}_{ref}$ [N]
Eigene Messungen	PPS	Heißgepresst	—/—	—/—	—/—	21514,83 ± 1090,38
Eigene Messungen	PPS	Thermogeformt	—/—	—/—	—/—	21759,85 ± 689,74
Horn u. a. 2022	LMPAEK™	Thermogeformt	33,70	12,7	25,0	10699,75 ± 486,22
Toray 2023c	LMPAEK™	Thermogeformt	35,87	12,7	25,0	11388,73 ± 517,52
Mittelwert						11044,24 ± 710,25

1.3 Methodik

1.3.1 Mechanische Prüfung

Zur mechanischen Charakterisierung werden SLS-Kennwerte über statische Zugversuche nach DIN EN 2243-1 (AITM 1-0019) bei Raumtemperatur (23 °C) an einer Zwick BZ1-MM14780.ZW01 Zugmaschine ermittelt.

Dafür werden die gefertigten Platten (vgl. Abb. 2.11) auf Probekörper von 25 mm Breite zugeschnitten. Dabei wird eine Wasserstrahlanlage verwendet, um thermische Einbringung und mechanische Beschädigungen beim Zuschnitt der Proben zu vermeiden. Im Klemmbereich werden GF/Epoxy-Halter aufgeklebt, um beim Klemmen in der Zugmaschine keine Beschädigungen des Grundlaminat zu erzeugen.

Nach Einsetzen und Klemmen der Proben in den Spannköpfen wird der Versuch mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von $3500 \frac{\text{N}}{\text{min}}$ bis zum Bruchversagen durchgeführt. Im Prüfprotokoll wird neben der Probengeometrie und den Prüfbedingungen auch die maximale Bruchlast, das Bruchverhalten und die Spannungs-Dehnungskurven der getesteten Proben aufgezeichnet.

Die Zugscherfestigkeit der Schweißung τ_w ergibt sich aus der maximalen Bruchlast F_{max} zur Probhöhe h sowie der Überlappungsbreite $b_{\ddot{u}}$ des Fügebereichs nach (Hou und Friedrich 1992)

$$\tau_w = \frac{F_{max}}{h \cdot b_{\ddot{u}}}. \quad (\text{Gl. 1.3})$$

1.3.2 Bruchlastbewertung

Die normativen Vorgaben sehen zur Berechnung der Zugscherfestigkeit nach (Gl. 1.3) immer eine Probhöhe $h = 25 \text{ mm}$ und eine Überlappungsbreite $b_{\ddot{u}} = 12,7 \text{ mm}$ vor. Aufgrund geometrischer Vorgaben des Schweißelements, insbesondere der Schweißelementbreite, ist der Überlappungsbereich jedoch abweichend von der Norm und je nach Konfiguration deutlich größer zwischen 25 und 40 mm (Abb. 1.1). Diese vergrößerte Überlappungsbreite und damit Fügefläche würde umgehend zu geringeren rechnerischen Fügefestigkeiten führen.

Bei einschnittig überlappten stoffschlüssigen Verbindungen wird die Festigkeit aufgrund der Spannungsverteilung ab einer gewissen Überlappungsbreite vor allem durch die Spannungsspitzen an den Überlappungsenden beeinflusst (Abb. 1.2), welche die Fügefestigkeit begrenzen (Habenicht 2008, S. 431 f.). Aufgrund dieser Abhängigkeit von der Überlappungsbreite $b_{\ddot{u}}$ ist die mittlere Fügefestigkeit $\tau_w = \bar{\tau}$ nach (Gl. 1.3) nicht mehr repräsentativ und quantitativ für verschiedene Fügegeometrien nicht vergleichbar. Um diese Abweichungen von den Normbedingungen kenntlich zu machen, soll fortan die maximale Bruchlast F_{max} der Probe als Kennwert anstelle der Fügefestigkeit herangezogen werden.

1 Mechanische Kennwertermittlung

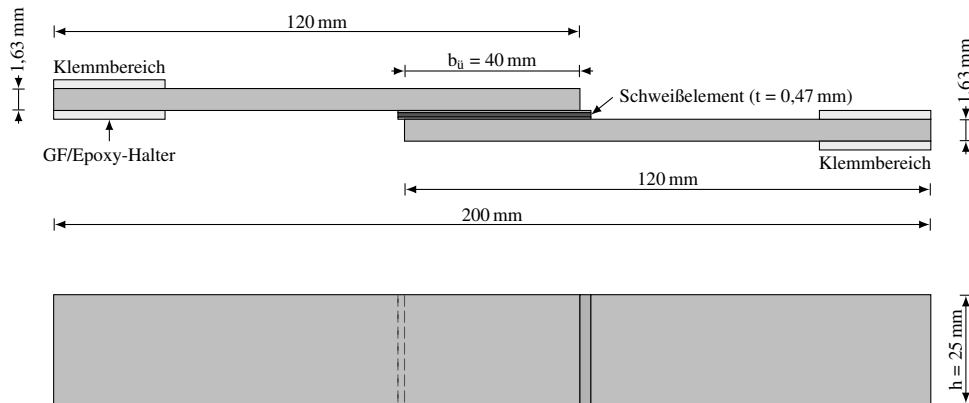


Abb. 1.1 – Hergestellte Probekörper der Gruppe I und II

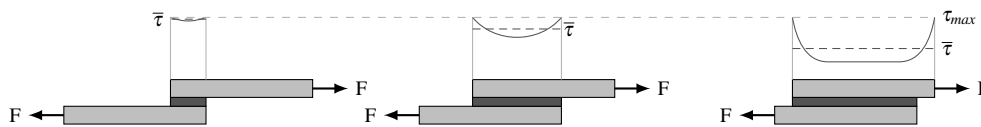


Abb. 1.2 – Spannungsverteilung in Abhängigkeit von der Überlappungsbreite nach (Habenicht 2008, S. 432)

Um die Aussagekraft der maximalen Bruchlast als Maß für die Fügequalität sowie den angenommen Spannungszustand für den vorliegenden Fall zu validieren, werden Vergleichsproben mit Bohrloch im Fügebereich hergestellt. Nach der vermuteten Spannungsverteilung aus Abb. 1.2 sollten sich – trotz Bohrung im weniger belasteten mittleren Fügebereich – ähnliche Bruchlasten wie bei den Proben ohne Bohrung einstellen, obwohl die effektive Fügefläche geringer ist.

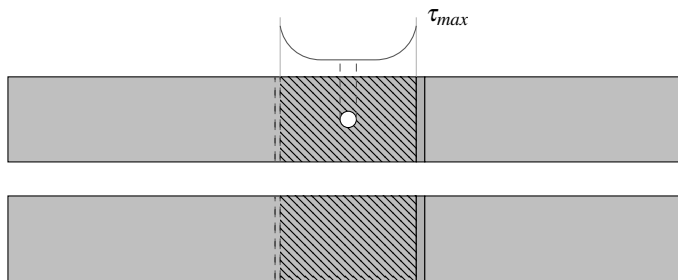


Abb. 1.3 – Schematischer Probekörper mit (oben) und ohne Bohrung (unten) im Fügebereich

Zum Nachweis werden zwei identische Platten (Gruppe III) geschweißt, wobei nach dem Probenzuschnitt in sechs Proben Bohrungen mit 4,8 mm Durchmesser mittig in die Fügezone eingebracht werden (Abb. 1.3). Die anschließenden Zugtests liefern für die Konfiguration ohne Bohrung mittlere Bruchlasten von $16435,17 \pm 704,26 \text{ N}$ ($4,29 \%$)⁴, wohingegen die durchbohrte

4. 20190402_V4

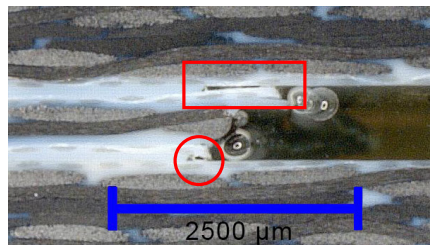
1 Mechanische Kennwertermittlung

Probe sogar Werte von $17372,00 \pm 628,60 \text{ N}$ ($3,62\%$)⁵ aufweist. Beide Versuchsreihen zeigen ausschließlich valide Bruchbilder (Abb. 1.4).

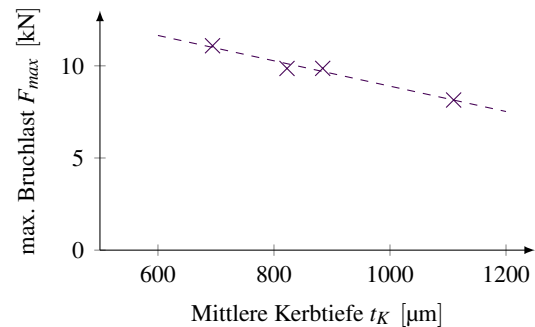


Abb. 1.4 – SLS-Bruchbilder getesteter verschweißter Proben

Die Bedeutung der Randausprägung wird durch Untersuchungen⁶ verstärkt, bei denen die maximale ermittelte Bruchlast F_{max} über der mittleren beobachteten Kerbtiefe t_K , d. h. der Länge nicht konsolidierter Enden des Schweißelements an den Rändern (Abb. 1.5a) aufgetragen wird. Letztere wird anhand von Schliffbildern mit einem Keyence VHX-5000 Digitalmikroskop an beiden Enden der CF/GF-Interfaces gemessen und gemittelt. Dabei ist eine Abnahme der Bruchlasten mit steigender Kerbtiefe und damit schlechterer Randausprägung erkennbar (Abb. 1.5b). Dies spricht für eine Rissinitiierung – welche zum Versagen führt – primär in den Randbereichen durch die dort auftretenden Spannungsspitzen. Shi u. a. (2012) machten identische Beobachtungen an Schliffbildern mit Spannungskonzentration und Rissinitiierung an den Rändern.



(a) Mikroskopaufnahme eines Fügezones-Randbereichs mit markierten unkonsolidierten Kerben



(b) Maximale SLS-Bruchlast F_{max} über der mittleren Kerbtiefe t_K

Abb. 1.5 – Untersuchung des Einflusses unkonsolidierter Randbereiche auf maximale SLS-Bruchlasten

Beide Untersuchungen zeigen, dass die Verwendung der maximalen Bruchlast als Kriterium zur Beurteilung der Fügequalität valide ist.

5. 20190402_V3

6. 20190731_V1–V4

1.3.3 Bruchverhaltenskriterium

Hou und Friedrich (1992) identifizierten bei durchgeführten SLS-Tests an widerstandsgeschweißten Proben drei unterschiedliche Versagensarten: 1.) intralaminare Versagen, wo der Bruch im Grundlaminat und/oder dem Schweißelement auftritt, 2.) Interface-Versagen, bei dem sich die Fügepartner an einer oder mehreren Fügeoberflächen ablösen sowie 3.) Coupon-Versagen, wenn das Grundlaminat außerhalb der Fügezone bricht (Tab. 1.4).

Die beiden letzten Versagenstypen geben keinerlei Aufschluss über die erzeugte Fügequalität, wobei Typ 2 zumindest auf unzureichende Oberflächenvorbehandlung und schlechte Anbindung hindeutet. Lediglich die erste Versagensart charakterisiert die hergestellte Verbindung, da die auftretenden Bruchlasten zu einem Versagen in oder durch die erzeugte Fügung führen. Diese Proben liefern i. d. R. die höchsten Festigkeitswerte und damit die beste Fügequalität (Stavrov und Bersee 2005).

Tab. 1.4 – Versagensarten des Single Lap Shear-Tests nach (Hou und Friedrich 1992)

Versagensart	
Intralaminare Versagen	
Interface-Versagen	
Coupon-Versagen	

Als Datengrundlage zur Charakterisierung der erzeugten Fügungen sollen daher nur Zugkennwerte verwendet werden, deren Bruchbilder nach optischer Prüfung valide SLS-Proben im Sinne des aufgetretenen Versagensverhalten vom Typ 1 (intralaminare Versagen) aufweisen. Invalide Zugproben werden bei der Kennwertbildung nicht berücksichtigt. Diese umfassen bei Untersuchungsmenge insgesamt acht von 316 Zugproben (ca. 2,5 %).

Abb. 1.6 zeigt beispielhaft erzeugte Bruchbilder SLS-getesteter Proben mit validem (intralaminarem) und invalidem Bruchverhalten (Coupon-Versagen).

1 Mechanische Kennwertermittlung

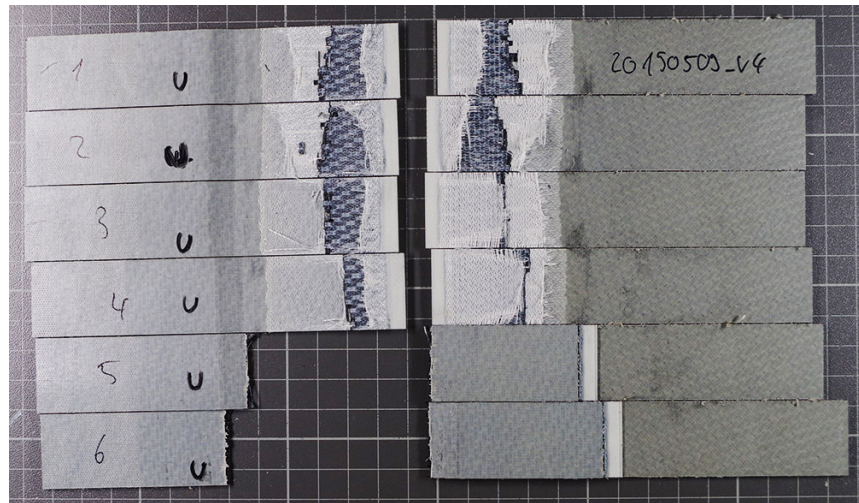


Abb. 1.6 – Bruchbilder SLS-getesteter Proben mit validem (1 – 4, intralaminar) und invalidem Bruchverhalten (5 – 6, Coupon-Versagen)

1.3.4 Streuungskriterium

Ferner werden keine Versuchsreihen in die Kennwertbildung miteinbezogen, deren relative Standardabweichung des Mittelwerts nach (Gl. F.3) von entnommenen und getesteten Proben mehr als zehn Prozent beträgt. Die große Streuung legt keine eindeutige quantitative Charakterisierung der Fügung nahe, weshalb die anschließende Modellbildung des simulierten Qualitätsfaktors verfälscht würde. Dieses Kriterium betrifft weitere drei der verbliebenen 308 Zugproben der Untersuchungsmenge ($< 1\%$), welche in der späteren Ergebnisübersicht (Tab. 1.6) als durchgestrichen dargestellt werden.

1.3.5 Knock-Down Factor (KDF)

Die Referenzwerte werden über geschlitzte SLS-Proben (Abb. 1.7a) ermittelt und damit abweichend von den einfachen Überlappproben der Untersuchungsgruppen (Abb. 1.7b).

Erstere sind deutlich aufwendiger herzustellen: die komplette Probe muss aus „Fügebereich“ bestehen, wohingegen dies bei einfachen SLS-Proben nur auf den Überlapp zutrifft. Zudem muss beim Schlitzten der Proben die Tiefe sehr präzise eingestellt werden, damit das lasttragende Grundlaminat nicht beschädigt wird, alle übrigen unerwünschten Lastpfade jedoch eliminiert werden. Das ist gerade bei der geringen Schweißelementdicke sehr schwierig (Gadletz 2020).

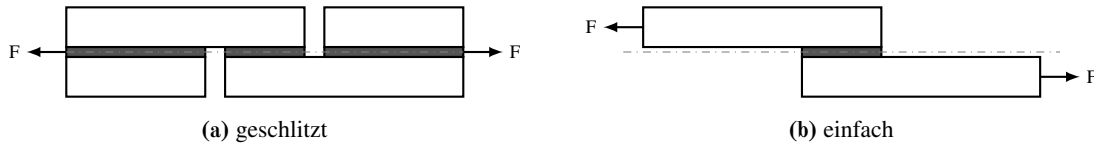


Abb. 1.7 – Verwendete Single Lap Shear-Proben

Ihr Vorteil liegt jedoch im symmetrischen Lastfall (Abb. 1.8a) und damit einer nahezu reinen homogenen Schubspannung τ im Fügebereich (Jouan und Constantinescu 2018), die sich ermittelt per Definition als Verhältnis der Tangentialkraft F_t zur Schnittfläche nach (Mayr 2012, S. 239 f.)

$$\tau = \frac{F_t}{A} = \frac{F_{max,\tau}}{h \cdot b_{ü}} \quad (\text{Gl. 1.4})$$

mit der maximalen Bruchlast des reinen Schubfalls $F_{max,\tau}$.

Im Gegensatz dazu führt die exzentrische Krafteinleitung bei der einfachen SLS-Probe zu einem zusätzlichen Biegemoment und damit einem überlagerten Belastungsfall aus Schub- und Zugspannungen (Abb. 1.8b). Versagen tritt dabei primär durch die auftretende Zugbelastung, einhergehender Schälbeanspruchung und Rissinitiiierung an den Rändern auf und nicht durch schubinduziertes Abscheren (Müller und Herak 2010). Die resultierende Beanspruchung ist damit höher, weshalb die Probe schon bei geringeren Zugwerten versagt.

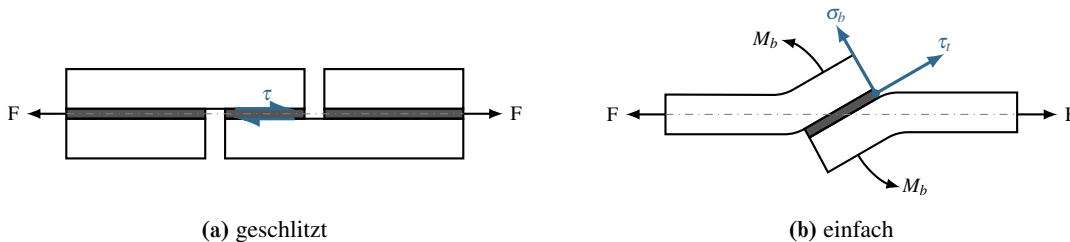


Abb. 1.8 – Auftretende Belastungen an verwendeten SLS-Probengeometrien

1 Mechanische Kennwertermittlung

Um die mechanischen Zugwerte beider Testarten miteinander vergleichen zu können, wird für den mehrachsigen Spannungszustand der einfachen SLS-Probe eine einachsige Vergleichsspannung σ_v nach der *Normalspannungshypothese* (NH) ermittelt zu (Mayr 2012, S. 365 ff.)

$$\sigma_v = \frac{1}{2} \cdot \sigma_b + \frac{1}{2} \sqrt{\sigma_b^2 + 4\tau_t^2}, \quad (\text{Gl. 1.5})$$

mit der Zugspannung σ_b aus dem auftretenden Biegemoment und dem Anteil der tangentialen Schubspannung τ_t .

Die Normalspannung aus einem Biegemoment liest per Definition (Niemann u. a. 2019, S. 44 f.)

$$\sigma_b = \frac{M_b}{W_b}, \quad (\text{Gl. 1.6})$$

mit dem auftretenden Biegemoment M_b abhängig vom Abstand des Kräftepaars F an der einfachen SLS-Probe (Abb. 1.9), das sich über die Laminat- und Schweißelementdicke d_{Laminat} bzw. d_{SE} errechnet nach (Müller und Herak 2010)

$$M_b = F_Q \cdot d = \frac{F}{2} \cdot \left(\frac{d_{\text{Laminat}}}{2} + d_{\text{SE}} + \frac{d_{\text{Laminat}}}{2} \right) = \frac{F}{2} \cdot \underbrace{(d_{\text{Laminat}} + d_{\text{SE}})}_d, \quad (\text{Gl. 1.7})$$

und dem Widerstandsmoment W_b eines rechteckigen Querschnitts um die Horizontalachse (Niemann u. a. 2019, S. 47)

$$W_b = \frac{h \cdot b_{\text{ü}}^2}{6}. \quad (\text{Gl. 1.8})$$

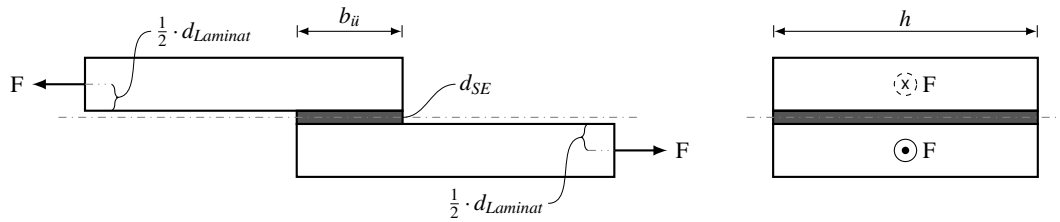


Abb. 1.9 – Abmessungen an der einfachen Single Lap Shear-Probe

Eingesetzt in (Gl. 1.6) folgt

$$\sigma_b = \frac{\frac{F}{2} \cdot d}{\frac{h \cdot b_{\text{ü}}^2}{6}} = \frac{3F \cdot d}{h \cdot b_{\text{ü}}^2}. \quad (\text{Gl. 1.9})$$

Der tangentielle Schubanteil τ_t folgt der ursprünglichen Definition in (Gl. 1.4)

$$\tau_t = \frac{F_{\text{max}}}{h \cdot b_{\text{ü}}} \quad (\text{Gl. 1.10})$$

1 Mechanische Kennwertermittlung

Durch Einsetzen von (Gl. 1.9) und (Gl. 1.10) in (Gl. 1.5) folgt

$$\sigma_v = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{3F_{max} \cdot d}{h \cdot b_{ii}^2} \right) + \frac{1}{2} \sqrt{\left(\frac{3F_{max} \cdot d}{h \cdot b_{ii}^2} \right)^2 + 4 \cdot \left(\frac{F_{max}}{h \cdot b_{ii}} \right)^2} \quad (\text{Gl. 1.11a})$$

$$= \frac{F_{max}}{h \cdot b_{ii}} \cdot \left[\frac{3d}{2b_{ii}} + \sqrt{\frac{9}{4} \cdot \left(\frac{d}{b_{ii}} \right)^2 + 1} \right] \quad (\text{Gl. 1.11b})$$

Dabei ist F_{max} die reduzierte maximale Bruchlast durch den überlagerten Lastfall beim einfachen SLS-Zugversuch. Diese Vergleichsspannung soll der reinen Schubbeanspruchung des symmetrischen Lastfalls gleichgesetzt werden als

$$\sigma_v \stackrel{!}{=} \tau \quad (\text{Gl. 1.12})$$

und mit (Gl. 1.11b) sowie (Gl. 1.4) folgt eingesetzt

$$\frac{F_{max}}{h \cdot b_{ii}} \cdot \left[\frac{3d}{2b_{ii}} + \sqrt{\frac{9}{4} \cdot \left(\frac{d}{b_{ii}} \right)^2 + 1} \right] = \frac{F_{max,\tau}}{h \cdot b_{ii}}. \quad (\text{Gl. 1.13})$$

In Worten: die gemessene maximale Bruchkraft F_{max} der einfachen SLS-Probe ist aufgrund des zusätzlichen Biegemoments kleiner als die reine Scherkraft $F_{max,\tau}$ in der Fügung, die zum Versagen der geschlitzten SLS-Probe führt. Das Maß für das Zurückführen der überlagerten Beanspruchung auf eine reine Schubbelastung ist ein geometrischer Minderungsfaktor (engl. *Knock-Down Factor*, KDF), abhängig von der Fügedicke d und der Überlappbreite b_{ii} als

$$\text{KDF} := \frac{F_{max}}{F_{max,\tau}} = \frac{1}{\frac{3d}{2b_{ii}} + \sqrt{\frac{9}{4} \left(\frac{d}{b_{ii}} \right)^2 + 1}}. \quad (\text{Gl. 1.14})$$

Dieser führt schließlich zur Beziehung der maximalen Bruchlasten von geschlitzten Proben ($F_{max,\tau}$) und einfachen SLS-Proben (F_{max}) nach

$$F_{max,\tau} = \frac{F_{max}}{\text{KDF}} = F_{max} \cdot \left[\frac{3d}{2b_{ii}} + \sqrt{\frac{9}{4} \left(\frac{d}{b_{ii}} \right)^2 + 1} \right]. \quad (\text{Gl. 1.15})$$

In der Literatur wurden bei den, über Single Lap Shear-Versuche ermittelten Fügefestigkeiten Abhängigkeiten von der Fügedicke d (Howie u. a. 1993; Smiley u. a. 1991; Wu 1991) sowie der Überlappbreite b_{ii} (Habenicht 2008, S. 434 ff.) experimentell bestätigt.

1 Mechanische Kennwertermittlung

Die Überlappbreiten b_{ii} sind durch den Versuchsaufbau für die jeweilige Untersuchungsgruppe vorgegeben (Tab. 2.1). Die Fügedicken werden über die nominalen Dicken der Fügepartner aus den technischen Datenblättern ermittelt (Tab. 1.5).

Tab. 1.5 – Nominale Dicken der verwendeten Materialien

Material	Matrix	Lagen	$d \pm \Delta d$ [mm]	Referenz
Schweißleiter	CF/PPS	1	$0,31 \pm 0,01$	ABS5045A01AB
Isolator (US120)	GF/PPS	1	$0,08 \pm 0,01$	Hultink 2022
Grundlaminat	CF/PPS	5	$1,63 \pm 0,06$	ABS5045A05A2G
Schweißleiter	CFLMPAEK TM	1	$0,14 \pm 0,01$	Toray 2023b
Isolator (US120)	GF/LMPAEK TM	1	$0,08 \pm 0,01$	Hultink 2022
Grundlaminat	CFLMPAEK TM	12	$1,66 \pm 0,14$	Toray 2023b

Nach (Gl. 1.7) folgt die gesamte Fügedicke d nach

$$d = d_{Laminat} + d_{SE} = d_{Laminat} + (d_{CF} + 2 \cdot d_{GF}), \quad (\text{Gl. 1.16})$$

mit der Schweißelementdicke d_{SE} , die sich aus zwei GF-Isolatorschichten und einem Schweißleiter zusammensetzt. Die mittlere Abweichung der Fügedicke Δd errechnet sich analog über die Fehlerfortpflanzung einer arithmetischen Summe nach (Gl. F.4).

1.4 Mechanische Schweißfaktoren Θ_M

Zur Ermittlung der mechanischen Schweißfaktoren wird der arithmetische Mittelwert der maximalen Bruchlasten $F_{max,i}$ der n Einzelproben einer geschweißten Probenplatte gebildet nach (Gl. F.1) als

$$\bar{F}_{max} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n F_{max,i}. \quad (\text{Gl. 1.17})$$

Der Vertrauensbereich wird über die Standardabweichung des Mittelwerts nach (Gl. F.3) für eine statistische Sicherheit von $p = 95\%$ ($\pm 2\sigma$) bestimmt nach

$$\Delta \bar{F}_{max} = \frac{t}{\sqrt{n}} \cdot \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (F_{max,i} - \bar{F}_{max})^2}, \quad (\text{Gl. 1.18})$$

mit den Einzelwerten und arithmetischen Mittelwerten aus (Gl. 1.17) und dem jeweiligen Faktor der Student- t -Verteilung nach Tab. F.1 für die Anzahl n getesteter valider Proben.

Schließlich errechnet sich der mechanische Schweißfaktor Θ_M aus (Gl. 1.1) unter Berücksichtigung des Knock-Down-Faktors (KDF) aus (Gl. 1.15) für die Kombination von einfachen und geschlitzten SLS-Zugwerten gemäß

$$\Theta_M = \frac{\bar{F}_\tau}{\bar{F}_{\tau,ref}} = \frac{\bar{F}_{max}}{\bar{F}_{ref}} \cdot \frac{1}{KDF}, \quad (\text{Gl. 1.19})$$

mit den arithmetischen Mittelwerten der maximalen Bruchlasten geschweißter Proben $\bar{F}_{max}$ und vollständig konsolidierter Referenzproben $\bar{F}_{ref}$. Der Vertrauensbereich ergibt sich durch Betrachtung der Fehlerfortpflanzung nach (Gl. F.5)

$$\Delta \Theta_M = \Theta_M \cdot \sqrt{\left(\frac{\Delta \bar{F}_{max}}{\bar{F}_{max}}\right)^2 + \left(\frac{\Delta \bar{F}_{ref}}{\bar{F}_{ref}}\right)^2 + \left(\frac{\Delta d}{d}\right)^2 + \left(\frac{\Delta \bar{b}_{ii}}{\bar{b}_{ii}}\right)^2} \quad (\text{Gl. 1.20})$$

mit den Mittelwerten und Standardabweichungen nach (Gl. 1.17) und (Gl. 1.18) für die maximalen Bruchlasten geschweißter und co-konsolidierter Proben F_{max} bzw. F_{ref} sowie gemessener Fügedicken d und Überlappbreiten $\bar{b}_{ii}$.

Alle damit bestimmten mechanischen Kennwerte der Untersuchungs- und Referenzgruppe sind in Tab. 1.6 aufgeführt.

Tab. 1.6 – Mechanische Zugergebnisse (SLS) aller untersuchten Prozessproben mit errechneten mechanischen Schweißfaktoren Θ_M

Gruppe	n_{SLS}	$\bar{F}_{max} \pm \Delta \bar{F}_{max}$	$\Delta\%$	$\bar{F}_{ref} \pm \Delta \bar{F}_{ref}$	$d \pm \Delta d$	$\bar{b}_{ii} \pm \Delta \bar{b}_{ii}$	KDF	Θ_M
		[N]		[N]	[mm]	[mm]	[-]	[-]
BSL	6	17354,00 $\pm$ 229,99	(1,33 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	40,53 $\pm$ 0,00	0,925	0,872 $\pm$ 0,053
I-1	4	17881,75 $\pm$ 807,01	(4,51 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	40,00 $\pm$ 0,00	0,924	0,899 $\pm$ 0,067
I-2	5	15837,40 $\pm$ 449,48	(2,84 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	41,22 $\pm$ 0,00	0,926	0,795 $\pm$ 0,052
I-3	10	16664,30 $\pm$ 162,95	(0,98 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	41,07 $\pm$ 0,02	0,926	0,836 $\pm$ 0,050
I-4	5	15615,00 $\pm$ 306,42	(1,96 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	41,30 $\pm$ 0,00	0,927	0,783 $\pm$ 0,049
I-5	10	17625,60 $\pm$ 218,19	(1,24 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	40,01 $\pm$ 0,30	0,924	0,887 $\pm$ 0,054
I-6	18	16584,28 $\pm$ 381,86	(2,30 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	40,47 $\pm$ 0,34	0,925	0,833 $\pm$ 0,053
II-1	102	15409,24 $\pm$ 88,02	(0,57 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,20 $\pm$ 0,16	0,921	0,769 $\pm$ 0,034
II-2	3	17096,00 $\pm$ 217,48	(1,27 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,57 $\pm$ 0,02	0,922	0,852 $\pm$ 0,039
II-3	3	15138,00 $\pm$ 2883,41	(19,05 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,17 $\pm$ 0,37	0,921	0,755 $\pm$ 0,148
II-4	3	17464,00 $\pm$ 1438,51	(8,24 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,29 $\pm$ 0,46	0,921	0,871 $\pm$ 0,082
II-5	3	17924,33 $\pm$ 1408,09	(7,86 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,71 $\pm$ 0,45	0,922	0,893 $\pm$ 0,081
II-6	3	16598,67 $\pm$ 144,29	(0,87 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,46 $\pm$ 0,44	0,921	0,828 $\pm$ 0,038
II-7	3	17572,33 $\pm$ 809,67	(4,61 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,38 $\pm$ 0,55	0,921	0,877 $\pm$ 0,057
II-8	3	18338,00 $\pm$ 1564,99	(8,53 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,93 $\pm$ 0,49	0,922	0,914 $\pm$ 0,088
II-9	3	17332,33 $\pm$ 1254,28	(7,24 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,84 $\pm$ 0,63	0,922	0,864 $\pm$ 0,074
II-10	15	15240,07 $\pm$ 171,92	(1,13 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,25 $\pm$ 0,44	0,921	0,760 $\pm$ 0,035
II-11	3	13493,33 $\pm$ 2621,71	(19,43 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,08 $\pm$ 0,32	0,921	0,673 $\pm$ 0,134
II-12	3	15206,67 $\pm$ 581,90	(3,83 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,50 $\pm$ 0,53	0,922	0,758 $\pm$ 0,045
II-13	3	16478,33 $\pm$ 827,50	(5,02 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	39,07 $\pm$ 0,27	0,923	0,820 $\pm$ 0,055
II-14	3	16634,67 $\pm$ 1187,56	(7,14 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,58 $\pm$ 0,40	0,922	0,829 $\pm$ 0,070
II-15	3	16651,67 $\pm$ 979,52	(5,88 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,11 $\pm$ 0,37	0,921	0,831 $\pm$ 0,061
II-16	3	16562,33 $\pm$ 1144,89	(6,91 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	39,08 $\pm$ 0,55	0,923	0,825 $\pm$ 0,068
II-17	3	17243,67 $\pm$ 1200,24	(6,96 %)	21759,85 $\pm$ 689,74	2,10 $\pm$ 0,06	38,63 $\pm$ 0,33	0,922	0,859 $\pm$ 0,071

Tab. 1.6 – Mechanische Zugergebnisse (SLS) aller untersuchten Prozessproben mit errechneten mechanischen Schweißfaktoren Θ_M (Forts.)

Gruppe	n_{SLS} [–]	$\bar{F}_{max} \pm \Delta \bar{F}_{max}$ [N]	$\Delta\%$	$\bar{F}_{ref} \pm \Delta \bar{F}_{ref}$ [N]	$d \pm \Delta d$ [mm]	$\bar{b}_{il} \pm \Delta \bar{b}_{il}$ [mm]	KDF [–]	Θ_M [–]
II-18	6	15651,00 $\pm$ 351,69	(2,25 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	39,06 $\pm$ 0,28	0,923	0,788 $\pm$ 0,050
III-1	46	15922,24 $\pm$ 306,14	(1,92 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	40,58 $\pm$ 0,65	0,925	0,800 $\pm$ 0,051
III-2	6	16457,83 $\pm$ 570,01	(3,46 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	40,55 $\pm$ 0,00	0,925	0,827 $\pm$ 0,056
III-3	6	16718,83 $\pm$ 211,49	(1,26 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	39,79 $\pm$ 0,00	0,924	0,841 $\pm$ 0,051
III-4	6	17169,67 $\pm$ 503,91	(2,93 %)	21514,83 $\pm$ 1090,38	2,10 $\pm$ 0,06	39,84 $\pm$ 0,00	0,924	0,864 $\pm$ 0,057
IV-1	6	6620,97 $\pm$ 258,85	(3,91 %)	11044,24 $\pm$ 710,32	2,67 $\pm$ 0,15	12,30 $\pm$ 0,00	0,726	0,826 $\pm$ 0,077
IV-2	6	5401,51 $\pm$ 620,24	(11,48 %)	11044,24 $\pm$ 710,32	2,67 $\pm$ 0,15	12,10 $\pm$ 0,00	0,722	0,677 $\pm$ 0,096
IV-3	6	6268,13 $\pm$ 212,21	(3,39 %)	11044,24 $\pm$ 710,32	2,67 $\pm$ 0,15	12,10 $\pm$ 0,00	0,722	0,786 $\pm$ 0,071

Konzeption

2.1 Hypothese zur mechanisch-thermischen Analogie

Eingangs dieser Arbeit wurden bereits zahlreiche Quellen aufgezeigt, die zu dem Schluss kamen, dass die mechanische Fügefestigkeit direkt mit der thermischen Historie in der Fügezone zusammenhängt (Holmes und Gillespie 1993; Shi u. a. 2012; Shi 2014, S. 62; Nagel u. a. 2021), was durch den Einfluss der auftretenden Prozesstemperaturen und die erzeugte Fügefläche erklärt werden kann, zu der sich die Fügequalität proportional verhält (Talbot u. a. 2013).

Daher wird in dieser Arbeit die Hypothese aufgestellt, dass es einen thermisch-basierten Qualitätsfaktor $\mathcal{F}_{\text{Sänger}}$ gibt, der nur vom Temperaturzustand am Ende der Aufheizphase bzw. der folgenden Konsolidierungsphase abgeleitet werden kann und der äquivalent zum zugehörigen mechanischen Schweißfaktor $\mathcal{F}_{\text{Mech}}$ ist, d. h.

$$\mathcal{F}_{\text{Sänger}}(\vartheta) \equiv \mathcal{F}_{\text{Mech}}(\tau) \quad \text{mit} \quad \mathcal{F}_{\text{Sänger}} \in [0,1]. \quad (\text{Gl. 2.1})$$

Kann diese Hypothese im Folgenden bewiesen werden, bedeutet dies, dass die erzeugten mechanischen Fügefestigkeiten durch den simulierten Temperaturzustand ohne weitere Tests charakterisiert und vorhergesagt werden können.

Im Folgenden wird der „thermisch-basierte Qualitätsfaktor“ zur besseren Lesbarkeit als „thermischer Qualitätsfaktor“ bezeichnet.

2.2 Theoretische Grundlagen zur Methodik

Viele Studien deuten darauf hin, dass maschinelles Lernen (ML) eine effektive Methode zur Lösungsfindung bei zahlreichen material- und ingenieurwissenschaftlichen Problemstellungen ist (Singh und Kaur 2016). So zeigen sich auch beim Ultraschallschweißen thermoplastischer Faserverbunde bereits zahlreiche ML-Ansätze zur Qualitätsvorhersage (Li u. a. 2018; Li u. a. 2020a; Li u. a. 2020b; Görick u. a. 2021).

Daher soll in der vorliegenden Arbeit die grundsätzliche Methodik des maschinellen Lernens adaptiert werden, ohne jedoch auf künstliche Intelligenz zurückzugreifen, da diese nicht Teil der Aufgabenstellung ist. Stattdessen wird die Findung und Optimierung der Modellparameter manuell, sozusagen mit „natürlicher Intelligenz“ erfolgen.

2.2.1 Überwachtes Lernen

Das „überwachte Lernen“ (engl. *supervised learning*) ist eine Methode des maschinellen Lernens, um Gesetzmäßigkeiten nachzubilden, deren Ergebnisse bereits bekannt sind und auf die hin die getroffene Annahme geprüft werden kann. Dabei wird jedem Input-Wert x_i ein Output-Partner y_i zugeordnet, wobei eine Funktion gefunden werden soll, die den Input auf den Output abbildet nach $f : x \mapsto y$ (Choo u. a. 2021, S. 13).

Im Gegensatz zur *Klassifikation*, wo der Output nach diskreten Kategorien unterschieden wird, ist von einem *Regressionsproblem* die Rede, wenn die Zielvariable kontinuierlicher Natur ist (Botsch 2023, S. 3). Letzteres trifft auf den Zielwert des mechanischen Schweißfaktors $\mathcal{F}_{Mech}(\tau)$ zu, weshalb der lineare Regressionsansatz zur Funktionsfindung gewählt wird.

2.2.2 Hypothesenfunktion

Diese Abbildungsfunktion ist zunächst unbekannt und wird initial nur als Hypothese vermutet, weshalb sie auch *Hypothesenfunktion* h_θ genannt wird. Für sie soll gelten $x \mapsto f(x|\theta)$ und liest nach dem linearen Modell (Ng 2012, S. 3)

$$h_\theta(x) = \theta_0 + \theta_1 \cdot x_1 + \dots + \theta_n \cdot x_n \quad (\text{Gl. 2.2})$$

mit den Gewichtungsfaktoren θ_i und den bekannten Regressoren x_i . Dabei ist θ_0 ein zufälliges unbekanntes Rauschen zusätzlicher verborgener Variablen. Für diesen Term soll die Konvention eingeführt werden, dass immer $x_0 = 1$ gilt, womit (Gl. 2.2) umgeschrieben werden kann zu

$$h_\theta(x) = \langle \theta | x \rangle = \sum_{i=0}^n \theta_i \cdot x_i. \quad (\text{Gl. 2.3})$$

2 Konzeption

2.2.3 Verlustfunktion

Ziel soll es sein, die Parameter θ_i so zu bestimmen, damit $h_\theta(x)$ eine möglichst genaue Schätzfunktion der Output-Werte y ist, deren Güte über eine reellwertige *Verlustfunktion* $J(\theta)$ quantifiziert werden soll (Choo u. a. 2021, S. 14).

Hierfür gibt es zwei gängige Regressionsmetriken (Botsch 2023, S. 14): einerseits den mittleren quadratischen Fehler (engl. *Mean Squared Error*, MSE)

$$J_s(\theta) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n [h_\theta(x) - y]^2, \quad (\text{Gl. 2.4})$$

sowie den mittleren absoluten Fehler (engl. *Mean Absolute Error*, MAE) nach

$$J_a(\theta) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |h_\theta(x) - y|, \quad (\text{Gl. 2.5})$$

mit den arithmetischen Mittelwerten der quadrierten bzw. linearen (absoluten) Differenzen aus vorhergesagtem Wert $h_\theta(x)$ und tatsächlichem Wert y .

Die Verlustfunktion $J(\theta)$ muss minimiert werden, um den besten Parametersatz $\hat{\theta}$ mit den geringsten mittleren Abweichungen identifizieren zu können, d. h.

$$\hat{\theta} = \underset{\theta}{\operatorname{argmin}} J(\theta). \quad (\text{Gl. 2.6})$$

2.3 Temperaturcharakteristika

Bei der eingeführten linearen Mehrfachregression sind die Regressoren x_i linear unabhängige Einflussgrößen auf die Zielvariable. Für den vorliegenden Fall müssen diese so gewählt werden, dass der Temperaturzustand und dessen Einfluss auf die erzeugte Fügequalität hinreichend genau abgebildet wird.

Die logische Betrachtung des Prozesses ergibt vier Einflussfaktoren auf die Fügeausprägung, die als Charakteristika des Temperaturzustandes und damit Regressoren definiert werden sollen:

- Aufschmelzgrad Ψ_m ,
- Degradationsgrad Ψ_d ,
- Homogenitätsgrad der Temperaturverteilung Ψ_h ,
- Kristallisationsvermögen der konsolidierten Fügung Ψ_c .

Die Wahl dieser Charakteristika soll im Folgenden dargelegt und anhand Beobachtungen in der Literatur gerechtfertigt werden. Im darauffolgenden Kapitel werden die mathematischen Formulierungen zur Quantifizierung der Charakteristika vorgenommen.

2.3.1 Aufschmelzgrad Ψ_m

Der Aufschmelzgrad Ψ_m am Ende der Aufheizphase soll eine Kenngröße für das notwendige Erreichen der erforderlichen Schmelztemperatur T_m darstellen. Verbleibt die Temperatur zu diesem Zeitpunkt in der Fügezone unterhalb der Matrixschmelztemperatur, findet kein Aufschmelzen der Fügepartner statt und eine Fügung ist nicht möglich. Das erreichte Temperaturniveau ist gleichzeitig ausschlaggebend für den Ausgangspunkt der folgenden Konsolidierungsphase und die dabei erreichten Kristallisationsgrade (siehe Abschnitt 2.3.4).

Colak u. a. (2002) unterstreichen die Notwendigkeit einer Wärmeerbringung bis oberhalb der Schmelztemperatur für das thermoplastische Fügen, Nagel u. a. (2021) stellen ebenfalls den Einfluss des erreichten Temperaturniveaus auf die spätere Fügequalität klar und Shi (2014, S. 63) geht von reduzierten Fügefestigkeiten durch unaufgeschmolzene Randbereiche mit Temperaturen unterhalb der Matrixschmelztemperatur aus. Die untere Grenze eines optimalen Prozessfenster beim elektrischen Widerstandsschweißen wird zudem über die Zeit bis zum Aufschmelzen definiert (Holmes und Gillespie 1993; Ageorges u. a. 1998b; Carbone und Langella 2009).

2.3.2 Degradationsgrad Ψ_d

Neben der erforderlichen Mindesttemperatur zum Aufschmelzen der Fügepartner dürfen die Prozesstemperaturen während des gesamten Aufheizens ein gewisses Maximum nicht überschreiten, dass durch die Degradationstemperatur T_d der Matrix gekennzeichnet ist. Bei Erreichen dieses Temperaturniveaus werden die Hauptvalenzbindungen des Polymers irreversibel zerstört und die mechanischen Eigenschaften nehmen deutlich ab (Kaiser 2015, S. 68; Hopmann und Michaeli 2017, S. 18), ebenso wie die Festigkeit der Fügung. Daher wird das erreichte Temperaturniveau am Ende der Aufheizphase auf Überschreiten der Zersetzungstemperatur überprüft.

Den negativen Einfluss der Matrixdegradation auf die Fügequalität bemerken auch Shi u. a. (2011) und implementieren ebenso wie Ageorges u. a. (1998) ein Modell zur Abschätzung des auftretenden Degradationsgrades. Zudem werden zahlreiche definierte Prozessfenster beim elektrischen Widerstandsschweißen nach oben durch die Zersetzungstemperatur der Matrix begrenzt (Holmes und Gillespie 1993; Ageorges u. a. 1998a; Ageorges u. a. 2000b).

2.3.3 Homogenitätsgrad der Temperaturverteilung Ψ_h

Sowohl durch material- und prozessbedingte Ungenauigkeiten bei Zuschnitt, Faserorientierung, Perforation und Einlegen sowie inhärente Materialfehler als auch äußere Einflüsse (ungleichmäßige Fügedruckverteilung, Wärmeleitung, etc.) bildet sich die Temperaturverteilung nicht ideal homogen über die gesamte Fügefläche aus, sondern weist natürliche lokale Inhomogenitäten auf, welche durch Heißeitereffekte verstärkt werden können.

Ist der resultierende Temperaturgradient ausreichend groß, können im ungünstigsten Fall aufgeschmolzene und unaufgeschmolzene Bereiche vorliegen, die das Risiko von Lufteinschlüssen mit sich bringen (Abb. 2.1). Poren und Lufteinschlüsse beeinflussen wiederum signifikant die mechanischen Eigenschaften des Laminats – einerseits durch Änderung des Faservolumengehalts, andererseits durch bevorzugte Stellen zur Rissinitiierung und -fortschritt (Bradley 2015, S. 1 f.).

Daher soll die Homogenität der Temperaturverteilung als dritter Regressor in die Modellierung der Fügequalität einfließen und wird am Ende der Aufheizphase analysiert, um den Zustand vor der anschließenden Konsolidierung und Kristallisation zu charakterisieren.

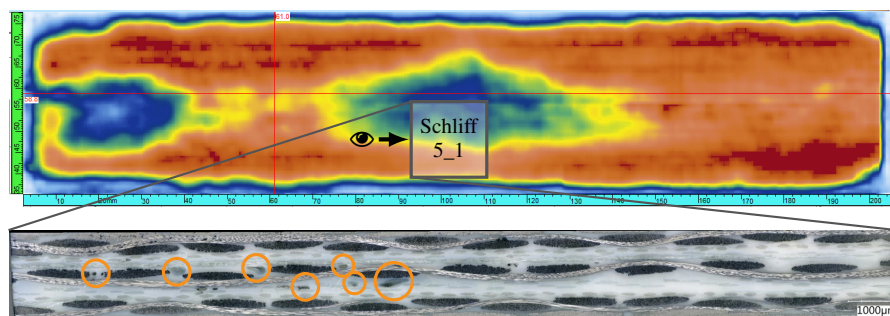


Abb. 2.1 – Wasserultraschallaufnahme einer inhomogen verschweißten Probe mit Einschlüssen (blaue Bereiche, oben) und daraus entnommenem Schliffbild mit markierten Poren in entsprechenden Bereichen (unten)

Auch in der Literatur wird eine inhomogene Temperaturverteilung beim elektrischen Widerstandsschweißen beobachtet und auf ihren negativen Einfluss verwiesen. Einerseits zeigen die Randbereiche häufig niedrigere Temperaturen und damit schlechtere Anbindung (Shi u. a. 2012), andererseits führt die resultierende ungleichmäßige Druckbelastung zu vermehrter Porenbildung (Shi 2014, S. 55). Generell wird die starke Abhängigkeit der Fügequalität von der Temperaturverteilung in der Fügezone betont und eine homogene Verteilung als Voraussetzung für optimale Fügefestigkeiten herausgestellt (McKnight u. a. 1997; Ageorges u. a. 2000a; Shi 2014, S. 137; Endraß u. a. 2019; Nagel u. a. 2021).

2.3.4 Kristallisationsvermögen der konsolidierten Fügung Ψ_c

Im Gegensatz zu den drei Einflussgrößen zuvor, die alle das Erwärmungsverhalten anhand des Temperaturzustands am Ende der Aufheizphase bewerten, ist der Kristallisationsgrad die einzige Einflussgröße, die das Abkühlverhalten charakterisiert. Sie bildet damit thermische Einflüsse während der Konsolidierungsphase ab, die Auswirkungen auf die spätere Fügequalität haben (Talbot u. a. 1987; Lee u. a. 1987; Batista u. a. 2016). Gerade die hohen Temperaturgradienten beim Aufheizen und Abkühlen der Fügepartner beeinflussen die Kristallisation in der Matrix stark und es lässt sich ein indirekt proportionales Verhalten von Abkühlraten und Kristallisationsgraden finden (Habenicht 2008, S. 291). Dabei erhöhen sich wiederum wichtige mechanische Eigenschaften – wie etwa der Elastizitätsmodul und die Zugfestigkeit – mit steigendem Kristallisationsgrad (Schürmann 2007, S. 86; Talbot u. a. 1987).

In zahlreichen Arbeiten zum elektrischen Widerstandsschweißen wurde daher das Kristallisationsverhalten in numerische Untersuchungen implementiert (Jakobsen u. a. 1989; Maffezzoli u. a. 1989; Mantell und Springer 1992; Krause u. a. 1994; Ageorges u. a. 1998c; Colak u. a. 2002; Freist 2013) ebenso wie bei der Betrachtung von Konsolidierungs- (Guglhör 2017) und Tapelegeprozessen (Nicodeau 2005; Regnier und Le Corre 2016; Brandt 2022). Auch Motz und Schultz (1989) wiesen eine Abhängigkeit zwischen dem Kristallisationsvorgang und den vorhandenen Prozesstemperaturen und Abkühlraten nach.

2.4 Transfer auf Problemstellung

Mit den eingeführten Temperaturcharakteristika Ψ_i kann der temperaturabhängige Qualitätsfaktor $\mathcal{F}_{\text{Sänger}}(\vartheta)$ schließlich (Gl. 2.3) folgend als sog. SÄNGER-Faktor Θ_S postuliert werden:

$$\mathcal{F}_{\text{Sänger}}(\vartheta) \quad : \quad \Theta_S = \langle \theta | \Psi \rangle = \begin{pmatrix} \theta_0 \\ \theta_1 \\ \theta_2 \\ \theta_3 \\ \theta_4 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 1 \\ \Psi_1 \\ \Psi_2 \\ \Psi_3 \\ \Psi_4 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \theta_0 \\ \theta_m \\ \theta_d \\ \theta_h \\ \theta_c \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 1 \\ \Psi_m(\vartheta) \\ \Psi_d(\vartheta) \\ \Psi_h(\vartheta) \\ \Psi_c(\vartheta) \end{pmatrix}, \quad (\text{Gl. 2.7})$$

mit den Gewichtungsfaktoren θ_i der einzelnen Charakteristika. Die mathematischen Formulierungen der Regressoren werden im folgenden Kapitel erarbeitet.

Mathematische Formulierungen

3.1 Aufschmelzgrad Ψ_m

„Im Gegensatz zu Metallen, deren Schmelzpunkt die Gleichgewichtstemperatur zwischen fest und flüssig repräsentiert, schmelzen teil-kristalline Polymere über einen relativ breiten Bereich.“¹ (Ehrenstein u. a. 2004, S. 11) Dieses Verhalten tritt aufgrund der inhomogenen Verteilung von amorphen und kristallinen Bereichen auf, die zu unterschiedlichen Zeitpunkten rund um die Kristallitschmelztemperatur T_m beginnen zu schmelzen (Schürmann 2007, S. 86). Deshalb wird für die Herleitung des Aufschmelzgrads Ψ_m keine diskrete (schmelzpunktbasierte), sondern eine kontinuierliche Methode zur Modellierung des Aufschmelzverhaltens gewählt. Experimentell wird dieses typischerweise über DSC-Messungen (vgl. Anhang G) charakterisiert, welche auch hier Ausgangspunkt für die Herleitung des Aufschmelzgrads sein sollen.

Dafür wurde die thermische Analyse der verwendeten CF/PPS- (Cetex[®] TC1110) bzw. CF/LMPAEK[™]-Laminate (Cetex[®] TC1225) am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT) in Auftrag gegeben und durchgeführt. Es wurden jeweils zwei unabhängige Proben von etwa 4 mg bzw. 9 mg aus den Laminaten entnommen, nacheinander mit einer Aufheizrate von 10 K/min erwärmt und der Wärmefluss aufgezeichnet. Die Aufheizkurven der CF/PPS-Proben und CF/LMPAEK[™]-Proben sind in Abb. 3.1 bzw. 3.2 jeweils oben abgebildet, wobei nur der hier relevante Schmelzbereich zwischen Onset- und Endsettemperatur dargestellt ist. Die zugehörigen charakteristischen Temperaturpunkte sind in Tab. 3.1 aufgelistet.

1. [Übers. d. Verf.] „Unlike metals, whose melting point represents the equilibrium temperature between solid and liquid, semicrystalline polymers melt over a relatively broad range.“ (Ehrenstein u. a. 2004, S. 11)

3 Mathematische Formulierungen

Die spezifische Schmelzenthalpie Δh_m ermittelt sich aus der Fläche zwischen der DSC-Kurve und der Basislinie zwischen Onset- und Endsetpunkten T_{on} bzw. T_{end} , d. h. über das Integral

$$\Delta h_m = \int_{t_{on}}^{t_{end}} \left[\left(\frac{dq}{dt} \right)_{Probe} - \left(\frac{dq}{dt} \right)_{Basislinie} \right] dt, \quad (\text{Gl. 3.1})$$

mit den Zeitpunkten t_{on} bzw. t_{end} , bei denen die Onset- bzw. Endsettemperatur vorherrscht.

Für unvollständiges Aufschmelzen bis zu einer Temperatur ϑ zwischen T_{on} und T_{end} errechnet sich die, bis dahin aufgewendete Schmelzenthalpie $\Delta h_m(\vartheta)$ über die Integralfunktion

$$\Delta h_m(\vartheta) = \int_{t_{on}}^{t_{\vartheta}} \left[\left(\frac{dq}{dt} \right)_{Probe} - \left(\frac{dq}{dt} \right)_{Basislinie} \right] dt. \quad (\text{Gl. 3.2})$$

Diese Werte werden jeweils für beide Proben 1 und 2 arithmetisch gemittelt zu

$$\overline{\Delta h_m} = \frac{\Delta h_{m,1} + \Delta h_{m,2}}{2}, \quad (\text{Gl. 3.3a})$$

$$\overline{\Delta h_m}(\vartheta) = \frac{\Delta h_{m,1}(\vartheta) + \Delta h_{m,2}(\vartheta)}{2}. \quad (\text{Gl. 3.3b})$$

Der experimentelle Aufschmelzgrad Ψ_m^{DSC} für unvollständiges Aufschmelzen zwischen den Onset- und Endsettemperaturen T_{on} und T_{end} folgt schließlich über das Verhältnis des, bis dahin aufgewendeten Wärmestroms zur Gesamtschmelzenthalpie nach

$$\Psi_m^{\text{DSC}}(\vartheta) = \frac{\overline{\Delta h_m}(\vartheta)}{\overline{\Delta h_m}} \quad \text{für} \quad T_{on} \leq \vartheta \leq T_{end}. \quad (\text{Gl. 3.4})$$

Vereinfacht wird angenommen, dass unterhalb des Onsetpunkts T_{on} kein Aufschmelzen stattfindet ($\Psi_m = 0$) und oberhalb des Endsetpunkts T_{end} das Laminat vollständig aufgeschmolzen ist ($\Psi_m = 1$), womit schließlich der Aufschmelzgrad Ψ_m abschnittsweise definiert wird als

$$\Psi_m(\vartheta) = \begin{cases} 0 & \text{für} \quad \vartheta < T_{on}, \\ \Psi_m^{\text{DSC}}(\vartheta) & \text{für} \quad T_{on} \leq \vartheta \leq T_{end}, \\ 1 & \text{für} \quad \vartheta > T_{end}, \end{cases} \quad (\text{Gl. 3.5})$$

innerhalb der entsprechenden Temperaturbereiche, welche durch die gemittelten Temperaturpunkte aus den DSC-Messungen gegeben sind (Tab. 3.1).

Die temperaturabhängigen Verläufe des Aufschmelzgrades Ψ_m nach (Gl. 3.5) für CF/PPS- und CF/LMPAEKTM-Lamine sind in Abb. 3.1 bzw. 3.2 jeweils unten abgebildet.

3 Mathematische Formulierungen

Tab. 3.1 – DSC-Ergebnisse zum Aufschmelzverhalten ($10 \text{ K}/\text{min}$)
verwendeter Lamine

		CF/PPS ^a Cetex® TC1100		CF/LMPAEK ^{TMb} Cetex® TC1225	
		Probe 1	Probe 2	Probe 1	Probe 2
T_{on}	[°C]	237,40	232,60	254,00	251,43
$\bar{T}_{on}$	[°C]	235,00		252,72	
$T_{on,e}$	[°C]	274,52	274,85	282,98	280,50
$\bar{T}_{on,e}$	[°C]	274,69		281,74	
T_{peak}	[°C]	284,70	285,20	304,93	304,62
$\bar{T}_{peak}$	[°C]	284,95		304,78	
$T_{end,e}$	[°C]	290,10	290,70	318,80	318,82
$\bar{T}_{end,e}$	[°C]	290,40		318,81	
T_{end}	[°C]	295,40	294,80	324,39	326,49
$\bar{T}_{end}$	[°C]	295,10		325,44	
Δh_m	$\left[\frac{\text{J}}{\text{g}} \right]$	66,20	64,49	35,33	36,00
$\overline{\Delta h_m}$	$\left[\frac{\text{J}}{\text{g}} \right]$	65,35		35,67	

^aICT 2019, ^bICT 2020

3 Mathematische Formulierungen

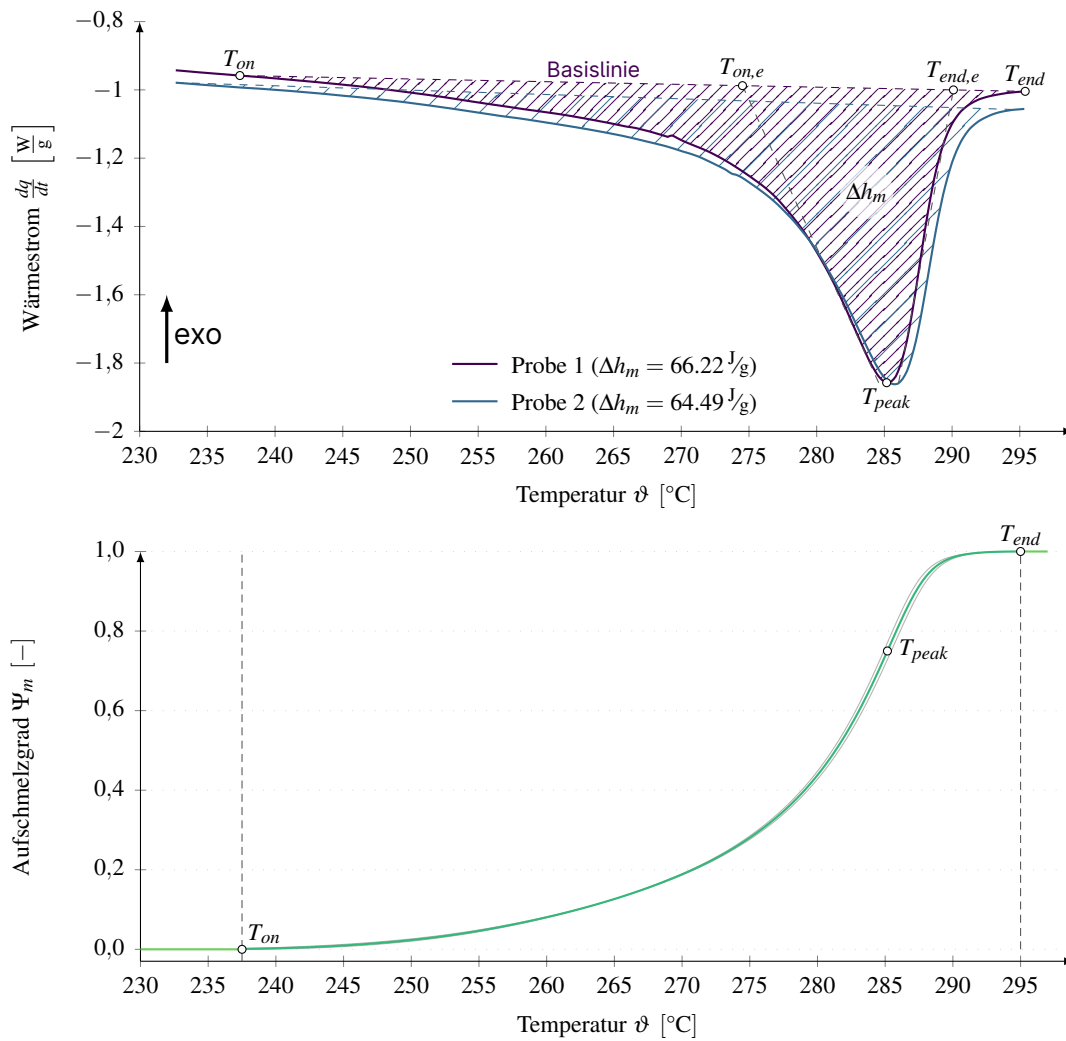


Abb. 3.1 – DSC-Aufheizkurven von Cetex® TC1100-Laminat (CF/PPS, oben; Daten: ICT 2019) mit zugehörigen gemittelten Aufschmelzgrad Ψ_m (unten)

3 Mathematische Formulierungen

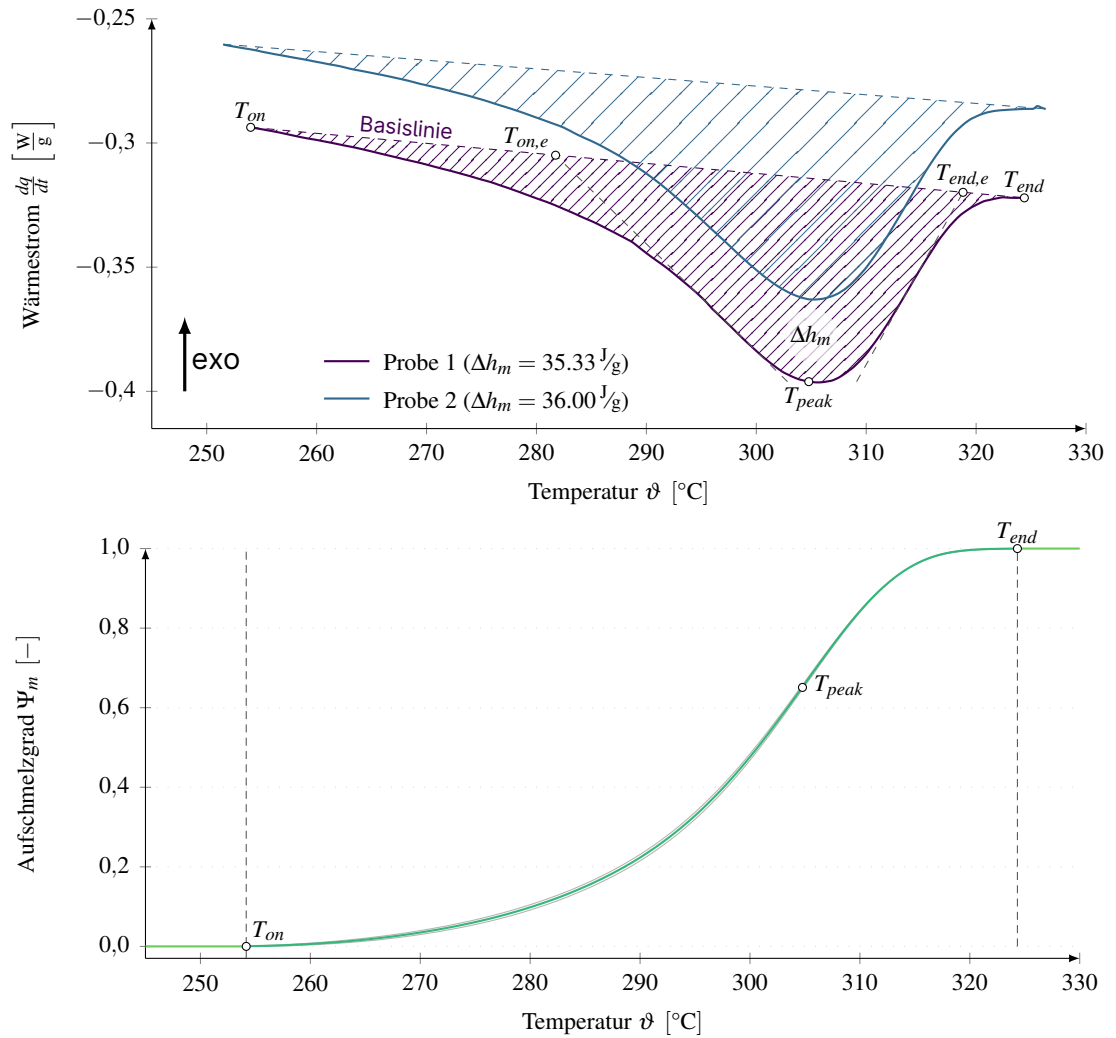


Abb. 3.2 – DSC-Aufheizkurven von Cetex[®] TC1225-Laminat (CF/LMPAEK[™], oben; Daten: ICT 2020) mit zugehörigen gemittelten Aufschmelzgrad Ψ_m (unten)

3.2 Degradationsgrad Ψ_d

Kobler (2023, S. 25) beschreibt zwei gängige Wege in der Literatur, die thermische Zersetzung zu berücksichtigen: entweder wird ein Prozessfenster definiert, welches Degradation ausschließt, oder der Anteil an Degradation wird über kinetische Beziehungen modelliert. In der vorliegenden Arbeit werden einerseits Versuchsdaten herangezogen, die alle aus einem gesicherten Prozessfenster ohne Degradation stammen, andererseits soll diese Einflussgröße für den Transfer auf andere Anwendungsfälle mit möglicher Degradation unbedingt berücksichtigt werden.

