Ronald Dietz

Strukturbezogene Betrachtung zum Zeitstandverhalten geschweißter Polyolefinhalbzeuge

Ronald Dietz

Strukturbezogene Betrachtung zum Zeitstandverhalten geschweißter Polyolefinhalbzeuge

Morphologie und Bruchverhalten

TECHNISCHE UNIVERSITÄT
CHEMNITZ

Universitätsverlag Chemnitz
2017

Impressum

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Angaben sind im Internet über http://dnb.d-nb.de abrufbar.

Titelgrafik: Ronald Dietz
Satz/Layout: Ronald Dietz

Technische Universität Chemnitz/Universitätsbibliothek
Universitätsverlag Chemnitz
09107 Chemnitz
http://www.tu-chemnitz.de/ub/univerlag

readbox unipress
in der readbox publishing GmbH
Am Hawerkamp 31
48155 Münster
http://unipress.readbox.net

ISBN 978-3-96100-038-8

http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa-229963

TECHNISCHE UNIVERSITÄT
CHEMNITZ

Strukturbezogene Betrachtung zum Zeitstandverhalten geschweißter Polyolefinhalbzeuge
- Morphologie und Bruchverhalten -

Von der Fakultät für Maschinenbau der
Technischen Universität Chemnitz

genehmigte Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur

(Dr.-Ing.)

vorgelegt

von M. Sc. Ronald Dietz

geboren am 02.05.1987 in Budapest

Tag der Einreichung:	08.08.2017
Tag der Verteidigung:	10.10.2017

Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Guntram Wagner
1. Gutachter:	Prof. Dr.-Ing. Michael Gehde
2. Gutachter:	Prof. Dr.-Ing. Alois K. Schlarb

Bibliografische Beschreibung

Ronald Dietz

Strukturbezogene Betrachtung zum Zeitstandverhalten geschweißter Polyolefinhalbzeuge – Morphologie und Bruchverhalten

Dissertation an der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Chemnitz, Institut für Fördertechnik und Kunststoffe, Professur Kunststoffe, Dissertation 2017

160 Seiten
94 Abbildungen
8 Tabellen
162 Literaturstellen

Referat

Die Kunststoffschweißverfahren Infrarot- und Vibrationsschweißen sind in der Serienfertigung etablierte Fügetechnologien. Sie sind durch eine wirtschaftliche und effiziente Prozessführung gekennzeichnet und sind verfahrenstechnisch prinzipiell zum Einsatz im Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbau geeignet. Aufgrund fehlender Erkenntnisse und Nachweise zum Zeitstandverhalten ist die Anwendung dieser Verfahren im Halbzeugbereich jedoch nur eingeschränkt möglich. Im Rahmen der Untersuchungen wurden das Vibrations- und Infrarotschweißen hinsichtlich ihres Potentials für Langzeitanwendungen mit dem konventionellen Halbzeugschweißverfahren Heizelementschweißen verglichen und erreichbare Zeitstandzug-Schweißfaktoren ermittelt. Die Ergebnisse zeigen, dass sowohl für das Vibrations- als auch Infrarotschweißen, in Abhängigkeit der Prozessparameter, Zeitstandzug-Schweißfaktoren von ca. 0,7 bis 0,9 erreicht werden. Darüber hinaus führen die Resultate dieser Arbeit zu einer Erweiterung der Wissensbasis über die Mechanismen des Zeitstandbruchverhaltens geschweißter Polyolefinhalbzeuge. Die für die Kurzzeitfestigkeit von Vibrations- und Infrarotschweißverbindungen vielfach nachgewiesene Prozess-Struktur-Eigenschaftskorrelation wurde für die Zeitstandfestigkeit erforscht und angewendet.

Schlagworte

Zeitstandverhalten, Vibrationsschweißen, Infrarotschweißen, Schweißfaktor, Spannungsrissbildung

Abstract

The infrared and vibration welding processes are joining technologies established in series fabrication. They are characterised by their economically viable and efficient process management and they are suitable for utilisation in apparatus, tank and pipeline construction. However, their application in the field of semi-finished procucts is restricted due to the lack of knowledge and proof in relation to the Environmental Stress Cracking (ESC). Within the framework of the research, the vibration and infrared welding processes were compared with the conventional welding process heated tool butt welding. Furthermore achievable tensile creep welding factors were determined. The results show achievable tensile creep welding factors from ca. 0.7 to 0.9 for the vibration welding process as well as for the infrared welding process dependent on their process parameters. Moreover, the knowledge base of the mechanisms of the failure behaviour of welded joints between semi-finished products undergoing ESC was extended. The process-structure-property correlation, which has been proven for the short-term strength of vibration and infrared welded joints many times, was investigated and applied for the long-term strength.

Keywords

environmental stress cracking behaviour, vibration welding, infrared welding, welding factor, crazing

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 2012 bis 2017 während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Professur Kunststoffe der Technischen Universität Chemnitz.

Angeregt wurde diese Arbeit durch den Inhaber der Professur Kunststoffe, Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Gehde, dem ich für die wissenschaftliche Betreuung und seine kontinuierliche Unterstützung sowie die zahlreichen Diskussionen besonders danke.

Mein Dank gilt ebenfalls Herrn Prof. Dr.-Ing. Alois K. Schlarb, Technische Universität Kaiserslautern Lehrstuhl für Verbundwerkstoffe, für die Übernahme des Korreferates.

Mein herzlicher Dank gilt insbesondere allen technischen und wissenschaftlichen Mitarbeitern sowie ehemaligen Kollegen der Professur Kunststoffe für die langjährige, positive Zusammenarbeit und die anregenden Diskussionen zu diversen Fragestellungen. Besonderer Dank gilt dabei den Herren Dr.-Ing. René Fuhrich, Dr.-Ing. Sven Friedrich, Eric Brückner, Marios Constantinou, Mirko Albrecht, Thomas Scheffler, Rocco Sickel, Sven Mauersberger, Christian Uhlmann und Tino Grunert sowie Frau Ulrike Schneevoigt.

Weiterhin bedanke ich mich bei allen Studenten, welche mit ihrer Tätigkeit wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Namentlich sind hier die Herren Paul Conrad, Pascal Kube und Lucas Waldmann hervorzuheben.

Die Untersuchungen, welche im Rahmen dieser Arbeit erfolgten, wurden wesentlich durch die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigung (AiF) und die Forschungsvereinigung des Deutschen Verbandes für Schweißen und verwandte Verfahren e. V. (DVS) gefördert. Auch dafür möchte ich mich bedanken, ebenso wie für die kostenlose Bereitstellung der Versuchsmaterialien durch die SIMONA AG und die FRANK Gruppe.

Auch bei meinen Freunden Falk Zaumseil, Dominik Krumm und William Mende möchte ich mich für die außerberufliche Ablenkung und die mentale Unterstützung bedanken.

Abschließend bedanke ich mich bei meiner lieben Familie, die mich während meiner gesamten Promotionszeit so geduldig und liebevoll unterstützt hat. Vielen Dank für euer Verständnis, eure Ermutigung und eure Rücksichtnahme in dieser arbeitsreichen Zeit.

Chemnitz, im Juli 2017 Ronald Dietz

Inhaltsverzeichnis

Bibliografische Beschreibung ..... **vii**

Vorwort ..... **ix**

Formelzeichen und Abkürzungen ..... **xv**

1 Einleitung **19**

2 Grundlagen **21**

2.1 Spannungsrissverhalten teilkristalliner Thermoplaste 21

2.1.1 Werkstoffspezifische Einflussgrößen 23

2.1.2 Crazes und crazeartige Deformationszonen 26

2.2 Schweißen von Kunststoffen 27

2.2.1 Festigkeitsmechanismen in Schweißverbindungen 28

2.2.2 Einflüsse auf die mechanischen Schweißnahteigenschaften 31

2.2.3 Zeitstandverhalten von Schweißverbindungen 33

3 Zielstellung und Lösungsansatz **37**

4 Experimentelles **41**

4.1 Versuchswerkstoffe 41

4.2 Probekörper 43

4.3 Schweißmaschinen und Prozessverläufe 44

4.3.1 Heizelementstumpfschweißen 44

4.3.2 Infrarotschweißen 47

4.3.3 Vibrationsschweißen 50

4.4 Versuchsplanung und –durchführung 56

4.4.1 Aufschmelzversuche 56

4.4.2 Schweißparameter 58

5 Analytik **61**

5.1 Thermoanalytische Untersuchungen 61

5.1.1 Dynamische Differenzkalorimetrie 61

5.1.2 Oxidations-Induktions-Methode 62

5.2 Rheologische Untersuchungen ... 62
5.3 Lichtmikroskopische Analyse ... 63
5.4 Prozessbegleitende Messmethoden ... 65
5.4.1 Prozessbegleitende Wegmessung ... 65
5.4.2 Prozessbegleitende Temperaturmessung ... 65
5.5 Mechanische Prüfung ... 65
5.5.1 Kurzzeit-Zugversuch ... 65
5.5.2 Technologischer Biegeversuch ... 67
5.5.3 Mikrozugversuch ... 67
5.5.4 Schlagbiegeversuch ... 70
5.5.5 Zeitstand-Zugversuch ... 72
6 Ergebnisse ... 75
6.1 Erwärm- und Aufschmelzverhalten von Kunststoffen ... 75
6.1.1 Thermisch-oxidative Werkstoffbelastung ... 75
6.2.2 Schmelzeschichtbildung ... 77
6.1.3 Schmelzeschichtprofil bei Erwärmung mit Infrarotstrahlung ... 78
6.2 Thermisch-rheologische Vorgänge in der Fügephase ... 79
6.3 Geometrische und strukturelle Betrachtungen an Schweißverbindungen ... 84
6.3.1 Schweißnahtgeometrie ... 84
6.3.2 Schweißnahtstruktur ... 87
6.3.3 Lokale Strukturanalyse mittels DSC ... 92
6.4 Kurzzeitmechanische Eigenschaften von Schweißverbindungen ... 95
6.4.1 Mechanische Eigenschaften bei einachsiger Zugbelastung ... 95
6.4.2 Mechanische Eigenschaften bei Biegebeanspruchung ... 103
6.4.3 Zähigkeitsverhalten bei schlagartiger Beanspruchung ... 104
6.4.4 Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehung ... 108
6.5 Zeitstandverhalten von Polyolefinen und deren Schweißverbindungen ... 110
6.5.1 Rissinitiierung und Risswachstum in Polyolefinen ... 110
6.5.2 Heizelementschweißen ... 113
6.5.3 Infrarotschweißen ... 118

6.5.4 Vibrationsschweißen 121
6.5.5 Einflüsse auf das Zeitstandverhalten von Schweißverbindungen 126
6.5.6 Zusammenfassung der Zeitstandversuche 132
7 Diskussion der Ergebnisse 135
7.1 Qualitätsbeurteilung der Schweißverbindungen 135
7.2 Prozess-Struktur-Eigenschaften 137
7.3 Übertragbarkeit der Erkenntnisse auf weitere Werkstoffe 140
8 Zusammenfassung und Ausblick 145
Literaturverzeichnis 149

Formelzeichen und Abkürzungen

Lateinische Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Bezeichnung
Δh	[J/kg]	spezifische Enthalpiedifferenz
A	[mm²]	Fügefläche
A_{pF}	[-]	präexponentieller Faktor
a	[mm]	Amplitude
a_{cU}	[kJ/m²]	CHARPY-Schlagzähigkeit
b	[mm]	Prüfkörperbreite (Schlagbiegeversuch)
d	[mm]	Wanddicke des Fügeteils
d_V	[µm]	mittlerer Abstand der Verschlaufungen
E_A	[J/mol]	Aktivierungsenergie
F	[N]	Kraft
F_F	[N]	Fügekraft
F_H	[N]	Haltekraft
F_{max}	[N]	Maximalkraft bei Biegeprüfung
F_R	[N]	Reibkraft
f	[Hz]	Frequenz
f_b	[mm]	Biegeweg bei Maximalkraft
f_S	[-]	Zeitstandzug-Schweißfaktor
f_Z	[-]	Kurzzeit-Schweißfaktor
h	[mm]	Prüfkörperhöhe (Schlagbiegeversuch)
K	[-]	Fließkanalkrümmung
k	[Ns^n/m^2]	Koeffizient des Potenzfließgesetzes
L	[mm]	Schmelzeschichtdicke
L_0	[mm]	Schmelzeschichtdicke in Phase 3
L_R	[mm]	Restschmelzeschichtdicke
l_e	[µm]	Konturlänge der Kette zwischen zwei benachbarten Verschlaufungen
M_w	[kg/mol]	Molmasse
N	[-]	Anzahl der den Riss überbrückenden Moleküle
n	[-]	Exponent des Potenzfließgesetzes
$P_R(t)$	[W]	Reibleistung
p_F	[MPa]	Fügedruck
R	[J/(K mol)]	allgemeine Gaskonstante
R_Z	[µm]	gemittelte Rautiefe

s	[mm]	Linienkoordinate längs der Ausziehlänge
s_b	[mm]	Ausziehlänge
s_F	[mm]	Fügeweg
s_L	[mm]	Durchbiegungsgrenze
s_S	[mm]	Schweißweg
T	[K]	Temperatur
$T_{(n)}$	[K]	absolute Temperatur
t	[h]	Standzeit
t_B	[h]	Bruchzeit
$t_{B(n)}$	[h]	Bruchzeit bei der Temperatur $T_{(n)}$
t_E	[s]	Erwärmzeit
t_V	[s]	Vibrationszeit
t_H	[s]	Haltezeit
T_K	[°C]	Kristallitschmelztemperatur
v_{eff}	[mm/s]	Reibrelativgeschwindigkeit
v_F	[mm/s]	Fügegeschwindigkeit
v_y	[mm/s]	Fließgeschwindigkeit in y-Richtung
W_c	[J]	Schlagarbeit
x(t)	[mm]	Reibrelativbewegung

Griechische Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Bezeichnung
$\dot{\gamma}$	[1/s]	Schergeschwindigkeit
ε_M	[%]	Dehnung bei Maximalspannung im Mikrozugversuch
ε_R	[%]	Reißdehnung
ε_Z	[-]	Kurzzeit-Dehnungsfaktor
η	[Pa s]	dynamische Viskosität
η^*	[Pa s]	komplexe Viskosität
η_ξ	[-]	molekularer Reibungskoeffizient
λ_{max}	[-]	maximales Streckverhältnis
$\Delta\rho$	[g/cm³]	Druckdifferenz
μ	[-]	Reibzahl
ρ_S	[g/cm³]	Dichte der Schmelze
ρ_F	[g/cm³]	Festkörperdichte
σ	[N/mm²]	Prüfspannung
σ_B	[N/mm²]	Bruchspannung

σ_M	[N/mm²]	Maximalspannung im Mikrozugversuch
σ_R	[N/mm²]	Reißfestigkeit
φ	[°]	Winkel zur Schwingrichtung
ω	[1/s], [rad/s]	Winkelgeschwindigkeit

Abkürzungen

AG	Arbeitsgruppe
BR	Belastungsrichtung
bzw.	beziehungsweise
ca.	zirka
d. h.	das heißt
DIN	Deutsches Institut für Normung
DS	Zone der deformierten Sphärolithe
DVS	Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V.
ER	Extrusionsrichtung
e. V.	Eingetragener Verein
FB	Feststoffbereich
FE	Fügeebene
FL	Fließlinienbereich
FNCT	Full Notch Creep Test
GmbH	Gesellschaft mit beschränkter Haftung
GW	Grundwerkstoff
HS	Heizelement
HW	hochorientierter Werkstoff
I	Innere Zone
IR	Infrarot
K	knotenförmige Ausbildung
MFR	Schmelzefließindex
N. N.	Nomen nescio
Nr.	Nummer
OIT	Oxidations-Induktionszeit
o. Ä.	oder Ähnliche
PE	Polyethylen
PE-HD	Polytehylen-High Density
POM	Polyoxymethylen
PP	Polypropylen

PP-H	Polypropylen-Homopolymer
RS	Reihenstruktur
RW	rekristallisierter Werkstoff
S.	Seite(n)
SB	Schmelztemperaturbereich
SN	Schweißnaht
UV	Ultraviolettstrahlung
u. a.	und andere
VB	viskoser Bereich
VIB	Vibration
WE	Warmgasextrusion
z. B.	zum Beispiel

1 Einleitung

Die Kunststoffschweißverbindungen im Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbau werden hinsichtlich ihrer Lebensdauer dimensioniert [1-17]. Die ingenieurtechnische Auslegung geschweißter Rohrleitungen erfolgt nach dem verwendetem Schweißverfahren und für mindestens 6 bis 8 Jahre im industriellen Bereich und mindestens 30 bis 40 Jahre bei der kommunalen Wasserversorgung [18-22]. Im Bauwesen, in dem 2015 ca. 25 % der in Deutschland und Europa eingesetzten Kunststoffe verwendet wurden und welches nach der Verpackungsbranche das zweitgrößte Einzelsegment der Kunststoffanwendungen darstellt [23-31], werden Schweißverbindungen unter anderem mittels des Schweißfaktors charakterisiert [1, 32]. Dieser stellt den Quotienten aus der Reißfestigkeit der Schweißprobe sowie der Grundmaterialfestigkeit dar und kann sowohl im Kurzzeit-Zugversuch als auch im Zeitstand-Zugversuch generiert werden. Der Zeitstand-Zugversuch geht für die Materialhersteller und die kunststoffverarbeitende Industrie jedoch mit einem hohen Kosten- und Zeitaufwand einher. Für die Verwendung neuer Werkstoffe und Schweißverfahren im Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbau ist die Bestimmung des Zeitstandzug-Schweißfaktors aber unerlässlich. Auch für die Anwendung neuer Schweißparameter muss die Standsicherheit der Schweißverbindung explizit nachgewiesen werden.

Für die konventionellen Halbzeugschweißverfahren, wie das Heizelementstumpf- (HS) und das Warmgasextrusionsschweißen (WE), liefert das Regelwerk des DVS eine in sich geschlossene Kette beginnend bei den Werkstoffen und Halbzeugen, über Konstruktion und Berechnung, Verfahren und Parametern, Personal und Ausbildung, bis hin zu den gesicherten Einsatzlebensdauern und Schweißfaktoren der gefertigten Schweißverbindungen [1]. Für die in der Serienfertigung, aufgrund ihrer wirtschaftlichen und effizienten Prozessführung bereits etablierten Fügeverfahren, Vibrations- (VIB) und Infrarotschweißen (IR), fehlen hingegen wissenschaftliche Erkenntnisse und Nachweise zum Zeitstandverhalten. Die Anwendung dieser verfahrenstechnisch im Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbau geeigneten Schweißverfahren ist in dieser Branche ohne die Beurteilung des Langzeit-Tragverhaltens nicht möglich. Die praktische und wissenschaftliche Untersuchung des Zeitstandverhaltens von Vibrations-, Infrarot-, aber auch Heizelementstumpfschweißverbindungen geht mit einem neuen Maß an Prozesssicherheit einher und ermöglicht den vielfältigen Einsatz von Kunststoffhalbzeugen.

Um das Werkstoffpotential bei der Herstellung der Schweißverbindung optimal für Langzeitanwendungen auszunutzen, ist eine Erweiterung und Präzisierung der Wissensbasis über das Langzeitversagensverhalten und dessen Einflussfaktoren unabdingbar. Als wesentliche Einflussfaktoren sind sowohl morphologische und strukturelle Schweißnahtmerkmale als auch der abkühlbedingte Eigenspannungszustand im Nahtbereich zu nennen [3, 5, 13, 15, 16, 33, 34]. Der Zusammenhang zwischen der Morphologie der Schweißnaht und den mechanischen

Kurz- und Langzeiteigenschaften wurde in zahlreichen Arbeiten weitgehend diskutiert [3, 34-54]. Der Mechanismus der Rissentstehung und Rissfortpflanzung in Abhängigkeit von expliziten Schweißnahtmerkmalen gilt hingegen als nahezu unerforscht. Aktuelle Publikationen zum Zeitstandverhalten thermoplastischer Schweißverbindungen thematisieren den Mechanismus, liefern jedoch nur eine allgemeine Beschreibung zum Versagensverhalten der Schweißnähte im Zeitstand-Zugversuch und den entsprechenden Einflussfaktoren [55-57].

Das Ziel dieser Arbeit ist die wissenschaftliche Untersuchung des linearen Vibrationsschweißens und des Infrarotschweißens mit kurzwelligen Strahlungsemittern hinsichtlich des Zeitstandbruchverhaltens und erreichbarer Zeitstandzug-Schweißfaktoren. Der Fokus liegt dabei auf den Werkstoffen Polyethylen (PE) und Polypropylen (PP) in Form extrudierter Halbzeuge. Vergleichend wird das Heizelementstumpfschweißen, als eines der konventionellen Halbzeugschweißverfahren, untersucht. Dies ermöglicht die Charakterisierung der Schweißverbindungen für die Anwendung im Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbau. Darüber hinaus werden die Einflussfaktoren auf das Zeitstandbruchverhalten von Kunststoffschweißverbindungen systematisch analysiert und die für die Kurzzeitfestigkeit vielfach nachgewiesene Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehung für die Zeitstandfestigkeit eruiert.

2 Grundlagen

2.1 Spannungsrissverhalten teilkristalliner Thermoplaste

Das Phänomen der Spannungsrissbildung lässt sich als Schädigung des Werkstoffs unter Wirkung einer oberflächenaktiven Agenz und eines äußeren und/oder inneren Spannungszustands definieren. Aufgrund der gleichzeitigen Wirkung des Mediums und der inneren und/oder äußeren Spannung können Risse und daraus folgend weitere Materialschädigungen leichter erfolgen, als unter alleiniger Wirkung der Belastung. Neben amorphen Thermoplasten, die von diesem Phänomen verstärkt betroffen sind, ist die Spannungsrissbildung insbesondere für einige teilkristalline Thermoplaste von großer praktischer Bedeutung [11, 58-66]. Dies gilt speziell für den Einsatz teilkristalliner Thermoplaste im Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbau, der unter anderem durch die Lagerung und den Transport aggressiver Medien gekennzeichnet ist.

Der Effekt der oberflächenaktiven Substanzen, wie beispielsweise der einer wässrigen Netzmittellösung, basiert auf einer Benetzung, Diffusion und Quellung des Werkstoffs. Die Benetzung hängt dabei vordergründig von der Art und Konzentration des Mediums sowie der Umgebungstemperatur ab. Die Diffusion und die Quellung werden hingegen durch die molekulare Struktur und die Morphologie des Werkstoffs bestimmt [67]. Bei Belastung des Werkstoffs entstehen an material- und prozessbedingten Kerben, Mikroporen oder sonstigen Oberflächendefekten feine Rissnetzwerke (Crazes). Nach der Benetzung der Werkstoffoberfläche erfolgt die Diffusion des Mediums hauptsächlich in die amorphen Bereiche. Es kommt zur Quellung und bei Anliegen einer äußeren, mechanischen Belastung zur weiteren Aufweitung der amorphen Bereiche. Die damit verbundene Weichmachung des Polymers führt zur beschleunigten Entschlaufung der Moleküle und zur Erhöhung der Beweglichkeit der amorphen Bereiche. Die Folge ist plastisches Fließen und ein beschleunigtes Risswachstum [68-78]. Die beschleunigte Kettenentschlaufung wird wesentlich durch die lokale Verringerung der Glastemperatur bestimmt [76], die zur Verringerung des Widerstandes der Moleküle gegen Gleitreibung beiträgt. Dem Modell der Kettenentschlaufung liegt die Annahme zugrunde, dass diese durch rein viskose Reibung der Moleküle untereinander bestimmt wird. Gemäß dem Röhrenmodel [79, 80] befindet sich das zu entschlaufende Molekül in einer, von den umgebenden Molekülen geformten Röhre. Die Molekülkette ist durch Verhakungen und Verschlaufungen mit anderen Ketten verbunden [81], sodass die Ausbreitung eines Spannungsrisses bzw. die damit einhergehende Bruchzeit t_B von der Anzahl der Moleküle und Verschlaufungen, die den Riss überbrücken, bestimmt wird [74, 81]. Für eine einzelne Kette ergibt sich vereinfacht die folgende Proportionalität [74]:

$$\frac{\sigma}{N} \sim \eta_\xi \, s \frac{ds}{dt} \tag{2.1}$$

Dabei stellt das Verhältnis σ/N die Spannung pro den Riss überspannendes Molekül/Fibrille dar und das Verhältnis ds/dt die Ausziehgeschwindigkeit der Kette. Nach Integration von Gleichung 2.1 folgt für die Bruchzeit t_B der Zusammenhang:

$$t_B \sim \eta_\xi \, s_b^2 \, \frac{N}{s_b} \tag{2.2}$$

Unter der Annahme einer Proportionalität zwischen der Ausziehlänge der Kette und der Molmasse des Kunststoffs ergibt sich bei vollständiger Weichmacherwirkung eine relaxationsgesteuerte Rissausbreitung [74]. Die Bruchzeit ergibt sich damit zu:

$$t_B \sim \eta_\xi \, \frac{M_w^2 N}{\sigma_b} \tag{2.3}$$

Ausgehend von diesem vereinfachten Modell, ist die Standzeit des Polymers umso länger,

- je geringer die angelegte Spannung zur Entschlaufung ist,
- je höher die Anzahl der überspannenden Moleküle/Fibrillen ist,
- je weniger die oberflächenaktive Agenz den molekularen Reibungskoeffizienten durch Weichmacherwirkung herabsetzt,
- je höherviskos das Medium, d. h. je langsamer die Diffusionsgeschwindigkeit ist,
- je stärker ein Kettengleiten durch Kurzkettenverzweigungen erschwert wird,
- je höher die Molmasse des Polymers ist. [68, 74, 82]

Maßnahmen, die ein Entschlaufen der Moleküle erschweren, tragen somit zur Erhöhung des Widerstandes gegen Spannungsrissbildung und zur Erhöhung der Standzeit bei. Wesentliche, werkstoffspezifische Einflussgrößen sind der chemische Aufbau des Polymers, die Molmasse, Molekülorientierungen und die Kristallinität, die Art und Viskosität des Umgebungsmediums sowie die Wechselwirkung zwischen Polymer und Medium. Die für die Arbeit relevanten, werkstoffspezifischen Einflussgrößen werden im nachfolgenden Kapitel thematisiert.

2.1.1 Werkstoffspezifische Einflussgrößen

Nachfolgend wird der Einfluss der Molmasse, der Kristallinität und von Orientierungen auf die Spannungsrissbeständigkeit thermoplastischer Kunststoffe dargestellt.

Molmasse

Entsprechend dem in Kapitel 2.1 dargestellten Modell erhöht sich mit steigender Molmasse die Standzeit des Polymers. Ergebnisse von FIEDLER [67] bestätigen dies. Dieser stellte anhand von definierten PE-Fraktionen (breiter Molekülmassenbereich) einen sprunghaften Anstieg der Standzeit ab einer Molmasse von ca. $7 \cdot 10^4$ g/mol fest. Dies korreliert in teilkristallinen Thermoplasten damit, dass ein Teil der Molekülketten in den Lamellen gebunden ist und ein Teil die amorphe Phase bildet, die maßgeblich das mechanische Verhalten bestimmt [68]. Wird eine kritische Molmasse von $1{,}8 \cdot 10^4$ g/mol unterschritten, versagt Polyethylen spröd [83]. Oberhalb dieses Wertes hängt das Werkstoffverhalten von PE im Zusammenhang mit strukturellen Faktoren wesentlich von der Molmasse ab. Mit zunehmender Molmasse steigen die Kettenlänge und der Knäueldurchmesser sowie die Tie-Molekül-Dichte an (Bild 2.1).