Als Kompromiss wird eine einfachere Form der Modellierung gewählt und ebenso wie bei Ageorges u. a. (1998) ein diskreter Ansatz für die Unterscheidung ober- und unterhalb der Degradationstemperatur T_d verwendet. Dabei wird der Degradationsgrad Ψ_d in seiner *komplementären Form* definiert nach

$$\Psi_d(\vartheta) = \begin{cases} 1 & \text{für } \vartheta < T_d, \\ 0 & \text{für } \vartheta \geq T_d, \end{cases} \quad (\text{Gl. 3.6})$$

da für die Qualitätsbewertung eine maximale Degradation minimale Festigkeiten liefert.

Die Bestimmung der Zersetzungstemperatur T_d für die verwendeten CF/PPS- (Cetex[®] TC1110) bzw. CF/LMPAEK[™]-Laminate (Cetex[®] TC1225) fand über eine thermogravimetrische Analyse (TGA) am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT) statt. Dazu wurden drei Proben mit ca. 7 mg (CF/PPS) bzw. zwei Proben von ca. 30 mg (CF/LMPAEK[™]) entnommen, über einen Aluminiumoxidtiegel (Al_2O_3) in eine vakuumdichte Thermowaage NETZSCH TG 209 F1 Iris eingebracht und das Messprogramm unter Stickstoffatmosphäre mit einer Heizrate von 10 K/min bis auf 950°C abgefahren (ICT 2019). Beispielhaft sind die TGA-Kurven der CF/PPS-Proben in Abb. 3.3 abgebildet. Die größte Zersetzungsrate (Sattelpunkt) ist für die CF/PPS-Proben bei etwa 525°C und für CF/LMPAEK[™]-Proben bei etwa 550°C zu beobachten (halber Gesamtmassenverlust). Diese Punkte werden für die Zersetzungstemperatur T_d verwendet, da sich diese auch mit den Literaturwerten für PPS (Jog u. a. 1994; Petit u. a. 2015) bzw. PEEK (Ageorges u. a. 1998b; Cogswell 2013) decken.

3 Mathematische Formulierungen

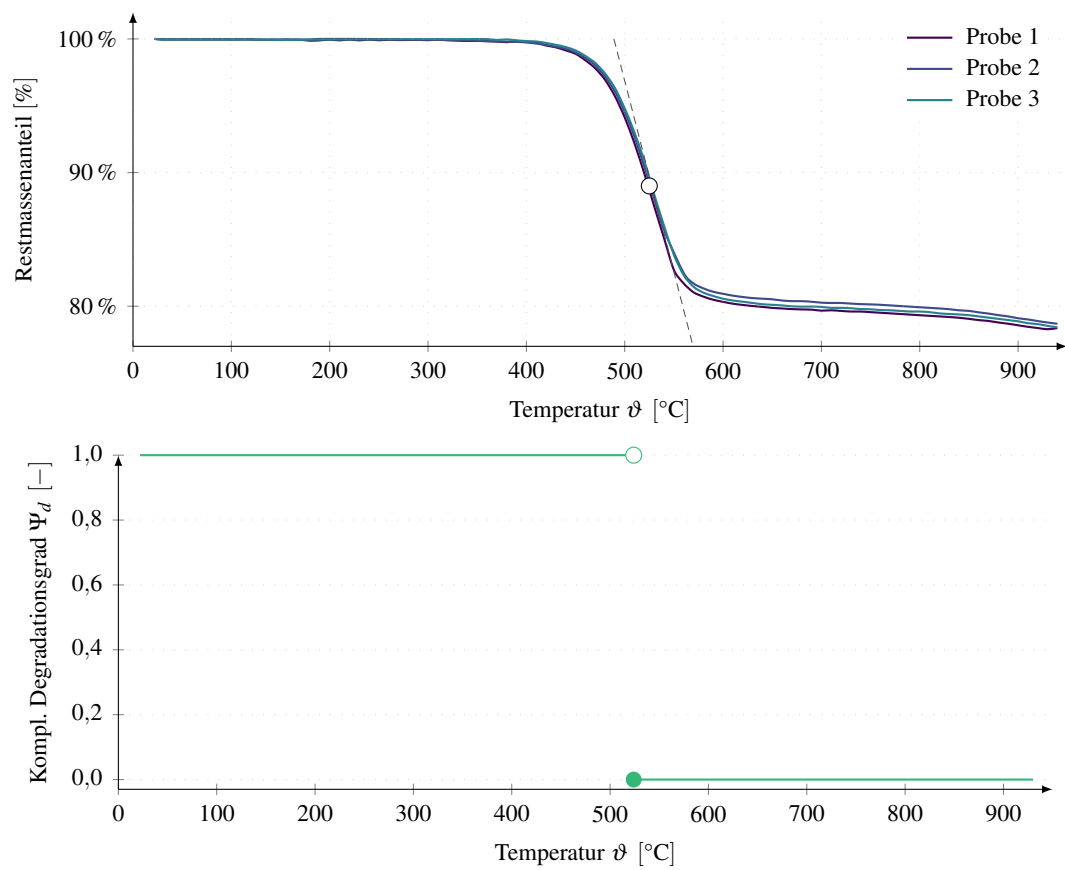


Abb. 3.3 – TGA-Aufheizkurven von Cetex[®] TC1100-Laminat (CF/PPS, oben) mit zugehörigem diskreten komplementären Degradationsgrad Ψ_d (unten)

3.3 Homogenitätsgrad der Temperaturverteilung Ψ_h

Zur Quantifizierung der Homogenität der simulierten Temperaturverteilung gibt es in der Literatur bei thermoplastischen Fügeprozessen keine Vorstudien. Daher werden zur Homogenitätsbewertung mehrere Ansätze anderer Disziplinen herangezogen, auf den vorliegenden Anwendungsfall übertragen und später in der Modellvalidierung der erfolgsversprechendste ausgewählt.

3.3.1 Absolut

In der automatisierten Bildverarbeitung gilt ein Bild als homogen, wenn jeder Pixel die selbe Farbe hat, weshalb die Standardabweichung s jedes Pixel-Grauwertes in Bezug auf den gemittelten Bildgrauwert gebildet wird (Medea 2019). Übertragen auf die Verteilung der simulierten Elementtemperaturen ϑ_i folgt somit

$$s(\vartheta_i) = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\vartheta_i - \bar{\vartheta})^2}, \quad (\text{Gl. 3.7})$$

mit dem arithmetischen Mittel aller Elementtemperaturen $\bar{\vartheta}$.

$$\bar{\vartheta} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \vartheta_i. \quad (\text{Gl. 3.8})$$

Da die Standardabweichung beliebige Werte annehmen kann, für den Homogenitätsgrad jedoch gelten soll $\Psi_h \in [0,1]$, wird analog zu Knauer und Meffert (2010) eine Normierung eingeführt, welche die Standardabweichung ins Verhältnis zur gemittelten Temperatur setzt. Damit liest die Definition für absolute Temperaturen

$$\Psi_{h,abs}(\vartheta) = \begin{cases} 1 - \frac{s(\vartheta_i)}{\bar{\vartheta}} & \text{für } s(\vartheta_i) < \bar{\vartheta}, \\ 0 & \text{für } s(\vartheta_i) \geq \bar{\vartheta}. \end{cases} \quad (\text{Gl. 3.9})$$

Je kleiner dabei die Standardabweichung der Temperaturen ist, desto höher ist der berechnete Homogenitätsgrad $\Psi_{h,abs}$ und umgekehrt. Für den Fall, dass die Standardabweichung größer als die gemittelte Temperatur ist, liegt eine extrem hohe Streuung und damit Inhomogenität vor, weshalb der Koeffizient dann auf Null gesetzt wird.

3.3.2 Relativ

Die Formulierung nach (Gl. 3.9) bildet die Schwankung der Elementtemperaturen um die mittlere Temperatur in der Fügezone ab, die mutmaßlich oberhalb der Schmelztemperatur T_m liegt (Abb. 3.4). Um eine mögliche bessere Korrelation zu erzielen, soll alternativ die Schwankung um eine (fiktive) Nulllinie untersucht werden. Zu diesem Zweck werden die Differenzen der absoluten Temperaturen ϑ_i zur, aus den DSC-Messungen ermittelten Peaktemperatur T_{peak} des Schmelzvorganges gebildet gemäß

$$\Delta\vartheta_i = \vartheta_i - T_{peak}, \quad (\text{Gl. 3.10})$$

womit (Gl. 3.7) angepasst liest

$$s(\Delta\vartheta_i) = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\Delta\vartheta_i - \overline{\Delta\vartheta})^2}, \quad (\text{Gl. 3.11})$$

mit dem arithmetischen Mittel $\overline{\Delta\vartheta}$ aller relativen Elementtemperaturen.

$$\overline{\Delta\vartheta} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (\vartheta_i - T_{peak}). \quad (\text{Gl. 3.12})$$

Entsprechend folgt der angepasste Homogenitätsgrad für relative Temperaturen nach

$$\Psi_{h,rel}(\vartheta) = \begin{cases} 1 - \frac{s(\Delta\vartheta_i)}{\overline{\Delta\vartheta}} & \text{für } s(\Delta\vartheta_i) < \overline{\Delta\vartheta}, \\ 0 & \text{für } s(\Delta\vartheta_i) \geq \overline{\Delta\vartheta}. \end{cases} \quad (\text{Gl. 3.13})$$

Beide Verteilungsarten sind im klassischen Maschinenbau mit schwellenden (absolut) und wechselnden Belastungen (relativ) vergleichbar und wurden daher zur Untersuchung herangezogen.

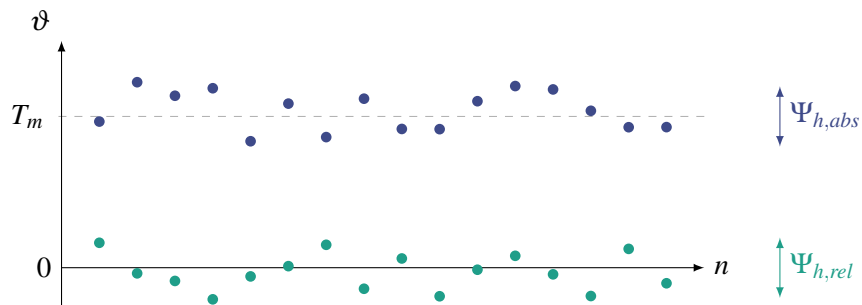


Abb. 3.4 – Schematische Verteilung der absoluten/relativen Elementtemperaturen

3 Mathematische Formulierungen

3.3.3 Modifizierter M-Score

Das Fogra Forschungsinstitut für Medientechnologien e.V. entwickelte den „ProzessStandard Digitaldruck“ (PSD, 2011), in dem die Bewertung der Homogenität einer gedruckten Bildfläche beschrieben wird, wobei zwischen periodisch wiederkehrenden Mustern (Streifigkeit, engl. *streakiness*) und aperiodischen Abweichungen (Wolkigkeit, engl. *mottle*) unterschieden wird (Fogra 2022, S. 73).

Zur Quantifizierung der aperiodischen Ausprägungen entwickelte Melcher (2012) den sog. MELCHER-Score, oder kurz M-Score, der die Druckqualität mit einem Wert zwischen 100 (völlig homogen) und 0 (völlig inhomogen) angibt. Dabei werden innerhalb eines Messfeldes die Farbkoordinaten L^* , a^* und b^* im Lab-Farbraum nach DIN EN ISO 11664-4 ermittelt und diese zeilen- und spaltenweise arithmetisch gemittelt. Anschließend werden deren Farbabstände zu den jeweiligen Nachbarkoordinaten nach ISO/CIE 11664-4 berechnet, diese Differenzen aufaddiert, um den Faktor 10 normiert und schließlich gewichtet gemittelt (Abb. 3.5, Raabe 2016, S. 22 f.). Der finale M-Score errechnet sich gemäß (Melcher 2012)

$$\text{M-Score} = 100 \cdot \frac{1}{2 \left(\frac{2 \cdot \Delta E_{00}(\bar{x}\bar{y})}{15} \right)} \quad (\text{Gl. 3.14})$$

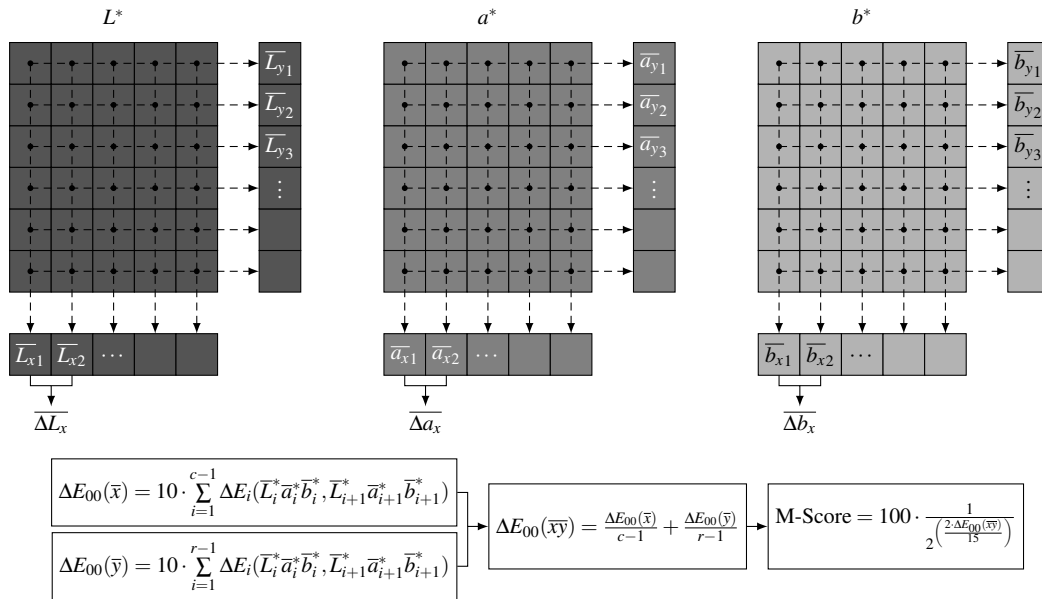


Abb. 3.5 – Definition des M-Score nach (Melcher 2012; Raabe 2016, S. 22 f.)

Um diese Quantifizierungsmethode zur Bewertung der Homogenität der Temperaturverteilung heranziehen zu können (Abb. 3.7), müssen folgende Anpassungen gemacht werden:

3 Mathematische Formulierungen

Einerseits wird nur eine Koordinate – nämlich die Knoten-/Elementtemperatur – ausgewertet, welche zeilen- und spaltenweise arithmetisch gemittelt wird nach

$$\overline{\vartheta_{x,i}} = \sum_{i=1}^c \vartheta_{x,i} \quad \text{bzw.} \quad \overline{\vartheta_{y,i}} = \sum_{i=1}^r \vartheta_{y,i}. \quad (\text{Gl. 3.15})$$

Daraus werden anschließend die Temperaturdifferenzen dieser Mittelwerte zum jeweiligen Nachbarn berechnet und ohne Vorfaktor „10“ aufaddiert zu

$$\overline{\Delta\vartheta_x} = \sum_{i=1}^{c-1} (\overline{\vartheta_{x,i}} - \overline{\vartheta_{x,i+1}}) \quad \text{bzw.} \quad \overline{\Delta\vartheta_y} = \sum_{i=1}^{r-1} (\overline{\vartheta_{y,i}} - \overline{\vartheta_{y,i+1}}). \quad (\text{Gl. 3.16})$$

Darauffolgend werden diese beiden Koeffizienten gemäß der Elementanzahl r und c in x- bzw. y-Richtung gewichtet gemittelt nach

$$\overline{\Delta\vartheta_{xy}} = \frac{\overline{\Delta\vartheta_x}}{c-1} + \frac{\overline{\Delta\vartheta_y}}{r-1}. \quad (\text{Gl. 3.17})$$

Der M-Score nach (Gl. 3.14) besitzt einen Wertebereich von 0 bis 100, für den thermisch-basierten Qualitätsfaktor gilt jedoch: $\Theta_S \in [0,1]$. Daher wird der Vorfaktor „100“ vernachlässigt zu

$$\Psi_{h,M-Score} = \frac{1}{2^{\left(\frac{2 \cdot \overline{\Delta\vartheta_{xy}}}{15}\right)}}. \quad (\text{Gl. 3.18})$$

Hierbei fällt der statische Wert „15“ im Nenner der Potenzfunktion auf. Dieser ist auf den Lab-Farbraum und die damit resultierenden Werte von $\Delta E_{00}^*(\overline{xy})$ abgestimmt. Es soll verifiziert werden, ob dieser Wert nach dem Transfer auf Temperaturwerte weiterhin Gültigkeit besitzt.

Wird der Homogenitätsgrad $\Psi_{h,M-Score}$ über der gewichteten gemittelten Temperaturdifferenz $\overline{\Delta\vartheta_{xy}}$ für verschiedene Nenner-Werte N_ϑ aufgetragen, so ist eine starke Abhängigkeit von letzteren erkennbar (Abb. 3.6).

Ohne auf die spätere Auswertung vorwegzugreifen, können für die simulierten Temperaturwerte die Verteilungskennzahlen $\overline{\Delta\vartheta_{xy}}$ nach (Gl. 3.17) ermittelt werden. Die mechanischen Schweißfaktoren Θ_M der jeweiligen Konfiguration liegen bereits vor (Tab. 3.2).

Mit diesen beiden bekannten Randbedingungen können Nenner-Werte N_ϑ grafisch aus Abb. 3.6 für den Idealfall ermittelt werden, bei dem der Homogenitätsgrad $\Psi_{h,M-Score}$ dem korrespondierenden mechanischen Schweißfaktor Θ_M entspricht.

Für die unterschiedlichen Prozesskonfigurationen sind in Tab. 3.2 die abgelesenen Nenner-Werten N_ϑ aufgelistet. Daraus ist ersichtlich, dass letztere sehr nahe an der ursprünglichen Definition mit „15“ liegen und damit für den vorliegenden Fall verwendet werden können; einzig Gruppe II fällt etwas ab, bewegt sich aber noch in der gleichen Größenordnung.

3 Mathematische Formulierungen

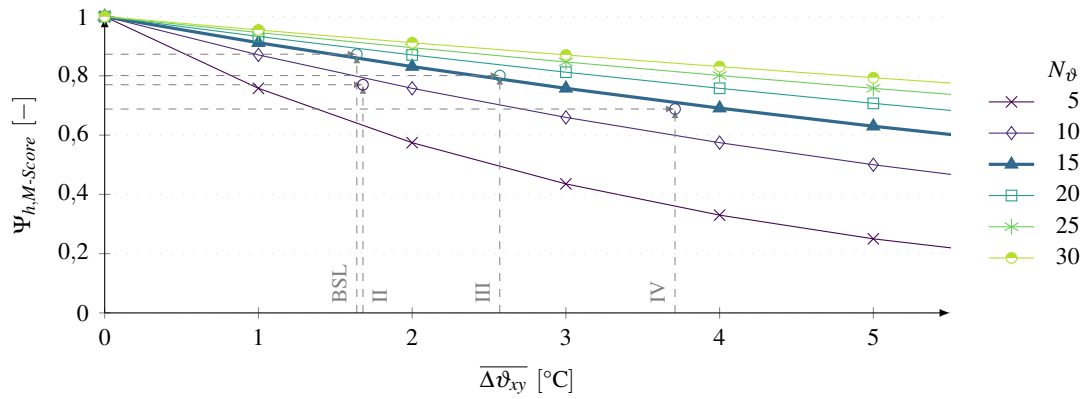


Abb. 3.6 – Resultierender Homogenitätsgrad $\Psi_{h,M-Score}$ über gewichteten gemittelten Temperaturdifferenzen $\Delta\vartheta_{xy}$ für verschiedene Nenner-Werte N_{ϑ}

Tab. 3.2 – Ermittelte Temperaturdifferenzen und mechanische Schweißfaktoren mit grafisch bestimmten Nenner-Werten N_{ϑ}

Gruppe	$\overline{\Delta\vartheta_{xy}}$	$\Theta_M \stackrel{!}{=} \Psi_{h,M-Score}$	N_{ϑ}
I	1,64	0,873	≈ 17
II	1,68	0,770	≈ 9
III	2,57	0,801	≈ 16
IV	3,71	0,688	≈ 14

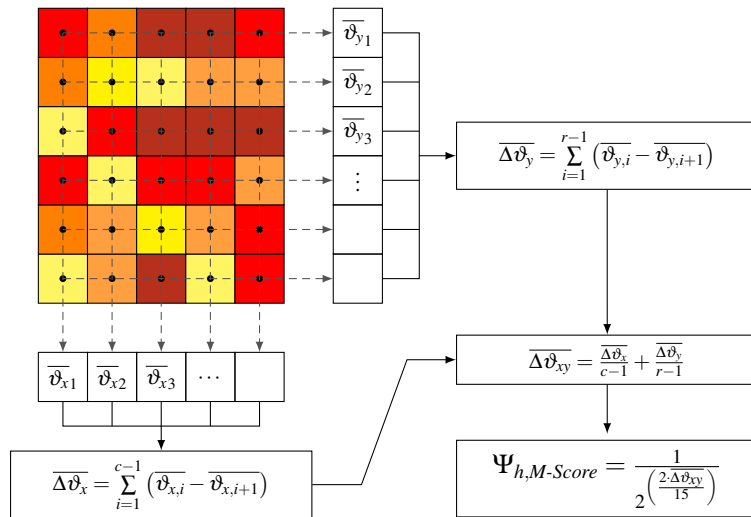


Abb. 3.7 – Definition des modifizierten M-Scores als Homogenitätsgrad $\Psi_{h,M-Score}$

3.4 Kristallisationsvermögen der konsolidierten Fügung Ψ_c

3.4.1 Hintergrund

Teil-kristalline Thermoplasten können anhand ihres Kristallisationsgrades (Kristallinität) charakterisiert werden, der durch thermische Einflüsse während des Abkühlvorgangs bestimmt wird und ihre mechanischen Eigenschaften beeinflusst (Schürmann 2007, S. 86). Hierbei wird zwischen zwei Arten desselben unterschieden:

Der absolute Kristallisationsgrad χ_a beschreibt den Volumenanteil der kristallinen Bereiche am Gesamtvolumen (Moneke 2001, S. 21). In der Praxis kann dieser experimentell über DSC-Versuche ermittelt werden und errechnet sich nach

$$\chi_a = \frac{\Delta h_c}{\Delta h_\infty}. \quad (\text{Gl. 3.19})$$

Dabei ist Δh_c die spezifische Kristallisationswärme, die während der stattfindenden Kristallisation in der Abkühlphase gemessen wird. Δh_∞ ist ein Referenzwert, welcher der theoretischen exothermen Kristallisationsenthalpie für eine vollständig auskristallisierte Matrix entspricht und der Literatur entnommen werden muss. „Die Schwierigkeit der Ermittlung eines genauen Wertes für Δh_∞ liegt darin, dass es unmöglich ist eine 100 %ig kristalline Probe herzustellen“², was damit auch die größte Fehlerquelle darstellt (Spruiell und Janke 2004, S. 6).

Anstelle den finalen Materialzustand zu charakterisieren, entspricht der relative Kristallisationsgrad χ_r vielmehr einer Prozess- und Maßgröße für den Fortschritt der Kristallisation. Er ergibt sich aus dem Kristallisationsgrad zum Zeitpunkt t im Verhältnis zum finalen absoluten Kristallisationsgrad χ_a entsprechend

$$\chi_r(t) = \frac{\chi(t)}{\chi_a}, \quad (\text{Gl. 3.20})$$

und weist für die Kristallisation aus der amorphen Schmelze bei $t = 0$ und ihrem Ende zum Zeitpunkt τ , immer folgende Grenzen auf:

$$t \rightarrow 0 : \quad \chi_r = 0, \quad (\text{Gl. 3.21a})$$

$$t \rightarrow \tau : \quad \chi_r = 1. \quad (\text{Gl. 3.21b})$$

2. [Übers. d. Verf.] „The difficulty of obtaining an accurate value of Δh_∞ is caused by the impossibility of obtaining a 100 % crystalline sample.“ (Spruiell und Janke 2004, S. 6)

3 Mathematische Formulierungen

Beide Kenngrößen sind beispielhaft für reines PPS und unterschiedliche Abkühlraten in Abb. 3.8 abgebildet. Daraus wird ersichtlich, dass der relative Kristallisationsgrad zwar den definierten Wertebereich mit $\Psi_c \in [0,1]$ ausfüllt, jedoch unabhängig von der Abkühlrate final immer den Wert „1“ aufweist und damit keine Aussage über die erzeugte Kristallinität macht.

Am absoluten Kristallisationsgrad kann das Maß an erzeugten kristallinen Bereichen durch unterschiedliches Abkühlverhalten abgelesen werden, da er jedoch immer unterhalb der maximal möglichen Kristallisationsgrade von PPS bei 65 % (Domininghaus 2013, S. 961) bzw. PAEKs bei 48 % (Domininghaus 2013, S. 983 f.) verbleibt, passt er nicht zum genannten Wertebereich.

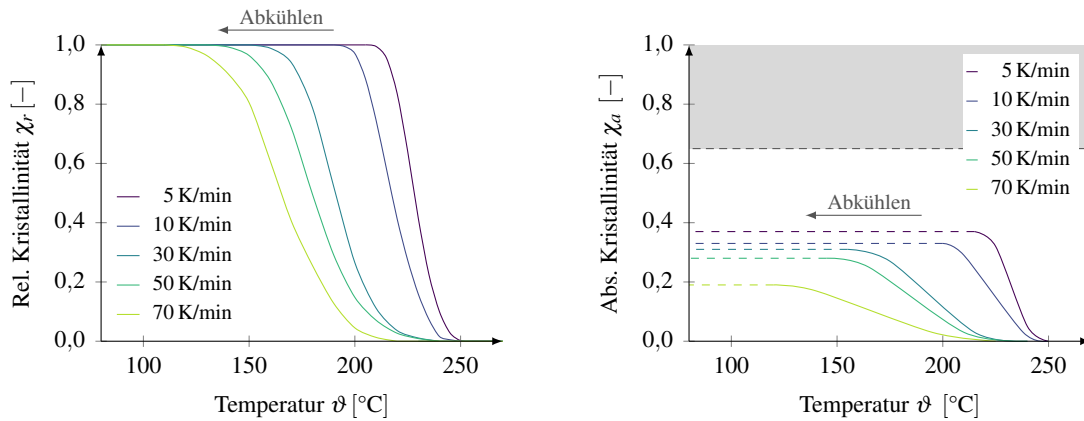


Abb. 3.8 – Verlauf des relativen (links) und absoluten Kristallisationsgrads (rechts) reinen PPS bei verschiedenen Abkühlraten (Daten: Simutence 2019a)

3.4.2 Definition

Daher wird mit dem „Kristallisationsvermögen“ Ψ_c ein neuer Kennwert definiert, welcher nach der Analogie zum mechanischen Schweißfaktor in (Gl. 1.1) aus dem Verhältnis von erzeugter absoluter Kristallinität zum initialen Kristallisationsgrad der Grundmaterialien gebildet wird:

$$\Psi_c = \frac{\chi_a}{\chi_a^{ini}}. \quad (\text{Gl. 3.22})$$

Diese Definition folgt der Annahme, dass eine Fügung „gut“ ist, wenn ihre erzeugte Kristallinität möglichst nah an den Ausgangszustand der Halbzeuge herankommt. Gestützt wird diese Hypothese von den wesentlich höheren Abkühlraten während des Schweißprozesses im Vergleich zum Thermoformprozess bei der Herstellung der Halbzeuge und den damit verbundenen, erwarteten geringeren Kristallisationsgraden (Sekol 2019, S. 71).

3 Mathematische Formulierungen

Bleiben Bereiche in der Fügezone unaufgeschmolzen, d. h. unterhalb der extrapolierten Onset-Schmelztemperatur $T_{on,e}$, wird dort angenommen, dass nach wie vor der initiale Kristallisationsgrad χ_a^{ini} der Halbzeuge vorherrscht³.

Zur Berücksichtigung dieser unaufgeschmolzenen Bereiche wird der kombinierte absolute Kristallisationsgrad der Fügezone $\hat{\chi}_a$ verwendet, der über den gewichteten Mittelwert

$$\hat{\chi}_a = \zeta_\chi \cdot \chi_a + (1 - \zeta_\chi) \cdot \chi_a^{ini}, \quad (\text{Gl. 3.23})$$

gebildet wird. Darin ist ζ_χ das Verhältnis aus aufgeschmolzenen und neu kristallisierten Bereichen n (mit der neuen absoluten Kristallinität χ_a) zu unaufgeschmolzenen Bereichen m (mit dem initialen Kristallisationsgrad χ_a^{ini}) nach

$$\zeta_\chi = \frac{n}{n + m}, \quad (\text{Gl. 3.24})$$

wenn für die Dauer des gesamten Prozesses gilt

$$n = \{n_i \mid \vartheta(n_i) \geq T_{on,e}\} \quad \text{bzw.} \quad m = \{m_j \mid \vartheta(m_j) < T_{on,e}\}. \quad (\text{Gl. 3.25})$$

Ferner soll für den Fall gelten, dass die, in der Fügung erzeugte absolute Kristallinität $\hat{\chi}_a$ den initialen Kristallisationsgrad χ_a^{ini} übersteigt, das Kristallisationsvermögen Ψ_c bei „1“ verbleibt.

Damit folgt abschließend die abschnittsweise Formulierung

$$\Psi_c(\vartheta) = \begin{cases} \frac{\hat{\chi}_a}{\chi_a^{ini}} & \text{für } \hat{\chi}_a < \chi_a^{ini}, \\ 1 & \text{für } \hat{\chi}_a \geq \chi_a^{ini}. \end{cases} \quad (\text{Gl. 3.26})$$

Die Herleitung zur Ermittlung der beiden Größen erzeugter absoluter Kristallinität χ_a sowie des initialen Kristallisationsgrads χ_a^{ini} wird im Folgenden erläutert.

3. Nachkristallisationsvorgänge beim Erwärmen werden vernachlässigt, vgl. Kapitel 1.3.2

3 Mathematische Formulierungen

3.4.3 Absoluter Kristallisationsgrad χ_a

MODIFIED NAKAMURA-ZIABICKI MODELL (MNZ). Die erzeugte absolute Kristallinität χ_a in den aufgeschmolzenen Bereichen der Fügung wird analytisch über das Modified Nakamura-Ziabicki-Modell (MNZ) abgeschätzt. Die grundlegende Formel darin beschreibt die Kristallisationsrate der relativen Kristallinität χ_r gemäß

$$\frac{d\chi_r}{dt} = \mathcal{K}(T, \dot{T}) \cdot \mathcal{G}(\chi_r), \quad (\text{Gl. 3.27})$$

mit den beiden Funktionen $\mathcal{G}(\chi_r)$ nach NAKAMURA und $\mathcal{K}(T, \dot{T})$ nach ZIABICKI als

$$\mathcal{G}(\chi_r) = n \cdot (1 - \chi_r) \cdot [-\ln(1 - \chi_r)]^{1 - \frac{1}{n}}, \quad (\text{Gl. 3.28a})$$

$$\mathcal{K}(T, \dot{T}) = \mathcal{K}_{\max}(\dot{T}) \cdot e^{-\frac{4 \ln 2 (T - \mathcal{T}_{\max}(\dot{T}))^2}{\mathcal{D}(\dot{T})^2}}, \quad (\text{Gl. 3.28b})$$

welche den AVRAMI-Exponenten n sowie die drei Funktionen $\mathcal{K}_{\max}(\dot{T})$, $\mathcal{T}_{\max}(\dot{T})$ und $\mathcal{D}(\dot{T})$ enthalten, für die später Ausdrücke formuliert werden.

Sierra u. a. (2006) zeigten die Transferierbarkeit von relativ auf absolute Kristallinität durch Anpassung Nakamuras $\mathcal{G}$ -Funktion aus (Gl. 3.28a) zu

$$\mathcal{G}(\chi_a, \chi_a^{\text{ini}}) = \chi_a \cdot n \cdot \left(1 - \frac{\chi_a}{\chi_a^{\text{ini}}}\right) \cdot \left[-\ln\left(1 - \frac{\chi_a}{\chi_a^{\text{ini}}}\right)\right]^{1 - \frac{1}{n}}. \quad (\text{Gl. 3.29})$$

Umformen und Integrieren führt zum absoluten Kristallisationsgrad χ_a nach

$$\chi_a = \int_{t_0}^{\tau} \mathcal{K}(T, \dot{T}) \cdot \mathcal{G}(\chi_a) dt, \quad (\text{Gl. 3.30})$$

wobei für die zeitlichen Integrationsgrenzen gilt

$$t \rightarrow t_0 : \quad \text{bei} \quad \vartheta(t_0) = T_{c, \text{on}}, \quad (\text{Gl. 3.31a})$$

$$t \rightarrow \tau : \quad \text{bei} \quad \vartheta(\tau) = T_{c, \text{end}}. \quad (\text{Gl. 3.31b})$$

Im Folgenden werden zunächst die charakteristischen Temperaturen zur Bestimmung der Integrationsgrenzen ermittelt, bevor der Avrami-Exponent n und die Kinetikparameter der Kristallisation folgen.

3 Mathematische Formulierungen

CHARAKTERISTISCHE TEMPERATUREN. Analog zum Schmelzbereich sind auch der Beginn und das Ende der Kristallisation durch charakteristische Temperaturpunkte definiert, welche ebenfalls über die DSC-Messungen am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT) in Abschnitt 3.1 ermittelt wurden. Dafür wurden nach der oben beschriebenen Aufheizphase die Proben jeweils mit einer konstanten Rate von 30 K/min bei den CF/PPS- (Cetex[®] TC1110) bzw. 50 K/min bei den CF/LMPAEK[™]-Laminaten (Cetex[®] TC1225) abgekühlt und der zugehörige Wärmefluss aufgenommen. Die jeweiligen Abkühlkurven sind in Abb. 3.9 bzw. 3.10 dargestellt, wobei nur der hier relevante Kristallisationsbereich zwischen Onset- und Endsettemperatur dargestellt ist. Die zugehörigen ermittelten charakteristischen Temperaturpunkte sind in Tab. 3.3 aufgelistet.

Tab. 3.3 – DSC-Ergebnisse zum Kristallisationsverhalten verwendeter Lamine

		CF/PPS ^a Cetex [®] TC1100 (Abkühlrate 30 K/min)		CF/LMPAEK ^{™b} Cetex [®] TC1225 (Abkühlrate 50 K/min)	
		Probe 1	Probe 2	Probe 1	Probe 2
$T_{c,on}$	[°C]	253,86	250,75	249,94	245,99
$\bar{T}_{c,on}$	[°C]	252,31		247,97	
$T_{c,on,e}$	[°C]	241,16	241,59	236,57	236,07
$\bar{T}_{c,on,e}$	[°C]	241,38		236,32	
$T_{c,peak}$	[°C]	233,10	232,62	222,27	222,20
$\bar{T}_{c,peak}$	[°C]	232,86		222,24	
$T_{c,end,e}$	[°C]	218,81	217,92	204,29	203,74
$\bar{T}_{c,end,e}$	[°C]	218,37		204,02	
$T_{c,end}$	[°C]	193,29	187,97	186,44	182,23
$\bar{T}_{c,end}$	[°C]	190,63		184,34	

^aICT 2019, ^bICT 2020

3 Mathematische Formulierungen

AVRAMI-EXPONENT. Der Exponent in (Gl. 3.29) ist eine, nach Melvin AVRAMI benannte Konstante, der wiederum ein Modell für isotherme Kristallisationsvorgänge (1939; 1940; 1941) entwickelte und den relativen Kristallisationsgrad χ_r darin über die, nach ihm benannte AVRAMI-Gleichung beschrieb als

$$\chi_r = 1 - e^{-kt^n}, \quad (\text{Gl. 3.32})$$

mit der Kristallisationsratenkonstante k und ebendem AVRAMI-Exponenten n . Beide hängen von der Art des Kristallwachstums, der Keimbildung und deren Geschwindigkeit ab. Die Konstanten können über die linearisierte Form (Browne und Mohamed 2017)

$$\lg[-\ln(1 - \chi_r)] = \lg(k) + n \cdot \lg(t), \quad (\text{Gl. 3.33})$$

aus dem entsprechenden AVRAMI-Plot isothermer DSC-Messungen (Abb. 3.11) abgelesen werden. Diese wurden für reines PPS Fortron 0214B1 bzw. LMPAEK™ AE 250P am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT) durchgeführt, deren Daten anschließend bei der Fa. Simutence in Karlsruhe ausgewertet und gefittet wurden.

Zur Analyse wurden Proben von etwa 10 mg (PPS) bzw. 5 mg (LMPAEK™) entnommen, nacheinander mit einer Aufheizrate von 10 K/min auf 340 °C bzw. 380 °C erwärmt, für zwei Minuten auf dieser Temperatur für vollständiges Aufschmelzen gehalten, dann mit 70 K/min möglichst schnell auf die zu untersuchende Isothermenstufe abgekühlt und diese Temperatur für 120 min gehalten. Danach wurde erneut mit 70 K/min auf Raumtemperatur abgekühlt und abschließend ein weiterer Aufschmelzyklus mit 10 K/min gefahren; diese Vorgehensweise wurde für isotherme Temperaturstufen von 220 °C bis 268 °C für PPS bzw. 270 °C bis 302,5 °C für LMPAEK™ wiederholt (ICT 2019, 2020).

Anhand der resultierenden isothermen Kurven wurden nur die Messreihen zur weiteren Auswertung ausgewählt, bei denen während der Haltephase Kristallisation einsetzte.⁴ Für PPS waren dies die Reihen bei 240 °C und 245 °C bzw. für LMPAEK™ bei 297,5 °C und 300 °C. Für diese Messwerte wurden händisch die Integrationsgrenzen zur Bestimmung des relativen Kristallisationsgrads festgelegt, die lineare Basislinie dazu definiert und der spezifische Kristallisationswärmeffluss bestimmt (Simutence 2019b, 2020). Daraus wurden die korrespondierenden Avrami-Plots (Abb. 3.11) mit gefitteten Geraden erstellt und aus deren Steigung die Avrami-Exponenten n ermittelt.

Für die analytische Abschätzung der absoluten Kristallinität werden die empfohlenen Werte für PPS mit $n = 2,3$ (Simutence 2019b) und für LMPAEK™ mit $n = 2,4$ (Simutence 2020) verwendet, die mit vorhandenen Literaturwerten sehr gut übereinstimmen (Desio und Rebenfeld 1992; Pérez Martín u. a. 2021).

4. Temperaturstufen darüber: keine/unvollständige Kristallisation,
Temperaturstufen darunter: bereits Kristallisation während vorangegangener Abkühlphase

3 Mathematische Formulierungen

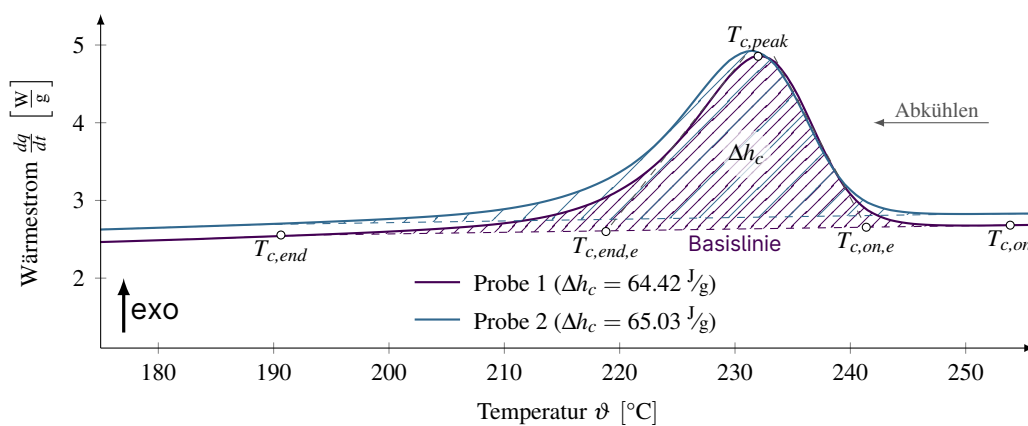


Abb. 3.9 – DSC-Abkühlkurven von Cetex® TC1100-Laminat (CF/PPS; Daten: ICT 2019)

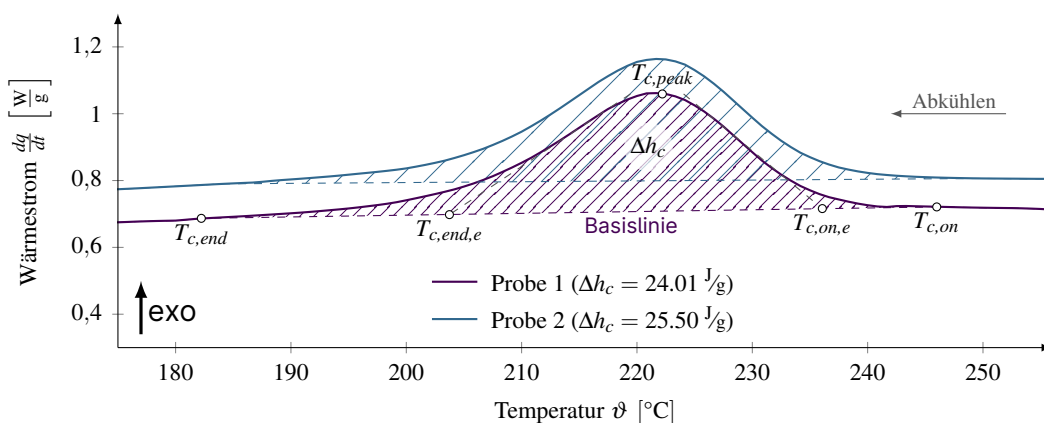


Abb. 3.10 – DSC-Abkühlkurven von Cetex® TC1225-Laminat (CF/LMPAEK™; Daten: ICT 2020)

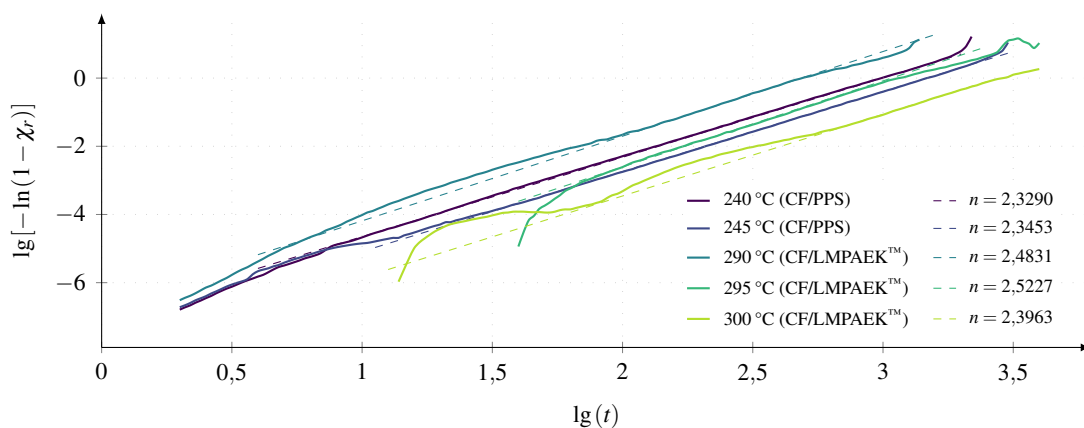


Abb. 3.11 – AVRAMI-Plot mit Fitting für reines PPS/LMPAEK™ (Daten: Simutence 2019b, 2020)

3 Mathematische Formulierungen

BESTIMMUNG DER KRISTALLISATIONSKINETIKPARAMETER. Für die Bestimmung der drei Funktionen $\mathcal{K}_{max}(\dot{T})$, $\mathcal{T}_{max}(\dot{T})$ und $\mathcal{D}(\dot{T})$ aus (Gl. 3.29) führte die Fa. Simutence weitere Auswertungen der vorhandenen DSC-Messdaten bei unterschiedlichen Abkühlraten (mit je zwei getesteten Proben) durch, wobei das Modified Nakamura-Ziabicki-Modell nach (Gl. 3.27) zugrunde gelegt wurde – unter Verwendung der zuvor bestimmten AVRAMI-Exponenten n und der Ziabicki-Gleichung für die Kristallisationsratenkonstante $\mathcal{K}$ nach (Gl. 3.28b). Daraus wurden durch Curve Fitting statistische Parameter für $\mathcal{K}_{max}$, $\mathcal{T}_{max}$ und $\mathcal{D}$ in Abhängigkeit von der Abkühlrate bestimmt – mit der absoluten Kristallinität und Kristallisationsrate als Zielfunktion (Simutence 2019c).

Die Ergebnisse der Analyse sind in Tab. 3.4 aufgeführt.

Tab. 3.4 – Statische Kristallisationskinetikparameter für CF/PPS bzw. CF/LMPAEK™ durch Curve Fitting (Daten: Simutence 2019c)

	$\dot{T}$ [$\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{min}}$]	CF/PPS Cetex® TC1100			CF/LMPAEK™ Cetex® TC1225		
		$\mathcal{K}_{max}$ [$\frac{1}{\text{s}}$]	$\mathcal{T}_{max}$ [$^{\circ}\text{C}$]	$\mathcal{D}$ [$^{\circ}\text{C}$]	$\mathcal{K}_{max}$ [$\frac{1}{\text{s}}$]	$\mathcal{T}_{max}$ [$^{\circ}\text{C}$]	$\mathcal{D}$ [$^{\circ}\text{C}$]
Probe 1	5	0,00505	249,90	13,32	0,00332	280,55	16,79
Probe 2	5	0,00479	249,93	13,62	0,00314	280,45	17,74
Probe 1	10	0,00899	244,42	14,80	0,00543	274,68	20,06
Probe 2	10	0,00912	244,97	14,59	0,00615	274,67	17,80
Probe 1	30	0,02027	234,73	17,73	0,01505	262,57	21,75
Probe 2	30	0,01993	234,04	18,14	0,01649	262,73	19,95
Probe 1	50	–/–	–/–	–/–	0,01754	256,41	25,60
Probe 2	50	–/–	–/–	–/–	0,01806	255,80	24,88

Ziabicki (1976) verwendet ebensolche statischen Parameter, wohingegen Sierra u. a. (2006) lineare bzw. potenzielle Regressionen einführen als

$$\mathcal{K}_{max}(\dot{T}) = C_1 \cdot |\dot{T}| + C_2, \quad (\text{Gl. 3.34a})$$

$$\mathcal{T}_{max}(\dot{T}) = C_3 \cdot |\dot{T}|^{C_4}, \quad (\text{Gl. 3.34b})$$

$$\mathcal{D}(\dot{T}) = C_5 \cdot |\dot{T}|^{C_6}, \quad (\text{Gl. 3.34c})$$

Sekol (2019, S. 29 f.) bemerkte schon, dass der Übertrag von relativen auf absoluten Kristallisationsgrad mit guter Genauigkeit möglich ist, jedoch $\mathcal{K}_{max}$ mit dem linearen Ansatz besonders bei hohen Abkühlraten stark überschätzt wird. Er untersuchte potenzielle wie logarithmische Regressionsfunktionen und entschied sich aufgrund der besseren Vorhersagegenauigkeit für letztere (Sekol 2019, S. 65 f.).

3 Mathematische Formulierungen

Bei Betrachtung der ermittelten gefitteten Datenpunkte (Abb. 3.12) zeigt sich ebenfalls die beste Näherung über logarithmische ($\mathcal{K}_{max}$) und potenzielle Regression ($\mathcal{T}_{max}$, $\mathcal{D}$), wofür die zugehörigen Regressionskoeffizienten nach Anhang E.3 bzw. E.2 ermitteln werden.

Die verwendeten Ansatzfunktionen sind demnach

$$\mathcal{K}_{max}(\dot{T}) = C_1 + C_2 \cdot \ln |\dot{T}|, \quad (\text{Gl. 3.35a})$$

$$\mathcal{T}_{max}(\dot{T}) = C_3 \cdot |\dot{T}|^{C_4}, \quad (\text{Gl. 3.35b})$$

$$\mathcal{D}(\dot{T}) = C_5 \cdot |\dot{T}|^{C_6}. \quad (\text{Gl. 3.35c})$$

mit den entsprechenden Regressionskoeffizienten C_1 bis C_6 nach Tab. 3.5.

Tab. 3.5 – Ermittelte Regressionskoeffizienten C_1 bis C_6 der Näherungsfunktionen für $\mathcal{K}_{max}$, $\mathcal{T}_{max}$ und $\mathcal{D}$

		CF/PPS Cetex® TC1100	CF/LMPAEK™ Cetex® TC1225
$\mathcal{K}_{max}(\dot{T})$	C_1	− 0,00965	− 0,00852
	C_2	0,00862	0,00683
$\mathcal{T}_{max}(\dot{T})$	C_3	265,271	299,833
	C_4	− 0,036	− 0,040
$\mathcal{D}(\dot{T})$	C_5	10,288	13,389
	C_6	0,162	0,149

3 Mathematische Formulierungen

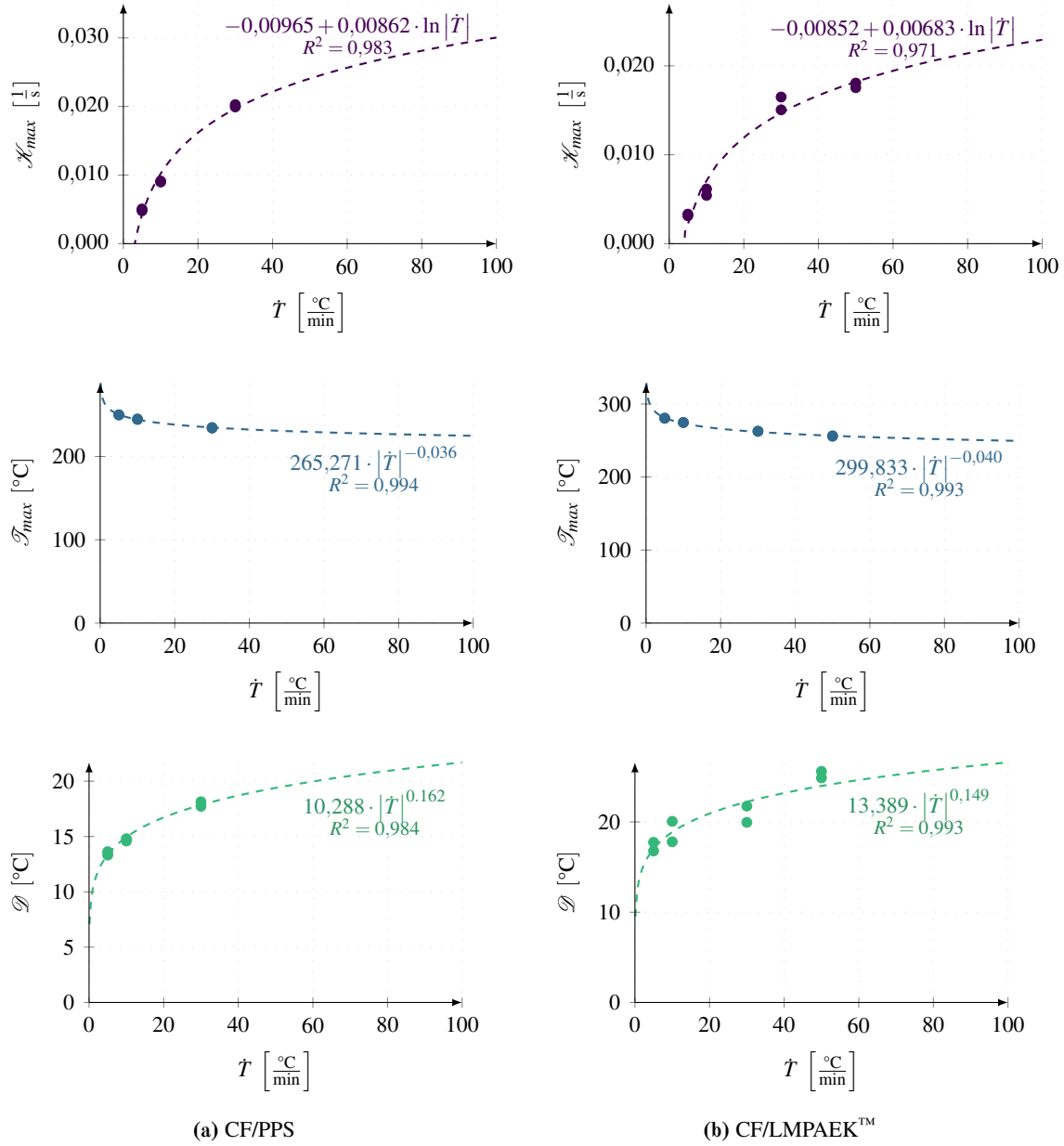


Abb. 3.12 – Ermittelte gefittete Datenpunkte K_{max} , T_{max} und D für verschiedene Abkühlraten mit bestimmten Näherungsfunktionen nach logarithmischer bzw. potenzieller Regression

3.4.4 Initialer Kristallisationsgrad χ_a^{ini}

Der initiale Kristallisationsgrad χ_a^{ini} wird zunächst aus den entsprechenden Datenblättern der verwendeten Lamine entnommen, wobei diese nur eine Spanne angeben, in der sich die Kristallinität der gelieferten Halbzeuge bewegt. Die Werte der oberen und unteren Grenze werden arithmetisch gemittelt, dennoch bleibt eine Unsicherheit aufgrund der Schwankungsbreite.

Zum Abgleich werden die Ergebnisse der oben durchgeführten DSC-Analysen reiner Matrix herangezogen, um über die darin gemessenen Kristallisationsenthalpien und entsprechende Matrix-Referenzwerte aus der Literatur den absoluten Kristallisationsgrad nach (Gl. 3.19) zu berechnen. Die Ergebnisse werden aus den Durchläufen mit den höchsten Abkühlraten (PPS: 30 K/min, LMPAEKTM: 50 K/min) entnommen, da diese an die vorherrschenden, deutlich höheren Temperaturgradienten während des Schweißprozesses am nächsten herankommen.

Tab. 3.6 zeigt eine Übersicht der ermittelten Werte beider Methoden, die sich alle in der gleichen Größenordnung bewegen. Die errechneten Werte für CF/LMPAEKTM stimmen mit einer Differenz von etwa 2,5 % sehr gut überein. Der DSC-Wert für CF/PPS liegt auch innerhalb der angegebenen Spanne des Datenblatts, die Abweichung ist mit gut 15 % aber signifikant.

Daher werden bei der Bewertung des Kristallisationsvermögens zunächst beide Ansätze mit Datenblatt- und DSC-Werten verfolgt und später in der Modellvalidierung die Methode ausgewählt, die einen besseren Fit mit den mechanischen Kennwerten zeigt.

Tab. 3.6 – Initiale Kristallisationsgrade verwendeter Lamine nach Datenblättern und DSC-Analysen

		CF/PPS Cetex® TC1100		CF/LMPAEK TM Cetex® TC1225	
		TDS	DSC	TDS	DSC
χ_a	[%]	22 – 36 ^a	–	20 – 30 ^b	–
ΔH_c	$\left[\frac{\text{J}}{\text{cm}^3} \right]$	–	36,82 ^c	–	33,32 ^d
ΔH_∞	$\left[\frac{\text{J}}{\text{cm}^3} \right]$	–	150,4 ^a	–	130,0 ^b
χ_a^{ini}	[%]	29,00 [§]	24,48 ^{§§}	25,00 [§]	25,63 ^{§§}

TDS: Technical Data Sheet (dt.: Datenblatt)

^aAirbus 2020a, ^bToray 2023b, ^cICT 2019, ^dICT 2020

[§]arithm. gemittelt, ^{§§}berechnet nach (Gl. 3.19)

3.5 Rand-Flächen-Unterscheidung

In Kapitel 1.3.2 wurde die besondere Bedeutung der Randbereiche auf die Fügequalität erläutert, da diese ab einer gewissen Überlappungsbreite vor allem durch die Spannungsspitzen an den Überlappungsenden beeinflusst wird (Abb. 1.2).

Dabei wurde über eine gebohrte SLS-Probe nachgewiesen, dass die Ausprägung der Randbereiche im vorliegenden Fall charakteristisch für die messbare Fügefestigkeit ist. Gleichzeitig spielte die übertragene Last über die mittige Fläche des Fügebereichs untergeordnete Rolle. Darüber hinaus konnte eine Korrelation zwischen der Breite unkonsolidierter Randbereiche und den erzeugten Bruchlasten gezeigt werden (Abb. 1.5).

Abgeleitet von diesen Beobachtungen sollen die Temperaturcharakteristika Ψ_i unabhängig voneinander für Rand- ($\psi_{i,R}$) und Flächenbereiche ($\psi_{i,F}$) quantifiziert und anschließend gewichtet addiert werden, um den dominanteren Randbereich stärker einfließen zu lassen.

Dafür wird jeweils an den Längsseiten ein Randbereich der Breite d_{Rand} in der Fügezone definiert, die wiederum von der Fügelänge L (x_{min} , x_{max}) und der Überlappbreite b_{ii} (y_{min} , y_{max}) begrenzt wird (Abb. 3.13). Letztere kann von der Schweißelementbreite b_{SE} abweichen, da nur die erzeugte lasttragende Fügebreite betrachtet wird.

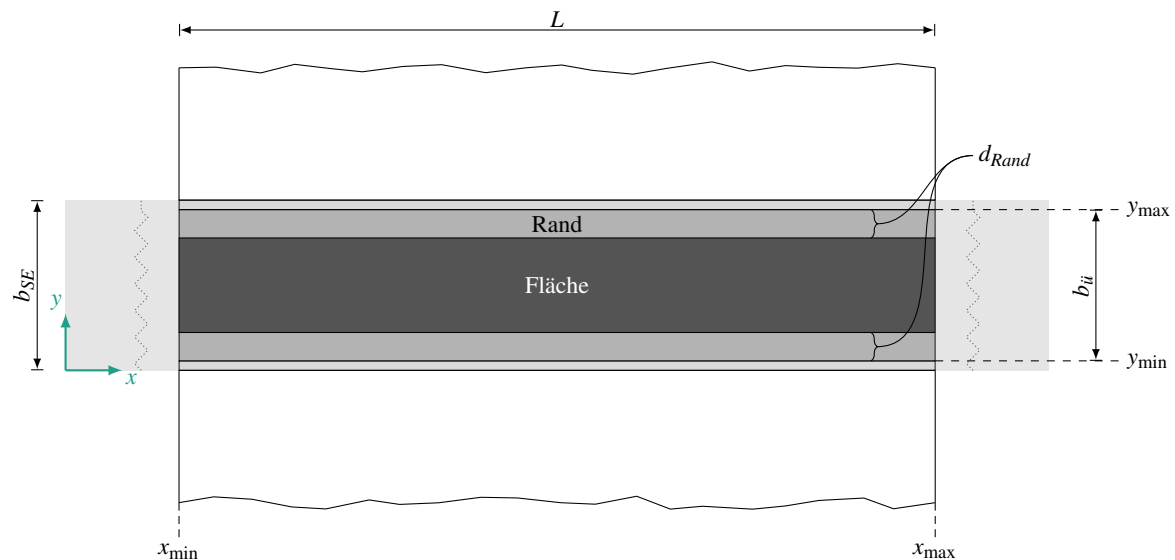


Abb. 3.13 – Geometrische Unterscheidung zwischen Rand- und Flächenbereiche (Draufsicht)

3 Mathematische Formulierungen

Entsprechend werden die beiden lokalen Charakteristika unterschieden in

$$\begin{aligned} \psi_{i,R} \quad \text{für} \quad & [x_{\min} \leq x \leq (x_{\min} + d_{Rand}) \vee (x_{\max} - d_{Rand}) \leq x \leq x_{\max}] \\ & \wedge [y_{\min} \leq y \leq (y_{\min} + d_{Rand}) \vee (y_{\max} - d_{Rand}) \leq y \leq y_{\max}], \end{aligned} \quad (\text{Gl. 3.36})$$

für den Randbereich und für die übrige innere Fügefläche

$$\begin{aligned} \psi_{i,F} \quad \text{für} \quad & [(x_{\min} + d_{Rand}) < x < (x_{\max} - d_{Rand})] \\ & \wedge [(y_{\min} + d_{Rand}) < y < (y_{\max} - d_{Rand})]. \end{aligned} \quad (\text{Gl. 3.37})$$

Das kombinierte Charakteristikum aus Rand- und Flächenbereich folgt

$$\Psi_i = \zeta_R \cdot \psi_{i,R} + (1 - \zeta_R) \cdot \psi_{i,F} \quad (\text{Gl. 3.38})$$

mit dem Gewichtungsfaktor ζ_R des Randbereichs.

Dieser Gewichtungsfaktor folgt geometrisch dem Verhältnis der Flächen A bzw. numerisch der Knotenanzahlen n in den jeweiligen Bereichen und liest (mit dem zusätzlichen Index g der geometrischen Definition)

$$\zeta_{R,g} = \frac{A_R}{A_R + A_F} \equiv \frac{n_R}{n_R + n_F}. \quad (\text{Gl. 3.39})$$

Im Zuge der Modellvalidierung wird eine stärkere Gewichtung des Randbereichs im Vergleich zum geometrischen Verhältnis aufgrund des dominierenden Einflusses der Randspannungsspitzen erwartet (Habenicht 2008, S. 431 f.). Zur iterativen Bestimmung wird die Spanne des Randabstands schrittweise zwischen 0 mm und 8,571 mm variiert, was einer Breite von 6 Elementen/Rovings ($6b_{\square}$) entspricht.

Randbereiche in x-Richtung werden zunächst nicht eingeführt, da die Rand-Flächen-Unterscheidung die Spannungsverteilung quer zur Fügelänge berücksichtigen soll; in Längsrichtung werden keine signifikanten Schwankungen erwartet.

In der Literatur werden beim elektrischen Widerstandsschweißen jedoch auch thermische Randeffekte beschrieben, die zu ungleichmäßiger Erwärmung nahe den Kontaktierungsbereichen in x-Richtung führen (Jakobsen u. a. 1989; Holmes und Gillespie 1993; Ageorges u. a. 1998a; Shi u. a. 2012; Talbot u. a. 2013). Diese, an die Kontaktierungsbereiche angrenzenden Ränder werden in der Praxis i. d. R. beim Besäumen entfernt. Auch die mechanischen Zugproben werden nur aus dem mittleren unbeeinflussten Bereich entnommen, anhand derer die Bauteilfestigkeit ermittelt wird. Diese Eingrenzung auf den „ungestörten“ Mittelbereich findet später bei der numerischen Umsetzung über die Festlegung der *Region of Interest* (ROI) mit $x_{\min}$ und $x_{\max}$ statt, die den zu analysierenden Bereich abweichend von der Fügelänge definiert (Kapitel 4.2).

Numerische Umsetzung/Software „SF“

Zur automatisierten Auswertung der Ergebnisse wird eigens eine C++-basierte Software programmiert, welche die Anforderungen an Datensatzgenerierung und spätere Parameteroptimierung erfüllt. In Anlehnung an den darin ermittelten SÄNGER-Faktor heißt die erstellte Software „SF“. Abb. 4.1 zeigt dessen User-Interface.