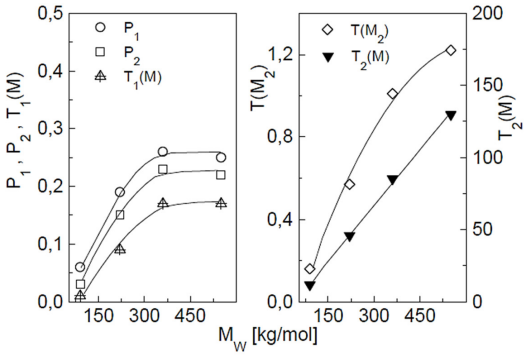


Bild 2.1: Anzahl an Tie-Molekülen in Abhängigkeit der Molmasse M_w für PE-HD [82]; P_1 und P_2 = Wahrscheinlichkeit zum Auftreten von Tie-Molekülen pro Kette, $T_1(M)$ = Tie-Molekül-Dichte in einem monodispersen Polymer, $T_2(M)$ und $T(M_2)$ = Tie-Molekül-Dichte der als Verschlaufungen auftretenden Tie-Moleküle

Die Tie-Moleküle behindern die Kettenentschlaufung und erhöhen somit die Festigkeit. Mit zunehmender Kettenlänge steigt die Zugfestigkeit stetig an, während die Bruchdehnung bei einer Molmasse von $2 \cdot 10^5$ g/mol einen nahezu konstanten Wert annimmt [68]. Über den Vergleich zwischen Knäueldurchmesser und Langperiode können weitere Aussagen zum mechanischen Verhalten getroffen werden. Ist der Knäueldurchmesser kleiner als die Langperiode

($M_w \leq 5 \cdot 10^4$ g/mol), können sich zwischen den Lamellen keine Verbindungs- bzw. Tie-Moleküle bilden. Aufgrund der kurzen Ketten können auch keine festen Verschlaufungen entstehen, sodass sich dicht gepackte Lamellen ohne feste Querverbindungen bilden. Die Folge sind paraffinartige Sprödbrüche unter mechanischer Belastung. Sind die Knäueldurchmesser in der Größenordnung der mittleren Langperiode ($M_w \approx 10^5$ g/mol), steigt die Wahrscheinlichkeit zum Einbau eines Molekülknäuels in zwei benachbarte Lamellen sprungartig. Dies bewirkt die Bildung von Tie-Molekülen zwischen den Lamellen, was zu einer zunehmenden Anzahl an Verschlaufungen und der Steigerung der Spannungsrissbeständigkeit führt. Ist der Knäueldurchmesser größer als die Langperiode ($M_w > 10^5$ g/mol), können die Molekülknäuel in zwei oder mehrere Lamellen eingebaut werden. Es liegen eine hinreichend hohe Anzahl an Tie-Molekülen und Kettenverschlaufungen sowie eine sehr hohe Spannungsrissbeständigkeit vor [67, 68]. Demnach stellt die Tie-Molekül-Dichte eine entscheidende Strukturgröße für das Spannungsrissverhalten von PE dar.

Kristallinität

Die Beständigkeit teilkristalliner Kunststoffe gegenüber Spannungsrissen wird in hohem Maße durch die Größe und Anordnung der kristallinen Bereiche bestimmt. Mit steigender Kristallinität nimmt der Anteil des amorphen Materials und damit auch die Anzahl der Tie-Moleküle ab (Bild 2.2). Infolgedessen verringert sich auch die Spannungsrissbeständigkeit mit steigender Kristallinität [60, 84].

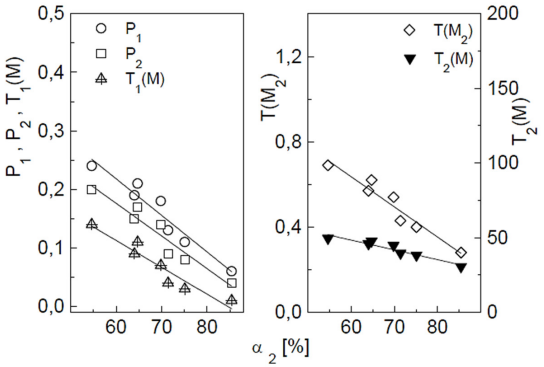


Bild 2.2: Anzahl an Tie-Molekülen in Abhängigkeit der Kristallinität α_2 (aus Schmelzenthalpie ermittelte Kristallinität) für PE-HD [82]; P_1 und P_2 = Wahrscheinlichkeit zum Auftreten von Tie-Molekülen pro Kette, $T_1(M)$ = Tie-Molekül-Dichte in einem monodispersen Polymer, $T_2(M)$ und $T(M_2)$ = Tie-Molekül-Dichte der als Verschlaufungen auftretenden Tie-Moleküle

Im Widerspruch dazu steht die geringere Medienaufnahme und Permeationsrate in Anwesenheit physikalisch aktiver Medien bei grobsphärolithischen Gefügen mit einer hohen Kristallinität und Dichte [44, 60]. Da die Diffusion von Medien bevorzugt in amorphe Bereiche stattfindet, erfolgt die Aufnahme bei feinsphärolithischen Gefügen mit einem höheren amorphen Anteil schneller als bei grobsphärolithischen Gefügen [60, 85, 86]. Dies korreliert mit Ergebnissen von HINRICHSEN [44] an medienbeaufschlagten Überlappschweißnähten aus PE-HD, die einen Rissausgang im feinsphärolithischen Gefüge zeigten. Bei einem hohen amorphen Anteil in teilkristallinen Thermoplasten überlagern sich somit die Mechanismen der beschleunigten Medienaufnahme und der begrenzten Kettenentschlaufung aufgrund einer hohen Tie-Molekül-Dichte.

Darüber hinaus stellen die sich ausbildenden Grenzflächen zwischen einzelnen Strukturbestandteilen, wie z. B. die Grenzfläche Sphärolith/Sphärolith oder Sphärolith und amorphe Phase, Schwachstellen bei umgebungsbedingter Spannungsrissbildung dar [87]. Die Auswirkungen dieser Schwachstellen auf das Spannungsrissverhalten werden ebenso durch die Tie-Molekül-Dichte entlang der Grenzfläche bestimmt. Ist diese zu gering, bilden sich Mikrorisse entlang der Grenzfläche aus [74]. Diese an Sphärolithgrenzen verlaufenden Risse werden auch als interkristalline Risse bezeichnet. Das intersphärolithische, amorphe Material stellt dann den Ausgangspunkt für die Rissinitiierung und das Risswachstum dar [30, 44, 68, 88]. Diese Art des Risses tritt vor allem in grobphärolithischen, teilkristallinen Polymeren, wie beispielsweise PP auf [87].

Molekülorientierung

Die Orientierung der Makromoleküle stellt einen weiteren, die Standzeit limitierenden Faktor dar. Der Einfluss der Molekülorientierung auf die Standzeit wurde von FISCHER [69] an extrudierten Platten aus Polystyrol mit Vorzugsrichtung nachgewiesen. Die entsprechenden Prüfkörper wurden längs und quer zur Extrusionsrichtung entnommen. Bei extrudiertem Material in Orientierungsrichtung der Molekülketten ergaben sich dabei längere Standzeiten, als quer dazu. Ein analoger Zusammenhang wurde ebenfalls über den Vergleich von gepresstem und spritzgegossenem Polystyrol gezeigt [74]. Die stark orientierten, gespritzten Prüfkörper weisen aufgrund der in Belastungsrichtung orientierten Molekülketten deutlich höhere Standzeiten auf, als die nahezu isotropen, gepressten Prüfkörper. Unterliegen Bauteile einem mehrachsigen Spannungszustand, kann sich eine gezielte Orientierung der Moleküle in Belastungsrichtung somit positiv auf das mechanische Verhalten auswirken.

Bei längeren Standzeiten relativiert sich der Einfluss der Molekülorientierung jedoch aufgrund der einsetzenden Wärmealterung des Kunststoffs [69].

2.1.2 Crazes und crazeartige Deformationszonen

Crazes und crazeartige Deformationszonen sind scharf lokalisierte, in Mikrobereichen vorliegende Deformationszonen [68], die bei der Spannungsrissbildung teilkristalliner Thermoplaste das Versagensverhalten bestimmen. Diese als Umgebungs-Crazes bezeichneten Zonen entstehen durch lokale Spannungsüberhöhungen an Störungen im Werkstoff und breiten sich senkrecht zur Hauptspannungsrichtung bei einer Belastung deutlich unterhalb der Streckgrenze aus. Die Crazeeinleitung und das Crazewachstum wurden bereits in zahlreichen Untersuchungen diskutiert [68, 89-92]. Zusammenfassend kann die Crazebildung wie folgt beschrieben werden. In der Nähe eines Defektes oder einer Heterogenität im Materialinneren kommt es zur lokalen plastischen Deformation, die durch Scherung, Verstreckung des Verschlaufungsnetzwerkes oder der Orientierung und Erweiterung der amorphen Schicht erfolgen kann. Dies führt zur Nukleierung von Löchern und zum Lochwachstum durch auftretende Orientierung und Fibrillierung. Dies kann auf verschiedene Hohlraumbildungsmechanismen zurückgeführt werden [68]. Das weitere Crazewachstum ist durch ein Wachstum in Längsrichtung (Crazespitzen-Fortschreiten) und durch eine Dickenzunahme gekennzeichnet. Der Prozess des Längenwachstums kann mittels der Meniskus-Instabilität beschrieben werden [93, 94]. Gemäß diesem Mechanismus bildet sich an der Crazespitze eine keilförmige Zone aus plastisch deformiertem und flüssigkeitsähnlichem Material. Schreitet der Craze weiter fort, wird diese Zone durch den sich ausbreitenden Meniskus in einzelne Finger aufgespalten, aus denen sich wiederum die Fibrillen und die miteinander verbundenen Hohlräume bzw. Löcher bilden.

Das Dickenwachstum der Crazes erfolgt durch das Herausziehen von Makromolekülen aus der Craze-Matrix-Grenzschicht (aktive Zone). Die Fibrillen innerhalb eines Crazes übertragen dabei die Spannung und ziehen Material aus der Grenzschicht. Bei der Fibrillenbildung werden die Molekülketten bis zu einem materialspezifischen Streckverhältnis λ gestreckt. Das Streckverhältnis in den Fibrillen wird durch das theoretisch maximale Streckverhältnis λ_{max} einer einzelnen Kette im Verschlaufungsnetzwerk begrenzt und stellt den Quotienten aus der Konturlänge der Kette zwischen benachbarten Verschlaufungen l_e und dem mittleren Abstand der Verschlaufungen d_V dar.

$$\lambda = \frac{l_e}{d_V} \tag{2.4}$$

Das Dickenwachstum ist durch konstante Fibrillendurchmesser von 0,01 – 1 µm charakterisiert, was auf die Heterogenisierung der Deformation zurückzuführen ist [68, 82].

Die Fibrillen werden durch Kettengleiten, Strecken von relaxierten Tie-Molekülen und Entfalten von Kettensegmenten verstreckt. Über diese Prozesse findet eine Fibrillenorientierung statt,

die zu einer Verfestigung beiträgt. Dadurch kann von den Fibrillen ein größeres Volumen an Löchern stabilisiert werden [89]. Die weitere Verlängerung der verfestigten Fibrillen kann dann zum Fibrillenbruch führen und die Rissinitiierung einleiten. Das Risswachstum vollzieht sich durch fortschreitenden Fibrillenbruch. Die Tie-Moleküle, aus denen sich die Fibrillen zusammensetzen, werden entschlauft und gleiten aneinander ab. Je höher die Tie-Molekül-Dichte, desto homogener ist die Spannungsverteilung zwischen den Kristalllamellen und desto stärker ist die Verschlaufung mit Strukturelementen. Der Widerstand gegenüber Kettenentschlaufung steigt und die Kettenentschlaufungsrate wird erniedrigt. Darüber hinaus wird die Fibrillenverlängerung behindert.

2.2 Schweißen von Kunststoffen

Das Schweißen von thermoplastischen Kunststoffen kann nach DIN 1910 Teil 3 [95] sowie nach DIN 8580 [96] als das Erzeugen einer unlösbaren Verbindung in der Schweißzone unter Anwendung von Wärmezufuhr und/oder Kraft beschrieben werden. Dabei besteht die Möglichkeit, die Verbindung mit oder ohne Zusatzwerkstoff herzustellen. Die in die Fügeflächen eingebrachte Wärmeenergie bewirkt zunächst ein Aufschmelzen des Kunststoffs, welcher anschließend unter Anwendung von Kraft zum Fließen gebracht wird. Dies führt zu einem Berühren und Durchdringen der aufgeschmolzenen Grenzschichten der Fügepartner und zu Diffusionsprozessen zwischen den Kunststoffschmelzen. Die Diffusionsprozesse sind durch Platzwechselvorgänge der erwärmten Makromoleküle charakterisiert und finden bei hohen Temperaturen beschleunigt statt [45]. Das Abkühlen unter Druck stellt die letzte Phase beim Schweißen von Kunststoffen dar und führt in Abhängigkeit der Kühlgeschwindigkeit zum Einfrieren von fließbedingten Orientierungen in der Schweißnaht. Bei teilkristallinen Thermoplasten beeinflussen sowohl die Kühlgeschwindigkeit als auch der Deformationszustand der Schmelze die entstehende Schweißnahtstruktur und damit einhergehend die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung [3, 37, 44, 97].

Die für den Aufschmelzvorgang benötigte Wärmeenergie kann sowohl von außen über eine Wärmequelle in die Fügepartner eingebracht werden als auch durch innere oder äußere Reibung des Werkstoffs. Die Fremderwärmung, d. h. die Zufuhr von Wärmeenergie durch eine externe Quelle, lässt sich nach drei Wärmeübertragungsmechanismen spezifizieren: die Wärmeleitung, die Wärmekonvektion und die Wärmestrahlung. Bild 2.3 zeigt etablierte Serien- und Halbzeugschweißverfahren für Thermoplaste und deren Einteilung nach der Art der Wärmeeinbringung.

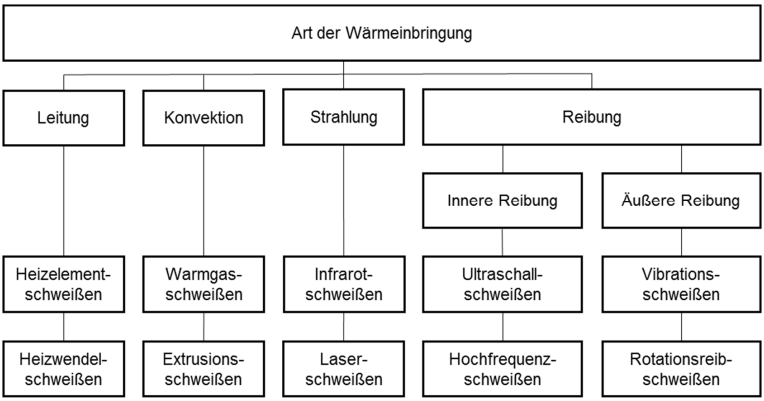


Bild 2.3: Einteilung der Schweißverfahren für Thermoplaste nach Art der Wärmeeinbringung (in Anlehnung an [32, 95])

2.2.1 Festigkeitsmechanismen in Schweißverbindungen

Bezüglich der Festigkeitsmechanismen in Schweißverbindungen, die eine Kraftübertragung über die Grenzfläche zwischen den thermoplastischen Fügepartnern ermöglichen, sind verschiedene Theorien in der Literatur bekannt und diskutiert [79, 98-108]. Der Schwerpunkt liegt dabei auf der Fügephase, in welcher die zum Fügen verwendete Kraft bzw. der Druck eine Fließbewegung der Schmelze bewirkt.

Nach der Adhäsionstheorie [98] bestimmt die spontane Haftung zwischen den Fügepartnern maßgeblich die Entstehung der Schweißverbindung bzw. deren Kompatibilität. Die Adhäsion kann durch die Oberflächenenergie, welche die Nebenvalenzkräfte an der Oberfläche beschreibt, charakterisiert werden. Die Oberflächenenergie setzt sich aus polaren und dispersen Nebenvalenzkräften zusammen. Liegen ähnliche disperse und polare Anteile der Oberflächenenergien der Fügepartner vor, ist von einer guten Kompatibilität auszugehen. Untersuchungen von GABLER [99] zeigen jedoch, dass die Adhäsionstheorie keine hinreichende Beschreibung der Wirkmechanismen in Schweißverbindungen liefert, da trotz Kompatibilität der Fügepartner nur geringe Verbundfestigkeiten erreicht werden. Neben ähnlichen Oberflächenenergien müssen die beiden Fügepartner verträglich sein bzw. einen ähnlichen Löslichkeitsparameter besitzen. Bei gleichen Löslichkeitsparametern weisen Polymere die größte Verträglichkeit auf. Es wird weiterhin darauf hingewiesen, dass eine differente Wärmekontraktion der Fügepartner zu Eigenspannungen im Bereich der Fügeebene führen kann. Je größer der Unterschied der thermischen Längenausdehnungskoeffizienten der Fügepartner, desto größer ist die indu-

zierte Grenzflächenspannung. Differente E-Module der Fügepartner können ebenfalls zur Entstehung einer solchen Grenzflächenspannung beitragen. Um eine mechanisch stabile Schweißverbindung aus thermoplastischen Kunststoffen zu fertigen, müssen in der Regel alle drei Kriterien erfüllt sein.

Die Diffusionstheorie [102] ist eine weitere These zur Beschreibung des Festigkeitsmechanismus in Schweißverbindungen und unterscheidet die Adhäsion zwischen Makromolekülen differenter Werkstoffe und die Autohäsion zwischen Makromolekülen gleicher Werkstoffe. Nach VOYUTSKII [102] resultiert die Haftung der Fügepartner aus der Interdiffusion der Makromoleküle im Bereich der Grenzschicht. Die Makromoleküle der Fügepartner diffundieren dabei umso besser ineinander, je ähnlicher die Löslichkeitsparameter sind. Wird von einer Haftung durch Interdiffusion (bei Raumtemperatur) ausgegangen, tritt ein kohäsives Versagen aufgrund einer guten Kurzzeit-Haftfestigkeit der Verbindung erst nach mehreren Minuten bis Stunden auf [109, 110]. Da die Diffusionszeiten für die meisten Schweißprozesse jedoch zu lang sind und die bereits nach kurzer Zeit erreichbaren, hohen Nahtfestigkeiten [32] nicht erklären, liefert auch die Diffusionstheorie keine ausreichende Beschreibung des Festigkeitsmechanismus. Im Wesentlichen werden die nach kurzer Zeit erreichbaren, hohen Festigkeiten der Kunststoff-Schweißverbindungen auf die rheologischen Vorgänge während des Fügens zurückgeführt. Gemäß des Zwei-Platten-Modells wird der Werkstoffzustand während des Fügens durch drei ortsabhängige Stadien charakterisiert [37]. Diese sind in Bild 2.4 dargestellt. Im Modell wird ein Fließkanal mit konstantem Querschnitt zwischen den Platten angenommen. Dies entspricht näherungsweise dem Fügen bei konstanter Schmelzeschichtdicke.

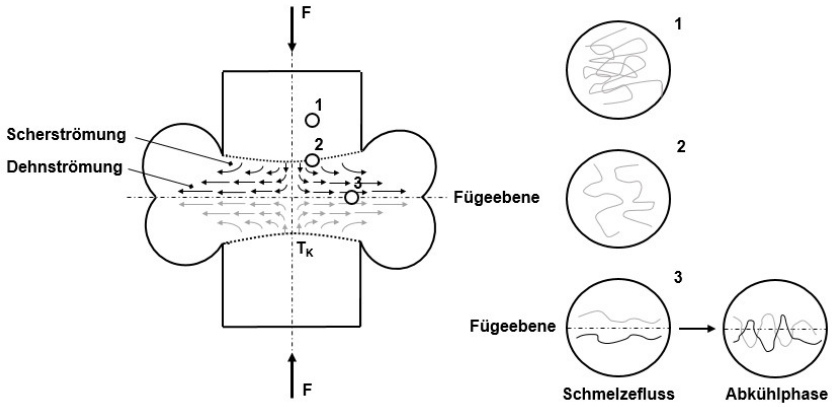


Bild 2.4: Schematischer Strömungsverlauf der Schmelze im Fließkanal während der Fügephase (nach [12, 37])

In Stadium 1 (Bild 2.4 – Nr. 1) liegt das Material als Feststoff mit seiner charakteristischen Knäuelstruktur der Molekülketten vor. Stadium 2 (Bild 2.4 – Nr. 2) kennzeichnet den Übergangsbereich, in welchem der Werkstoff durch Wärmeeinbringung in Schmelze überführt wird. Die Kristallitschmelztemperatur des Werkstoffs wird erreicht bzw. überschritten. Infolge des durch die Fügekraft hervorgerufenen Quetschfließens werden die Molekülketten am Übergang zum Fließkanal durch Scherung stark orientiert. Darüber hinaus führt die Scherströmung zur Umformung der im Schmelzetemperaturbereich befindlichen Sphärolithe am Übergang zum Fließkanal. Die scherbedingten Orientierungen werden während der Abkühlung eingefroren und führen im rekristallisierten Material zu strukturellen Kerben. Bei mechanischer Belastung können diese Kerben die Rissinitiierung und das Risswachstum beeinflussen und zum Versagen der Schweißverbindung führen [3, 41, 111]. Die Fließgeschwindigkeit parallel zur Fügeebene, die aufgrund des konstanten Fließkanalquerschnitts in Richtung Schweißwulst stetig zunimmt, stellt einen weiteren, wesentlichen Faktor für die mechanischen Schweißnahteigenschaften dar. Mit steigender Fließgeschwindigkeit verbessern sich auch die mechanischen Eigenschaften der Kunststoffschweißverbindung bis zum Erreichen eines Grenzwertes [106]. Dieser Zusammenhang kann mit den durch die Dehnströmung verstreckten und parallel zur Fügeebene orientierten Molekülketten beschrieben werden (Bild 2.4 – Nr. 3, Schmelzefluss). Sind die Fließvorgänge in der Abkühlphase beendet, relaxieren die verstreckten Molekülketten und intendieren zum energetisch günstigen Zustand der knäuelartigen Ausgangsstruktur [Bild 2.4 – Nr. 3, Abkühlphase). Es kommt zu Platzwechselvorgängen über die Fügeebene hinweg und zur stoffschlüssigen Verbindung der Fügepartner. Eine erhöhte Dehnströmung kann die Interdiffusion der Makromoleküle im Bereich der Grenzfläche beschleunigen [112]. Weitere, den Festigkeitsmechanismus in Kunststoffschweißnähten erklärende Annahmen, sind die Theorie des viskoelastischen Kontaktes [103], die Mischkristallhypothese [107] und die Nexus-Hypothese [45].

Die einzelnen Theorien liefern Beiträge zum Verständnis des Verbindungsmechanismus zwischen zwei Kunststoffschmelzen sowie Kriterien und Randbedingungen zur Werkstoff- und Parameterauswahl beim Kunststoffschweißen. Unberücksichtigt bleiben bei diesen Theorien jedoch Orientierungen, thermisch bedingte Eigenspannungen und strukturelle und morphologische Einflüsse. Hinweise zu den mechanischen Kurz- und Langzeiteigenschaften der Schweißnähte geben die dargestellten Theorien somit nur bedingt. In den nachfolgenden Kapiteln wird die Korrelation zwischen morphologischen und strukturellen Schweißnahtmerkmalen und den mechanischen Schweißnahteigenschaften thematisiert.

2.2.2 Einflüsse auf die mechanischen Schweißnahteigenschaften

Neben den in Kapitel 2.2.1 dargestellten Festigkeitsmechanismen im Bereich der Fügeebene bestimmen weitere Faktoren, wie thermisch bedingte Eigenspannungen, Orientierungen oder die Gefügestruktur die mechanischen Schweißnahteigenschaften. Bei teilkristallinen Thermoplasten kann vor allem die Gefügestruktur im Fließkanal nach Beendigung der Rekristallisationsvorgänge als wesentlich für die Festigkeit, Dehnung und Härte der Schweißnaht angesehen werden. Während der Fließvorgänge beim Fügen und der prozessbedingten Abkühlung der Schmelze entstehen Schichten unterschiedlicher Struktur in der Schweißnaht, die differente mechanische Eigenschaften aufweisen und das Versagensverhalten des Bauteils bestimmen können [113-117]. Die typischen strukturellen Schichten einer Schweißnaht eines teilkristallinen Thermoplasts zeigt Bild 2.5.

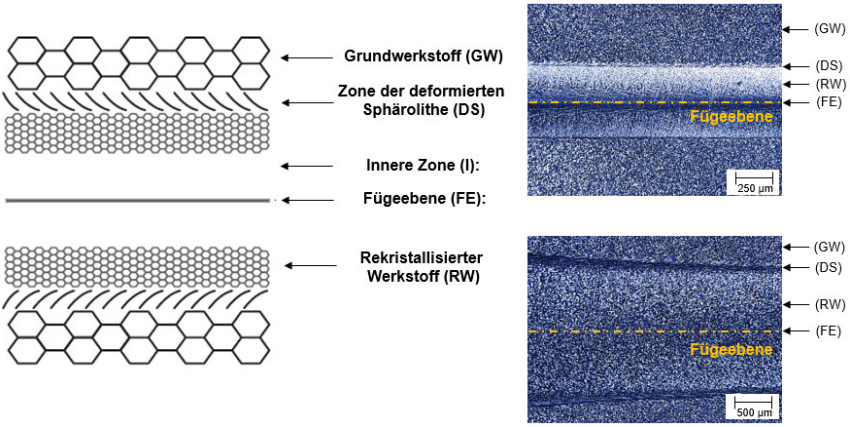


Bild 2.5: Schematische Darstellung des schichtweisen Nahtaufbaus einer Kunststoffschweißnaht (links, nach [37]) und polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie einer Vibrationsschweißverbindung (rechts, oben) und einer Infrarotschweißverbindung (rechts, unten) aus PP-H

Im Bereich der Fügeebene (FE) kommt es zur Bildung einer Struktur oder zum zeilenförmigen Wachstum der Sphärolithe. Diese in der Literatur als transkristallin, transsphärolithisch oder als Bandsphärolithe bezeichnete, kristalline Überstruktur [118] entsteht beim Zusammenschluss der beiden Fügeflächen. Das Aufeinandertreffen der Schmelzefronten bewirkt dabei aufgrund heterogener Keimbildung an einer Fremdoberfläche ein Wachstum der Keime mit bevorzugter Richtung von der Fügeebene in den jeweiligen Fügepartner hinein. An diese Zone

kann sich, je nach Schweißverfahren und Prozessparameter, eine innere Zone (I) ohne sichtbare Überstrukturen anschließen. Anschließend folgt der Bereich der rekristallisierten Schmelze (RW). Mit größer werdendem Abstand zur Nahtmitte wird die Struktur dieser Zone feinsphärolithischer. Als letzte Schweißnahtzone schließt sich die Zone der deformierten oder verstreckten Sphärolithe an (DS). Diese bildet den Übergangsbereich zwischen Schweißnaht und nicht aufgeschmolzenem Grundwerkstoff (GW). Die Scherströmung bestimmt dabei wesentlich die Ausprägung dieses Werkstoffbereichs, welcher sich nach der Erwärmung im Schmelzetemperaturbereich befand. Je höher die Scherströmung, bedingt durch z. B. einen hohen Fügedruck, desto stärker wird der Werkstoff deformiert. Die dabei entstehenden Orientierungen werden eingefroren und bilden strukturelle Kerben im Material, was unter mechanischer Belastung zum Versagen der Schweißnaht entlang dieser Zone führen kann [3, 37, 41].

Thermisch bedingte Eigenspannungen können das mechanische Eigenschaftsprofil eines geschweißten Bauteils ebenfalls beeinflussen. Physikalisch betrachtet herrschen diese Eigenspannungen 1. Art in quasi-isotropen, makroskopischen Bereichen homogener Werkstoffe [119]. Generell sind sie das Resultat lokal unterschiedlicher Kontraktions- bzw. Ausdehnungsverhältnisse bei instationären thermodynamischen Prozessen. Ein Gradient der Expansionskoeffizienten bewirkt lokal unterschiedliche Dehnungen im Bauteil und führt zu inneren Eigenspannungen [120]. Speziell beim Spritzgießen und Extrudieren werden thermische Eigenspannungen aufgrund der Temperaturunterschiede bzw. der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten durch divergente Verformungen im Formteilquerschnitt induziert. Der Randbereich eines Bauteils kühlt beim Spritzgießen durch die kalte Werkzeugwand und beim Extrudieren durch das Umgebungsmedium schneller ab als die Kernschicht. Im Randbereich entstehen zunächst Zug- und in der Kernschicht Druckspannungen. Bis zu einem Umkehrzeitpunkt, welcher die maximale Temperaturdifferenz zwischen Rand und Kern darstellt, nehmen die Spannungen zu, verringern sich folgend aber mit zunehmendem Temperaturausgleich. Die schneller erstarrten Randbereiche behindern jedoch die thermische Kontraktion der langsamer abgekühlten, inneren Zonen. Das Bauteilinnere versucht auf die Oberfläche aufzuschrumpfen und es bilden sich Druckspannungen in den Randbereichen und Zugspannungen im Kernbereich [121, 122]. Die Höhe der thermisch induzierten Eigenspannungen wird im Wesentlichen durch die Verarbeitungsparameter bestimmt [30]. Bei spannungsrissempfindlichen Kunststoffen sind Druckeigenspannungen erwünscht, da Spannungsrisse durch das Zusammenwirken von Netzmitteln und Zugspannungen entstehen. Die verarbeitungsbedingten Druckspannungen im Randbereich des Bauteils wirken der Bildung von Spannungsrissen somit entgegen. Das Schweißen der Bauteile kann zur partiellen Relaxation der durch den Herstellungsprozess bedingten Eigenspannungen führen. Aufgrund der örtlich begrenzten Erwärmung während des Schweißprozesses und der temperatur- und zeitabhängigen Relaxation, findet ein Spannungs-

abbau nur im Schweißnahtbereich statt, nicht jedoch in fügenahtfernen Bereichen. In den thermisch beeinflussten, fügeflächennahen Bereichen kommt es zu einer Spannungsumkehr und zum Aufbau von Zugspannungen. Diese Spannungsumkehr kann zu einer Erhöhung der Spannungsrissanfälligkeit führen [123].

Neben den bereits dargestellten Einflüssen können auch äußere Einflüsse, wie z. B. Versatz, Wanddickensprünge oder die Wulstgeometrie und -größe die mechanischen Schweißnahteigenschaften bestimmen [124]. In [1] wird u. a. eine Vielzahl äußerer Einflüsse auf die Qualität der Schweißverbindung beschrieben.

2.2.3 Zeitstandverhalten von Schweißverbindungen

Um wirtschaftliche Prüfzeiten im Zeitstand-Zugversuch oder im Zeitstand-Innendruckversuch zu erhalten, wird die mechanische Beanspruchung bei erhöhten Temperaturen initiiert. Auf diese Weise kann die erforderliche Reaktion beschleunigt ablaufen. Diese akzelerierte Alterung ermöglicht durch das Arrhenius-Gesetzes [125] die Extrapolation von kurzen Standzeiten bei hohen Prüftemperaturen auf längere Betriebszeiten bei niedrigeren Temperaturen [18]. Gleichung 2.5 zeigt die Arrheniusgleichung, welche die Temperaturabhängigkeit der Geschwindigkeitskonstante k quantitativ beschreibt.

$$k = A_{pF} \cdot e^{\frac{-E_A}{R \cdot T}} \tag{2.5}$$

Die Konstanten A und E_A sind werkstoffabhängig, sowie damit einhergehend die Reaktionsgeschwindigkeiten. Wird aus der Arrheniusgleichung der Logarithmus der Geschwindigkeitskonstanten gegen die reziproke absolute Temperatur aufgetragen, ergibt sich ein linearer Zusammenhang, aus dessen Anstieg die Aktivierungsenergie E_A bestimmt werden kann. In Anlehnung an WESTPHAL [126] kann diese ebenfalls nach Gleichung 2.6 berechnet werden.

$$E_A = (1{,}9152 \cdot 10^{-2}) \cdot \frac{\log t_{B1} - \log t_{B2}}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}} \tag{2.6}$$

Statt der Geschwindigkeitskonstanten k können im Arrheniusdiagramm weitere Parameter, welche den Reaktionsfortschritt beschreiben, aufgetragen werden [127]. Dies wird durch die Proportionalität der Geschwindigkeitskonstanten zur Konzentration der Reaktanden gewährleistet. Das ermöglicht für den Zeitstand-Zugversuch das logarithmische Auftragen der Stand- bzw. Betriebszeit eines Spannungsniveaus über die reziproke absolute Temperatur. Für differente Spannungsniveaus ergeben sich unterschiedliche Steigungen der Arrheniusgeraden. In den differenten Steigungen kommt das Auftreten einer polymerphysikalischen Änderung des Bruchmechanismus im Übergang von hohen zu niedrigen Spannungen zum Ausdruck [20].

Bei der Berechnung der Aktivierungsenergie muss folglich auf einen identischen Bruchmechanismus der Prüfkörper geachtet werden. In den Zeitstandkurven (Bild 2.6) wird die Änderung des Bruchmechanismus durch die Veränderung des Anstiegs der Kurve (Knick) deutlich. Die Aktivierungsenergie zum Erzeugen eines Verstreckungsbruches ist im Kurventeil I (siehe Bild 2.6) größer, als die Aktivierungsenergie zum Hervorrufen eines verformungslosen Sprödbruchs im Spannungsbereich darunter (Kurventeil II).

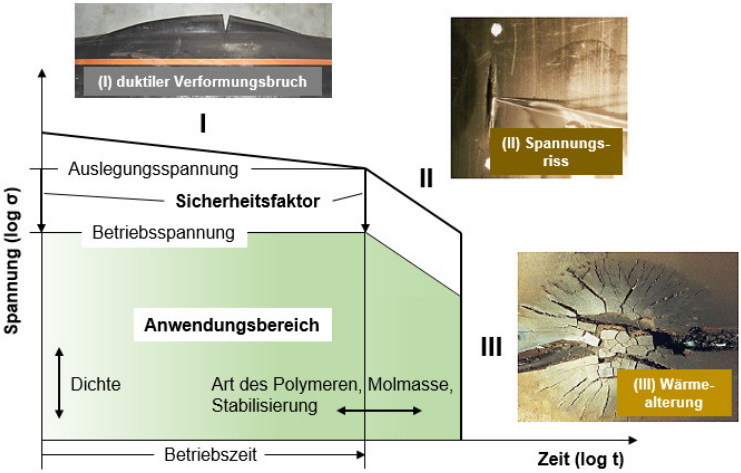


Bild 2.6: Schematische Darstellung einer Zeitstandkurve; Kurventeil I: Verformungsbrüche (duktil), Kurventeil II: Spannungsrisse (Mischbruch, duktil und spröd), Kurventeil III: Sprödbrüche aufgrund thermooxidativer Alterung (nach [61, 128])

Dementsprechend sind Zeitstandkurven durch 2 bzw. 3 Kurventeile unterschiedlicher Steigung gekennzeichnet. Während der Werkstoff im ersten Kurventeil bei hohen Spannungen und kurzen Standzeiten mit hohen Verformungen und einem großen plastischen Anteil versagt, führen die niedrigeren Spannungen im zweiten Kurventeil zu einem spröd beginnenden und duktil auslaufenden Mischbruch [61]. Dies ist mit dem Bruchverhalten bei Spannungsrissbildung unter Wirkung eines oberflächenaktiven Mediums und niedriger, statischer Belastung gleichzusetzen. Im flach geneigten Kurventeil wird das Versagen nicht durch die Wirkung des Mediums bestimmt, sondern durch die mechanische Überbelastung des Werkstoffs. Der Bruchmechanismus ist analog zum Kurzzeit-Zugversuch. Einen wesentlichen Einfluss auf den Bruchmechanismus und die Lage des flachen Kurventeils besitzen die Dichte und die Kristallinität des Werkstoffs, da mit steigender Dichte der E-Modul und die Streckspannung zunehmen. Im zweiten, steileren Kurventeil kommt es zur Änderung des Bruchmechanismus. Das Versagen

des Werkstoffs beruht auf der physikalischen Wirkung des Mediums, d. h. es findet die bereits beschriebene Benetzung, Diffusion und Quellung des Werkstoffs durch die Agenz statt, was zum nahezu verformungsarmen Sprödbruch und zum duktilen Restbruch führt. Der dritte, senkrechte Kurventeil geht mit verformungslosen Sprödbrüchen bei niedrigen Spannungen und sehr langen Prüfzeiten einher. Der Versagensmechanismus wird dabei durch den thermooxidativen Abbau des Polymers bedingt und ist spannungsunabhängig. Durch Temperatur- und Medieneinwirkung ist der Stabilisator nach langen Prüfzeiten aufgebraucht und kann einem Kettenabbau durch den im Medium enthaltenen Sauerstoff nicht mehr entgegenwirken.

Nach dem aktuellen, wissenschaftlichen Verständnis hängt die Zeitstandfestigkeit von Schweißnähten aus thermoplastischen Kunststoffen von folgenden wesentlichen Faktoren ab:

- hinreichende mechanische Kurzzeitfestigkeit (Belastung bei ein- und mehrachsigem Spannungszustand)
- Widerstand des Grundmaterials gegen langsamen Rissfortschritt (Kerbempfindlichkeit)
- Spannungskonzentration an der Wulstkerbe aufgrund von geometrischer und struktureller Kerbwirkung
- Eigenspannungszustand der Schweißnaht aufgrund des Temperaturgradienten in der Naht während der Abkühlphase (hauptsächlich bei starker „Krümmung“ des Fließkanals der Naht)

Eine hinreichend hohe Kurzzeitfestigkeit ist Voraussetzung für eine hohe Zeitstandfestigkeit, impliziert jedoch nicht gleichbedeutend, dass eine hohe Zeitstandfestigkeit vorliegen muss. An Heizelementstumpfschweißnähten aus Polypropylen konnte dies durch TÜCHERT [16] bereits nachgewiesen werden. Kurz- und Zeitstandfestigkeiten werden durch unterschiedliche Versagensmechanismen dominiert. Es gelten heterogene Kriterien, welche das Versagen bzw. den Bruch initiieren.

Ein entscheidendes Bruchkriterium bei der Zeitstanduntersuchung von Thermoplast-Schweißnähten, speziell im Zeitstand-Zugversuch, stellt die Kerbe zwischen Schweißwulst und Bauteiloberfläche dar. Die Wulstkerbe führt zu Spannungskonzentrationen und initiiert den Riss. Die Kerbgeometrie an der Schweißwulst und die Kerbempfindlichkeit des Grundmaterials sind demnach ausschlaggebend für die Zeitstandfestigkeit einer thermoplastischen Schweißverbindung. Die Kerbempfindlichkeit des Grundmaterials kann mittels FNCT nach ISO 16770 [129] und DVS 2203-4 Beiblatt 2 [1] für thermoplastische Kunststoffe ermittelt werden.

Ein weiteres, die Zeitstandfestigkeit beeinflussendes Kriterium, stellt die unterschiedlich starke bogenförmige Ausbildung der aufgeschmolzenen und wieder abgekühlten Schweißnahtzone dar. Differierende Schweißparameter, wie unterschiedliche Fügedrücke beim Vibrationsschweißen oder unterschiedliche Erwärmparameter beim Infrarotschweißen, können zu einer

bogenförmigen Nahtausbildung führen. Die Krümmung des Fließkanals kann eine verkürzte Standzeit im Zeitstand-Zugversuch hervorrufen. Dies geht einher mit den unterschiedlichen Abkühlraten über die Schweißnahtbreite aufgrund unterschiedlicher Schmelzevolumen und den daraus resultierenden Eigenspannungen [16]. Das Zentrum der Naht, in welchem das geringste Schmelzevolumen vorliegt, kühlt nach dem Fügen als erstes ab. Die Randbereiche hingegen bleiben länger plastifiziert und schrumpfen somit stärker. Es entstehen eine Druckspannung im Nahtzentrum und eine Zugspannung am Rand der Schweißnaht. Je stärker die Naht durch die Verfahrensparameter bogenförmig ausgebildet ist, desto größer ist der Eigenspannungszustand im Nahtbereich und desto geringer sind die Standzeiten [16].

Neben thermisch bedingten Eigenspannungen, ist der strukturelle Aufbau selbst eine Ursache für Spannungskonzentrationen. Lokal unterschiedliche Eigenschaften einzelner Strukturzonen konnten bereits vielfach nachgewiesen werden [3, 37, 38, 113-117, 130]. Die bekannte Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehung verdeutlicht, dass mit Schweißverfahren, welche eine Mehrschichtstruktur in bestimmten Dimensionen erzeugen, gute mechanische Kurzzeiteigenschaften erreicht werden können. Inwieweit sich dies verfahrensübergreifend auf das Zeitstandverhalten übertragen lässt, ist wissenschaftlich nicht untersucht.

Des Weiteren kann die Zeitstandfestigkeit einer Kunststoffschweißnaht durch die thermisch-oxidative Belastung des Werkstoffs während des Schweißprozesses determiniert werden. Insbesondere beim Infrarotschweißen werden je nach Kunststoff- und Füllstoffart sehr hohe Oberflächentemperaturen in der Fügezone erreicht. Die hohen Temperaturen können in Verbindung mit dem Sauerstoff aus der Umgebungsatmosphäre zur Absättigung von Stabilisatoren im Polymer und schließlich zum thermischen Abbau der Makromoleküle führen. Dies geht mit einer Verringerung der Schweißnahtfestigkeit und Dehnung einher [3, 38-40]. Ob eine nachweisbare Werkstoffbelastung in Form von Stabilisatorabbau die Zeitstandfestigkeit einer Schweißverbindung maßgeblich beeinflusst, ist jedoch bislang nicht hinreichend geklärt.

3 Zielstellung und Lösungsansatz

Mittels systematischer Untersuchungen sollen die Zusammenhänge zwischen den prozessbedingten Schweißnahtmerkmalen und den daraus resultierenden Langzeiteigenschaften für die Schweißverfahren Vibrations- und Infrarotschweißen experimentell und analytisch betrachtet werden. Jeder Schweißprozess führt in Abhängigkeit der verwendeten Parameter zu bestimmten, jedoch häufig sehr ähnlichen morphologischen Nahtaufbauten (Bild 3.1). Hierzu gehören der schichtweise Aufbau der Gefügestruktur, die Geometrie des Schweißwulstes bzw. der Wulstkerbe und die Ausprägung des Fließkanals. Wie bereits dargestellt, bestimmen diese Schweißnahtmerkmale die mechanischen Eigenschaften der Verbindung (siehe Kapitel 2.2.2 und 2.2.3). Hinsichtlich des Versagensverhaltens unter Kurzzeitbelastung ist die Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehung für zahlreiche Werkstoffe und Schweißverfahren weitgehend bekannt. Bezüglich des Versagensverhaltens thermoplastischer Schweißverbindungen unter Zeitstandbelastung, speziell bei umgebungsbedingter Spannungsrissbildung, liegen jedoch nur rudimentäre Kenntnisse vor. Im Rohrleitungs-, Apparate- und Behälterbau ist ein umfangreicher Wissensstand zum Zeitstandverhalten der Schweißverbindungen jedoch unerlässlich, um mittel- und langfristig Schadensfälle zu vermeiden. Treten Schäden auf, kann dies einerseits zu einem hohen Zeit- und Kostenaufwand für Verarbeiter und Anwender führen und andererseits einen Imageverlust für Kunststoffsysteme bedeuten. Dieses Problem betrifft eine Branche, in der ca. 25 % der gesamten Kunststoffproduktion verarbeitet werden.

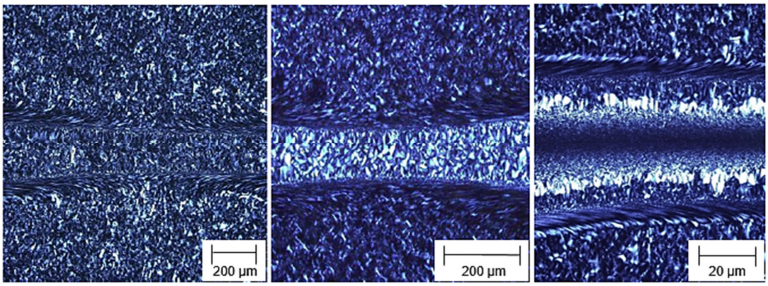


Bild 3.1: Schweißnahtgeometrie und –morphologie in Abhängigkeit des Schweißverfahrens; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie, Material: PP-H
Links: Heizelementstumpf-Schweißverbindung
Mitte: Infrarot-Schweißverbindung
Rechts: Vibrations-Schweißverbindung

In der vorliegenden Arbeit werden Heizelementstumpf-, Infrarot- und Vibrations-Schweißverbindungen hinsichtlich ihres Zeitstandverhaltens in Abhängigkeit des Schweißparameters Fügedruck untersucht. Neben der Verringerung der Restschmelzeschichtdicke führt die Steigerung des Fügedrucks zur Beeinflussung des morphologischen/strukturellen Nahtaufbaus sowie zur Zunahme der Fließgeschwindigkeit der Schmelze im Nahtbereich. Die Auswirkungen dieser Randbedingungen auf die Zeitstandfestigkeit der Schweißverbindungen werden mittels geeigneter Analyseverfahren wissenschaftlich analysiert.

Zunächst werden charakteristische, das Versagensverhalten beeinflussende Schweißnahtbereiche mit Hilfe kurzzeitmechanischer Prüfmethoden, wie dem Kurzzeit-Zugversuch, dem technologischen Biegeversuch, dem Tieftemperatur-Schlagbiegeversuch und dem Mikrozugversuch prozessabhängig identifiziert. Die Betrachtung erfolgt für die konventionellen Materialien des Rohrleitungs-, Apparate- und Behälterbaus PE-HD (High Density) und PP-H (Homopolymer). Anschließend erfolgt die Analyse des Zeitstand-Bruchverhaltens und erreichbarer Standzeiten im Zeitstand-Zugversuch. Die Ergebnisse der kurz- und langzeitmechanischen Prüfmethoden werden vergleichend analysiert und bezüglich werkstofflicher, struktureller/morphologischer und prozesstechnischer Aspekte dargestellt, sodass eine Charakterisierung des Zeitstand- und Versagensverhaltens von Kunststoffschweißverbindungen erfolgen kann. Gelingt es darüber hinaus, Analogien im Versagensverhalten zwischen Kurz- und Langzeitbrüchen zu lokalisieren und zu beschreiben, kann das Zeitstandverhalten der Schweißverbindungen zukünftig mit einem erheblich geringeren Aufwand an zeit- und kostenintensiver Prüfung optimiert werden.

Um wesentliche Einflussfaktoren auf das Zeitstandverhalten von Kunststoffschweißverbindungen beurteilen zu können, erfolgt ein Separieren einzelner Faktoren mit der nachfolgend aufgeführten Systematik:

- Full Notch Creep Test (FNCT) der Grundmaterialien – Bestimmung der Kerbempfindlichkeit und der Rissfortschrittszeit der Versuchsmaterialien
- Zeitstand-Zugversuch am ungekerbten Grundmaterial – Mit der unter Punkt 1 ermittelten Rissfortschrittszeit kann die Rissinitiierungszeit des Grundmaterials ermittelt werden. Zusätzlich dient die Grundmaterialstandzeit zur Definition des Zeitstandzug-Schweißfaktors.
- Zeitstand-Zugversuch an Schweißproben mit Schweißwulst – Definition des Zeitstandzug-Schweißfaktors, Bestimmung des Potentials bzw. der Eignung der Schweißverfahren für Langzeitanwendungen sowie des Einflusses der Schweißwulstkerbe (geometrische Kerbe) auf das Zeitstandverhalten der Schweißverbindung

- Zeitstand-Zugversuch an Schweißproben ohne Schweißwulst – Charakterisierung des Zeitstandverhaltens in Abhängigkeit morphologischer bzw. struktureller Bedingungen in der Schweißnaht (Strukturkerbe)
- Zeitstand-Zugversuch an getemperten Schweißproben – Untersuchung des Zeitstandverhaltens infolge einer Kristallinitätsänderung

Die systematische Prüfplanung wird durch die polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie der Schweißnähte sowohl vor als auch nach der Zeitstandprüfung begleitet, einerseits zur Bestimmung der Schweißnahtgeometrie und –struktur und andererseits zur Dokumentation des Bruchverlaufs.

Zusammenfassend lassen sich die folgenden Zielinhalte definieren:

- Beurteilung der Eignung der Schweißverfahren Vibrations- und Infrarotschweißen für die Anwendung im Rohrleitungs-, Apparate- und Behälterbau
- Werkstoff- und prozessabhängige Charakterisierung des Zeitstandverhaltens der Schweißverbindungen
- Bestimmung und Charakterisierung morphologischer und struktureller Einflüsse auf das Zeitstandverhalten von Kunststoffschweißverbindungen
- Vergleich der Bruchcharakteristika aus der kurz- und langzeitmechanischen Prüfung und Erklärung des Versagensverhaltens der Schweißverbindungen

4 Experimentelles

4.1 Versuchswerkstoffe

Die Werkstoffauswahl für die Untersuchungen umfasst relevante Kunststoffe des Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbaus, zum einen Polyethylen hoher Dichte (PE-HD) und zum anderen Polypropylen Homopolymerisat (PP-H). Im Fall von Polyethylen hoher Dichte werden zwei verschiedene Typen verwendet. Dabei handelt es sich um einen wärmestabilisierten Typ ohne (Färbung: natur) und einen mit Rußbeimischung (Färbung: schwarz). Die Rußbeimischung dient dabei vor allem der UV-Stabilisierung des Werkstoffs für dessen Nutzung im Außenbereich. Das verwendete Polypropylen ist ein dauerwärmestabiles, alpha-nukleiertes Homopolymerisat. Das Nukleierungsmittel führt zur Entstehung eines extrem feinen Kristallgefüges in α-kristalliner Form, was im Vergleich zur nicht nukleierten Form eine erhöhte Zähigkeit und Steifigkeit bewirkt. Darüber hinaus wird die Oberflächenrauigkeit verbessert, die in Verbindung mit der hohen Zähigkeit eine positive Wirkung auf die chemische Widerstandsfähigkeit besitzt. Die minimierte Rauigkeit reduziert die Angriffsfläche des Mediums und verlangsamt somit den Angriff der Oberfläche und das Eindiffundieren der Chemikalie in das Halbzeug. Die kieselgraue Färbung des untersuchten Polypropylens wird durch die Beimengung von Ruß und einem weißen Farbpigment (Titandioxid oder Zinksulfid) erzeugt. Bei allen Versuchswerkstoffen handelt es sich um extrudierte Formmassen (Platten) mit einer Wanddicke von 10 mm.

Die Bezeichnungen, Handelsnamen und der Hersteller der Versuchswerkstoffe sind in Tabelle 4.1 aufgeführt.

Tabelle 4.1: Bezeichnungen, Handelsnamen und Hersteller der verwendeten Versuchswerkstoffe

Kurzzeichen	Werkstoff	Handelsname	Hersteller
PE	Polyethylen hoher Dichte	PE-HD natur	SIMONA
PE sw	Polyethylen hoher Dichte	PE-HD schwarz	SIMONA
PP	Polypropylen Homopolymerisat	PP-DWU AlphaPlus®	SIMONA

Der Fokus der Untersuchungen liegt dabei auf den Materialien PE und PP. Tabelle 4.2 zeigt eine Auswahl der Werkstoffkenndaten der untersuchten Kunststoffe. Diese umfasst Datenblattwerte sowie für die Streckspannung, die Dehnung bei Streckspannung und der kalorimetrischen Daten gemessene Werte. Die Darstellung der Kenndaten für das Zeitstandverhalten der Grundmaterialien erfolgt in Kapitel 6.5.

Tabelle 4.2: Ausgewählte Materialkennwerte der Versuchswerkstoffe

		Werkstoff		
Kennwert	**Einheit**	PE	PE sw	PP
Farbe	-	opak	schwarz	grau
Dichte	g/cm³	0,951	0,955	0,915
Zug-E-Modul	MPa	1100	1100	1700
Streckspannung	N/mm²	25	23	34
Streckdehnung	%	11	12	9
Kerbschlagzähigkeit	kJ/m²	16	16	9
Schmelztemperatur DSC	C°	131	130	162
Schmelzenthalpie DSC	J/g	173,6	175,4	97,9

Zur Charakterisierung des Fließverhaltens der Schmelze während der Fügephase wird die komplexe Viskosität für die Versuchswerkstoffe PE, PE sw und PP ermittelt. Dies erfolgt mit Hilfe eines Rotationsrheometers vom Typ AR2000ex (Fa. TA Instruments) nach DIN 53019 [131] mit dem System Platte-Platte, bei Messung in Oszillation. Die Proben werden aus den extrudierten Platten mit einem Durchmesser von 24 mm und einer Wanddicke von 3 mm herausgearbeitet (siehe Schema Bild 4.1). Pro Material werden 6 Einzelmessungen durchgeführt und die gewonnenen Daten gemittelt. Bild 4.1 zeigt die Masterkurven der komplexen Viskosität in Abhängigkeit der Temperatur für die genannten Materialien. Während PE und PE sw, trotz des in PE sw enthaltenen Füllstoffs, ein identisches Fließverhalten über den untersuchten Temperaturbereich aufweisen, zeigt PP, aufgrund seiner höheren Molmasse, eine höhere komplexe Viskosität. Der sprunghafte Anstieg der komplexen Viskosität korreliert mit dem Kris-

tallisationsbeginn des jeweiligen Materials. Aufgrund des ca. 10 °C höher liegenden Kristallisationsbeginns von PP verschiebt sich dessen Anstieg ebenfalls um ca. 10 °C. Im Bereich der Kristallisation ist eine Auswertung der komplexen Viskosität aufgrund von Messungenauigkeiten nicht oder nur bedingt möglich. Aus diesem Grund werden weitere Betrachtungen auf den Bereich oberhalb der Rekristallisationstemperatur beschränkt.

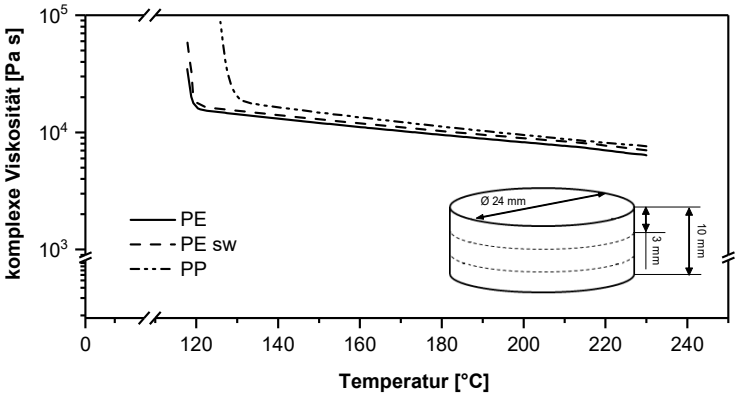


Bild 4.1: Fließverhalten von PE, PE sw und PP in Abhängigkeit der Temperatur; Messgeometrie: Platte-Platte, Frequenz: 1Hz, Dehnung: 1%, Heizrate: 5 k/min

4.2 Probekörper

Die im Rahmen der wissenschaftlichen Untersuchungen durchgeführten Schweißversuche wurden, unabhängig vom verwendeten Schweißverfahren, an Plattenprobekörpern mit den Abmessungen 150 x 75 x 10 mm³ (Länge x Breite x Wanddicke) vorgenommen (Bild 4.2).

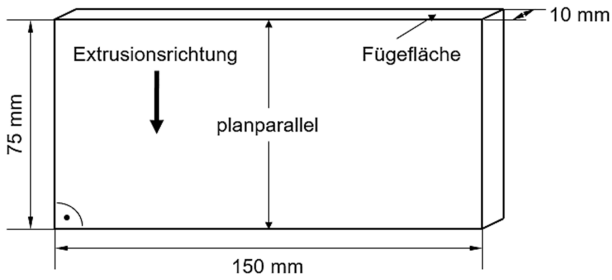


Bild 4.2: Abmessungen der Plattenprobekörper nach der spanenden Bearbeitung

Diese wurden spanend aus extrudierten Tafeln mit den Abmessungen 2000 x 1000 x 10 mm³ (Länge x Breite x Wanddicke) herausgearbeitet. Die Platten wurden so entnommen, dass die Fügeflächen orthogonal zur Extrusionsrichtung der Tafel/Platte vorlagen. Um bei den Schweißversuchen gleichmäßige Prozessbedingungen und somit homogene mechanische Eigenschaften über die Schweißnahtlänge zu ermöglichen, wurden die langen Stirnseiten der Probekörper mittels Fräse und entsprechender Schablone zueinander planparallel gefertigt

Für das Vibrationsschweißen wurde der Einfluss lokal unterschiedlicher Prozessbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften von FRIEDRICH [42] anhand verzugbehafteter Plattenprüfkörper (u-förmiger Verzug) bereits nachgewiesen. Liegt ein ausgeprägter Bauteilverzug vor, führt dies zu lokal differenten Schweißnahtfestigkeiten. Ursache hierfür ist der ungleichmäßige Kontakt der Fügeflächen und der damit einhergehenden, inhomogenen Fügedruckverteilung zu Prozessbeginn. Die Folge sind unterschiedliche Prozessgeschwindigkeiten und lokale Schwachstellen über die Schweißnahtlänge.

4.3 Schweißmaschinen und Prozessverläufe

4.3.1 Heizelementstumpfschweißen

Den prinzipiellen Prozessverlauf beim kraftgeregelten Schweißen mittels Heizelement zeigt Bild 4.3. Das Heizelementschweißen ist ein mehrstufiges Verfahren, bei welchem Erwärm- und Fügevorgang zeitlich voneinander getrennt ablaufen.