Die numerische Umsetzung der mathematischen Formulierungen wird im Folgenden anhand der Anwendungsschritte in der erstellten Software dargelegt und dient somit gleichzeitig als Anleitung zur Verwendung dieser.

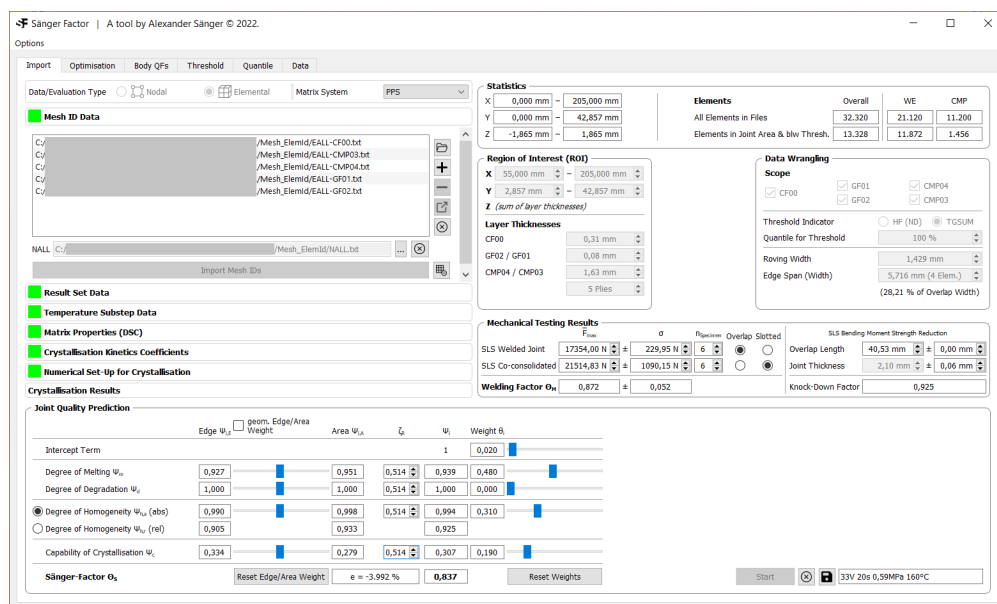


Abb. 4.1 – „SF“-User Interface

Es sind zwei Analysemethoden möglich: Knoten-basierte oder Element-basierte Auswertung. Bei letzterer werden bereits im Postprozessor des Solvers die Knoten-Ergebnisse pro Element gemittelt und ausgegeben. Diese Methode weist eine deutlich kürzere Berechnungszeit beim Analysevorgang auf. Zudem ist sie besonders bei großen Simulationsmodellen überlegen, da die

hohen Knotenanzahlen (bei 600 mm Fögelänge: ca. 730.000 Knoten) zu Programmabbrüchen aufgrund zu geringen Arbeitsspeichers führen können. Für die Auswertungen in dieser Arbeit wurde ausschließlich die Element-basierte Analyse verwendet.

4.1 Meshdaten/Ergebnis-Import

Als Erstes werden die exportierten Daten des Simulationsmodells (Abb. 6.1, Teil I) in das Programm importiert. Die Knoten-Ergebnisdateien für Temperaturen (TEMP) und Temperaturgradienten (TGSUM) sowie die Datei der Element-Temperaturen und Temperaturgradienten (TEMP/TGSUM) enthalten neben den eindeutigen Knoten- bzw. Element-IDs auch deren jeweilige (Schwerpunkts-)Koordinaten. Damit können sie auf Elemente im betrachteten Fögebereich gefiltert und alle anderen Elemente von der Analyse ausgeschlossen werden.

Um den Fögegrad der einzelnen Körper detaillierter untersuchen zu können, werden die Ergebnisse separat für jeden Fögepartner bewertet. Dafür werden die Knoten- bzw. Element-IDs über die exportierten Meshdaten referenziert, die für jeden untersuchten Körper (engl. *body*) einzelnen ausgeleitet wurden (Abb. 4.2).

NODES (Body 1: CF00)				
Knoten#	X	Y	Z	
60408	7,1429e-004	1,4286e-003	-1,55e-004	
60409	2,8571e-003	1,4286e-003	0	
60410	1,4286e-003	1,4286e-003	0	
60411	1,4286e-003	0	0	
...	...	...	...	...

TEMP				
Knoten#	X	Y	Z	TEMP
...	...	...	...	...
60409	2,8571e-003	1,4286e-003	0	452,99
60410	1,4286e-003	1,4286e-003	0	452,99
60411	1,4286e-003	0	0	449,81
...	...	...	...	...
135509	0,23429	0	-2,35e-004	281,22
135510	0,23286	0	-2,35e-004	283,83
135511	0,23143	0	-2,35e-004	276,51
...	...	...	...	...

NODES (Body 2: GF01)				
Knoten#	X	Y	Z	
135508	0,23571	0	-2,35e-004	
135509	0,23429	0	-2,35e-004	
135510	0,23286	0	-2,35e-004	
135511	0,23143	0	-2,35e-004	
...	...	...	...	...

ELEM (Body 1: CF00)				
Element#	Knoten 1	Knoten 2	...	
6161	60389	60392	...	
6162	60409	60412	...	
6163	60429	60432	...	
6164	60449	60452	...	
...	...	...	...	...

TEMP/TGSUM					
Element#	XCG	YCG	ZCG	TEMP	TGSUM
...	...	...	...	...	...
6161	0.71429E-03	0.71429E-03	-0.77500E-04	396.2296	231274.69
6162	0.21429E-02	0.71429E-03	-0.77500E-04	442.8827	163319.02
6163	0.35714E-02	0.71429E-03	-0.77500E-04	444.0228	160838.29
...	...	...	...	...	...
55819	0.25000E-01	0.43571E-01	-0.19500E-03	291.6664	182726.78
55820	0.25000E-01	0.42143E-01	-0.19500E-03	292.8889	183288.77
55821	0.25000E-01	0.40714E-01	-0.19500E-03	294.3516	184366.32
...	...	...	...	...	...

ELEM (Body 2: GF01)				
Element#	Knoten 1	Knoten 2	...	
55818	140408	140444	...	
55819	140405	140443	...	
55820	140402	140442	...	
55821	140399	140441	...	
...	...	...	...	...

Abb. 4.2 – Referenzierung der Knoten-/Element-Ergebnisse zu den einzelnen Fögepartnern

Neben den Ergebnisdateien für Temperaturen und Temperaturgradienten am Ende der Aufheizphase werden hier auch die Dateien des zeitlichen Temperaturverlaufs während der Abkühlphase zur späteren Auswertung der Kristallisation eingelesen. Diese Daten werden vom Post-Prozessor der Simulation sekundenweise und automatisiert erstellt (vgl. Kapitel 6.6.2 (Teil I)).

4.2 ROI-Definition

Nachdem alle simulierten Ergebnisse eindeutigen Koordinaten und Körpern zugeordnet werden können, wird über den Betrachtungsbereich, die sog. *Region of Interest* (ROI), der geometrische Raum festgelegt, der auf eine potentielle Fügung analysiert werden soll.

In Längsrichtung wird er durch die Fügelänge L (x_{min} , x_{max}) begrenzt. In Kapitel 3.5 wurde schon darauf hingewiesen, dass es nahe der Kontaktierungsbereiche zu Randeffekten bei der Temperaturausprägung kommen kann. Diese Randbereiche werden in der Praxis meist bei der Besäumung entfernt und auch die analysierte Zugproben stammen nur aus dem mittleren „ungestörten“ Bereich. Daher wird für die Analyse der untersuchte Bereich von der Fügelänge L ausgehend jeweils um eine SLS-Probenbreite (25 mm) an beiden Seiten eingerückt (Abb. 4.3 oben).

In Querrichtung markiert die Überlapplänge b_{ii} (y_{min} , y_{max}) den Bereich, in dem alle Fügepartner übereinander liegen (Abb. 4.3, unten).

Beide Grenzen für x und y werden direkt in das Software eingegeben.

In z-Richtung werden alle Elemente des Schweißelements sowie die Elemente der jeweils ersten Lage der Grundlamine in die ROI aufgenommen (Abb. 4.3, unten).

Die Laminatdecklage muss aufschmelzen, da sonst keine Verbindung zu den Grundlaminaten möglich ist; das Aufschmelzen weiterer Lagen ist dagegen nicht notwendig. Tatsächlich ist eine zu starke Wärmedurchdringung bis zu den Außenseiten der Grundlamine im Hinblick auf die dortige Oberflächenqualität und Stabilität der Platten sogar unerwünscht.

In Kapitel 6.1 (Teil I) wird die Elementanzahl in Dickenrichtung beim Meshing der Grundplatten auf die reale Lagenanzahl abgestimmt. Somit werden die Minimal- und Maximalgrenzen der ROI in z-Richtung über die Eingabe der Einzellagendicken des Schweißelements sowie der Grundlaminatdicke mit korrespondierender Lagenanzahl berechnet nach

$$z_{min/max} = \pm \left(\frac{d_{CF}}{2} + d_{GF} + \frac{d_{Laminat}}{n_{ply}} \right), \quad (\text{Gl. 4.1})$$

wobei durch die Definition des Koordinatensystems die obere und untere Grenze symmetrisch um die Mitte des Schweißelements liegen.

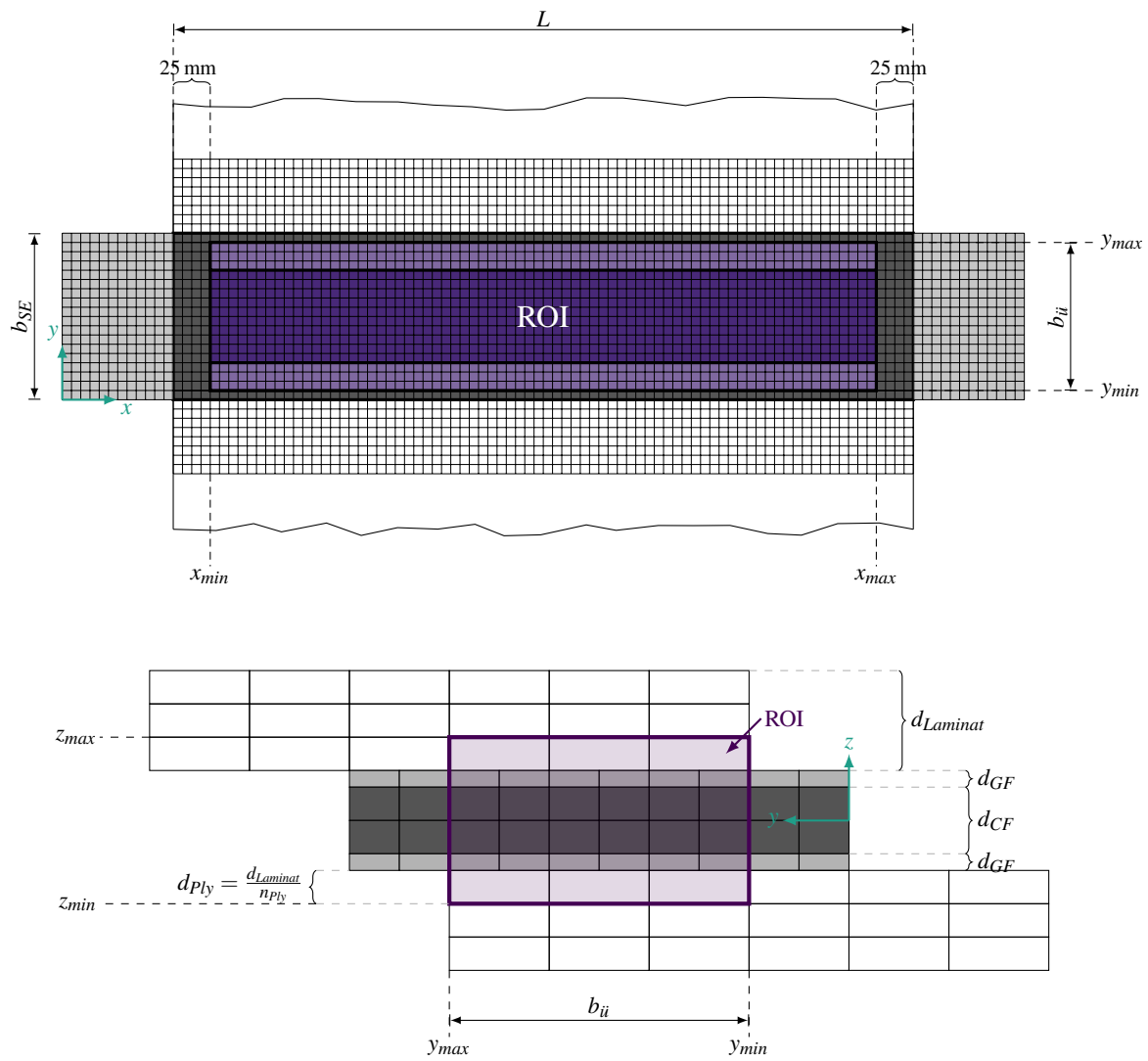


Abb. 4.3 – Schematische ROI-Definition in der Draufsicht (oben) und im Querschnitt (Seitenansicht) des Fügebereichs (unten)

4.3 Materialparameter

Für die anschließende Analyse werden die Materialkennwerte des untersuchten Laminats bzw. dessen Matrix benötigt. Hierzu werden zur Bewertung des Aufschmelzverhaltens die charakteristischen Aufschmelztemperaturpunkte aus den DSC-Analysen eingegeben (Tab. 3.1). Analog dazu werden die charakteristischen Punkte für den Temperaturbereich des Kristallisationsvorgangs übernommen (Tab. 3.3). Zusätzlich werden die Degradationstemperatur (Kapitel 3.2) und die initialen Kristallisationsgrade nach Datenblatt und DSC-Messungen (Tab. 3.6) in der Eingabemaske hinterlegt (Abb. 4.4a).

Darüber hinaus wird der Avrami-Exponent der verwendeten Matrix und die Kristallisationskinetikparameter (Tab. 3.5) in das Programmfenster übertragen (Abb. 4.4b).

	Onset	Onset,extrap.	Peak	Endset,extrap.	Endset
Melting	235,00°C	274,69°C	284,95°C	290,40°C	295,10°C
Crystallisation	252,31°C	241,38°C	232,86°C	218,37°C	190,63°C
Degradation	525°C				

Initial Degree of Crystallinity

☒ Technical Specification

☐ DSC Measurement

Exothermal Enthalpy Change ($\int(\dot{q})dt$)

Melting Enthalpy Neat PPS H_m

22% - 36%

36,82 J/g

150,40 J/g

24,48%

(a) Charakteristische Temperaturpunkte aus DSC-Messungen

n_{Avrami}	2,30		
$K_{max}(T)$ C1	-0,00965	C2	0,00862
$T_{max}(T)$ C3	265,271	C4	-0,036
$D(T)$ C5	10,288	C6	0,162

(b) Kristallisationskinetikparameter

Abb. 4.4 – „SF“-User Interface zur Eingabe der Materialparameter

4.4 Mechanischer Kennwert

Der ermittelte mechanische Kennwert des aktuellen Versuchsaufbaus wird hinterlegt, um alle notwendigen Daten für die später folgende Parameteroptimierung der jeweiligen Versuchsreihe vorliegen zu haben. Dabei werden neben den ermittelten Bruchlasten der geschweißten Proben auch die der Referenzproben sowie jeweils deren Standardabweichungen und Testanzahl eingegeben. Über die geometrischen Angaben zu Überlapp und Fügedicke wird automatisch erst der Knock-Down Faktor (KDF) und dann der mechanische Schweißfaktor Θ_M ermittelt (Abb. 4.5).

Mechanical Testing Results			
	F_{max}	σ	$n_{specimen}$
SLS Welded Joint	17354,00 N	229,95 N	6
SLS Co-consolidated	21514,83 N	1090,15 N	6
Overlap ☒ Slotted ☐			
Welding Factor Θ_M		0,872	
SLS Bending Moment Strength Reduction			
Overlap Length	40,53 mm	Joint Thickness	2,10 mm
Knock-Down Factor		0,925	

Abb. 4.5 – „SF“-User Interface zur Eingabe der mechanischen Kennwerte

4.5 Randbedingungen

Unter diesem Punkt kann der Betrachtungsbereich auf bestimmte Körper der Fügung eingeschränkt werden („Scope“). Außerdem wird der Indikator des Schwellenwerts¹ und das p -Quantil zur Filterung der Ergebnisse eingestellt (vgl. Abschnitt 4.7). Der Randabstand für die Rand-Flächen-Unterscheidung aus Kapitel 3.5 fließt als Vielfaches der Roving-Breite ein.

Data Wrangling	
Scope	
☒ CF00	☒ GF01
☒ GF02	☒ CMP04
	☒ CMP03
Threshold Indicator	☐ HF (ND) ☒ TGSUM
Quantile for Threshold	70 %
Roving Width	1,429 mm
Edge Span (Width)	2,858 mm (2 Elem.)
	(12,70 % of Overlap Width)

Abb. 4.6 – „SF“-User Interface zur Eingabe der Randbedingungen

1. Heat Flux (HF) oder Temperaturgradient (TGSUM)

4.6 Analyse und Kennwertbildung

Vor jeder Analyse wird anhand der (Schwerpunkt-)Koordinaten überprüft, ob der aktuelle Knoten bzw. das aktuelle Element im Rand- oder Flächenbereich liegt. Die darauffolgende Vorgehensweise ist für beide Bereiche identisch, die Ergebnisse werden nur separat abgespeichert. Die Ermittlung wird immer iterativ über alle Knoten/Elemente in der ROI durchgeführt.

4.6.1 Aufschmelzgrad Ψ_m

Der experimentell bestimmte Verlauf des Aufschmelzgrades Ψ_m für CF/PPS- und CF/LMPAEKTM-Lamine aus Kapitel 3.1 (Abb. 3.1/3.2) wird für die numerische Umsetzung zunächst in 0,167 Gradschritten diskretisiert (Tab. 4.1).

Tab. 4.1 – Diskretisierter Aufschmelzgrad Ψ_m für CF/PPS (links) und CF/LMPAEKTM (rechts)

ϑ [°C]	Ψ_m [-]	ϑ [°C]	Ψ_m [-]
237,333	0,0000	254,000	0,0000
237,500	0,0010	254,167	0,0004
237,667	0,0011	254,333	0,0005
...	...	...	...
294,667	0,9999	324,000	0,9999
294,833	0,9999	324,167	0,9999
295,000	1,0000	324,333	1,0000

Liegt die Temperatur des aktuellen Knoten bzw. Elements unterhalb der Onset- bzw. oberhalb der Endset-Temperatur (Tab. 3.1) wird direkt ein Aufschmelzgrad von Null bzw. Eins zugewiesen (vgl. Gl. 3.5). Wenn die Temperatur dazwischen liegt und eine der diskreten Temperaturstufen genau trifft, wird der korrespondierende Aufschmelzgrad direkt übernommen. Liegt sie zwischen zwei diskreten Temperaturwerten ϑ_i und ϑ_{i-1} , wird der Aufschmelzgrad $\Psi_m^{\text{DSC},ip}$ dort linear interpoliert nach

$$\Psi_m^{\text{DSC},ip}(\vartheta) = \frac{\Psi_{m,\vartheta_i}^{\text{DSC}} - \Psi_{m,\vartheta_{i-1}}^{\text{DSC}}}{\vartheta_i - \vartheta_{i-1}} \cdot (\vartheta - \vartheta_{i-1}) + \Psi_{m,\vartheta_{i-1}}^{\text{DSC}} \quad (\text{Gl. 4.2})$$

Der Ablaufplan zur Ermittlung des Aufschmelzgrades $\Psi_{m,i}$ ist in Abb. 4.7.

Bei der Analyse wird der jeweilige Aufschmelzgrad zunächst kumuliert und nach Überprüfung jedes Knotens/Elements abschließend durch deren Anzahl geteilt, um den arithmetischen

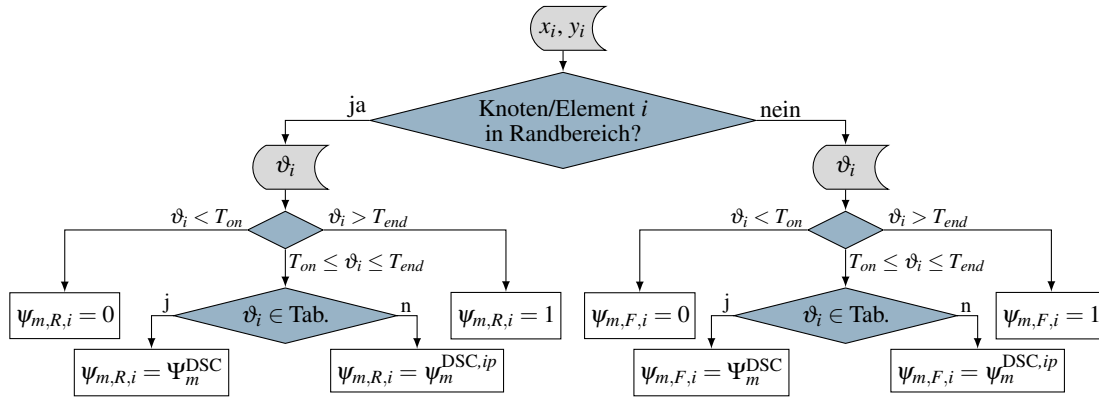


Abb. 4.7 – Ablaufplan zur Ermittlung des Aufschmelzgrads $\psi_{m,i}$ eines Knoten/Elements i im Rand- (R) bzw. Flächenbereich (F)

Mittelwert für die Rand- und Flächenbereiche zu bilden entsprechend

$$\psi_{m,R} = \frac{1}{n_R} \cdot \sum_{i=0}^{n_R} \psi_{m,R,i} \quad \text{bzw.} \quad \psi_{m,F} = \frac{1}{n_F} \cdot \sum_{i=0}^{n_F} \psi_{m,F,i}. \quad (\text{Gl. 4.3})$$

4.6.2 Degradationsgrad Ψ_d

Der Definition aus (Gl. 3.6) folgend wird für eine aktuelle Knoten- bzw. Elementtemperatur unterhalb der Degradationstemperatur T_d der komplementäre Degradationsgrad von Eins angenommen, darüber der Wert Null zugewiesen. Der Programmablauf dazu in Abb. 4.8 dargestellt.

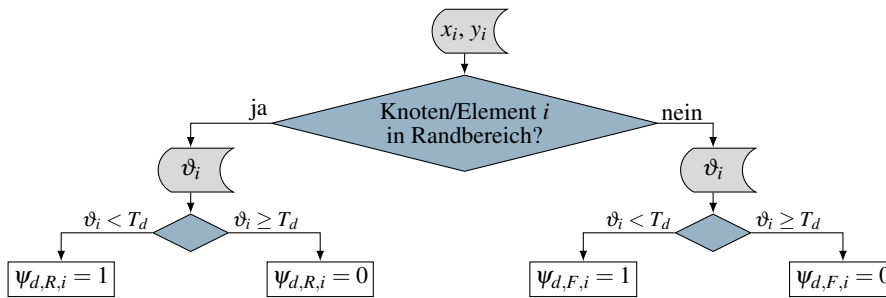


Abb. 4.8 – Ablaufplan zur Ermittlung des Degradationsgrads $\psi_{d,i}$ eines Knoten/Elements i im Rand- (R) bzw. Flächenbereich (F)

Die so zugewiesenen Werte werden kumuliert und nach Bewertung jedes Knotens/Elements durch deren Anzahl geteilt für das arithmetische Mittel der Rand- und Flächenbereiche nach

$$\psi_{d,R} = \frac{1}{n_R} \cdot \sum_{i=0}^{n_R} \psi_{d,R,i} \quad \text{bzw.} \quad \psi_{d,F} = \frac{1}{n_F} \cdot \sum_{i=0}^{n_F} \psi_{d,F,i}. \quad (\text{Gl. 4.4})$$

4.6.3 Homogenitätsgrad der Temperaturverteilung Ψ_h

Nach der Unterscheidung in Rand- und Flächenbereich werden alle Temperaturen eines Fügepartners zunächst in einem Vektor $\hat{\vartheta}$ gesammelt, welcher zur Ermittlung des arithmetischen Mittelwerts (Gl. 3.8) und der Standardabweichung (Gl. 3.7) dient. Aus beiden errechneten Größen wird der Körper-bezogene Homogenitätsfaktor bestimmt (Abb. 4.9), welcher über die analysierte Knotenanzahl der einzelnen Körper gewichtet zum Gesamthomogenitätsfaktor gemittelt wird.

Diese segmentierte Vorgehensweise nach Fügepartnern ist notwendig, da bei den unterschiedlichen Temperaturniveaus der Körper eine Standardabweichung für alle nicht repräsentativ wäre.

Bei der absoluten Betrachtung werden die Temperaturwerte ϑ_i direkt übernommen, bei der relativen Betrachtung wird zuvor die Differenz aus der Knoten- bzw. Elementtemperatur und der definierten Peak-Schmelztemperatur $\vartheta_i - T_{peak}$ gebildet.

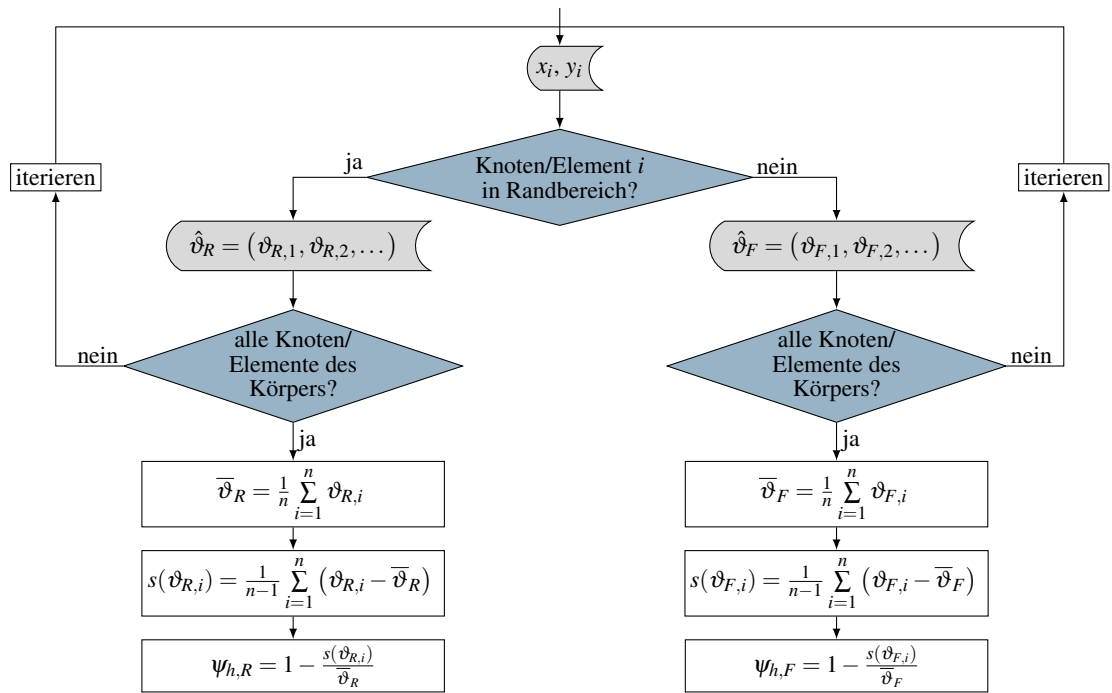


Abb. 4.9 – Ablaufplan zur Ermittlung des absoluten/relativen Homogenitätsgrads der Temperaturverteilung Ψ_h eines Körpers mit Knoten/Elementen i im Rand- (R) bzw. Flächenbereich (F)

Der modifizierte M-Score wird aufgrund seiner Definition nicht für Rand- und Flächenbereiche, sondern nach Fügepartnern getrennt ermittelt. Die numerische Umsetzung der mathematischen Formulierung aus Kapitel 3.3.3 erfolgt mit Schleifen über Spalten (x) und Zeilen (y) zur Summen-, Mittelwert- und Differenzbildung aller vorherrschenden Temperaturwerte als Grundlage zur Ermittlung des Homogenitätsgrads $\Psi_{h,M-Score}$ eines jeden Körpers. Diese werden schließlich anhand der jeweiligen Knotenanzahl gewichtet gemittelt.

4.6.4 Kristallisationsvermögen Ψ_c

Die Berechnung des Kristallisationsvermögens Ψ_c folgt dem Ablaufplan aus Abb. 4.10 und beginnt mit der numerischen Abschätzung des absoluten Kristallisationsgrads χ_a . Dieser wird separat für jeden einzelnen Knoten bzw. jedes einzelne Element über den Temperaturverlauf desjenigen während der Abkühlphase ermittelt. Somit wird jeder Knoten bzw. jedes Element isoliert betrachtet, wodurch Interaktionen und die Bildung von kristallinen Überstrukturen vernachlässigt wird. Vielmehr soll das Kristallisationsvermögen in dieser Arbeit dazu dienen verschiedene Abkühlverhalten unterschiedlicher Versuchskonfigurationen voneinander unterscheiden zu können.

Grundlage zur Abschätzung sind die sekundenweise exportierten Temperaturen der Knoten bzw. Elemente aus der Abkühlphase der Simulation. Anhand der (Schwerpunkt-)Koordinaten wird in Rand- und Flächenbereiche unterschieden, wobei die anschließende Auswertung für beide Regionen identisch ist. Danach werden die eingelesenen Knoten bzw. Elemente daraufhin überprüft, ob sie zum Startzeitpunkt der Abkühlphase aufgeschmolzen sind ($\vartheta_i > T_{on,e}$), weil nur dann eine Kristallisation stattfinden kann². Unaufgeschmolzene Knoten/Elemente werden später mit dem initialen Kristallisationsgrad miteinbezogen.

Die betrachteten Knoten- bzw. Elementtemperaturen werden mit den jeweiligen Zeitpunkten für die gesamte Abkühlphase in Vektoren übertragen, deren Differenzwerte gebildet und diese ebenfalls in Vektoren zwischengespeichert. Anhand derer lässt sich der zeitliche Temperaturgradient eines Knotens bzw. Elements i zum Zeitpunkt t_j bestimmen als

$$\dot{T}_i = \frac{\vartheta_{i,t_j} - \vartheta_{i,t_{j-1}}}{t_j - t_{j-1}}, \quad (\text{Gl. 4.5})$$

der zur Ermittlung von $\mathcal{K}_{max}$, $\mathcal{T}_{max}$ und $\mathcal{D}$ für die Ziabicki-Funktion $\mathcal{K}(T, \dot{T})$ verwendet wird.

Die Nakamura-Funktion $\mathcal{G}(\chi_a, \chi_a^{ini})$ wird über den aktuell, im Knoten bzw. Element vorherrschenden absoluten Kristallisationsgrad χ_a und der initialen Kristallinität χ_a^{ini} berechnet. Da zu Beginn der Abkühlphase in der Schmelze keine Kristallinität vorliegt ($\chi_a(t_0) = 0$), würde die $\mathcal{G}$ -Funktion immer bei Null verbleiben. Daher wird numerisch ein minimaler Kristallisationsgrad von $\chi_a^{min}(t_0) = 1 \cdot 10^{-9}$ definiert, der ein Loslaufen der $\mathcal{G}$ -Funktion ermöglicht, das eigentliche Ergebnis jedoch nicht signifikant beeinflusst.

In der numerischen Form von (Gl. 3.30) kann die Änderung des Kristallisationsgrads $\Delta\chi_a$ berechnet werden über

$$\Delta\chi_a = \mathcal{K} \cdot \mathcal{G} \cdot \Delta t. \quad (\text{Gl. 4.6})$$

2. Nachkristallisation wird vernachlässigt

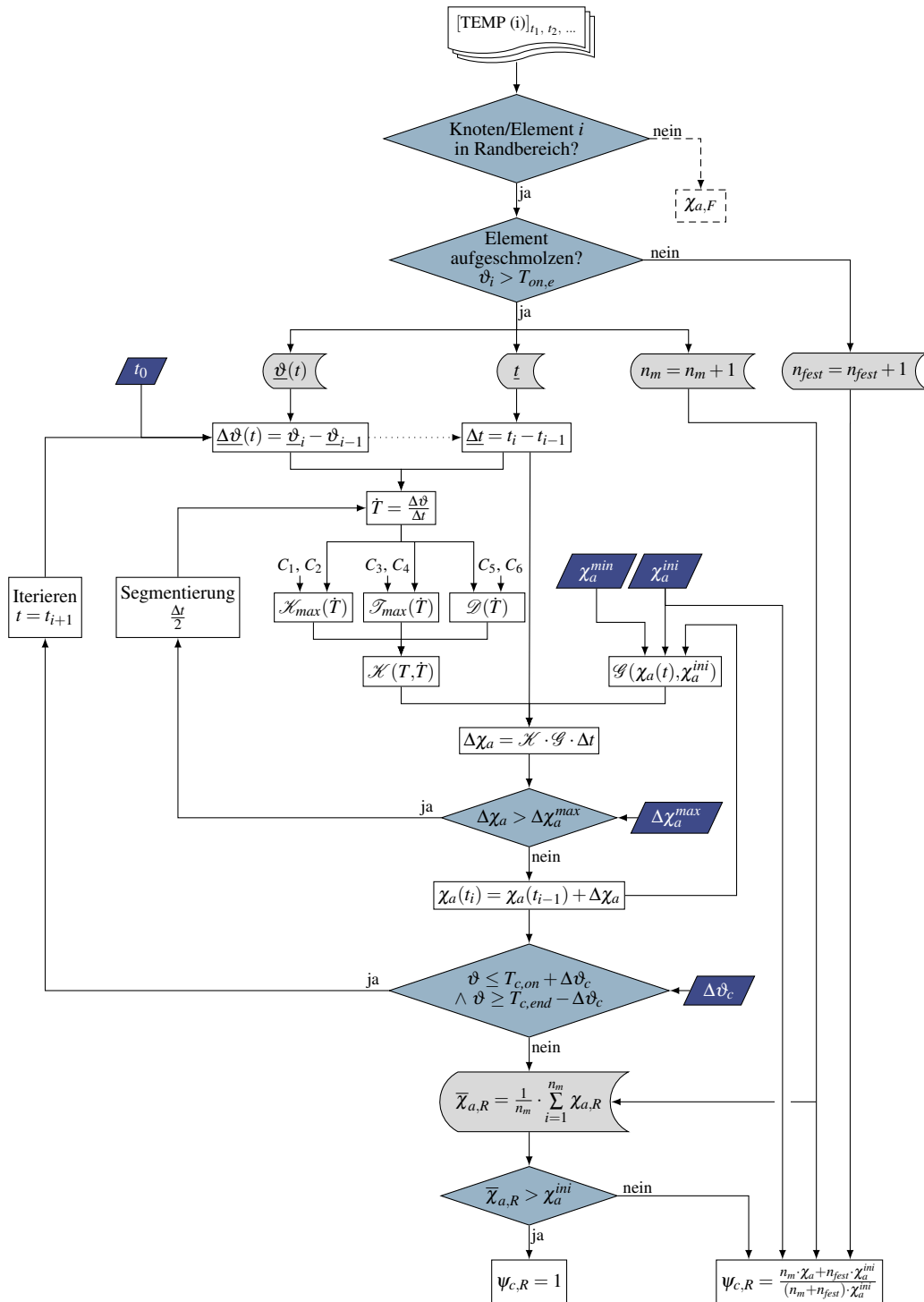


Abb. 4.10 – Ablaufplan zur Ermittlung des Kristallisationsvermögens ψ_c eines aufgeschmolzenen Knoten/Elements i im Rand- (R) bzw. Flächenbereich (F)

Sekol (2019, S. 52 ff.) führt eine Begrenzung der Kristallisationsrate ein, um zu große Schritte bei der Abschätzung zu vermeiden und eine genauere Abbildung zu erzielen. Die maximal erlaubte Änderung der Kristallisation $\Delta\chi_a^{max}$ wird direkt als Wert festgelegt, gegen den die ermittelte Änderung nach (Gl. 4.6) überprüft wird. Liegt die Kristallisationsänderung darüber, wird der Δt -Zeitschritt solange halbiert, bis sie unter dem erlaubten Maximum (hier: $\Delta\chi_a^{max} = 0,01\%$) liegt. Erst dann wird die berechnete Änderung zum bisherigen Kristallisationsgrad dieses Knotens/Elements aufaddiert.

Dieses Vorgehen wird bei allen aufgeschmolzenen Knoten/Elementen solange wiederholt, wie sich deren Temperaturen im Kristallisationsbereich zwischen $T_{c,on}$ und $T_{c,end}$ befinden. Um Fehler an den Grenzen zu vermeiden, wird ein *Range Extender*-Kriterium $\Delta\vartheta_c$ eingeführt, um dessen Betrag der Analysebereich zur Kristallisation nach oben und unten erweitert wird, um das An- und Auslaufen besser abzubilden.

Unterschreitet die Knoten-/Elementtemperatur den ($\Delta\vartheta_c$ -erweiterten) Endset-Punkt findet keine messbare Kristallisation mehr statt und der finale absolute Kristallisationsgrad χ_a steht fest. Für den gesamten Rand- bzw. Flächenbereich wird der Mittelwert der erzeugten Kristallinität $\bar{\chi}_{a,R}$ bzw. $\bar{\chi}_{a,F}$ gebildet, woraus das Kristallisationsvermögen $\psi_{c,R}$ bzw. $\psi_{c,F}$ abgeleitet wird.

Ist die geschätzte absolute Kristallinität χ_a größer als der initiale Kristallisationsgrad χ_a^{ini} , so ist das Kristallisationsvermögen nach (Gl. 3.26) immer $\psi_c = 1$. Andernfalls errechnet es sich über den gewichteten Mittelwert

$$\psi_c = \frac{n_m \cdot \bar{\chi}_a + n_{fest} \cdot \chi_a^{ini}}{(n_m + n_{fest}) \cdot \chi_a^{ini}}, \quad (\text{Gl. 4.7})$$

mit der Anzahl an aufgeschmolzenen (n_m) und unaufgeschmolzenen Knoten/Elementen (n_{fest}) sowie dem initialen Kristallisationsgrad χ_a^{ini} .

4.7 Variation der Randbedingungen

Aus den mathematischen Formulierungen in Kapitel 3 ergeben sich bereits drei Randbedingungen, für die mehrere Untersuchungsmöglichkeiten existieren:

- Methodik der Homogenitätsbewertung (absolut/relativ/M-Score),
- Datengrundlage für den initialen Kristallisationsgrad (TDS/DSC) und
- Größe des Randabstands in der Rand-Flächen-Unterscheidung ($0\text{ mm} - 6b_{\square}$).

Darüber hinaus wurde in Kapitel 6.1 (Teil I) angemerkt, dass beim Auftreten möglicher numerischer Fehler durch die geometrischen Einschränkungen keine übliche Verfeinerung des Meshes möglich ist. Solche Stellen werden über hohe Knotendifferenzwerte identifiziert, für die im vorliegenden Fall der örtliche Temperaturgradient $\nabla\vartheta$ (Änderung der Knoten- bzw. Elementtemperatur an der jeweiligen Position) herangezogen wird. Dessen p -Quantil wird als Schwellenwert eingeführt, unterhalb dem $p \cdot 100\%$ aller Datenpunkte liegen und Ausreißer nach oben aussortiert werden.

Abb. 4.11 zeigt die Verteilung der Elementpunkte über dem lokalen Temperaturgradienten $\nabla\vartheta$ für den BSL-Fall. Auf dem Niveau von ca. $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ist bei ca. $250\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ eine hohe Anzahl an Elementen erkennbar, die dem CF-Schweißleiter zugeordnet werden können. Deren Verteilung erstreckt sich über die Quantile 75 % bis über 95 % hinaus. Diese Elemente durch Wahl eines entsprechenden Schwellenwerts aus der Analyse auszuschließen, hätte zur Folge, dass bei der Auswertung das zentrale Element der Wärmeeinbringung größtenteils vernachlässigt würde. Eine Eingrenzung ($p < 1$) scheint daher logisch nicht sinnvoll. Dennoch werden die Quantile von 70 % bis 100 % (in 5 %-Schritten) analysiert, um diese Vermutung zu untersuchen.

Damit folgen aus der Variation der vier genannten Randbedingungen letztlich 294 Kombinationen für jede Untersuchungsgruppe, die im Gesamtdatensatz $\mathcal{G}$ generiert werden (Abb. 4.12).

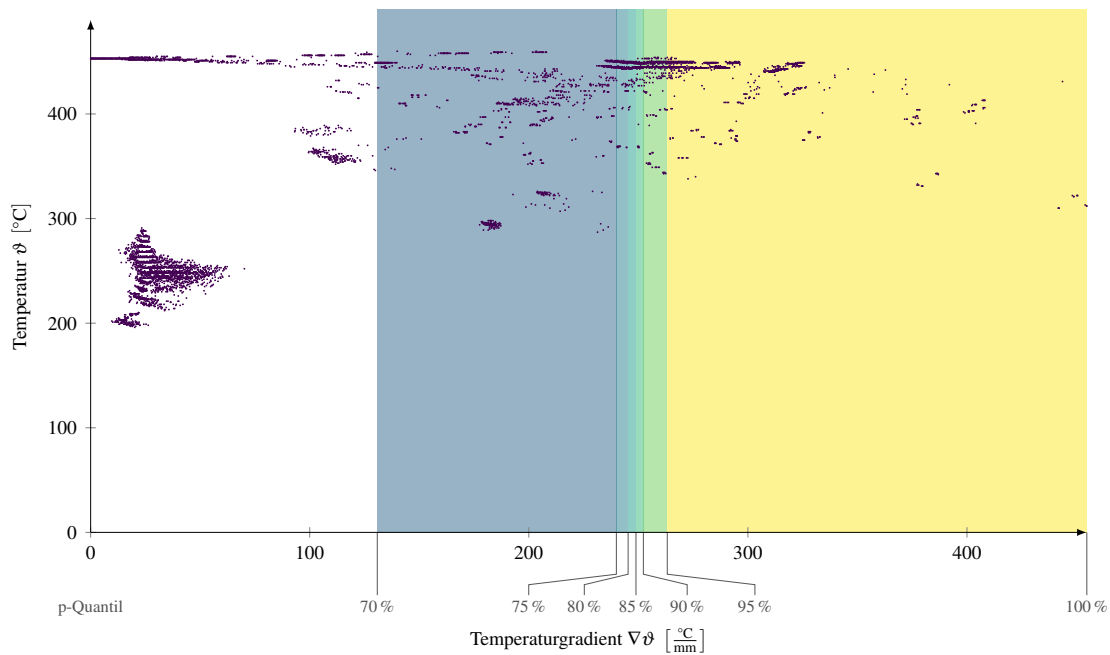


Abb. 4.11 – Verteilung der FEM-Elemente anhand ihrer Temperatur ϑ über ihrem örtlichen Temperaturgradienten $\nabla \vartheta$ mit Unterteilung in p -Quantilstufen

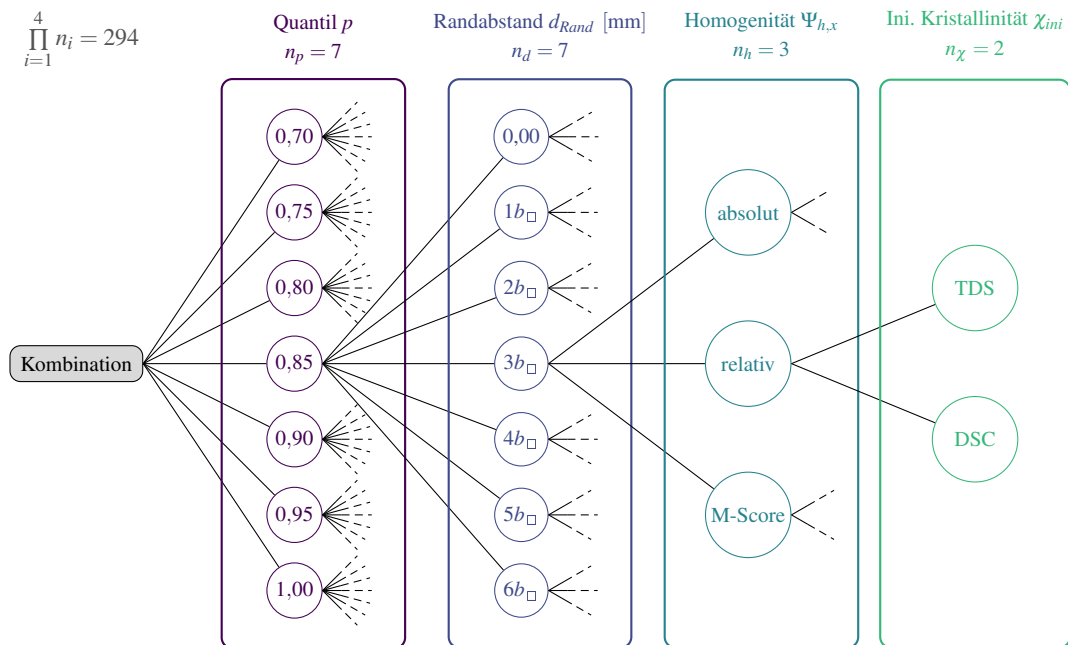


Abb. 4.12 – Kombinatorikbaum aller möglichen und untersuchten Kombinationen bei der Datensatzgenerierung zur Ermittlung der jeweiligen Charakteristika ψ_i

4.8 Plausibilitätsprüfung des erzeugten Datensatzes

Die generierten Daten werden vor der Modellbildung einer Plausibilitätsprüfung unterzogen. Tab. 4.2 zeigt einen Auszug des erzeugten Datensatzes, anhand dessen einige dieser Punkte erläutert werden.

DATENSATZANZAHL. Nach Abb. 4.12 werden 294 Kombinationen für jede der 29 validen Versuchsreihen aus Tab. 1.6 untersucht. Der erzeugte Datensatz umfasst exakt diese Anzahl an 8526 Zeilen.

WERTEMENGE. Die ermittelten Werte aller Temperaturcharakteristika ψ_i müssen per Definition zwischen Null und Eins liegen. Dies trifft auf alle berechneten Werte des Datensatzes zu.

RANDABSTAND. Die Charakteristika der Ränder $\psi_{i,R}$ müssen für die Kombinationen mit $d_{Rand} = 0$ Null betragen, da kein Rand betrachtet wird. Dies trifft auf alle entsprechenden Werte des Datensatzes zu. Ausnahme davon sind die Homogenitätsgrade nach M-Score $\psi_{h,M-Score}$, da diese per Definition immer für die gesamte Fläche ermittelt werden. Sie werden für Rand- und Flächenbereiche gleichermaßen abgespeichert.

FÜGEDRUCKEINFLUSS. Nachdem das Simulationsmodell rein thermisch-elektrisch aufgebaut ist und der Einfluss der Druckverteilung lediglich in den thermischen Kontaktmodellen berücksichtigt wurde, sollten die Ergebnisse von Versuchsreihen mit unterschiedlichen Fügedrücken aber sonst identischen Prozessparametern nahezu identische Ergebnisse liefern. Beispielfhaft wird dies hier an den Datensätzen der Gruppen III-1 und III-2 untersucht.

Bei Vergleich der Charakteristika ψ_i ist deutlich erkennbar, dass die erzeugten Faktoren wie erwartet nahezu identisch sind mit Abweichungen im Tausendstelbereich. Etwas größere Abweichungen sind beim Kristallisationsvermögen im Flächenbereich zu sehen, wo sich die lokal unterschiedlichen thermischen Übergangskoeffizienten während der Abkühlphase am stärksten widerspiegeln. Ohne vorweggreifen zu wollen, wird später bei der Bildung des thermischen Qualitätsfaktors aus allen Einzelcharakteristika ersichtlich werden, dass der resultierende SÄNGER-Faktor Θ_S für diese Fälle gleicher Parameter aber unterschiedlicher Fügedrücke keine signifikanten Abweichungen aufweist.

Tab. 4.2 – Auszug des erzeugten Datensatzes

Gruppe	$\zeta_{R,g}$	Θ_M	$\pm\Delta\Theta_M$	$\psi_{m,R}$	$\psi_{m,F}$	$\psi_{d,R}$	$\psi_{d,F}$	$\psi_{h,R}$	$\psi_{h,F}$	χ_a^{ini}	$\psi_{c,R}$	$\psi_{c,F}$	d_{Rand}	p	$\overline{\chi_a}$		
I-1	0,000	0,872	0,052	0,000	0,944	0	1	ABS	0,000	0,994	TDS	0,290	0,000	0,295	0,000	100	8,554 %
I-1	0,000	0,872	0,052	0,000	0,944	0	1	REL	0,000	0,885	TDS	0,290	0,000	0,295	0,000	100	8,554 %
I-1	0,000	0,872	0,052	0,000	0,944	0	1	MSC	0,922	0,922	TDS	0,290	0,000	0,295	0,000	100	8,554 %
I-1	0,000	0,872	0,052	0,000	0,944	0	1	ABS	0,000	0,994	DSC	0,245	0,000	0,349	0,000	100	8,554 %
I-1	0,000	0,872	0,052	0,000	0,944	0	1	REL	0,000	0,885	DSC	0,245	0,000	0,349	0,000	100	8,554 %
I-1	0,000	0,872	0,052	0,000	0,944	0	1	MSC	0,922	0,922	DSC	0,245	0,000	0,349	0,000	100	8,554 %
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
I-1	0,071	0,872	0,052	0,941	0,945	1	1	ABS	0,989	0,997	TDS	0,290	0,296	0,295	1,429	100	8,554 %
I-1	0,071	0,872	0,052	0,941	0,945	1	1	REL	0,932	0,893	TDS	0,290	0,296	0,295	1,429	100	8,554 %
I-1	0,071	0,872	0,052	0,941	0,945	1	1	MSC	0,922	0,922	TDS	0,290	0,296	0,295	1,429	100	8,554 %
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
II-1	0,071	0,769	0,033	0,966	0,960	1	1	ABS	0,995	0,989	DSC	0,245	0,321	0,340	1,429	100	8,292 %
II-1	0,071	0,769	0,033	0,966	0,960	1	1	REL	0,981	0,889	DSC	0,245	0,321	0,340	1,429	100	8,292 %
II-1	0,071	0,769	0,033	0,966	0,960	1	1	MSC	0,872	0,872	DSC	0,245	0,321	0,340	1,429	100	8,292 %
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
II-10	0,071	0,760	0,035	0,962	0,957	1	1	ABS	0,995	0,989	DSC	0,245	0,364	0,360	1,429	100	8,823 %
II-10	0,071	0,760	0,035	0,962	0,957	1	1	REL	0,979	0,879	DSC	0,245	0,364	0,360	1,429	100	8,823 %
II-10	0,071	0,760	0,035	0,962	0,957	1	1	MSC	0,872	0,872	DSC	0,245	0,364	0,360	1,429	100	8,823 %
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
III-1	0,116	0,800	0,051	0,966	0,988	1	1	ABS	0,977	0,996	DSC	0,245	0,275	0,226	1,429	100	5,662 %
III-1	0,116	0,800	0,051	0,966	0,988	1	1	REL	0,938	0,951	DSC	0,245	0,275	0,226	1,429	100	5,662 %
III-1	0,116	0,800	0,051	0,966	0,988	1	1	MSC	0,843	0,843	DSC	0,245	0,275	0,226	1,429	100	5,662 %
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
III-2	0,116	0,827	0,056	0,966	0,987	1	1	ABS	0,977	0,996	DSC	0,245	0,275	0,235	1,429	100	5,858 %
III-2	0,116	0,827	0,056	0,966	0,987	1	1	REL	0,937	0,948	DSC	0,245	0,275	0,235	1,429	100	5,858 %
III-2	0,116	0,827	0,056	0,966	0,987	1	1	MSC	0,843	0,843	DSC	0,245	0,275	0,235	1,429	100	5,858 %
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
IV-1	0,161	0,826	0,077	1,000	1,000	1	1	ABS	0,989	0,993	DSC	0,256	0,120	0,032	1,429	100	1,124 %
IV-1	0,161	0,826	0,077	1,000	1,000	1	1	REL	0,962	0,973	DSC	0,256	0,120	0,032	1,429	100	1,124 %
IV-1	0,161	0,826	0,077	1,000	1,000	1	1	MSC	0,864	0,864	DSC	0,256	0,120	0,032	1,429	100	1,124 %
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...

KRISTALLISATIONSGRAD. Bei der Bewertung des geschätzten Kristallisationsgrads in Tab. 4.2 werden zwei Kriterien herangezogen.

Einerseits werden aufgrund der höheren Temperaturgradienten in der Konsolidierungsphase grundsätzlich niedrigere absolute Kristallinitäten als in den Halbzeugen erwartet. In allen untersuchten Konfigurationen liegt der mittlere geschätzte absolute Kristallisationsgrad $\bar{\chi}_a$ deutlich unterhalb der initialen Werte χ_a^{ini} aus Datenblättern (PPS: 29 %, LMPAEKTM: 25 %) bzw. DSC-Messungen (PPS: 24,48 %, LMPAEKTM: 25,63 %). Auch die vermutete Unterschätzung aus Kapitel 8 (Teil I) kommt darin ebenso wie die vereinfachte isolierte Betrachtung der Elemente mit Vernachlässigung kristalliner Überstrukturen aus Abschnitt 4.6.4 zum Ausdruck.

Andererseits wird für die Gruppe II-Versuche mit Haltephase ein höherer Kristallisationsgrad erwartet als bei vergleichbaren Versuchen ohne Haltephase. Durch das Anlegen einer Haltespannung tritt ein verzögertes Abkühlen auf, wodurch die Fügepartner längere Zeit im Temperaturbereich verbleiben, der Kristallisation ermöglicht. Auch diese Annahme ist in den ermittelten Daten erkennbar – beispielhaft für die Versuchsreihen II-1 und II-10. Im Durchschnitt ergeben sich bei den Versuchen der Gruppe II ohne Haltephase geschätzte Kristallinitäten von 8,22 %, mit Haltephasen hingegen von 9,00 %, was einem Anstieg um etwa 10 % entspricht.

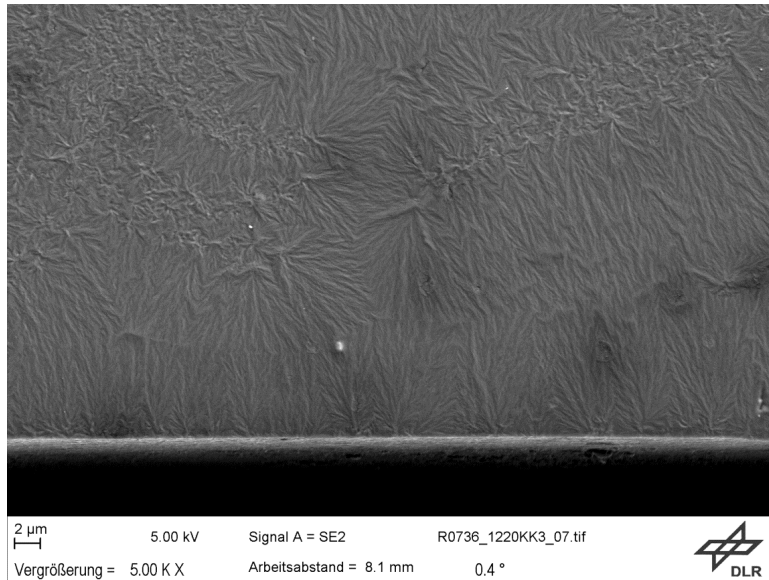
Das Vorkommen der abgeschätzten Kristallinität wurde über Untersuchungen der Gefügemorphologie am DLR-Institut für Werkstoff-Forschung (WF) in Köln sowie am Institut für Materials Resource Management (MRM) der Universität Augsburg verifiziert.

Die erzeugten Schweißungen wurden mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) auf Kristallitstrukturen untersucht (Abb. 4.13a), wobei sowohl ungeordnete Bereiche als auch größere Sphärolithe gefunden wurden (DLR 2020).

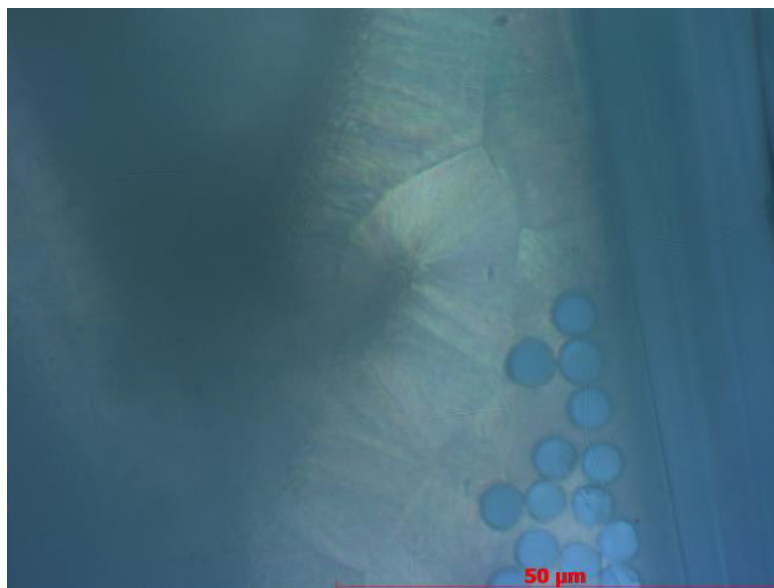
Weitere Untersuchungen mit Durchlichtmikroskopie (Abb. 4.13b) bestätigten das Vorkommen kristalliner Bereiche im geschweißten Zentrum mit lamellaren Unterstrukturen, wobei die Röntgenbeugungsversuche (engl. *X-ray Diffraction*, XRD) eine präferierte Ausrichtung der Kristallite zeigten (MRM 2020).

Neben der qualitativen Untersuchung erwies sich die quantitative Ermittlung der absoluten Kristallinität als schwierig. Aufgrund sehr kleiner Probengrößen der verschweißten Lamine und dem, darin schwer bestimmbareren Faservolumengehalt war eine aussagekräftige Bestimmung nicht möglich. In der Literatur finden sich jedoch Orientierungswerte für den Kristallisationsgrad geschweißter Lamine vergleichbarer Abkühlraten. Diese liegen sowohl für CF/PPS (Koutras u. a. 2019) als auch CF/PEEK (Li u. a. 2021) bei etwa 16 % und damit zum Einen in der gleichen Größenordnung wie die analytisch geschätzten Werte. Zum Anderen bestätigen sie die vermutete Tendenz zur Unterschätzung der realen Kristallinität.

4 Numerische Umsetzung/Software „SF“



(a) REM-Aufnahme des mittleren Interface-Bereichs mit deutlichen kristallinen Strukturen (DLR 2020)



(b) Durchlichtmikroskopieaufnahmen des geschweißten Zentrums mit lamellaren Unterstrukturen (MRM 2020)

Abb. 4.13 – Untersuchungen der Gefügemorphologie geschweißter Proben

Modellierungsstrategie

5.1 Ablauf

In Kapitel 2 wurde die Konzeption des thermischen Qualitätsfaktors $\mathcal{F}_{\text{Sänger}}$ vorgestellt, die auf dem linearen Regressionsansatz des maschinellen Lernens beruht. Die Modellbildung orientiert sich deshalb an dessen klassischen Ablauf mit den drei Stufen Validierung, Training und Test (Abb. 5.1, Choo u. a. 2021, S. 20).

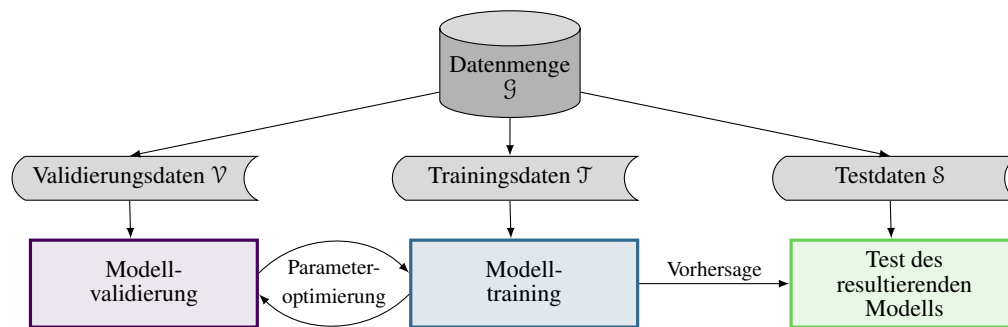


Abb. 5.1 – Typischer Arbeitsablauf des maschinellen Lernens nach (Choo u. a. 2021, S. 20)

Der Gesamtdatensatz $\mathcal{G}$, der in dieser Arbeit auch als Validierungsdatensatz $\mathcal{V}$ fungiert, wurde im vorangegangenen Kapitel erzeugt. Damit wird die Modellbildung und -validierung durchgeführt, im Zuge dessen die Randbedingungen festgelegt werden. Anschließend wird die thermisch-mechanische Hypothese überprüft, indem nach einer grundsätzlichen Korrelation aller Daten mit dem aufgestellten Modell gesucht wird.

Im darauffolgenden Modelltraining werden erst die Gewichtungskonstanten θ_i anhand eines verkleinerten Trainingsdatensatzes $\mathcal{T}$ ermittelt und schließlich die Fähigkeit des vorgestellten Modells zur Qualitätsvorhersage mittels eines Testdatensatzes $\mathcal{S}$ untersucht.

In Abb. 5.2 ist der detaillierte Ablaufplan dieser drei Phasen für die vorliegende Arbeit dargestellt, die in den folgenden beiden Kapiteln erläutert werden.