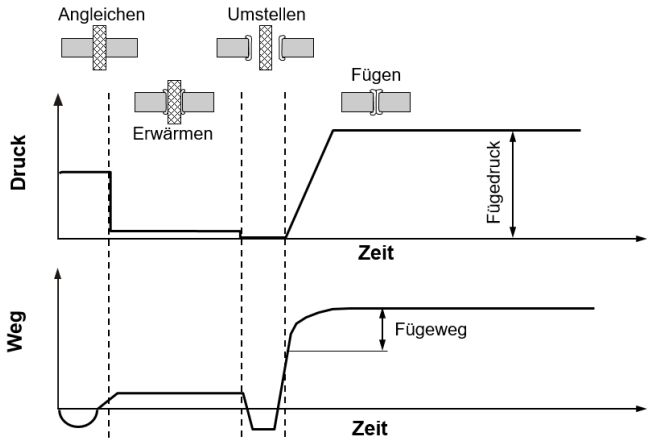


Bild 4.3: Schematischer Verfahrensablauf beim kraftgeregelten Heizelementschweißen; prinzipieller Kraft-Zeitverlauf (oben) und resultierender Weg-Zeitverlauf (unten)

Das Heizelementschweißen lässt sich in die Prozessphasen Angleichen, druckloses Erwärmen, Umstellen und Fügen/Abkühlen unter Druck gliedern.

Phase 1 - Angleichen

In der Angleichphase werden die zu schweißenden Fügeteile mit einer erhöhten Kraft an das Heizelement gedrückt, um einen flächigen Kontakt der Fügeteiloberflächen mit dem Heizelement zu erzeugen. Toleranz- und verzugbedingte Fügeflächenunebenheiten werden abgeschmolzen, sodass eine optimale Wärmeübertragung vom Heizelement in das Fügeteil erfolgen kann. Dieser Zeitpunkt kann anhand einer gleichmäßigen Wulstausbildung am Rand der Fügefläche festgestellt werden und kennzeichnet den Übergang zur nächsten Prozessphase.

Phase 2 - Erwärmen (drucklos)

Nach Beendigung der Angleichphase schließt sich die drucklose Erwärmphase an. Diese ist zeitgesteuert, sodass mit zunehmender Temperatureinwirkzeit über das Prinzip der Wärmeleitung eine Schmelzeschicht mit definierter Dicke aufgebaut wird. Diese Phase ist gekennzeichnet durch einen konstanten Wegverlauf (siehe Bild 4.3). Dies heißt, dass im Gegensatz zur Angleichphase keine Schmelze in den Wulst verdrängt wird. Die Dicke der erzeugten Schmelzeschicht stellt ein Kriterium für die Qualität der Schweißverbindung dar und wurde in der Literatur bereits diskutiert [47, 48, 132, 133].

Phase 3 - Umstellen

In der Umstellphase werden die Fügeteile vom Heizelement entfernt und das Heizelement aus der Fügezone herausgefahren. Die Umstellzeit wird dabei so gering wie möglich gehalten, um ein Abkühlen der Fügeteiloberfläche zu vermeiden.

Phase 4 - Fügen und Abkühlen

Die Fügephase beginnt mit dem Kontakt der plastifizierten Fügeteile, die mit einer definierten Fügekraft F_F gegeneinander gedrückt werden. Es tritt ein ausgeprägtes Quetschfließen auf, wodurch ein Teil des plastifizierten Materials in den Schweißwulst verdrängt wird. Der beim Fügen zurückgelegte Weg steht dabei in unmittelbaren Zusammenhang mit der in der Erwärmphase erzeugten Schmelzeschichtdicke L. Darüber hinaus ist der resultierende Fügeweg s_F eine Funktion der vorgegebenen Fügekraft und der temperaturabhängigen Viskosität des Materials. Finden keine wesentlichen Fließvorgänge mehr statt, d. h. liegt ein konstanter Fügewegverlauf über die Zeit vor und die aufgeschmolzenen Bereiche sind ausreichend abgekühlt, ist die Füge-/Abkühlphase beendet.

Die Schweißversuche zum Heizelementstumpfschweißen wurden, analog zum dargestellten Prozessverlauf, mit einer horizontalen, servomotorisch angetriebenen Serienschweißmaschine vom Typ K2150 der Firma bielomatik Leuze durchgeführt (Bild 4.4).

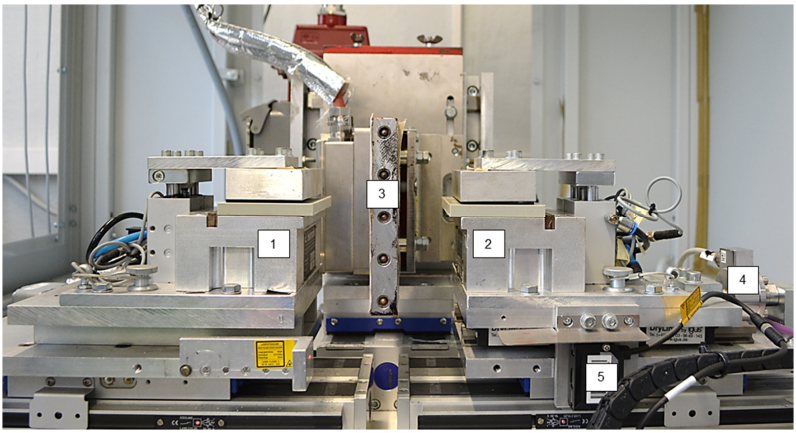


Bild 4.4: Horizontale Serienschweißmaschine mit Heizelementaufbau für Schweißversuche mittels Kontakterwärmung
1: linker Maschinenschlitten
2: rechter Maschinenschlitten
3: Heizelement
4: Kraftmessdose
5: optisches Wegmesssystem

Die SPS-Steuerung der Maschine ermöglicht eine Fügekraftregelung im Bereich von 90 bis 3000 N ohne überzuschwingen. Der Verlauf der Fügekraft F_F über die Zeit ist in Bild 4.5 exemplarisch für eine eingestellte Fügekraft von 150 N dargestellt. Dieser wurde mit Hilfe einer separaten Kraftmessdose zwischen den Maschinenschlitten ermittelt. Der Zeitpunkt 0 entspricht dabei dem Erstkontakt der Schlitten mit der Kraftmessdose. Die Fügedruckaufbauzeit bis zum Erreichen des maximalen Kraftwertes liegt mit 6-7 s innerhalb der Richtwerte des DVS [1]. Die Fügekraft wird mit einer Wiederholgenauigkeit von ca. 95 % und einer Abweichung vom Sollwert von ± 20 N aufgebracht. Das hohe Beschleunigungsvermögen (bis 8,4 m/s²), die hohen Schlittengeschwindigkeiten (bis 700 mm/s) sowie die präzise Positionierung der Schlitten (Genauigkeit ± 0,03 mm) ermöglichen Umstellzeiten unterhalb von 2 s. Analog zur Fügekraft können die relevanten Prozessparameter Heizelementtemperatur, Angleich-, Anwärm- und Abkühlzeit über die Maschinensteuerung reguliert werden. Das Heizelement wird über 4 Heizpatronen erwärmt, mit denen sich eine maximale Oberflächentemperatur am Heizelement von

500 °C realisieren lässt. Steuerbare pneumatische Spannbacken ermöglichen das Fixieren der Plattenprobekörper in vertikaler Richtung. Der Fügeweg wird über ein optisches Wegmesssystem vom Typ IL-1000 (Keyence GmbH), dessen Funktionsweise auf dem Prinzip der Lasertriangulation basiert, erfasst. Die Wiederholgenauigkeit liegt bei 1 µm, was eine präzise Erfassung des Fügeweges und somit eine hohe Reproduzierbarkeit der Einzelversuche ermöglicht.

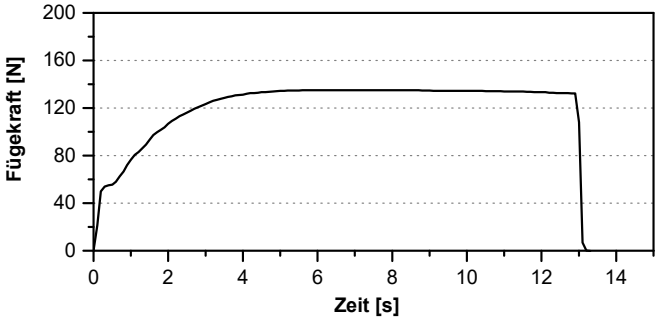


Bild 4.5: Realer Verlauf der Fügekraft während der Füge-/Abkühlphase (Sollwert Fügekraft: 150 N, Abkühlzeit: 13 s)

4.3.2 Infrarotschweißen

Das Schweißen mit Infrarotstrahlungserwärmung ist gekennzeichnet durch eine kontaktlose Erwärmphase, in welcher der Kunststoff plastifiziert wird. Im Vergleich zur Wärmeleitung beim Heizelementschweißen, erfolgt das Plastifizieren beim Infrarotschweißen durch Wärmestrahlung. Die Wärmeübertragung erfolgt dabei in Form elektromagnetischer Strahlung bzw. emittierter Photonen. Trifft diese Strahlung auf die Kunststoffoberfläche, wird diese teilweise reflektiert, gestreut, absorbiert und transmittiert. Für das Infrarotschweißen ist vor allem das Absorptionsverhalten des Werkstoffs von wesentlicher Bedeutung. Je nach Art des Kunststoffes und der beigemischten Farb-, Füll- und Verstärkungsstoffe ändert sich das Absorptionsverhalten [134] und damit einhergehend die Strahlungsintensität an der Werkstoffoberfläche und die entstehende Schmelzeschichtdicke L [38]. Wird einem Kunststoff beispielsweise der Füllstoff Ruß beigemischt, verringert sich die optische Eindringtiefe der Strahlung [135], sodass eine oberflächennahe Absorption mit einer hohen Strahlungsintensität an der Werkstoffoberfläche bzw. einer hohen Fügeflächentemperatur stattfindet [38].

Neben der kontaktlosen Erwärmphase stellt das Entfallen der Angleichphase im Prozessverlauf ein weiteres Unterscheidungsmerkmal zum Heizelementschweißen dar. Ein Angleichen

mit Kontakt zum Strahler ist für Kunststoffe, aufgrund der hohen Oberflächentemperaturen der Strahlersysteme von 750 – 850 °C bei mittelwelligen Metallbandstrahlern und ca. 2200 °C bei kurzwelligen Quarzglasstrahlern, nicht möglich. Die verbleibenden Prozessschritte sind analog zum Heizelementschweißen (siehe Bild 4.6).

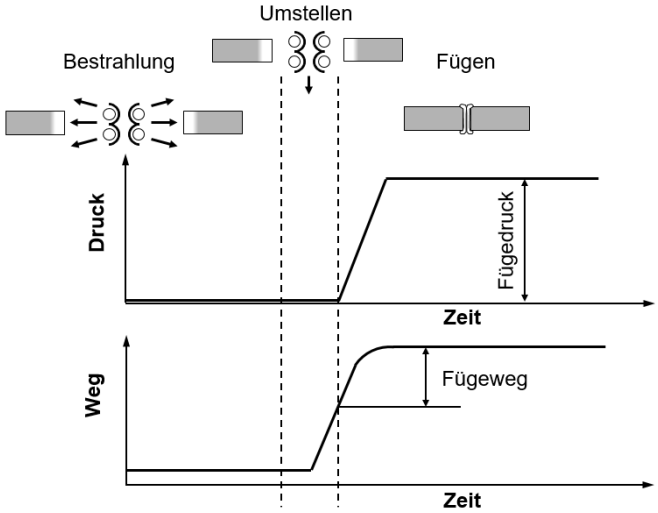


Bild 4.6: Schematischer Verfahrensablauf beim kraftgeregelten Infrarotschweißen; prinzipieller Kraft-Zeitverlauf (oben) und resultierender Weg-Zeitverlauf (unten)

Für die Aufschmelz- und Schweißversuche mit Infrarotstrahlung wurde ebenfalls die Serienschweißmaschine vom Typ K2150 der Firma bielomatik Leuze verwendet. Hierfür wurde der Heizelementaufbau konstruktiv geändert, sodass verschiedene Infrarotstrahlerkonzepte genutzt werden können. Bild 4.7 zeigt den Aufbau der Maschine mit montierten Infrarotstrahlern (kurzwellige Doppelrohr-Quarzglasstrahler). Während die mittelwelligen Metallbandstrahler über separate Netzteile betrieben werden, erfolgt der Betrieb der kurzwelligen Quarzglasstrahler über eine externe Steuereinheit der FRIMO Group GmbH. Diese ermöglicht sowohl das Erwärmen mit einer Strahlerleistung von 100% als auch die Regelung der Strahlerleistungs-Erwärmzeit-Kombination in 3 Stufen. Der Vorteil der gestuften Strahlerleistung liegt dabei, insbesondere für gefüllte Kunststoffe, in der Reduzierung der Werkstoffbelastung bei gleichbleibender Schmelzeschichtdicke. Ausgehend von der maximalen Strahlerleistung wird dazu beobachtet, wann die Rauchgrenze des Werkstoffs erreicht wird. Im nächsten Versuch wird die

Strahlerleistung kurz vor Erreichen dieser Grenze um 20 % reduziert. Dieser Ablauf wird iterativ wiederholt, bis eine definierte Schmelzeschichtdicke, ohne Überschreiten der Rauchgrenze, erreicht wird.

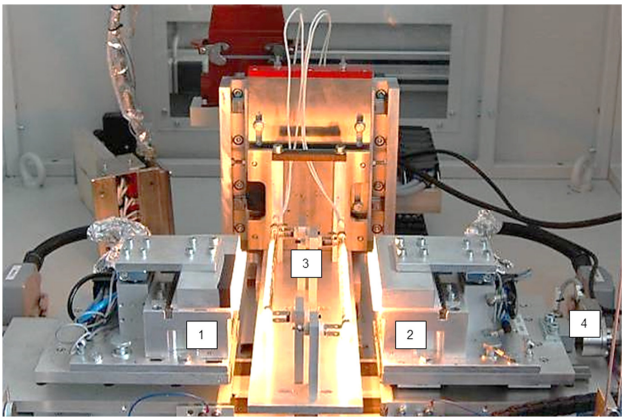


Bild 4.7: Horizontale Serienschweißmaschine mit montierten Infrarotstrahlern für Schweißversuche mittels Strahlungserwärmung
1: linker Maschinenschlitten
2: rechter Maschinenschlitten
3: Führungsplatte mit kurzwelligen Doppelrohr-Quarzglasstrahlern
4: Kraftmessdose

Die Aufschmelz- und Schweißversuche wurden ausschließlich mit kurzwelligen Doppelrohr-Quarzglasstrahlern (Fa. SR Systems) durchgeführt. Diese bestehen aus einer Wolfram-Heizwendel, die in einer evakuierten Doppel-Quarzglasröhre entlang der Rohrachse radial geführt wird (Bild 4.8). Die Quarzglasröhre besitzt halbseitig eine Goldbeschichtung, die als Reflektor fungiert und eine gerichtete Abstrahlung bewirkt. Sowohl die nichtoxidierende Atmosphäre im Inneren der Quarzglasröhre als auch der hohe Schmelzpunkt von Wolfram ermöglichen die bereits erwähnten, hohen Betriebstemperaturen dieser Strahler. Trotz der hohen Temperaturen beträgt die Aufheizdauer der kurzwelligen Quarzglasstrahler nur wenige Sekunden. Aufgrund dieser Dynamik des Systems kann der Strahler nach jedem Schweißzyklus ausgeschaltet werden, sodass ein Dauerbetrieb im Sinne der Energieeffizienz vermieden wird. Weitere technische Daten der Versuchsstrahler sind Tabelle 4.3 zu entnehmen.

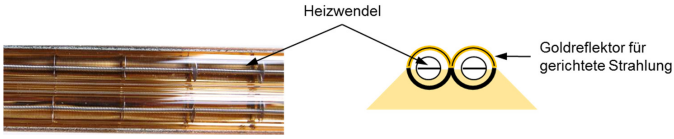


Bild 4.8: Kurzwelliger Doppelrohr-Quarzglasstrahler mit halbseitigem Goldreflektor (links, Vorderansicht) und schematische Darstellung der Abstrahlcharakteristik (rechts)

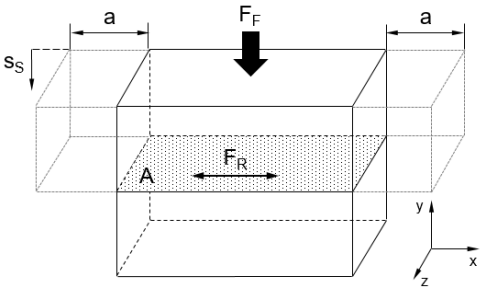
Tabelle 4.3: Technische Daten der verwendeten Versuchsstrahler

Bezeichnung	**Einheit**	
Strahlertyp		kurzwellig
Aufbau/Bauform		gewendelter Metalldraht in evakuiertem Quarzglasrohr
beheizte Strahlerlänge	mm	210
beheizte Strahlerbreite	mm	22
projizierte Strahlerfläche	m²	$4{,}6 * 10^{-3}$
elektrische Leistung	W	1250
Flächenleistung	kW/m²	bis 150
Filament-Temperatur (bei 100 % Strahlerleistung)	°C	~ 2100
spektrales Emissionsmaximum (bei 100 % Strahlerleistung)	µm	1,2 – 1,4

4.3.3 Vibrationsschweißen

Das Vibrationsschweißen stellt ein Verfahren dar, bei welchem die Wärmeeinbringung in die zu fügenden Kunststoffteile über äußere Reibung erfolgt. Die beiden Fügeteile werden unter einer definierten Fügekraft F_F durch eine oszillierende Reibrelativbewegung erwärmt, bis diese aufschmelzen und eine definierte Schmelzeschichtdicke L erreicht ist. Das Vibrationsschweißen lässt sich hinsichtlich der Reibbewegung in die Verfahrensvarianten lineares und biaxiales Vibrations- sowie Winkelschweißen einteilen. Während beim orbitalen Vibrations- und Winkelschweißen, bezüglich der Auslenkbarkeit der Fügeteile zueinander, zwei Freiheitsgrade vorausgesetzt werden, wird beim linearen Vibrationsschweißen lediglich ein Freiheitsgrad benötigt. Das lineare Vibrationsschweißen stellt die am längsten bekannte sowie theoretisch und praktisch am besten verstandene Verfahrensvariante dar [35-37, 41-43, 137-146], was in einer weiten Verbreitung im industriellen Umfeld resultiert.

Beim linearen Vibrationsschweißen werden die Fügeteile mit einer definierten Fügekraft F_F linear oszillierend, relativ zueinander bewegt (Bild 4.9). Die Relativbewegung sowie die wirkende Reibkraft F_R bewirken ein Aufschmelzen der Fügeteile in der Berührungszone. Aufgrund der anliegenden Kraft wird die erzeugte Schmelze in den Schweißwulst verdrängt. Der Vibrationsvorgang wird beendet, sobald eine definierte Vibrationszeit t_V (bei Zeitsteuerung) oder ein definierter Schweißweg s_S (bei Wegsteuerung) erreicht ist. Die aufgeschmolzenen Fügeteile werden dann unter einer vorgegebenen Haltekraft F_H abgekühlt und stoffschlüssig miteinander verbunden.



variable Maschinenparameter:
- Frequenz f
- Amplitude a
- Fügekraft F_F
- Haltekraft F_H
- Haltezeit t_H
- Vibrationszeit t_V (bei Zeitsteuerung)
- Schweißweg s_S (bei Wegsteuerung)

resultierende Prozessgrößen:
- Fügedruck p_F
- Reibkraft F_R
- Schweißweg s_S (bei Zeitsteuerung)
- Vibrationszeit t_V (bei Wegsteuerung)

Bild 4.9: Prinzip des linearen Vibrationsschweißens; Maschinenparameter und resultierende Prozessgrößen (nach [37])

Das lineare Vibrationsschweißen wird durch die variabel einstellbaren Maschinenparameter Frequenz f, Amplitude a, Fügekraft F_F, Haltekraft F_H, Vibrationszeit t_V und Schweißweg s_S beschrieben. Die resultierenden Prozessgrößen sind der Fügedruck p_F aus der Beziehung:

$$p_F = \frac{F_F}{A} \tag{4.1}$$

die Reibkraft F_R, die sich aus der Beziehung:

$$F_R = p_F \cdot A \cdot \mu \tag{4.2}$$

ergibt und der Schweißweg s_S bzw. die Vibrationszeit t_V. Übliche Fügedrücke liegen, je nach Werkstoffauswahl, zwischen 0,5 und 8 N/mm². Die Frequenz f des Gesamtschwingsystems und die Amplitude a bestimmen die Reibrelativbewegung x(t). Diese ist ein Maß für die in die Fügezone eingebrachte Energie und kann als Sinusschwingung definiert werden:

$$x(t) = a \cdot \sin(2\pi \cdot f \cdot t) \tag{4.3}$$

Für die Reibrelativgeschwindigkeit v_{eff}, die ähnlich zur Reibrelativbewegung durch die Parameter Frequenz und Amplitude bestimmt wird, gilt:

$$v_{eff} = 2\pi \cdot f \cdot a \cdot \cos(2\pi \cdot f \cdot t) \tag{4.4}$$

Die Frequenz der für die Schweißversuche verwendeten, linearen Vibrationsschweißanlage vom Modell M-624HRSi (Fa. Branson Ultraschall) ist von der Masse des Schwingsystems abhängig und mit 240 Hz vorgegeben. Die Reibrelativgeschwindigkeit wird somit über die Amplitude reguliert. Zur Minimierung der Prozesszeit wurde diese größtmöglich mit 0,9 mm gewählt. Die Minimierung der Prozesszeit mit steigender Amplitude ist auf die Steigerung der Reibrelativgeschwindigkeit zurückzuführen, die wiederum die zwischen den Oberflächen der Fügeteile eingebrachte Reibleistung $P_R(t)$ erhöht. Für die Reibleistung gilt:

$$P_R(t) = F_R \cdot v_{eff} = p_F \cdot A \cdot \mu \cdot 2\pi \cdot f \cdot a \cdot \cos(2\pi \cdot f \cdot t) \tag{4.5}$$

Eine hohe Reibleistung ist gleichbedeutend mit einem hohen Energieeintrag in die Fügezone und einem früheren Aufschmelzbeginn. Dementsprechend verkürzt sich die gesamte Prozesszeit. Neben der Erhöhung der Amplitude führt die Steigerung des Fügedrucks ebenfalls zur Erhöhung der Reibleistung und damit einhergehend zur Minimierung der Prozesszeit. Zusätzlich wird die Reibleistung durch die werkstoffabhängige Reibzahl μ bestimmt.

Die verwendete Vibrationsschweißanlage besitzt eine Wegsteuerung, sodass der Schweißweg s_S als Steuergröße zum Abschalten der Vibration genutzt wird. Dieser wurde bei allen Vibrationsschweißversuchen auf einen konstanten Wert von 1,2 mm eingestellt. Die prinzipielle Verlaufskurve des Schweißwegs über die Vibrationszeit zeigt Bild 4.10. Diese Darstellung zeigt darüber hinaus die vier aufeinanderfolgenden Prozessphasen des Vibrationsschweißens Feststoffreibung (Phase 1), instationäre Schmelzebildung (Phase 2), quasistationäre Schmelzebildung (Phase 3) und Ausschwingen und Abkühlen unter Druck (Phase 4).

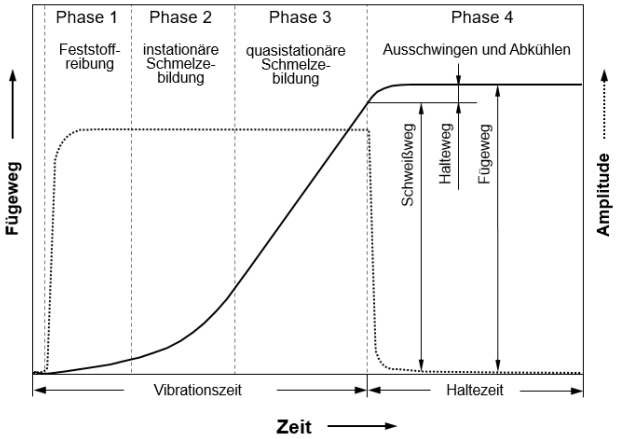


Bild 4.10: Schematischer Fügewegverlauf beim linearen Vibrationsschweißen mit Phaseneinteilung (nach [37])

Phase 1 - Feststoffreibung

In Phase 1 kommt es zwischen den Fügeteilen infolge der aufgebrachten Fügekraft F_F zur Feststoffreibung, die nach ERHARD [147] auf Adhäsions- und Deformationsmechanismen zurückgeführt werden kann. Während bei glatten Oberflächen mit Rautiefen von $R_Z \leq 0{,}3$ µm und geringer Flächenpressung von $p \leq 1$ N/mm² die Adhäsionsmechanismen vorherrschen, dominieren bei höheren Flächenpressungen von $p \geq 1$ N/mm² und/oder rauen Oberflächen von $0{,}3\ \mu m < R_Z < 2{,}8\ \mu m$ die Deformationsmechanismen. Die Adhäsionsmechanismen werden durch zwischenmolekulare Bindungskräfte, wie z. B. Dispersionskräfte oder Wasserstoffbrückenbindungen charakterisiert, die Deformationsmechanismen durch mechanische Verkrallung. Liegen Unebenheiten an der Oberfläche der Fügeteile vor, werden diese durch plastische und elastische Verformung in Phase 1 geglättet. Der Werkstoff wird dabei durch die eingebrachte Reibenergie in der Fügezone bis zum Erreichen der Kristallitschmelztemperatur erwärmt [137].

Phase 2 - Instationäre Schmelzebildung

Nach Überschreiten der Kristallitschmelztemperatur beginnt das Plastifizieren der Fügeflächen, sodass ein dünner Schmelzefilm zwischen den Fügeteilen entsteht. Während ein Teil der eingebrachten Energie in der Schmelze durch Scherung dissipiert wird, wird ein weiterer Teil elastisch gespeichert. Beide Anteile erhöhen sich mit zunehmender Schmelzeschichtdicke. Die in Phase 2 entstehende Wärmeenergie wird aufgrund der anliegenden Fügekraft F_F in den Schweißwulst abgeführt. Ist die zugeführte Energie größer als die Abgeführte, erhöht

sich die Dicke der Schmelzeschicht. Die Zunahme der Schmelzeschichtdicke führt wiederum zu einer Verringerung der Schergeschwindigkeit und somit zur Verringerung der Schmelzrate. Gleichzeitig wird mehr Material durch den fügedruckabhängigen Quetschfluss aus der Fügezone verdrängt, was zu einer progressiven Zunahme des Fügeweges in dieser Phase führt (siehe Bild 4.10).

Phase 3 - Quasistationäre Schmelzebildung

In Phase 3 stellt sich ein Energiegleichgewicht zwischen der durch Schmelzescherung dissipierten Energie, elastisch in der Schmelze gespeicherten Energie und der Energieabführung in den Schweißwulst ein. Der Betrag der erzeugten Schmelze am Übergang zum Feststoff ist gleich dem Betrag, der in den Schweißwulst abgeführten Schmelze. Dieser Zustand ist gekennzeichnet durch eine konstante Schmelzeschichtdicke L_0 und eine konstante Fügegeschwindigkeit v_F, sowie einen linearen Anstieg des Fügewegverlaufs (siehe Bild 4.10). Nach POTENTE u. a. [145] berechnen sich die Schmelzeschichtdicke L_0 und die Fügegeschwindigkeit v_F zu:

$$L_0 = \left[\frac{k \cdot v_{eff}^{n+1} \cdot d}{2\rho_S \cdot \Delta h} \cdot \frac{2n+1}{n} \cdot \left(\frac{k \cdot d}{\Delta \rho} \right)^{\frac{1}{n}} \right]^{\frac{1}{2+n+\frac{1}{n}}} \tag{4.6}$$

$$v_F = \frac{\rho_S}{\rho_F} \cdot \left(\frac{\Delta \rho}{k \cdot d} \right)^{\frac{1}{n}} \cdot \frac{n \cdot L_0^{2+\frac{1}{n}}}{d \cdot (2n+1)} \tag{4.7}$$

In der quasistationären Phase werden in der Schmelze abhängig von Fügedruck und Amplitude die in Kapitel 2.2.1 beschriebenen Deformationsmechanismen wirksam. Die schematische Darstellung der Schmelzedeformationsmechanismen in Abhängigkeit des gewählten Fügedrucks beim Vibrationsschweißen zeigt Bild 4.11.