5 Modellierungsstrategie

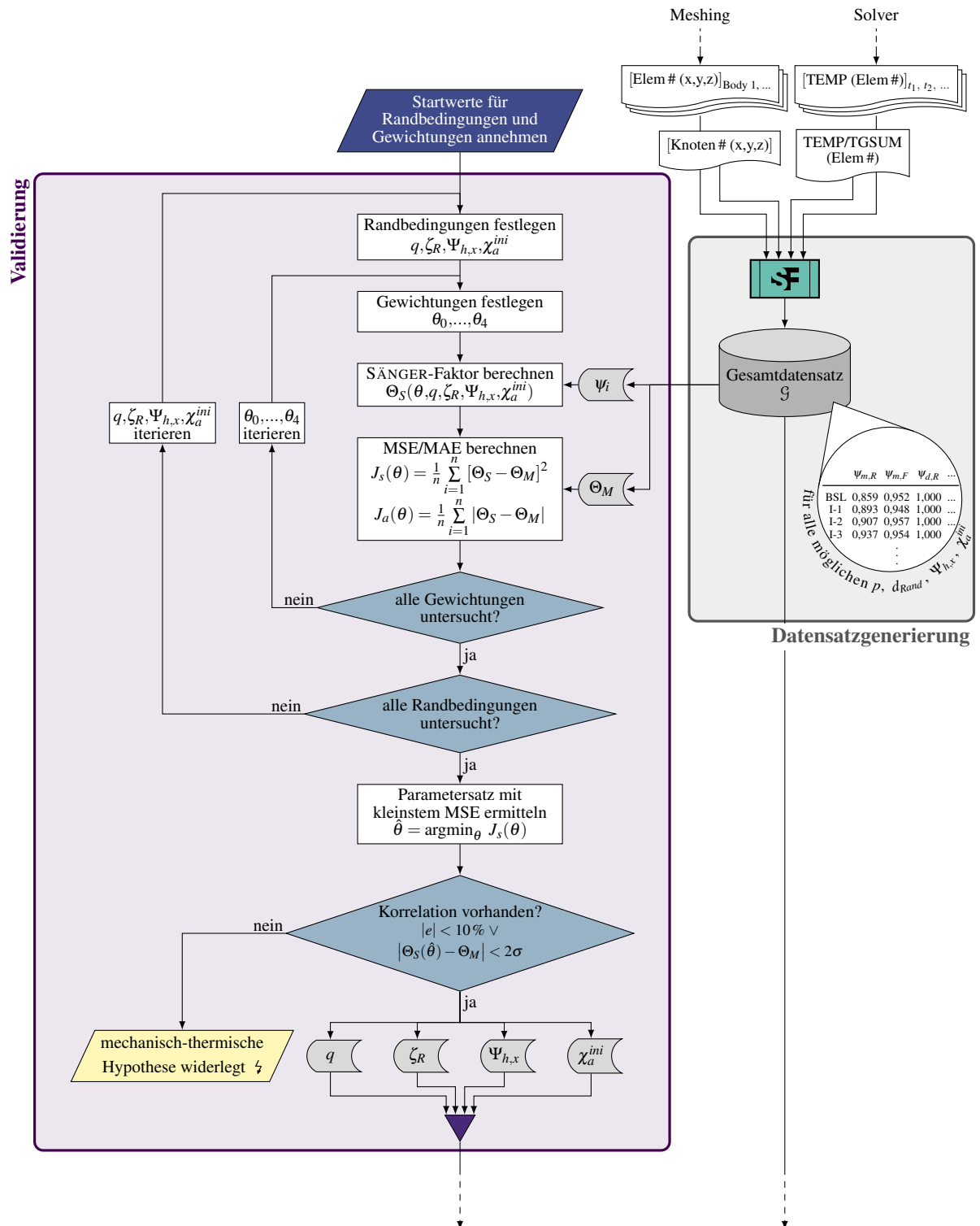


Abb. 5.2 – Ablaufplan zur Ermittlung des SÄNGER-Faktors Θ_S

5 Modellierungsstrategie

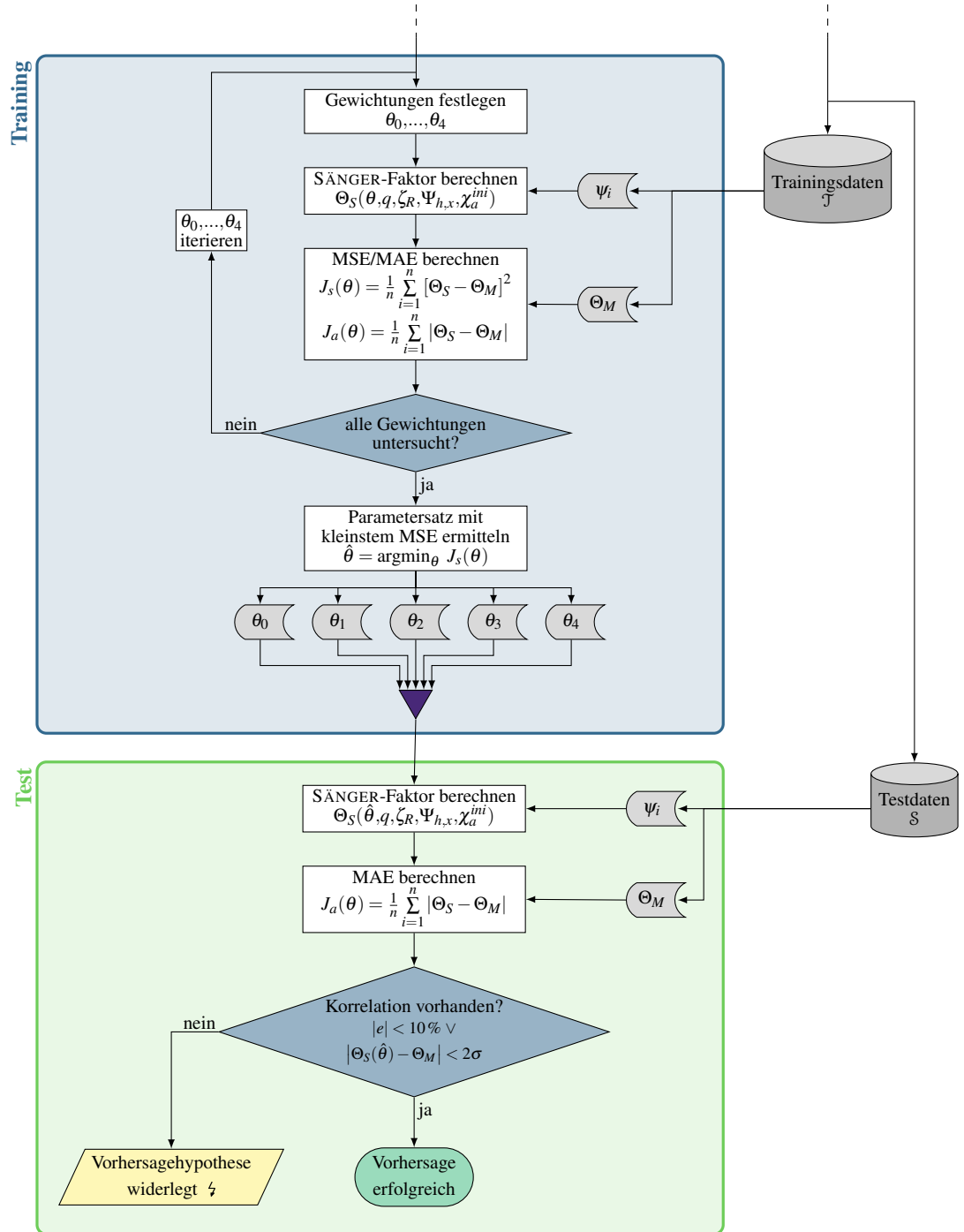


Abb. 5.2 – Ablaufplan zur Ermittlung des SÄNGER-Faktors Θ_S (Forts.)

5.2 Bewertungsmetriken

Zur späteren Überprüfung der mechanisch-thermischen Hypothese sowie der Vorhersagehypothese werden zwei kontinuierliche Bewertungsmetriken verwendet, mithilfe derer eine mögliche Korrelation gefunden werden soll. Die Genauigkeit der Qualitätsvorhersage wird zusätzlich über eine binäre Bewertungsmetrik quantifiziert.

5.2.1 EASA Validierungsmaßgabe

Die Validierungsmaßgabe für Modellierung und Simulation der EASA (2020, basierend auf Safarian 2015) sieht für direkt ermittelte Größen ein Fehlerband von $\pm 5\%$ und für davon abgeleitete Größen von $\pm 10\%$ als akzeptabel vor. Die ermittelten experimentellen und simulierten Schweißfaktoren sind allesamt abgeleitete Größen, weshalb das erweiterte $\pm 10\%$ -Band als akzeptabler Validierungsbereich Anwendung findet, um das sich die konservativen und progressiven Bereiche aufspannen (Abb. 5.3).

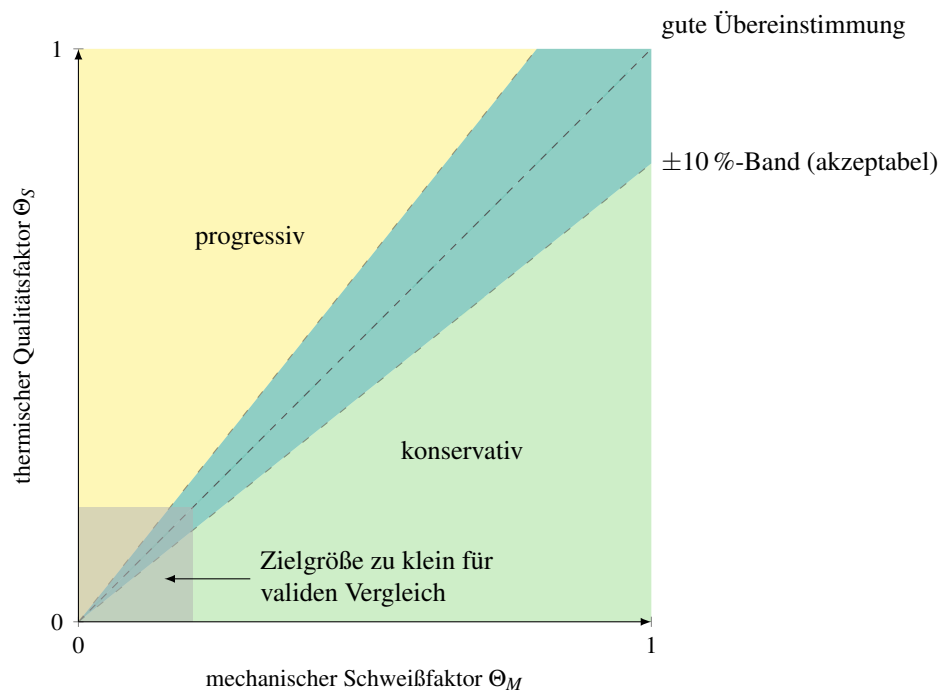


Abb. 5.3 – Übertragene Validierungsmaßgabe nach (Safarian 2015)

5.2.2 $\pm 2\sigma$ -Vertrauensbereich

Der Vertrauensbereich der mechanischen Kennwerte wurde in Kapitel 1.4 eingeführt als Standardabweichung des Mittelwerts für eine statistische Sicherheit von $p = 95\%$ ($\pm 2\sigma$). Das so definierte Konfidenzintervall gibt den Wertebereich an, in dem die experimentell ermittelten Werte mit 95 %-iger Wahrscheinlichkeit vorkommen.



Abb. 5.4 – Ermittelter mechanischer Schweißfaktor Θ_M mit $\pm 2\sigma$ -Vertrauensbereich, zugehörigem SÄNGER-Faktor Θ_S und Abstand beider Kennwerte J_a (MAE)

Der Vertrauensbereich $\Delta\Theta_M$ des mechanischen Schweißfaktors Θ_M kann direkt mit dem mittleren absoluten Fehler (MAE) des SÄNGER-Faktors Θ_S nach (Gl. 2.5) verglichen werden als

$$J_a(\hat{\theta}) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |\Theta_S(\hat{\theta}) - \Theta_M|. \quad (\text{Gl. 5.1})$$

Für den Fall $J_a(\hat{\theta}) < \Delta\Theta_M$ liegt der simulierte SÄNGER-Faktor Θ_S innerhalb des Konfidenzintervalls der experimentell ermittelten Fügefestigkeit (Abb. 5.4) und das thermische Modell bildet das mechanische Verhalten hinreichend genau ab.

Die relative Fehlerabweichung folgt (Gl. F.6) und liest

$$e = \left(\frac{\Theta_S(\hat{\theta})}{\Theta_M} - 1 \right) \cdot 100\%. \quad (\text{Gl. 5.2})$$

5.2.3 Binäre Gütemaße

Die ermittelten Ergebnisse können auch in binäre Klassen eingeteilt werden. Grundlage zur Bewertung solcher Klassifikationsergebnisse ist eine sog. Wahrheitsmatrix (auch Konfusionsmatrix), in der die Zeilen den tatsächlichen und die Spalten den vorhergesagten Wert darstellen (Plaue 2021, S. 201 f.). In Tab. 5.1 ist eine generische Wahrheitsmatrix abgebildet. „Diese beinhaltet als Elemente die Anzahl an korrekten positiven (True Positives t_p), korrekten negativen (True Negatives t_n), falschen positiven (False Positives f_p) und falschen negativen (False Negatives f_n) Vorhersagen.“ (Botsch 2023, S. 13)

Tab. 5.1 – Generische Wahrheitsmatrix

		Vorhersage		Σ
		positiv	negativ	
Realität	positiv	t_p	f_n	$t_p + f_n$
	negativ	f_p	t_n	$f_p + t_n$
Σ		$t_p + f_p$	$f_n + t_n$	n

Im vorliegenden Fall werden diese vier Klassen so definiert, dass „richtig positiv“ einer validen Korrelation innerhalb des $\pm 10\%$ -Bandes entspricht. Weiter soll gelten, dass ein Unterschätzen der realen Festigkeit um mehr als 10% zu einem *falsch negativ* (f_n) führt, da fälschlicherweise eine zu schlechte Qualität vorhergesagt wird (konservativ). Beim Überschätzen der realen Festigkeit um mehr als 10% folgt *falsch positiv* (f_p), da fälschlicherweise eine zu gute Fügesteigkeit vorhergesagt wird (progressiv). Die Klasse *richtig negativ* wird vorerst nicht besetzt, spielt in den anschließenden Metriken jedoch auch keine Rolle. Damit folgt die besetzte Wahrheitsmatrix zur Bewertung des thermischen Modells gemäß Tab. 5.2.

Tab. 5.2 – Wahrheitsmatrix zur Bewertung des thermischen Modells

		Vorhersage	
		positiv	negativ
Realität	positiv	$ e \leq 10\%$	konservativ
	negativ	progressiv	– / –

Analog dazu wird auch eine Wahrheitsmatrix mit $|\Theta_S(\hat{\theta}) - \Theta_M| \leq 2\sigma$ als „richtig positiv“ zur späteren Bewertung verwendet.

Für perspektivische Anwendungen ist denkbar, die bislang generischen Grenzen anhand einer erforderlichen Fügesteigkeit festzulegen, wobei *positiv* über und *negativ* unter der geforderten Schweißqualität liegen würde.

5 Modellierungsstrategie

Von diesen Klassen ausgehend können folgende drei Gütekennzahlen abgeleitet werden (Botsch 2023, S. 13, Choo u. a. 2021, S. 35 f.):

Die Genauigkeit (engl. *accuracy*) spiegelt den Anteil der *richtigen* (positiven und negativen) Vorhersagen in Bezug die Gesamtheit der Ergebnisse wieder und liest

$$\text{Genauigkeit: } acc = \frac{\text{richtig klassifiziert}}{\text{alle Fälle}} = \frac{t_p + t_n}{t_p + f_p + t_n + f_n}. \quad (\text{Gl. 5.3})$$

Die Präzision (engl. *precision*) repräsentiert den Anteil *richtig positiver* Ergebnisse relativ zu allen (richtig und falsch) positiv vorhergesagten Ergebnissen entsprechend

$$\text{Präzision: } prec = \frac{\text{richtig positive}}{\text{richtig positive} + \text{falsch positive}} = \frac{t_p}{t_p + f_p}. \quad (\text{Gl. 5.4})$$

Eine Veranschaulichung der beiden Gütekennziffern ist in Abb. 5.5 dargestellt.

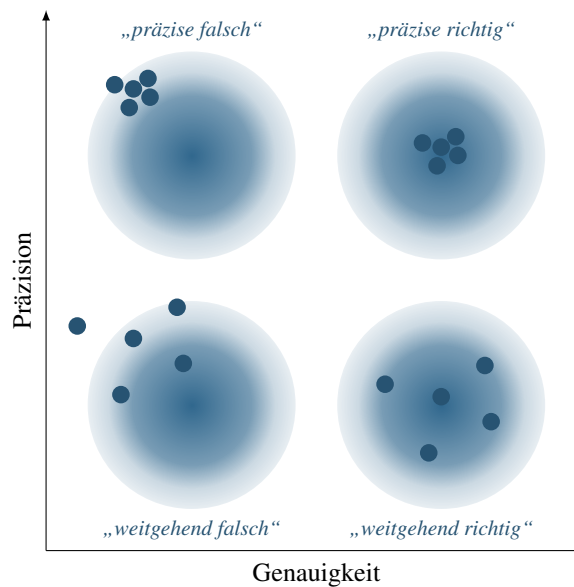


Abb. 5.5 – Veranschaulichung von Genauigkeit und Präzision nach (Askew 2010)

Die Sensitivität (engl. *recall*) kann wiederum als „Trefferquote“ angesehen werden und setzt *richtig positiv* vorhergesagte Ergebnisse ins Verhältnis zu allen realen positiven Ereignissen, d. h. *richtig positiv*, aber auch *falsch negativ* vorhergesagten Ergebnissen nach

$$\text{Sensitivität: } rec = \frac{\text{richtig positive}}{\text{richtig positive} + \text{falsch negative}} = \frac{t_p}{t_p + f_n}. \quad (\text{Gl. 5.5})$$

Modellbildung und Validierung

6.1 Vorgehensweise

Die Modellbildung beginnt mit der Bestimmung der Randbedingungen über den gesamten Datensatz $\mathcal{G}$. Die numerische Umsetzung findet ebenfalls in der Software „SF“ statt und ist der Rastersuche (engl. *grid search*) nachempfunden. Sie zählt neben der Zufallssuche (engl. *random search*), der BAYES'schen Optimierung und den evolutionären Algorithmen zu den vier Hauptsätzen bei der Hyperparameteroptimierung im Bereich des maschinellen Lernens (Micheloni und Zambelli 2022, S. 36).

Diese *Brute-Force*-Herangehensweise verfolgt eine vollfaktorielle Analyse aller möglichen Kombinationen eines definierten Lösungsraumes durch Ausprobieren. „Die Rastersuche ist unkompliziert, wirkt aber naiv [...] um gute Parameter zu finden ist die Berechnungszeit jedoch nicht viel länger als bei anspruchsvolleren Methoden.“¹ (Hsu u. a. 2016, S. 5 f.) Allerdings leidet die Rastersuche unter dem „*Fluch der Dimensionalität*“, da die Anzahl der Möglichkeiten exponentiell mit der Anzahl der Variablen steigt (Bellman 1961). Daher wird ein stufenweises Vorgehen empfohlen, dass zuerst in einem groben Raster den gesamten Ergebnisraum betrachtet, basierend darauf den Untersuchungsbereich eingrenzt und dort ein feineres Raster zur Parameterfindung verwendet (Hsu u. a. 2016, S. 7 f.).

1. [Übers. d. Verf.] „*The grid-search is straightforward but seems naive [...] the computational time required to find good parameters by grid-search is not much more than that by advanced methods.*“ (Hsu u. a. 2016, S. 5 f.)

6.2 Bestimmung der Randbedingungen (Grobes globales Optimum)

Die erste grobe Rastersuche über den gesamten Ergebnisraum folgt dem Ablaufdiagramm in Abb. 6.1 und dient zur Orientierung, in welcher Zielregion ein sinnvolles Optimum gefunden werden kann.

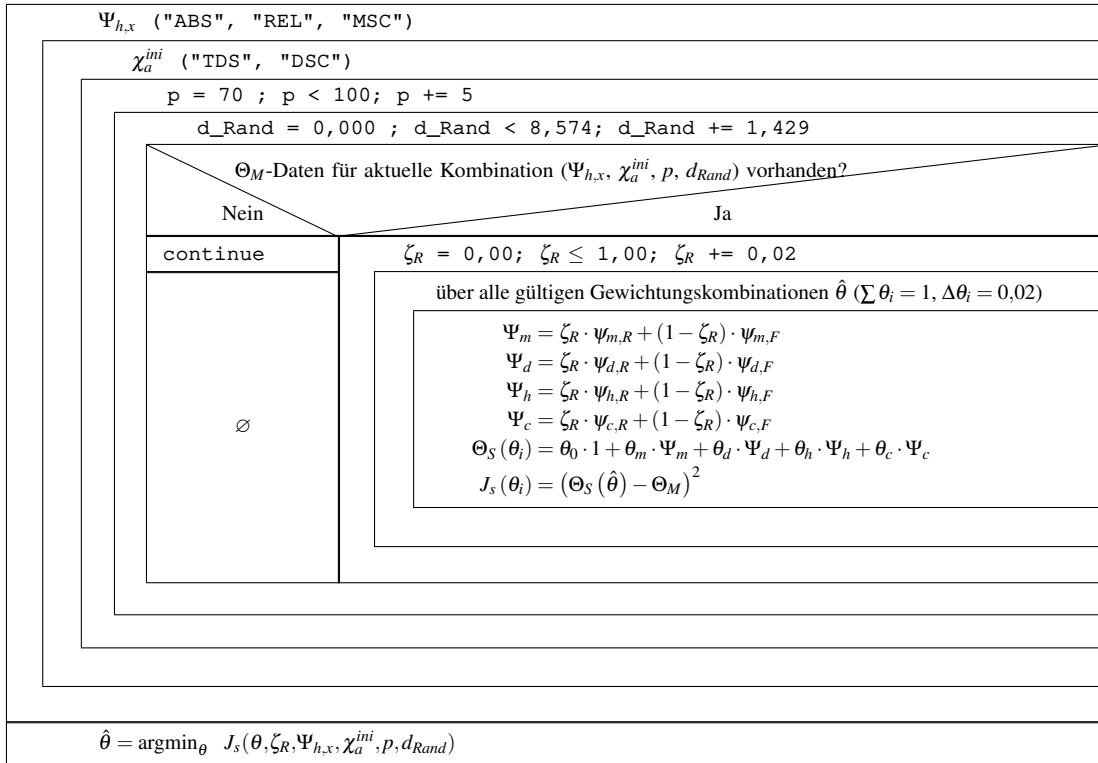


Abb. 6.1 – NASSI–SHNEIDERMAN-Ablaufdiagramm zur Findung des globalen Optimums (Orientierungslauf)

Dabei werden Schleifen der vier betrachteten Randbedingungen $\Psi_{h,x}$, χ_a^{ini} , p und d_{Rand} so verschachtelt, dass die 294 festgelegten Kombinationen (vgl. Abb. 4.12) iterativ untersucht werden. Für jede dieser Kombinationen wird überprüft, ob mechanische Kennwerte Θ_M vorhanden sind, da nur dann ein Vergleich mit dem errechneten SÄNGER-Faktor Θ_S möglich ist.

Für eine solche Kombination wird die Randgewichtung ζ_R in Zwei-Hundertstel-Schritten von 0,00 bis 1,00 variiert. Für jede entstandene Konfiguration werden alle Gewichtungskombinationen θ_i in Zwei-Hundertstel-Schritten über eine vorgeschaltete Subroutine gebildet, welche die Bedingung erfüllen

$$0 \leq \theta_i \leq 1 \quad \wedge \quad \sum_{i=0}^4 \theta_i = 1. \quad (\text{Gl. 6.1})$$

6 Modellbildung und Validierung

In Summe werden aus den 294 Konfigurationen der Randbedingungen, den 50 möglichen Randgewichtungen ζ_R und 300.278 Gewichtungskombinationen θ_i vollfaktoriell etwa 4,4 Milliarden überprüfbare Möglichkeiten.

Für jede dieser Möglichkeiten werden aus dem Gesamtdatensatz $\mathcal{G}$ die zugehörigen Einzelcharakteristika der Rand- und Flächenbereiche $\psi_{i,F}$ bzw. $\psi_{i,R}$ ausgelesen und über die aktuell festgelegte Randgewichtung ζ_R zu den Hauptcharakteristika Ψ_i kombiniert. Aus der vorherrschenden Gewichtungskombination $\hat{\theta}$ folgt der entsprechende SÄNGER-Faktor Θ_S . Für diesen wird die Verlustfunktion des kleinsten quadratischen Fehlers J_s (MSE) nach (Gl. 2.4) gebildet, indem aus dem Gesamtdatensatz $\mathcal{G}$ der zugehörige mechanische Schweißfaktor Θ_M ausgelesen wird. Nachdem über alle Möglichkeiten iteriert wurde, wird aus all diesen Einzelergebnissen die Parameterkombination mit dem geringsten quadratischen Fehler ermittelt.

In Kapitel 4.7 wurde die Vermutung aufgestellt, dass nur p -Quantilstufen nahe Eins sinnvolle Ergebnisse liefern. Um diese Behauptung untersuchen zu können, wird der Gesamtdatensatz $\mathcal{G}$ in sieben Untermengen jeder definierten p -Quantilstufe aufgeteilt. Dadurch werden die Optima jedes p -Quantils ermittelt. Die typische Berechnungszeit eines Optimierungslaufs jedes Unterdatensatzes beträgt etwa drei Minuten.²

In Tab. 6.1 sind die Ergebnisse des ersten groben Durchlaufs der globalen Optimierung aufgeführt, die nach p -Quantilstufen sortiert sind. Im linken Teil der Tabelle sind die Randbedingungen aufgeführt, die durch die Validierungsphase festgelegt werden sollen. In der Mitte findet sich das numerische Rand-Flächen-Verhältnis ζ_R neben dessen geometrischen Pendant $\zeta_{R,g}$, das aus dem Verhältnis der analysierten Elemente im Rand- bzw. Flächenbereich ermittelt wird. Im rechten Teil sind die Gewichtungsfaktoren θ_i sowie das Optimierungskriterium, d. h. die mittlere quadratische Abweichung MSE zu finden.

Tab. 6.1 – Ergebnisse des ersten Optimierungslaufs

p [%]	d_{Rand} [mm]	$\Psi_{h,x}$	χ_a^{ini}	$\zeta_{R,g}$	ζ_R	θ_0	θ_m	θ_d	θ_h	θ_c	MSE [10^{-4}]
70	4,287	REL	DSC	0,185	0,00	0,18	0,48	0,00	0,14	0,20	16,89
75	4,287	REL	TDS	0,181	0,00	0,18	0,46	0,00	0,16	0,20	16,80
80	4,287	REL	TDS	0,179	0,00	0,20	0,38	0,00	0,24	0,18	16,66
85	4,287	REL	DSC	0,178	0,00	0,06	0,42	0,00	0,34	0,18	16,41
90	4,287	REL	DSC	0,182	0,00	0,06	0,44	0,00	0,32	0,18	16,43
95	5,716	REL	DSC	0,284	0,54	0,00	0,48	0,00	0,34	0,18	16,44
100	5,716	REL	DSC	0,310	0,52	0,02	0,50	0,00	0,30	0,18	16,43

2. Intel® Core™ i7-10850H CPU @ 2,70 GHz, 16 GB DDR4-RAM, PM9A1 NVMe 512 GB SSD.
„SF“ nutzt Qt-Version 6.4.3 (MSVC 2019), kompiliert mit Qt Desktop 5.15.2 MinGW 64-bit

Am augenscheinlichsten ist der signifikante Unterschied der Rand-Flächen-Verhältnisse ζ_R der oberen beiden p -Quantile 95 % bzw. 100 % im Gegensatz zu den restlichen Stufen. Basierend auf dem gesicherten Kenntnisstand, dass die Randbereiche die resultierende Fügesteifigkeit maßgeblich beeinflussen und dieses Verhalten für die vorliegende Geometrie auch experimentell nachgewiesen wurde (vgl. Kapitel 1.3.2), scheinen die gefundenen Optima für $p = [70\%, \dots, 90\%]$ bei kompletter Vernachlässigung der Randbereiche durch $\zeta_R = 0$ nicht nachvollziehbar.

Vielmehr wird die Vermutung aus Kapitel 4.7 bestätigt, dass nur p -Quantilstufen nahe Eins eine sinnvolle Modellbildung ermöglichen. Ferner wird die besondere Bedeutung der Randbereiche bei diesen Quantilstufen durch die ermittelten Rand-Flächen-Verhältnisse $\zeta_R = 0,52 - 0,54$ hervorgehoben, da diese – wie erwartet – eine deutlich stärkere Gewichtung im Vergleich zum geometrischen Verhältnis vorsehen. Beim verwendeten Randabstand $d_{Rand} = 5,716 \text{ mm}$ ($4b_{\square}$) liegt das korrespondierende geometrische Rand-Flächen-Verhältnis $\zeta_{R,g}$ bei nur 0,31.

Der starke Abfall des Rausch-Terms θ_0 mit steigendem p ist ebenfalls ein Indiz dafür, dass die Modellbildung bei höheren Quantilen über die angenommene mathematische Formulierung das reale Verhalten genauer abbildet. Die analoge Abnahme der Verlustfunktion J_s (MSE) unterstreicht diese Beobachtung.

Außerdem bedeutet der Wert von $\zeta_R = 0$ für $p = [70\%, \dots, 90\%]$, dass bei diesen Quantilstufen das Optimum ein Randoptimum an der unteren Grenze ist. Randextrema sind in diesem Zusammenhang problematisch, da sich das Optimum potentiell durch Veränderung der Grenzwerte verändern kann. Bei $p = [95\%, 100\%]$ kann dieser Effekt ausgeschlossen werden, da der ermittelte ζ_R -Wert mittig innerhalb der Grenzen $\zeta_R = [0, 1]$ liegt.

Generell variieren die Randbedingungen (Tab. 6.1, links) für unterschiedliche p -Quantilstufen sehr wenig, was dafür spricht, dass deren Auswahl über einen großen Betrachtungsbereich fundiert getroffen werden kann. Für die favorisierten p -Quantilstufen von 95 % bzw. 100 % bleiben die Randbedingungen von d_{Rand} , $\Psi_{h,x}$ und χ_a^{ini} sogar konstant. Damit werden die übrigen Kriterien, d. h. das absolute und M-Score-Homogenitätskriterium sowie die initialen Kristallinitäten aus dem technischen Datenblatt (TDS) nicht weiter verfolgt.

Unter den beiden obersten, als realistisch bewerteten p -Quantilstufen des ersten Optimierungslaufs werden die Randbedingungen der Quantilstufe $p = 100\%$ (de facto keine Datenfilterung) übernommen, da diese Stufe eine geringere quadratische Abweichung (MSE) aufweist.

Die festgelegten Randbedingungen sind in Tab. 6.2 zusammengefasst.

Tab. 6.2 – Festgelegte Randbedingungen

p [%]	d_{Rand} [mm]	$\Psi_{h,x}$	χ_a^{ini}
100	5,716	REL	DSC

6.3 Parameterbestimmung (Verfeinertes globales Optimum)

Der zweite Optimierungslauf wird auf die festgelegten Randbedingungen in Tab. 6.2 begrenzt und die Auflösung der Gewichtungsfaktoren $\Delta\theta_i$ sowie des Rand-Flächen-Verhältnisses $\Delta\zeta_R$ auf Tausendstel-Schritte verfeinert. Für effizientere Berechnungszeiten werden zudem die Betrachtungsbereiche basierend auf den Ergebnissen des ersten Optimierungslaufs eingeschränkt: für ζ_R auf einen Bereich von $\pm 0,01$ und für die jeweiligen Gewichtungsfaktoren $\pm 0,05$ um das bisherige Optimum. Damit ergibt sich das vereinfachte Ablaufdiagramm in Abb. 6.2.

Insgesamt ergeben sich mit den 20 möglichen Randgewichtungen ζ_R und 6.315.735 Gewichtungskombinationen θ_i vollfaktoriell rund 125 Millionen überprüfbare Möglichkeiten, deren typische Durchlaufzeit bei ca. 30 Sekunden lag.²

Neben der Verlustfunktion des kleinsten quadratischen Fehlers J_s (MSE) nach (Gl. 2.4) wird außerdem der kleinste absolute Fehler J_a (MAE) nach (Gl. 2.5) gebildet. Falls bei der Ermittlung der Parameterkombination mehrere Kombinationen identische MSE-Werte aufweisen, dient der MAE als zusätzliches Optimierungskriterium, das minimiert werden soll.

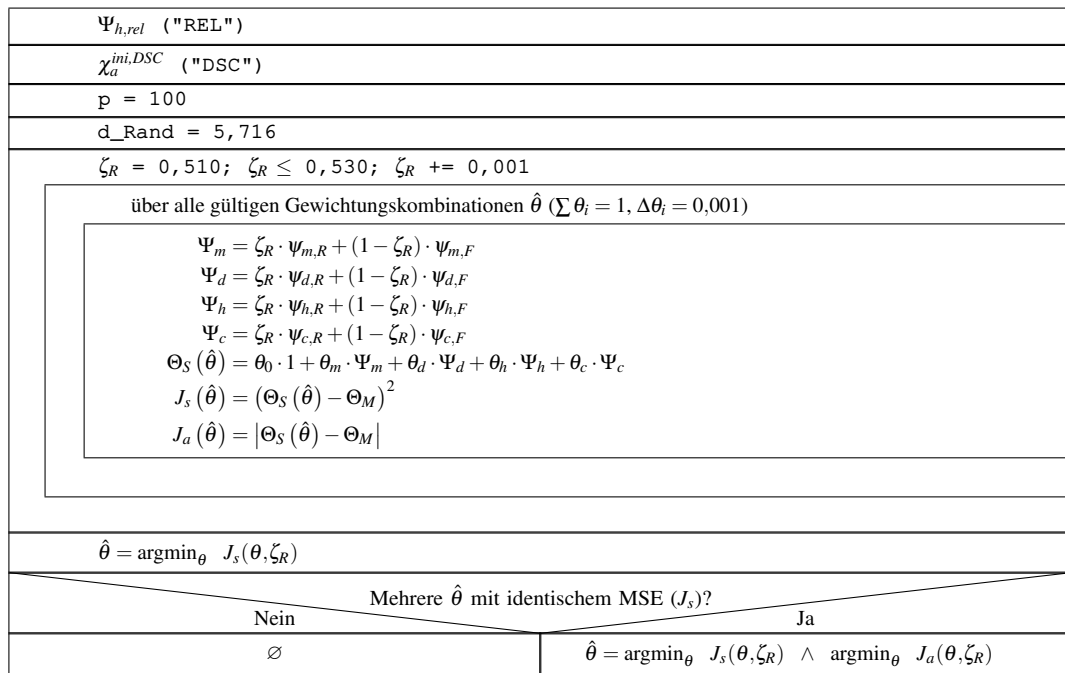


Abb. 6.2 – NASSI–SHNEIDERMAN-Ablaufdiagramm zur Findung des globalen Optimums (Detaillierungslauf)

6 Modellbildung und Validierung

Tab. 6.3 zeigt die verfeinerten Ergebnisse des zweiten Optimierungslaufs mit festgelegten Randbedingungen; die oberste Zeile mit dem Ergebnis des ersten Optimierungslaufs dient zum Vergleich. Insgesamt gibt es elf Kombinationen, die einen identischen geringsten MSE-Wert aufweisen. Für diese wird der MAE-Wert als Minimierungskriterium angewendet.

Tab. 6.3 – Ergebnisse des zweiten Optimierungslaufs (alle Kombinationen mit MSE-Minimum)
($p = 100\%$, $d_{Rand} = 5,716\text{ mm}$, $\Psi_{h,rel}$, $\chi_a^{ini, DSC}$)

ζ_R	θ_0	θ_m	θ_d	θ_h	θ_c	MSE [10^{-4}]	MAE
0,52*	0,02	0,50	0,00	0,30	0,18	16,42730	0,0330752
0,514	0,030	0,481	0,000	0,309	0,180	16,42486	0,0331030
0,515	0,030	0,481	0,000	0,309	0,180	16,42486	0,0331032
0,516	0,030	0,481	0,000	0,309	0,180	16,42486	0,0331034
0,517	0,030	0,481	0,000	0,309	0,180	16,42486	0,0331036
0,511	0,030	0,480	0,000	0,310	0,180	16,42486	0,0331087
0,512	0,030	0,480	0,000	0,310	0,180	16,42486	0,0331089
0,513	0,030	0,480	0,000	0,310	0,180	16,42486	0,0331091
0,514	0,030	0,480	0,000	0,310	0,180	16,42486	0,0331092
0,515	0,030	0,480	0,000	0,310	0,180	16,42486	0,0331094
0,516	0,030	0,480	0,000	0,310	0,180	16,42486	0,0331096
0,517	0,030	0,480	0,000	0,310	0,180	16,42486	0,0331098

*Ergebnis des ersten Optimierungslaufs

Generell zeigen die Ergebnisse der elf optimalen Parameterkombinationen nur sehr geringe Abweichungen untereinander im Tausendstel-Bereich und laufen in keine der definierten Ränder. Das Rand-Flächen-Verhältnis ζ_R verringert sich leicht im Vergleich zum ersten Optimierungslauf. Etwas größere Veränderungen im Hundertstel-Bereich gibt es bei den Gewichtungsfaktoren θ_i , die in der zuvor größeren Auflösung des ersten Optimierungslaufs begründet sind. Die Verlustfunktion J_s verringert sich erwartungsgemäß ebenfalls vom ersten zum zweiten Optimierungslauf, wenn auch nur marginal. Final wird der Parametersatz mit dem geringsten MSE- und MAE-Werten für die folgende Untersuchungen festgelegt, die in Tab. 6.4 zusammengefasst sind.

Tab. 6.4 – Bestimmter Parametersatz für globale Korrelation
($p = 100\%$, $d_{Rand} = 5,716\text{ mm}$, $\Psi_{h,rel}$ (REL), $\chi_a^{ini, DSC}$)

ζ_R	θ_0	θ_m	θ_d	θ_h	θ_c
0,514	0,030	0,481	0,000	0,309	0,180

Dabei ist der Rausch-Term θ_0 mit 0,030 sehr gering und deutet bei der aufgestellten mathematischen Formulierung und dem verwendeten Datensatz $\mathcal{G}$ auf eine sehr genaue Abbildung mit nur kleinem Einfluss zusätzlicher verborgener Variablen hin.

6 Modellbildung und Validierung

Ausgehend von einer nominalen Gewichtungverteilung³ von $\frac{1}{n_\theta} = 0,25$ zeigt sich die Gewichtung des Aufschmelzgrads θ_m fast doppelt so stark gewichtet mit 0,481 und ist damit klar dominierend gegenüber allen anderen Gewichtungsfaktoren. Dieses Ergebnis ist dahingehend erwartungsgemäß, da die Schmelzbildung fundamental für die Ausprägung einer Fügung ist.

Hingegen sticht der Degradationsgrad durch eine Gewichtung von $\theta_d = 0$ besonders hervor. Da in dem verwendeten Datensatz keine Fälle von überhitzten und damit geschädigten Proben vorhanden sind, ist kein Einfluss bestimmbar und dieser Faktor entfällt hier folgerichtig.

Die zweitstärkste Gewichtung ist beim Homogenitätsgrad mit $\theta_h = 0,309$ zu finden. Auch er ist etwas höher gewichtet als die nominale Verteilung. Dies kann dadurch begründet werden, dass die Fügeausprägung direkt von der Homogenität des Temperaturzustands abhängt (vgl. Kapitel 2.3.3). Auftretende Inhomogenitäten ziehen sich durch die Konsolidierungsphase und beeinflussten damit die erzielte Fügequalität.

Das Kristallisationsvermögen ist hingegen etwas unter nominal gewichtet mit $\theta_c = 0,180$. Die mechanischen Eigenschaften werden zwar durch den Kristallisationsgrad beeinflusst (Schürmann 2007, S. 86), die erzielten Fügequalitäten hängen jedoch hauptsächlich von geometrischen Einflüssen wie der Randausprägung und der dort auftretenden Spannungsspitzen ab (vgl. Kapitel 1.3.2).

Insgesamt zeigen alle ermittelten Parameter ein plausibles Verhalten und bewegen sich innerhalb der gesetzten Grenzen. Das einzige auftretende Randextrema des Gewichtung des Degradationsgrads $\theta_d = 0$ ist aufgrund der fehlenden Datengrundlage erklärbar und folgerichtig.

3. mit Annahme eines Rausch-Terms $\theta_0 = 0$ und vollständiger Abbildung über die vier Temperaturcharakteristika

6.4 Überprüfung der mechanisch-thermischen Hypothese

Nachdem die optimierten Parameter bestimmt wurden, soll damit die globale Korrelation zwischen thermischen Modell und mechanischen Kennwerten über den gesamten Datensatz $\mathcal{G}$ untersucht und damit die thermische-mechanische Hypothese überprüft werden. Die Auswertung geschieht auf Basis der in Kapitel 5.2 definierten Bewertungsmetriken.

6.4.1 Korrelationsgüte

Tab. 6.5 zeigt eine Übersicht der global ermittelten thermischen SÄNGER-Faktoren Θ_S mit den zuvor festgelegten Randbedingungen (Tab. 6.2) und Gewichtungsparmetern (Tab. 6.4) sowie korrespondierenden mechanischen Schweißfaktoren Θ_M aus Tab. 1.6.

Die Balken zeigen die Lage (Wert) des mechanischen Schweißfaktors Θ_M (■) und die Breite dessen Konfidenzintervalls (▬) zwischen 0 und 1. Die Dreiecke ▼ ordnen die Lage (Wert) des zugehörigen SÄNGER-Faktors Θ_S relativ dazu ein.

Die Indikatoren im rechten Teil der Tabelle zeigen an, ob die vorhergesagte Fügequalität innerhalb (●) oder außerhalb (◆) des $\pm 10\%$ -Fehlerbandes nach EASA Validierungskriterium (2020) bzw. des $\pm 2\sigma$ -Vertrauensbereichs der realen Festigkeiten liegt.

Tab. 6.5 – Global ermittelte thermische SÄNGER-Faktoren Θ_S mit korrespondierenden mechanischen Schweißfaktoren Θ_M

Gruppe	Θ_M ■	Θ_S ▼	Abw.	$\leftarrow 0$	▬ $\pm 2\sigma$ -Bereich	$1 \rightarrow$	$\pm 10\%$ $\pm 2\sigma$
BSL	$0,872 \pm 0,053$	0,831	− 4,7 %			▼	● ●
I-1	$0,899 \pm 0,067$	0,831	− 7,6 %			▼	● ◆
I-2	$0,795 \pm 0,052$	0,828	+ 4,1 %			▼	● ●
I-3	$0,836 \pm 0,050$	0,825	− 1,3 %			▼	● ●
I-4	$0,783 \pm 0,049$	0,830	+ 6,0 %			▼	● ●
I-5	$0,887 \pm 0,054$	0,828	− 6,6 %			▼	● ◆
I-6	$0,833 \pm 0,053$	0,826	− 0,9 %			▼	● ●
II-1	$0,769 \pm 0,034$	0,831	+ 8,1 %			▼	● ◆
II-2	$0,852 \pm 0,039$	0,828	− 2,8 %			▼	● ●
II-4	$0,871 \pm 0,082$	0,836	− 4,1 %			▼	● ●
II-5	$0,893 \pm 0,081$	0,848	− 5,1 %			▼	● ●
II-6	$0,828 \pm 0,038$	0,837	+ 1,1 %			▼	● ●
II-7	$0,877 \pm 0,057$	0,844	− 3,8 %			▼	● ●

6 Modellbildung und Validierung

Tab. 6.5 – Global ermittelte thermische SÄNGER-Faktoren Θ_S mit korrespondierenden mechanischen Schweißfaktoren Θ_M (Forts.)

Gruppe	Θ_M ■	Θ_S ▼	Abw.	← 0	■ ± 2σ-Bereich	1 →	± 10 % ± 2σ
II-8	$0,914 \pm 0,088$	0,843	− 7,8 %			▼ ■	● ●
II-9	$0,864 \pm 0,074$	0,841	− 2,7 %			▼ ■	● ●
II-10	$0,760 \pm 0,035$	0,831	+ 9,3 %		■	▼	● ◆
II-12	$0,758 \pm 0,045$	0,843	+ 11,2 %		■	▼	◆ ◆
II-13	$0,820 \pm 0,055$	0,845	+ 3,0 %		■	▼	● ●
II-14	$0,829 \pm 0,070$	0,832	+ 0,3 %		■	▼	● ●
II-15	$0,831 \pm 0,061$	0,829	− 0,2 %		■	▼	● ●
II-16	$0,825 \pm 0,068$	0,837	+ 1,5 %		■	▼	● ●
II-17	$0,859 \pm 0,071$	0,838	− 2,5 %		■	▼	● ●
II-18	$0,788 \pm 0,050$	0,845	+ 7,2 %		■	▼	● ◆
III-1	$0,800 \pm 0,051$	0,835	+ 4,3 %		■	▼	● ●
III-2	$0,827 \pm 0,056$	0,835	+ 1,0 %		■	▼	● ●
III-3	$0,841 \pm 0,051$	0,835	− 0,8 %		■	▼	● ●
III-4	$0,864 \pm 0,057$	0,835	− 3,4 %		■	▼	● ●
IV-1	$0,826 \pm 0,077$	0,819	− 0,8 %		■	▼	● ●
IV-3	$0,786 \pm 0,071$	0,819	+ 4,2 %		■	▼	● ●
Mittelw.	$0,834 \pm 0,058$	0,834	+ 0,2 % ± 5,0 %				

Darin sind alle 29 validen Messreihen der vier Untersuchungsgruppen aufgeführt. Die durchschnittliche Abweichung zwischen mechanischen Schweißfaktoren Θ_M und thermischen SÄNGER-Faktoren Θ_S beträgt rund 0,2 %, was einer sehr guten Näherung entspricht. Die Abweichungen einzelner Werte spannen einen Bereich zwischen − 7,6 % und + 11,2 % auf. Die Standardabweichung aller Messreihen beträgt ± 5,0 %, was einer gängigen Messunsicherheit entspricht und damit akzeptabel ist.

Insgesamt liegen 13 simulierte Werte über und 16 unter dem korrespondierenden mechanischen Kennwerten, was eine gleichmäßige Verteilung und keine systematische Über- oder Unterschätzung bedeutet.

In Kapitel 5.2.2 wurde beschrieben, dass für den Fall $J_a(\hat{\theta}) < \Delta\Theta_M$ der simulierte SÄNGER-Faktor Θ_S innerhalb des Konfidenzintervalls der experimentell ermittelten Fügefestigkeit liegt. Die mittlere absolute Abweichung MAE (J_a) des verwendeten Parametersatzes beträgt für den analysierten Datensatz 0,033 (Tab. 6.3). Die mittlere Abweichung der mechanischen Schweißfaktoren $\Delta\Theta_M$ lässt sich zu 0,058 ermitteln. Damit liegt der beschriebene Fall vor und die mittlere Abweichung des thermischen Modells liegt über alle Messreihen hinweg innerhalb des mittleren Vertrauensbereichs der experimentellen Werte.

Von den 29 analysierten Messreihen liegen 28 Vorhersagen innerhalb des $\pm 10\%$ -Fehlerbandes (96,4 %) und 23 simulierte Werte (79,3 %) innerhalb des meist engeren $\pm 2\sigma$ -Vertrauensbereichs (*richtig positiv*). Während bei ersterem Kriterium der einzig verbliebene Wert eine Überschätzung der Fügefestigkeit ist, verschätzen sich von den sechs, außerhalb des $\pm 2\sigma$ -Konfidenzintervalls liegenden Datenpunkte zwei konservativ (Unterschätzung, *falsch negativ*) und vier progressiv (Überschätzung, *falsch positiv*). Damit ergibt sich für das $\pm 10\%$ -Fehlerband eine Vorhersagegenauigkeit und -präzision von über 95 % und eine 100 %ige Trefferquote für gute oder konservativ unterschätzte Fügequalitäten. Unter Anwendung des meist engeren $\pm 2\sigma$ -Vertrauensbereichs sinken die Genauigkeit und Präzision der Vorhersage auf knapp 80 % bzw. 85 %, ebenso wie die Sensitivität auf 92 %.

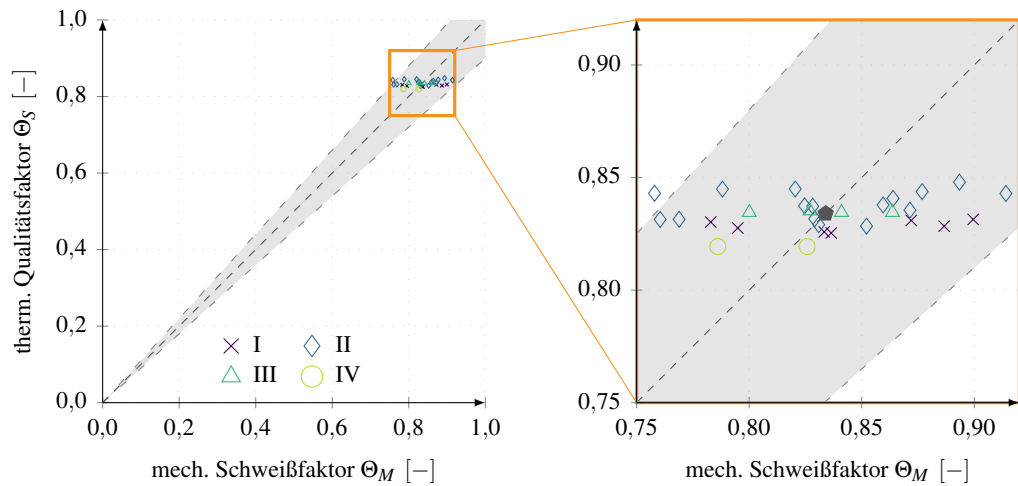
Unabhängig des Validierungskriteriums zeigen alle Gütemaße in Tab. 6.6 eine gute bis sehr gute Korrelation zwischen mechanischen und thermischen Kennwerten von ca. 80 % oder mehr.

Tab. 6.6 – Binäre Gütemaße bei der globalen Korrelation

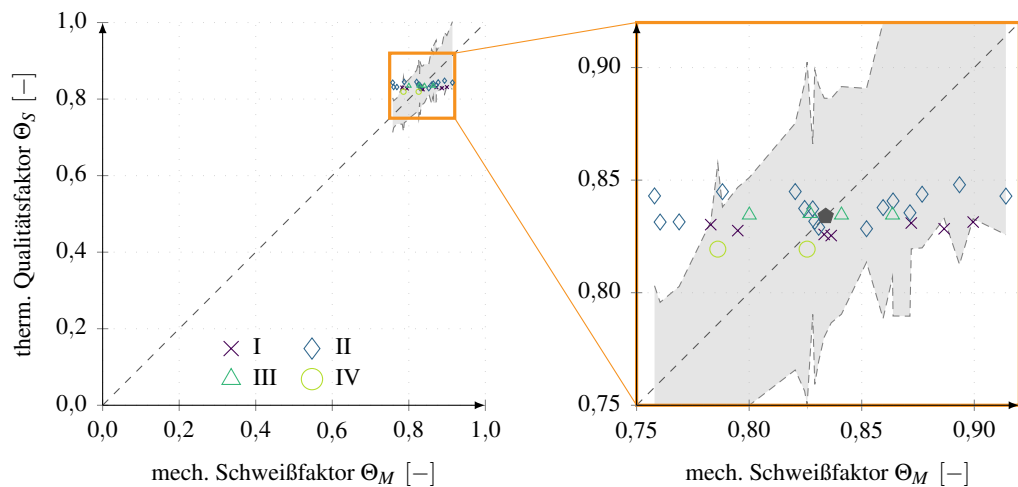
	$\pm 10\%$	$\pm 2\sigma$
<i>richtig positiv</i> t_p	28	23
<i>falsch negativ</i> f_n	0	2
<i>falsch positiv</i> f_p	1	4
Genauigkeit	96,6 %	79,3 %
Präzision	96,6 %	85,2 %
Sensitivität	100 %	92,0 %

6.4.2 Grenzen des Anwendungsbereichs

Werden die ermittelten SÄNGER-Faktoren Θ_S über den mechanischen Schweißfaktoren Θ_M aufgetragen, ergeben sich die Korrelationsdiagramme mit einem zulässigen $\pm 10\%$ -Fehlerband nach (EASA 2020) in Abb. 6.3a bzw. mit $\pm 2\sigma$ -Vertrauensbereich in Abb. 6.3b.



(a) EASA Validierungskriterium (2020) mit $\pm 10\%$ -Fehlerband



(b) Vertrauensbereich $\pm 2\sigma$ ($p = 95\%$)

Abb. 6.3 – Korrelationsdiagramme zwischen mechanischen und thermischen Schweißfaktoren der analysierten Untersuchungsgruppen für unterschiedliche Validierungskriterien

Darin zeigt sich eine gleichmäßige Verteilung der Datenpunkte um die Korrelationsgerade. Allerdings weist eine gedachte Ausgleichsgerade eine deutlich flachere Steigung als die Korrelationsgerade ($m = 1$) auf und ist nahezu horizontal. Dies hat zur Folge, dass für stark

nach oben oder unten schwankende mechanische Schweißfaktoren Θ_M die korrespondieren SÄNGER-Faktoren Θ_S aus dem zulässigen Schwankungsbereich herauslaufen.

Der Grund des nahezu horizontalen Verlaufs der thermischen Qualitätsfaktoren wird in der (weitestgehend) vernachlässigten Druckabhängigkeit in der thermischen-elektrischen Simulation vermutet, auf deren Ergebnissen das thermische Modell des SÄNGER-Faktors basiert.

Zum Nachweis dieser Hypothese werden nochmals die Untersuchungsgruppen III und IV herangezogen, da bei diesen Versuchen nur die Fügedrücke, nicht jedoch die Prozessparameter verändert wurden. Damit spiegeln die erzielten mechanischen Kennwerte die reine Druckabhängigkeit des Schweißprozesses auf die erzeugte Fügefestigkeit wieder.

Werden diese in einem separatem Korrelationsdiagramm aufgetragen (Abb. 6.4), ist deutlich die Variation der mechanischen Kennwerte Θ_M bei unterschiedlichen Druckniveaus zu erkennen. Die korrespondierenden SÄNGER-Faktoren Θ_S bleiben trotz variierender Fügedrücke – wie erwartet – fast konstant, womit nahezu horizontale Ausgleichsgeraden entstehen.

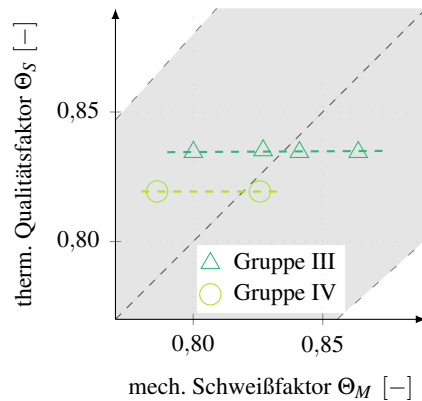


Abb. 6.4 – Korrelationsdiagramm der Untersuchungsgruppen III und IV

Die Grenzen des gültigen Anwendungsbereichs können über den mittleren mechanischen Schweißfaktor $\bar{\Theta}_M$ der Gesamtdatenmenge $\mathcal{G}$ bestimmt werden: dieser gibt den zentralen Arbeitspunkt des Validierungsdatensatzes an und ermittelt sich hier zu $\bar{\Theta}_M = 0,834$ (◆, Tab. 6.5).

Mechanische Schweißfaktoren Θ_M um diesen Arbeitspunkt zwischen 0,76 und 0,93 sind innerhalb eines $\pm 10\%$ -Fehlerbands gut vorhersagbar und das vorgestellte Modell ist in diesem Arbeitsbereich validiert.

Die leicht ansteigende Trendlinie des präsentierten Modells führt bei höheren Fügequalitäten über dem genannten Anwendungsbereich zu konservativen Unterschätzungen, was nach Validierungsmaßstäben noch akzeptabel ist (Safarian 2015). Hingegen werden Fügequalitäten unterhalb der unteren Grenze progressiv überschätzt, was bei der Vorhersage der Fügefestigkeit nicht erwünscht ist. Damit ist das Modell im Allgemeinen für $\Theta_M \gtrsim 0,75$ gut anwendbar.

6.5 Effects of Defects (EoD)

Die progressive Überschätzung tritt vor allem bei mechanischen Fügequalitäten unterhalb des oben validierten Anwendungsbereichs von $\Theta_M \lesssim 0,75$ ein, die beispielsweise durch unvollständige Schweißungen entstehen.

Zum Nachweis dieses Verhaltens werden abweichend der bisherigen vollständig durchgelaufenen (idealen) Versuchen vorzeitig abgebrochene Schweißprozesse betrachtet. Anhand derer soll das Modell auf seine Anwendbarkeit in nicht-idealen Fällen mit reduzierter Fügequalität bewertet werden. Die Versuche EoD-1 bis EoD-5 weisen dabei den gleichen Aufbau wie Gruppe III mit Keramikdruckstück auf, werden jedoch vorzeitig ($t < t_{Soll}$) abgebrochen (Tab. 6.7).

Tab. 6.7 – EoD-Probenübersicht mit jeweiligen Prozessparametern und verwendeten Materialien

Gruppe	Proben-ID	L [mm]	b_{SE} [mm]	Druckstück	Matrix	Halbzeug	p [MPa]	I [A]	t_{Soll} [s]	t [s]
EoD-1	20190711_V2	200	45	Keramik	PPS	Heißgepr.	1,23	28,0	38	18,7
EoD-2	20190320_V7	200	45	Keramik	PPS	Heißgepr.	1,23	28,0	38	28,7
EoD-3	20190320_V3	200	45	Keramik	PPS	Heißgepr.	1,23	28,0	38	31,7
EoD-4	20190206_V11	200	45	Keramik	PPS	Heißgepr.	1,23	25,0	50	45,0
EoD-5	20190206_V13	200	45	Keramik	PPS	Heißgepr.	1,23	25,0	50	48,0

Die zugehörigen Bruchlasten werden über die gleichen Zugversuche ermittelt und liegen im Mittel zwischen 8370 N und 13875 N, wobei die Streuung (bis auf EoD-3) stets unter 5 % blieb. Damit ergeben sich mechanische Schweißfaktoren Θ_M von 0,422 bis 0,692, die im gewünschten Betrachtungsbereich von $\Theta_M \lesssim 0,75$ liegen.

Die abgebrochenen Prozesse werden in das thermisch-elektrische Simulationsmodell implementiert, indem die Bestromungsdauer entsprechend der tatsächlichen Aufheizphase angepasst wird. Für die resultierenden Ergebnisse wird ein Untersuchungsdatensatz in der Software „SF“ gemäß Kapitel 4 erstellt.

Anschließend werden daraus die korrespondierenden SÄNGER-Faktoren Θ_S mit den Randbedingungen (Tab. 6.2) und dem Parametersatz (Tab. 6.4) des globalen Optimums berechnet. Die Ergebnisse sind in Tab. 6.8 aufgeführt.

Darin wird die Überschätzung der Fügequalitäten über die SÄNGER-Faktoren Θ_S besonders bei stark gesunkenen mechanischen Kennwerten Θ_M deutlich. Je näher die ermittelten Bruchlasten an den Arbeitsbereich von $\Theta_M \approx 0,75$ herankommen, desto geringer wird die Abweichung zwischen experimentellen und simulierten Werten. In Abb. 6.5 wird die vermutete Lage der EoD-Punkte im progressiven Bereich des Korrelationsdiagramms klar ersichtlich.

Li u. a. (2020) stießen auf das gleiche Phänomen, als sie eine Prozesssimulation zum Ultraschallschweißen mit einem Performance-Modell zur Vorhersage der Fügequalität kombinierten. Sie fanden deutlich größere Abweichungen bei kurzen unvollständigen Schweißungen (11 – 26 %)

6 Modellbildung und Validierung

Tab. 6.8 – Global ermittelte thermische SÄNGER-Faktoren Θ_S mit korrespondierenden mechanischen Schweißfaktoren Θ_M der EoD-Prozessproben

Gruppe	Θ_M ■	Θ_S ▼	Abw.	$\leftarrow 0$	$\pm 2\sigma$ -Bereich	$1 \rightarrow$	$\pm 10\%$ $\pm 2\sigma$
EoD-1	$0,501 \pm 0,031$	0,835	+66,8 %		■	▼	◆ ◆
EoD-2	$0,422 \pm 0,038$	0,825	+95,7 %		■	▼	◆ ◆
EoD-3	$0,431 \pm 0,158$	0,824	+91,1 %		■	▼	◆ ◆
EoD-4	$0,636 \pm 0,049$	0,836	+31,3 %		■	▼	◆ ◆
EoD-5	$0,692 \pm 0,044$	0,836	+20,9 %		■	▼	◆ ◆

im Gegensatz zu Vorhersagen bei längeren Zykluszeiten (4 – 5 %). Außerdem war die Ausgleichsgerade in deren Korrelationsdiagramm ebenfalls flacher als erwartet.

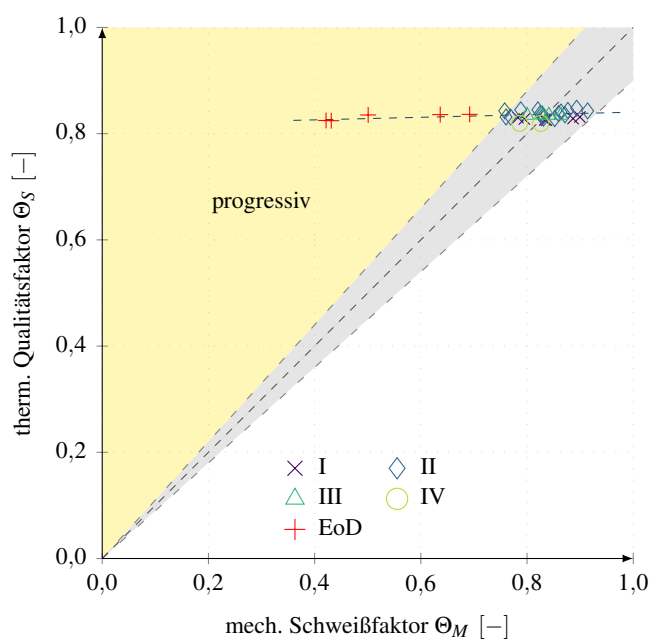


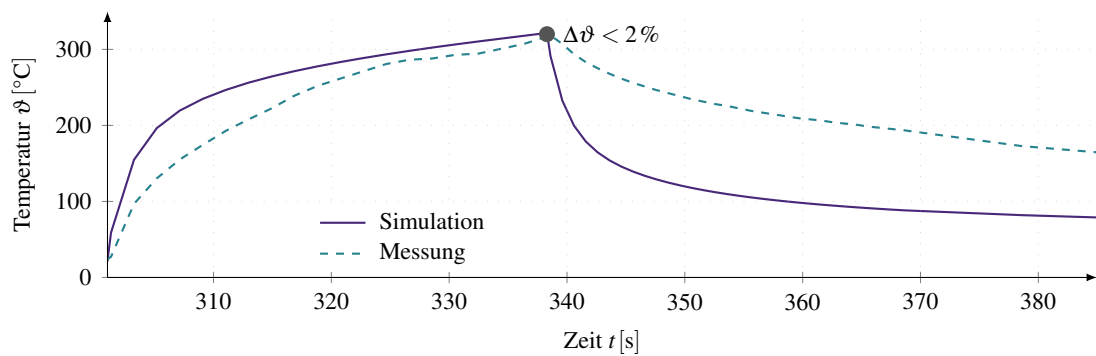
Abb. 6.5 – Lage der EoD-Versuche im Korrelationsdiagramm mit ■ $\pm 10\%$ -Fehlerband nach (EASA 2020)

6 Modellbildung und Validierung

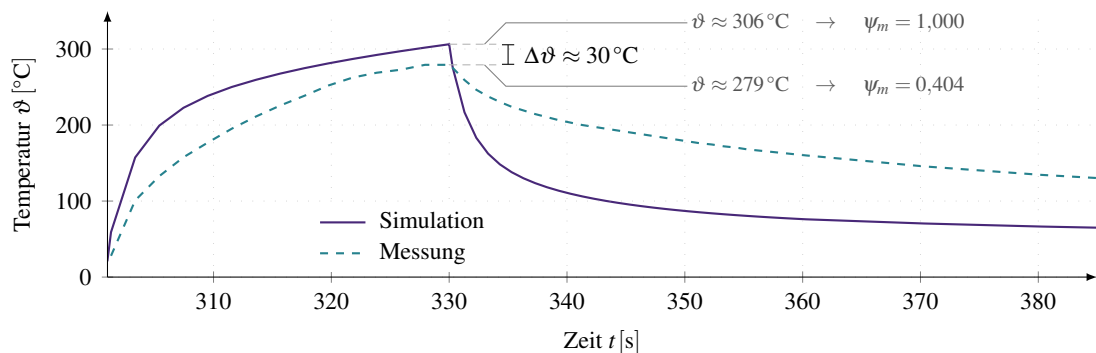
Dieser Effekt wird auch aufgrund des abweichenden Erwärmungsverhaltens der Simulation im Vergleich zu den realen Versuchen (vgl. Kapitel 8, Teil I) verstärkt. In Kapitel 7 (Teil I) wurde gezeigt, dass für den vollständigen Schweißprozess die simulierten Temperaturen sehr gut mit den gemessenen Temperaturen übereinstimmen, obwohl die Temperaturverläufe leicht voneinander abweichen (Abb. 6.6a).

Bei unvollständiger Bestromung schlägt letzteres jedoch auf die Endtemperaturen durch. Je kürzer die Bestromungsphase, desto größer die Differenz zwischen simulierter und tatsächlicher Fügezonentemperatur (Abb. 6.6b). Da die simulierte Temperatur durchwegs höher als die reale ist, folgt immer eine Überschätzung des Aufschmelzgrads ψ_m und damit des SÄNGER-Faktors Θ_S : im abgebildeten Beispiel von EoD-2 führt die Temperaturdifferenz zu $\psi_m(306^\circ\text{C}) = 1,000$, anstelle des eigentlich (real) korrespondierenden Werts von $\psi_m(279^\circ\text{C}) = 0,404$. Dieser würde tatsächlich den mechanischen Schweißfaktor von EoD-2 bei $\Theta_M = 0,422$ sehr gut treffen.

Damit wird die Notwendigkeit der obigen Eingrenzung eines validen Arbeitsbereichs des thermischen Qualitätsfaktors bestätigt. Zukünftig kann ein genauer simuliertes Erwärmungsverhaltens Abhilfe schaffen, den Anwendungsbereich des SÄNGER-Faktors Θ_S nach unten auf unvollständige Prozesse zu erweitern.



(a) vollständiger Schweißprozess (III-1)



(b) vorzeitig abgebrochener Schweißprozess (EoD-2)

Abb. 6.6 – Gemessene und simulierte Temperaturverläufe in der Fügezone

Modelltraining und Vorhersage

7.1 Validitätsszenarios

Oberkampff u. a. (2003, S. 19 f.) unterscheiden zwischen drei Validitätsszenarios in der Beziehung zwischen Validierung/Training und Vorhersage:

- **interpolierend** (Abb. 7.1a): der Anwendungsbereich liegt komplett innerhalb der Validierungsmenge und jeder Anwendungsfall kann durch Interpolation validierter Ergebnisse des Modells abgebildet werden.
- **partiell überlappend** (Abb. 7.1b): es besteht eine Schnittmenge des Validierungs- und Anwendungsbereichs zum Nachweis der Modellvalidität bei kritischen Anwendungsfällen; weniger kritische werden über das validierte Modell extrapoliert.
- **extrapolierend** (Abb. 7.1c): der Anwendungsbereich liegt komplett außerhalb der Validierungsmenge und „... signifikante Extrapolation über die fundierten Grenzen der Validität des Modells hinaus ist notwendig.“¹ (EASA 2020, S. 35)

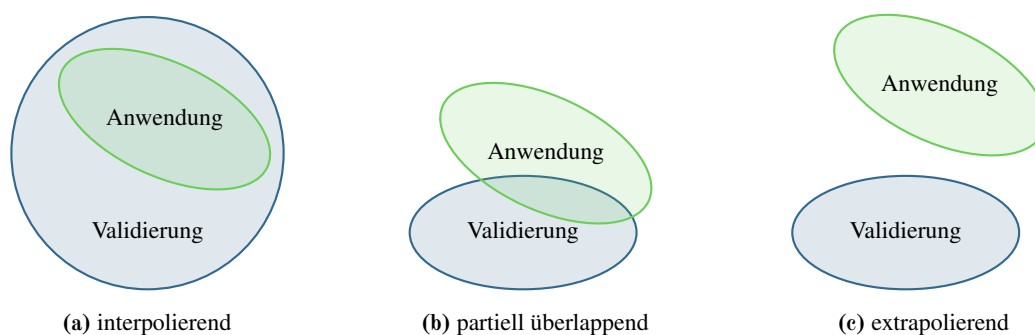


Abb. 7.1 – Validitätsszenarios nach (Oberkampff u. a. 2003, S. 19)

1. [Übers. d. Verf.] „... significant extrapolation is needed beyond the substantiated limits of validity of the model.“ (EASA 2020, S. 35)

In der vorangegangenen Modellvalidierung wurde das interpolierende Szenario angewendet (Abb. 7.1a), da die mechanisch-thermische Hypothese über Anwendungsdaten bestätigt wurde, die vollständig in der Validierungsmenge lagen.

Nun soll die Erweiterung um eine Vorhersagehypothese erfolgen, welche von einer Extrapolationsfähigkeit des thermischen Modells zur Qualitätsvorhersage ausgeht (Abb. 7.1c) und im folgenden untersucht werden soll.

Dafür werden die Phasen „Training“ und „Test“ aus Abb. 5.1 mit den entsprechenden Trainings- ($\mathcal{T}$) und Testdatensätzen ($\mathcal{S}$) herangezogen, die jeweils den Validierungs- und Anwendungsbereich markieren. Zur Vorhersagebewertung werden drei relevante Betrachtungsgruppen eingeführt:

- **Allgemeine Korrelation** (Abb. 7.2a): die generelle Vorhersagequalität des thermischen Modells über alle unterschiedlichen Prozesskonfigurationen wird untersucht und gibt Aufschluss über die Allgemeingültigkeit bzw. Anwendbarkeit des Modells auf ein großes Prozessspektrum.
- **Spezielle Korrelation** (Abb. 7.2b): Vorhersagequalität einer speziellen Prozesskonfiguration (z. B. Gruppe I) wird untersucht. Es wird eine bessere Näherung dieser Submodelle erwartet, jedoch beschränkt sich die Anwendbarkeit auch nur auf selbige.
- **Isobare Korrelation** (Abb. 7.2c): generelle Vorhersagequalität des thermischen Modells über alle unterschiedlichen Prozesskonfigurationen auf einer Druckstufe ($1,05 \pm 0,05$ MPa), um den Druckeinfluss der allgemeinen Korrelation zu eliminieren und so die thermische Modellgüte zu untersuchen.

Letztere wird eingeführt, da in der Validierung (Kap. 6.4.2) gezeigt wurde, dass der Druckeinfluss – wie anfangs angenommen – nicht vernachlässigbar ist und die Abweichung mit zunehmendem Abstand vom zentralen Arbeitspunkt signifikant wird. Die isobare Korrelation soll eine weitgehend druckunabhängige Korrelation untersuchen.

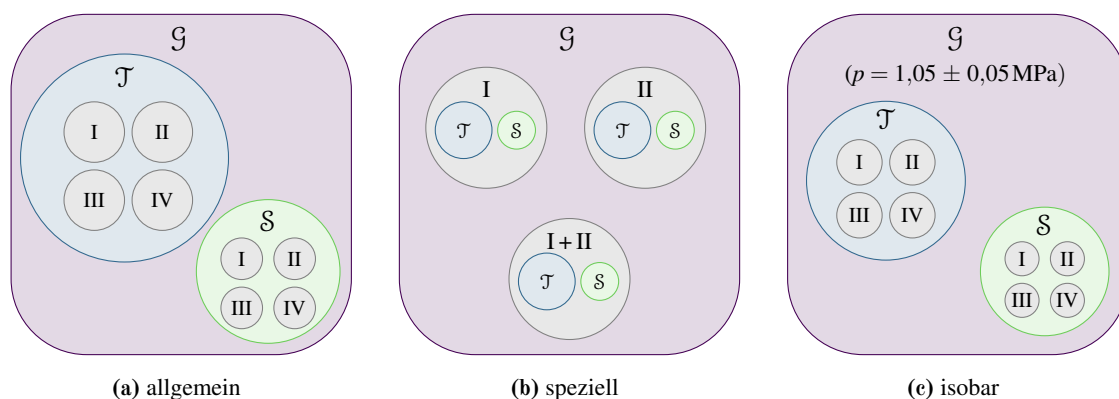


Abb. 7.2 – Betrachtungsgruppen zur Korrelationsuntersuchung

7.2 K-fache Kreuzvalidierung

Liegt nur eine kleine Datenmenge $\mathcal{G}$ vor, die in Trainings- ($\mathcal{T}$) und Testdaten ($\mathcal{S}$) aufgeteilt werden muss, kann die resultierende Modellgenauigkeit stark schwanken und „[...] eine hohe *Varianz* aufweisen, und das würde eine zuverlässige Beurteilung des Modells verhindern. Unter diesen Umständen hat sich die k-fache Kreuzvalidierung bewährt.“ (Chollet 2018, S. 121)

Hierzu wird die vorhandene Datenmenge $\mathcal{G}$ mit n Elementen zufällig in $k < n$ (möglichst) gleich große Teilmengen $\mathcal{M}_1, \dots, \mathcal{M}_k$ aufgeteilt. Anschließend werden k Durchläufe durchgeführt, bei denen in der jeweiligen Iteration i ein Testdatensatz $\mathcal{S} = \mathcal{M}_i$ zurückgehalten und die restlichen Teilmengen $\mathcal{T} = \{\mathcal{M}_1, \dots, \mathcal{M}_k\} \setminus \{\mathcal{M}_i\}$ für die Modellbildung verwendet werden (Botsch 2023, S. 12). „Auf diese Weise wird vermieden, dass die [Parameter] auf Grundlage eines einzelnen, jedoch unglücklich gewählten [Datensatzes] bestimmt werden und daher nicht optimal sind.“ (Plaue 2021, S. 201)

Typischerweise werden $k = 4$ oder 5 Teilmengen gebildet, für die Modelle erstellt und deren jeweilige Abweichungen schließlich zu einem mittleren Kreuzvalidierungsfehler $\bar{J}_a$ zusammengefasst werden (Chollet 2018, S. 121 f., Abb. 7.3).

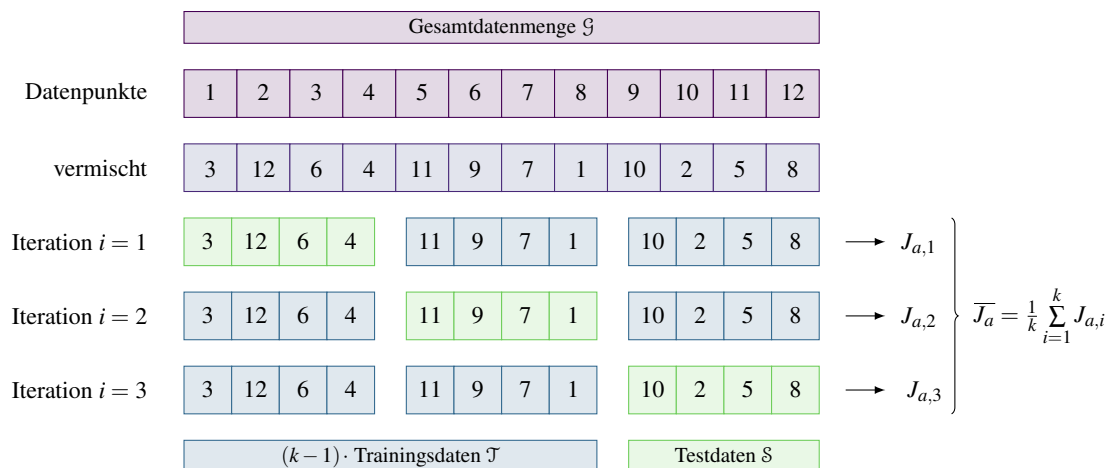


Abb. 7.3 – Schematische Vorgehensweise zur k-fachen Kreuzvalidierung ($N = 12$, $k = 3$)

7.3 Allgemeine Korrelation

Die allgemeine Korrelation untersucht die generelle Vorhersagequalität und Allgemeingültigkeit des thermischen Modells über alle unterschiedlichen Prozesskonfigurationen. Dafür werden allen 29 validen Messreihen per Zufallsgenerator Zufallszahlen (ZZ) zugeordnet und die Versuche anhand diesen aufsteigend sortiert. Abschließend werden die so vermischten Daten in $k = 5$ Gruppen $\mathcal{M}_i$ zu je sechs bzw. fünf Versuchsreihen unterteilt. Die folgende k-fache Kreuzvalidierung sieht entsprechend $i = k = 5$ Iterationen vor, in denen jeweils eine Testmenge $\mathcal{S}$ herausgenommen und das Modell anhand der verbliebenen Trainingsmenge $\mathcal{T}$ gebildet wird (Tab. 7.1).

Tab. 7.1 – Zufällige Datensatzaufteilung der allgemeinen Korrelation für k-fache Kreuzvalidierung ($k = 5$)

Menge	Gruppe	ZZ	$i = 1$	$i = 2$	$i = 3$	$i = 4$	$i = 5$
$\mathcal{M}_1$	I-1	1	$\mathcal{S}$	$\mathcal{T}$			
	IV-3	2					
	I-4	3					
	II-6	4					
	III-2	5					
	II-4	6					
$\mathcal{M}_2$	I-9	7	$\mathcal{T}$	$\mathcal{S}$	$\mathcal{T}$		
	II-14	8					
	III-3	9					
	II-15	10					
	II-13	11					
	I-2	12					
$\mathcal{M}_3$	III-1	13	$\mathcal{T}$		$\mathcal{S}$	$\mathcal{T}$	
	II-17	14					
	II-2	15					
	I-6	16					
	II-10	17					
	I-3	18					
$\mathcal{M}_4$	II-1	19	$\mathcal{T}$			$\mathcal{S}$	$\mathcal{T}$
	II-12	20					
	II-16	21					
	II-18	22					
	II-8	23					
	BSL	24					
$\mathcal{M}_5$	I-5	25	$\mathcal{T}$				$\mathcal{S}$
	II-7	26					
	IV-1	27					
	II-5	28					
	III-4	29					

Die Modellbildung gliedert sich analog zu Kapitel 6 in zwei Optimierungsläufe (grob/fein) zur Parameterbestimmung. Dabei werden die Randbedingungen aus Tab. 6.2 übernommen und als Optimierungskriterium die Minimierung der Verlustfunktion des mittleren quadratischen Fehlers J_s (MSE) verfolgt.

Die so ermittelten Rand-Flächen-Verhältnisse ζ_R und Gewichtungsfaktoren θ_i sind in Tab. 7.2a aufgeführt. Darin sind auch die korrespondierenden mittleren absoluten Abweichungen (MAE) der vorhergesagten SÄNGER-Faktoren zu den mechanischen Schweißfaktoren dargelegt sowie die mittlere Schwankungsbreite der mechanischen Kennwerte $\overline{\Delta\Theta_M}$ im Testdatensatz $\mathcal{S}$.

Die Indikatoren rechts zeigen an, ob die mittlere Abweichung MAE kleiner (●) oder größer (◆) der experimentellen Schwankungsbreite der Fügequalität $\overline{\Delta\Theta_M}$ ist. Tab. 7.2b enthält die zugehörigen binären Gütemaße der vorhergesagten Werte nach den Definitionen in Kapitel 5.2.3.

Tab. 7.2 – Ergebnisse der allgemeinen Korrelation

(a) Gewichtungsfaktoren und absolute Abweichungen								
$k = 5$	ζ_R	θ_0	θ_m	θ_d	θ_h	θ_c	MAE	$\overline{\Delta\Theta_M}$
$i = 1$	0,999	0,000	0,762	0,000	0,050	0,188	0,034	0,061 ●
$i = 2$	0,740	0,000	0,416	0,000	0,407	0,177	0,022	0,060 ●
$i = 3$	0,999	0,183	0,621	0,000	0,000	0,196	0,036	0,049 ●
$i = 4$	0,279	0,145	0,293	0,000	0,386	0,176	0,058	0,056 ◆
$i = 5$	0,099	0,284	0,260	0,000	0,248	0,208	0,040	0,064 ●
Mittelwerte							0,038	0,058 ●

(b) Binäre Gütemaße						
$k = 5$	$\pm 10\%$			$\pm 2\sigma$		
	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>
$i = 1$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	83,3 %	100,0 %	83,3 %
$i = 2$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	83,3 %	100,0 %	83,3 %
$i = 3$	83,3 %	83,3 %	100,0 %	66,7 %	66,7 %	100,0 %
$i = 4$	83,3 %	83,3 %	100,0 %	50,0 %	50,0 %	100,0 %
$i = 5$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %
Mittelwerte	93,3 %	93,3 %	100,0 %	76,7 %	83,3 %	93,3 %

Die Rand-Flächen-Verhältnisse ζ_R schwanken je nach Iteration von nahe des geometrischen Verhältnisses² bei 0,279 ($i = 4$) bis zur deutlichen Übergewichtung bei fast Eins ($i = \{1,3\}$), welche die Modellvorstellung der dominanten Randbereiche bestätigt. Einzig der Ausreißer bei $i = 5$ sieht eine Untergewichtung der Randbereiche im Vergleich zur Fügefläche vor.

Die Rauschterme θ_0 bleiben (außer für $i = 5$) mit Werten $< 0,2$ im akzeptablen Rahmen und deuten nicht auf große Effekte verborgener Variablen hin; für zwei Durchläufe ($i = \{1,2\}$) werden sie sogar komplett eliminiert ($\theta_0 = 0$).

Die Beobachtung aus der Modellvalidierung für die Gewichtung des Aufschmelzgrads θ_m zeigt sich auch hier, der in fast allen Iterationen (außer $i = 4$) der dominierende Faktor bei der

2. $\zeta_{R,g} = 0,31$

Modellbildung ist und dabei vom Nominalwert³ bei 0,260 bis sogar dreifach übergewichtet mit 0,762 vorkommt.

Die Gewichtung des Degradationsgrads θ_d verbleibt bei Null, da weiterhin keine Fälle von überhitzen und damit geschädigten Proben im Datensatz vorhanden sind.

Starke Schwankungen zwischen den Iterationen weist die Gewichtung des Homogenitätsgrads θ_h auf, die sich von Null ($i = 3$) bis 0,407 ($i = 2$) erstreckt. Im Gegensatz dazu bleibt die Gewichtung des Kristallisationsvermögens θ_c über alle Iterationen hinweg nahezu konstant und weist nur einen Schwankungsbereich von 0,176 bis 0,208 auf.

Der Abweichungsfehler der vorhergesagten Fügequalitäten ist für vier der fünf Iterationen kleiner als der Schwankungsbereich der experimentell bestimmten mechanischen Kennwerte; teilweise nur ein Drittel der realen Schwankung. Die einzige größere Abweichung ($i = 4$) ist marginal mit zwei Tausendstel. Im Mittel liegt die Abweichung deutlich innerhalb der mechanischen Schwankungsbreite, womit eine ausreichend genaue Vorhersage der Fügequalität möglich ist.

Dieses Ergebnis schlägt sich auch in den binären Gütemaßen nieder: für das $\pm 10\%$ -Fehlerband ergibt sich im Mittel eine Genauigkeit und Präzision von über 90 % und sogar eine Trefferquote von 100 %. Für das etwas engere $\pm 2\sigma$ -Konfidenzintervall sind die Werte erwartbar leicht schlechter mit einer gemittelten Genauigkeit und Präzision von gut 76 % bzw. 83 % und einer Sensitivität von über 93 %. Die niedrigsten Einzelwerte sind in zwei Iterationen zu finden, die einerseits das kleinste Schwankungsband der mechanischen Werte aufweisen ($i = 3$) bzw. andererseits die Modellbildung nicht ausreichend genau war ($i = 4$).

Bei letzterem ist auffällig, dass dies die Iteration ist, in der die Baseline-Messreihen sowohl der Gruppe I (BSL) als auch der Gruppe II (II-1) nicht zur Parameterfindung verwendet werden und so zentrale Arbeitspunkte bei der Modellbildung fehlen. Zudem sind in der Testmenge $\mathcal{S}$ dieses Durchlaufs nur Versuchsreihen der Gruppe I und II enthalten, die offensichtlich weniger gut mit dem breit gestreutem Versuchsspektrum aller Gruppen korrelieren.

Generell zeichnet sich die allgemeine Korrelation durch hohe bis sehr hohe Trefferquoten guter Fügequalitäten und eine gute bis sehr gute Genauigkeit der vorhergesagten mechanischen Kennwerte aus – sowohl im Mittel als auch jeder Einzeldurchlauf für sich. Dieses Ergebnis ist auf die große Anzahl an Datensätzen und die breite Streuung unterschiedlichster Prozesskonfigurationen zurückzuführen.

3. $\frac{1}{n_\theta} = 0,25$

7.4 Spezielle Korrelation

Neben der generellen Anwendbarkeit soll die Vorhersagequalität in Untergruppen gleicher Prozesskonfiguration untersucht werden.

Die Modellbildung erfolgt über zwei Optimierungsläufe (grob/fein) mit festgelegten Randbedingungen aus Tab. 6.2. Die Parameterbestimmung basiert auf der Minimierung der Verlustfunktion des mittleren quadratischen Fehlers J_s (MSE).

Im Folgenden werden die Gruppen I und II sowie eine Kombination beider analysiert, da diese, bis auf die Fögelänge identische Versuchsaufbauten aufweisen. Für die abweichenden Konfigurationen der Gruppen III und IV werden keine Submodelle erstellt, da für Training und Test zu wenig Datensätze vorhanden, die resultierenden Fehler daher schwankungsanfällig und entsprechend nicht aussagekräftig sind.

7.4.1 Gruppe I

Den sieben validen Messreihen werden per Zufallsgenerator Zufallszahlen (ZZ) zugeordnet und die Versuche aufsteigend sortiert. Für die 3-fache Kreuzvalidierung werden daraus drei Gruppen $\mathcal{M}_i$ zu je zwei bzw. drei Versuchsreihen gebildet. In den folgenden $i = k = 3$ Iterationen wird jeweils eine Testmenge $\mathcal{S}$ herausgenommen und das Modell anhand der verbliebenen Trainingsmenge $\mathcal{T}$ trainiert (Tab. 7.3). Die ermittelten Ergebnisse sind in Tab. 7.4 aufgeführt.

Tab. 7.3 – Zufällige Datensatzaufteilung der speziellen Korrelation mit Gruppe I für k-fache Kreuzvalidierung ($k = 3$)

Menge	Gruppe	ZZ	$i = 1$	$i = 2$	$i = 3$
$\mathcal{M}_1$	I-3	1	$\mathcal{S}$	$\mathcal{T}$	$\mathcal{T}$
	I-5	2			
$\mathcal{M}_2$	I-1	3	$\mathcal{T}$	$\mathcal{S}$	$\mathcal{T}$
	BSL	4			
$\mathcal{M}_3$	I-2	5	$\mathcal{T}$	$\mathcal{T}$	$\mathcal{S}$
	I-4	6			
	I-6	7			

Am auffälligsten sind die Rand-Flächen-Verhältnisse ζ_R , die für alle drei Iterationen bei Null liegen und damit nur die Charakteristika der inneren Fügefläche berücksichtigen. Dies entspricht nicht der Modellvorstellung der dominierenden Randbereiche. Andererseits werden für diese Konfiguration die Rauschterme θ_0 aller Durchläufe eliminiert, was für eine gute Abbildung über die vorgegeben Temperaturcharakteristika spricht.

Auch die Gewichtung des Aufschmelzgrads θ_m weist deutliche Unterschiede zum bisher beobachteten Verhalten auf: zwar ist sie in der zweiten Iteration mit 0,792 dominierend gegenüber den anderen Faktoren und auch in der ersten Iteration nahe dem Nominalwert mit 0,194. In der dritten Iteration fällt diese Charakteristik jedoch komplett heraus. Ebenso wie die Gewichtungen des Degradationsgrads θ_d , für die jenes Verhalten jedoch bekannt und plausibel ist.

Analoge Beobachtungen lassen sich bei der Gewichtung des Homogenitätsgrads θ_h machen: ist sie in zwei Iterationen ($i = \{1,3\}$) dominierend mit hohen Werten von 0,668 bzw. 0,892, wird sie in der zweiten Iteration komplett eliminiert. Einzig die Gewichtung des Kristallisationsvermögens θ_c bleibt – wie zuvor – über alle Iterationen hinweg einigermaßen konstant und weist nur einen moderaten Schwankungsbereich von 0,108 bis 0,208 auf.

Die ungewöhnlich großen Schwankungen bei den Gewichtungen der Temperaturcharakteristika setzen sich bei den Abweichungen der vorhergesagten Werte im Vergleich zu den experimentellen Kennwerten fort: zwar zeigt die erste Iteration eine sehr gute Näherung mit minimaler Abweichung (MAE = 0,006). Allerdings liegen die Abweichungen in den beiden anderen etwa 10 % über der Schwankungsbreite der mechanischen Kennwertermittlung.

Die binären Gütemaße zeigen ebenfalls ein zweigeteiltes Bild: für das ± 10 %-Fehlerband ist eine 100%ige Trefferquote sowie Genauigkeit und Präzision vorhanden. Für den engeren $\pm 2\sigma$ -Vertrauensbereich fallen die Werte jedoch weiter ab, auf nur noch gut 61 % Genauigkeit, knapp 78 % Präzision und einer Sensitivität von gut 83 %. Auffällig sind hierbei die teilweise niedrigen Einzelwerte von nur 33 % Genauigkeit und Präzision in der dritten Iteration.

Im Mittel zeigt die spezielle Korrelation der Gruppe I noch ausreichende Vorhersagequalitäten (Abb. 7.4), weist aber eine schlechtere Näherung gegenüber der allgemeinen Korrelation auf. Die Ergebnisse der Einzeldurchläufe sind hingegen nicht befriedigend und genügen nicht für eine zuverlässige Modellbildung. Dies liegt vor allem an der geringen Anzahl an analysierten Datensätzen und dabei fehlender Streuung der Prozesskonfigurationen.

Diese Vermutung kann damit begründet werden, dass bei der einzigen Iteration mit sehr guter Näherung ($i = 1$) im Trainingsdatensatz $\mathcal{T}$ alle drei Druckniveaus und vier verschiedene Prozesskonfigurationen vorkommen. Hingegen fließen bei den anderen beiden Iterationen nur jeweils zwei Druckniveaus und drei Prozessparametervariationen in die Modellbildung ein.

Der (vernachlässigte) Druckeinfluss ist durch die geringe Variation der Prozessparameter zusätzlich höher zu gewichten und zeigt sich vor allem daran, dass nur in der ersten Iteration eine hohe Näherung erzielt wird, bei der alle Testdatensätze $\mathcal{S}$ Prozesse gleichen Fügedrucks repräsentieren ($p_F = 1,08$ MPa).

Tab. 7.4 – Ergebnisse der speziellen Korrelation in Gruppe I

(a) Gewichtungsfaktoren und absolute Abweichungen								
$k = 3$	ζ_R	θ_0	θ_m	θ_d	θ_h	θ_c	MAE	$\overline{\Delta\Theta_M}$
$i = 1$	0,000	0,000	0,194	0,000	0,668	0,138	0,006	0,051 ●
$i = 2$	0,000	0,000	0,792	0,000	0,000	0,208	0,064	0,059 ◆
$i = 3$	0,000	0,000	0,000	0,000	0,892	0,108	0,059	0,051 ◆
Mittelwerte							0,043	0,053 ●

(b) Binäre Gütemaße						
$k = 3$	$\pm 10\%$			$\pm 2\sigma$		
	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>
$i = 1$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %
$i = 2$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	50,0 %	100,0 %	50,0 %
$i = 3$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	33,3 %	33,3 %	100,0 %
Mittelwerte	100,0 %	100,0 %	100,0 %	61,1 %	77,8 %	83,3 %

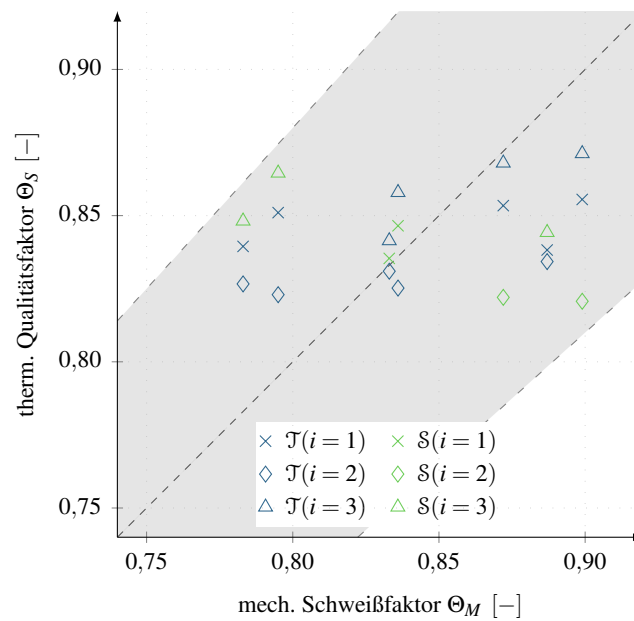


Abb. 7.4 – Korrelationsdiagramm aller Trainings- ($\mathcal{T}$) und resultierenden Testpunkte ($\mathcal{S}$) der Iterationen i bei der speziellen Korrelation in Gruppe I

7.4.2 Gruppe II

Für die spezielle Korrelation der Gruppe II werden deren 16 validen Messreihen per Zufalls-generator Zufallszahlen (ZZ) zugeordnet und nach der Sortierung insgesamt vier Gruppen zu je vier Messreihen gebildet (Tab. 7.5). In der folgenden 4-fachen Kreuzvalidierung werden die Ergebnisse in Tab. 7.6 ermittelt.

Tab. 7.5 – Zufällige Datensatzaufteilung der speziellen Korrelation mit Gruppe II für k-fache Kreuzvalidierung ($k = 4$)

Menge	Gruppe	ZZ	$i = 1$	$i = 2$	$i = 3$	$i = 4$
$\mathcal{M}_1$	II-8	1	S	T	T	T
	II-10	2				
	II-1	3				
	II-6	4				
$\mathcal{M}_2$	II-15	5	T	S	T	T
	II-4	6				
	II-2	7				
	II-9	8				
$\mathcal{M}_3$	II-12	9	T	T	S	T
	II-5	10				
	II-16	11				
	II-17	12				
$\mathcal{M}_4$	II-7	13	T	T	T	S
	II-14	14				
	II-18	15				
	II-13	16				

Die Rand-Flächen-Verhältnisse ζ_R zeigen fast durchgängig eine Übergewichtung mit Werten nahe Eins ($i = \{1,2,3\}$) und damit eine Bestätigung der Modellvorstellung der dominieren Randbereiche. Nur die letzte Iteration liefert eine leichte Untergewichtung im Vergleich zum geometrischen Verhältnis mit 0,193.

Die Rauschterme θ_0 aller Durchläufe werden eliminiert, was eine vollständige Modellbildung über die vorgegeben Temperaturcharakteristika bedeutet.

Die Gewichtung des Aufschmelzgrads θ_m ist zwar nicht immer – wie bei der allgemeinen Korrelation – der dominierende Faktor, weist jedoch für alle Iterationen Werte nahe oder deutlich über dem nominalen Gewichtungswert auf. Die Gewichtung des Degradationsgrads θ_d bleibt erwartungsgemäß bei allen Durchläufen auf Null. Die Faktoren des Homogenitätsgrads θ_h zeigen eine große Schwankungsbreite zwischen 0,130 ($i = 3$) und 0,607 ($i = 2$), wohingegen die Gewichtung des Kristallisationsvermögens θ_c erneut sehr ähnlich über alle Iterationen hinweg ist und nur in einem Band von 0,176 ($i = 1$) bis 0,199 ($i = 2$) schwankt.

Drei der vier Durchläufe liefern mittlere Abweichungen der vorhergesagten Fügequalitäten, die kleiner als der Schwankungsbereich der mechanischen Kennwerte sind. Einziger Ausreißer ist die erste Iteration mit knapp 20 % Abweichung. Auffällig ist hier, dass dies – wie schon bei

der allgemeinen Korrelation – der Durchlauf ist, dessen Testgruppe $\mathcal{S}$ beide BSL-Konfigurationen des 600 mm-Versuchsaufbaus enthält, die folglich nicht zur Modellbildung verwendet werden konnten. Bereits zuvor erwies sich die Näherung bei Fehlen der zentralen Arbeitspunkte als schlechter gegenüber denen mit BSL-Datenpunkten in der Trainingsmenge $\mathcal{T}$.

Die binären Metriken zeigen hohe Modellgüten: so ist für das $\pm 10\%$ -Fehlerband kein Einzelwert unter 75 %, im Mittel wird eine gute Genauigkeit und Präzision von knapp 90 % erzielt. Für das etwas engere $\pm 2\sigma$ -Konfidenzintervall fallen nur die Werte der ersten Iteration bei Genauigkeit und Präzision auf 50 % ab, im Mittel liegen sie dennoch bei 75 %. Die Sensitivität liegt für beide Kriterien bei 100 %.

Die spezielle Korrelation der Gruppe II liefert gute bis sehr gute Werte für Genauigkeit, Präzision und Sensitivität der vorhergesagten mechanischen Kennwerte (Abb. 7.5). Sie unterstreicht aber erneut die Bedeutung der zentralen Arbeitspunkte bei der Modellbildung und die damit verbundene schlechtere Näherung bei Fehlen dieser Datensätze in der Trainingsphase. Im Allgemeinen ist die Vorhersagefähigkeit mit fast 90 % Genauigkeit beim $\pm 10\%$ -Fehlerband dennoch zufriedenstellend und auch im $\pm 2\sigma$ -Vertrauensbereich mit 75 % akzeptabel.

Tab. 7.6 – Ergebnisse der speziellen Korrelation in Gruppe II

(a) Gewichtungsfaktoren und absolute Abweichungen								
$k = 4$	ζ_R	θ_0	θ_m	θ_d	θ_h	θ_c	MAE	$\overline{\Delta\Theta_M}$
$i = 1$	0,999	0,000	0,379	0,000	0,445	0,176	0,057	0,048 ◆
$i = 2$	0,999	0,000	0,549	0,000	0,252	0,199	0,030	0,064 ●
$i = 3$	0,999	0,000	0,682	0,000	0,130	0,188	0,040	0,066 ●
$i = 4$	0,193	0,000	0,234	0,000	0,607	0,159	0,037	0,058 ●
Mittelwerte							0,041	0,059 ●

(b) Binäre Gütemaße						
$k = 4$	$\pm 10\%$			$\pm 2\sigma$		
	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>
$i = 1$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	50,0 %	50,0 %	100,0 %
$i = 2$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %
$i = 3$	75,0 %	75,0 %	100,0 %	75,0 %	75,0 %	100,0 %
$i = 4$	75,0 %	75,0 %	100,0 %	75,0 %	75,0 %	100,0 %
Mittelwerte	87,5 %	87,5 %	100,0 %	75,0 %	75,0 %	100,0 %

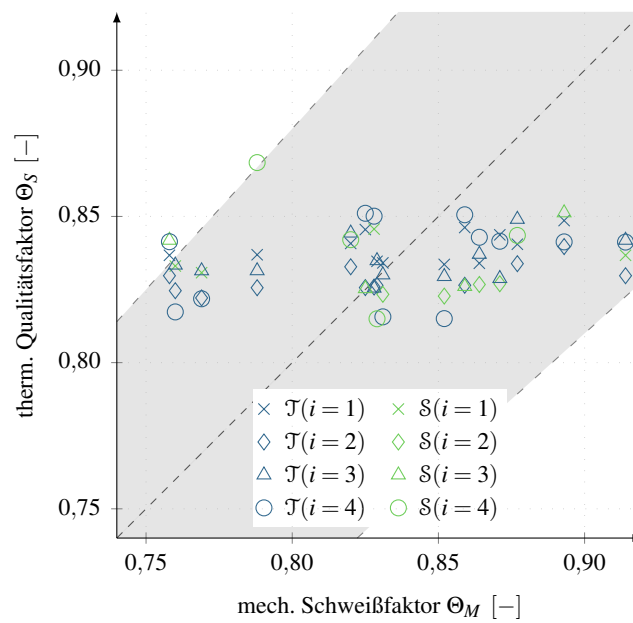


Abb. 7.5 – Korrelationsdiagramm aller Trainings- ($\mathcal{T}$) und resultierenden Testpunkte ($\mathcal{S}$) der Iterationen i bei der speziellen Korrelation in Gruppe II

7.4.3 Gruppe I & II

Als letzte spezielle Korrelation wird eine Kombination aus den Untersuchungsgruppen I und II gebildet, da diese (bis auf die Flügelänge) nahezu identische Versuchsaufbauten aufweisen und somit die Anzahl an Datensätzen ähnlicher Prozesskonfigurationen erhöht werden kann. Dies sollte sich positiv auf die Modellbildung und die Vorhersagequalität auswirken.

Dafür werden deren insgesamt 23 validen Messreihen über generierte Zufallszahlen (ZZ) sortiert und in vier Gruppen mit sechs bzw. fünf Datensätzen unterteilt (Tab. 7.7). Damit werden über eine 4-fache Kreuzvalidierung die Ergebnisse in Tab. 7.8 ermittelt.

Tab. 7.7 – Zufällige Datensatzaufteilung der speziellen Korrelation mit Gruppe I & II für k-fache Kreuzvalidierung ($k = 4$)

Menge	Gruppe	ZZ	$i = 1$	$i = 2$	$i = 3$	$i = 4$
$\mathcal{M}_1$	II-12	1	S	T		
	II-16	2				
	BSL	3				
	II-14	4				
	II-15	5				
	II-10	6				
$\mathcal{M}_2$	I-1	7	T	S	T	
	II-7	8				
	II-8	9				
	I-4	10				
	II-18	11				
	II-13	12				
$\mathcal{M}_3$	II-5	13	T		S	T
	I-6	14				
	II-2	15				
	II-1	16				
	II-9	17				
	II-6	18				
$\mathcal{M}_4$	I-5	19	T			S
	I-3	20				
	II-17	21				
	II-4	22				
	I-2	23				

Die Kombination der beiden Untersuchungsgruppen I und II schlägt sich im Rand-Flächen-Verhältnis ζ_R nieder: einerseits gibt es analog zur Gruppe I starke Untergewichtungen mit Werten von 0,094 ($i = 2$) bzw. 0,170 ($i = 3$). Andererseits sind starke Übergewichtungen mit Werten nahe Eins ($i = \{1,4\}$) gegenüber dem geometrischen Quotienten beobachtbar – ähnlich den Ergebnissen aus Gruppe II.

Die Gewichtung des Aufschmelzgrads θ_m verhält sich analog dazu: einerseits mit dominierender Rolle und Werten um 0,65 in den Iterationen $i = \{1,4\}$ und niedrigeren Faktoren von 0,445 ($i = 4$) sowie annähernd dem nominalen Gewichtungswert für $i = 3$.

Die Gewichtungen des Homogenitätsgrads θ_h schwanken abermals über einen großen Bereich von 0,165 ($i = 4$) bis 0,595 ($i = 2$). Der Faktor für das Kristallisationsvermögens θ_c beweist erneut seine Konstanz und variiert in einem schmalen Band von 0,158 ($i = 2$) bis 0,190 ($i = 4$). Alle ermittelten Rauschterme θ_0 fallen mit Null-Werten heraus, was erneut für die Abbildung über die definierten Temperaturcharakteristika spricht.

Alle vier Durchläufe liefern mittlere Abweichungen der vorhergesagten Fügequalitäten unterhalb des Unsicherheitsbereichs der mechanischen Festigkeiten. Die Tendenz der besonderen Bedeutung der zentralen Arbeitspunkte setzt sich in dieser Untersuchung fort: die Iterationen mit den größten MAE-Werten (wenn auch durchwegs kleiner als $\overline{\Delta\Theta_M}$) sind die Durchläufe, bei denen die Baseline-Versuchsreihen (BSL/II-10 bei $i = 1$; II-1 bei $i = 2$) in der Trainingsmenge $\mathcal{T}$ zur Modellbildung fehlen.

Die binären Metriken zeigen im $\pm 10\%$ -Fehlerband für diese beiden Iterationen reduzierte Werte von 66,7 % bzw. 83,3 % für Genauigkeit und Präzision. Aufgrund der sehr hohen Werte in den übrigen Durchläufen von immer 100 %, ergibt sich im Mittel eine gute Näherung von 87,5 %, wohingegen die Sensitivität durchweg bei 100 % liegt. Im engeren $\pm 2\sigma$ -Vertrauensbereich bleiben die Werte der ersten beiden Durchläufe konstant, während die Iterationen 3 und 4 merklich abfallen auf 66,7 % bzw. 80 %. Im Mittel folgt noch eine Genauigkeit von gut 74 %, ein Präzision von knapp 80 % und eine Trefferquote von 95 %.

In der speziellen Korrelation der kombinierten Gruppen I & II zeigt sich deutlich, dass Vor- und Nachteile beider Datenmengen mitgezogen werden: so können die etwas schwächeren Vorhersagewerte im $\pm 10\%$ -Fehlerband der Gruppe II im Vergleich zur Gruppe I gehalten (Abb. 7.6), die abgefallenen Gütemaße der Gruppe I im $\pm 2\sigma$ -Konfidenzintervall jedoch deutlich angehoben werden. Insgesamt ist die Näherung deutlich robuster und liefert im Allgemeinen eine befriedigende Vorhersagequalität – sowohl absolut ($\overline{\text{MAE}} < \overline{\Delta\Theta_M}$) als auch in der binären Metrik ($\approx 75\%$).

Tab. 7.8 – Ergebnisse der speziellen Korrelation in Gruppe I & II

(a) Gewichtungsfaktoren und absolute Abweichungen								
$k = 4$	ζ_R	θ_0	θ_m	θ_d	θ_h	θ_c	MAE	$\overline{\Delta\Theta_M}$
$i = 1$	0,999	0,000	0,660	0,000	0,178	0,162	0,051	0,056 ●
$i = 2$	0,094	0,000	0,247	0,000	0,595	0,158	0,052	0,061 ●
$i = 3$	0,170	0,000	0,445	0,000	0,387	0,168	0,035	0,052 ●
$i = 4$	0,999	0,000	0,645	0,000	0,165	0,190	0,033	0,062 ●
Mittelwerte							0,043	0,057 ●

(b) Binäre Gütemaße						
$k = 4$	$\pm 10\%$			$\pm 2\sigma$		
	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>
$i = 1$	66,7 %	66,7 %	100,0 %	66,7 %	66,7 %	100,0 %
$i = 2$	83,3 %	83,3 %	100,0 %	83,3 %	83,3 %	100,0 %
$i = 3$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	66,7 %	66,7 %	100,0 %
$i = 4$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	80,0 %	100,0 %	80,0 %
Mittelwerte	87,5 %	87,5 %	100,0 %	74,2 %	79,2 %	95,0 %

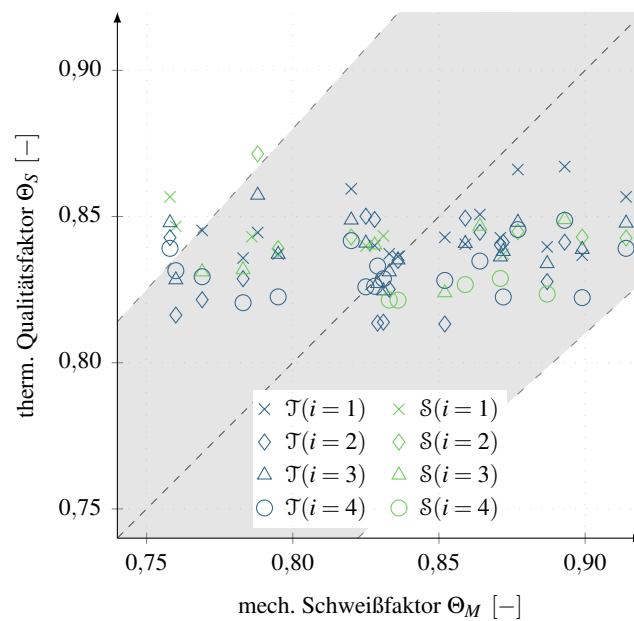


Abb. 7.6 – Korrelationsdiagramm aller Trainings- ($\mathcal{T}$) und resultierenden Testpunkte ($\mathcal{S}$) der Iterationen i bei der speziellen Korrelation in Gruppe I & II

7.5 Isobare Korrelation

Die Ergebnisse der Modellvalidierung in Kapitel 6 zeigten einerseits die fehlende Abbildung unterschiedlicher Fügedrücke in den SÄNGER-Faktoren und damit einen steigenden Modellfehler für zunehmendem Abstand vom zentralen Arbeitspunkt mit Baseline-Bedingungen. Folgerichtig wurde auch bei der speziellen Korrelation in Gruppe I (Abschnitt 7.4.1) die beste Näherung für Datensätze auf gleichem Druckniveau erzielt.

Abgeleitet davon soll in der isobaren Korrelation eine weitgehend druckunabhängige Modellbildung stattfinden, um die generelle Vorhersagequalität des thermischen Modells über alle unterschiedlichen Prozesskonfigurationen auf einer Druckstufe zu untersuchen.

Hierfür werden aus den Untersuchungsgruppen die Messreihen herangezogen, die einen Fügedruck von $1,05 \pm 0,05$ MPa aufweisen. Die so ausgewählten 13 validen Messreihen bekommen generierte Zufallszahlen (ZZ) zugewiesen, werden anschließend aufsteigend sortiert und in drei Gruppen von je vier bzw. fünf Datensätzen aufgeteilt (Tab. 7.9). Die folgende 3-fache Kreuzvalidierung führt zu den Ergebnissen in Tab. 7.10.

Tab. 7.9 – Zufällige Datensatzaufteilung der isobaren Korrelation für k-fache Kreuzvalidierung ($k = 3$)

Menge	Gruppe	ZZ	$i = 1$	$i = 2$	$i = 3$
$\mathcal{M}_1$	II-16	1	$\mathcal{S}$	$\mathcal{T}$	$\mathcal{T}$
	IV-1	2			
	II-9	3			
	I-1	4			
$\mathcal{M}_2$	I-4	5	$\mathcal{T}$	$\mathcal{S}$	$\mathcal{T}$
	II-8	6			
	I-6	7			
	I-5	8			
$\mathcal{M}_3$	I-3	9	$\mathcal{T}$	$\mathcal{T}$	$\mathcal{S}$
	II-5	10			
	II-17	11			
	II-15	12			
	II-4	13			

Die Rand-Flächen-Verhältnisse ζ_R zeigen das komplette Spektrum von nahe Null ($i = 2$) über 0,303 vergleichbar mit dem geometrischen Pendant ($i = 3$) bis fast Eins ($i = 1$). Auffällig ist dabei, dass die letzte typische Übergewichtung mit der Testmenge $\mathcal{M}_1$ erreicht wird, die Messreihen aller betrachteten Gruppen beinhaltet und so die größte Repräsentativität aufweist.

Die Rauschterm θ_0 fallen bis auf einen moderaten Ausreißer (0,157, $i = 2$) komplett heraus, was für eine gute Abbildung mit den verwendeten Charakteristika spricht. Dass der Ausreißer in der Iteration 2 vorkommt, die auch das unrealistischste Rand-Flächen-Verhältnis $\zeta_R = 0$ aufweist, bestätigt die Natur des Rauschterms unbekannte verborgene Variablen abzubilden, die für diese Kombination überproportional stark vorkommen sollten.

7 Modelltraining und Vorhersage

In fast allen Durchläufen wird die Beobachtung aus der Modellvalidierung mit dominierender Rolle des Aufschmelzgrads θ_m bestätigt. Für alle Iterationen kommt es zur erwarteten Übergewichtung im Vergleich zur nominalen Gewichtung mit bis zu dreifacher Verstärkung und Werten zwischen 0,353 und 0,709.

Die Gewichtung des Degradationsgrads θ_d verbleibt erneut bei Null, da auch in dieser Untersuchungsmenge keine Fälle von überhitzen und damit geschädigten Proben vorhanden sind.

Die großen Schwankungen in der Gewichtung des Homogenitätsgrads θ_h setzen sich fort: die Werte schwanken zwischen 0,120 bis 0,503, wobei der zweite Durchlauf etwa dem nominalen Gewichtungswert entspricht (0,239). Die Faktoren des Kristallisationsvermögens θ_c zeigen abermals eine sehr kleine Variation zwischen 0,144 ($i = 1$) und 0,171 ($i = 3$).

Die mittleren Abweichungen aller vorhergesagten Fügequalitäten liegen deutlich unterhalb der Breite des Unsicherheitsbereichs der mechanischen Festigkeiten – im Mittel etwa um die Hälfte. Die binären Metriken bestätigen diese sehr gute Näherung: alle Einzel- und Mittelwerte liegen für das $\pm 10\%$ -Kriterium auf einem Niveau von 100 %. Ähnlich sieht es beim $\pm 2\sigma$ -Konfidenzintervall aus, wobei hier die zweite Iteration als einzige mit einer 50 % Genauigkeit und Präzision heraussticht und die Ausreißerrolle der zuvor beobachteten abweichenden Gewichtungsfaktoren fortschreibt. Bei der Sensitivität erzielen wiederum alle eine 100%ige Trefferquote, was zu einer insgesamt guten Vorhersagequalität führt (Abb. 7.7).

Tab. 7.10 – Ergebnisse der isobaren Korrelation

(a) Gewichtungsfaktoren und absolute Abweichungen									
$k = 3$	ζ_R	θ_0	θ_m	θ_d	θ_h	θ_c	MAE	$\overline{\Delta\Theta_M}$	
$i = 1$	0,999	0,000	0,353	0,000	0,503	0,144	0,032	0,071	●
$i = 2$	0,000	0,157	0,447	0,000	0,239	0,157	0,050	0,059	●
$i = 3$	0,303	0,000	0,709	0,000	0,120	0,171	0,022	0,070	●
Mittelwerte							0,035	0,067	●

(b) Binäre Gütemaße						
$k = 3$	$\pm 10\%$			$\pm 2\sigma$		
	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>
$i = 1$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %
$i = 2$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	50,0 %	50,0 %	100,0 %
$i = 3$	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %	100,0 %
Mittelwerte	100,0 %	100,0 %	100,0 %	83,8 %	83,3 %	100,0 %

7 Modelltraining und Vorhersage

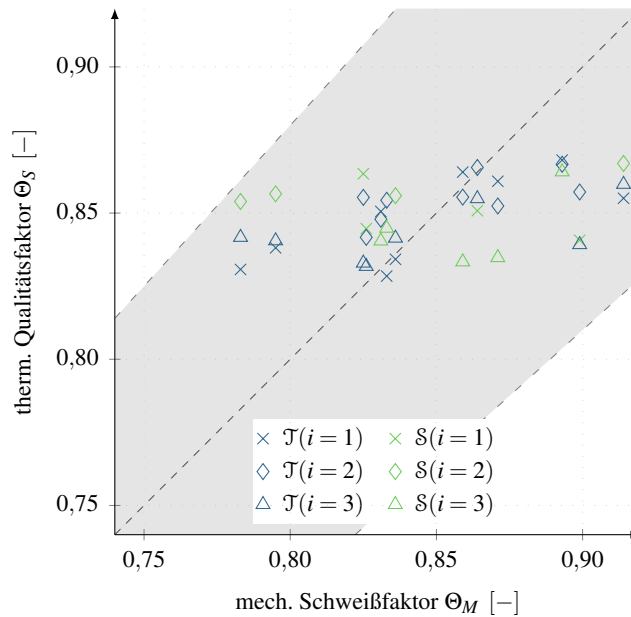


Abb. 7.7 – Korrelationsdiagramm aller Trainings- ($\mathcal{T}$) und resultierenden Testpunkte ($\mathcal{S}$) der Iterationen i bei der isobaren Korrelation

Dennoch zeigt sich im Vergleich zu den Vorhersagen der bisherigen Korrelationen eine signifikante Steigerung an Genauigkeit, Präzision und Sensitivität – besonders in Bezug auf das $\pm 2\sigma$ -Konfidenzintervall (Tab. 7.11). Es bestätigt zudem die Vermutung, dass die Ergebnisse der thermisch-elektrischen Simulation höhere Modellgüten und damit Vorhersagegenauigkeiten liefern, wenn die Druckabhängigkeit in den mechanischen Kennwerten eingegrenzt und somit weitgehend eliminiert wird.

Tab. 7.11 – Vergleich der ermittelten Vorhersagequalitäten aller untersuchten Korrelationen

	MAE	$\overline{\Delta\Theta_M}$		$\pm 10\%$			$\pm 2\sigma$		
				<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>	<i>acc</i>	<i>prec</i>	<i>rec</i>
allgemein	0,038	0,058	●	93,3 %	93,3 %	100,0 %	76,7 %	83,3 %	93,3 %
speziell I	0,043	0,053	●	100,0 %	100,0 %	100,0 %	61,1 %	77,8 %	83,3 %
speziell II	0,041	0,059	●	87,5 %	87,5 %	100,0 %	75,0 %	75,0 %	100,0 %
speziell I+II	0,043	0,057	●	87,5 %	87,5 %	100,0 %	74,2 %	79,2 %	95,0 %
isobar	0,035	0,067	●	100,0 %	100,0 %	100,0 %	83,8 %	83,3 %	100,0 %

Die erzielten Genauigkeiten (*acc*) – insbesondere des $\pm 2\sigma$ -Kriteriums – decken sich sehr genau mit denen von Görick u. a. (2021), die Fügequalitäten beim kontinuierlichen Ultraschallschweißprozess von CF/LMPAEKTM mittels KI-gestützter Prozessdatenanalyse prognostizierten und eine Vorhersagegenauigkeit von 72 % gegenüber getesteten SLS-Proben erzielten.

Zusammenfassung und Ausblick

Gegenwärtig ist die Standardvorgehensweise zur Entwicklung eines neuen Fügeprozesses die experimentelle Probenherstellung innerhalb einer Testpyramide und anschließende Auswertung der Versuchsreihen durch mechanische Prüfung. Durch den sequentiellen Ablauf ist die Entwicklung sehr ressourcenintensiv im Hinblick auf Zeit, Geld und Material, wobei Prozessalternativen oft nicht betrachtet und mögliche Optimierungspotentiale vernachlässigt werden. Auch bietet sie nur eingeschränkte Skalierbarkeit und spätere Erweiterbarkeit des zertifizierten Prozessfensters.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Hypothese einer mechanischen-thermischen Analogie untersucht, um eine Korrelation zwischen mechanisch messbaren Kennwerten und einem neu eingeführten thermisch-basierten Qualitätsfaktor, dem sog. SÄNGER-Faktor nachzuweisen. Aufbauend darauf wurde eine Modellbildung vorgestellt, um die Fügequalität anhand des simulierten Temperaturzustands in der Fügezone vorherzusagen. Diese wurde mittels Single Lap Shear-Versuchen experimentell validiert, anschließend die Vorhersagefähigkeit des erstellten Modells anhand verschiedener Untersuchungsgruppen bewertet und bestätigt. Damit konnten alle anfänglich aufgestellten Forschungsfragen beantwortet und eine Methode gefunden werden, die den experimentellen Aufwand reduziert, die Entwicklungszeit verkürzt und die Variabilität bei der Prozessentwicklung erhöht.

Um perspektivisch die Vorhersage über diesen simulierten Qualitätsfaktor noch zuverlässiger zu machen und damit Aufwände zur mechanischen Charakterisierung weiter reduzieren zu können, leiten sich aus den durchgeführten Untersuchungen mehrere Erweiterungsansätze ab.

Einerseits lieferte die isobare Korrelation mit Proben gleichen Fügedrucks die höchste Modellgüte der betrachteten Gruppen und zeigte deutlich den negativen Einfluss der vernachlässigten Druckabhängigkeit bei der globalen Betrachtung über einen großen Fügedruckbereich. Dieses Verhalten wurde bereits zuvor beobachtet, nachdem die mechanischen Kennwerte für unterschiedlichen Druckstufen variierten, die korrespondierenden (druckunabhängigen) SÄNGER-Faktoren jedoch weitgehend konstant blieben (Abb. 6.4). Zukünftig sollte eine Implementierung mechanischer Freiheitsgrade in der Simulation zur Abbildung des Fügedruckeinflusses auf den resultierenden Temperaturzustand angestrebt werden, um diese Lücke zu schließen.

Gleichzeitig ist die Betrachtung möglicher auftretender Porenbildung in der Fügung möglich, da diese maßgeblich durch Fügedruck und Temperaturverteilung beeinflusst wird (Shi u. a. 2017).

8 Zusammenfassung und Ausblick

Hierfür liefern beispielsweise Pitchumani u. a. (1996) Formulierungen zur Porenbewegung und -einlagerung sowie dem Porenwachstum bei der Verarbeitung thermoplastischer Faserverbunde. Neben der Einlagerung von Luft ist über derartige Modelle auch der Einfluss von Feuchtigkeit im Laminat abbildbar (Kardos u. a. 1986; Anderson und Altan 2015).

Andererseits ist die Erweiterung der mathematischen Formulierung um ein Konsolidierungsmodell denkbar, welches den „Heilungsprozess“ – die sog. AutohäSION (engl. *autohesion*) – der Grenzschichten zu einer Verbindung beschreibt (Kim und Wool 1983). Dieses könnte insbesondere bei unvollständigen Fügungen frühzeitig abgebrochener Prozesse helfen (vgl. Kap. 6.5), da diese bislang nur unzureichend abgebildet werden. Die Ausprägung der Fügung wird dabei vor allem durch den initialen Oberflächenkontakt (engl. *Intimate Contact*) und die anschließende, nach dem Schmelzen auftretende molekulare Diffusion geprägt (Wool und O’Connor 1981). Mantell und Springer (1992) beschrieben dafür einen „*Degree of Intimate Contact*“, den Pitchumani u. a. (1996) aufgriffen und mit einem „*Degree of Healing*“ nach Bastien und Gillespie (1991) schließlich zu einem „*Degree of Bond*“ D_b koppelten. Dieser fand für elektrisches Widerstandsschweißen bereits Anwendung (Ageorges u. a. 1998b; Butler u. a. 1998). Durch seinen Wertebereich von $D_b \in [0,1]$ könnte er direkt als Ψ_b in die Grundgleichung des SÄNGER-Faktors Θ_S aus (Gl. 2.7) integriert werden zu

$$\mathcal{F}_{\text{Sänger}}^*(\vartheta) \quad : \quad \Theta_S^* = \langle \theta | \Psi \rangle = \begin{pmatrix} \theta_0 \\ \theta_m \\ \theta_d \\ \theta_h \\ \theta_c \\ \theta_b \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 1 \\ \Psi_m(\vartheta) \\ \Psi_d(\vartheta) \\ \Psi_h(\vartheta) \\ \Psi_c(\vartheta) \\ \Psi_b(\vartheta) \end{pmatrix}. \quad (\text{Gl. 8.1})$$

Im Gegensatz zur unvollständigen Konsolidierung ist ein (diskretes) Degradationsmodell bereits in der Grundgleichung integriert, jedoch lagen für diesen Fall keine Versuchsdaten zur Validierung vor. Somit konnte nur die Modellbildung verifiziert werden, die folgerichtig die Terme des Degradationsgrads Ψ_d durch Gewichtungen von Null eliminierte. Um die Anwendbarkeit des SÄNGER-Faktors Θ_S auf überhitzte Proben mit Materialdegradation und dadurch reduzierte Fügequalitäten nachzuweisen, sind zukünftig weitere Untersuchungen mit entsprechenden Versuchsreihen notwendig. Dass die Fügefestigkeit negativ durch Materialdegradation beeinflusst wird, wurde in der Literatur wiederholt beobachtet (Ageorges u. a. 2000b; Colak u. a. 2002; Shi u. a. 2011).

Im Zuge dessen ist auch die Modifizierung der aktuell diskreten auf eine kontinuierliche Formulierung vorstellbar, für die häufig Ansätze basierend auf Massenverlust (Pitchumani u. a. 1997) oder Massenverlustrate (Farong u. a. 1987; Nam und Seferis 1992) verwendet werden.

Außerdem bietet sich eine Detaillierung des Kristallisationsmodells bei der Ermittlung des erzeugten Kristallisationsgrads in der Fügezone an. Die bisherige Implementierung stellt nur eine sehr vereinfachte Abschätzung dar, deren Ergebnisse trotz bestandener Plausibilitätsprüfung mit Vorsicht zu behandeln sind. In Kapitel 8 (Teil I) wurde bereits eine wahrscheinliche Unterschätzung aufgrund des schnelleren simulierten Abkühlverhaltens gefolgert, die auch durch die isolierte Betrachtung der einzelnen Elemente und Vernachlässigung von kristallinen Überstrukturen verstärkt wird. Abhilfe könnte hier eine integrierte Simulation des Kristallisationsverhaltens in der FEM-Analyse bringen, welche die Kristallisationskinetiken global für die Fügung betrachtet und berechnet. Solche Ansätze wurden für das elektrische Widerstandsschweißen in der Literatur bereits angewendet (Ageorges u. a. 1998c; Freist 2013; Sekol 2019). Als Nebenaspekt würde hierbei auch der mechanische Freiheitsgrad gekoppelt werden, da der Fügedruck sowohl die Kristallisation (Moneke 2001, S. 33) als auch die Viskosität der Schmelze (Menges u. a. 2014, S. 103 ff.) beeinflusst.

Diese Anknüpfungspunkte für zukünftige Arbeiten können zu einer noch besseren Abbildung des realen Verhaltens führen, mit der der gültige Anwendungsbereich des thermischen Qualitätsfaktors erweitert und die Variabilität des thermischen Modells erhöht werden kann.

Vor dem Hintergrund der fortschreitenden Digitalisierung ist der SÄNGER-Faktor Θ_S damit ein sinnvolles Instrument, das mehrere Vorteile mit sich bringt. Während der Technologieentwicklung erfordert die virtuelle Modellbildung ein sehr gutes Verständnis des Prozesses als auch der dahinterliegenden physikalischen Gesetzmäßigkeiten, wodurch das Risiko unentdeckter Prozessrisiken minimiert wird. Gleichzeitig lässt sich der experimentelle Aufwand und die Entwicklungszeit reduzieren, währenddessen trotzdem mehrere Prozessvarianten mit entsprechenden Parametervariationen digital abgedeckt und Optimierungspotentiale ohne großen Zusatzaufwand ausgeschöpft werden können. Dabei ist der Ansatz des thermisch-basierten Qualitätsfaktors prinzipiell auf alle thermoplastischen Schweißverfahren (z. B. Ultraschallschweißen) übertragbar, solange eine Prozesssimulation zur Charakterisierung des Erwärmungs- und Aufschmelzverhaltens existiert.

Durch den Einsatz des „digitalen Zwillings“ und des davon abgeleiteten thermisch-basierten Qualitätsfaktors in der Bauteilserienfertigung könnten einerseits Begleitproben, mechanische Prüfungen und somit manueller Aufwand verringert werden. Andererseits könnten nachgelagerte Bewertungen langfristig dazu führen, dass hergestellte Bauteile außerhalb des zertifizierten Prozessfensters anhand der abweichenden Prozessparameter simuliert und darüber Rückschlüsse auf die erzeugte Fügequalität gezogen werden können. Der Fokus liegt hierbei auf der Vermeidung von Ausschuss und damit einem nachhaltigeren und verantwortungsvolleren Umgang mit Ressourcen für die Luftfahrt von morgen.