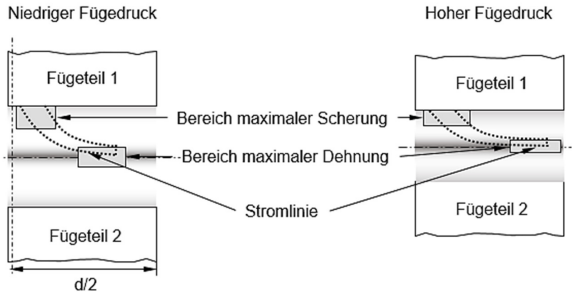


Bild 4.11: Schematische Darstellung der Schmelzedeformationsmechanismen beim Vibrationsschweißen in Abhängigkeit vom Fügedruck (nach [41]); niedriger Fügedruck (links) und hoher Fügedruck (rechts)

Phase 4 - Ausschwingen und Abkühlen unter Druck

Nach Beendigung der Vibrationsbewegung beginnt die Abkühlphase. Durch den noch wirkenden Fügedruck zeigt der Fügeweg bis zum Erstarren der Schmelze eine Zunahme, da weiterhin Schmelze aus dem sich verringernden Spalt in den Schweißwulst verdrängt wird. Gleichzeitig wird die Schmelze durch Wärmeleitung in das Fügeteil abgekühlt, was zur Erhöhung der Viskosität führt. Der Fließvorgang ist beendet, wenn viskositätsbedingt ein ausreichender Widerstand des plastifizierten Materials gegen den wirkenden Fügedruck vorliegt. Bis zur Kristallisationstemperatur sind dabei noch Fließvorgänge in den Schweißwulst möglich. Mit Unterschreiten dieser Temperatur setzen die Rekristallisationsvorgänge in der Fügezone ein und es bildet sich der in Kapitel 2.2.2 dargestellte, schichtweise Nahtaufbau aus.

Zur Untersuchung des Fügedruckeinflusses auf die mechanischen Langzeiteigenschaften der Schweißverbindungen wurden Fügedrücke von 0,5 bis 4 MPa eingestellt. Die dafür erforderlichen Fügekräfte wurden mit einem pneumatischen Hubtisch aufgebracht. Dieser ermöglicht das reproduzierbare Aufbringen von Fügekräften zwischen 300 und 3000 N.

Zusätzlich wurde der Einfluss der Schwingrichtung auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißnähte analysiert. Hierfür wurde das in Bild 4.12 dargestellte Aufnahmewerkzeug verwendet.

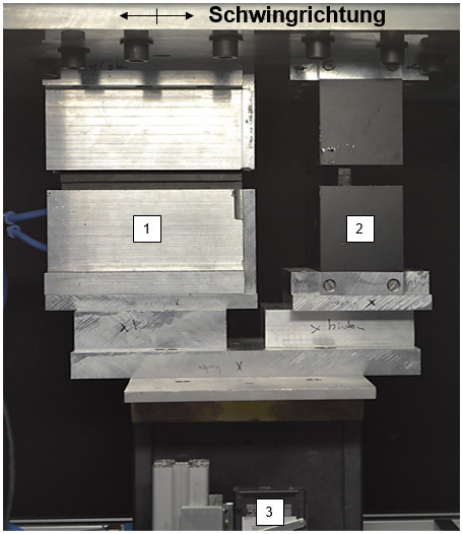


Bild 4.12: Aufnahmewerkzeuge zum Fixieren der Plattenprobekörper längs (1) und quer (2) zur Schwingrichtung; Messung des Schweißwegs mittels optischem Wegmesssystem (3); Ansicht der Rückseite

Die baugleichen Werkzeuge sind im 90°-Winkel zueinander ausgerichtet und ermöglichen das Schweißen der Plattenprobekörper längs und quer zur Schwingrichtung (Bild 4.13). Für die Schweißversuche wurden die Werkzeugpaarungen separat bestückt, sodass Längs- und Querschweißungen getrennt voneinander betrachtet werden können. Im Aufnahmewerkzeug selbst werden die Plattenprobekörper durch pneumatische Spannplatten fixiert. Diese gewährleisten eine Schließkraft bis ca. 4.200 N.

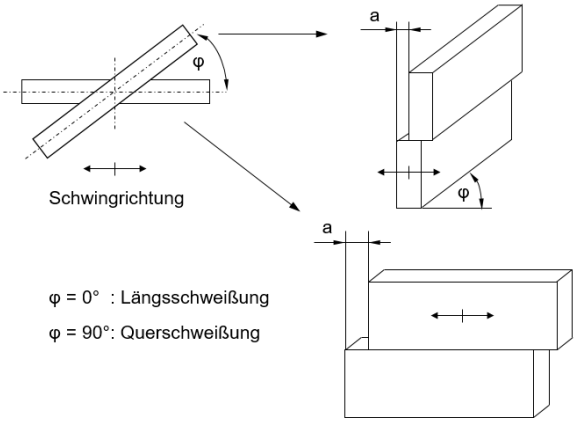


Bild 4.13: Schematische Darstellung der Längs- und Querschweißung (nach [41])

4.4 Versuchsplanung und –durchführung

4.4.1 Aufschmelzversuche

Zur Bestimmung der geeigneten Erwärmparameter für das Infrarotschweißen wurden Plattenprobekörper mit einer Wanddicke von 10 mm in der horizontalen Serienschweißmaschine stirnseitig sowohl mittels Heizelement als auch mit kurzwelligen Doppelrohr-Quarzglasstrahlern erwärmt. Nach einer definierten Erwärmzeit wurden die Probekörper mit einem Fügedruck von 3 MPa gegen eine feste Kunststoffoberfläche gepresst. Bei diesen Hochdruckversuchen kann von einer ca. 95 %-igen Schmelzeverdrängung ausgegangen werden [12]. Für die Versuche mittels Kontakterwärmung wurden die in Tabelle 4.4 aufgeführten Parameter genutzt. Die Parameter wurden entsprechend der DVS-Richtlinien 2207-1 *Schweißen von thermoplastischen Kunststoffen – Heizelementschweißen von Rohren, Rohrleitungsteilen und Tafeln aus PE-HD* und 2207-11 *Schweißen von thermoplastischen Kunststoffen – Heizelementschweißen von Rohren, Rohrleitungsteilen und Tafeln aus PP* gewählt [1]. Ausgehend von den dabei

erzeugten Schmelzeschichtdicken werden die Parameter für das Infrarotschweißen so gewählt, dass ähnliche Schichtdicken entstehen.

Tabelle 4.4: Versuchsparameter der Aufschmelzversuche mittels Kontakterwärmung

Parameter	**Einheit**	**Werkstoff**	
		PE / PE sw	PP
Heizelementtemperatur	°C	215	210
Angleichdruck	MPa	0,15	0,1
Angleichzeit	s	10 *	10 *
Erwärmzeit	s	100	220
Umstellzeit	s	2	
Fügedruckaufbauzeit	s	6	
Fügedruck	MPa	3	

* entspricht einer Wulsthöhe am Heizelement von ca. 1,5 mm für PE und ca. 1,0 mm für PP

Darüber hinaus werden die Ergebnisse mit den nach KREITER [133] benannten Optimierungskriterien für die Ausprägung der Schmelzeschichtdicke verglichen. Für das Schmelzeschichtdicke/Wanddicke-Verhältnis lässt sich für Polypropylen näherungsweise der folgende Wert angeben:

$$\left(\frac{L}{d}\right) = 0{,}3 \tag{4.8}$$

Ein weiteres Optimierungskriterium kann bezogen auf den Fügeweg, welcher aus der Differenz zwischen der Schmelzeschichtdicke L nach der Erwärmphase und der Restschmelzeschichtdicke L_R nach dem Fügen resultiert, abgeleitet werden:

$$\left(\frac{s_F}{L}\right) = \left(\frac{L - L_R}{L}\right) = 0{,}75 \tag{4.9}$$

Zusätzlich wurde die nach der Strahlungserwärmung erzeugte Schmelzeschicht mit Hilfe mikroskopischer Untersuchungen analysiert. Dies ermöglicht die Charakterisierung des Strahler- und Werkstoffeinflusses auf die Ausbildung des Schmelzeschichtprofils. Um optimale mechanische Eigenschaften zu erhalten, sollte ein symmetrisches Schmelzeschichtprofil sowohl nach der Erwärm- als auch nach der Fügephase vorliegen. Durch FUHRICH [38] konnte anhand von Mikrozugversuchen an Infrarotschweißnähten gezeigt werden, dass eine konvexe

Krümmung des Schmelzeschichtprofils lokal zu ungünstigen Fließ- und Abkühlbedingungen in der Naht führt, die verringerte Festigkeiten und Dehnungen zur Folge haben.

4.4.2 Schweißparameter

Im Rahmen der Schweißversuche werden die bereits beschriebenen Verfahren Heizelementstumpf-, Infrarot- und Vibrationsschweißen angewandt. Analog zu den Aufschmelzversuchen werden bei den Heizelement- und Infrarotschweißungen zwei Platten mit einer Wanddicke von 10 mm horizontal mittels Kontakt- und Strahlungserwärmung plastifiziert. Um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten, werden für das Vibrationsschweißen ebenfalls 10 mm dicke Plattenprobekörper verwendet, die stirnseitig durch äußere Reibung erwärmt und aufgeschmolzen werden.

Die untersuchten Schweißparameter sind in Tabelle 4.5 und 4.6 zusammengefasst. Die Heizelementtemperatur, der Angleichdruck und die Angleichzeit sind für das Heizelementschweißen äquivalent zu den Aufschmelzversuchen und Tabelle 4.4 zu entnehmen.

Tabelle 4.5: Werkstoffabhängige Schweißparameter für das Heizelement- und Infrarotschweißen

Schweißverfahren/ Material		Strahlerabstand [mm]	Strahler-leistung [%]	Erwärmzeit [s]	Fügedruck [MPa]
Heizelement	PP	-	-	220 **	p_F…0,1 p_{F2}…0,2 p_{F4}…0,4
	PE PE sw	-	-	100 **	p_F…0,15 p_{F2}…0,3 p_{F4}…0,6
Infrarot	PP	25	100 - 80 - 60 *	10 - 10 - 20 *	p_F…0,1 p_{F2}…0,2 p_{F4}…0,4
	PE	20	100	45	p_F…0,15 p_{F2}…0,3 p_{F4}…0,6
	PE sw	15	60 - 40 - 20 *	5 - 10 - 45 *	

* 3-stufige Strahlerleistung-Erwärmzeit-Regelung

** Erwärmzeiten gemäß DVS-Richlinien

Die Ergebnisse der Aufschmelzversuche mittels Strahlungserwärmung dienen, in Verbindung mit thermoanalytischen und mechanischen Untersuchungen, der Festlegung der Kombination Strahlerabstand - Strahlerleistung - Erwärmzeit und sind für die Schweißversuche in Tabelle 4.5 eingegrenzt. Für alle untersuchten Schweißverfahren wurde der Prozessparameter Fügedruck variiert. Die Variation erfolgte in mehreren Stufen, dem Standardfügedruck p_F, dem zweifachen Standardfügedruck p_{F2}, dem vierfachen Standardfügedruck p_{F4} und dem achtfachen

Standardfügedruck p_{F8} (ausschließlich bei Vibrationsschweißungen). In der weiteren Diagrammdarstellung wird eine analoge Kennzeichnung verwendet.

Eine werkstoffabhängige Differenzierung der Prozessparameter wurde für das Vibrationsschweißen nicht durchgeführt. Die in Tabelle 4.6 aufgeführten Parameter gelten sowohl für die untersuchten Polyethylene als auch das Polypropylen.

Tabelle 4.6: Schweißparameter für das Vibrationsschweißen

Parameter	**Einheit**	
Frequenz	Hz	240
Amplitude	mm	0,9
Fügeweg	mm	1,2
Fügedruck	MPa	p_F…0,5 p_{F4}…2 p_{F8}…4
Schwingrichtung	-	linear längs (Längsschweißung) linear quer (Querschweißung)

5 Analytik

5.1 Thermoanalytische Untersuchungen

5.1.1 Dynamische Differenzkalorimetrie

Zur Bestimmung der thermischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe und der entsprechenden Schweißnähte, wie z. B. der Kristallitschmelztemperatur, der Schmelzenthalpie oder der Kristallinität, wurden DSC-Messungen nach DIN EN ISO 11357-1 [148] mit einem Dynamischen Wärmestrom-Differenzkalorimeter vom Typ Q2000 der Firma TA Instruments durchgeführt. Die Messungen erfolgten mit einer Heiz- und Kühlrate von 10 K/min über einen Temperaturbereich von 10 bis 220 °C. Für die Versuche wurden Einwegaluminiumtiegel mit gelochtem Deckel genutzt. Es wurden Dünnschnitte parallel zur Schweißnaht mit einem Rotationsmikrotom RM 2155 (Fa. Leica) entnommen (Bild 5.1). Dies ermöglicht eine schichtweise Analyse des strukturellen Nahtaufbaus und die Charakterisierung der thermischen Eigenschaften einzelner Schweißnahtbereiche. Um eine Probenmasse von 5 bis 10 mg garantieren zu können, wurde eine Schichtdicke von 50 µm gewählt. Die Probeneinwaagemenge ist damit an den thermischen Effekt Schmelzen/Kristallisieren angepasst. Darüber hinaus ist die Schichtdicke der Probe an die Mindestdicke der Schweißnahtzonen angepasst. Diese liegt für die schmalste untersuchte Zone im Mittel bei ca. 40 bis 50 µm. Aufgrund der variierenden Zonendicke über die gesamte Schweißnahtbreite ist ein exaktes Treffen der einzelnen Schweißnahtzonen jedoch nur bedingt möglich.

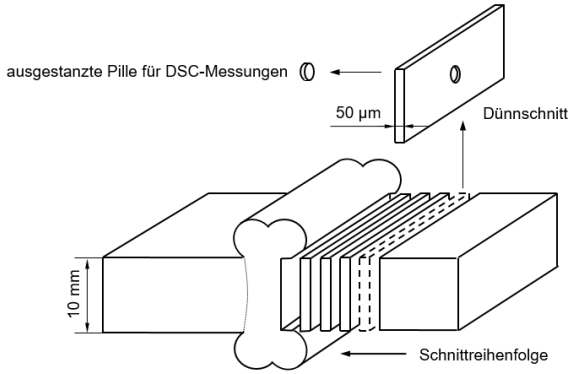


Bild 5.1: Schematische Darstellung der Probenentnahme für die schichtweise DSC-Analyse der Schweißnähte

5.1.2 Oxidations-Induktions-Methode

Zur Beurteilung der thermisch-oxidativen Werkstoffbelastung des Kunststoffs während der Erwärmphase, wurde die Oxidations-Induktionszeit (OIT) von Proben aus den aufgeschmolzenen Bereichen nach ISO 11357-6 [149] ermittelt und mit den zugehörigen Grundmaterialmessungen verglichen. Die Messung der Oxidations-Induktionszeit erfolgte ebenfalls mit einem Dynamischen Wärmestrom-Differenzkalorimeter Q2000 (Fa. TA Instruments) mit fertigungsgleichen Einwegaluminiumtiegeln. Im Vergleich zu DSC-Messungen werden diese jedoch nicht verschlossen. Das verwendete Messprogramm besteht aus einer linearen Aufheizphase mit einer Aufheizrate von 10 K/min bis zu einer Endtemperatur von 205 °C für Polyethylen (PE und PE sw) und 210 °C für Polypropylen. Anschließend findet eine isotherme Haltephase von 3 Minuten und die Umschaltung des Spülgases von inertem Stickstoff auf oxidierenden Sauerstoff statt. Die Endtemperatur wurde so gewählt, dass eine Oxidations-Induktionszeit des Grundmaterials von ca. 60 bis 80 min erreicht wurde. Die ermittelte Zeit entspricht der Dauer vom Zeitpunkt des Spülgaswechsels bis zum Beginn der exothermen Werkstoffoxidation. Die exotherme Probenreaktion geht mit einem Abbau der Makromoleküle einher. Dieser Zeitpunkt wird als Onset-Punkt vom dynamischen Wärmestrom-Differenzkalorimeter registriert. Für die Analyse der Proben wurde ein Onset bei einer Abweichung von 0,2 W/g des exothermen, spezifischen Wärmestroms von der Basislinie ausgewertet.

5.2 Rheologische Untersuchungen

Die Bestimmung der rheologischen Größen des Grundmaterials wurde an einem Rotationsrheometer vom Typ AR2000ex der Firma TA Instruments nach DIN 53019 [131] mit dem System Platte-Platte durchgeführt. Für die Messung in Oszillation wurden aus den extrudierten Tafeln 3 mm dicke Prüfkörper mit einem Durchmesser von 24 mm ausgestanzt (siehe Bild 4.1). Als Spülgas wurde Luft verwendet. Die oszillatorische Messung ermöglicht die Bestimmung der komplexen Viskosität η* im linear viskoelastischen Bereich, die gemäß Cox-Merz-Regel [150] bei nicht reaktiven Polymersystemen dem Betrag der dynamischen Viskosität η im nicht-linear viskoelastischen Bereich entspricht. Hierfür müssen die Viskositätswerte bei gleicher Deformationsrate betrachtet werden.

$$|\eta^*(\omega)| = \eta(\dot{\gamma}=\omega) \tag{5.1}$$

Bei bekannter Prüffrequenz f = 1 Hz lässt sich die Winkelgeschwindigkeit mit folgender Gleichung berechnen:

$$\omega = 2\pi \cdot f = 2\pi \cdot 1\ s^{-1} = 6{,}28\ s^{-1} \tag{5.2}$$

Gemäß der Cox-Merz-Regel können die Messungen der komplexen Viskosität mit der dynamischen Viskosität bei einer Schergeschwindigkeit $\dot{\gamma} = 6{,}28\ s^{-1}$ gleichgesetzt werden.

Des Weiteren wurden Schmelzindexmessungen mit einem Messgerät vom Typ MI-4 (Fa. Göttfert) in Anlehnung an DIN EN ISO 1133 [151] zur Charakterisierung des Einflusses der Prüfbedingungen im Zeitstand-Zugversuch (Netzmittel, Temperatur) auf die Versuchswerkstoffe durchgeführt. Hierfür wurden die Werkstoffe im Lieferzustand und nach 250-, 500-, 1000- und 2000-stündiger Lagerung in der im Zeitstand-Zugversuch verwendeten Netzmittellösung geprüft und der MFR-Wert (melt mass-flow rate) ermittelt. Dieser definiert die Materialmenge in Gramm, die bei einem bestimmten Druck und einer bestimmten Temperatur in 10 Minuten durch eine Kapillare mit vorgegebenen Abmessungen fließt. Die Prüfbedingungen der Schmelzindexmessungen sind in Tabelle 5.1 dargestellt.

Tabelle 5.1: Prüfbedingungen für die Messung des Schmelzindex

Versuchsparameter	**Einheit**	**Werkstoff**	
		Polyethylen	Polypropylen
Prüftemperatur	°C	230	230
Masse der Auflagegewichte	kg	10	5
Kolbenkraft	N	98,07	49,03
Kolbendruck	bar	13,8900	6,9470
Schubspannung	V/m²	90990	45495

5.3 Lichtmikroskopische Analyse

Die mikroskopischen Analysen der Schweißnähte wurden mit einem Olympus BX51 (Fa. Olympus), welches sowohl für Durchlicht- als auch Auflichtaufnahmen geeignet ist, durchgeführt. Zusätzlich ist das Mikroskop mit einer 12-Megapixel-Kamera ausgestattet, die in Verbindung mit einer entsprechenden Bildbearbeitungssoftware das Digitalisieren der Aufnahmen ermöglicht. Um die morphologischen Details der Schweißnähte identifizieren und beschreiben zu können, wurden Durchlichtaufnahmen mit polarisiertem Licht und Blaufilter erzeugt. Für die lichtmikroskopische Analyse wurden 10 µm dicke Dünnschnitte vom Querschnitt der Schweißnaht verwendet. Diese wurden mit Hilfe des Rotationsmikrotoms RM 2155 (Fa. Leica) präpariert.

Mittels der hier dargestellten Analytik wurden die Schweißnähte sowohl vor als auch nach der Zeitstandprüfung untersucht. Dies ermöglicht einerseits die Untersuchung der Schweißnahtstruktur und Geometrie der ungeprüften Schweißnaht und andererseits die Ermittlung des Bruchverlaufs nach der Zeitstandprüfung (Bild 5.2). Der Fokus liegt dabei auf der Korrelation

des Bruchverlaufs mit den geometrischen und strukturellen Merkmalen der Schweißnaht. Untersuchte, geometrische Merkmale sind die Wulstkerbe, die Fließkanalkrümmung K und die Restschmelzeschichtdicke L_R. Letztere wurde im Zentrum der Schweißnaht zwischen dem Grundwerkstoff gemessen (siehe Bild 5.2 links). Die Fließkanalkrümmung lässt sich aus dem Quotienten der Restschmelzeschichtdicke $L_{R\text{-}R}$ am Nahtrand und der Restschmelzeschichtdicke L_R im Nahtzentrum nach folgender Formel berechnen:

$$K = \frac{(L_{R\text{-}R1} + L_{R\text{-}R2}) / 2}{L_R} \tag{5.3}$$

Ergebnisse von TÜCHERT [16] zeigen, dass die Standzeit heizelementgeschweißter Polyolefine wesentlich von der Krümmung des Schmelzeschichtprofils beeinflusst werden kann. Je größer die Krümmung des Schmelzeschichtprofils, desto kürzer fällt die zu erwartende Standzeit aus. Einen Erklärungsansatz für diesen Zusammenhang stellt der abkühlbedingte Eigenspannungszustand in der Schweißnaht nach der Abkühlphase dar. Dieser ist stärker ausgeprägt, je größer die Krümmung des Schmelzeschichtprofils ist [16, 54].

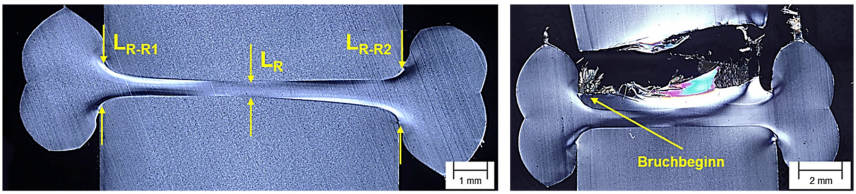


Bild 5.2: Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie einer Infrarotschweißnaht aus PE-HD vor (links) und nach (rechts) dem Zeitstand-Zugversuch; Analyse der Restschmelzeschichtdicke und der Krümmung des Schmelzeschichtprofils (links)

Darüber hinaus wird das Mikroskop, in Kombination mit einer miniaturisierten Zugvorrichtung, zur Durchführung des Mikrozugversuchs an Dünnschnitten genutzt. Die nähere Beschreibung dieser Analysemethode erfolgt in Kapitel 5.5.3.

5.4 Prozessbegleitende Messmethoden

5.4.1 Prozessbegleitende Wegmessung

Die prozessbegleitende Erfassung des Fügewegs während der Füge-/Abkühlphase erfolgt beim Heizelementstumpf-, Infrarot- und Vibrationsschweißen über das optische Wegmesssystem IL-1000 (Keyence GmbH). Während beim Heizelement- und Infrarotschweißen die vom Messsystem erzeugten Daten über eine serielle Schnittstelle an einen Laptop mit einer entsprechenden Auswertesoftware übertragen werden, erfolgt die Ausgabe der Fügeweg-Zeit-Verlaufskurve beim Vibrationsschweißen über die Bedieneinheit der Maschine. Die Verlaufskurve kann beim Vibrationsschweißen als Prozessüberwachung herangezogen werden und sollte bei geeigneter Wahl der Prozessparameter und idealer Ausrichtung der Aufnahmewerkzeuge den charakteristischen Verlauf aufweisen (siehe Bild 4.10). Innere oder äußere Prozesseinflüsse, wie z. B. Bauteilverzug und die damit verbundenen Auswirkungen auf den Prozessablauf, werden in der Verlaufskurve ersichtlich [42].

5.4.2 Prozessbegleitende Temperaturmessung

Die Temperaturverlaufskurven wurden für die Verfahren Heizelement- und Infrarotschweißen mit Hilfe von Thermoelementen vom Typ K und einem Messverstärker Spider 8 (Fa. Hottinger Baldwin Messtechnik) während der Füge-/Abkühlphase aufgezeichnet. Die Thermoelemente wurden dabei nach der Umstellphase direkt in die Fügefläche eingebracht. Für das Infrarotschweißen konnte somit vermieden werden, dass der Temperaturmessfühler in den Strahlengang des Emitters gelangt und der Temperaturmesswert durch Absorption der IR-Strahlung an der Lötspitze verfälscht wird. Für die einzelnen Verfahren wurden jeweils drei Einzelmessungen durchgeführt. Aus diesen Datensätzen ergeben sich die entsprechenden Masterkurven.

5.5 Mechanische Prüfung

5.5.1 Kurzzeit-Zugversuch

Die Kurzzeit-Zugversuche der Schweißproben wurden in Anlehnung an DVS 2203-2 [1] an einer Universal-Tischprüfmaschine Inspect 10 der Firma Hegewald & Peschke mit einer 10 kN Kraftmessdose und Parallelspannbacken durchgeführt. Zur Beurteilung der mechanischen Schweißnahteigenschaften wurden sieben 15 mm breite Streifenproben spanend aus den geschweißten Plattenprobekörpern entnommen (siehe Schema Bild 5.3).

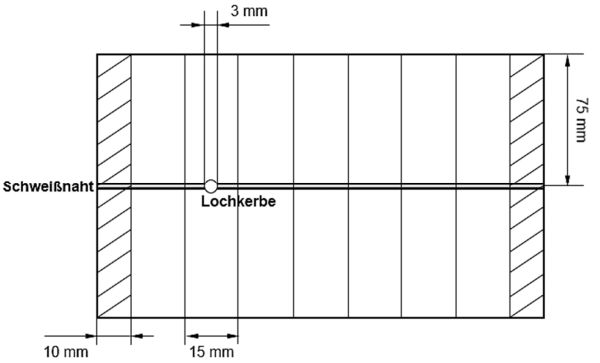


Bild 5.3: Schematische Darstellung der Probenentnahme für den Kurzzeit-Zugversuch

Um mögliche Randeinflüsse auszuschließen, wurde von den geschweißten Platten beidseitig ein 10 mm breiter Streifen spanend entfernt. Bei allen Versuchswerkstoffen dient eine zentral in die Schweißwulst eingebrachte Lochkerbe mit einem Durchmesser von 3 mm zur Vermeidung der Einschnürung des Zugstabes außerhalb der Schweißnaht. Je Parametersatz wurden 3 Platten für den Kurzzeit-Zugversuch hergestellt und die Mittelwerte für Spannung und Dehnung aus 21 Messwerten gebildet. Die werkstoffspezifischen Prüfparameter sind Tabelle 5.2 zu entnehmen.

Tabelle 5.2: Werkstoffspezifische Prüfparameter für den Kurzzeit-Zugversuch

Versuchsparameter	**Einheit**	**Werkstoff**	
		Polypropylen	Polyethylen
Freie Einspannlänge	mm	80	
Vorspannkraft	N	5	
Prüfgeschwindigkeit	mm/min	20	50
Lochkerbe	-	ja	
Prüfklima	-	23 °C / 50 & r. L.	

Die Grundmaterialfestigkeit der Versuchswerkstoffe wurde an gefrästen Zugstäben aus den extrudierten Tafeln ermittelt. Die Zugstreifen wurden so entnommen, dass die Zugrichtung parallel zur Extrusionsrichtung der Tafel/Platte vorlag. Dies ist gleichbedeutend mit einer zur Fügefläche senkrecht vorliegenden Entnahmerichtung und gewährleistet das Prüfen der Grund-

material- und Schweißproben in der gleichen Zugrichtung. Gemäß DVS 2203-2 ergibt der Quotient aus den arithmetischen Mittelwerten der Schweißnahtfestigkeit $\sigma_{R(SN)}$ und der Grundmaterialfestigkeit $\sigma_{R(GM)}$ den Kurzzeit-Schweißfaktor f_Z:

$$f_Z = \frac{\sigma_{R(SN)}}{\sigma_{R(GM)}} \tag{5.4}$$

Der Kurzzeit-Dehnungsfaktor ε_Z stellt, analog zum Vorgehen bei der Ermittlung des Kurzzeit-Schweißfaktors, das Verhältnis aus Schweißnahtdehnung $\varepsilon_{R(SN)}$ und Grundmaterialdehnung $\varepsilon_{R(GM)}$ dar:

$$\varepsilon_Z = \frac{\varepsilon_{R(SN)}}{\varepsilon_{R(GM)}} \tag{5.5}$$

5.5.2 Technologischer Biegeversuch

Das Verformungsverhalten unter Biegebeanspruchung wurde mittels einer elektronischen Universalprüfmaschine Zmart.Pro 1464 der Firma Zwick/Roell mit einer 50 kN Kraftmessdose in Anlehnung an DVS 2203-5 [1] geprüft. Die Schweißprobe wird in einer Dreipunktauflage bis zum ersten erkennbaren Riss, bis zum Bruch oder bis zur (maschinentechnisch) maximal möglichen Faltung gebogen. Als Versuchskennwerte werden die maximale Biegekraft sowie der zurückgelegte Traversenweg bei Maximalkraft ermittelt. Die Probekörper wurden mit einer Breite von 20 mm gefertigt. Des Weiteren wurde an der Auflage des Biegedorns die Schweißwulst der Proben entfernt, um eine sichere Auflage des Dorns zu erreichen. Der Auflagerollendurchmesser, die Biegestempeldicke und die Stützweite wurden gemäß der DVS 2203-5 [1] ausgewählt:

Auflagerollendurchmesser:	50 mm
Stützweite:	90 mm
Biegestempeldicke:	8 mm.

Die Prüfgeschwindigkeit wurde analog zu den Kurzzeit-Zugversuchen für Polyethylen bei 50 mm/min und für Polypropylen bei 20 mm/min gewählt.

5.5.3 Mikrozugversuch

Zugversuche an Dünnschnitten aus unterschiedlichen Schweißnahtbereichen ermöglichen eine differenzierte Analyse des Deformationsverhaltens einzelner Strukturzonen unter Zugbelastung. Darüber hinaus ermöglicht die simultan zur Zugprüfung ablaufende, mikroskopische

Betrachtung der gesamten Schweißnaht eine Bestimmung des Rissausgangs und des Rissverlaufs in Abhängigkeit der Schweißnahtstruktur. Aufgrund der Anwendung differenter Analysemethoden erfolgt nachfolgend die Trennung in mechanische und optische Analyse.

Mechanische Analyse

Die Bestimmung der mechanischen Zugeigenschaften der unterschiedlichen Schweißnahtbereiche erfolgte mittels eines Prüfgerätes zur Dynamisch-Mechanischen Analyse vom Typ Q800 der Firma TA Instruments. Dieses ermöglicht die Durchführung des quasistatischen Zugversuchs an Dünnschnitten mit Hilfe einer Filmklemme. Die Dünnschnitte wurden mit dem Rotationsmikrotom RM 2155 (Fa. Leica) in einer Dicke von 50 µm entnommen. Um eine Vergleichbarkeit mit den adäquaten DSC-Untersuchungen zu gewährleisten, wurde die Schichtdicke analog zu den DSC-Probekörpern gewählt. Zusätzlich ermöglicht diese Schichtdicke eine reproduzierbare Probenpräparation und Versuchsdurchführung. Auch bei dieser Methodik ist ein exaktes Treffen der einzelnen Schweißnahtzonen, aufgrund der variierenden Zonenbreite, nur bedingt möglich. Die Abmaße der Dünnschnitte sowie die Schnittreihenfolge sind in Bild 5.4 dargestellt. Die Prüfung erfolgte bei Raumtemperatur und einer Prüfgeschwindigkeit von 10 mm/min.

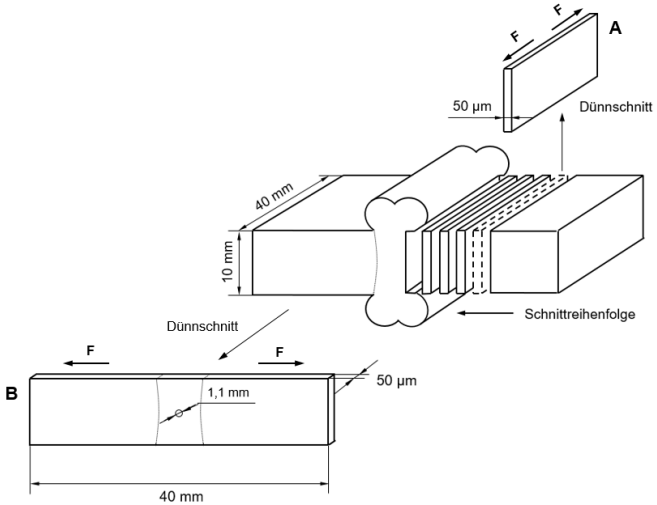


Bild 5.4: Schematische Darstellung der Probenentnahme und –geometrie (Prüfkörper A und B) für den Mikrozugversuch

Bild 5.5 zeigt exemplarisch das Spannungs-Dehnungs-Verhalten von zwei Dünnschnittzugproben aus vibrationsgeschweißtem PP, welche aus unterschiedlichen Schweißnahtbereichen entnommen wurden. Zusätzlich zur qualitativen Analyse des Deformationsverhaltens wird die die Dehnung ε_M beim Erreichen der maximalen Spannung σ_M ausgewertet.

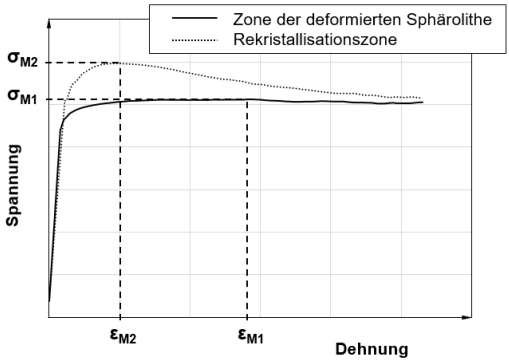


Bild 5.5: Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Dünnschnitt-Zugproben aus vibrationsgeschweißtem PP; Entnahme der Dünnschnitte aus der Zone der deformierten Sphärolithe und der Rekristallisationszone; Prüfkörper A

Die Zuordnung der Spannungs-Dehnungs-Kurven zu charakteristischen Schweißnahtbereichen erfolgt über vorab durchgeführte Mikroskopieuntersuchungen und die Definition der benötigten Schnittanzahl. Dies ermöglicht die Bestimmung der mechanischen Zugeigenschaften einzelner Schweißnahtstrukturen. Die mit dieser Methodik gewonnenen Ergebnisse sind, aufgrund der parallel zur Schweißnaht vorliegenden Zugrichtung, nur bedingt mit Ergebnissen des klassischen Zugversuchs vergleichbar, bei welchem die Krafteinleitung orthogonal zur Schweißnaht erfolgt. Für die Untersuchung des Spannung-Dehnungsverhaltens der gesamten Schweißnaht wurden zusätzlich Dünnschnitte mit einer Dicke von 50 µm geprüft (siehe Bild 5.4, Prüfkörper B).

Optische Analyse

Zur optischen Bewertung des Versagensverhaltens der Schweißnähte wurde eine miniaturisierte Zugvorrichtung (Bild 5.6) in Kombination mit der polarisationsoptischen Durchlichtmikroskopie genutzt. Aus den geschweißten Proben wurden hierfür 10 µm dicke Proben des Schweißnahtquerschnitts mit dem Rotationsmikrotom RM 2155 (Fa. Leica) entnommen. Anschließend wurden die Dünnschnitte mit einer konstanten Schrittmotorfrequenz unter dem Mikroskop gezogen und die zeitlichen Verläufe (Serienaufnahmen) des Rissvorgangs mit Hilfe der

12-Megapixel-Kamera aufgezeichnet. Die Verwendung von zwei synchronisierten Schrittmotoren stellt die Zentrierung des Schweißnahtbereichs in der Fokuslage des Mikroskops sicher. Um ein Verstrecken der Probe im Grundmaterial außerhalb des Nahtbereichs zu vermeiden, wurde die Einspannlänge so klein wie möglich gehalten. In Verbindung mit den mechanischen Prüfmethoden Schlagbiegeversuch und Zeitstand-Zugversuch liefert diese Methodik eine umfassende Aussage zum Deformationsverhalten thermoplastischer Schweißnähte und den daran beteiligten strukturellen Schweißnahtmerkmalen.

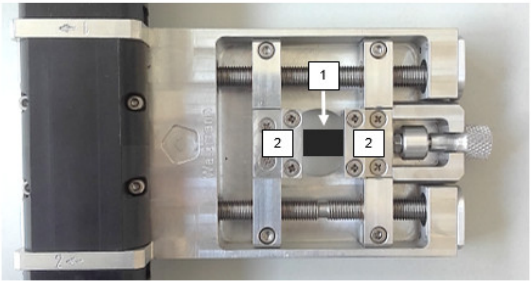


Bild 5.6: Aufbau der miniaturisierten Zugvorrichtung für die optische Bewertung des Versagensverhaltens der Schweißnähte (Dünnschnitte) mittels polarisationsoptischer Durchlichtmikroskopie
1: Prüfkörper (Dünnschnitt)
2: Klemmvorrichtung zum Fixieren des Dünnschnittes

5.5.4 Schlagbiegeversuch

Mittels des Schlagbiegeversuchs soll der Einfluss bestimmter Gefügestrukturen auf die Rissausbreitung unter schlagartiger Beanspruchung ermittelt werden. Die ungekerbten Schweißproben wurden hierfür in Anlehnung an DIN EN ISO 179-2 [152] mit einem voll instrumentierten Pendelschlagwerk HIT 25 der Firma Zwick/Roell geprüft. Um ein sprödes Bruchverhalten der Probekörper zu erzielen, wurden diese für 24 h bei ca. -20 °C trocken gelagert und kurz vor der Prüfung in Eiswasser aufbewahrt. Dies ermöglicht Prüftemperaturen von ca. 0 °C. Die minimale Erwärmung der Probenoberfläche wurde toleriert. Für die Prüfung wurden Streifenproben mit einem Querschnitt von 4 x 10 mm² und einer Länge von 80 mm bei einer Stützweite von 62 mm verwendet. Die Probekörper wurden mit einem Pendelhammer mit 25 J Arbeitsvermögen schmalseitig und zentral in der Schweißnaht belastet (Bild 5.7). Die Schweißwulst der Probekörper wurde bereits vor der Tieftemperaturlagerung beidseitig entfernt, sodass ein Versagen unabhängig von der geometrischen Kerbe stattfindet. Dies ermöglicht die Beurtei-

lung des Zähigkeitsverhaltens der Schweißnaht über die Bestimmung der CHARPY-Schlagzähigkeit a_{cU}, die sich aus der verbrauchten Schlagarbeit W_c bezogen auf den Anfangsquerschnitt des Prüfkörpers ergibt:

$$a_{cU} = \frac{W_c}{b \cdot h} \tag{5.6}$$

Im Rahmen der durchgeführten Versuche entspricht die Breite b des Prüfkörpers der Wanddicke d des Fügeteils.

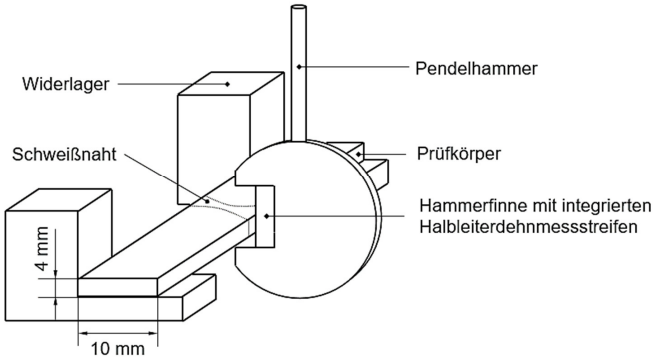


Bild 5.7: Schema der Prüfanordnung des instrumentierten Schlagbiegeversuchs

Zur Erweiterung der Aussagefähigkeit des Schlagbiegeversuchs werden die elektronisch aufgezeichneten Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramme ausgewertet. Bild 5.8 zeigt exemplarisch die Schlagkraft-Durchbiegungs-Kurven von heizelementstumpfgeschweißten Polypropylen- und Polyethylenprüfkörpern im Tieftemperatur-Schlagbiegeversuch. Anhand des Kurvenverlaufs lässt sich das Verformungsverhalten der Probe qualitativ beschreiben. Darüber hinaus erfolgen die optische Bewertung des Bruchverlaufes mittels der polarisationsoptischen Durchlichtmikroskopie und der Vergleich der Ergebnisse mit dem Versagensverhalten im Mikro- und Zeitstand-Zugversuch.

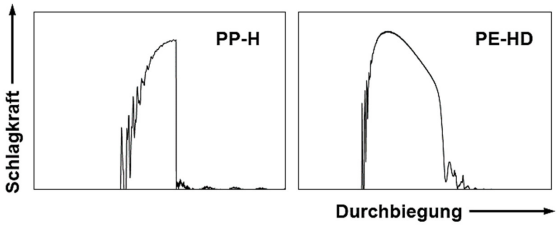


Bild 5.8: Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramm einer Heizelementschweißung aus PP-H (links) und PE-HD (rechts); links: elastisch-plastisches Werkstoffverhalten mit instabiler Rissausbreitung; rechts: elastisch-plastisches Kraft-Verformungsverhalten mit einem ausgeprägten stabilen Risswachstum

5.5.5 Zeitstand-Zugversuch

Zur Beurteilung der langzeitmechanischen Eigenschaften der Versuchsmaterialien sowie der entsprechenden Schweißnähte wurde der Zeitstand-Zugversuch nach DVS 2203-4 [1] durchgeführt. Die dafür vorgesehenen Anlagen sind mit jeweils 12 Prüfplätzen ausgestattet und ermöglichen das präzise Regulieren der Prüftemperatur. Im Zeitstand-Zugversuch werden die Probekörper bei konstanter Temperatur, gleichbleibender ruhender Zugkraft und konstanten Umgebungsbedingungen bis zum Bruch belastet. Über induktive Näherungssensoren und Zeitschaltuhren kann der Bruch bzw. die Standzeit des Probekörpers minutengenau bestimmt werden. Sowohl die Prüfung von Polyethylen als auch Polypropylen erfolgte bei einer Prüftemperatur von 95 °C in einer 2 %-igen wässrigen Netzmittellösung. Bei diesen Prüfbedingungen wird kein thermischer Abbau beobachtet, was durch Messungen des Schmelzindex an Proben mit unterschiedlichen Einlagerungsdauern verdeutlicht wird (Bild 5.9) Als Netzmittel bzw. nichtionisches Tensid wurde Arkopal N100 verwendet. Während die Bestimmung der Grundmaterialstandzeit an Schulterstäben erfolgte, wurden die Schweißproben analog zum Kurzzeit-Zugversuch (siehe Bild 5.3), jedoch ohne Lochkerbe, präpariert. Bei der Herstellung der Probekörper wurde auf eine kerb- und riefenfreie Oberfläche geachtet, um einen vorzeitigen Rissbeginn zu vermeiden.

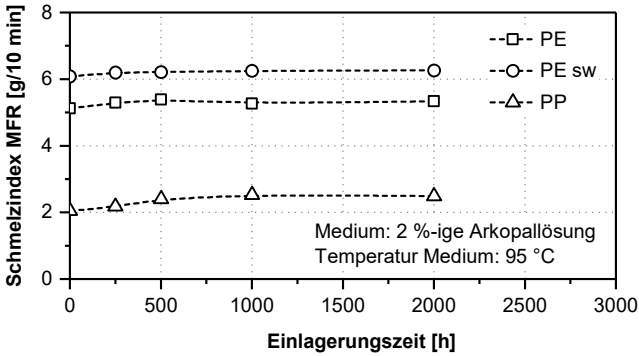


Bild 5.9: Schmelzindex von PE, PE sw und PP in Abhängigkeit der Einlagerungszeit im Medien-Zeitstand-Zugversuch (Prüfbedingungen der MFR-Messung siehe Tabelle 5.1)

Für die Ermittlung der Zeitstandkurven der Grundwerkstoffe wurden verschiedene Spannungsniveaus untersucht. Für die Charakterisierung der Schweißproben wurde als Referenz lediglich eine Prüfspannung von 4 N/mm² ausgewählt. Diese Prüfspannung ermöglichte bei allen Versuchswerkstoffen das Erzeugen verformungsarmer Sprödbrüche bei vertretbaren Prüfzeiten. Ausgehend von dieser Prüfspannung wurden für Schweißproben mit Schweißwulst drei verschiedene Zeitstandzug-Schweißfaktoren untersucht. Der Zeitstandzug-Schweißfaktor ist als Quotient aus der Prüfspannung der Schweißprobe und der Bezugsspannung des Grundmaterials definiert. Für Polyethylen wurden Zeitstandzugschweißfaktoren von 0,6 bis 1,0 untersucht, aus denen sich die jeweiligen Prüfspannungen von 2,4 N/mm² bis 4 N/mm² ergaben. Für Polypropylen wurden Faktoren von 0,8 bis 1,25 bzw. Prüfspannungen von 3,2 N/mm² bis 5 N/mm² untersucht. Aus den genannten Prüfspannungen wurde, bezogen auf den kleinsten Probekörperquerschnitt, die Prüfkraft berechnet. Anschließend wurde diese mittels einer Hebelarmvorrichtung und Gewichten eingestellt und torsions- biegemomentfrei in den Probekörper eingeleitet. Vor dem Aufbringen der Prüfkraft wurden die Probekörper lastfrei für 2 h im Prüfmedium konditioniert. Mit Hilfe der ermittelten Zeitstandkurven des Grundwerkstoffs und der Schweißprobe lässt sich der Schweißnahtfaktor definieren (Bild 5.10).

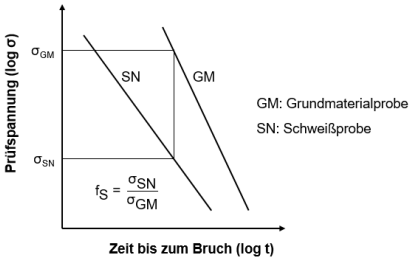


Bild 5.10: Schematische Darstellung zur Definition des Zeitstandzug-Schweißfaktors f_S (nach [1])

Des Weiteren wurde mit Hilfe des Full Notch Creep Test nach ISO 16770 [129] und DVS 2203-4 Beiblatt 2 [1] die Kerbempfindlichkeit des Grundmaterials bzw. die Rissfortschrittszeit unter Zeitstandbelastung bestimmt. Über die Differenz aus der Grundmaterialstandzeit und der Rissfortschrittszeit lässt sich die Rissinitiierungszeit für den jeweiligen Versuchswerkstoff berechnen. Die Untersuchung wesentlicher Einflussfaktoren auf das Zeitstandverhalten thermoplastischer Schweißnähte erfolgte mit der in Kapitel 3 aufgeführten Systematik. Diese wird nachfolgend noch einmal zusammengefasst:

- Full Notch Creep Test (FNCT) der Grundmaterialien
- Zeitstand-Zugversuch am ungekerbten Grundmaterial
- Zeitstand-Zugversuch an Schweißproben mit Schweißwulst
- Zeitstand-Zugversuch an Schweißproben ohne Schweißwulst
- Zeitstand-Zugversuch an getemperten Schweißproben

Zeitstand-Zugversuche an Schweißproben ohne Wulst sowie die Prüfung der getemperten Proben wurden werkstoffunabhängig bei einer Prüfspannung von 3,2 N/mm² durchgeführt. Dies garantiert einerseits das Auftreten von verformungsarmen Sprödbrüchen und ermöglicht andererseits die Vergleichbarkeit der Ergebnisse mit den unbearbeiteten Schweißproben. Das Tempern der Proben erfolgte 10 °C bis 15 °C unterhalb der Kristallitschmelztemperatur in einem Zeitraum von 24 h. Dabei wurde das Aufheizen von Raum- auf Tempertemperatur bei einer Heizrate von 1 K/min mit einer anschließenden Haltephase von 10 h durchgeführt. Das Abkühlen auf Raumtemperatur erfolgte bei einer Kühlrate von ca. 0,1 – 0,2 K/min.

6 Ergebnisse

6.1 Erwärm- und Aufschmelzverhalten von Kunststoffen

6.1.1 Thermisch-oxidative Werkstoffbelastung

Um optimale kurz- und langzeitmechanische Schweißnahteigenschaften zu erzielen, wurde bei der Wahl der Erwärm- bzw. Schweißparameter (siehe Kapitel 4.4.1 und 4.4.2), speziell bei der Erwärmung mit thermischen Strahlungsemittern, auf eine möglichst geringe Werkstoffschädigung geachtet. Für das Vibrations- und Heizelementstumpfschweißen ist in der Literatur bekannt, dass eine Werkstoffschädigung aufgrund der Prozesstemperaturen nahe der Kristallitschmelztemperatur des Werkstoffs ausgeschlossen werden kann [12]. Beim Infrarotschweißen mit kurzwelligen Strahlungsemittern können hingegen, je nach Matrixmaterial, Füllstoff und Prozessparameter, Substratoberflächentemperaturen deutlich oberhalb der Kristallitschmelztemperatur auftreten (bis zu 300 °C oberhalb T_K bei rußgefülltem PP) [38] und aufgrund von thermisch-oxidativer Schädigung zum Stabilisatorabbau führen. Eine Werkstoffbelastung lässt sich dann, speziell bei gefüllten Kunststoffen und unter Einhaltung einer ausreichenden Schmelzeschichtdicke nur durch die Regulierung des Strahlerabstands oder der Strahlerleistung vermeiden [39, 153]. Während der Strahlerabstand für eine schonende Werkstofferwärmung vergrößert werden muss, muss die Strahlerleistung und damit die Strahlungsintensität auf dem Substrat reduziert werden. Bei konstanter Nenn- bzw. Strahlerleistung führt die Vergrößerung des Strahlerabstands, ebenso wie eine Reduzierung der Strahlerleistung, jedoch zu einer wesentlichen Zunahme der Erwärm- und Zykluszeit. Infolgedessen wird zur Realisierung einer werkstoffschonenden und zykluszeitorientierten Erwärmung gefüllter Kunststoffe eine mehrstufige Regulierung der Strahlerleistung genutzt, die an die Wechselwirkung zwischen Werkstoff und Emitter angepasst wird. Die Auswirkung einer konstanten Nennleistung und der Strahlerleistungsregelung auf die Erwärmzeit, unter Einhaltung einer definierten Schmelzeschichtdicke (ohne Überschreiten der Rauchgrenze), zeigt Bild 6.1 am Beispiel des grauen PP. Durch die gestufte Reduzierung der Strahlerleistung kann die Erwärmzeit im Vergleich zur konstanten Nennleistung von 50 % um 10 s verringert und zu einer Nennleistung von 20 % sogar halbiert werden. Das Infrarotschweißen von PE sw erfolgte, analog zu PP, ebenfalls mit einer dreistufigen Strahlerleistungsregelung. Die Leistungsstufen sowie die entsprechende zeitliche Abstufung sind Tabelle 4.5 zu entnehmen (siehe Kapitel 4.4.2).

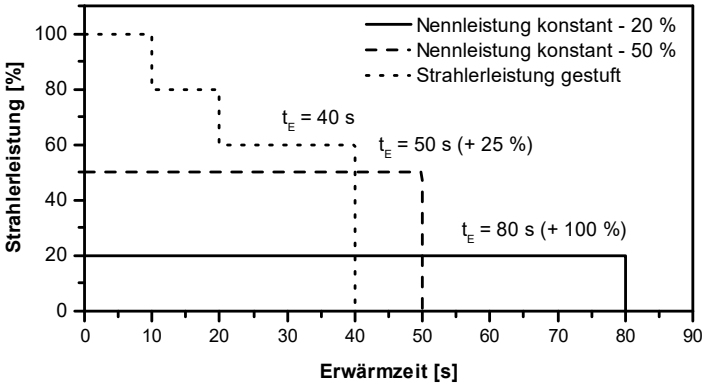


Bild 6.1: Abhängigkeit der Erwärmzeit von der Strahlerleistung bei einer resultierenden Schmelzeschichtdicke L = 1,8 mm; Festigkeiten der adäquaten Schweißverbindungen: Nennleistung konstant 20 % = 34,07 N/mm², Nennleistung konstant 50 % = 32,93 N/mm², Strahlerleistung gestuft = 34,178 N/mm²

Die Beurteilung der thermisch-oxidativen Werkstoffbelastung der untersuchten Erwärmprinzipien mit den entsprechenden Prozessparametern erfolgt über den Vergleich der Oxidations-Induktionszeit (OIT) des Grundmaterials und der aufgeschmolzenen und wieder erstarrten Werkstoffbereiche. Liegt eine Werkstoffschädigung vor, zeigt sich dies anhand einer signifikanten Verringerung der OIT. Die Ergebnisse visualisiert Bild 6.2.

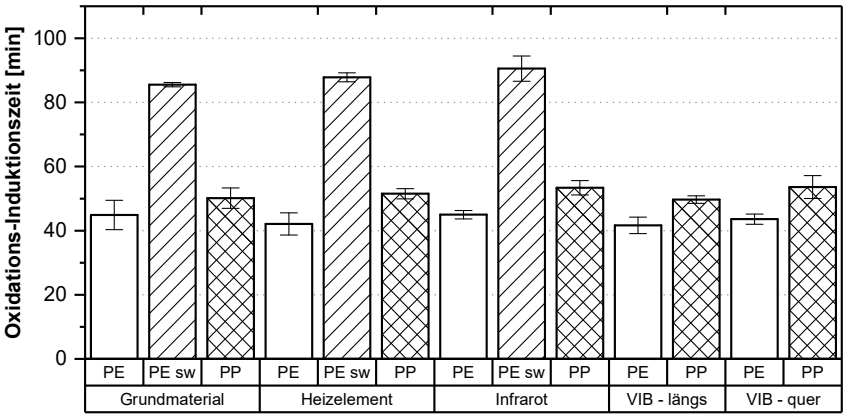


Bild 6.2: Einfluss des Erwärmprinzips auf die Oxidations-Induktionszeit von PE, PE sw und PP (statische OIT bei 205 °C für PE und PE sw und 210 °C für PP, Heizrate 10 K/min)

Bei keinem der verwendeten Erwärmprinzipien lässt sich im untersuchten Parameterbereich eine thermisch-oxidative Werkstoffschädigung bzw. ein Stabilisatorabbau nachweisen. Die OIT für die mittels IR-Strahlung erwärmten Werkstoffe PE sw und PP verdeutlicht die werkstoffschonende Wirkung der Strahlerleistungsregelung bei gefüllten bzw. pigmentierten Werkstoffen. Auch im Fall des infraroterwärmten PE, welches mit einer konstanten Nennleistung des Strahlers von 100 % erwärmt wurde, lässt sich im untersuchten Parameterbereich keine Werkstoffschädigung lokalisieren. Das Absorptionsverhalten des opaken PE führt, selbst bei einer hohen Nennleistung des Strahlers, zu einer hohen optischen Eindringtiefe der IR-Strahlung und zu Oberflächentemperaturen des Substrats unterhalb des Zersetzungstemperaturbereichs.

6.2.2 Schmelzeschichtbildung

Zusätzlich zur thermisch-oxidativen Werkstoffbelastung wurde die nach der Erwärmphase vorliegende Schmelzeschichtdicke L sowie das Verhältnis zwischen Schmelzeschichtdicke L und Wanddicke d für die Erwärmung mittels Heizelement und Infrarotstrahlung ermittelt. Die Ergebnisse der Aufschmelzversuche zeigt Bild 6.3.

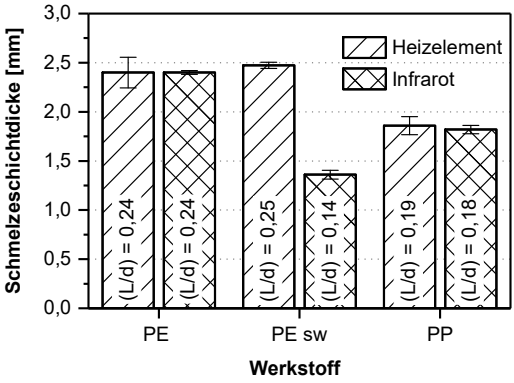


Bild 6.3: Schmelzeschichtdicke (einseitig gemessen) und Verhältnis zwischen Schmelzeschichtdicke und Wanddicke in Abhängigkeit des verwendeten Erwärmprinzips für die Versuchswerkstoffe PE, PE sw und PP; Erwärmung mittels Heizelement und Infrarotstrahlung

Für das Erreichen guter Schweißnahtfestigkeiten bei Stumpfschweißungen konnte von KREITER [133] für die teilkristallinen Thermoplaste POM und PP ein L/d-Verhältnis von 0,3 festgelegt werden. Näherungsweise wird dieses Verhältnis bei PE und PE sw erreicht. Lediglich bei Infraroterwärmung von PE sw entsteht eine um ca. 40 % dünnere Schmelzeschichtdicke, als bei Heizelementerwärmung. Eine Ursache hierfür stellt das im PE sw enthaltene Ruß dar, das aufgrund seiner reflektierenden Wirkung zu einer Oberflächenabsorption führt und die optische Eindringtiefe der auftreffenden IR-Strahlung in das Bauteilinnere verhindert. Unter Einhaltung moderater Fügeflächentemperaturen sind somit nur vergleichsweise kleine Schmelzeschichtdicken realisierbar. Untersuchungen von FUHRICH [38, 153] an rußgefülltem Polypropylen bestätigen dies. Auch der Vergleich der Schmelzeschichtdicken von infraroterwärmtem PE und PE sw verdeutlicht den dominanten Einfluss von Ruß auf das Aufschmelzverhalten des Kunststoffs bei Strahlungserwärmung anhand des vorliegenden ΔL von 0,1 mm. Dies entspricht einer Reduzierung der Schmelzeschichtdicke von ca. 40 % und ist praktisch identisch mit dem ΔL zwischen heizelement- und infraroterwärmten PE sw.