Abbildungsverzeichnis

1.1	Faserverbundanteile in Flugzeugstrukturen 1965 – 2015	1
1.2	Testpyramide nach (FAA 2010)	3
1.3	Aufbau und Schwerpunkte der Arbeit	9
1.4	Modellierungs- und Simulationsprinzip nach (EASA 2020)	11
2.1	Grundbindungen	15
2.2	Strukturformel Polyphenylensulfid (PPS)	16
2.3	Bausteine der aromatischen Polyketone	17
2.4	Strukturformel Polyetheretherketon (PEEK)	17
2.5	Einteilung thermoplastischer Fügeverfahren nach (Yousefpour u. a. 2004)	18
2.6	Schematischer Aufbau beim elektrischen Widerstandsschweißen	19
2.7	Schematischer Versuchsaufbau	21
2.8	Schematischer Fügequerschnitt	21
2.9	Oberflächenvorbereitung des Schweißelements im Kontaktierungsbereich	21
2.10	Verwendete Versuchsstände	23
2.11	Untersuchte Plattengrößen	24
3.1	Spezifischer Widerstand am Leiter	25
3.2	Schematische Kontaktflächen zweier Festkörper	28

Teil I: Thermisch-elektrisches Meso-Composite-Modell

1.1	Modell-Ebenen nach (Marszałek u. a. 2020)	34
1.2	Spezifische Wärme über Temperatur für amorphe und teil-kristalline Thermoplaste	35
1.3	Vergleich der Temperaturverteilung im bestromten blanken Schweißleiter	36
1.4	Mikroskopaufnahmen zur Schmelzentwicklung am 5HS-Schweißelement	36
1.5	Temperaturmessung mit GF-Sensor	38
1.6	Schematischer Temperaturverlauf während des Aufschmelzvorgangs	39
2.1	Beispiel eines fünfbindigen Atlasgewebes mit sich wiederholenden Einheitszellen	42
2.2	Mosaik-Modell-Herleitung für ein fünfbindiges Atlasgewebe nach (Ishikawa 1982)	43
2.3	Idealisierungsschritte anhand eines realen Schweißleiters (Schliffbild)	44
2.4	Kontaktflächenklassifizierung und Faserkontinuitätskopplungen im ideal. Mosaik-Modell	45
2.5	Experimentelle und simulierte Schweißleitertemperaturen	47
2.6	Kontaktflächenklassifizierung im realen Schweißleiter (eingefärbtes Schliffbild)	48
2.7	Interplanare Kontaktflächenbreiten eines realen Schweißleiters (Schliffbild)	48
2.8	Kontaktflächenform unterschiedlicher geometrischer Körper	49
2.9	Interplanare Kontaktflächenbreiten innerhalb der Einheits Elemente des Mosaik-Modells	49
3.1	Parallel- und Reihenschaltung der Wärmeleitfähigkeiten in der UD-Schicht	56
3.2	Richtungsabhängige Wärmeleitfähigkeiten in Mosaik-UD-Elementen	57
3.3	Ermittlung der Wärmeleitfähigkeiten in Gewebeverbunden nach (Lecointe 1999)	58
3.4	Definition des mittleren Krümmungswinkels im 5-bd. Atlasgewebe nach (Villière u. a. 2013)	60
4.1	Elektrisches System mit Einzel- und Gesamtwiderständen des Versuchsaufbaus beim elektrischen Widerstandsschweißprozess	61

Abbildungsverzeichnis

4.2	Gemessene Gesamtwiderstände über Schweißleitertemperatur	64
4.3	Normierte Gesamtwiderstände über Schweißleitertemperatur	64
4.4	Gemittelte normierte Gesamtwiderstände über Schweißleitertemperatur mit LN-Näherungen	65
4.5	Arrheniusgraph zur Koeffizientenermittlung von $\frac{E_a}{k}$	67
4.6	Verhältnis der Querschnittsflächen des M ³ -Modells und des vermessenen Schweißleiters .	69
4.7	Modellierung der Kontaktverhältnisse eines perforierten Schweißelements	71
4.8	Messreihen zur Untersuchung der Spannungsabhängigkeit gemessener Gesamtwiderstände von CF-Schweißleitern (Ziche und Endraß 2020)	72
5.1	Schematische thermische Übergänge im Simulationsmodell	76
5.2	Definition des Oberflächenmodells nach LEE UND SPRINGER (1987)	78
5.3	Oberflächenprofilmessungen verwendeter Lamine	81
5.4	Rechtecke gleicher Breiten zur Oberflächenparameterermittlung heißgepresster Lamine .	82
5.5	Rechtecke gleicher Breiten in der Ebene (schematisch)	83
5.6	Schematischer Aufbau eines Hochdruckkapillarviskosimeters (HKV) nach (Schröder 2018)	85
5.7	Scheinbare Viskosität von PPS über scheinbarer Scherrate für untersch. Temperaturniveaus	86
5.8	Arrheniusgraph zur dynamischen Viskosität von PPS Fortron® 0214B1-SF3001	87
5.9	Viskositäten von PPS/LMPAEK™ über Temperatur	87
5.10	Mechanische Modelle mit sechseckigen Krafteinleitungsflächen	88
5.11	Simulierte Kontaktdruckverteilungen in der Fügezone	90
6.1	Ablaufschema der numerischen Umsetzung	98
6.2	Modellierungsansätze für Geometrie und FEM-Meshes	99
6.3	Webungsmatrizen für verschiedene Bindungsarten	101
6.4	Bestimmung des Webungszustandes eines Elements durch Vergleich mit Webungsmatrix .	102
6.5	Vorgehensweise Faserkopplung (0°-Richtung/x-Achse)	103
6.6	Schematischer Verlauf von ϵ über Temperatur	105
6.7	Vorgehensweise interplanare Kontaktflächen (IP)	106
6.8	Vorgehensweise Interfilament-Kontaktflächen (IF)	107
6.9	Vorgehensweise Harzkeil-Kontaktflächen (HK)	107
6.10	Grafische Beschreibung der vier Dimensionen des Wärmeübergangskoeffizienten nach (ANSYS 2021a, S. 19 ff.)	109
6.11	Ablaufschema des Pre-Processing „TBLTCC“	111
6.12	Positions-, Temperatur- und Zeitsegmentierung von TBLTCC	112
6.13	Lineare Näherungen der verwendeten Wärmeleitfähigkeiten	112
6.14	Schematische Darstellung der angewendeten Randbedingungen	114
6.15	Zeitlicher Verlauf der Temperaturrandbedingung der Invar-Druckstücke	116
6.16	Normierter zeitlicher Verlauf der elektrischen Lasten beim Ein-/Ausschaltvorgang	117
6.17	Integrationspunkte zur Mittelwertberechnung	119
6.18	Schematische Segmentierung zur Dokumenterstellung während der Abkühlphase	119
7.1	Schematische Positionen der Temperaturmessungen	124
7.2	Besonderheiten im Interface der GF-Isolationsschicht und des Grundlaminats	125
7.3	Bezugsflächen der elektrischen Randbedingungen im Simulationsmodell	126
7.4	Analogien zwischen mechanischen und thermischen Größen nach (ANSYS 2021b)	128
7.5	Übertragene Validierungsmaßgabe nach (Safarian 2015)	129
7.6	Simulierte Grundlaminat-Temperaturen der Fügeflächen	149
7.7	Experimentell beobachtbare und simulierte Temperaturverteilung im Gewebe	150

Abbildungsverzeichnis

8.1	Gemessene/simulierte Temperaturverläufe in der Fügezone mit Kristallisationsbereich bei PPS	152
8.2	Experimentelle und simulierte Schweißleitertemperaturen	153
Teil II: Sängler-Faktor		
1.1	Hergestellte Probekörper der Gruppe I und II	166
1.2	Spannungsverteilung in Abhängigkeit von der Überlappungsbreite nach (Habenicht 2008)	166
1.3	Schematischer Probekörper mit und ohne Bohrung im Fugebereich	166
1.4	SLS-Bruchbilder getesteter verschweißter Proben	167
1.5	Untersuchung des Einflusses unkonsolidierter Randbereiche auf maximale SLS-Bruchlasten	167
1.6	Bruchbilder SLS-getesteter Proben mit validem und invalidem Bruchverhalten	169
1.7	Verwendete Single Lap Shear-Proben	170
1.8	Auftretende Belastungen an verwendeten SLS-Probengeometrien	170
1.9	Abmessungen an der einfachen Single Lap Shear-Probe	171
2.1	Wasserultraschallaufnahme einer inhomogen verschweißten Probe mit Einschlüssen	181
3.1	DSC-Aufheizkurven von Cetex® TC1100-Laminat (CF/PPS) mit Aufschmelzgrad Ψ_m . . .	186
3.2	DSC-Aufheizkurven von Cetex® TC1225-Laminat (CF/LMPAEK™) mit Aufschmelzgrad Ψ_m	187
3.3	TGA-Aufheizkurven von Cetex® TC1100-Laminat (CF/PPS) mit Degradationsgrad Ψ_d . .	189
3.4	Schematische Verteilung der absoluten/relativen Elementtemperaturen	191
3.5	Definition des M-Score nach (Melcher 2012; Raabe 2016, S. 22 f.)	192
3.6	Resultierender Homogenitätsgrad $\Psi_{h,M-Score}$ für verschiedene Nenner-Werte	194
3.7	Definition des modifizierten M-Scores als Homogenitätsgrad $\Psi_{h,M-Score}$	194
3.8	Verlauf des relativen/absoluten Kristallisationsgrads reinen PPS bei verschiedenen Abkühlraten	196
3.9	DSC-Abkühlkurven von Cetex® TC1100-Laminat (CF/PPS)	201
3.10	DSC-Abkühlkurven von Cetex® TC1225-Laminat (CF/LMPAEK™)	201
3.11	AVRAMI-Plot mit Fitting für reines PPS/LMPAEK™	201
3.12	Ermittelte gefittete Datenpunkte $\mathcal{K}_{max}$, $\mathcal{T}_{max}$ und $\mathcal{D}$ für verschiedene Abkühlraten mit bestimmten Näherungsfunktionen nach logarithmischer bzw. potenzieller Regression . . .	204
3.13	Geometrische Unterscheidung zwischen Rand- und Flächenbereiche	206
4.1	„SF“-User Interface	209
4.2	Referenzierung der Knoten-/Element-Ergebnisse zu den einzelnen Fügepartnern	210
4.3	Schematische ROI-Definition des Fugebereichs	212
4.4	„SF“-User Interface zur Eingabe der Materialparameter	213
4.5	„SF“-User Interface zur Eingabe der mechanischen Kennwerte	214
4.6	„SF“-User Interface zur Eingabe der Randbedingungen	214
4.7	Ablaufplan zur Ermittlung des Aufschmelzgrads $\Psi_{m,i}$	216
4.8	Ablaufplan zur Ermittlung des Degradationsgrad $\Psi_{d,i}$	216
4.9	Ablaufplan zur Ermittlung des absoluten/relativen Homogenitätsgrads Ψ_h	217
4.10	Ablaufplan zur Ermittlung des Kristallisationsvermögens Ψ_c	219
4.11	Verteilung der Elemente anhand ihrer Temperatur über ihrem örtlichen Temperaturgradienten	222
4.12	Kombinatorikbaum aller möglichen und untersuchten Kombinationen	222
4.13	Untersuchungen der Gefügemorphologie geschweißter Proben	226
5.1	Typischer Arbeitsablauf des maschinellen Lernens nach (Choo u. a. 2021, S. 20)	227
5.2	Ablaufplan zur Ermittlung des SÄNGER-Faktors Θ_S	228

Abbildungsverzeichnis

5.3	Übertragene Validierungsmaßgabe nach (Safarian 2015)	230
5.4	Ermittelter mechanischer Schweißfaktor Θ_M mit $\pm 2\sigma$ -Vertrauensbereich, zugehörigem SÄNGER-Faktor Θ_S und Abstand beider Kennwerte J_a (MAE)	231
5.5	Veranschaulichung von Genauigkeit und Präzision nach (Askew 2010)	233
6.1	Ablaufdiagramm zur Findung des globalen Optimums (Orientierungslauf)	236
6.2	Ablaufdiagramm zur Findung des globalen Optimums (Detaillierungslauf)	239
6.3	Korrelationsdiagramme zwischen mechanischen und thermischen Schweißfaktoren	245
6.4	Korrelationsdiagramm der Untersuchungsgruppen III und IV	246
6.5	Lage der EoD-Versuche im Korrelationsdiagramm mit $\pm 10\%$ -Fehlerband nach (EASA 2020)	248
6.6	Gemessene und simulierte Temperaturverläufe in der Fügezone	249
7.1	Validitätsszenarios nach (Oberkamp u. a. 2003, S. 19)	251
7.2	Betrachtungsgruppen zur Korrelationsuntersuchung	252
7.3	Schematische Vorgehensweise zur k-fachen Kreuzvalidierung	253
7.4	Korrelationsdiagramm der speziellen Korrelation in Gruppe I	259
7.5	Korrelationsdiagramm der speziellen Korrelation in Gruppe II	262
7.6	Korrelationsdiagramm der speziellen Korrelation in Gruppe I & II	265
7.7	Korrelationsdiagramm der isobaren Korrelation	268

Anhang

A.1	Hüllgeometrie des erstellen Simulationsmodells	310
B.1	Ersatzschaltbild eines Schweißleiters aus $0^\circ/90^\circ$ -Kohlenstofffasergewebe	311
C.1	Schliffbild und Lagenaufbau einer verschweißten Probe mit SE-Dickenmessung	312
C.2	Schliffbild des Fügezon-Randbereichs einer verschweißten Probe	313
F.1	Intervalle statistischer Sicherheiten der GAUSS'schen Normalverteilung um den Mittelwert	335
F.2	Menge der Stichprobenpunkte unterhalb eines p-Quantils mit $p = 0,8$	338
G.1	Typische DSC-Aufheizkurven mit charakteristischen Punkten	340
G.2	Typische DSC-Abkühlkurve mit Kristallisation und charakteristischen Temperaturpunkten	341

Anmerkung: Alle Bilder, Abbildungen und Grafiken – sofern in den Bildunterschriften nicht anders kenntlich gemacht – sind vom Autor aufgenommen und/oder erstellt worden und das Urheberrecht liegt daher bei ihm.

Tabellenverzeichnis

2.1	Untersuchte Prozessvarianten und -konfigurationen	24
Teil I: Thermisch-elektrisches Meso-Composite-Modell		
2.1	Ermittelte elektrische Übergangskoeffizienten ϵ	51
3.1	Errechnete Faservolumengehalte verwendeter Lamine	54
4.1	Regressionskoeffizienten zum Temperaturverhalten der 200/600 mm-Schweißleiter	65
4.2	Regressionskoeffizienten zur Geometrieabhängigkeit des CF-Gewebesweißleiters nach (Sänger u. a. 2024)	66
4.3	Reale Regressionskoeffizienten α_T für Schweißleiter-Varianten	66
4.4	Arrhenius-Koeffizienten für Schweißleiter-Varianten	68
4.5	Gemessene Anfangswiderstände mit Messstrom und Netzteilspannung	72
4.6	Verwendete Korrekturfaktoren des Kontaktwiderstandes ζ_K	73
5.1	Übersicht verschiedener Ansätze zur Mikrokontaktmodellierung	77
5.2	Real gemessene und fiktive Oberflächenparameter	84
5.3	Ermittelte und verwendete Oberflächenparameter	84
5.4	Ermittelte Arrhenius-Koeffizienten der dynamischen Viskosität	86
5.5	Übersicht der idealisierten homogenen zu simulierten gemittelten Fügedrücken	92
5.6	Ermittelte und verwendete quasi-elastische thermische Übergangskoeffizienten τ_K^{QE}	95
6.1	Verwendete FEM-Elementanzahl für unterschiedliche Schweißleiter-Konfigurationen . . .	99
6.2	Definition numerischer 2D-Tabellen der elektrischen Übergangskoeffizienten	105
6.3	Wärmeübergangskoeffizienten für freie Konvektion abstrahlender Flächen	115
6.4	Emissionsgrade abstrahlender Flächen	115
7.1	Verwendete Prozessvarianten und -konfigurationen zur Validierung des Simulationsmodells	123
7.2	Simulierte und gemessene Interfacetemperaturen CF/GF am Ende der Bestromungsphase .	131
7.3	Simulierter und gemessener Gesamtwiderstand zu Beginn der Bestromungsphase	133
7.4	Simulierter und gemessener Gesamtwiderstand am Ende der Bestromungsphase	135
7.5	Simulierte und gemessene resultierende elektrische Spannungen/Ströme zu Beginn der Bestromungsphase	137
7.6	Simulierte und gemessene resultierende elektrische Spannungen/Ströme am Ende der Be- stromungsphase	138
7.7	Simulierter und analytischer Schweißleiterwiderstand zu Beginn der Bestromungsphase .	141
7.8	Simulierter und analytischer Schweißleiterwiderstand am Ende der Bestromungsphase . .	143
7.9	Simulierte und gemessene Außentemperaturen des Grundlaminats am Ende der Bestro- mungsphase	145
7.10	Simulierte und gemessene Druckstücktemperaturen am Ende der Bestromungsphase . . .	147

Tabellenverzeichnis

Teil II: Sänger-Faktor

1.1	Festgelegte Parametergrenzen des Design of Experiment in Gruppe II	161
1.2	Probenübersicht aller Untersuchungsgruppen	162
1.3	Ermittelte Fügefestigkeiten und korrespondierende Bruchlasten untersuchter Referenzproben	164
1.4	Versagensarten des Single Lap Shear-Tests nach (Hou und Friedrich 1992)	168
1.5	Nominale Dicken der verwendeten Materialien	173
1.6	Mechanische Zugergebnisse (SLS) aller untersuchten Prozessproben mit errechneten me- chanischen Schweißfaktoren Θ_M	175
3.1	DSC-Ergebnisse zum Aufschmelzverhalten (10 K/min) verwendeter Lamine	185
3.2	Ermittelte Temperaturdifferenzen und mechanische Schweißfaktoren mit Nenner-Werten .	194
3.3	DSC-Ergebnisse zum Kristallisationsverhalten verwendeter Lamine	199
3.4	Statische Kristallisationskinetikparameter für CF/PPS / CF/LMPAEK TM durch Curve Fitting	202
3.5	Ermittelte Regressionskoeffizienten C_1 bis C_6 der Näherungsfunktionen für $\mathcal{H}_{max}$, $\mathcal{I}_{max}$ und $\mathcal{D}$	203
3.6	Initiale Kristallisationsgrade verwendeter Lamine nach Datenblättern und DSC-Analysen	205
4.1	Diskretisierter Aufschmelzgrad Ψ_m für CF/PPS und CF/LMPAEK TM	215
4.2	Auszug des erzeugten Datensatzes	224
5.1	Generische Wahrheitsmatrix	232
5.2	Wahrheitsmatrix zur Bewertung des thermischen Modells	232
6.1	Ergebnisse des ersten Optimierungslaufs	237
6.2	Festgelegte Randbedingungen	238
6.3	Ergebnisse des zweiten Optimierungslaufs (alle Kombinationen mit MSE-Minimum) . . .	240
6.4	Bestimmter Parametersatz für globale Korrelation	240
6.5	Global ermittelte thermische SÄNGER-Faktoren Θ_S mit mechanischen Schweißfaktoren Θ_M	242
6.6	Binäre Gütemaße bei der globalen Korrelation	244
6.7	EoD-Probenübersicht mit jeweiligen Prozessparametern und verwendeten Materialien . .	247
6.8	Global ermittelte thermische SÄNGER-Faktoren Θ_S mit mechanischen Schweißfaktoren Θ_M der EoD-Prozessproben	248
7.1	Datensatzaufteilung der allgemeinen Korrelation	254
7.2	Ergebnisse der allgemeinen Korrelation	255
7.3	Datensatzaufteilung der speziellen Korrelation mit Gruppe I	257
7.4	Ergebnisse der speziellen Korrelation in Gruppe I	259
7.5	Datensatzaufteilung der speziellen Korrelation mit Gruppe II	260
7.6	Ergebnisse der speziellen Korrelation in Gruppe II	261
7.7	Datensatzaufteilung der speziellen Korrelation mit Gruppe I & II	263
7.8	Ergebnisse der speziellen Korrelation in Gruppe I & II	265
7.9	Datensatzaufteilung der isobaren Korrelation	266
7.10	Ergebnisse der isobaren Korrelation	267
7.11	Vergleich der ermittelten Vorhersagequalitäten aller untersuchten Korrelationen	268

Tabellenverzeichnis

Anhang

A.1	Stoffwerte trockener Luft bei 20 °C	310
A.2	Charakteristische Längen und Rayleigh-Zahlen	310
C.1	SE-Dickenmessungen verschweißter Proben	313
D.1	Cetex® TC1100 Carbon 5HS Woven Fabric Reinforced Laminate	314
D.2	EC5 Glasfaserlaminat US120	315
D.3	Cetex® TC1225 Standard Modulus Carbon 145 gsm UD Tape	315
D.4	Cetex® TC1225 High Strength Carbon 5HS Woven Fabric Laminate	316
D.5	TORAYCA™ T300JB 3K Standard Modulus Kohlenstofffaser	316
D.6	VDM® Invar36 (1.3912 Ni36)	317
D.7	AGK Keramik K-Therm® AS600M	317
D.8	Kupfer CW004A (Cu-ETP – 2.0065)	318
D.9	ExactPlastics Silikon	318
D.10	Aluminium EN AW-6060 (Al Mg Si)	318
D.11	Temperaturabhängige Materialdichten ρ (ϑ) CF/PPS / GF/PPS	319
D.12	Temperaturabhängige Materialdichten ρ (ϑ) CF/LMPAEK™ / GF/LMPAEK™	320
D.13	Temperaturabhängige spez. Wärmekapazität c_p (ϑ) CF/PPS / GF/PPS	321
D.14	Temperaturabhängige spez. Wärmekapazität c_p (ϑ) von CF/LMPAEK™ / GF/LMPAEK™	321
D.15	Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) UD-Elemente CF/PPS	322
D.16	Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) UD-Elemente CF/LMPAEK™	323
D.17	Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) CF/PPS-Gewebe	324
D.18	Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) GF/PPS-Gewebe	324
D.19	Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) GF/LMPAEK™-Gewebe	325
D.20	Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) CF/LMPAEK™-UD-Platte	326
D.21	Empirische temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) Polyimid (PI)-Klebeband	327
D.22	Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ_{Luft} (ϑ) trockener Luft	328
D.23	Temperaturabhängiger spezifischer Widerstand ρ (ϑ) UD-Elemente	329
D.24	Elektrischer Übergangskoeffizient Kontaktierung ϵ_K Gruppe I	330
D.25	Elektrischer Übergangskoeffizient Kontaktierung ϵ_K Gruppe II	330
D.26	Elektrischer Übergangskoeffizient Kontaktierung ϵ_K Gruppe III	331
D.27	Elektrischer Übergangskoeffizient Kontaktierung ϵ_K Gruppe IV	331
F.1	Faktoren der Student- t -Verteilung für $p = 95 \%$ (zweiseitiger Vertrauensbereich)	336

Abkürzungsverzeichnis

in alphabetischer Reihenfolge

5HS	5 Harness Satin (Atlasbindung)
8HS	8 Harness Satin (Atlasbindung)
ABS	Airbus Standard (Part)
AFP	Automated Fibre Placement
AIMS	Airbus Material Specification
AIPI	Airbus Process Instruction
AIPS	Airbus Process Specification
AITM	Airbus Test Method
AMP	Ampere
APC-2	PEEK Matrix mit AS4 Kohlenstofffaserverstärkung
ASTM	American Society for Testing and Materials
BSL	Baseline
CF	Carbon Fibre (Kohlenstofffaser)
CMP	Composite
CO ₂	Kohlenstoffdioxid
DCB	Double Cantilever Beam
DIN	Deutsche Industrienorm
DLR	Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt e. V.
DoE	Design of Experiment
DOF	Degree of Freedom (Freiheitsgrad)
DS	Druckstück
DSC	Differential Scanning Calorimetry
EASA	European Union Aviation Safety Agency
ECC	Electrical Contact Conductance
EN	Europäische Norm
EU	Europäische Union
FAA	Federal Aviation Administration
FEM	Finite Elemente Methode
FVG	Faservolumengehalt
FMG	Fasermassengehalt
GF	Glasfaser
GND	Grounding (elektr. Erdung)
GUI	Graphical User Interface
HK	Harzkeil
HKV	Hochdruckkapillarviskosimeter
ICT	Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie

Abkürzungsverzeichnis

ID	Identifikationsnummer
IF	Interfilament
IF	Interface
IGCV	Fraunhofer-Institut für Gießerei-, Composite- und Verarbeitungstechnik
IP-E	Interplanar Ebene
IP-O	Interplanar Ondulation
KEYOPT	Key Options
KI	Künstliche Intelligenz
KPP	Key Performance Parameter
LFA	Laser-Flash-Analyse
LMPAEK™	Low-Melt Polyaryletherketone
LSS	Lap Shear Strength
M ³	Modifiziertes Mosaik-Modell
MAE	Mean Absolute Error
ML	maschinelles Lernen
MRM	Institut für Materials Resource Management, Universität Augsburg
MSE	Mean Squared Error
NH	Normalspannungshypothese
PA6.6	Polyamid
PAEK	Polyaryletherketone
PAN	Polyacrylnitril
PCS	Process Control Specimen
PEEK	Polyetheretherketon
PEI	Polyetherimid
PI	Polyimid
PID	Proportional Integral Derivative (Regler)
PP	Polypropylen
PPS	Polyphenylensulfid
PW	Plain Weave (Leinwandbindung)
QE	quasi-elastisch
REM	Rasterelektronenmikroskop
ROM	Rule of Mixture (Mischungsregel)
RT	Raumtemperatur
SE	Schweißelement
SF	SÄNGER-Faktor
SLS	Single Lap Shear
SW	Schlüsselweite
TCC	Thermal Contact Conductance
TDS	Technical Data Sheet (Technisches Datenblatt)

Abkürzungsverzeichnis

TMA	Thermomechanische Analyse
UD	unidirektional
VDM®	Vereinigte Deutsche Metallwerke
VOLT	Voltage
WF	DLR-Institut für Werkstofftechnik
WLF	Williams–Landel–Ferry-Gleichung
UI	User Interface
US	Ultraschall
XRD	X-ray Diffraction (Röntgenbeugung)
ZLP	DLR-Zentrum für Leichtbauproduktionstechnologie
ZZ	Zufallszahl

Liste verwendeter Symbole

in SI Einheiten

a	m	Radius kreisförmiger Kontaktfläche
a_0	m	initiale Kontakthöhe
a_m	$\frac{\text{m}^2}{\text{s}}$	Temperaturleitfähigkeit der Matrix
$\tilde{\alpha}$	°	mittlerer Krümmungswinkel
α_T	Ω	Regressionskoeffizient temperaturabhängiger Gesamtwiderstand
acc	—	accuracy (Genauigkeit)
A	m^2	Querschnittsfläche
A_F	m^2	Fügefläche
A_K	m^2	Kontaktfläche
b	m	(Leiter-) Breite
$b_{\square}$	m	Elementbreite/Rovingsbreite
b_0	m	initiale Kontaktbreite
b_K	m	Kontaktbreite
$b_{\ddot{u}}$	m	Überlappbreite
β	$\frac{1}{^{\circ}\text{C}}$	Wärmeausdehnungskoeffizient
β_T	$\frac{\Omega}{\ln(^{\circ}\text{C})}$	Regressionskoeffizient temperaturabhängiger Gesamtwiderstand
c_p	$\frac{\text{J}}{\text{kg}\cdot\text{K}}$	spezifische Wärmekapazität
C_{η}	$\text{Pa}\cdot\text{s}$	Arrhenius-Konstante der dynamischen Viskosität
C_{ϱ}	$\Omega\cdot\text{m}$	Arrhenius-Konstante des temperaturabhängigen Schweißleiterwiderstands
$\dot{\gamma}$	$\frac{1}{\text{s}}$	scheinbare Scherrate
γ_1/γ_2	—	empirische Regressionskoeffizienten Kontaktwiderstand R_K^{emp}
d	m	Durchmesser
d	m	Kräftepaarabstand (Fügedicke)
δ	m	Spaltdicke
δ_1/δ_2	—	empirische Regressionskoeffizienten Kontaktwiderstand R_K^{emp}
$\mathcal{D}$	$^{\circ}\text{C}$	Ziabicki-Term
D_b	—	Degree of Bond (Konsolidierungsgrad)
D_{ic}	—	Degree of Intimate Contact (Kontaktgrad)
$D_{ic,0}$	—	initialer Kontaktgrad
ε	—	Emissionsgrad
ϵ	$\frac{\text{S}}{\text{m}^2}$	elektrischer Übergangskoeffizient (<i>Electrical Contact Conductance</i> , ECC)
ζ_a	—	Verhältnis der Knotenanzahlen Außenseite
ζ_A	—	Querschnittsflächenverhältnis
ζ_{IF}	—	Verhältnis der Knotenanzahlen Fügeinterface
ζ_K	—	Breitenverhältnis
ζ_R	—	Rand-Flächen-Verhältnis
$\Delta\zeta_R$	—	numerische Schrittweite des Rand-Flächen-Verhältnisses

Liste verwendeter Symbole

$\zeta_{R,g}$	—	geometrisches Rand-Flächen-Verhältnis
ζ_χ	—	Verhältnis aufgeschmolzene/unaufgeschmolzene Bereiche
η	Pa · s	dynamische Viskosität
η_{ap}	Pa · s	scheinbare Viskosität
e	%	relative Fehlerabweichung
e_α	m	Ondulationshöhe
E	$\frac{N}{m^2}$	Elastizitätsmodul
E_η	$\frac{J}{mol}$	Fließaktivierungsenergie der dynamischen Viskosität
E_ϱ	eV	Aktivierungsenergie des temperaturabhängigen Schweißleiterwiderstands
f_n	—	False Negatives (falsch negativ)
f_p	—	False Positives (falsch positiv)
F	N	Kraft
F_{max}	N	maximale Bruchlast
$F_{max,\tau}$	N	maximale Bruchlast des reinen Schubfalls
F_t	N	Tangentialkraft
$\mathcal{F}_{Mech}$	—	mechanischer Schweißfaktor (symbolisch)
$\mathcal{F}_{Sänger}$	—	thermisch-basierter Qualitätsfaktor (symbolisch)
$\mathcal{G}$	—	Menge des Gesamtdatensatzes
$\mathcal{G}(\chi_r)$	—	Nakamura-Funktion
Gr	—	GRASHOF-Zahl
h	m	(Leiter-/Proben-) Höhe
$h_\square$	m	Elementhöhe/Rovinghöhe
Δh_c	$\frac{J}{g}$	spezifische Kristallisationsenthalpie
Δh_{cc}	$\frac{J}{g}$	spezifische Nachkristallisationsenthalpie
Δh_m	$\frac{J}{g}$	spezifische Schmelzenthalpie
Δh_∞	$\frac{J}{g}$	spezifische Kristallisationsenthalpie einer 100% kristallinen Probe
$h_\theta(x)$	—	Hypothesenfunktion
h	$\frac{W}{m^2 \cdot K}$	thermischer Übergangskoeffizient
h^∞	$\frac{W}{m^2 \cdot K}$	thermischer Übergangskoeffizient bei freier Konvektion in Luft (laminar)
H	Pa	Oberflächenhärte
I	A	elektrische Stromstärke
J	$\frac{A}{m^2}$	elektrische Stromdichte
J_a	—	Verlustfunktion MAE
J_s	—	Verlustfunktion MSE
$\bar{J}$	—	mittlerer Kreuzvalidierungsfehler
$\mathcal{K}(T, \dot{T})$	$\frac{1}{s}$	Ziabicki-Funktion
$\mathcal{K}_{max}$	$\frac{1}{s}$	Ziabicki-Term
$\kappa_\varnothing$	$\frac{1}{K}$	Temperaturkoeffizient des elektrischen Widerstandes
λ	$\frac{W}{m \cdot K}$	thermische Leitfähigkeit (Wärmeleitfähigkeit)
l_α	m	Ondulationshalblänge

Liste verwendeter Symbole

L	m	(Leiter-) Länge
L_F	m	Fügelänge
L_j	m	bestromte Länge
$\tilde{L}$	m	charakteristische Länge
m	kg	Masse
M_b	Nm	Biegemoment
$\mathcal{M}_i$		i -te Teilmenge bei der k -fachen Kreuzvalidierung
ν	—	Querkontraktionszahl (POISSON-Zahl)
ν	$\frac{\text{m}^2}{\text{s}}$	kinematische Viskosität
n	—	(Element-/Knoten-) Anzahl
n_g	—	geometrischer Flottierungsabstand
$n_{K,g}$	—	geometrischer Flottierungsabstand Kettfäden
$n_{S,g}$	—	geometrischer Flottierungsabstand Schussfäden
n_{ϵ_K}	—	Anzahl Einleitungselemente
ξ_1/ξ_2	—	empirische Regressionskoeffizienten Schweißleiterwiderstand R_{SE}^{emp}
p	Pa	Druck
p_F	Pa	Fügedruck
p_K	Pa	Kontaktierungsdruck
p_L	Pa	Leistungsdruck
p_S	Pa	Schmelzdruck
p_∞	Pa	Umgebungsdruck
Pr	—	PRANDTL-Zahl
$prec$	—	precision (Präzision)
φ	—	Faservolumengehalt
Φ	—	Fasermassengehalt
Φ^M	—	Harzmassengehalt
q	$\frac{\text{J}}{\text{g}}$	spezifischer Wärmestrom
$\dot{q}$	$\frac{\text{W}}{\text{m}^2}$	Wärmestromdichte
$\dot{Q}$	W	Wärmestrom
ρ	$\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}$	Dichte
r	m	Radius
rec	—	recall (Sensitivität)
R	Ω	elektrischer Widerstand
R^2	—	Bestimmtheitsmaß
R_μ	Ω	Übergangswiderstand
Ra	—	RAYLEIGH-Zahl
ϱ	$\Omega \cdot \text{m}$	spezifischer Widerstand
s_x		Standardabweichung der Einzelmessung
$s_{\bar{x}}$		Standardabweichung des Mittelwerts
$\mathcal{S}$		Menge des Testdatensatzes

Liste verwendeter Symbole

σ_b	$\frac{N}{m^2}$	Zugspannung aus Biegebeanspruchung
σ_{max}	$\frac{N}{m^2}$	maximale Bruchspannung
σ_v	$\frac{N}{m^2}$	Vergleichsspannung
τ	s	Endzeitpunkt (Integrationsgrenze)
τ_{ap}	$\frac{N}{m^2}$	scheinbare Schubspannung
τ	$\frac{N}{m^2}$	Schubspannung
τ_t	$\frac{N}{m^2}$	tangentialer Schubspannungsanteil
τ_w	$\frac{N}{m^2}$	Zugscherfestigkeit Schweißung
τ_∞	$\frac{N}{m^2}$	Zugscherfestigkeit Grundmaterial
τ	$\frac{W}{m^2 \cdot K}$	thermischer Übergangskoeffizient (<i>Thermal Contact Conductance</i> , TCC)
τ_K	$\frac{W}{m^2 \cdot K}$	thermischer Übergangskoeffizient der Kontaktflächen
t	s	Zeitpunkt
t	—	Faktor nach Student- t -Verteilung
t_K	m	Kerbtiefe
t_n	—	True Negatives (korrekt negativ)
t_p	—	True Positives (korrekt positiv)
θ	°	Faserorientierungswinkel
θ_i	—	Gewichtungsfaktoren der Hypothesenfunktion
$\Delta\theta_i$	—	numerische Schrittweite der Gewichtungsfaktoren der Hypothesenfunktion
$\hat{\theta}$	—	Parametersatz optimierter Gewichtungsfaktoren
ϑ	°C	Temperatur
$\hat{\vartheta}$		Vektor mit Temperaturskalaren
$\bar{\vartheta}_e$	°C	gemittelte Elementtemperatur
$\bar{\vartheta}'_e$	$\frac{°C}{m}$	gemittelter Gesamttemperaturgradient
$\Delta\vartheta_c$	°C	<i>Range Extender</i> -Temperaturdifferenz
Θ_M	—	mechanischer Schweißfaktor
Θ_S	—	thermisch-basierter Qualitätsfaktor (SÄNGER-Faktor)
$\mathcal{T}$		Menge des Trainingsdatensatzes
T	K	absolute Temperatur
$\dot{T}$	$\frac{K}{s}$	Temperaturrate
T_{cc}	°C	Kalkristallisationstemperatur
$T_{c,end}$	°C	Endset-Kristallisationstemperatur
$T_{c,end,e}$	°C	extrapolierte Endset-Kristallisationstemperatur
$T_{c,on}$	°C	Onset-Kristallisationstemperatur
$T_{c,on,e}$	°C	extrapolierte Onset-Kristallisationstemperatur
$T_{c,peak}$	°C	Peak-Kristallisationstemperatur
T_d	°C	Degradationstemperatur
T_{end}	°C	Endset-Schmelztemperatur
$T_{end,e}$	°C	extrapolierte Endset-Schmelztemperatur
T_g	°C	Glasübergangstemperatur

Liste verwendeter Symbole

T_m	°C	(Kristallit-) Schmelztemperatur
T_{on}	°C	Onset-Schmelztemperatur
$T_{on,e}$	°C	extrapolierte Onset-Schmelztemperatur
T_{peak}	°C	Peak-Schmelztemperatur
T_u	°C	Umwandlungstemperatur
T_A	K	Oberflächentemperatur
T_∞	K	Umgebungstemperatur
$\mathcal{T}_{max}$	°C	Ziabicki-Term
χ_a	—	absoluter Kristallisationsgrad
$\hat{\chi}_a$	—	kombinierter absoluter Kristallisationsgrad der Fügezone
χ_a^{min}	—	minimaler absoluter Kristallisationsgrad (numerisch)
$\Delta\chi_a^{max}$	—	maximal erlaubte Änderung der Kristallisation
χ_r	—	relativer Kristallisationsgrad
$\psi_{i,F}$	—	lokales Charakteristikum i im Flächenbereich
$\psi_{i,R}$	—	lokales Charakteristikum i im Randbereich
Ψ_c	—	Kristallisationsvermögen der konsolidierten Fügung
Ψ_d	—	Degradationsgrad
Ψ_h	—	Homogenität der Temperaturverteilung (Homogenitätsgrad)
Ψ_m	—	Aufschmelzgrad
u	—	rekursiver Iterator M ³ -Modellierung
U	V	elektrische Spannung
v	—	rekursiver Iterator M ³ -Modellierung
V	m ³	Volumen
$\dot{V}$	$\frac{m^3}{s}$	Volumenstrom
$\mathcal{V}$		Menge des Validierungsdatensatzes
w_0	m	initiale Spaltbreite
W_b	m ³	Widerstandsmoment
W_{el}	J	elektrische Arbeit
x_i		Regressoren der Hypothesenfunktion
x_p		p -Quantil
y		tatsächlicher Wert (Regression)

Liste verwendeter Symbole

Indizes

x, y, z	Achsrichtungen im Koordinatensystem
$\parallel$	in Faserrichtung
$\perp$	quer zur Faserrichtung
f	Faser
m	Matrix
h	horizontal
v	vertikal
o	oben
u	unten
a	außen
j	bestromt
F	Fügung
K	Kontakt
0	initial
N	normiert
emp	empirisch
DSC	experimentell aus DSC-Messungen
∞	Umgebung
nom	nominal
$real$	real
$\square$	im Mosaik-Modell
$\boxed{0^\circ}$	UD-Zelle 0° -Richtung (Mosaik-Modell)
$\boxed{90^\circ}$	UD-Zelle 90° -Richtung (Mosaik-Modell)
Exp	experimentell
Sim	simuliert
mxw	MAXWELL-Modell
eff	effektiv
ref	Referenzwert
ini	initial
min	Minimum
max	Maximum
ip	interpoliert

Konstanten & Umrechnungen

Absolute Temperatur	$T = \vartheta + 273,15 \text{ K}$
Universelle Gaskonstante	$R = 8,314 \frac{\text{J}}{\text{mol} \cdot \text{K}}$
STEFAN-BOLTZMANN-Konstante	$\sigma = 5,678 \cdot 10^{-8} \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot \text{K}^4}$
BOLTZMANN-Konstante	$k = 8,617342 \cdot 10^{-5} \frac{\text{eV}}{\text{K}}$
Erdbeschleunigung	$g = 9,80665 \frac{\text{m}}{\text{s}^2}$

Literaturverzeichnis

- Abry, J., S. Bochart, A. Chateauminois, M. Salvia und G. Giraud. 1999. „In situ detection of damage in CFRP laminates by electrical resistance measurements“. *Composites Science and Technology* 59 (6): 925–935. ISSN: 0266-3538. DOI: 10.1016/S0266-3538(98)00132-8.
- Ageorges, C., L. Ye und M. Hou. 2000a. „Experimental investigation of the resistance welding for thermoplastic-matrix composites. Part I: heating element and heat transfer“. *Composites Science and Technology* 60 (7): 1027–1039. ISSN: 0266-3538. DOI: 10.1016/S0266-3538(00)00005-1.
- . 2000b. „Experimental investigation of the resistance welding of thermoplastic-matrix composites. Part II: optimum processing window and mechanical performance“. *Composites Science and Technology* 60 (8): 1191–1202. ISSN: 0266-3538. DOI: 10.1016/S0266-3538(00)00025-7.
- . 2001. „Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32 (6): 839–857. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/S1359-835X(00)00166-4.
- Ageorges, C., L. Ye, Y. Mai und M. Hou. 1998a. „Characteristics of resistance welding of lap shear coupons. Part I: Heat transfer“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29 (8): 899–909. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/S1359-835X(98)00022-0.
- . 1998b. „Characteristics of resistance welding of lap shear coupons. Part II: Consolidation“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29 (8): 911–919. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/S1359-835X(98)00023-2.
- . 1998c. „Characteristics of resistance welding of lap-shear coupons. Part III: Crystallinity“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29 (8): 921–932. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/S1359-835X(98)00024-4.
- AGK, (AGK Hochleistungswerkstoffe GmbH). 2004. *AGK Werkstoffdatenblatt Gruppe K-Therm® AS M*.
- Ahmed, T., D. Stavrov, H. Bersee und A. Beukers. 2006. „Induction welding of thermoplastic composites—an overview“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (10): 1638–1651. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2005.10.009.
- Airbus. 2012. *Manufacturing of monolithic parts with thermoplastic material*. Airbus Process Specification, AIPS 03-02-020, Issue 5.
- . 2015a. *Determination of Tensile Lap Shear Strength of Composite Joints*. Airbus Test Method, AITM 1-0019, Issue 4.
- . 2015b. *Guidance to remove Process Control Specimen (PCS) Testing on A350XWB-900 & -1000 Composite Components*, V029ME1505005, Issue 1.
- . 2017. „Composites: Airbus continues to shape the future“. <https://www.airbus.com/en/newsroom/news/2017-08-composites-airbus-continues-to-shape-the-future>.
- . 2019a. *A350XWB-900 Composite Manufacturing Requirements (CMR) for STEP 6 S16/18 Panelline AUG Side Shell RH*. Composite Manufacturing Requirements, CMR-V53473170, Issue C.00. Premium Aerotec.
- . 2019b. *Anti-Corrosion Dry Glass Fabric*. Airbus Material Specification, AIMS 05-08-002, Issue 2.
- . 2019c. *Carbon fibre fabrics reinforced Polyphenylene Sulphide resin (PPS): Laminates (consolidated plates) with or without lightning protection, with or without anti-corrosion protection*. ABS5045 Issue 11.
- . 2019d. *Global Market Forecast 2019-2038: Cities, Airports & Aircraft*.
- . 2020a. *Carbon Fabric, 285g/m² fibre area mass with 43% PPS Thermoplastic or equivalent thermoplastic*. Airbus Material Specification, AIMS 05-09-00, Issue 4.
- . 2020b. *Manufacture of Monolithic parts with Thermoset Prepreg Materials (AIPS03-02-019)*. Airbus Process Specification, AIPS 03-02-019, Issue 13.
- . 2022. *Manufacturing of monolithic parts with thermoplastic material*. Airbus Process Instruction, AIPS 03-02-020, Issue 4.
- Akin, Ataş und İnal Oğuzcan. 2018. „Experimental Characterisation and Prediction of Elastic Properties of Woven Fabric Reinforced Textile Composite Laminates“. *Eskişehir Technical University Journal of Science and Technology A-Applied Sciences and Engineering* 19 (3): 660–670.

Literaturverzeichnis

- Alghamdi, A. 2014. „Investigating the effect of manufacturing porosity and damage growth on thermal diffusivity of ceramic matrix composites“. Diss., The University of Manchester.
- AMaD, (Aerospace Manufacturing and Design). 2015. „Airbus focuses on thermoplastic composite materials“. Besucht am 14. Oktober 2022. <https://www.aerospacemanufacturinganddesign.com/news/airbus-focuses-thermoplastic-composite-recycle-012215/>.
- Anderson, J. und M. Altan. 2015. „Formation of voids in composite laminates: Coupled effect of moisture content and processing pressure“. *Polymer Composites* 36 (2): 376–384. DOI: 10.1002/pc.22952.
- ANSYS. 2009. *Contact Technology Guide*. Release 12.0.
- . 2011. *ANSYS Mechanical APDL Element Reference*. Release 14.0.
- . 2021a. *Ansys Parametric Design Language Guide*. Release 2021 R2.
- . 2021b. *Heat Transfer Fundamentals: Module 01*. Release 2021 R2.
- . 2022a. *Command Reference*. Release 2022R1.
- . 2022b. *Theory Reference*. Release 2022 R1.
- Antonetti, V.W., T.D. Whittle und R.E. Simons. 1993. „An Approximate Thermal Contact Conductance Correlation“. *Journal of Electronic Packaging* 115 (1): 131–134. ISSN: 1043-7398. DOI: 10.1115/1.2909293.
- Arnold, S., P. Murthy, B. Bednarczyk, J. Lawson, J. Monk und C. Bauschlicher. 2016. „Multiscale Modeling of Carbon/Phenolic Composite Thermal Protection Materials: Atomistic to Effective Properties“. NASA/TM–2016-219124.
- Askew, P. 2010. „Precisely Wrong?“ Speaking Data. Besucht am 14. Februar 2024. <https://speakingdata.blogspot.com/2010/12/precisely-wrong.html>.
- ASTM-D-1002. 2001. *Standard Test Method for Apparent Shear Strength of Single-Lap-Joint Adhesively Bonded Metal Specimens by Tension Loading (Metal-to-Metal)*. American Society for Testing und Materials. DOI: 10.1520/D1002-10.
- AVK, (Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V.) 2014. *Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites: Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen*. 4. Aufl. Springer Fachmedien. ISBN: 978-3-658-02755-1.
- Avrami, Melvin. 1939. „Kinetics of Phase Change. I: General Theory“. *The Journal of Chemical Physics* 7 (12): 1103–1112. DOI: 10.1063/1.1750380.
- . 1940. „Kinetics of Phase Change. II: Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei“. *The Journal of Chemical Physics* 8 (2): 212–224. DOI: 10.1063/1.1750631.
- . 1941. „Granulation, Phase Change and Microstructure: Kinetics of Phase Change. III“. *The Journal of Chemical Physics* 9:177–184. DOI: 10.1063/1.1750631.
- Baehr, H. und S. Kabelac. 2016. *Thermodynamik*. Springer-Lehrbuch. Springer. ISBN: 978-3-662-49567-4.
- Bastien, L.J. und J.W. Gillespie. 1991. „A non-isothermal healing model for strength and toughness of fusion bonded joints of amorphous thermoplastics“. *Polymer Engineering & Science* 31 (24): 1720–1730. DOI: 10.1002/pen.760312406.
- Batista, N., P. Olivier, G. Bernhart, M. Rezende und E. Botelho. 2016. „Correlation between degree of crystallinity, morphology and mechanical properties of PPS/carbon fiber laminates“. *Materials Research* 19 (1): 195–201. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2015-0453.
- Bayerl, T., M. Duhovic, P. Mitschang und D. Bhattacharyya. 2014. „The heating of polymer composites by electromagnetic induction – A review“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 57:27–40. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2013.10.024.
- Bednarczyk, B.A., B. Stier, J. Simon, S. Reese und E.J. Pineda. 2015. „Meso- and micro-scale modeling of damage in plain weave composites“. *Composite Structures* 121:258–270. ISSN: 0263-8223. DOI: 10.1016/j.compstruct.2014.11.013.
- Bellman, R. 1961. *Adaptive Control Processes: A Guided Tour*. Princeton University Press. ISBN: 978-1-400-87466-8.
- Benatar, A. und T.G. Gutowski. 1989. „Ultrasonic welding of PEEK graphite APC-2 composites“. *Polymer Engineering & Science* 29 (23): 1705–1721. ISSN: 1548-2634. DOI: 10.1002/pen.760292313.
- Bender, B. und Dietmar Göhlich, Hrsg. 2020. *Dubbel: Taschenbuch für den Maschinenbau*. Bd. 1. 26. ISBN: 978-3-662-59710-1.

Literaturverzeichnis

- Benford, D., T. Powers und S. Moseley. 1999. „Thermal conductivity of Kapton tape“. *Cryogenics* 39 (1): 93–95. ISSN: 0011-2275. DOI: 10.1016/S0011-2275(98)00125-8.
- Berger, J. 2013. *Technische Mechanik für Ingenieure: Band 2: Festigkeitslehre*. Viewegs Fachbücher der Technik. Vieweg+Teubner Verlag. ISBN: 978-3-322-89898-2.
- Beyrle, M., Manuel Endraß, F. Fischer, Michael Kühnel, A. Schuster, T. Stefani, Roland Glück u. a. 2017. „Automated Production and Joining of High Performance Structures out of Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics“. *CAMX 2017-Composites and Advanced Materials Expo*.
- Bikar, M.G. 2004. *Werkstoffdatenblatt EN AW-6060*.
- Blanken, K. 2019. „Charakterisierung von UD Kohlenstofffasermaterial zur Beheizung von Faserverbund-Heizsystemen“. Studienarbeit, TU Braunschweig.
- Boeing. 2021. *Commercial Market Outlook 2021-2040*.
- Bonmatin, M., F. Chabert, G. Bernhart und T. Djilali. 2021. „Rheological and crystallization behaviors of low processing temperature poly(aryl ether ketone)“. *Journal of Applied Polymer Science* 138 (47): 51402. DOI: 10.1002/app.51402.
- Botsch, B. 2023. *Maschinelles Lernen - Grundlagen und Anwendungen: Mit Beispielen in Python*. Springer Berlin. ISBN: 978-3-662-67276-1.
- Bradley, M. 2015. „Void Modeling in Resin Infusion“. Master Thesis, Brigham Young University.
- Brandt, L. 2022. „Setup of a Simulation Based Forecast of Critical Quality Metrics for Thermoplastic Automated Fiber Placement“. In *SAMPE Europe Conference 2022*.
- Branson Ultrasonics. 1971. *Polymers: Characteristics and Compatibility for Ultrasonic Assembly*. Technical Information PW-1. Danbury, CT.
- Browne, J. und K. Mohamed. 2017. *Assessing the Effects of Process Temperature on Crystallization Kinetics of Polyphenylene Sulfide Utilizing Differential Scanning Calorimetry (DSC)*. Report TA395. Texas Instruments.
- Bruin, A. de. 2020. „Investigating the Degree of Crystallinity in Ultrasonically Welded Thermoplastic Composite Joints“. Master Thesis, Delft University of Technology.
- Buchalik, R., G. Nowak und I. Nowak. 2024. „The Impact of Asymmetric Contact Resistance on the Operating Parameters of Thermoelectric Systems“. *Energies* 17 (3). ISSN: 1996-1073. DOI: 10.3390/en17030599.
- Buchwald, Y. 2019. „Der virtuelle Weg zur Zulassung“. *DLR magazin*, Nr. 161, 14–17. ISSN: 2190-0094.
- Butler, C.A., R.L. McCullough, R. Pitchumani und J.W. Gillespie. 1998. „An Analysis of Mechanisms Governing Fusion Bonding of Thermoplastic Composites“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 11 (4): 338–363. DOI: 10.1177/089270579801100404.
- CAMPUSPlastics. 2023. „FORTRON® 0214“. Datasheet. Besucht am 16. Februar 2023. <https://www.campusplastics.com/campus/de/datasheet/FORTRON+0214/Ticona/163/5ca98f75>.
- Carbone, R. und A. Langella. 2009. „Numerical modeling of resistance welding process in joining of thermoplastic composite materials using comsol multiphysics“. In *Proceedings of the COMSOL Conference 2009*, Milan.
- Celanese. 2013. *Fortron® PPS*. Kurzinformation.
- Çengel, Y.A. 2003. *Heat Transfer: A Practical Approach*. McGraw-Hill series in mechanical engineering. McGraw-Hill. ISBN: 978-0-072-45938-8.
- Chaphalkar, P. und A. Kelkar. 1999. „Analytical and experimental elastic behavior of twill woven laminate“. In *Proceedings of the 12th International Conference on Composite Materials, Paris, France*.
- Charles, J.A. und D.W. Wilson. 1981. „A model of passive thermal nondestructive evaluation of composite laminates“. *Polymer Composites* 2 (3): 105–111. DOI: 10.1002/pc.750020305.
- Chollet, F. 2018. *Deep Learning mit Python und Keras: Das Praxis-Handbuch vom Entwickler der Keras-Bibliothek*. mitp Professional. MITP. ISBN: 978-3-958-45840-6.
- Choo, K., E. Greplova, M. Fischer und T. Neupert. 2021. *Machine Learning kompakt: Ein Einstieg für Studierende der Naturwissenschaften*. essentials. Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN: 978-3-658-32267-0.

Literaturverzeichnis

- Cianetti, F., G. Morettini, M. Palmieri und G. Zucca. 2019. „Virtual qualification of aircraft parts: test simulation or acceptable evidence?“ AIAS 2019 International Conference on Stress Analysis, *Procedia Structural Integrity* 24:526–540. ISSN: 2452-3216. DOI: 10.1016/j.prostr.2020.02.047.
- Clean Sky 2. 2019. *The next generation Multifunctional Fuselage Demonstrator - leveraging thermoplastics for cleaner skies*. Brussels.
- . 2020. *PRODIGE: Virtual certification methodologies are on the horizon*. Brussels.
- Cogswell, F. 2013. *Thermoplastic Aromatic Polymer Composites: A Study of the Structure, Processing and Properties of Carbon Fibre Reinforced Polyetheretherketone and Related Materials*. Elsevier Science. ISBN: 978-1-483-16476-2.
- Colak, Z.S., F.O. Sonmez und V. Kalenderoglu. 2002. „Process Modeling and Optimization of Resistance Welding for Thermoplastic Composites“. *Journal of Composite Materials* 36 (6): 721–744. DOI: 10.1177/0021998302036006507.
- Cooper, M., B. Mikic und M. Yovanovich. 1969. „Thermal Contact Conductance“. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 12:279–300. DOI: 10.1016/0017-9310(69)90011-8.
- Cooper, T., I. Reagan, C. Porter und C. Franzoni. 2021. *Global Fleet and MRO Market Forecast 2021-2031*. Report. Oliver Wyman Consultancy.
- Costa, A.P.d., E.C. Botelho, M.L. Costa, N.E. Narita und J.R. Tarpani. 2012. „A Review of Welding Technologies for Thermoplastic Composites in Aerospace Applications“. *Journal of Aerospace Technology and Management* 4 (3): 255–265. ISSN: 0403-3912.
- Cox, B. und G. Flanagan. 1997. *Handbook of Analytical Methods for Textile Composites*. Technischer Bericht 4750. Langley Research Center.
- Desio, G.P. und L. Rebenfeld. 1992. „Crystallization of fiber-reinforced poly(phenylene sulfide) composites. II. Modeling the crystallization kinetics“. *Journal of Applied Polymer Science* 45 (11): 2005–2020. DOI: 10.1002/app.1992.070451115.
- Díaz, J. und L. Rubio. 2003. „Developments to manufacture structural aeronautical parts in carbon fibre reinforced thermoplastic materials“. Proceedings of the International Conference on the Advanced Materials Processing Technology, 2001. *Journal of Materials Processing Technology* 143-144:342–346. ISSN: 0924-0136. DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00450-3.
- DIN 1910-100. 2005. *Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe: Teil 100: Metallschweißprozesse mit Ergänzungen zu DIN EN 14610:2005*. (Deutsches Institut für Normung).
- DIN EN 2243-1. 2007. *Prüfverfahren - Teil 1: Bestimmung der Bindefestigkeit von einschneitig überlappten Klebungen im Zugversuch*. (Deutsches Institut für Normung).
- DIN EN ISO 11664-4. 2008. *Farbmetrik - Teil 4: CIE 1976 L*a*b* Farbenraum*. (Deutsches Institut für Normung).
- DLR, Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt e.V., Institut für Werkstoffforschung (WF). 2020. „Widerstands geschweißte Lamine: Erste Ergebnisse aus Schlifffen“. Löbbecke, M. und K. Kotzur (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- . 2023. „Analyse der thermischen Diffusivität und der spezifischen Wärmekapazität von PPS“. Stiewe, C. (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- Doege, E. und B. Behrens. 2016. *Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen*. VDI-Buch. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-662-43890-9.
- Domininghaus, H. 2013. *Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen*. Elsner, P., P. Eyerer und T. Hirth (Hrsg.). VDI-Buch. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-642-16173-5.
- Donaldson, K.Y., H.D. Bhatt, D.P.H. Hasselman, K. Chyung und M.P. Taylor. 1993. „Role of Interfacial Gaseous Heat Transfer in the Transverse Thermal Conductivity of a Uniaxial Carbon Fiber-Reinforced Aluminoborosilicate Glass“. *Journal of the American Ceramic Society* 76 (7): 1888–1891. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1993.tb06669.x.
- EASA, (European Union Aviation Safety Agency). 2020. *Proposed Certification Memorandum on Modelling & Simulation – CS-25 Structural Certification Specifications*. Certification Memoranda CM-S-014.
- Eden, K. und H. Gebhard. 2014. *Dokumentation in der Mess- und Prüftechnik: Messen - Auswerten - Darstellen Protokolle - Berichte - Präsentationen*. Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN: 978-3-658-06114-2.

Literaturverzeichnis

- Ehrenstein, G., G. Riedel und P. Trawiel. 2004. *Thermal Analysis of Plastics: Theory and Practice*. Hanser. ISBN: 978-1-569-90362-9.
- Endraß, M., S. Jarka, M. Löbbecke, J. Freund, S. Bauer und M. Kupke. 2023. „On the influence of process control on temperature uniformity and bondline characteristics in electrical resistance welding of carbon fiber-reinforced polyphenylene sulfide“. In *Proceedings of the 3rd International Conference on Advanced Joining Processes*.
- Endraß, Manuel, S. Jarka, S. Bauer, A. Huber, C. Stehncken, L. Larsen und M. Kupke. 2019. „Upscaling Resistance Welding - Joining of Carbon Fiber Composites for Full-Scale Aerospace Components“. SAMPE Europe Conference 2019, 17. September 2019. Nantes, Frankreich.
- EU, (Europäische Kommission). 2011. *Flightpath 2050 : Europe's vision for aviation : maintaining global leadership and serving society's needs*. KI-31-11-098-EN-C. Report of the High-Level Group on Aviation Research. Luxembourg: Publications Office. ISBN: 978-9-279-19724-6.
- Exact Plastics. 2021. *Technisches Datenblatt Silikonmatten*.
- FAA, (Federal Aviation Administration). 2010. *Composite Aircraft Structure*. Advisory Circular AC 20-107B.
- . 2012. *Aviation Maintenance Technician Handbook: Airframe*. Bd. 1. Newcastle: Aviation Supplies & Academics Inc. ISBN: 978-1-560-27950-1.
- Fahrmeir, L., C. Heumann, R. Künstler, I. Pigeot und G. Tutz. 2016. *Statistik: Der Weg zur Datenanalyse*. Version 8. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-662-50372-0.
- Farong, H., W. Xueqiu und L. Shijin. 1987. „The thermal stability of polyetherimide“. *Polymer Degradation and Stability* 18 (3): 247–259. ISSN: 0141-3910. DOI: 10.1016/0141-3910(87)90005-X.
- Flemming, M., G. Ziegmann und S. Roth. 1995. *Faserverbundbauweisen: Fasern und Matrices*. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-642-63352-2.
- Fletcher, L. und D. Gyorog. 1970. „Prediction of Thermal Contact Conductance between Similar Metal Surfaces“. In *5th Thermophysics Conference*. American Institute of Aeronautics and Astronautics.
- Fogra, Forschungsinstitut für Medientechnologien e.V. 2022. *ProzessStandard Digitaldruck: Handbuch 2022*.
- Freist, C. 2013. „Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Widerstandsschweißen endlosfaser- und kurzfaserverstärkter thermoplastischer Hochleistungsstrukturen“. Diss., Universität Stuttgart.
- Frick, A. und C. Stern. 2017. *Einführung in die Kunststoffprüfung: Prüfmethoden und Anwendungen*. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG. ISBN: 978-3-446-44988-6.
- Gadletz, V. 2020. Persönliche Korrespondenz.
- Gerthsen, T. 2007. *Chemie für den Maschinenbau. Bd 1: Anorganische Chemie für Werkstoffe und Verfahren*. 495. KIT Scientific Publishing. ISBN: 978-3-866-44079-1.
- Ghani, A.A., M. Yaakob, M. Salim und J. Mahmud. 2019. „Hardness Assessment of Hybrid Composite CFRP and GFRP“. *International Journal of Recent Technology and Engineering* 8 (1S5): 86–93. ISSN: 2277-3878.
- Gigliotti, L. und S.T. Pinho. 2015. „Virtual Testing of Large Composite Structures: A Multiple Length/Time-Scale Framework“. *Journal of Multiscale Modelling* 06 (03): 1550008. DOI: 10.1142/S1756973715500080.
- Girdauskaite, L., G. Haasemann und S. Krzywinski. 2011. „Modellierung und Simulation“. Kap. 15 in *Textile Werkstoffe für den Leichtbau: Techniken - Verfahren - Materialien - Eigenschaften*, Cherif, C. (Hrsg.). Springer-Verlag. ISBN: 978-3-642-17991-4.
- Görick, D., L. Larsen, M. Engelschall und A. Schuster. 2021. „Quality Prediction of Continuous Ultrasonic Welded Seams of High-Performance Thermoplastic Composites by means of Artificial Intelligence“. FAIM 2021, *Procedia Manufacturing* 55:116–123. ISSN: 2351-9789. DOI: 10.1016/j.promfg.2021.10.017.
- Grasmeder, J. 2021. „LMPAEK™ kurz erklärt - und warum es sich so gut für Verbundwerkstoffe und additive Fertigung eignet“. Besucht am 18. August 2023. <https://www.victrex.com/de/blog/2021/lmpaek>.
- Grasmeder, J. und C. Burger. 2021. „PEEK oder PAEK? Was verbirgt sich hinter dem Begriff?“. Besucht am 18. August 2023. <https://www.victrex.com/de/blog/2021/peek-or-paek>.
- Grouve, W., L. Warnet, B. Rietman, H. Visser und R. Akkerman. 2013. „Optimization of the tape placement process parameters for carbon-PPS composites“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 50:44–53. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2013.03.003.

Literaturverzeichnis

- Guglhör, Thomas. 2017. „Experimentelle und modellhafte Betrachtung des Konsolidierungsprozesses von carbonfaserverstärktem Polyamid-6“. Doktorarbeit, Universität Augsburg.
- Habenicht, G. 2008. *Kleben: Grundlagen, Technologien, Anwendungen*. VDI-Buch. Springer. ISBN: 978-3-540-85264-3.
- Haberhauer, H. und F. Bodenstein. 2018. *Maschinenelemente: Gestaltung, Berechnung, Anwendung*. Springer-Lehrbuch. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-662-53047-4.
- Hannoschöck, N. 2018. *Wärmeleitung und -transport: Grundlagen der Wärme- und Stoffübertragung*. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-662-57572-7.
- Hemmen, A. 2016. „Direktbestromung von Kohlenstofffasern zur Minimierung von Zykluszeit und Energieaufwand bei der Herstellung von Karbonbauteilen“. Diss., Universität Augsburg. URN: urn:nbn:de:bvb:384-opus4-38373.
- Henze, N. 2021. *Stochastik für Einsteiger: Eine Einführung in die faszinierende Welt des Zufalls*. Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN: 978-3-662-63840-8.
- Henze, R. 2023. Persönliche Korrespondenz.
- Hering, E., D. Flottmann, R. Gräf, R. Martin, M. Stohrer, K. Schöffler und W. Schulz. 2009. *Taschenbuch der Mathematik und Physik*. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-540-78684-9.
- Hertz, H. 1881. „Über die Berührung fester elastischer Körper“. *Journal für die reine und angewandte Mathematik* 92. DOI: 10.1515/crll.1882.92.156.
- Herwig, H. 2013. *Wärmeübertragung A-Z: Systematische und ausführliche Erläuterungen wichtiger Größen und Konzepte*. VDI-Buch. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-642-56940-1.
- Herwig, H. und A. Moschallski. 2007. *Wärmeübertragung: Physikalische Grundlagen - Illustrierende Beispiele - Übungsaufgaben mit Musterlösungen*. Studium Technik. Vieweg+Teubner Verlag. ISBN: 978-3-834-89070-2.
- Hexcel®. 2023. *HexTow™ AS4 Carbon Fiber*. Product Data Sheet CTA 311 AG23.
- Hojo, M. und T. Aoki. 1993. „Thickness Effect of Double Cantilever Beam Specimen on Interlaminar Fracture Toughness of AS4/PEEK and T800/epoxy Laminates“. In *Composite Materials: Fatigue and Fracture*, Stinchcomb, W.W. und N.E. Ashbaugh (Hrsg.), 4:281–298. ISBN: 978-0-803-15222-9.
- Hojo, M., S. Matsuda und S. Ochiai. 1997. „Delamination Fatigue Crack Growth in CFRP Laminates under Mode I and II Loadings-Effect of Mesoscopic Structure on Fracture Mechanism“. In *Proceedings of the International Conference on Fatigue of Composites*, 15–26.
- Hojo, M., S. Matsuda, O. Shojiro, A. Murakami und H. Akimoto. 1999. „The role of interleaf/base lamina interphase in toughening mechanism of interleaf-toughened CFRP“. *Iic* 2.
- Holm, R. 1958. *Elektrische Kontakte*. 3. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-662-23790-8.
- Holman, J. 2009. *Heat Transfer*. McGraw-Hill Education. ISBN: 978-0-073-52936-3.
- Holmes, S.T. und J.W. Gillespie. 1993. „Thermal Analysis for Resistance Welding of Large-Scale Thermoplastic Composite Joints“. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 12 (6): 723–736. DOI: 10.1177/073168449301200609.
- Hopmann, C. und W. Michaeli. 2017. *Einführung in die Kunststoffverarbeitung*. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG. ISBN: 978-3-446-45356-2.
- Horn, M., G. Doll und S. Bauer. 2022. *LuFo V.3 Technologie-Bausteine für zukünftige thermoplastische Rumpfanwendungen*. Technischer Bericht 20W1721D.
- Hou, M. und K. Friedrich. 1992. „Resistance welding of continuous glass fibre-reinforced polypropylene composites“. *Composites Manufacturing* 3 (3): 153–163. ISSN: 0956-7143. DOI: 10.1016/0956-7143(92)90078-9.
- Hou, M., L. Ye und Y. Mai. 1999. „An Experimental Study of Resistance Welding of Carbon Fibre Fabric Reinforced Polyetherimide (CF Fabric/PEI) Composite Material“. *Applied Composite Materials* 6 (1): 35–49. ISSN: 1573-4897. DOI: 10.1023/A:1008879402267.
- Howie, I., J. Gillespie und A. Smiley. 1993. „Resistance Welding of Graphite-Polyarylsulfone/Polysulfone Dual-Polymer Composites“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 6 (3): 205–225. DOI: 10.1177/089270579300600303.
- Hsu, C., C. Chang und C. Lin. 2016. *A Practical Guide to Support Vector Classification*. Technischer Bericht. National Taiwan University.

Literaturverzeichnis

- Hultink, G. 2022. Persönliche Korrespondenz.
- ICT, Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT). 2019. „Analyse des thermischen Verhaltens von CF/PP-S-Laminaten anhand von DSC- und TGA-Messungen“. Galus, Y. (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- . 2020. „Analyse des thermischen Verhaltens von CF/LMPAEK™ anhand von DSC- und TGA-Messungen“. Lüssenheide, S. (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- . 2021. „Bestimmung der Viskosität von PPS mittels Hochdruckkapillarviskosimetrie (HKV)“. Lüssenheide, S. (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- IGCV, Fraunhofer-Institut für Gießerei-, Composite- und Verarbeitungstechnik (IGCV). 2020. „Analyse der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit, thermischen Ausdehnung und Kristallisationseigenschaften von LM-PAEK und PEEK“. Faustmann, J. (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- Ishikawa, T. 1981. „Anti-symmetric elastic properties of composite plates of satin weave cloth“. *Fibre Science and Technology* 15 (2): 127–145. ISSN: 0015-0568. DOI: 10.1016/0015-0568(81)90066-X.
- Ishikawa, T. und T. Chou. 1982. „Elastic Behavior of Woven Hybrid Composites“. *Journal of Composite Materials* 16 (1): 2–19. DOI: 10.1177/002199838201600101.
- . 1983. „One-dimensional micromechanical analysis of woven fabric composites“. *AIAA Journal* 21 (12): 1714–1721. DOI: 10.2514/3.8314.
- Ishikawa, T.C. 1982. „Stiffness and strength behaviour of woven fabric composites“. *Journal of Materials Science* 17 (11): 3211–3220. ISSN: 1573-4803. DOI: 10.1007/BF01203485.
- ISO 11443:2021. 2021. *Plastics – Determination of the fluidity of plastics using capillary and slit-die rheometers*, 4th edition. International Organization for Standardization.
- ISO/CIE 11664-4:2014, (International Organization for Standardization). 2014. *Colorimetry - Part 6: CIEDE2000 Colour-difference formula*. International Standard.
- Jakobsen, T.B., R.C. Don und J.W. Gillespie. 1989. „Two-Dimensional thermal analysis of resistance welded thermoplastic composites“. *Polymer Engineering & Science* 29 (23): 1722–1729. ISSN: 1548-2634. DOI: 10.1002/pen.760292314.
- Jin, J., B. Jeon, C. Choi und K. Kang. 2020. „Multi-Scale Probabilistic Analysis for the Mechanical Properties of Plain Weave Carbon/Epoxy Composites Using the Homogenization Technique“. *Applied Sciences* 10 (18). ISSN: 2076-3417. DOI: 10.3390/app10186542.
- Jog, J.P., N. Bulakh und V.M. Nadkarni. 1994. „Crystallization of polyphenylene sulfide“. *Bulletin of Materials Science* 17 (6): 1079–1089. ISSN: 0973-7669. DOI: 10.1007/BF02757585.
- Johnston, A.A. 1997. „An integrated model of the development of process-induced deformation in autoclave processing of composite structures“. Diss., University of British Columbia. DOI: 10.14288/1.0088805.
- Jouan, A. und A. Constantinescu. 2018. „A critical comparison of shear tests for adhesive joints“. *International Journal of Adhesion and Adhesives* 84:63–79. DOI: 10.1016/j.ijadhadh.2018.02.035.
- Kaiser, W. 2015. *Kunststoffchemie für Ingenieure: Von der Synthese bis zur Anwendung*. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG. ISBN: 978-3-446-44774-5.
- Kardos, J.L., M. P. Duduković und R. Dave. 1986. „Void growth and resin transport during processing of thermosetting — Matrix composites“. In *Epoxy Resins and Composites IV*, Dušek, K. (Hrsg.), 101–123. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-540-39775-5.
- Kärger, L., A. Bernath, F. Fritz, S. Galkin, D. Magagnato, A. Oeckerath, A. Schön und F. Henning. 2015. „Development and validation of a CAE chain for unidirectional fibre reinforced composite components“. *Composite Structures* 132:350–358. ISSN: 0263-8223. DOI: 10.1016/j.compstruct.2015.05.047.
- Kim, H., S. Yarlagadda, J.W. Gillespie, N.B. Shevchenko und B.K. Fink. 2002. „A study on the induction heating of carbon fiber reinforced thermoplastic composites“. *Advanced Composite Materials* 11 (1): 71–80. DOI: 10.1163/156855102753613309.
- Kim, M. und J. Song. 2011. „Geometry effect on mechanical properties of woven fabric composites“. *Journal of Central South University of Technology* 18 (6): 1985–1993. ISSN: 1993-0666. DOI: 10.1007/s11771-011-0932-y.
- Kim, Y.H. und R.P. Wool. 1983. „A theory of healing at a polymer-polymer interface“. *Macromolecules* 16 (7): 1115–1120. ISSN: 0024-9297. DOI: 10.1021/ma00241a013.

Literaturverzeichnis

- Knauer, U. und B. Meffert. 2010. „Fast Computation of Region Homogeneity with Application in a Surveillance Task“, Bd. XXXVIII, T. 5, 337–342. Commission V Symposium, Newcastle on Tyne. International Archives of Photogrammetry, Remote Sensing und Spatial Information Sciences.
- Kneer, R.U.D. 2017. „Wärme- und Stoffübertragung I/II“. Vorlesungsskript, RWTH Aachen University.
- Knupfer, N.C. 2023. „Widerstandsschweißen thermoplastischer Faserverbundbauteile - Einfluss des Strukturdesigns“. Masterarbeit, Institut für Flugzeugbau, Universität Stuttgart.
- Kobler, E. 2023. „Modeling the consolidation process of thermoplastic UD tapes“. Diss., Johannes Kepler Universität Linz. URN: urn:nbn:at:at-ubl:1-65471.
- Komeili, M. 2010. „Mechanical behavior of woven fabric composites under meso-level uncertainties: modeling and sensitivity analysis“. Master Thesis, University of British Columbia. DOI: 10.14288/1.0071372.
- Kothe, S., B. Diehl, D. Niermann, L. Chen, M. Wolf und W. Hintze. 2021. „Automated Assembly of Thermoplastic Fuselage Structures for Future Aircrafts“. In *Production at the leading edge of technology*, Behrens, B., A. Brosius, W. Hintze, S. Ihlenfeldt und J.P. Wulfsberg (Hrsg.), 467–475. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-662-62138-7.
- Koutras, N., J. Amirdine, N. Boyard, I. Fernandez Villegas und R. Benedictus. 2019. „Characterisation of crystallinity at the interface of ultrasonically welded carbon fibre PPS joints“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 125:105574. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.105574.
- Koyanagi, J., M. Takamura, K. Wakayama, K. Uehara und S. Takeda. 2022. „Numerical simulation of ultrasonic welding for CFRP using energy director“. *Advanced Composite Materials* 31 (4): 428–441. DOI: 10.1080/09243046.2022.2031376.
- Kraume, M. 2020. *Transportvorgänge in der Verfahrenstechnik: Grundlagen und apparative Umsetzungen*. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-662-60012-2.
- Krause, T., G. Kalinka, C. Auer und G. Hinrichsen. 1994. „Computer simulation of crystallization kinetics in fiber-reinforced composites“. *Journal of Applied Polymer Science* 51 (3): 399–406. DOI: 10.1002/app.1994.070510302.
- Kraushaar, A. 2011. *Fogra PSD - ProzessStandard Digitaldruck*. Sonderdruck Nr. 25. Fogra, Forschungsgesellschaft Druck e.V.
- Kuchling, H. 2011. *Taschenbuch der Physik*. Hanser Fachbuchverlag. ISBN: 978-3-446-42457-9.
- Kulkarni, M. und R. Brady. 1997. „A model of global thermal conductivity in laminated carbon/carbon composites“. *Composites Science and Technology* 57 (3): 277–285. ISSN: 0266-3538. DOI: 10.1016/S0266-3538(96)00116-9.
- Kumar, S. und K. Ramamurthi. 2004. „Thermal contact conductance of pressed contacts at low temperatures“. *Cryogenics* 44 (10): 727–734. ISSN: 0011-2275. DOI: 10.1016/j.cryogenics.2004.04.004.
- Küpfmüller, K., G. Kohn, W. Mathis und A. Reibiger. 2013. *Theoretische Elektrotechnik und Elektronik: Eine Einführung*. Springer-Lehrbuch. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-662-10425-5.
- Lamers, E. 2004. „Shape distortions in fabric reinforced composite products due to processing induced fibre reorientation“. Diss., University of Twente.
- Larsen, L., Dominik Görick, M. Engelschall, F. Fischer und M. Kupke. 2020. „Process Data Driven Advancement of Robot-Based Continuous Ultrasonic Welding“. In *International Conference and Exhibition on Thermoplastic Composites*.
- Laux, T.A. 2020. „Experimental and computational characterisation of composite laminates subjected to multiaxial loading“. Diss., University of Southampton.
- Lecointe, D. 1999. „Caractérisation et simulation des processus de transferts lors d’injection de résine pour le procédé RTM“. Diss., Université de Nantes.
- Lecointe, D., M. Villiere, S. Nakouzi, V. Sobotka, N. Boyard, F. Schmidt und D. Delaunay. 2012. „Experimental determination and modeling of thermal conductivity tensor of carbon/epoxy composite“. *Key engineering materials* 504:1091–1096.
- Lee, W. und G.S. Springer. 1987. „A Model of the Manufacturing Process of Thermoplastic Matrix Composites“. *Journal of Composite Materials* 21 (11): 1017–1055. ISSN: 0021-9983. DOI: 10.1177/002199838702101103.

Literaturverzeichnis

- Lee, W.I., M.F. Talbott, G.S. Springer und L.A. Berglund. 1987. „Effects of Cooling Rate on the Crystallinity and Mechanical Properties of Thermoplastic Composites“. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 6 (1): 2–12. DOI: 10.1177/073168448700600101.
- Leon, A., A. Barasinski und F. Chinesta. 2016. „Modeling the evolution of thermal contact resistance between two thermoplastic pre-impregnated tapes considering the real surface“, 170023. AIP Conference Proceedings. Author(s). DOI: 10.1063/1.4963579.
- Levy, A., D. Heider, J. Tierney und J.W. Gillespie. 2014a. „Inter-layer thermal contact resistance evolution with the degree of intimate contact in the processing of thermoplastic composite laminates“. *Journal of Composite Materials* 48 (4): 491–503. ISSN: 0021-9983. DOI: 10.1177/0021998313476318.
- Levy, A., S. Le Corre und A. Poitou. 2014b. „Ultrasonic welding of thermoplastic composites: a numerical analysis at the mesoscopic scale relating processing parameters, flow of polymer and quality of adhesion“. *International Journal of Material Forming* 7 (1): 39–51. ISSN: 1960-6214. DOI: 10.1007/s12289-012-1107-6.
- Levy, A., S. Le Corre und I. Villegas. 2014c. „Modeling of the heating phenomena in ultrasonic welding of thermoplastic composites with flat energy directors“. *Journal of Materials Processing Technology* 214 (7): 1361–71. ISSN: 0924-0136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.02.009.
- Levy, A., I. Villegas und S. Le Corre. 2013. „Ultrasonic Welding of Thermoplastic Composites. Modeling the Heating Phenomena“. In *Proceedings of the 19th International Conference on Composite Materials*, Hoa, S.V. und P. Hubert (Hrsg.), 5713–5724, Montréal, Canada, 28. Juli 2013.
- Li, H. und K. Englund. 2017. „Recycling of carbon fiber-reinforced thermoplastic composite wastes from the aerospace industry“. *Journal of Composite Materials* 51 (9): 1265–1273. DOI: 10.1177/0021998316671796.
- Li, X., T. Zhang, S. Li, H. Liu, Y. Zhao und K. Wang. 2021. „The effect of cooling rate on resistance-welded CF/PEEK joints“. *Journal of Materials Research and Technology* 12:53–62. ISSN: 2238-7854. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.02.071.
- Li, Y., T.H. Lee, M. Banu und S.J. Hu. 2020a. „An integrated process-performance model of ultrasonic composite welding based on finite element and artificial neural network“. *Journal of Manufacturing Processes* 56:1374–1380. ISSN: 1526-6125. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.04.033.
- Li, Y., T.H. Lee, C. Wang, K. Wang, C. Tan, M. Banu und S.J. Hu. 2018. „An artificial neural network model for predicting joint performance in ultrasonic welding of composites“. 7th CIRP Conference on Assembly Technologies and Systems (CATS 2018), *Procedia CIRP* 76:85–88. ISSN: 2212-8271. DOI: 10.1016/j.procir.2018.01.010.
- Li, Y., Z. Liu, J. Shen, T.H. Lee, M. Banu und S.J. Hu. 2019. „Weld Quality Prediction in Ultrasonic Welding of Carbon Fiber Composite Based on an Ultrasonic Wave Transmission Model“. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 141 (8): 081010. ISSN: 1087-1357. DOI: 10.1115/1.4043900.
- Li, Y., B. Yu, B. Wang, T.H. Lee und M. Banu. 2020b. „Online quality inspection of ultrasonic composite welding by combining artificial intelligence technologies with welding process signatures“. *Materials & Design* 194:108912. ISSN: 0264-1275. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.108912.
- Lienhard, I. und V. Lienhard. 2020. *A Heat Transfer Textbook*. Version 5.10. Phlogiston Press.
- Lin, H., R. Ramgulum, H. Arshad, M. Clifford, P. Potluri und A. Long. 2012. „Multi-scale integrated modelling for high performance flexible materials“. *Computational Materials Science* 65:276–286. ISSN: 0927-0256. DOI: 10.1016/j.commatsci.2012.07.017.
- Lionetto, F., S. Pappadà, G. Buccoliero und A. Maffezzoli. 2017. „Finite element modeling of continuous induction welding of thermoplastic matrix composites“. *Materials & Design* 120:212–221. ISSN: 0264-1275. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.02.024.
- Loos, A.C. und P.H. Dara. 1985. „Processing of Thermoplastic Matrix Composites“, DOI: 10.1007/978-1-4613-1893-4_143.
- Lopes, C.S., C. González, O. Falcó, F. Naya, J. LLorca und B. Tijs. 2016. „Multiscale virtual testing: the roadmap to efficient design of composites for damage resistance and tolerance“. *CEAS Aeronautical Journal* 7 (4): 607–619. ISSN: 1869-5590. DOI: 10.1007/s13272-016-0210-7.
- Maffezzoli, A., J. Kenny und L. Nicolais. 1989. „Welding of PEEK/carbon fiber composite laminates.“ *SAMPE Journal* 25 (1): 35–40.

Literaturverzeichnis

- Makarov, P., S. Schmauder, O. Cherepanov, I. Smolin, V. Romanova, R. Balokhonov, D. Saraev u. a. 2001. „Simulation of elastic–plastic deformation and fracture of materials at micro-, meso- and macrolevels“. Prospects of Meso-Mechanics in the 21st Century, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 37 (1): 183–244. ISSN: 0167-8442. DOI: 10.1016/S0167-8442(01)00078-7.
- Mantell, S.C. und G.S. Springer. 1992. „Manufacturing Process Models for Thermoplastic Composites“. *Journal of Composite Materials* 26 (16): 2348–2377. DOI: 10.1177/002199839202601602.
- Marsh, G. 2014. „Reinforced thermoplastics, the next wave?“ *Reinforced Plastics* 58 (4): 24–28. ISSN: 0034-3617. DOI: 10.1016/S0034-3617(14)70177-8.
- Marszałek, J., J. Stadnicki und P. Danielczyk. 2020. „Finite element model of laminate construction element with multi-phase microstructure“. *Science and Engineering of Composite Materials* 27 (1): 405–414. DOI: 10.1515/secm-2020-0044.
- Maxwell, J. 1873. *A Treatise on Electricity and Magnetism*. Bd. 1. Oxford: Clarendon Press. LCCN: 03-015568.
- Mayr, M. 2012. *Technische Mechanik*. 7. Aufl. Hanser. ISBN: 978-3-446-43400-4.
- McKnight, S.H., S.T. Holmes, J.W. Gillespie, C.L.T. Lambing und J.M. Marinelli. 1997. „Scaling issues in resistance-welded thermoplastic composite joints“. *Advances in Polymer Technology* 16 (4): 279–295. DOI: 10.1002/(SICI)1098-2329(199711)16:4<279::AID-ADV3>3.0.CO;2-S.
- Medea, A.G. 2019. „Determination of the homogeneity of an image“. Besucht am 1. Dezember 2022. <https://www.medealab.de/en/2019/07/10/homogeneity-image-processing/>.
- Melcher, C. 2012. „Evaluation of within-sheet uniformity by means of the M-Score“. Fogra, Forschungsgesellschaft Druck e.V. Besucht am 3. November 2022. https://fogra.org/fileadmin/files/1_forschen/Digitaldruck/35.003_ImageQuality/fogra_MScore_Intro_2010.pdf.
- Menges, G., E. Haberstroh, W. Michaeli und E. Schmachtenberg. 2014. *Menges Werkstoffkunde Kunststoffe*. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG. ISBN: 978-3-446-44353-2.
- Michelsoni, R. und C. Zambelli. 2022. *Machine Learning and Non-volatile Memories*. Springer International Publishing. ISBN: 978-3-031-03841-9.
- Mikic, B. 1974. „Thermal contact conductance; theoretical considerations“. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 17 (2): 205–214. ISSN: 0017-9310. DOI: 10.1016/0017-9310(74)90082-9.
- Milanez, F., M. Yovanovich und J. Culham. 2003. „Effect of surface asperity truncation on thermal contact conductance“. *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies* 26:48–54. DOI: 10.1109/TCAPT.2003.811469.
- Milanez, F., M. Yovanovich und M. Mantelli. 2004. „Thermal Contact Conductance at Low Contact Pressures“. *Journal of Thermophysics and Heat Transfer* 18 (1): 37–44.
- Mitschang, P., R. Rudolf und M. Neitzel. 2002. „Continuous Induction Welding Process, Modelling and Realisation“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 15 (2): 127–153. DOI: 10.1177/0892705702015002451.
- Moghadamzad, M. und S.V. Hoa. 2022. „Models for heat transfer in thermoplastic composites made by automated fiber placement using hot gas torch“. *Composites Part C: Open Access* 7:100214. ISSN: 2666-6820. DOI: 10.1016/j.jcomc.2021.100214.
- Moneke, M. 2001. „Die Kristallisation von verstärkten Thermoplasten während der schnellen Abkühlung und unter Druck“. Diss., Technische Universität Darmstadt.
- Moro Parreño, O. 2022. Persönliche Korrespondenz.
- Motz, H. und J. Schultz. 1989. „The Solidification of PEEK: Part II: Kinetics“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 2 (4): 267–280. DOI: 10.1177/089270578900200402.
- MRM, Institut für Materials Resource Management (MRM), Universität Augsburg. 2020. „Schweißverbindung von C/PPS“. Moosburger-Will, J., R. Horny, P. Gutmann, S. Kurt und T. Bratzdrum (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- Müller, M. und D. Herak. 2010. „Dimensioning of the bonded lap joint“. *Research in Agricultural Engineering* 56:59–68. DOI: 10.17221/35/2009-RAE.

Literaturverzeichnis

- Nagel, L., A. Herwig, C. Schmidt und P. Horst. 2021. „Numerical Investigation of Residual Stresses in Welded Thermoplastic CFRP Structures“. *Journal of Composites Science* 5 (2). ISSN: 2504-477X. DOI: 10.3390/jcs5020045.
- Nam, J. und J.C. Seferis. 1992. „Generalized composite degradation kinetics for polymeric systems under isothermal and nonisothermal conditions“. *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics* 30 (5): 455–463. DOI: 10.1002/polb.1992.090300505.
- Neitzel, M., P. Mitschang und U. Breuer. 2014. *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*. 2. Aufl. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG. ISBN: 978-3-446-43697-8.
- Ng, A. 2012. „Supervised Learning“. CS229 Lecture Notes, Stanford University.
- Nicodeau, Célia. 2005. „Continuous welding modeling of thermoplastic matrix composites“. Diss., Ecole Arts et Métiers ParisTech.
- Niemann, G., H. Winter, B.R. Höhn und K. Stahl. 2019. *Maschinenelemente 1: Konstruktion und Berechnung von Verbindungen, Lagern, Wellen*. 5. Aufl. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-662-55482-1.
- Ning, Z., R. Liu, R.F. Elhajjar und F. Wang. 2017. „Micro-modeling of thermal properties in carbon fibers reinforced polymer composites with fiber breaks or delamination“. *Composites Part B: Engineering* 114:247–255. ISSN: 1359-8368. DOI: 10.1016/j.compositesb.2017.01.036.
- Noor, A.K. 2000. *Structures Technology for Future Aerospace Systems*. Progress in astronautics and aeronautics. American Institute of Aeronautics & Astronautics. ISBN: 978-1-600-86440-7.
- Nowak, H. 1992. „Dielektrische Untersuchungen an Verbundsystemen mit Polyphenylensulfid-Martrix“. Diplomarbeit, TU Berlin.
- Nowak, H., G. Kalinka und G. Hinrichsen. 1993. „Investigations on the Cold Crystallization of Pure and Filled PETP by Dielectric Measurements“. *Acta Polymerica* 44 (25).
- NRC, (National Research Council). 1996. *Accelerated Aging of Materials and Structures: The Effects of Long-Term Elevated-Temperature Exposure*. Washington D.C.: National Academies Press. ISBN: 0-309-58660-7.
- Null, M., W. Lozier und A. Moore. 1973. „Thermal diffusivity and thermal conductivity of pyrolytic graphite from 300 to 2700° K“. *Carbon* 11 (2): 81–87. ISSN: 0008-6223. DOI: 10.1016/0008-6223(73)90058-4.
- O'Shaughnessey, P.G., M. Dubé und I.F. Villegas. 2016. „Modeling and experimental investigation of induction welding of thermoplastic composites and comparison with other welding processes“. *Journal of Composite Materials* 50 (21): 2895–2910. DOI: 10.1177/0021998315614991.
- Oberkampf, W.L., C. Hirsch und T.G. Trucano. 2003. „Verification, validation, and predictive capability in computational engineering and physics.“, DOI: 10.2172/918370.
- Ochiai, S., M. Tanaka und M. Hojo. 2000. „Approximate Solution of Interactions among Spatially Distributed Broken Fiber, Matrix and Interface in the Progress of Interfacial Debonding in Multifilamentary Unidirectional Composites“. *JSME International Journal Series A* 43 (1): 53–62. DOI: 10.1299/jsmea.43.53.
- Offringa, A., J.v. Ingen und A. Buitenhuis. 2012. „Butt-joined, Thermoplastic Stiffened-skin Concept Development“. *SAMPE Journal* 48 (2): 7–15. ISSN: 0091-1062.
- Offringa, A.R. 1996. „Thermoplastic composites—rapid processing applications“. 4th International Conference on Automated Composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 27 (4): 329–336. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/1359-835X(95)00048-7.
- . 2010. „New thermoplastic composite design concepts and their automated manufacture“. *JEC Composites Magazine* 58:45–49.
- Olbrechts, T. 2023. „Virtual Aircraft Certification, Where do we stand, where are we going?“ <https://www.linkedin.com/pulse/virtual-aircraft-certification-where-do-we-stand-going-olbrechts>.
- Olson, E. 2019. „Thermoplastic composites for aerospace applications“. GlobalSpec. <https://insights.globalspec.com/article/12596/thermoplastic-composites-for-aerospace-applications>.
- Omairey, S.L., S. Sampethai, L. Hans, C. Worrall, S. Lewis, D. Negro, T. Sattar u. a. 2021. „Development of innovative automated solutions for the assembly of multifunctional thermoplastic composite fuselage“. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 117 (5): 1721–1738. ISSN: 1433-3015. DOI: 10.1007/s00170-021-07829-2.

Literaturverzeichnis

- Spruiell, J. und C.J. Janke. 2004. *A review of the measurement and development of crystallinity and its relation to properties in neat poly (phenylene sulfide) and its fiber reinforced composites*. Technischer Bericht. Oak Ridge National Laboratory (ORNL).
- Ostergaard, M.G., A.R. Ibbotson, O.L. Roux und A.M. Prior. 2011. „Virtual testing of aircraft structures“. *CEAS Aeronautical Journal* 1 (1): 83–103. ISSN: 1869-5590. DOI: 10.1007/s13272-011-0004-x.
- Otto Fuchs (Dülken GmbH & Co. KG). 2017. *Cu-ETP (OF 2000)*. Werkstoffdatenblatt.
- Palmieri, B., L. Nele und F. Galise. 2018. „Numerical modeling and experimental validation of thermoplastic composites induction welding“, 1960:050013. DOI: 10.1063/1.5034886.
- PDL, (Plastics Design Library). 2008. *Handbook of Plastics Joining: A Practical Guide*. Plastics Design Library. Elsevier Science. ISBN: 978-0-080-95040-2.
- Pérez Martín, H., P. Mackenzie, A. Baidak, C. O’Bradaigh und D. Ray. 2021. „Crystallinity studies of PEKK and carbon fibre/PEKK composites: A review“. *Composites Part B: Engineering* 223:109127. DOI: 10.1016/j.compositesb.2021.109127.
- Petit, A., B. Vieille, A. Coppalle, F. Barbe und M. Maaroufi. 2015. „High Temperature Behavior of PPS-based Composites for Aeronautical Applications: Influence of Fire Exposure on Tensile and Compressive Behaviors“. 20th International Conference on Composite Materials.
- Pitchumani, R., J.W. Gillespie und M.A. Lamontia. 1997. „Design and Optimization of a Thermoplastic Tow-Placement Process with In-Situ Consolidation“. *Journal of Composite Materials* 31 (3): 244–275. DOI: 10.1177/002199839703100302.
- Pitchumani, R., S. Ranganathan, R. Don, J. Gillespie und M. Lamontia. 1996. „Analysis of transport phenomena governing interfacial bonding and void dynamics during thermoplastic tow-placement“. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 39 (9): 1883–1897. ISSN: 0017-9310. DOI: 10.1016/0017-9310(95)00271-5.
- Plaßmann, W., D. Schulz, E. Döring, P. Döring, J. Horn, H. Gierens, R. von Liebenstein u. a. 2013. *Handbuch Elektrotechnik: Grundlagen und Anwendungen für Elektrotechniker*. Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN: 978-3-834-82071-6.
- Plaue, M. 2021. *Data Science: Grundlagen, Statistik und maschinelles Lernen*. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-662-63488-2.
- Potente, H.P.D. 2004. „Grundlagen des Fügens von Kunststoffen“. Vorlesungsskript, Universität Paderborn.
- Prandtl, L., K. Oswatitsch und K. Wieghardt. 1993. *Führer durch die Strömungslehre*. Vieweg+Teubner Verlag. ISBN: 3-528-28209-6.
- Raabe, T. 2016. „Ein Beitrag zur Homogenitätsbewertung mittels Druckverfahrens erzeugter Schichten unter Berücksichtigung der Farbwahl“. Diss. URN: urn:nbn:de:hbz:468-20170214-141656-7.
- Red, C. 2014. „Thermoplastics in Aerospace Composites Outlook, 2014-2023“. *Composites World* 22 (5). ISSN: 2376-5240.
- REGATRON. 2017. *DC-Netzgerät TopCon Serie: Manual Modell TC.P Quadro*.
- Regnier, G. und S. Le Corre. 2016. „Modeling of thermoplastic welding“. *Heat Transfer in Polymer Composite Materials: Forming Processes*, 235–268.
- Ritchie, H. 2020. „Climate Change and Flying: What Share of Global CO2 Emissions come from Aviation?“ <https://ourworldindata.org/global-aviation-emissions>, *Our World in Data*.
- Rolfes, R. und U. Hammerschmidt. 1995. „Transverse thermal conductivity of CFRP laminates: A numerical and experimental validation of approximation formulae“. *Composites Science and Technology* 54 (1): 45–54. ISSN: 0266-3538. DOI: 10.1016/0266-3538(95)00036-4.
- Rotheiser, J. 2004. *Joining of Plastics: Handbook for Designers and Engineers*. Hanser Publishers. ISBN: 978-1-569-90354-4.
- Rouchon, J. 1990. „Certification of large airplane composite structures, recent progress and new trends in compliance philosophy“. In *Congress of the International Council of the Aeronautical Sciences (ICAS Proceedings)*, 17:1439–1447. C0995A.
- Safarian, P. 2015. *Finite Element Modeling and Analysis Validation*. FEMPA Symposium. Federal Aviation Administration (FAA).
- . 2017. *FEM Validation (Generic Issue Paper)*. Federal Aviation Administration (FAA).

Literaturverzeichnis

- Sänger, A., M. Endrass und M. Kupke. 2024. „Experimental Characterisation and Statistical Modelling of Woven Carbon Fiber Weld Conductors for Electrical Resistance Welding of Thermoplastic Composites“. *Composites and Advanced Materials* 33. DOI: 10.1177/26349833241258783.
- Sänger, A., P. Sekol, P. Runeberg, T. Böhlke, M. Kupke und A. Baeten. 2020. „Resistance Welding Simulation through Application and Modification of Crystallisation Models“. In *Conference Proceedings*, Herrmann, A. (Hrsg.), 69–72. 5th International Conference & Exhibition on Thermoplastic Composites (ITHEC).
- Schaefer, P., T. Guglhoer, M. Sause und K. Drechsler. 2017. „Development of intimate contact during processing of carbon fiber reinforced Polyamide-6 tapes“. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 36 (8): 593–607. ISSN: 0731-6844. DOI: 10.1177/0731684416687041.
- Schinner, G., J. Brandt und H. Richter. 1996. „Recycling Carbon-Fiber-Reinforced Thermoplastic Composites“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 9 (3): 239–245. DOI: 10.1177/089270579600900302.
- Schröder, T. 2018. *Rheologie der Kunststoffe: Theorie und Praxis*. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG. ISBN: 978-3-446-45405-7.
- Schürmann, H. 2007. *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. 2. Aufl. VDI-Buch. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-540-72190-1.
- Seferis, J. und C. Velisaris. 1986. „Modeling-processing-structure relationships of polyetheretherketone (PEEK) based composites“. In *31st International SAMPE Symposium*, 7:1236–1252. 10.
- Sekol, P. 2019. „Entwicklung und Implementierung eines Kristallisationsmodells für ein Thermoplast-Schweißverfahren“. Bachelorarbeit, Institut für Technische Mechanik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT).
- Shah, S.Z.H., P.S.M. Megat Yusoff, S. Karuppanan und Z. Sajid. 2020. „Elastic Constants Prediction of 3D Fiber-Reinforced Composites Using Multiscale Homogenization“. *Processes* 8 (6). ISSN: 2227-9717. DOI: 10.3390/pr8060722.
- Shi, H. 2014. „Resistance welding of thermoplastic composites – process and performance“. Diss. DOI: 10.4233/uuid:58f16f99-afc1-4713-842e-562412583340.
- Shi, H., I. Villegas und H. Bersee. 2011. „Modelling of Heat Transfer and Consolidation for Thermoplastic Composites Resistance Welding“.
- . 2012. „An investigation on the strain distribution of resistance welded thermoplastic composite joints“. DOI: 10.2514/6.2012-1448.
- Shi, H., I.F. Villegas und H.E. Bersee. 2017. „Analysis of void formation in thermoplastic composites during resistance welding“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 30 (12): 1654–1674. DOI: 10.1177/0892705716662514.
- Shi, H., I.F. Villegas, M. Oceau, H.E. Bersee und A. Yousefpour. 2015. „Continuous resistance welding of thermoplastic composites: Modelling of heat generation and heat transfer“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 70:16–26. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.12.007.
- Sierra, J., M. Noriega Escobar, J. Gómez und J. Pastor. 2006. „Isothermal and non-isothermal Crystallization Kinetics for Blends of Polyamide 6 and Polypropylene“. *Zeitschrift Kunststoffechnik/Journal of Plastics Technology*.
- Simutence. 2019a. „Kristallisationskinetik PPS: Fitting Nakamura-Ziabicki Modell“. Dörr, D. (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- . 2019b. „Kristallisationskinetik PPS: Avrami Fitting“. Dörr, D. (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- . 2019c. „Kristallisationskinetik PPS: Auswertung und Fitting Kristallisationskinetik für PPS-CF“. Dörr, D. (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- . 2020. „Auswertung DSC-Analysen LMPAEK™“. Dörr, D. (Hrsg.). Unveröffentlichte Messreihe.
- Singer, N. 2021. „Untersuchung von Einflussgrößen auf die Kristallisation bei Fügeprozessen thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe“. Masterarbeit, Institut für Strukturmechanik und Leichtbau (SLA), RWTH Aachen.
- Singh, M. und H. Kaur. 2016. „Artificial neural networks in material science research“. *Current Reports on Science and Technology* 2:145–159.
- Smiley, A., M. Chao und J. Gillespie. 1991. „Influence and control of bondline thickness in fusion bonded joints of thermoplastic composites“. *Flow Processes in Composite Materials '91, Composites Manufacturing* 2 (3): 223–232. ISSN: 0956-7143. DOI: 10.1016/0956-7143(91)90144-6.

Literaturverzeichnis

- Smith, R.A. 2001. *Composite Defects and their detection*. Encyclopedia of Life Support Systems (EOLSS). Materials Science and Engineering. Developed under the Auspices of the UNESCO. Paris: UNESO, Eolss Publishers.
- Song, S. und M. Yovanovich. 1988. „Relative contact pressure - Dependence on surface roughness and Vickers microhardness“. *Journal of Thermophysics and Heat Transfer* 2 (1): 43–47. ISSN: 0887-8722. DOI: 10.2514/3.60.
- Springer, G.S. und S.W. Tsai. 1967. „Thermal Conductivities of Unidirectional Materials“. *Journal of Composite Materials* 1 (2): 166–173. DOI: 10.1177/002199836700100206.
- Sridhar, M. und M. Yovanovich. 1996. „Elastoplastic Contact Conductance Model for Isotropic Conforming Rough Surfaces and Comparison With Experiments“. *Journal of Heat Transfer* 118 (1): 3–9. ISSN: 0022-1481. DOI: 10.1115/1.2824065.
- Stavrov, D. und H. Bersee. 2005. „Resistance welding of thermoplastic composites-an overview“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36 (1): 39–54. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2004.06.030.
- Stavrov, D., G. Nino und H. Bersee. 2006. „Process Optimization for Resistance Welding of Thermoplastic Composites“. In *47th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference*. DOI: 10.2514/6.2006-2246.
- Stiny, L. 2018. *Grundwissen Elektrotechnik und Elektronik: Eine leicht verständliche Einführung*. Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN: 978-3-658-18319-6.
- Stokes, V.K. 1989. „Joining methods for plastics and plastic composites: An overview“. *Polymer Engineering & Science* 29 (19): 1310–1324. ISSN: 1548-2634. DOI: 10.1002/pen.760291903.
- Strong, A. 2008. *Fundamentals of Composites Manufacturing, Second Edition: Materials, Methods and Applications*. Society of Manufacturing Engineers. ISBN: 978-0-872-63854-9.
- Tafreshi, O.A., S.V. Hoa, F. Shadmehri, D.M. Hoang und D. Rosca. 2019. „Heat transfer analysis of automated fiber placement of thermoplastic composites using a hot gas torch“. *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science* 5 (4): 206–223. DOI: 10.1080/20550340.2019.1686820.
- Takahashi, K. und H.T. Hahn. 2011. „Investigation of temperature dependency of electrical resistance changes for structural management of graphite/polymer composite“. *Journal of Composite Materials* 45 (25): 2603–2611. DOI: 10.1177/0021998311416683.
- Takizawa, Y. und D. Chung. 2016. „Through-thickness thermal conduction in glass fiber polymer–matrix composites and its enhancement by composite modification“. *Journal of Materials Science* 51. DOI: 10.1007/s10853-015-9665-x.
- Talbot, É., P. Hubert, M. Dubé und A. Yousefpour. 2013. „Optimization of thermoplastic composites resistance welding parameters based on transient heat transfer finite element modeling“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 26 (5): 699–717. DOI: 10.1177/0892705711428657.
- Talbott, M.F., G.S. Springer und L.A. Berglund. 1987. „The Effects of Crystallinity on the Mechanical Properties of PEEK Polymer and Graphite Fiber Reinforced PEEK“. *Journal of Composite Materials* 21 (11): 1056–1081. DOI: 10.1177/002199838702101104.
- Tan, S., G. Zak, P. Bates und J. Mah. 2006. „Resistance welding of glass-fiber-reinforced PP: Modeling and experiments“. *Annual Technical Conference - ANTEC, Conference Proceedings* 4:2236–2240.
- Tanaka, M., M. Hojo, S. Ochiai, Y. Hirose, K. Fujita und Y. Sawada. 2007. „Effect of Uniformity of Fiber Arrangement On Tensile Fracture Behaviour of Unidirection Model Composites“. In *Proceedings of the 16th International Conference on Composite Materials*.
- TenCate, (TenCate Advanced Composites). 2009. *Cetex® TC1100*. Product Data Sheet Version 4.
- Teßmer, Jan. 2006. *Strukturmechanik des CFK-Rumpfes*. Wissenschaftstag 2006. DLR, Braunschweig.
- Thissen, S. und Manuel Endraß. 2020. Unveröffentlichte Messreihe.
- Thomas, T. und S. Probert. 1972. „Correlations for Thermal Contact Conductance In Vacuo“. *Journal of Heat Transfer* 94 (3): 276–280. ISSN: 0022-1481. DOI: 10.1115/1.3449928.
- Thomé, Anton. 2021. „Ermittlung und Validierung der Prozessgrößen beim elektrischen Widerstandsschweißen von faserverstärkten Hochleistungsthermoplasten und deren Einfluss auf die Verbindungsqualität“. Bachelorarbeit, HTWK Leipzig.

Literaturverzeichnis

- Tijs, B. 2019. *Thermoplastic composites for primary aircraft structures: New trends in composite materials*. GKN Aerospace Fokker.
- Tijs, B., C. Lopes, A. Turon, C. Bisagni, J. Waleson, J. van Ingen und S. Veldman. 2018. „Virtual testing of thermoplastic composites: Towards a hybrid simulation-physical testing pyramid“. In *Proceedings of the 18th European Conference on Composite Materials*, Watkins, S. und A. Mohamed (Hrsg.), Athens, 24. Juni 2018. ISBN: 978-1-510-89693-2.
- Todoroki, A., M. Tanaka und Y. Shimamura. 2002. „Measurement of orthotropic electric conductance of CFRP laminates and analysis of the effect on delamination monitoring with an electric resistance change method“. *Composites Science and Technology* 62 (5): 619–628. ISSN: 0266-3538. DOI: 10.1016/S0266-3538(02)00019-2.
- Toray, (Toray Advanced Composites). 2019. *Cetex® TC1100*. Product Data Sheet Version 5.
- . 2023a. *Cetex® TC1225*. Product Data Sheet Version 7.1.
- . 2023b. *Processing guidelines for TC1225 LMPAEK composites*. Technischer Bericht.
- . 2023c. *Stage 1 Baseline Single Lap Shear Results*. Technischer Bericht.
- Toray, (Toray Composite Materials America). 2018. *TORAYCA™ T300 Standard Modulus Carbon Fiber*. Product Data Sheet Version 6.
- Tutunjian, S., M. Dannemann, N. Modler, M. Kucher und A. Feller Mayer. 2020. „A Numerical Analysis of the Temporal and Spatial Temperature Development during the Ultrasonic Spot Welding of Fibre-Reinforced Thermoplastics“. *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 4 (2). ISSN: 2504-4494. DOI: 10.3390/jmmp4020030.
- VDI. 2013. *VDI-Wärmeatlas*. VDI-Wärmeatlas 11. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-642-19980-6.
- VDM® Metals. 2020. *VDM® Alloy 36*. Werkstoffdatenblatt Nr. 7101.
- Victrex. 2019. *VICTREX AE™ 250*. Technical Paper.
- Villegas, I.F., L. Moser, A. Yousefpour, P. Mitschang und H.E. Bersee. 2013. *Process and Performance Evaluation of Ultrasonic, Induction and Resistance Welding of Advanced Thermoplastic Composites*. Delft University of Technology.
- Villière, M., D. Lecoq, V. Sobotka, N. Boyard und D. Delaunay. 2013. „Experimental determination and modeling of thermal conductivity tensor of carbon/epoxy composite“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 46:60–68. ISSN: 1359-835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2012.10.012.
- Vinaricky, E., K.H. Schröder und J. Weiser. 2016. *Elektrische Kontakte, Werkstoffe und Anwendungen: Grundlagen, Technologien, Prüfverfahren*. Springer-Verlag. ISBN: 978-3-642-45427-1.
- Vodicka, R. 2006. „Thermoplastics for airframe applications: a review of the properties and repair methods for thermoplastic composites“.
- Völkerink, O. und C. Hühne. 2022. „Virtual testing for design and certification of (fusion) bonded longitudinal joints in a fibre composite fuselage: A proposal using FEM-based progressive damage analysis“. *Composites Part C: Open Access* 7:100236. ISSN: 2666-6820. DOI: 10.1016/j.jcomc.2022.100236.
- Wagner, M. 2019. *Lineare und nichtlineare FEM: Eine Einführung mit Anwendungen in der Umformsimulation mit LS-DYNA®*. Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN: 978-3-658-25052-2.
- Wang, K., D. Shriver, M. Banu, S. Jack Hu, G. Xiao, J. Arinez und H. Fan. 2017. „Performance Prediction for Ultrasonic Spot Welds of Short Carbon Fiber-Reinforced Composites Under Shear Loading“. 111001, *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 139 (11). ISSN: 1087-1357. DOI: 10.1115/1.4037320.
- Wang, X., J. Yan, R. Li und S. Yang. 2006. „FEM Investigation of the Temperature Field of Energy Director During Ultrasonic Welding of PEEK Composites“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 19 (5): 593–607. DOI: 10.1177/0892705706067479.
- Wool, R.P. und K.M. O'Connor. 1981. „A theory crack healing in polymers“. *Journal of Applied Physics* 52 (10): 5953–5963. ISSN: 0021-8979. DOI: 10.1063/1.328526.
- Wu, S. 1991. „Dual resin bonding of thermoplastic composites“. In *Proceedings of the 36th International SAMPE Symposium*, 36:2174–2183.
- Xiao, X., S. Hoa und K. Street. 1992. „Processing and Modelling of Resistance Welding of APC-2 Composite“. *Journal of Composite Materials* 26 (7): 1031–1049. DOI: 10.1177/002199839202600705.

Literaturverzeichnis

- Yadama, V. und M. Wolcott. 2015. „Application of Fiber Undulation Model to Predict Oriented Strand Composite Elastic Properties“. 3. DOI: 10.7569/JRM.2015.634103.
- Yang, F. und R. Pitchumani. 2001. „A fractal Cantor set based description of interlaminar contact evolution during thermoplastic composites processing“. *Journal of Materials Science* 36 (19): 4661–4671. ISSN: 0022-2461. DOI: 10.1023/A:1017950215945.
- Yarlagadda, S., H.J. Kim, J.W. Gillespie, N.B. Shevchenko und B.K. Fink. 2002. „A Study on the Induction Heating of Conductive Fiber Reinforced Composites“. *Journal of Composite Materials* 36 (4): 401–421. DOI: 10.1177/0021998302036004171.
- Yousefpour, A., M. Hojjati und J. Immarigeon. 2004. „Fusion Bonding/Welding of Thermoplastic Composites“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 17 (4): 303–341. DOI: 10.1177/0892705704045187.
- Yousefpour, A., M. Hojjati, E. Talbot und P. Hubert. 2005. „Thermal behavior during thermoplastic composites resistance welding“. *Annual Technical Conference - ANTEC, Conference Proceedings* 3.
- Yovanovich, M. 1982. „Thermal Contact Correlations“. In *Progress in Astronautics and Aeronautics: Spacecraft Radiative Transfer and Temperature Control*, 83:83–95.
- Yovanovich, M., E. Marotta, A. Bejan und A. Kraus. 2003. „Thermal spreading and contact resistances“. *Heat transfer handbook* 1 (499): 261–394.
- Yu, H. 2018. „Modeling and Characterization of Electrical Resistivity of Carbon Composite Laminates“. Diss., University of Delaware. eprint: <http://udspace.udel.edu/handle/19716/23593>.
- Yu, S., D. Zhang und K. Qian. 2019. „Numerical Analysis of Macro-Scale Mechanical Behaviors of 3D Orthogonal Woven Composites using a Voxel-Based Finite Element Model“. *Applied Composite Materials* 26 (1): 65–83. ISSN: 1573-4897. DOI: 10.1007/s10443-018-9707-z.
- Zammar, I., M.S. Huq, I. Mantegh, A. Yousefpour und M. Ahmadi. 2017. „A three-dimensional transient model for heat transfer in thermoplastic composites during continuous resistance welding“. *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science* 3 (1): 32–41. DOI: 10.1080/20550340.2017.1311094.
- Zeyrek, B., B. Aydoğan, E. Dilekcan u. a. 2022. „Review of thermoplastic composites in aerospace industry“. *International Journal of Engineering & Technology* 3:1–6.
- Zhang, M.Q. und M.Z. Rong. 2011. *Self-Healing Polymers and Polymer Composites*. Wiley. ISBN: 978-1-118-08258-4.
- Zhang, Z., X. Wang, Y. Luo, Z. Zhang und L. Wang. 2010. „Study on Heating Process of Ultrasonic Welding for Thermoplastics“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 23 (5): 647–664. DOI: 10.1177/0892705709356493.
- Ziabicki, A. 1976. *Fundamentals of Fibre Formation: The Science of Fibre Spinning and Drawing*. Science of Fibre Spinning and Drawing. Wiley. ISBN: 978-0-471-98220-3.
- Ziche, L. 2020. „Untersuchung und Validierung von Methoden zur orts aufgelösten Temperaturbestimmung innerhalb einer Schweißnaht beim elektrischen Widerstandsschweißen“. Bachelorarbeit, HTWK Leipzig.
- Ziche, L. und Manuel Endraß. 2020. Unveröffentlichte Messreihe.

Anhang

A Nachweis laminarer Strömungsverhältnisse

Nach Holman (2009, S. 346) muss für eine laminare Strömung bei freier Konvektion das Produkt aus GRASHOF- (Gr) und PRANDTL-Zahl (Pr) zwischen 10^4 und 10^9 liegen, welche jeweils lesen (Prandtl u. a. 1993, S. 295 f.)

$$Gr = \frac{g\beta |T_A - T_\infty| \tilde{L}^3}{\nu^2} \quad \text{bzw.} \quad Pr = \frac{c_p \mu}{\lambda} = \frac{\nu}{a}. \quad (\text{Gl. A.1})$$

mit der Erdbeschleunigung g , dem Wärmeausdehnungskoeffizienten β , der Oberflächentemperatur T_A , der Umgebungstemperatur T_∞ (22 °C), der charakteristischen Länge $\tilde{L}$, der kinematischen Viskosität ν sowie der Temperaturleitfähigkeit a des umgebenden Fluids.

Das Produkt aus GRASHOF- und PRANDTL-Zahl wird als RAYLEIGH-Zahl (Ra) geschrieben

$$Ra = Gr \cdot Pr = \frac{g\beta |T_A - T_\infty| \tilde{L}^3}{a \cdot \nu}. \quad (\text{Gl. A.2})$$

Da für den vorliegenden Versuchsaufbau die Längen in x-, y- und z-Richtung stark variieren, soll als charakteristische Länge $\tilde{L}$ das Verhältnis aus Volumen zu Oberfläche herangezogen werden, wobei die Abmaße eines fiktiven Hüllkörpers um den gesamten Versuchsaufbau zur Anwendung kommen (Abb. A.1). Diese Herangehensweise basiert auf dem Modell der Blockkapazität, wo der Wärmestrom über die Körperoberfläche identisch zu Änderung der inneren Energie des Körpers ist, d. h. (Herwig und Moschallski 2007, S. 30)

$$\rho \cdot V \cdot c \cdot \frac{d\vartheta}{dt} = h \cdot A \cdot \Delta\vartheta \quad \Rightarrow \quad \Delta\vartheta \sim \frac{V}{A} \quad (\text{Gl. A.3})$$

und damit die auftretende Temperaturdifferenz $\Delta\vartheta$ wesentlich vom Volumen-Oberflächen-Verhältnis $\frac{V}{A}$ abhängt. Da im vorliegenden Versuchsaufbau (bis auf die Bodenseite) die gesamte Oberfläche als abstrahlende Fläche wirkt, soll gelten

$$\tilde{L} = \frac{V}{O} = \frac{L_{Hüll} \cdot B_{Hüll} \cdot H_{Hüll}}{2 \cdot (L_{Hüll} \cdot H_{Hüll}) + 2 \cdot (B_{Hüll} \cdot H_{Hüll}) + L_{Hüll} \cdot B_{Hüll}}. \quad (\text{Gl. A.4})$$

Für die vier untersuchten Prozessaufbauten lassen sich so die charakteristischen Längen $\tilde{L}$ gemäß Tab. A.2 ermitteln.

Als charakteristische Oberflächentemperatur T_A wird eine experimentell gemessene, maximal mögliche Druckstücktemperatur von 200 °C verwendet. Darüber liegende Temperaturen führten in Versuchen zu unerwünschten Bauteilüberhitzungen und damit invaliden Messreihen.

A Nachweis laminarer Strömungsverhältnisse

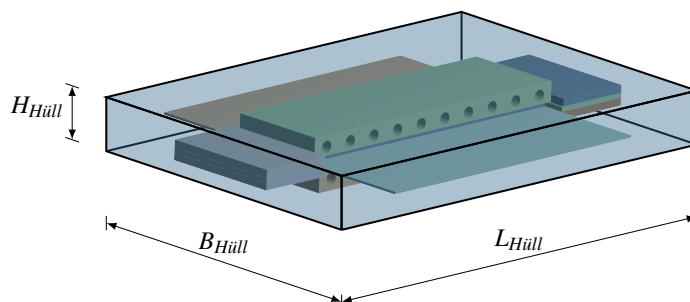


Abb. A.1 – Hüllgeometrie des erstellen Simulationsmodells

Tab. A.1 – Stoffwerte trockener Luft bei 20 °C

β	$\left[\frac{1}{K} \right]$	$3,421 \cdot 10^{-3}$
ν	$\left[\frac{m^2}{s} \right]$	$153,2 \cdot 10^{-7}$
a	$\left[\frac{m^2}{s} \right]$	$216,3 \cdot 10^{-7}$

Quelle: VDI 2013, D2.2. Tabelle 1

Mit den Stoffwerten trockener Luft (Tab. A.1) für das umgebende Fluid ergeben sich in (Gl. A.2) eingesetzt RAYLEIGH-Zahlen gemäß Tab. A.2. Alle erfüllen die, anfangs aufgestellte Bedingung $10^4 \leq Ra \leq 10^9$ einer laminaren Strömung.

Tab. A.2 – Charakteristische Längen und Rayleigh-Zahlen

Gruppe	$L_{Hüll}$	$B_{Hüll}$	$H_{Hüll}$	$\tilde{L}$	Ra
I	300	200	33,73	0,013	41115
II	300	200	43,73	0,016	74163
III	300	170	44,87	0,016	72055
IV	700	200	33,73	0,014	47978

B Schematisches elektrisches Netzwerk im Kohlenstofffasergewebe-Schweißbleiter

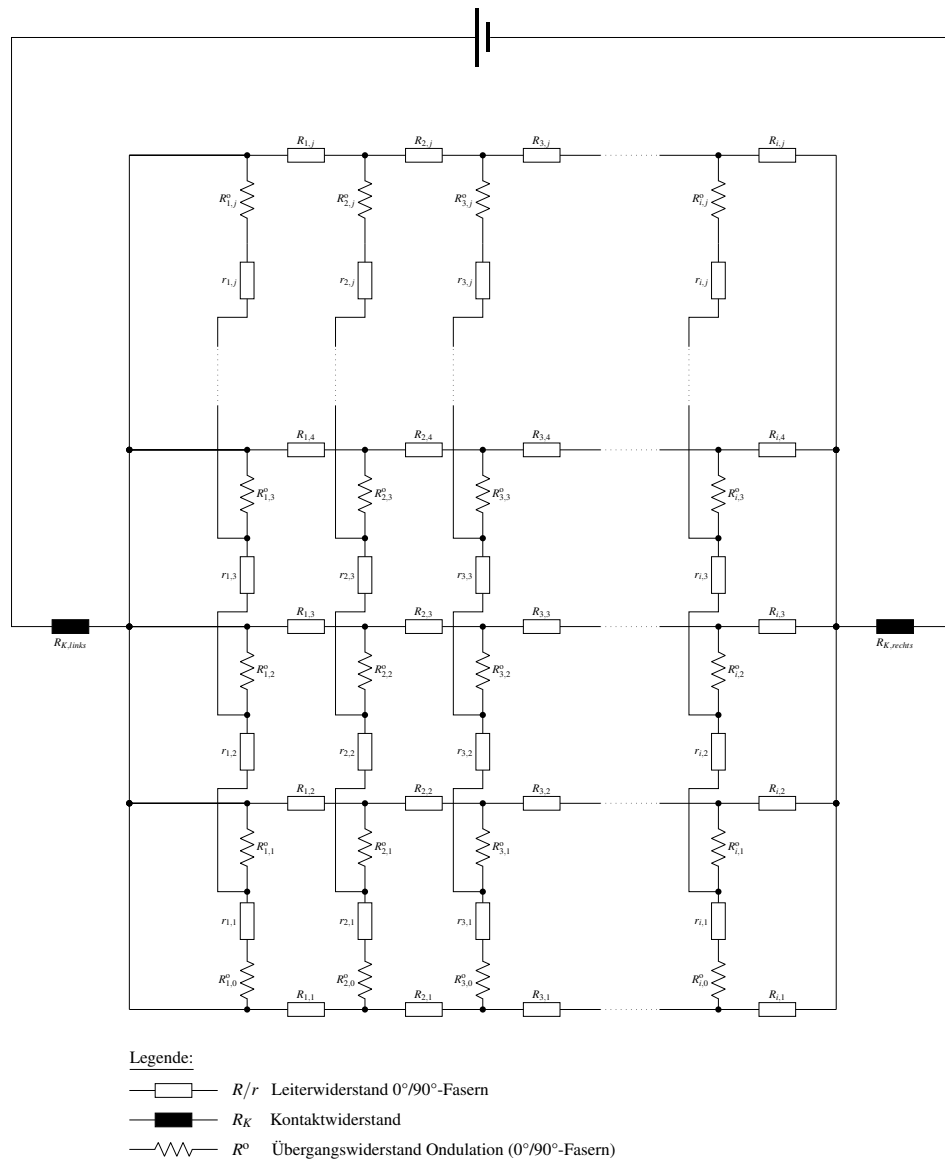


Abb. B.1 – Ersatzschaltbild eines Schweißbleiters aus $0^\circ/90^\circ$ -Kohlenstofffasergewebe

C Fügweguntersuchungen

Zur Beurteilung des Druckeinflusses und als Bewertungsgrundlage zur Einbeziehung oder Vernachlässigung mechanischer Freiheitsgrade in der Simulation wird der Fügweg beim Schweißvorgang untersucht. Dieser Fügweg entspricht der Differenz zwischen nominaler Dicke der ursprünglich eingelegten Lagen und der späteren Fügedicke geschweißter Proben.

Bis auf die Interface-Bereiche verbleiben die Grundlaminat während des gesamten Schweißprozesses mehrheitlich in festem Zustand, weshalb keine merkliche Änderung der Dicke zu erwarten ist. Im Folgenden wird daher nur die Änderung der Schweißelementdicke betrachtet.

Die nominale Dicke des eingelegten Schweißelements ermittelt sich anhand der Einzellagendicken sowohl des CF-Schweißleiters (0,31 mm) als auch zweier GF-Isolationslagen ($\approx 0,08$ mm) zu insgesamt 0,47 mm.

Die resultierende Fügedicke des Schweißelements wird anhand Schliffproben verschweißter Proben und dem Keyence VHX-5000 Digitalmikroskop ermittelt. Die Messstrecke wird senkrecht zur Fügeebene zwischen den äußersten Punkten der oberen und unteren GF-Isolationslage des Schweißelements gelegt (Abb. C.1). Aufgrund der untersuchten Fügelänge von 600 mm werden Proben aus dem linken, mittleren und rechten Drittel der Probe entnommen und ausgewertet, um eine repräsentative Verteilung über die komplette Fügelänge zu bekommen.

Die Messwerte sind in Tabelle C.1 aufgelistet.

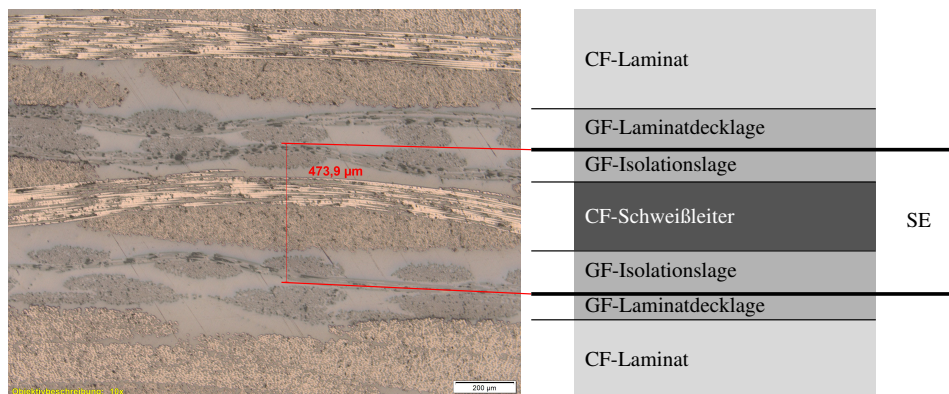


Abb. C.1 – Schliffbild und Lagenaufbau einer verschweißten Probe mit SE-Dickenmessung

Daraus ist ersichtlich, dass unter dem vorherrschenden Fügedruck im Mittel kein signifikanter Fügweg beobachtbar ist. Diese Beobachtung wird durch das Fehlen eines Quetschflusses am Schweißelementrand (Abb. C.2) bestätigt.