Für den Versuchswerkstoff PP wird ein L/d-Verhältnis von 0,3 weder mittels Kontakt- noch Infraroterwärmung erreicht. Da jedoch mit den entsprechenden Schweißungen Nahtfestigkeiten auf Grundmaterialniveau erreicht werden (siehe Kapitel 6.4.1), kann eine zum Erreichen hoher mechanischer Schweißnahtqualitäten, ausreichende Schmelzeschichtdicke angenommen werden.

6.1.3 Schmelzeschichtprofil bei Erwärmung mit Infrarotstrahlung

Die Erwärmung mittels IR-Strahlung kann, in Abhängigkeit vom verwendeten Strahler und Werkstoff, zur Entstehung einer über die Bauteilwanddicke inkonstanten Schmelzeschicht führen [38, 154, 155]. Auch die Erwärmparameter Strahlerabstand und Erwärmzeit tragen wesentlich zur Ausbildung eines mehr oder weniger asymmetrischen Schmelzeschichtprofils bei, welches durch eine konkave oder konvexe Krümmung gekennzeichnet ist. Während bei geradem Schmelzeschichtprofil eine lineare Zunahme der Fließgeschwindigkeit vom Nahtzentrum bis zum Fließkanalende vorliegt, weist die Strömungsgeschwindigkeit bei konvexer Krümmung des Fließkanals einen degressiven Verlauf auf. Infolgedessen ist die Fließgeschwindigkeit der Schmelze am Fließkanalende niedriger als bei geradem Schmelzeschichtprofil. Bei konkaver Krümmung hingegen, besitzt die Strömungsgeschwindigkeit gegenüber dem geraden Profil einen progressiven Anstieg, was zu einer höheren Geschwindigkeit am Fließkanalende führt [38].

Liegt bereits nach der Erwärmphase eine Krümmung des Schmelzeschichtprofils vor, ist eine Krümmung des Fließkanals am Ende der Fügephase wegen des degressiven bzw. progressiven Verlaufs der Fließgeschwindigkeit ebenfalls zu erwarten. Abkühlbedingte Eigenspannungen und eine damit einhergehende Abnahme der mechanischen Eigenschaften können die Folge sein [16].

Mittels Aufschmelzversuchen und durchlichtmikroskopischer Aufnahmen der infraroterwärmten Bereiche wurde die gleichmäßige Ausbildung des Schmelzeschichtprofils kontrolliert. Die Ergebnisse der Aufschmelzversuche für PE, PE sw und PP zeigt Bild 6.4. Weder für den opaken Werkstoff PE noch für die gefüllten Materialien PE sw und PP kommt es unter Anwendung der bereits aufgeführten Erwärmparameter zu einer ausgeprägten Krümmung des Schmelzeschichtprofils. Ebenso konnte die von FUHRICH [38] bei horizontaler Infraroterwärmung festgestellte Heterogenität des Schmelzeschichtprofils durch konvektive Kühlung an der unteren Bauteikante durch einen asymmetrischen Versuchsaufbau kompensiert werden.

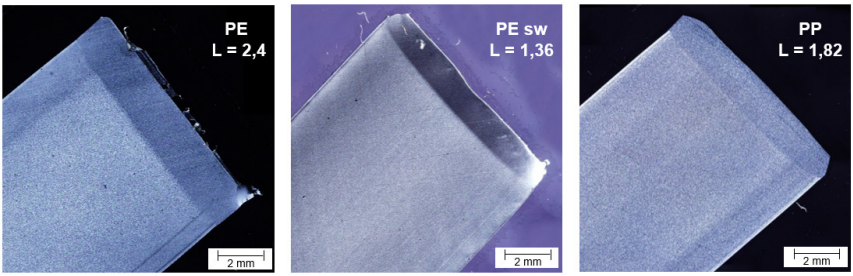


Bild 6.4: Werkstoffabhängiges Schmelzeschichtprofil bei Erwärmung mit kurzwelligen Strahlungsemittern; Strahlerleistung, Strahlerabstand und Erwärmzeit analog zu Tabelle 4.5 (Durchlichtmikroskopische Aufnahmen mit polarisiertem Licht, 45° orientiert)

6.2 Thermisch-rheologische Vorgänge in der Fügephase

Zur Charakterisierung der thermisch-rheologischen Vorgänge beim Fügen wurden die Temperaturverläufe während der Füge-/Abkühlphase in Abhängigkeit des Schweißverfahrens ermittelt. Diese sind in Bild 6.5 für die Stumpfschweißverfahren Heizelement- und Infrarotschweißen dargestellt. Für das Vibrationsschweißen konnten keine reproduzierbaren Temperaturmessungen mit den verwendeten Thermoelementen durchgeführt werden. Diese wurden aufgrund der Relativbewegung zwischen den Fügepartnern und der damit verbundenen, mechanischen Belastung zerstört oder durch das Fließen der Schmelze in den Schweißwulst ausge-

trieben. Untersuchungen zum biaxialen Vibrationsschweißen von PP zeigen jedoch, dass fügedruckunabhängige Prozesstemperaturen im Bereich der Kristallitschmelztemperatur des zu schweißenden Materials auftreten [12].

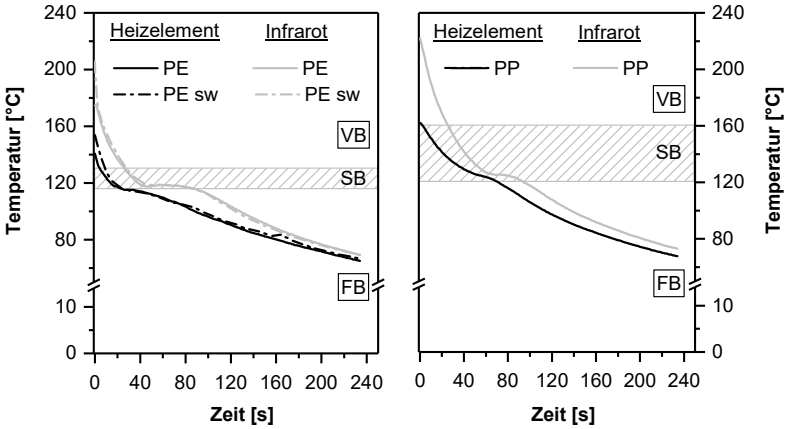


Bild 6.5: Lokaler Temperaturverlauf in der Fügeebene am Ende der Umstellphase bzw. zu Beginn der Füge-/Abkühlphase für das Heizelement- und Infrarotschweißen; links: PE und PE sw, rechts: PP (FB – Feststoffbereich, SB – Schmelztemperaturbereich, VB – viskoser Bereich); Fügedruck: 0,15 N/mm² (PE, PE sw), 0,1 N/mm² (PP); Umstellzeit: 2 s

Der Vergleich der Schweißverfahren Heizelement- und Infrarotschweißen verdeutlicht, dass zu Beginn der Fügephase materialunabhängig höhere Fügeebenentemperaturen für das Infrarotschweißen vorliegen. Diese befinden sich für die gefüllten Versuchswerkstoffe PE sw und PP ca. 60 °C oberhalb der Anfangstemperaturen des Heizelementschweißens. Für das ungefüllte PE lässt sich zwischen den beiden Verfahren ein ΔT von ca. 30 °C bestimmen. Charakteristisch für das Infrarotschweißen von PE sw und PP ist darüber hinaus der große Temperaturgradient in den ersten Sekunden nach dem Kontakt der Schmelzefronten.

Gemäß der Diffusionstheorie [98] und Ergebnissen von GABLER [99] findet die Diffusion bei höheren Temperaturen beschleunigt statt. Wird die Diffusionstheorie als eine mögliche Erklärung für den Festigkeitsmechanismus bei Kunststoffschweißverbindungen angenommen, können sich die höheren Prozesstemperaturen des Infrarotschweißens positiv auf die mechanischen Schweißnahteigenschaften auswirken. Darüber hinaus liegen zu Beginn der Fügephase beim Infrarotschweißen temperaturbedingt niedrigere Schmelzviskositäten vor. Dies führt zu höheren Fließgeschwindigkeiten der Schmelze entlang der Fügeebene. Unter der Voraussetzung einer über der gesamten Bauteilwanddicke, konstanten Schmelzeschichtdicke L kann die

Fließgeschwindigkeit entlang der Fügeebene (orthogonal zur Fügegeschwindigkeit v_F) nach PIESCHEL [47] vereinfacht mit der nachfolgenden Beziehung (Gleichung 6.1) beschrieben werden:

$$v_y = \frac{\eta_L}{\eta_{(x)}} \cdot v_F \cdot \frac{2y}{d} \cdot \cos\left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{x}{L}\right) \tag{6.1}$$

Bild 6.6 zeigt schematisch den Zustand zu Beginn der Fügephase, bei dem sich die Fügeteile aufgrund einer definiert aufgebrachten Fügekraft mit der Fügegeschwindigkeit v_F aufeinander zu bewegen.

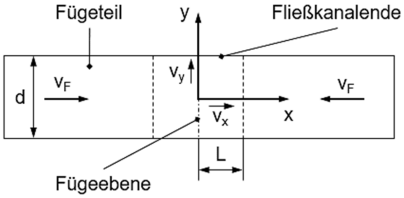


Bild 6.6: Schematische Darstellung der Fügephase bei geradem Schmelzeschichtprofil

Ausgehend von der Beziehung aus Gleichung 6.1 erreicht die Fließgeschwindigkeit v_y (entlang der Fügeebene) im Nahtzentrum (d/2) den Wert 0 und am Fließkanalende den Maximalwert. Die Fließgeschwindigkeit folgt entlang der Fügeebene einem linearen Zusammenhang, d. h. sie nimmt bis zum Fließkanalende linear zu.

Mit den während der Füge-/Abkühlphase ermittelten Weg- und Temperaturmesswerten sowie der temperaturabhängigen Viskosität kann die Fügegeschwindigkeit entlang der Fügeebene näherungsweise berechnet werden. Bild 6.7 zeigt die Fließgeschwindigkeit v_y am Fließkanalende für die Versuchswerkstoffe PE sw und PP. Entsprechend dem Kriterium der Mindestfließgeschwindigkeit [106] und Ergebnissen zum Heizelementstumpfschweißen [47, 48] führen hohe Fließgeschwindigkeiten, bis zum Erreichen eines Grenzwertes, zu einer Festigkeitssteigerung. An dieser Stelle sei jedoch erwähnt, dass die Fließgeschwindigkeit lediglich eine beschreibende Größe darstellt, die sich auf die Schweißnahtstruktur auswirkt. Die mechanischen Eigenschaften werden somit nicht unmittelbar durch die Fließgeschwindigkeit bestimmt, sondern vielmehr durch die resultierenden, strukturellen Bedingungen innerhalb der Schweißnaht.

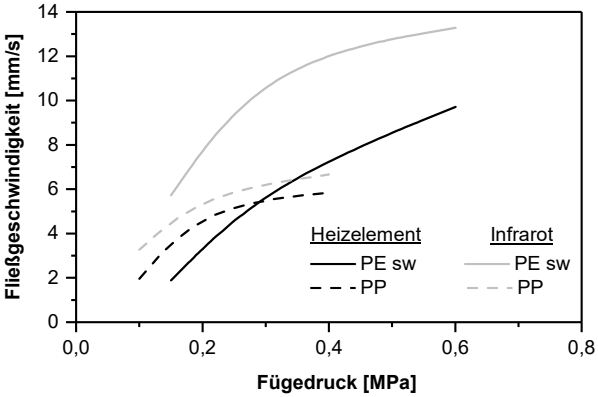


Bild 6.7: Fließgeschwindigkeit der Schmelze am Fließkanalende als Funktion des Fügedrucks und in Abhängigkeit des Schweißverfahrens; Versuchswerkstoffe PE sw und PP

Anhand von Bild 6.7 wird deutlich, dass neben der Viskosität auch der aufgebrachte Fügedruck einen wesentlichen Einfluss auf das Fließverhalten des Materials besitzt. Analog zu den Fließgeschwindigkeiten zeigt sich ebenfalls im Verhältnis von Fügeweg zu Schmelzeschichtdicke (siehe Bild 6.8) der Einfluss der prozessbedingt differenten Viskositäten aufgrund unterschiedlicher Prozesstemperaturen. Bei konstantem Fügedruck führt die niedrigere Viskosität des infraroterwärmten Substrats zu einem höheren Fügeweg-Schmelzeschichtdicken-Verhältnis. Dies ist auf den geringeren Widerstand der Schmelze gegen das Fließen infolge der einwirkenden Fügekraft zurückzuführen. Je niedriger die Viskosität, desto mehr Schmelze wird in den Schweißwulst verdrängt und desto größer ist der im Verhältnis zur erzeugten Schmelzeschichtdicke zurückgelegte Fügeweg. Ein wesentlicher Unterschied zwischen den Verfahren zeigt sich ebenfalls im Anstieg des Verhältnisses s_F/L_0 mit zunehmendem Fügedruck. Während beim Heizelementschweißen das Fügeweg-Schmelzeschichtdicken-Verhältnis über den Fügedruck nur geringfügig ansteigt und einen Wert von 0,8 nicht überschreitet, zeigt sich für das Infrarotschweißen ein deutlicher Anstieg von s_F/L_0 vom Standardfügedruck p_F bis zum vierfachen Fügedruck p_{F4}, speziell bei den gefüllten Werkstoffen PE sw und PP.

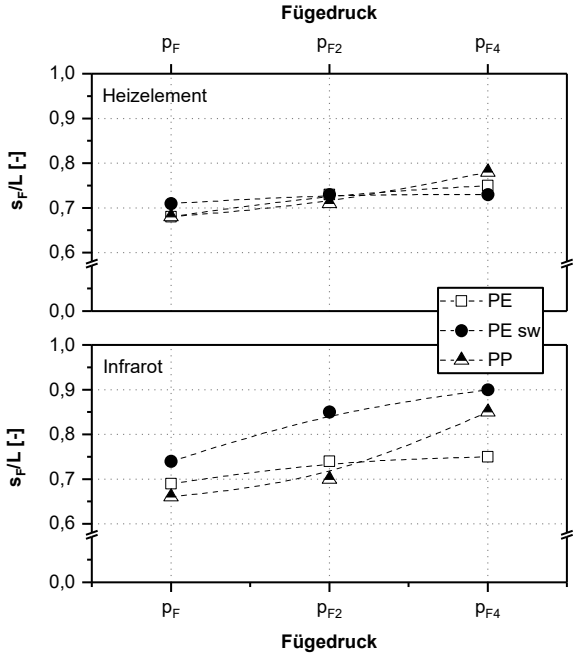


Bild 6.8: Fügeweg-Schmelzeschichtdicken-Verhältnis in Abhängigkeit von Fügedruck und Werkstoff für die Verfahren Heizelement- (oben) und Infrarotschweißen (unten)

Ein Einfluss des Fügedrucks und der Viskosität auf die mechanischen Eigenschaften ist dabei aufgrund der unterschiedlichen Kristallisationskinetik innerhalb der Schweißnähte, bedingt durch differente Restschmelzeschichtdicken, zu erwarten. Ein hoher Fügedruck und eine niedrige Viskosität bewirken eine geringe Restschmelzeschichtdicke, die ein schnelles Abkühlen der Schweißnaht zur Folge hat. Das dadurch entstehende feinsphärolithische Gefüge weist in der Regel sowohl eine hohe Anzahl an Tie-Molekülen pro Kette als auch eine hohe Anzahl an verschlauften Tie-Molekülen auf. Die Folge sind eine gute Bruchzähigkeit und Spannungsrissbeständigkeit. Die Medienaufnahme kann durch den hohen Anteil amorpher Bereiche jedoch beschleunigt stattfinden, da Medien bevorzugt in die amorphen Bereiche eindringen. Dies kann dazu führen, dass sich die Mechanismen der beschleunigten Medienaufnahme und der begrenzten Kettenentschlaufung überlagern.

Der morphologische und strukturelle Zustand der Schweißnaht sowie das Kristallisationsverhalten werden in Abhängigkeit vom Schweißverfahren und Fügedruck in den nachfolgenden Kapiteln thematisiert.

6.3 Geometrische und strukturelle Betrachtungen an Schweißverbindungen

6.3.1 Schweißnahtgeometrie

Das Verbindungsaussehen von Infrarot- und Vibrationsschweißnähten aus PE und PP in Abhängigkeit des Fügedrucks zeigen die Übersichtsaufnahmen aus Bild 6.9 und 6.10. Aufgrund der Ähnlichkeit der beiden PE-Werkstoffe wird auf die Darstellung von PE sw verzichtet. Die mikroskopische Betrachtung charakteristischer Strukturbereiche erfolgt in Kapitel 6.3.2. Sowohl bei PE als auch PP zeigt sich eine verfahrensunabhängige Verringerung der Restschmelzeschichtdicke mit steigendem Fügedruck (Bild 6.11). Diese ist im Wesentlichen auf den starken Quetschfluss und den damit verbundenen, größeren Schmelzeaustrieb in die Wulst zurückzuführen. Bei beiden Verfahren treten des Weiteren nahezu konstante Restschmelzeschichtdicken über die gesamte Fließkanalbreite auf (Bild 6.11). Bei Heizelementschweißungen zeigt sich hingegen materialunabhängig eine stärkere Krümmung des Fließkanals. Eine konvexe Krümmung des Schmelzeschichtprofils bereits nach der Erwärmung, welche auch nach dem Fügeprozess erhalten bleibt, ist dabei denkbar. In Anbetracht nahezu identischer Ausgangsbedingungen beim Heizelement- und Infrarotschweißen (Schmelzeschichtdicke, Fügedruck), können technische Umstände, wie z. B. eine inhomogenere Temperaturverteilung am Heizelement, eine mögliche Ursache hierfür darstellen. Auch die niedrigere Restschmelzeschichtdicke bei Heizelementschweißnähten, speziell bei PP, kann als Folge der stärkeren Fließkanalkrümmung angesehen werden.

Charakteristische Unterschiede zwischen den Verfahren zeigen sich in der geometrischen Ausbildung der Schweißwulst. Infrarotschweißungen weisen unabhängig vom Fügedruck symmetrische Wulstformen mit einer glatten Oberfläche auf. Diese auch als Schmetterlingsform bezeichnete Gestalt ist ebenfalls für Heizelementschweißungen typisch. Vibrationsschweißungen sind hingegen durch eine eher asymmetrische Wulstausbildung gekennzeichnet. Die Partikel- und Fusselbildung, die beim Vibrationsschweißen in der Phase der Feststoffreibung zwangsläufig verursacht wird, ist bei allen verwendeten Versuchswerkstoffen minimal. Bei PE und PE sw kommt es lediglich zur Entstehung einer zerklüfteten Wulstoberfläche. Dies kann auf den sogenannten Wälzlager- oder Haftgleiteffekt und den stetigen Schmelzebruch zu Beginn der Schweißung [137] zurückgeführt werden.

Ein weiterer geometrischer Unterschied zwischen den Verfahren zeigt sich im Kerbwinkel zwischen Grundmaterial und Schweißwulst. Bei Heizelement- und Infrarotschweißungen treten unabhängig von Werkstoff und Fügedruck Kerbwinkel von ca. 4 ° bis 7 ° auf. Bei Vibrationsschweißungen liegen die Kerbwinkel im Bereich von 46 ° bis 86 °. Unter der Annahme, einer einachsigen Zugbelastung bei Raumtemperatur und einer Belastungsrichtung orthogonal zur Schweißnaht, bedeutet dies eine größere Kerbspannung bei Heizelement- und Infrarotschweißungen.

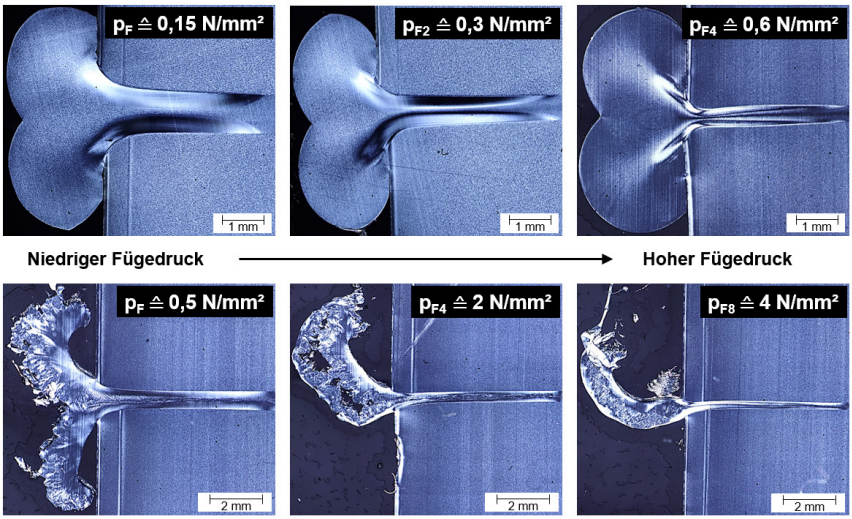


Bild 6.9: Schweißnahtgeometrie in Abhängigkeit des Fügedrucks für die Verfahren Infrarot- (oben) und Vibrationsschweißen – linear längs (unten); Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie. Material: PE

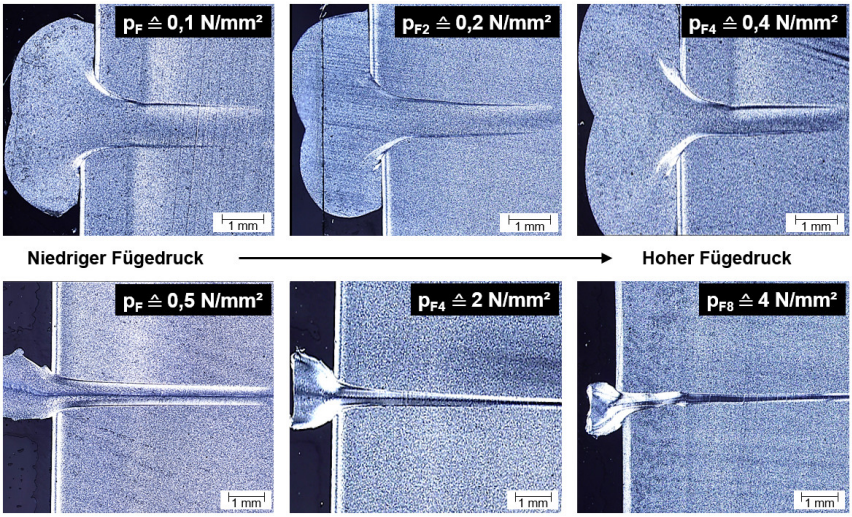


Bild 6.10: Schweißnahtgeometrie in Abhängigkeit des Fügedrucks für die Verfahren Infrarot- (oben) und Vibrationsschweißen – linear längs (unten); Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie. Material: PP

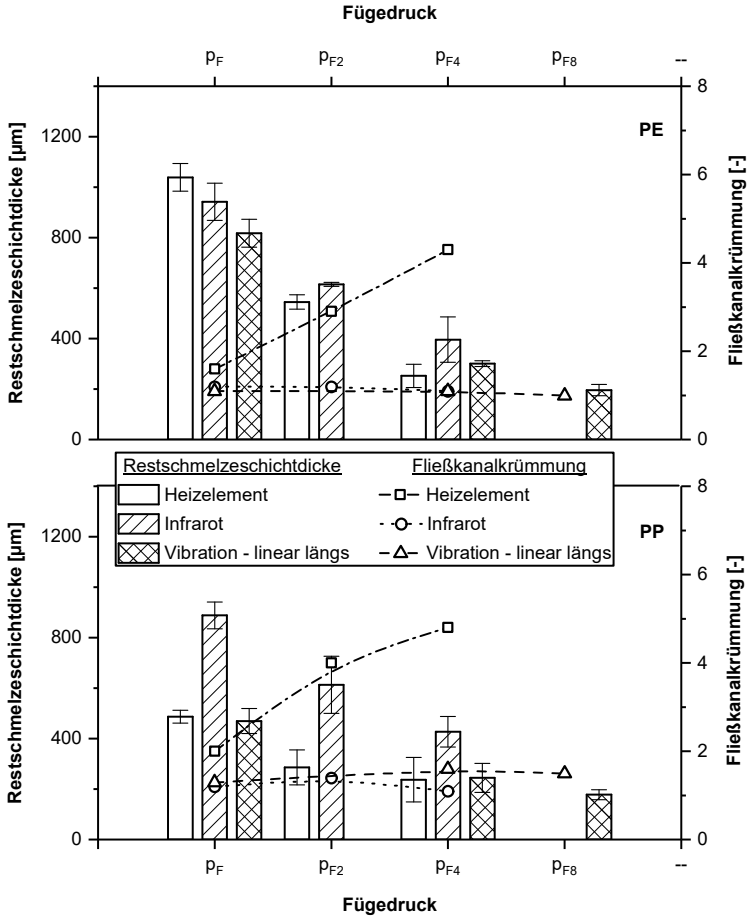


Bild 6.11: Restschmelzeschichtdicke und Fließkanalkrümmung in Abhängigkeit von Schweißverfahren und Fügedruck für die Werkstoffe PE (oben) und PP (unten)

6.3.2 Schweißnahtstruktur

Material- und verfahrensunabhängig wird die Morphologie der Schweißnähte mit steigendem Fügedruck zunehmend feinsphärolithischer. Dies ist auf die Verringerung der Restschmelzeschichtdicke mit steigendem Fügedruck und der damit verbundenen beschleunigten Abkühlung und Rekristallisation zurückzuführen. Bild 6.12 zeigt exemplarisch anhand von PE und PP den Zusammenhang zwischen der Restschmelzeschichtdicke und der Schmelzenthalpie und Kristallinität.

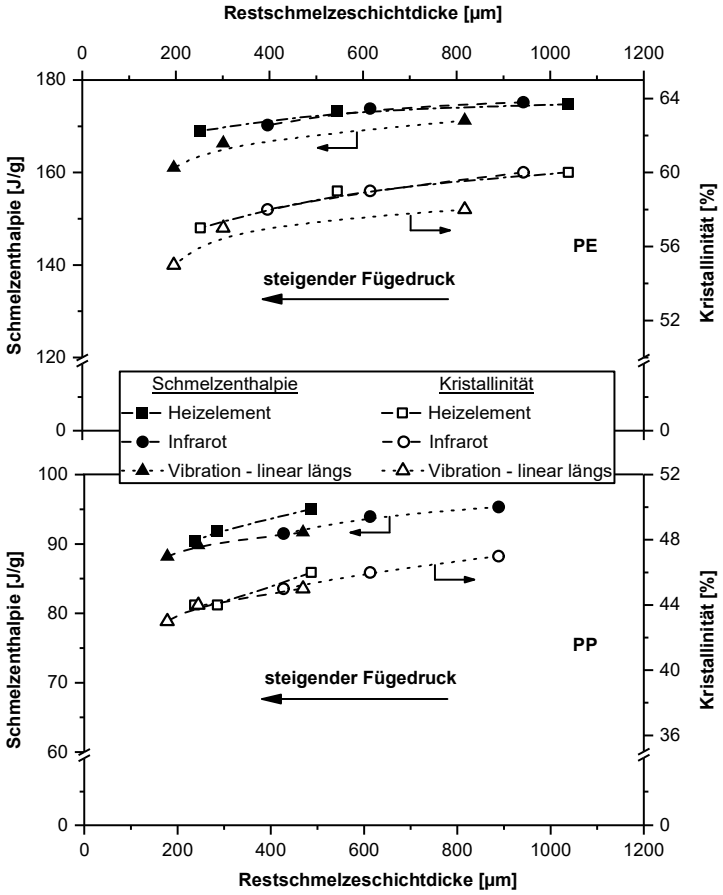


Bild 6.12: Schmelzenthalpie und Kristallinität von Schweißverbindungen aus PE (oben) und PP (unten) in Abhängigkeit der Restschmelzeschichtdicke; Untersuchte Verfahren: Heizelementschweißen, Infrarotschweißen (Kurzwelle) und Vibrationsschweißen (linear längs)

Mit der bei geringen Restschmelzeschichtdicken entstehenden, feinsphärolithischen Schweißnahtstruktur kann eine Veränderung des Zeitstandverhaltens einhergehen. Einerseits kann ein feinsphärolithisches Gefüge mit einer niedrigen Kristallinität zu einer erhöhten Tie-Molekül-Dichte und einer Zunahme der Spannungsrissbeständigkeit führen, andererseits kann das Gefüge jedoch ein erleichtertes Eindringen von Medien in den Werkstoff ermöglichen. Es bilden sich mechanisch unterschiedlich belastbare und medienresistente Schweißnähte aus, deren lokale Morphologie jedoch von übergeordneter Bedeutung ist. Diese wird durch die Strömungsbedingungen im Fließkanal beeinflusst und kann differente, mechanische Eigenschaften einzelner Strukturzonen in der Schweißnaht implizieren.