C Fügeweguntersuchungen

Tab. C.1 – SE-Dickenmessungen verschweißter Proben

Versuch	links [μm]	mitte [μm]	rechts [μm]	Mittelwert [μm]
20200615_V1_4.2.09-01	461,7	465,7	480,7	469,4
20200615_V1_4.2.09-03	473,2	461,6	463,7	466,2
20200615_V1_4.2.09-04	465,0	482,1	495,0	480,7
20200615_V2_4.2.09-01	478,0	471,2	479,3	476,2
20200615_V2_4.2.09-02	469,8	473,9	495,7	479,8
20200615_V2_4.2.09-03	465,7	457,5	467,1	463,4
20200615_V2_4.2.09-04	454,8	482,1	473,9	470,3
20200615_V2_4.2.09-05	460,3	493,0	473,9	475,7
20200615_V3_4.2.09-01	488,9	458,2	485,5	477,5
20200615_V3_4.2.09-02	489,5	480,7	469,1	479,8
20200615_V3_4.2.09-03	452,8	474,6	483,4	470,3
20200615_V3_4.2.09-04	454,1	478,0	490,9	474,3
20200615_V3_4.2.09-05	463,7	459,6	478,0	467,1
20200615_V4_4.2.09-01	449,4	448,7	439,8	446,0
20200615_V4_4.2.09-02	451,4	478,7	502,5	477,5
20200615_V4_4.2.09-03	463,0	443,2	498,4	468,2
20200615_V5_4.2.09-01	478,7	485,5	491,6	485,3
20200615_V5_4.2.09-02	509,3	471,2	467,1	482,5
20200615_V5_4.2.09-03	484,1	486,1	463,7	478,0
20200615_V5_4.2.09-04	458,2	467,1	500,4	475,2
20200615_V5_4.2.09-05	454,1	465,7	489,5	469,8
				473,0 ± 15,4

alle Platten nach Baseline-Konfiguration gefertigt

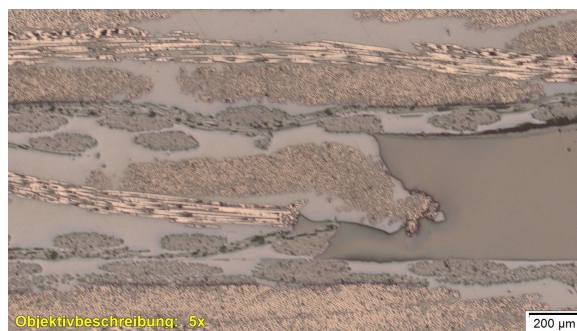


Abb. C.2 – Schliffbild des Fügezonen-Randbereichs einer verschweißten Probe (Baselinekonfiguration)

D Materialkennwerte

D.1 Datenblattwerte

D.1.1 Fügepartner

Tab. D.1 – Cetex[®] TC1100 Carbon 5HS Woven Fabric Reinforced Laminate

Fasertyp	TORAYCA [™] T300JB 3K Standard Modulus Kohlenstofffaser		
Webart	fünfbinder Atlas (5HS)		
Matrixtyp	TORELINA [™] Polyphenylensulfid (PPS)		
Harzmassengehalt	Φ^M	[–]	0,43
Lagendicke	t	[mm]	0,31
E-Modul 0°	E_{11}	[GPa]	55,8
E-Modul 90°	E_{22}	[GPa]	53,8
E-Modul Z	E_{33}	[GPa]	7,5 [§]
Poisson-Zahl XY	ν_{XY}	[–]	0,2
Poisson-Zahl YZ	ν_{YZ}	[–]	0,2
Poisson-Zahl XZ	ν_{XZ}	[–]	0,2
Schubmodul XY	G_{XY}	[GPa]	4,04
Schubmodul YZ	G_{YZ}	[GPa]	4,04
Schubmodul XZ	G_{XZ}	[GPa]	4,04

Quelle: Toray 2019

[§]berechnet mit $E_f = 230$ GPa (vgl. Tab. D.5), $E_m = 3,8$ GPa (TenCate 2009) und $\varphi = 0,504$

nach $E_{33} = \left(\frac{\varphi}{E_f} + \frac{1-\varphi}{E_m} \right)^{-1}$ (Schürmann 2007, S. 194)

D Materialkennwerte

Tab. D.2 – EC5 Glasfaserlaminat US120

Fasertyp	EC5 Glasfaser		
Webart	Köper 2/2		
Matrixtyp	TORELINA TM Polyphenylensulfid (PPS)		
Faservolumengehalt	φ	[–]	0,45 [*]
Lagendicke	t	[mm]	0,08 [*]
E-Modul 0°	E_{11}	[GPa]	21,2
E-Modul 90°	E_{22}	[GPa]	20,0
E-Modul Z	E_{33}	[GPa]	6,4 [§]
Poisson-Zahl XY	ν_{XY}	[–]	0,2
Poisson-Zahl YZ	ν_{YZ}	[–]	0,2
Poisson-Zahl XZ	ν_{XZ}	[–]	0,2
Schubmodul XY	G_{XY}	[GPa]	4,1
Schubmodul YZ	G_{YZ}	[GPa]	4,1
Schubmodul XZ	G_{XZ}	[GPa]	4,1

Quelle: Toray 2019, ^{*}Hultink 2022

[§]berechnet mit $E_f = \frac{E_{11} - (1 - \varphi) \cdot E_m}{\varphi} = 42,5 \text{ GPa}$, $E_m = 3,8 \text{ GPa}$ (TenCate 2009) und $\varphi = 0,45$

nach $E_{33} = \left(\frac{\varphi}{E_f} + \frac{1 - \varphi}{E_m} \right)^{-1}$ (Schürmann 2007, S. 194)

Tab. D.3 – Cetex[®] TC1225 Standard Modulus Carbon 145 gsm UD Tape

Fasertyp	Standard Modulus Carbon UD Tape		
Webart	Unidirektional		
Matrixtyp	Vitrex AE TM 250 Low Melt Polyaryletherketon (LMPAEK TM)		
Harzmassengehalt	Φ^M	[–]	0,34
Lagendicke	t	[mm]	0,185
E-Modul 0°	E_{11}	[GPa]	135,0
E-Modul 90°	E_{22}	[GPa]	10,0
E-Modul Z	E_{33}	[GPa]	9,0 [§]
Poisson-Zahl XY	ν_{XY}	[–]	0,2
Poisson-Zahl YZ	ν_{YZ}	[–]	0,2
Poisson-Zahl XZ	ν_{XZ}	[–]	0,2
Schubmodul XY	G_{XY}	[GPa]	4,3
Schubmodul YZ	G_{YZ}	[GPa]	4,3
Schubmodul XZ	G_{XZ}	[GPa]	4,3

Quelle: Toray 2023a

[§]berechnet mit $E_f = 230 \text{ GPa}$ (vgl. Tab. D.5), $E_m = 3,5 \text{ GPa}$ (Vitrex 2019) und $\varphi = 0,589$

nach $E_{33} = \left(\frac{\varphi}{E_f} + \frac{1 - \varphi}{E_m} \right)^{-1}$ (Schürmann 2007, S. 194)

D Materialkennwerte

Tab. D.4 – Cetex® TC1225 High Strength Carbon 5HS Woven Fabric Laminate

Fasertyp	High Strength T300JB 3K Kohlenstofffaser		
Webart	fünfbinder Atlas (5HS)		
Matrixtyp	Vitrex AE™250 Low Melt Polyaryletherketon (LMPAEK™)		
Harzmassengehalt	Φ^M	[–]	0,43
Lagendicke	t	[mm]	0,31
E-Modul 0°	E_{11}	[GPa]	58,0
E-Modul 90°	E_{22}	[GPa]	59,0
E-Modul Z	E_{33}	[GPa]	6,8 [§]
Poisson-Zahl XY	ν_{XY}	[–]	0,2
Poisson-Zahl YZ	ν_{YZ}	[–]	0,2
Poisson-Zahl XZ	ν_{XZ}	[–]	0,2
Schubmodul XY	G_{XY}	[GPa]	3,9
Schubmodul YZ	G_{YZ}	[GPa]	3,9
Schubmodul XZ	G_{XZ}	[GPa]	3,9

Quelle: Toray 2023a

[§]berechnet mit $E_f = 230$ GPa (vgl. Tab. D.5), $E_m = 3,5$ GPa (Vitrex 2019) und $\varphi = 0,495$

nach $E_{33} = \left(\frac{\varphi}{E_f} + \frac{1-\varphi}{E_m} \right)^{-1}$ (Schürmann 2007, S. 194)

Tab. D.5 – TORAYCA™ T300JB 3K Standard Modulus Kohlenstofffaser

E-Modul	E_f	[GPa]	230
Dichte	ρ_f	$\left[\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3} \right]$	1,76
Thermische Leitfähigkeit (0°)	$\lambda_{f,\parallel}$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}} \right]$	10,5
Elektrische Leitfähigkeit (0°)	$\varrho_{f,\parallel}$	$[\Omega \cdot \text{m}]$	$1,7 \cdot 10^{-5}$
Spezifische Wärmekapazität	c_p	$\left[\frac{\text{J}}{\text{kg} \cdot ^\circ\text{C}} \right]$	777

Quelle: Toray 2018

D Materialkennwerte

D.1.2 Druckstücke

Tab. D.6 – VDM® Invar36 (1.3912 Ni36)

ϑ [°C]	ρ [$\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}$]	E [GPa]	ν [–]	λ [$\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}$]	c_p [$\frac{\text{J}}{\text{kg} \cdot ^\circ\text{C}}$]	ϱ [$\Omega \cdot \text{m}$]
-250		133		2,0		
-200		135		6,0		
-180						$49 \cdot 10^{-8}$
-150						$52 \cdot 10^{-8}$
-100		138		10,0		$59 \cdot 10^{-8}$
-60					440	
-50					450	
20	8,1	143	0,25	12,8	486	$78 \cdot 10^{-8}$
100		142		14,0	518	$87 \cdot 10^{-8}$
200		141		15,1	545	$95 \cdot 10^{-8}$
300		140		16,1	523	$100 \cdot 10^{-8}$
400		138		17,0	524	$104 \cdot 10^{-8}$
500		130		18,1	529	$107 \cdot 10^{-8}$
600		120		19,5	545	$110 \cdot 10^{-8}$

Quelle: VDM® Metals 2020

Tab. D.7 – AGK Keramik K-Therm® AS600M

Dichte	ρ	[$\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}$]	2,2
E-Modul	E	[GPa]	6
Poisson Zahl	ν	[–]	0,3
Thermische Leitfähigkeit	λ (100°C)	[$\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}$]	0,38 ^a
	λ (200°C)	[$\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}$]	0,39 ^a
Spezifische Wärmekapazität	c_p	[$\frac{\text{J}}{\text{kg} \cdot ^\circ\text{C}}$]	800 ^a
Elektrische Leitfähigkeit	ϱ	[$\Omega \cdot \text{m}$]	$1 \cdot 10^{13}$

Quelle: AGK 2004, ^aHenze 2023

D Materialkennwerte

D.1.3 Peripherie

Tab. D.8 – Kupfer CW004A (Cu-ETP – 2.0065)

Dichte	ρ	$\left[\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3} \right]$	8,93
E-Modul	E	[GPa]	110
Poisson Zahl	ν	[–]	0,33
Thermische Leitfähigkeit	λ	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}} \right]$	394
Spezifische Wärmekapazität	c_p	$\left[\frac{\text{J}}{\text{kg} \cdot ^\circ\text{C}} \right]$	386
Elektrische Leitfähigkeit	ϱ	$[\Omega \cdot \text{m}]$	$1,7541 \cdot 10^{-8}$

Quelle: Otto Fuchs (Dülken GmbH & Co. KG) 2017

Tab. D.9 – ExactPlastics Silikon

Dichte	ρ	$\left[\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3} \right]$	1,13
E-Modul	E	[GPa]	$1 \cdot 10^{-3}$
Poisson Zahl	ν	[–]	0,48
Thermische Leitfähigkeit	λ	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}} \right]$	0,24
Spezifische Wärmekapazität	c_p	$\left[\frac{\text{J}}{\text{kg} \cdot ^\circ\text{C}} \right]$	1175
Elektrische Leitfähigkeit	ϱ	$[\Omega \cdot \text{m}]$	$3 \cdot 10^{13}$

Quelle: Exact Plastics 2021

Tab. D.10 – Aluminium EN AW-6060 (Al Mg Si)

Dichte	ρ	$\left[\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3} \right]$	2,7
Elastizitätsmodul	E	[GPa]	69,2
Schubmodul	G	[GPa]	26,1
Poisson Zahl	ν	[–]	0,33
Thermische Leitfähigkeit	λ	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}} \right]$	210
Spezifische Wärmekapazität	c_p	$\left[\frac{\text{J}}{\text{kg} \cdot ^\circ\text{C}} \right]$	898
Elektrische Leitfähigkeit	ϱ	$[\Omega \cdot \text{m}]$	$2,78 \cdot 10^{-8}$

Quelle: Bikar 2004

D.2 Temperaturabhängige Materialdichten $\rho(\vartheta)$ Tab. D.11 – Temperaturabhängige Materialdichten $\rho(\vartheta)$ CF/PPS / GF/PPS

Temperatur ϑ [°C]	$\rho_{\text{CF}}^{\text{a}}$ [$\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}$]	$\rho_{\text{GF}}^{\text{b}}$ [$\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}$]	$\rho_{\text{PPS}}^{\text{c}}$ [$\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}$]	$\rho_{\text{CF/PPS}}^{\text{§}}$ [$\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}$]	$\rho_{\text{GF/PPS}}^{\text{§}}$ [$\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}$]
20,0	1,76	2,625	1,375	1,569	1,938
32,5	1,76	2,625	1,369	1,566	1,934
45,0	1,76	2,625	1,363	1,563	1,931
57,5	1,76	2,625	1,357	1,560	1,928
70,0	1,76	2,625	1,352	1,558	1,925
82,5	1,76	2,625	1,346	1,555	1,921
95,0	1,76	2,625	1,340	1,552	1,918
107,5	1,76	2,625	1,335	1,549	1,915
120,0	1,76	2,625	1,329	1,546	1,912
132,5	1,76	2,625	1,323	1,543	1,909
145,0	1,76	2,625	1,318	1,541	1,906
157,5	1,76	2,625	1,312	1,538	1,903
170,0	1,76	2,625	1,307	1,535	1,900
182,5	1,76	2,625	1,301	1,532	1,897
195,0	1,76	2,625	1,295	1,530	1,894
207,5	1,76	2,625	1,289	1,526	1,890
220,0	1,76	2,625	1,282	1,523	1,886
232,5	1,76	2,625	1,272	1,518	1,881
245,0	1,76	2,625	1,258	1,511	1,873
257,5	1,76	2,625	1,234	1,499	1,860
270,0	1,76	2,625	1,193	1,479	1,837
282,5	1,76	2,625	1,165	1,465	1,822
295,0	1,76	2,625	1,155	1,460	1,817
307,5	1,76	2,625	1,145	1,455	1,811
320,0	1,76	2,625	1,136	1,451	1,806

^aAirbus 2020a, ^bAirbus 2019b, ^cCAMPUSPlastics 2023[§]berechnet in dieser Arbeit mit $\varphi = 0,504$

D Materialkennwerte

Tab. D.12 – Temperaturabhängige Materialdichten ρ (ϑ) CF/LMPAEKTM/ GF/LMPAEKTM

Temperatur ϑ [°C]	ρ_{CF}^a $\left[\frac{kg}{dm^3}\right]$	ρ_{GF}^b $\left[\frac{kg}{dm^3}\right]$	ρ_{LMP}^c $\left[\frac{kg}{dm^3}\right]$	$\rho_{UD,CF/LMP}^{\S}$ $\left[\frac{kg}{dm^3}\right]$	$\rho_{Gew,CF/LMP}^{\S\S}$ $\left[\frac{kg}{dm^3}\right]$	$\rho_{GF/LMP}^{\S}$ $\left[\frac{kg}{dm^3}\right]$
10	1,76	2,04	1,267	1,557	1,511	1,650
20	1,76	2,04	1,265	1,556	1,510	1,649
30	1,76	2,04	1,263	1,556	1,509	1,648
40	1,76	2,04	1,261	1,555	1,508	1,647
50	1,76	2,04	1,259	1,554	1,507	1,646
60	1,76	2,04	1,257	1,553	1,506	1,645
70	1,76	2,04	1,256	1,553	1,505	1,644
80	1,76	2,04	1,254	1,552	1,504	1,644
90	1,76	2,04	1,252	1,551	1,503	1,643
100	1,76	2,04	1,250	1,550	1,502	1,642
110	1,76	2,04	1,248	1,550	1,501	1,641
120	1,76	2,04	1,246	1,549	1,500	1,640
130	1,76	2,04	1,244	1,548	1,499	1,638
140	1,76	2,04	1,242	1,547	1,498	1,638
150	1,76	2,04	1,242	1,547	1,498	1,637
160	1,76	2,04	1,239	1,546	1,497	1,636
170	1,76	2,04	1,235	1,544	1,495	1,634
180	1,76	2,04	1,231	1,543	1,493	1,632
190	1,76	2,04	1,226	1,541	1,490	1,629
200	1,76	2,04	1,221	1,538	1,488	1,627
210	1,76	2,04	1,215	1,536	1,485	1,624
220	1,76	2,04	1,210	1,534	1,482	1,621
230	1,76	2,04	1,204	1,532	1,479	1,619
240	1,76	2,04	1,198	1,529	1,476	1,615
250	1,76	2,04	1,191	1,526	1,473	1,612
260	1,76	2,04	1,184	1,523	1,469	1,608
270	1,76	2,04	1,176	1,520	1,465	1,604
280	1,76	2,04	1,168	1,517	1,461	1,600
290	1,76	2,04	1,158	1,513	1,456	1,595
300	1,76	2,04	1,153	1,510	1,453	1,593
310	1,76	2,04	1,153	1,510	1,453	1,593
320	1,76	2,04	1,153	1,510	1,453	1,593
330	1,76	2,04	1,153	1,510	1,453	1,593
340	1,76	2,04	1,153	1,510	1,453	1,593
350	1,76	2,04	1,153	1,510	1,453	1,593

LMP: LMPAEKTM, UD: UD-Platte, Gew: Gewebe (für Mosaik-UD-Elemente des Schweißleiters)

^aToray 2018, ^bToray 2023a, ^cIGCV 2020

^{\S}berechnet in dieser Arbeit mit $\varphi = 0,589$

^{\S\S}berechnet in dieser Arbeit mit $\varphi = 0,495$

D.3 Spezifische Wärmekapazität $c_p(\vartheta)$ Tab. D.13 – Temperaturabhängige spez. Wärmekapazität $c_p(\vartheta)$ CF/PPS / GF/PPS

Temperatur ϑ [°C]	$c_{p,CF}^{\S}$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$	$c_{p,GF}^{\S}$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$	$c_{p,PPS}^a$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$	$c_{p,CF/PPS}^{\S\S}$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$	$c_{p,GF/PPS}^{\S\S}$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$
19	815,95	838,95	910	856,39	824,83
50	879,50	902,50	1029	943,79	888,38
75	930,75	953,75	1120	1012,13	940,64
100	982,00	1005,00	1226	1086,92	991,89
125	1033,25	1056,25	1330	1160,85	1043,14
150	1084,50	1107,50	1423	1230,06	1094,39
175	1135,75	1158,75	1503	1293,67	1145,64
200	1187,00	1210,00	1578	1355,13	1196,89
225	1238,25	1261,25	1661	1420,03	1248,14
250	1289,50	1312,50	1776	1498,70	1299,39

^aDLR 2023^{\S}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.7) und $c_{p,CF0} = 777 \frac{J}{kg \cdot ^\circ C}$ (Toray 2018) bzw. $c_{p,GF0} = 800 \frac{J}{kg \cdot ^\circ C}$ (Hultink 2022)^{\S\S}berechnet in dieser Arbeit mit $\varphi = 0,504$ Tab. D.14 – Temperaturabhängige spez. Wärmekapazität $c_p(\vartheta)$ von CF/LMPAEKTM/ GF/LMPAEKTM

Temperatur ϑ [°C]	$c_{p,CF}^{\S}$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$	$c_{p,GF}^{\S}$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$	$c_{p,LMP}^a$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$	$c_{p,UD,CF/LMP}^{\S\S}$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$	$c_{p,Gew,CF/LMP}^{\S\S\S}$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$	$c_{p,GF/LMP}^{\S\S}$ $\left[\frac{J}{kg \cdot ^\circ C}\right]$
22	822,10	845,10	1046,11	898,26	918,42	977,77
27	832,35	855,35	1077,64	915,75	937,83	1002,06
52	883,60	906,60	1174,78	982,60	1008,81	1083,60
77	934,85	957,85	1265,53	1047,28	1077,04	1160,92
102	986,10	1009,10	1351,29	1110,26	1143,13	1234,94
127	1037,35	1060,35	1430,86	1171,14	1206,56	1304,89
152	1088,60	1111,60	1548,38	1244,92	1286,30	1399,87
177	1139,85	1162,85	1720,60	1337,31	1389,57	1530,97
202	1191,10	1214,10	1801,40	1398,60	1453,53	1601,72
227	1242,35	1265,35	1923,87	1474,07	1535,40	1699,97
252	1293,60	1316,60	2095,85	1566,37	1638,57	1830,91
277	1344,85	1367,85	2301,43	1670,09	1756,18	1984,02
302	1396,10	1419,10	2455,98	1756,46	1851,85	2103,44
327	1447,35	1470,35	2455,98	1790,29	1881,06	2120,87

LMP: LMPAEKTM, UD: UD-Platte, Gew: Gewebe (für Mosaik-UD-Elemente des Schweißleiters)^aIGCV 2020^{\S}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.7) und $c_{p,CF0} = 777 \frac{J}{kg \cdot ^\circ C}$ (Toray 2018) bzw. $c_{p,GF0} = 800 \frac{J}{kg \cdot ^\circ C}$ (Hultink 2022)^{\S\S}berechnet in dieser Arbeit mit $\varphi = 0,589$ ^{\S\S\S}berechnet in dieser Arbeit mit $\varphi = 0,495$

D.4 Thermische Leitfähigkeit λ (ϑ)

D.4.1 UD-Elemente

Tab. D.15 – Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) UD-Elemente CF/PPS

Temp. ϑ	$a_{\text{PPS}}^{\text{a}}$	$c_{p,\text{PPS}}^{\text{a}}$	$\rho_{\text{PPS}}^{\text{b}}$	$\lambda_{\text{PPS}}^{\text{\S}}$	$\lambda_{f,\parallel,\text{CF}}^{\text{\S\S}}$	$\lambda_{f,\perp,\text{CF}}^{\text{\S\S}}$	$\lambda_{\parallel,\text{CF/PPS}}^{\text{\S\S\S}}$ = $\lambda_{xx}^{[0^\circ]}$ = $\lambda_{yy}^{[90^\circ]}$	$\lambda_{\perp,\text{CF/PPS}}^{\text{\S\S\S}}$ = $\lambda_{yy}^{[0^\circ]}$ = $\lambda_{xx}^{[90^\circ]}$ = λ_{zz}
[°C]	$\left[\frac{\text{mm}^2}{\text{s}}\right]$	$\left[\frac{\text{J}}{\text{g}\cdot^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot^\circ\text{C}}\right]$
19	0,151	0,910	1,360	0,187	7,986	2,496	4,119	0,350
50	0,141	1,029	1,355	0,197	8,470	2,654	4,368	0,369
75	0,134	1,120	1,350	0,203	8,860	2,780	4,567	0,380
100	0,127	1,226	1,345	0,209	9,250	2,907	4,767	0,393
125	0,116	1,330	1,340	0,207	9,640	3,034	4,963	0,390
150	0,111	1,423	1,335	0,211	10,030	3,161	5,161	0,398
175	0,105	1,503	1,330	0,210	10,420	3,287	5,357	0,397
200	0,100	1,578	1,325	0,209	10,810	3,414	5,554	0,397
225	0,099	1,661	1,320	0,217	11,200	3,541	5,754	0,412
250	0,097	1,776	1,316	0,227	11,590	3,668	5,956	0,430

^aDLR 2023, ^bCAMPUSPlastics 2023

^{\S}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.11)

^{\S\S}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.10)

^{\S\S\S}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.9) und $\varphi = 0,504$

D Materialkennwerte

Tab. D.16 – Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) UD-Elemente CF/LMPAEKTM

Temp. ϑ	a_{LMP}^a	$c_{p,\text{LMP}}^a$	ρ_{LMP}^a	$\lambda_{\text{LMP}}^{\S}$	$\lambda_{f,\parallel,\text{CF}}^{\S\S}$	$\lambda_{f,\perp,\text{CF}}^{\S\S}$	$\lambda_{\parallel,\text{CF/LMP}}^{\S\S\S}$ $= \lambda_{xx}^{[0^\circ]}$ $= \lambda_{yy}^{[90^\circ]}$	$\lambda_{\perp,\text{CF/LMP}}^{\S\S\S}$ $= \lambda_{yy}^{[0^\circ]}$ $= \lambda_{xx}^{[90^\circ]}$ $= \lambda_{zz}$
[°C]	$\left[\frac{\text{mm}^2}{\text{s}}\right]$	$\left[\frac{\text{J}}{\text{g}\cdot^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot^\circ\text{C}}\right]$
40,56	0,187	1,131	1,261	0,266	8,323	2,606	4,252	0,479
50,39	0,181	1,169	1,259	0,266	8,476	2,655	4,328	0,480
60,13	0,167	1,204	1,257	0,252	8,628	2,705	4,396	0,457
70,19	0,160	1,239	1,255	0,248	8,785	2,756	4,472	0,451
80,19	0,155	1,277	1,254	0,248	8,941	2,807	4,549	0,451
90,06	0,152	1,312	1,252	0,250	9,095	2,857	4,626	0,455
100,01	0,158	1,345	1,250	0,265	9,250	2,907	4,710	0,482
109,99	0,154	1,378	1,248	0,265	9,406	2,958	4,787	0,483
119,97	0,153	1,406	1,246	0,268	9,562	3,008	4,866	0,488
128,76	0,149	1,438	1,244	0,266	9,699	3,053	4,933	0,486
136,30	0,148	1,459	1,243	0,267	9,816	3,091	4,991	0,488
142,58	0,148	1,480	1,242	0,272	9,914	3,123	5,042	0,496
147,62	0,145	1,505	1,242	0,272	9,993	3,148	5,081	0,496
152,62	0,144	1,558	1,241	0,279	10,071	3,174	5,123	0,508
157,62	0,141	1,626	1,240	0,285	10,149	3,199	5,165	0,518
162,63	0,135	1,665	1,238	0,278	10,227	3,225	5,200	0,507
167,63	0,133	1,691	1,236	0,277	10,305	3,250	5,238	0,507
173,84	0,128	1,713	1,234	0,271	10,402	3,281	5,283	0,497
181,29	0,122	1,738	1,230	0,261	10,518	3,319	5,336	0,480
190,00	0,121	1,763	1,226	0,262	10,654	3,363	5,403	0,482
199,99	0,121	1,794	1,221	0,264	10,810	3,414	5,481	0,486
209,98	0,117	1,841	1,215	0,262	10,966	3,465	5,558	0,483
220,04	0,113	1,889	1,210	0,257	11,123	3,516	5,633	0,475
230,02	0,111	1,942	1,204	0,260	11,278	3,566	5,711	0,481
240,00	0,097	2,003	1,198	0,232	11,434	3,617	5,774	0,433
250,22	0,090	2,081	1,191	0,224	11,593	3,669	5,849	0,419
259,11	0,097	2,159	1,185	0,247	11,732	3,714	5,929	0,460
266,84	0,095	2,227	1,179	0,249	11,853	3,753	5,989	0,462
273,33	0,098	2,271	1,174	0,260	11,954	3,786	6,045	0,482
278,25	0,099	2,313	1,169	0,268	12,031	3,811	6,088	0,497

LMP: LMPAEKTM, ^aIGCV 2020

^{\S}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.11)

^{\S\S}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.10)

^{\S\S\S}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.9) und $\varphi = 0,495$

D Materialkennwerte

D.4.2 Gewebe

Tab. D.17 – Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) CF/PPS-Gewebe

Temp. ϑ	$\lambda_{\parallel}^{\text{ROM } §}$	$\lambda_{\perp}^{\text{Maxw. } §}$	$\lambda_{x,0^\circ}^{\text{§§}}$	$\lambda_{x,90^\circ}^{\text{§§}}$	$\lambda_{xx}^{\text{§§§}}$	$\lambda_{yy}^{\text{§§§}}$	$\lambda_{zz}^{\text{§§§}}$
[°C]	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$= \lambda_{y,90^\circ}$ $\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$= \lambda_{y,0^\circ}$ $\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$
19	4,119	0,570	4,119	0,570	2,344	2,344	0,596
50	4,368	0,601	4,368	0,601	2,484	2,484	0,629
75	4,567	0,622	4,567	0,622	2,594	2,594	0,651
100	4,767	0,644	4,767	0,644	2,706	2,706	0,675
125	4,963	0,644	4,963	0,644	2,803	2,803	0,676
150	5,161	0,660	5,161	0,660	2,910	2,910	0,693
175	5,357	0,663	5,357	0,663	3,010	3,010	0,698
200	5,554	0,666	5,554	0,666	3,110	3,110	0,703
225	5,754	0,692	5,754	0,692	3,223	3,223	0,730
250	5,956	0,721	5,956	0,721	3,338	3,338	0,760

[§]berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.13) und λ_{PPS} , $\lambda_{f,\parallel,\text{CF}}$ und $\lambda_{f,\perp,\text{CF}}$ aus Tab. D.15 und $\varphi = 0,504$

^{§§}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.14)

^{§§§}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.15) bzw. (Gl. 3.18) und $\tilde{\alpha} = 4,96^\circ$

Tab. D.18 – Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) GF/PPS-Gewebe

Temp. ϑ	$\lambda_{f,\parallel,\text{GF}}^{\text{a}}$	$\lambda_{f,\perp,\text{GF}}^{\text{a}}$	$\lambda_{\parallel}^{\text{ROM } §}$	$\lambda_{\perp}^{\text{Maxw. } §}$	$\lambda_{x,0^\circ}^{\text{§§}}$	$\lambda_{x,90^\circ}^{\text{§§}}$	$\lambda_{xx}^{\text{§§§}}$	$\lambda_{yy}^{\text{§§§}}$	$\lambda_{zz}^{\text{§§§}}$
[°C]	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$= \lambda_{y,90^\circ}$ $\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$= \lambda_{y,0^\circ}$ $\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$
19	1,30	0,91	0,688	0,377	0,688	0,377	0,533	0,533	0,380
50	1,30	0,91	0,693	0,389	0,693	0,389	0,541	0,541	0,392
75	1,30	0,91	0,696	0,397	0,696	0,397	0,547	0,547	0,399
100	1,30	0,91	0,700	0,405	0,700	0,405	0,552	0,552	0,407
125	1,30	0,91	0,699	0,402	0,699	0,402	0,550	0,550	0,404
150	1,30	0,91	0,701	0,406	0,701	0,406	0,554	0,554	0,409
175	1,30	0,91	0,700	0,405	0,700	0,405	0,553	0,553	0,408
200	1,30	0,91	0,700	0,404	0,700	0,404	0,552	0,552	0,407
225	1,30	0,91	0,704	0,414	0,704	0,414	0,559	0,559	0,417
250	1,30	0,91	0,710	0,425	0,710	0,425	0,567	0,567	0,427

^aTakizawa und Chung 2016

[§]berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.13) und λ_{PPS} aus Tab. D.15 und $\varphi = 0,45$

^{§§}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.14)

^{§§§}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.15) bzw. (Gl. 3.18) und $\tilde{\alpha} = 5,50^\circ$

D Materialkennwerte

Tab. D.19 – Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit $\lambda(\vartheta)$ GF/LMPAEK™-Gewebe

Temp. ϑ	$\lambda_{f,\parallel,GF}^a$	$\lambda_{f,\perp,GF}^a$	$\lambda_{\parallel}^{ROM\ \$}$	$\lambda_{\perp}^{Maxw.\ \$}$	$\lambda_{x,0^\circ}^{§§}$ $= \lambda_{y,90^\circ}$	$\lambda_{x,90^\circ}^{§§}$ $= \lambda_{y,0^\circ}$	$\lambda_{xx}^{§§§}$	$\lambda_{yy}^{§§§}$	$\lambda_{zz}^{§§§}$
[°C]	$\left[\frac{W}{m \cdot ^\circ C}\right]$	$\left[\frac{W}{m \cdot ^\circ C}\right]$	$\left[\frac{W}{m \cdot ^\circ C}\right]$	$\left[\frac{W}{m \cdot ^\circ C}\right]$	$\left[\frac{W}{m \cdot ^\circ C}\right]$	$\left[\frac{W}{m \cdot ^\circ C}\right]$	$\left[\frac{W}{m \cdot ^\circ C}\right]$	$\left[\frac{W}{m \cdot ^\circ C}\right]$	$\left[\frac{W}{m \cdot ^\circ C}\right]$
40,56	1,30	0,91	0,838	0,528	0,838	0,528	0,683	0,683	0,534
50,39	1,30	0,91	0,838	0,528	0,838	0,528	0,683	0,683	0,534
60,13	1,30	0,91	0,831	0,514	0,831	0,514	0,673	0,673	0,520
70,19	1,30	0,91	0,830	0,510	0,830	0,510	0,670	0,670	0,516
80,19	1,30	0,91	0,829	0,509	0,829	0,509	0,669	0,669	0,516
90,06	1,30	0,91	0,830	0,511	0,830	0,511	0,671	0,671	0,518
100,01	1,30	0,91	0,837	0,527	0,837	0,527	0,682	0,682	0,533
109,99	1,30	0,91	0,837	0,527	0,837	0,527	0,682	0,682	0,533
119,97	1,30	0,91	0,838	0,529	0,838	0,529	0,684	0,684	0,536
128,76	1,30	0,91	0,838	0,528	0,838	0,528	0,683	0,683	0,534
136,30	1,30	0,91	0,838	0,529	0,838	0,529	0,684	0,684	0,535
142,58	1,30	0,91	0,840	0,533	0,840	0,533	0,687	0,687	0,539
147,62	1,30	0,91	0,840	0,533	0,840	0,533	0,687	0,687	0,539
152,62	1,30	0,91	0,843	0,540	0,843	0,540	0,692	0,692	0,546
157,62	1,30	0,91	0,846	0,545	0,846	0,545	0,695	0,695	0,551
162,63	1,30	0,91	0,843	0,539	0,843	0,539	0,691	0,691	0,545
167,63	1,30	0,91	0,843	0,538	0,843	0,538	0,690	0,690	0,545
173,84	1,30	0,91	0,840	0,533	0,840	0,533	0,686	0,686	0,539
181,29	1,30	0,91	0,835	0,523	0,835	0,523	0,679	0,679	0,529
190,00	1,30	0,91	0,836	0,524	0,836	0,524	0,680	0,680	0,530
199,99	1,30	0,91	0,837	0,526	0,837	0,526	0,681	0,681	0,532
209,98	1,30	0,91	0,836	0,524	0,836	0,524	0,680	0,680	0,530
220,04	1,30	0,91	0,834	0,519	0,834	0,519	0,676	0,676	0,525
230,02	1,30	0,91	0,835	0,522	0,835	0,522	0,679	0,679	0,529
240,00	1,30	0,91	0,823	0,494	0,823	0,494	0,658	0,658	0,500
250,22	1,30	0,91	0,819	0,485	0,819	0,485	0,652	0,652	0,491
259,11	1,30	0,91	0,829	0,509	0,829	0,509	0,669	0,669	0,516
266,84	1,30	0,91	0,830	0,510	0,830	0,510	0,670	0,670	0,517
273,33	1,30	0,91	0,835	0,522	0,835	0,522	0,678	0,678	0,528
278,25	1,30	0,91	0,839	0,530	0,839	0,530	0,684	0,684	0,536

^aTakizawa und Chung 2016

[§]berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.13) und $\lambda_{LMPAEK^{\text{TM}}}$ aus Tab. D.16 und $\varphi = 0,553$

^{§§}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.14)

^{§§§}berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.15) bzw. (Gl. 3.18) und $\tilde{\alpha} = 5,50^\circ$

D Materialkennwerte

D.4.3 UD-Platte

Tab. D.20 – Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ (ϑ) CF/LMPAEK™-UD-Platte

Temp. ϑ	$\lambda_{\parallel}^{\text{ROM } §}$	$\lambda_{\perp}^{\text{ROM } §}$	$\lambda_{x,0^\circ}^{\text{§§}}$	$\lambda_{x,90^\circ}^{\text{§§}}$	$\lambda_{xx}^{\text{§§§}}$	$\lambda_{yy}^{\text{§§§}}$
[°C]	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$= \lambda_{zz}$ $\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$= \lambda_{y,90^\circ}$ $\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$= \lambda_{y,0^\circ}$ $\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$	$\left[\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}\right]$
40,56	5,012	0,565	5,012	0,565	2,789	2,789
50,39	5,103	0,567	5,103	0,567	2,835	2,835
60,13	5,187	0,541	5,187	0,541	2,864	2,864
70,19	5,277	0,535	5,277	0,535	2,906	2,906
80,19	5,369	0,535	5,369	0,535	2,952	2,952
90,06	5,461	0,540	5,461	0,540	3,000	3,000
100,01	5,558	0,570	5,558	0,570	3,064	3,064
109,99	5,650	0,572	5,650	0,572	3,111	3,111
119,97	5,743	0,578	5,743	0,578	3,161	3,161
128,76	5,823	0,576	5,823	0,576	3,200	3,200
136,30	5,893	0,579	5,893	0,579	3,236	3,236
142,58	5,952	0,588	5,952	0,588	3,270	3,270
147,62	5,999	0,589	5,999	0,589	3,294	3,294
152,62	6,048	0,603	6,048	0,603	3,325	3,325
157,62	6,096	0,614	6,096	0,614	3,355	3,355
162,63	6,139	0,602	6,139	0,602	3,371	3,371
167,63	6,185	0,601	6,185	0,601	3,393	3,393
173,84	6,239	0,590	6,239	0,590	3,415	3,415
181,29	6,304	0,571	6,304	0,571	3,437	3,437
190,00	6,384	0,574	6,384	0,574	3,479	3,479
199,99	6,477	0,578	6,477	0,578	3,527	3,527
209,98	6,568	0,576	6,568	0,576	3,572	3,572
220,04	6,658	0,567	6,658	0,567	3,612	3,612
230,02	6,751	0,574	6,751	0,574	3,663	3,663
240,00	6,832	0,518	6,832	0,518	3,675	3,675
250,22	6,922	0,502	6,922	0,502	3,712	3,712
259,11	7,013	0,550	7,013	0,550	3,782	3,782
266,84	7,085	0,552	7,085	0,552	3,819	3,819
273,33	7,149	0,576	7,149	0,576	3,863	3,863
278,25	7,198	0,594	7,198	0,594	3,896	3,896

§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.9) und $\lambda_{\text{LMPAEK}^\text{TM}}$, $\lambda_{f,\parallel,\text{CF}}$ und $\lambda_{f,\perp,\text{CF}}$ aus Tab. D.16 und $\varphi = 0,589$

§§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.14)

§§§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 3.15) bzw. (Gl. 3.18)

D Materialkennwerte

D.4.4 Polyimid (PI-Klebeband)

Die Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit von Polyimid (PI)-Klebeband kann über die empirische Näherung nach Benford u. a. (1999) ermittelt werden zu

$$\lambda_{\text{PI-Tape}}(\vartheta) = 5,24 \cdot 10^{-3} \cdot (\vartheta + 273,15)^{1,02}. \quad (\text{Gl. D.1})$$

Tab. D.21 – Empirische temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit $\lambda(\vartheta)$ Polyimid (PI)-Klebeband

Temperatur ϑ [°C]	$\lambda_{\text{PI-Tape}}$ [$\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}$]
20	1,72093
30	1,78083
40	1,84077
50	1,90074
60	1,96076
70	2,02081
80	2,08089
90	2,14101
100	2,20116
120	2,32156
140	2,44209
160	2,56273
180	2,68348
200	2,80434
250	3,10692
300	3,41008
350	3,71378
400	4,01796
450	4,32259
500	4,62765

berechnet nach (Gl. D.1)

D Materialkennwerte

D.4.5 Trockene Luft

Tab. D.22 – Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{\text{Luft}}(\vartheta)$
trockener Luft

Temperatur ϑ [°C]	λ_{Luft} [$\frac{\text{W}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}$]
0	0,02436
10	0,02512
20	0,02587
30	0,02662
40	0,02735
50	0,02808
60	0,02880
70	0,02952
80	0,03022
90	0,03093
100	0,03162
120	0,03299
140	0,03434
160	0,03566
180	0,03696
200	0,03825
250	0,04138
300	0,04442
350	0,04737
400	0,05024
450	0,05305
500	0,05580
550	0,05849

Quelle: VDI 2013, D2.2 Tabelle 1, S. 197

D.5 Spezifischer elektrischer Widerstand UD-Elemente $\varrho(\vartheta)$ Tab. D.23 – Temperaturabhängiger spezifischer Widerstand $\varrho(\vartheta)$ UD-Elemente

Temp. ϑ [°C]	Gruppe I $L_j = 220\text{ mm}$ $b_{SE} = 45\text{ mm}$		Gruppe II $L_j = 620\text{ mm}$ $b_{SE} = 45\text{ mm}$		Gruppe III $L_j = 220\text{ mm}$ $b_{SE} = 40\text{ mm}$		Gruppe IV $L_j = 220\text{ mm}$ $b_{SE} = 30\text{ mm}$	
	$\varrho_{\parallel}$ $=\varrho_{xx}^{[0^\circ]}$ $=\varrho_{yy}^{[90^\circ]}$	$\varrho_{\perp}$ $=\varrho_{yy}^{[0^\circ]}$ $=\varrho_{xx}^{[90^\circ]}$ $=\varrho_{zz}$	$\varrho_{\parallel}$ $=\varrho_{xx}^{[0^\circ]}$ $=\varrho_{yy}^{[90^\circ]}$	$\varrho_{\perp}$ $=\varrho_{yy}^{[0^\circ]}$ $=\varrho_{xx}^{[90^\circ]}$ $=\varrho_{zz}$	$\varrho_{\parallel}$ $=\varrho_{xx}^{[0^\circ]}$ $=\varrho_{yy}^{[90^\circ]}$	$\varrho_{\perp}$ $=\varrho_{yy}^{[0^\circ]}$ $=\varrho_{xx}^{[90^\circ]}$ $=\varrho_{zz}$	$\varrho_{\parallel}$ $=\varrho_{xx}^{[0^\circ]}$ $=\varrho_{yy}^{[90^\circ]}$	$\varrho_{\perp}$ $=\varrho_{yy}^{[0^\circ]}$ $=\varrho_{xx}^{[90^\circ]}$ $=\varrho_{zz}$
	[Ω · m]	[Ω · m]	[Ω · m]	[Ω · m]	[Ω · m]	[Ω · m]	[Ω · m]	[Ω · m]
1	3,582E-5	3,582E-2	3,560E-5	3,560E-2	3,592E-5	3,592E-2	3,615E-5	3,615E-2
20	3,460E-5	3,460E-2	3,460E-5	3,460E-2	3,469E-5	3,469E-2	3,491E-5	3,491E-2
40	3,350E-5	3,350E-2	3,370E-5	3,370E-2	3,359E-5	3,359E-2	3,381E-5	3,381E-2
60	3,257E-5	3,257E-2	3,293E-5	3,293E-2	3,266E-5	3,266E-2	3,287E-5	3,287E-2
80	3,177E-5	3,177E-2	3,226E-5	3,226E-2	3,185E-5	3,185E-2	3,206E-5	3,206E-2
100	3,106E-5	3,106E-2	3,168E-5	3,168E-2	3,115E-5	3,115E-2	3,135E-5	3,135E-2
120	3,045E-5	3,045E-2	3,116E-5	3,116E-2	3,053E-5	3,053E-2	3,073E-5	3,073E-2
140	2,990E-5	2,990E-2	3,070E-5	3,070E-2	2,998E-5	2,998E-2	3,017E-5	3,017E-2
160	2,941E-5	2,941E-2	3,029E-5	3,029E-2	2,949E-5	2,949E-2	2,968E-5	2,968E-2
180	2,897E-5	2,897E-2	2,992E-5	2,992E-2	2,905E-5	2,905E-2	2,924E-5	2,924E-2
200	2,858E-5	2,858E-2	2,958E-5	2,958E-2	2,865E-5	2,865E-2	2,884E-5	2,884E-2
220	2,822E-5	2,822E-2	2,928E-5	2,928E-2	2,830E-5	2,830E-2	2,848E-5	2,848E-2
240	2,789E-5	2,789E-2	2,900E-5	2,900E-2	2,797E-5	2,797E-2	2,815E-5	2,815E-2
260	2,760E-5	2,760E-2	2,875E-5	2,875E-2	2,767E-5	2,767E-2	2,785E-5	2,785E-2
280	2,732E-5	2,732E-2	2,851E-5	2,851E-2	2,739E-5	2,739E-2	2,757E-5	2,757E-2
300	2,707E-5	2,707E-2	2,830E-5	2,830E-2	2,714E-5	2,714E-2	2,732E-5	2,732E-2
320	2,684E-5	2,684E-2	2,810E-5	2,810E-2	2,691E-5	2,691E-2	2,708E-5	2,708E-2
340	2,662E-5	2,662E-2	2,791E-5	2,791E-2	2,669E-5	2,669E-2	2,686E-5	2,686E-2
360	2,642E-5	2,642E-2	2,774E-5	2,774E-2	2,649E-5	2,649E-2	2,666E-5	2,666E-2
380	2,623E-5	2,623E-2	2,758E-5	2,758E-2	2,630E-5	2,630E-2	2,647E-5	2,647E-2
400	2,606E-5	2,606E-2	2,743E-5	2,743E-2	2,612E-5	2,612E-2	2,629E-5	2,629E-2
420	2,589E-5	2,589E-2	2,729E-5	2,729E-2	2,596E-5	2,596E-2	2,613E-5	2,613E-2
440	2,574E-5	2,574E-2	2,715E-5	2,715E-2	2,581E-5	2,581E-2	2,597E-5	2,597E-2
460	2,559E-5	2,559E-2	2,703E-5	2,703E-2	2,566E-5	2,566E-2	2,583E-5	2,583E-2
480	2,546E-5	2,546E-2	2,691E-5	2,691E-2	2,552E-5	2,552E-2	2,569E-5	2,569E-2
500	2,533E-5	2,533E-2	2,680E-5	2,680E-2	2,540E-5	2,540E-2	2,556E-5	2,556E-2

berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.15) bzw. (Gl. 4.16)

D.6 Elektrische Übergangskoeffizienten Kontaktierung ϵ_K Tab. D.24 – Elektrischer Übergangskoeffizient Kontaktierung ϵ_K Gruppe I

ϑ [°C]	$R_{SE}^{\text{emp } §}$ [Ω]	p_K [MPa]	$R_K^{\text{emp } §}$ [Ω]	$R_K^{\text{§§}}(\zeta_K)$ [Ω]	$R_{ges}(\zeta_K)$ [Ω]	$\alpha_T^* \text{ §§§}$ [Ω]	$\epsilon_K^{\text{§§§§}}$ [$\frac{\text{S}}{\text{m}^2}$]
1	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	6766
20	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	10735
50	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	12343
100	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	13378
150	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	13866
200	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	14183
250	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	14433
300	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	14654
350	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	14860
400	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	15058
450	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	15251
500	1,091	1,962	0,832	0,770	1,861	2,352	15441

§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.9)

§§ berechnet in dieser Arbeit nach $R_K(\zeta_K) = R_K \cdot \zeta_K$ mit $\zeta_K = 0,922$

§§§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.8)

§§§§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.24)

Tab. D.25 – Elektrischer Übergangskoeffizient Kontaktierung ϵ_K Gruppe II

ϑ [°C]	$R_{SE}^{\text{emp } §}$ [Ω]	p_K [MPa]	$R_K^{\text{emp } §}$ [Ω]	$R_K^{\text{§§}}(\zeta_K)$ [Ω]	$R_{ges}(\zeta_K)$ [Ω]	$\alpha_T^* \text{ §§§}$ [Ω]	$\epsilon_K^{\text{§§§§}}$ [$\frac{\text{S}}{\text{m}^2}$]
1	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	3448
20	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	6657
50	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	8263
100	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	9280
150	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	9686
200	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	9912
250	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	10080
300	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	10231
350	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	10381
400	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	10534
450	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	10693
500	3,075	1,994	0,825	0,974	4,049	5,045	10858

§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.9)

§§ berechnet in dieser Arbeit nach $R_K(\zeta_K) = R_K \cdot \zeta_K$ mit $\zeta_K = 1,180$

§§§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.8)

§§§§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.24)

D Materialkennwerte

Tab. D.26 – Elektrischer Übergangskoeffizient Kontaktierung ϵ_K Gruppe III

ϑ [°C]	$R_{SE}^{\text{emp } §}$ [Ω]	p_K [MPa]	$R_K^{\text{emp } §}$ [Ω]	$R_K^{\text{§§}}(\zeta_K)$ [Ω]	$R_{ges}(\zeta_K)$ [Ω]	$\alpha_T^* \text{ §§§}$ [Ω]	$\epsilon_K^{\text{§§§§}}$ [$\frac{\text{S}}{\text{m}^2}$]
1	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	8897
20	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	13048
50	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	14467
100	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	15242
150	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	15546
200	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	15722
250	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	15857
300	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	15977
350	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	16092
400	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	16206
450	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	16320
500	1,231	0,818	1,368	0,958	2,189	2,679	16433

§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.9)

§§ berechnet in dieser Arbeit nach $R_K(\zeta_K) = R_K \cdot \zeta_K$ mit $\zeta_K = 0,700$

§§§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.8)

§§§§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.24)

Tab. D.27 – Elektrischer Übergangskoeffizient Kontaktierung ϵ_K Gruppe IV

ϑ [°C]	$R_{SE}^{\text{emp } §}$ [Ω]	p_K [MPa]	$R_K^{\text{emp } §}$ [Ω]	$R_K^{\text{§§}}(\zeta_K)$ [Ω]	$R_{ges}(\zeta_K)$ [Ω]	$\alpha_T^* \text{ §§§}$ [Ω]	$\epsilon_K^{\text{§§§§}}$ [$\frac{\text{S}}{\text{m}^2}$]
1	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	11864
20	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	16111
50	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	17175
100	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	17486
150	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	17468
200	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	17406
250	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	17352
300	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	17317
350	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	17300
400	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	17297
450	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	17307
500	1,652	0,538	2,011	1,206	2,858	3,349	17326

§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.9)

§§ berechnet in dieser Arbeit nach $R_K(\zeta_K) = R_K \cdot \zeta_K$ mit $\zeta_K = 0,600$

§§§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.8)

§§§§ berechnet in dieser Arbeit mit (Gl. 4.24)

E Theoretische Grundlagen zur Regressionsanalyse

Die grundlegenden Definitionen der verwendeten linearen, potenziellen und logarithmischen Regression sind im Folgenden nach (Fahrmeir u. a. 2016, S. 149–156) aufgeführt.

E.1 Lineare Regression

Die Ansatzfunktion der linearen Regression liest

$$f(X) = \alpha + \beta \cdot X, \quad (\text{Gl. E.1})$$

wobei die Koeffizienten bestimmt werden nach

$$\beta = \frac{S_{xy}}{S_{xx}}, \quad \alpha = \bar{y} - \beta \cdot \bar{x}, \quad (\text{Gl. E.2})$$

mit

$$\begin{aligned} S_{xx} &= \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2, \\ S_{yy} &= \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2, \\ S_{xy} &= \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x}) \cdot (y_i - \bar{y}). \end{aligned} \quad (\text{Gl. E.3})$$

unter Verwendung von n Datenpunktwerten x_i und y_i sowie deren jeweiligen arithmetischen Mittelwerten $\bar{x}$ und $\bar{y}$.

E.2 Potenz-Regression

Der Ansatz für die Potenz-Regression lautet

$$f(X) = \alpha \cdot X^\beta, \quad (\text{Gl. E.4})$$

mit den Koeffizienten

$$\beta = \frac{S_{xy}}{S_{xx}}, \quad \alpha = e^{\overline{\ln(y)} - \beta \cdot \overline{\ln(x)}}, \quad (\text{Gl. E.5})$$

wobei gilt

$$\begin{aligned} S_{xx} &= \sum_{i=1}^n \left(\ln(x_i) - \overline{\ln(x_i)} \right)^2, \\ S_{yy} &= \sum_{i=1}^n \left(\ln(y_i) - \overline{\ln(y_i)} \right)^2, \\ S_{xy} &= \sum_{i=1}^n \left(\ln(x_i) - \overline{\ln(x_i)} \right) \cdot \left(\ln(y_i) - \overline{\ln(y_i)} \right). \end{aligned} \quad (\text{Gl. E.6})$$

E.3 Logarithmische Regression

Das logarithmische Regressionsmodell verwendet den natürlichen Logarithmus in der Form

$$f(X) = \alpha + \beta \cdot \ln(X), \quad (\text{Gl. E.7})$$

mit den entsprechenden Regressionskoeffizienten

$$\beta = \frac{S_{xy}}{S_{xx}}, \quad \alpha = \bar{y} - \beta \cdot \overline{\ln(x)}, \quad (\text{Gl. E.8})$$

nach

$$\begin{aligned} S_{xx} &= \sum_{i=1}^n \left(\ln(x_i) - \overline{\ln(x_i)} \right)^2, \\ S_{yy} &= \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y}_i)^2, \\ S_{xy} &= \sum_{i=1}^n \left(\ln(x_i) - \overline{\ln(x_i)} \right) \cdot (y_i - \bar{y}_i). \end{aligned} \quad (\text{Gl. E.9})$$

E.4 Bestimmtheitsmaß/Korrelationskoeffizient

Zur Beurteilung der Güte jedes Regressionsmodells soll das Bestimmtheitsmaß R^2 (auch *Determinationskoeffizient* genannt) als Kennzahl dienen, das errechnet wird nach

$$R^2 = \frac{S_{xy}^2}{S_{xx} \cdot S_{yy}} \quad \text{mit} \quad 0 \leq R^2 \leq 1. \quad (\text{Gl. E.10})$$

Der empirische Korrelationskoeffizient, auch BRAVAIS-PEARSON-Korrelationskoeffizient r_{xy} gibt die Stärke des linearen Zusammenhangs zweier Merkmale x und y an und ist definiert als

$$r_{xy} = \sqrt{R^2} = \frac{S_{xy}}{\sqrt{S_{xx} \cdot S_{yy}}} \quad \text{mit} \quad -1 \leq r_{xy} \leq 1, \quad (\text{Gl. E.11})$$

wobei eine Gerade mit positiver Steigung $r = 1$ bzw. mit negativer Steigung $r = -1$ aufweist. Fahrmeir u. a. (2016, S. 129) klassifizieren r_{xy} in folgende Kategorien:

„schwache Korrelation“	bei	$ r < 0,5,$
„mittlere Korrelation“	bei	$0,5 \leq r < 0,8,$
„starke Korrelation“	bei	$0,8 \leq r $.

F Theoretische Grundlagen zur Statistik

F.1 Arithmetisches Mittel

Der arithmetische Mittelwert $\bar{x}$ von n Einzelwerten x_i liest (Fahrmeir u. a. 2016, S. 50)

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i = \frac{x_1 + x_2 + \dots + x_n}{n}. \quad (\text{Gl. F.1})$$

F.2 Standardabweichung der Einzelmessung

Die Standardabweichung oder Streuung der Einzelmessung s_x „[...] ist ein Maß für die ‚Zuverlässigkeit‘ der Messwerte innerhalb einer Messreihe. Sie bestimmt einen Bereich, in dem der wahre Wert mit einer bestimmten statistischen Sicherheit p liegt [...]“ (Kuchling 2011, S. 607 f.) und ist definiert als

$$s_x = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}. \quad (\text{Gl. F.2})$$

Bei der Annahme einer GAUSS'schen Normalverteilung um den Mittelwert $\bar{x}$ ergeben sich die Intervalle der statistischen Sicherheit nach Abb. F.1.

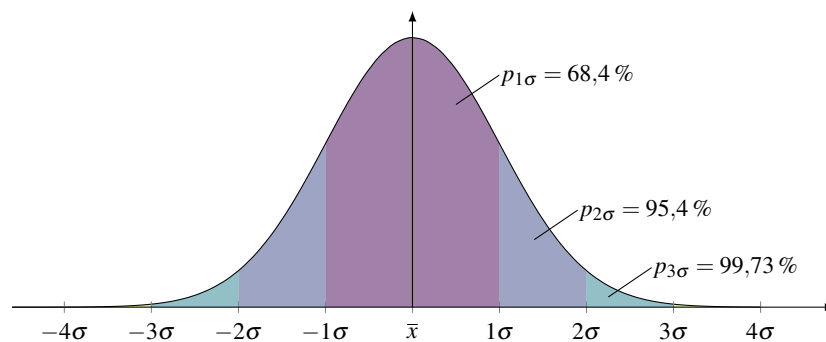


Abb. F.1 – Intervalle statistischer Sicherheiten p der GAUSS'schen Normalverteilung um den Mittelwert $\bar{x}$ (Daten: Kuchling 2011, S. 608)

F.3 Standardabweichung des Mittelwerts

„Die Standardabweichung des Mittelwerts $s_{\bar{x}}$ ist ein Maß für die ‚Zuverlässigkeit‘ der Mittelwerts $\bar{x}$ und begrenzt den aus der Messreihe errechneten Bereich, in dem der wahre Wert mit einer bestimmten statistischen Sicherheit p liegt.“ (Kuchling 2011, S. 609) und ist definiert als

$$s_{\bar{x}} = \Delta\bar{x} = \frac{t}{\sqrt{n}} \cdot s_x = \frac{t}{\sqrt{n}} \cdot \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}. \quad (\text{Gl. F.3})$$

mit der Standardabweichung der Einzelmessung s_x nach (Gl. F.2) sowie der Anzahl der Messungen n und einem Faktor t . Letzterer hängt von der gewählten statistischen Sicherheit p ab und wird Tabellen nach Student- t -Verteilung für Normalverteilungen entnommen (Tab. F.1).

Tab. F.1 – Faktoren der Student- t -Verteilung für $p = 95\%$ (zweiseitiger Vertrauensbereich)

n	t	n	t	n	t
1	12,706	16	2,1199	40	2,021
2	4,3027	17	2,1098	50	2,009
3	3,1824	18	2,1009	60	2,000
4	2,7764	19	2,0903	70	1,994
5	2,5706	20	2,0860	80	1,990
6	2,4469	21	2,0796	90	1,987
7	2,3646	22	2,0739	100	1,984
8	2,3060	23	2,0687	200	1,972
9	2,2622	24	2,0639	300	1,968
10	2,2281	25	2,0595	400	1,966
11	2,2010	26	2,0555	500	1,965
12	2,1788	27	2,0518	1000	1,962
13	2,1604	28	2,0484		
14	2,1448	29	2,0452		
15	2,1314	30	2,0423	$\rightarrow \infty$	1,960

Daten: Fahrmeir u. a. 2016, S. 557, Kuchling 2011, S. 609

F.4 Fehlerfortpflanzung

„Jede Einzelmessung ist mit einem Fehler behaftet und es stellt sich die Frage, wie sich diese Fehler auf das Endergebnis niederschlagen[,]“ (Eden und Gebhard 2014, S. 33) wenn aus Grundgrößen errechnete, nicht direkt messbare Größen betrachtet werden.

Für den mittleren Fehler einer algebraischen Summe $F = ax + by + cz \cdot \dots$ unabhängiger Messgrößen $x, y, z, \dots$ gilt (Kuchling 2011, S. 610)

$$\Delta \bar{F} = \sqrt{(a\Delta \bar{x})^2 + (b\Delta \bar{y})^2 + (c\Delta \bar{z})^2 + \dots} \quad (\text{Gl. F.4})$$

mit den entsprechenden Standardabweichungen der Mittelwerte $\Delta \bar{x}, \Delta \bar{y}, \Delta \bar{z}, \dots$

Für den mittleren Fehler eines Potenzprodukts $F = x^a \cdot y^b \cdot z^c \cdot \dots$ unabhängiger Messgrößen $x, y, z, \dots$ und dem zugehörigen Mittelwert $\bar{F}$ folgt (Kuchling 2011, S. 610)

$$\Delta \bar{F} = \bar{F} \cdot \sqrt{\left(a \frac{\Delta \bar{x}}{\bar{x}}\right)^2 + \left(b \frac{\Delta \bar{y}}{\bar{y}}\right)^2 + \left(c \frac{\Delta \bar{z}}{\bar{z}}\right)^2 + \dots} \quad (\text{Gl. F.5})$$

mit den entsprechenden Standardabweichungen der Mittelwerte $\Delta \bar{x}, \Delta \bar{y}, \Delta \bar{z}, \dots$

F.5 Fehlerabweichung

Die relative Fehlerabweichung e eines Werts x im Verhältnis zu einem Referenzwert x_{Ref} wird definiert als (EASA 2020, S. 26)

$$e = \left(\frac{x}{x_{Ref}} - 1 \right) \cdot 100\% \quad (\text{Gl. F.6})$$

F.6 Quantile

In einer Stichprobe $x_1, x_2, \dots, x_n$ mit n der Größe nach sortierten Elementen teilt das (empirische) p -Quantil nach (Fahrmeir u. a. 2016, S. 60)

$$x_p = \begin{cases} \frac{1}{2} (x_{n \cdot p} + x_{n \cdot p + 1}) & \text{wenn } n \cdot p \text{ ganzzahlig ist,} \\ x_{n \cdot p + 1} & \text{wenn } n \cdot p \text{ nicht ganzzahlig ist,} \end{cases} \quad (\text{Gl. F.7})$$

die Menge der Stichprobenpunkte im Verhältnis p zu $1 - p$ auf (Abb. F.2), womit „[...] mindestens $p \cdot 100\%$ aller Stichprobenwerte kleiner oder gleich x_p und mindestens $(1 - p) \cdot 100\%$ aller Stichprobenwerte größer oder gleich x_p sind.“ (Henze 2021, S. 30).

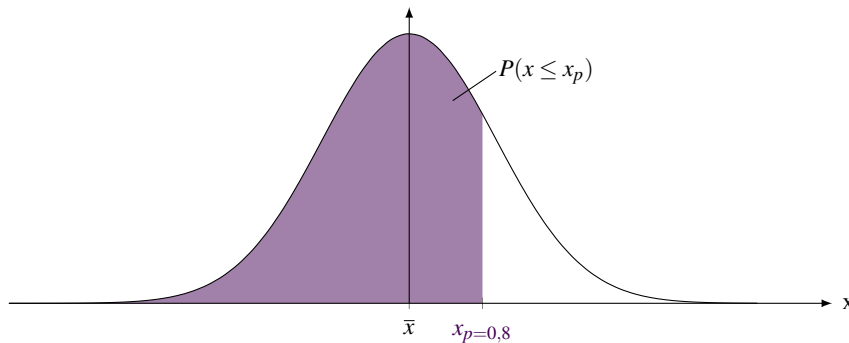


Abb. F.2 – Menge der Stichprobenpunkte unterhalb eines p -Quantils mit $p = 0,8$
(Daten: Fahrmeir u. a. 2016, S. 547)

G Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC)

Die dynamische Differenzkalorimetrie (engl. *Differential Scanning Calorimetry*, DSC) kann zur Bestimmung der Glasübergangstemperatur, der Kristallitschmelztemperatur und der spezifischen Wärmekapazität mittels der kalorischen Effekte genutzt werden. Die hier durchgeführten Untersuchungen fanden an einem NETZSCH DSC 214 Polyma statt.

G.1 Durchführung

Eine Referenzprobe bekannter Wärmekapazität (hier: Saphir) wird von 10 °C bis 350 °C mit $10 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ aufgeheizt und zu Beginn und Ende jeweils ein 10 Minuten langer isothermer Zustand gehalten. Anschließend werden die Proben anhand des gleichen Temperaturprofils getestet, wobei zwei Aufheizphasen durchgeführt werden, um eventuelle Materialartefakte zu identifizieren. Für die Auswertung wird nur die erste Aufheizkurve herangezogen, da diese dem späteren Prozess mit dem Material im Anlieferungszustand am nächsten kommt.

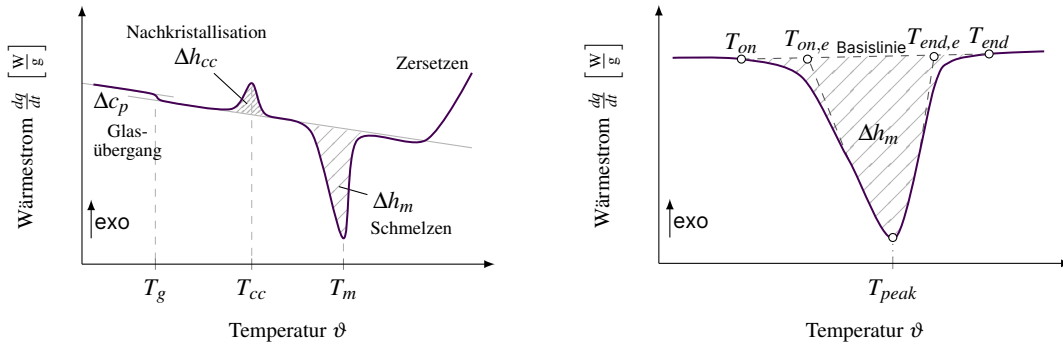
Beim Schmelzen muss durch den endothermen Charakter zusätzliche Schmelzwärme aufgewendet werden, die über den Vergleich mit der Referenzprobe erfasst werden kann. Über die Wärmestromänderung und einhergehender Änderung der spezifischen Wärmekapazität können temperaturbedingte physikalische Umwandlungen nachvollzogen werden. Dafür reichen Probengrößen von 10 bis 20 mg bei amorphen und 5 bis 10 mg bei kristallinen Kunststoffen aus, die aufgrund des Schmelz- und Kristallisationsverhaltens größere Wärmeänderungen erzeugen. Die Aufheizrate hat maßgeblichen Einfluss auf das spätere Messergebnis, daher ist die Heizrate bei den Ergebnissen immer mit anzugeben. Im Allgemeinen werden Raten von 10 (Normwert) bis $40 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ beim Aufheizen wie Abkühlen gefahren (Frick und Stern 2017, S. 160–163).

G.2 DSC-Aufheizkurve (Schmelzen)

Der erste charakteristische Punkt in der DSC-Aufheizkurve (Abb. G.1a) ist der Sprung der spezifischen Wärmekapazität Δc_p , der die Glasübergangstemperatur T_g markiert. Als nächstes folgt die Kristallisationsenthalpie Δh_{cc} der Nachkristallisation (engl. *cold crystallisation*), die durch einen exothermen Peak erkennbar ist und die Kaltkristallisationstemperatur T_{cc} festlegt. Der dritte Punkt ist die Kristallitschmelztemperatur T_m als Peaktemperatur des endothermen Schmelzbereichs, d. h. der Schmelzenthalpie Δh_m (Ehrenstein u. a. 2004, S. 7–21). Diese Punkte des DSC-Plots geben bei der ersten Aufheizung Aufschluss über die thermische Vorgeschichte; die folgende Abkühl- und zweite Aufheizkurve liefern Informationen über den Werkstoff und sein thermisches Verhalten (Frick und Stern 2017, S. 164 f.).

Wird der Bereich der Schmelzenthalpie Δh_m genauer betrachtet (Abb. G.1b), so sind vier zusätzliche Temperaturpunkte zu erkennen. Mit steigender Temperatur wird zuerst die Onset-Temperatur T_{on} passiert. Dieser Punkt markiert die erste Abweichung von der Basislinie und

somit den Start des Schmelzens (endotherm). Er dient gleichzeitig als untere Integrationsgrenze bei der Enthalpieermittlung. Kurz danach folgt der extrapolierte Onset-Punkt $T_{on,e}$, der dem Schnittpunkt der Basislinie und dem extrapolierten linearen Bereich der fallenden Kurve entspricht. Analog dazu ist oberhalb der Schmelztemperatur – bei der Enthalpiebestimmung meist Peak-Temperatur T_{peak} genannt – der extrapolierte und reale Endset-Punkt $T_{end,e}$ bzw. T_{end} . Bei letzterem tritt die letzte messbare Abweichung von der Basislinie auf. Er markiert das Ende des Schmelzprozesses und ist damit die obere Integrationsgrenze. An diesem Punkt liegt die Probe komplett in flüssigem (amorphen) Zustand vor (Ehrenstein u. a. 2004, S. 10).



(a) Schematische DSC-Kurve nach (Frick und Stern 2017, S. 164 f.)

(b) Charakteristische Temperaturen nach (Ehrenstein u. a. 2004, S. 10)

Abb. G.1 – Typische DSC-Aufheizkurven mit charakteristischen Punkten

Die spezifische Schmelzenthalpie Δh_m ermittelt sich aus dem DSC-Plot über das Integral der gemessenen zugeführten Wärme Δq über Temperatur nach (Frick und Stern 2017, S. 161)

$$\Delta q = \Delta h_m = \int_{T_{on}}^{T_{end}} c_p(\vartheta) d\vartheta, \quad (\text{Gl. G.1})$$

mit der spezifischen Wärmekapazität $c_p(\vartheta)$ in Abhängigkeit der Temperaturrate $\dot{T}$ gemäß

$$c_p(\vartheta) = \frac{dq}{dT} = \frac{dq}{dt} \cdot \frac{dt}{dT} = \frac{dq}{dt} \cdot \frac{1}{\dot{T}}. \quad (\text{Gl. G.2})$$

G.3 DSC-Abkühlkurve (Kristallisation)

Ebenso wie bei der Aufheizkurve können auch bei der Kristallisation fünf charakteristische Temperaturpunkte in der DSC-Abkühlkurve (Abb. G.2) identifiziert werden. Mit sinkender Temperatur wird zuerst die Onset-Temperatur der Kristallisation $T_{c,on}$ passiert, die den messbaren Start einsetzender Kristallisation durch die erste Abweichung von der Basislinie markiert. Dieser Punkt dient als rechte Integrationsgrenze bei der Ermittlung der Kristallisationsenthalpie Δh_c . Als

nächstes folgt der extrapolierte Onset-Kristallisationspunkt $T_{c,on,e}$ als Schnittpunkt der Basislinie und des extrapolierten linearen Bereichs der steigenden Kurve. Für die unteren Grenzen werden korrespondierend die extrapolierten und realen Endset-Kristallisationspunkte $T_{c,end,e}$ bzw. $T_{c,end}$ ermittelt. Letzterer dient als linke Integrationsgrenze und steht für die letzte messbare Abweichung von der Basislinie und damit das messbare Ende des Kristallisationsprozesses. Dazwischen liegt die Peak-Kristallisationstemperatur $T_{c,peak}$ beim Maximum des gemessenen Wärmestroms (Ehrenstein u. a. 2004, S. 16 f.).

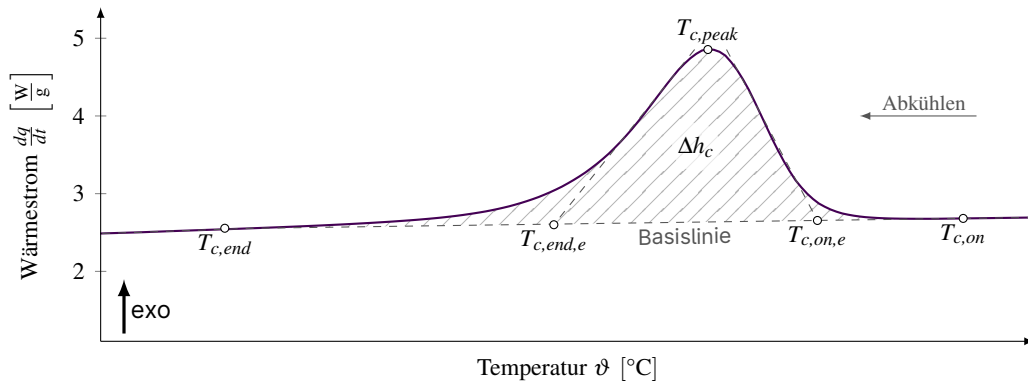


Abb. G.2 – Typische DSC-Abkühlkurve mit Kristallisation und charakteristischen Temperaturpunkten

Analog zur Schmelzwärme folgt für die spezifische Kristallisationsenthalpie Δh_c die Definition über das Integral und damit der Fläche zwischen DSC-Abkühlkurve der gemessenen freigesetzten Wärme Δq und der Basislinie

$$\Delta q = \Delta h_c = \int_{T_{c,on}}^{T_{c,end}} c_p(\vartheta) d\vartheta, \quad (\text{Gl. G.3})$$

mit der spezifischen Wärmekapazität $c_p(\vartheta)$ nach (Gl. G.2).