Je nach Werkstoff, Verfahren und Fügedruck lassen sich charakteristische Schweißnahtmerkmale mittels der polarisationsoptischen Durchlichtmikroskopie identifizieren. Die Ergebnisse sind nachfolgend für die Versuchswerkstoffe PE und PP dargestellt.

Polyethylen (PE)

Den strukturellen Nahtaufbau von infrarot- und vibrationsgeschweißtem PE zeigt Bild 6.13. Weder beim Infrarot- noch beim Vibrationsschweißen lässt sich eine ausgeprägte Zone der deformierten Sphärolithe (DS) im Übergang zwischen Grundwerkstoff (GW) und dem rekristallisierten Werkstoff (RW) erkennen. Auch bei hohen Fügedrücken von 0,6 MPa (Infrarotschweißen) und 4 MPa (Vibrationsschweißen) ist die Zone der deformierten Sphärolithe (DS) für den Versuchswerkstoff PE kaum definierbar.

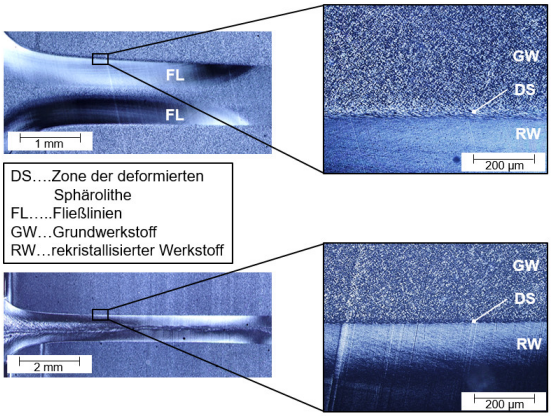


Bild 6.13: Struktureller Nahtaufbau einer Infrarotschweißung (oben, Fügedruck: 0,15 MPa) und einer Vibrationsschweißung (unten, Fügedruck: 0,5 MPa) aus PE; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie; links: Übersichtsaufnahme des Schweißnahtbereichs; rechts: Detailvergrößerung der schmal ausgeprägten Deformationszone zwischen Grundwerkstoff und rekristallisiertem Werkstoff

Eine für das Heizelement- und Infrarotschweißen charakteristische Zone stellt der Bereich der sogenannten Fließlinien (FL) dar. Während der Fügephase führen die Scherung und der Schmelzefluss zu einer Orientierung des Werkstoffs, sodass dieser in einem feinsphärolithischen Gefüge erstarrt. Derartige Bereiche wurden bei extrusionsgeschweißtem Polypropylen ebenfalls festgestellt [3]. Eine weitere, für Heizelement- und Infrarotschweißungen markante Zone stellt die Fügeebene dar (Bild 6.14).

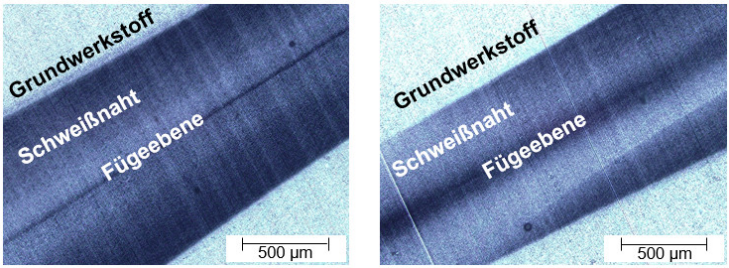


Bild 6.14: Markante Ausbildung der Fügeebene bei Heizelement- (links) und Infrarotschweißungen (rechts) aus PE; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie (45 ° orientiert); Fügedruck: 0,15 MPa

Im Gegensatz zu Heizelement- und Infrarotschweißungen ist bei vibrationsgeschweißten Verbindungen keine scharf ausgeprägte Fügeebene mit einem geraden Verlauf zu erkennen. Im Bereich der Fügeebene kommt es vielmehr zur Ausbildung einer reihenförmigen Struktur (RS) mit einer Orientierung parallel zur Fließrichtung (Bild 6.15). Diese Reihenstruktur deutet auf eine Kristallisation aus stark orientierter Schmelze hin. Die Orientierungsvorgänge werden während der quasistationären Schmelzebildung durch die Dehnung in Ausfließrichtung bestimmt und sind in der Fügeebene maximal. Darüber hinaus trägt die Scherung der Schmelze in Reibrichtung zu einer starken Schmelzeanstrengung und damit verbundenen Entschlaufungsvorgängen im Bereich der Fügeebene bei. [37]

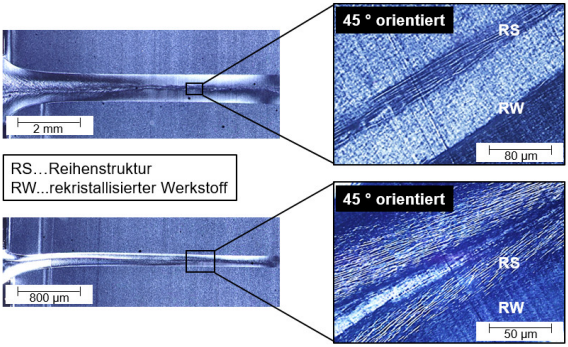


Bild 6.15: Struktureller Nahtaufbau von Vibrationsschweißungen aus PE in Abhängigkeit des Fügedrucks; Fügedruck: 0,5 MPa (oben) und 4 MPa (unten); Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie; links: Übersichtsaufnahme des Schweißnahtbereichs, rechts: Detailvergrößerung der Reihenstruktur im Bereich der Fügeebene

Polypropylen (PP)

Die strukturelle Ausbildung von Infrarot- und Vibrationsschweißnähten aus PP zeigt Bild 6.16. Im Vergleich zu PE weist der Versuchswerkstoff PP eine stärker ausgeprägte Zone der deformierten Sphärolithe (DS) auf. Verfahrensunabhängig ändert sich die Dicke dieser Zone mit steigendem Fügedruck nur um wenige Mikrometer. Auffällig ist hingegen die Änderung der Orientierung der Sphärolithe in dieser Zone mit der Variation des Fügedrucks. Je höher der Fügedruck, desto kleiner bzw. spitzer der Winkel. Dieser liegt beispielsweise bei Vibrationsschweißungen und einem Fügedruck von 0,5 MPa im Bereich von 38 °, während er sich bei einem Fügedruck von 4 MPa bereits auf ca. 10 ° reduziert hat. Diese bei hohen Fügedrücken stärker ausgeprägte Orientierung der Sphärolithe ist auf die höhere Scherströmung im Übergang zwischen Grundwerkstoff und Schmelze zurückzuführen. Unter mechanischer Belastung kann sich die Zone der deformierten Sphärolithe unmittelbar auf das Versagensverhalten der Schweißnaht auswirken [141, 156].

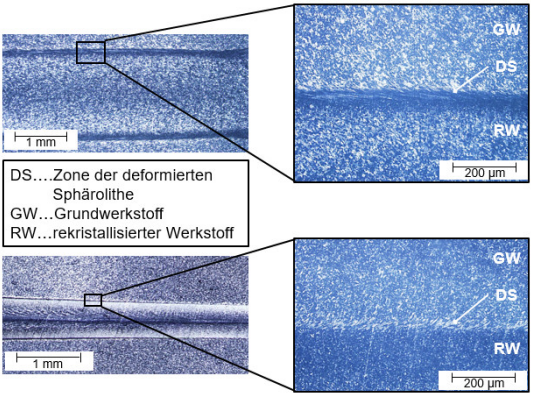


Bild 6.16: Struktureller Nahtaufbau einer Infrarotschweißung (oben, Fügedruck: 0,1 MPa) und einer Vibrationsschweißung (unten, Fügedruck: 0,5 MPa) aus PP; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie; links: Übersichtsaufnahme des Schweißnahtbereichs, rechts: Detailvergrößerung der markant ausgebildeten Deformationszone zwischen Grundwerkstoff und rekristallisiertem Werkstoff

Ab einem Fügedruck von 2 MPa zeigt sich bei Vibrationsschweißungen aus PP eine weitere morphologische Irregularität. Diese befindet sich im Übergang vom Nahtzentrum zum deltaförmigen Randbereich (Fließkanalende) und wird als sogenannter Knotenpunkt (K) bezeichnet [37]. Bild 6.17 illustriert diesen Bereich an einer mit 4 MPa Fügedruck durchgeführten Vibrationsschweißung (linear längs). Dieser Knotenpunkt weist hochorientierte Bereiche (HW) zwischen Grundwerkstoff und Schmelzeschicht auf und kann auf eine Veränderung des Fließverhaltens der Schmelze bzw. auf eine Erhöhung des Schergradienten durch eine verringerte Fließkanalhöhe zurückgeführt werden [37].

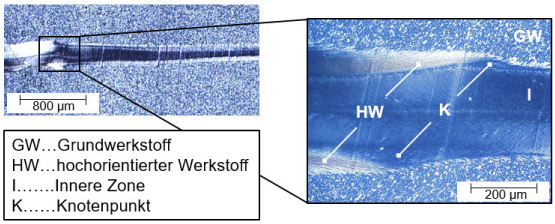


Bild 6.17: Struktureller Nahtaufbau einer Vibrationsschweißverbindung aus PP bei einem Fügedruck von 4 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie; links: Übersichtsaufnahme des Schweißnahtbereichs, rechts: Detailvergrößerung des hochorientierten Werkstoffs und des Knotenpunkts

Bei Heizelement- und Infrarotschweißungen aus PP zeigt sich in der inneren Zone eine homogene Struktur. Das Gefüge ist, ebenso wie bei Vibrationsschweißungen, feinsphärolithischer als der Grundwerkstoff. Der für PE charakteristische Bereich von Fließlinien sowie eine markante Fügeebene lassen sich bei PP hingegen nicht bestimmen.

6.3.3 Lokale Strukturanalyse mittels DSC

Nachfolgend sind die Ergebnisse der schichtweisen DSC-Analyse von Vibrations- und Infrarotschweißungen für die Versuchswerkstoffe PE und PP dargestellt (Bild 6.18 und 6.19). Die schichtweise DSC-Analyse trägt dazu bei, die in Kapitel 6.3.2 definierten, charakteristischen Schweißnahtstrukturen hinsichtlich ihres Aufschmelzverhaltens zu analysieren. Die Zuordnung der Aufschmelzkurven zu den Schweißnahtzonen erfolgte dabei über die vorab durchgeführte Definition der Probenabmaße mittels der polarisationsoptischen Durchlichtmikroskopie und der entsprechenden Schnittanzahl. Da keine signifikante Abhängigkeit der für die einzelnen Zonen typischen Aufschmelzkurven und den Schweißparametern vorliegt, werden lediglich die Kurvenverläufe für einen gewählten Fügedruck diskutiert.

Polyethylen (PE)

Wesentliche Unterschiede im Aufschmelzverhalten von PE zeigen sich verfahrensunabhängig zwischen dem Grundwerkstoff und den Schweißnahtzonen (Bild 6.18). Die Schweißnahtzonen Reihenstruktur, Fließlinienbereich und rekristallisierter Werkstoff weisen ein zum Grundwerkstoff differentes Gefüge auf. Dies geht mit niedrigeren Schmelztemperaturen- und enthalpien der Schweißnahtzonen einher. Innerhalb der Schweißnaht treten jedoch nur geringfügige Unterschiede zwischen der Enthalpie und der Schmelztemperatur der einzelnen Schweißnahtzonen auf. Gefügeunterschiede können in und um die Schweißnaht zu einer inhomogenen Spannungsverteilung aufgrund differenter mechanischer Eigenschaften beitragen. Dabei ist für den Grundwerkstoff durch seine höhere Kristallinität die höchste Zugfestigkeit und Steifigkeit anzunehmen. Bedingt durch ihre im Mittel niedrigere Kristallinität liegt für die Schweißnaht als solche eine höhere plastische Verformbarkeit vor. Bei mechanischer Belastung werden die Schweißnaht, sowie die Grenzflächen zwischen den Schweißnahtzonen oder die Schweißnahtzonen selbst, bevorzugt gedehnt. Infolgedessen stellen diese Bereiche mögliche Versagensorte bei mechanischer Belastung dar. Ein Versagen in der Grenzfläche kann neben dem Festigkeitsgradienten auch durch eine geringere Anzahl an verschlauften Tie-Molekülen zwischen den benachbarten Zonen bzw. Gefügen verursacht werden. Speziell für die langzeitmechanische Belastung unter Medieneinfluss stellen derartige Gefügeunterschiede lokale Schwachstellen dar. Durch kapillar bedingtes Eindringen des Mediums in Zonen geringerer Kristallinität bzw. geringerer Bindungs-/Haftkraft (z. B. Grenzfläche zwischen benachbarten

Zonen) können bereits bei niedriger Dehnung Mikrorisse entstehen. Dies ist auf eine Verringerung der Grenzdehnung zwischen den Sphärolithen bzw. anderen Strukturen zurückzuführen [86].

Die Fügeebene, die gleichermaßen eine Grenzfläche in der Schweißnaht darstellen kann, lässt sich aufgrund ihrer geringen Dicke von wenigen Mikrometern nicht mit Hilfe der schichtweisen DSC-Analyse lokalisieren. Der Einfluss dieser Strukturzone auf das mechanische Kurz- und Langzeitverhalten kann mit dieser Methode nicht bewertet werden. Es sei weiterhin erwähnt, dass aufgrund der Probekörperentnahme nur bedingt gewährleistet werden kann, dass ausschließlich eine einzige Schweißnahtzone im Probekörper vorliegt. Somit sind auch größere Unterschiede im thermischen Verhalten der einzelnen Schweißnahtzonen denkbar.

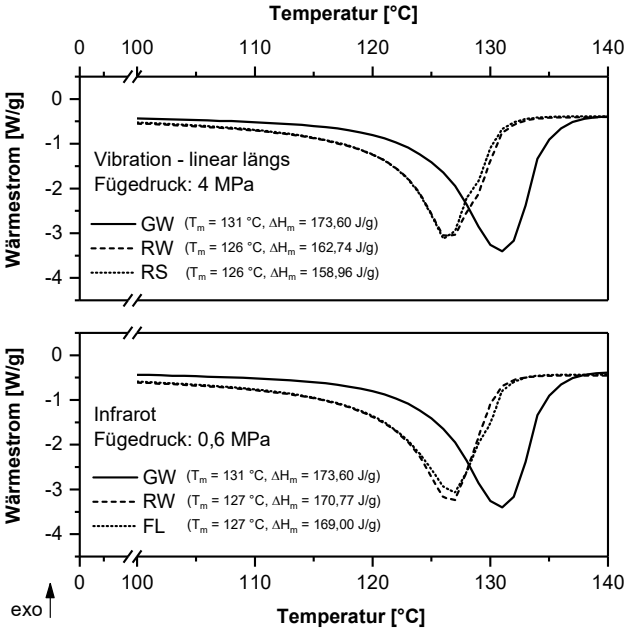


Bild 6.18: Lokales Aufschmelzverhalten von PE-Schweißnähten in Abhängigkeit der Schweißnahtstruktur; oben: Vibrationsschweißung; unten: Infrarotschweißung; DSC 1. Aufheizen, Heizrate 10 K/min, Aluminium-Tiegel gelocht

Polypropylen (PP)

Bei vibrations- und infrarotgeschweißtem PP zeigt sich ebenfalls ein lokal differentes Aufschmelzverhalten in Abhängigkeit der Schweißnahtstruktur (Bild 6.19). Analog zu PE besitzt

der Grundwerkstoff eine höhere Kristallinität im Vergleich zu den Schweißnahtzonen. Es sind differente, mechanische Eigenschaften und eine inhomogene Spannungsverteilung im Schweißnahtbereich zu erwarten. Der Einfluss lokal unterschiedlicher E-Module auf das Versagensverhalten bei kurzzeitmechanischer Belastung kann durch Untersuchungen an Heizelement- und Vibrationsschweißnähten aus Polypropylen bestätigt werden [115, 141, 156]. Hinsichtlich der Bedeutung der Struktur-Eigenschaftsbeziehung für das Versagensverhalten von PP-Schweißnähten bei Zeitstandzugbelastung bzw. Spannungsrissbildung liegen hingegen nur wenige Erkenntnisse vor [3].

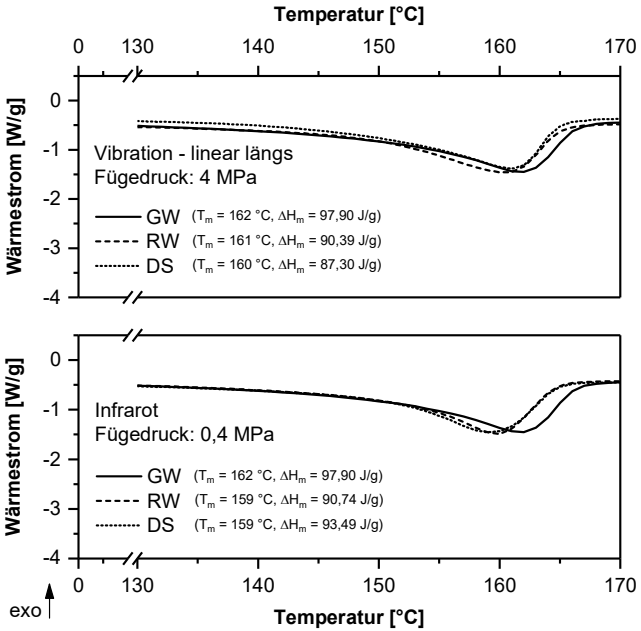


Bild 6.19: Lokales Aufschmelzverhalten von PP-Schweißnähten in Abhängigkeit der Schweißnahtstruktur; oben: Vibrationsschweißung; unten: Infrarotschweißung; DSC 1. Aufheizen, Heizrate 10 K/min, Aluminium-Tiegel gelocht

Für die Untersuchung der Zusammenhänge zwischen der Schweißnahtstruktur und dem Versagensverhalten bei Spannungsrissbildung werden in den nachfolgenden Kapiteln zunächst die kurzzeitmechanischen Eigenschaften der Schweißverbindungen und einzelner Strukturzonen charakterisiert. Der Fokus liegt dabei auf der Betrachtung des Prozessparameters Fügedruck und der korrespondierenden Schweißnahtstruktur.

6.4 Kurzzeitmechanische Eigenschaften von Schweißverbindungen

6.4.1 Mechanische Eigenschaften bei einachsiger Zugbelastung

Die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung bei einachsiger Zugbelastung werden mittels der im Kurzzeit-Zugversuch generierten Kenngrößen Reißfestigkeit und Reißdehnung beschrieben. Bild 6.20 zeigt die Reißfestigkeit und –dehnung in Abhängigkeit des Werkstoffs und des Fügedrucks für das Heizelement-, Infrarot- und Vibrationsschweißen.

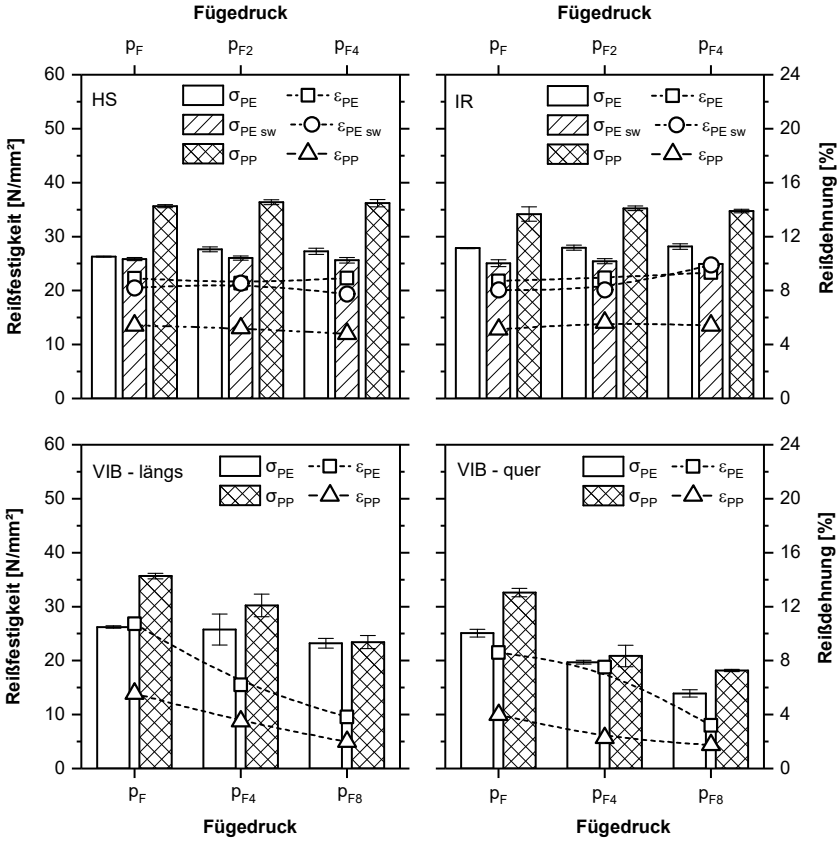


Bild 6.20: Mechanische Schweißnahteigenschaften in Abhängigkeit des Werkstoffs und des Fügedrucks für die Verfahren Heizelement- (HS, oben links), Infrarot- (IR, oben rechts) und Vibrationsschweißen (Längsschweißungen VIB-längs, unten links; Querschweißungen VIB-quer, unten rechts)

Die Ergebnisse verdeutlichen, dass die Auswertung der Reißfestigkeit für die Verfahren Heizelement- und Infrarotschweißen nahezu keine Differenzierung der kurzzeitigen Schweißnahtgüte ermöglicht. Unabhängig von Werkstoff und Fügedruck werden Schweißnahtfaktoren f_Z = 1,0 erreicht. Die Kurzzeit-Dehnungsfaktoren liegen zwischen 0,78 und 0,85 für PE und zwischen 0,67 und 0,82 für PE sw. Heizelement- und infrarotgeschweißtes PP liegt mit einem Dehnungsfaktor von 0,53 bis 0,63 lediglich bei ca. 60 % der Grundmaterialdehnung.

Eine erweiterte Aussage ermöglicht die Spannung-Dehnungsanalyse der Zugversuche an Dünnschnitten (Prüfkörper B). Mit einem steigenden Fügedruck ergibt sich ein duktileres Werkstoffverhalten nach Überschreiten der Maximalspannung (Bild 6.21). Dieses Verformungsverhalten kann auf die Veränderung des Gefüges bzw. der Kristallinität zurückgeführt werden. Ein hoher Fügedruck führt, wie in Kapitel 6.3.2 bereits dargestellt, zu einer Verringerung der Kristallinität und zu einer Steigerung der plastischen Verformbarkeit. Die höhere Zugfestigkeit von PP-Schweißungen bei einem Fügedruck von p_{F2} = 0,2 MPa und p_{F4} = 0,4 MPa weist darauf hin, dass über die Fügeebene hinweg eine höhere Kraftübertragung vorliegt. Eine mögliche Ursache für diesen Effekt ist die positive Auswirkung der erhöhten Fließgeschwindigkeit auf die (schnellen) Platzwechselvorgänge der Makromoleküle [45].

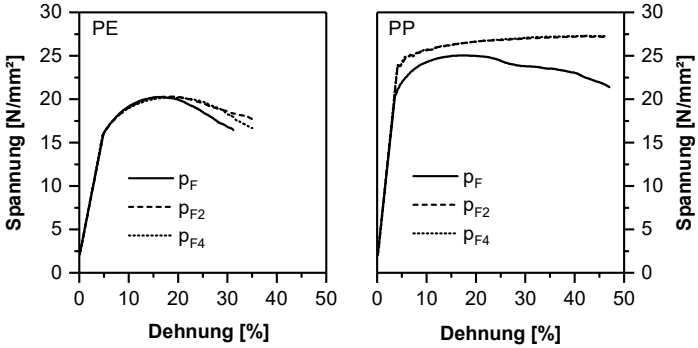


Bild 6.21: Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Infrarotschweißverbindungen in Abhängigkeit des Fügedrucks; Verwendung von Dünnschnitten (Prüfkörper B) aus PE (links) und PP (rechts)

Bei Vibrationsschweißungen zeigt sich hingegen unabhängig von Schwingrichtung und Versuchswerkstoff bereits am kompakten Prüfkörper eine Reduzierung der Reißfestigkeit und –dehnung mit steigendem Fügedruck. Ein derartiges Verhalten ist aus weiteren Untersuchungen bekannt [37, 41, 42, 137] und wird auf die sich mit steigendem Fügedruck ändernde Schweißnahtmorphologie zurückgeführt. Des Weiteren führen die hohen Fügedrücke ab

2 MPa, bei gleichzeitiger Reduzierung der Restschmelzeschichtdicke, sowohl im Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff und Schmelze, als auch in der Fügeebene zu einer hohen Schmelzeanstrengung. In der Fügeebene kann dies zu Entschlaufungsvorgängen durch die Scherung in Reibrichtung als auch zu Orientierungsvorgängen durch die Dehnung in Fließrichtung führen [37]. Beide Effekte können bei mechanischer Belastung zu einem Versagen in der Fügeebene oder der Zone der deformierten Sphärolithe sowie zu einem mehr oder weniger spröden Bruchverhalten beitragen (siehe Bild 6.22).

In Abhängigkeit der Schwingrichtung treten signifikante Festigkeitsunterschiede ab einem Fügedruck von 2 MPa auf. Die Unterschiede zwischen Längs- und Querschweißungen können mit der 30 % kleineren Fügefläche bei Querschwingung begründet werden [42]. Dadurch erhöhen sich bei gleich eingestellter Fügekraft der resultierende Fügedruck sowie die Fügegeschwindigkeit in der Phase der quasistationären Schmelzebildung, was zur Erhöhung der Schmelzeanstrengung bei Querschweißungen beiträgt.

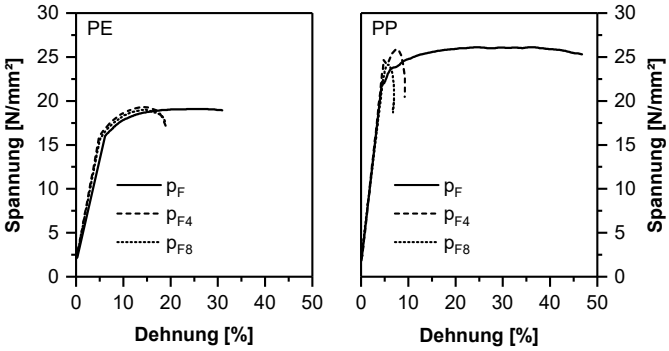


Bild 6.22: Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Vibrationsschweißverbindungen (linear längs) in Abhängigkeit des Fügedrucks; Verwendung von Dünnschnitten (Prüfkörper B) aus PE (links) und PP (rechts)

Die optische Betrachtung des Verformungsverhaltens der Schweißnähte unter einachsiger Zugbelastung ermöglicht eine weitere Differenzierung hinsichtlich Werkstoff, Verfahren und Fügedruck. Darüber hinaus kann das Rissinitiierungs- und Risswachstumsverhalten in Abhängigkeit relevanter Schweißnahtstrukturen definiert werden. Die nachfolgenden Bilder zeigen Serienaufnahmen von Infrarot- und Vibrationsschweißnähten aus PE und PP unter Zugbelastung (Bilder 6.23 bis 6.26).

Polyethylen (PE)

Das Verformungsverhalten von Infrarotschweißnähten aus PE ist unter einachsiger Kurzzeit-Zugbelastung wesentlich durch die Fügeebene und den Bereich der Fließlinien geprägt. Bei einem Fügedruck p_F = 0,15 MPa zeigt sich bereits bei geringer Verformung (Bild 6.23, Zustand B) eine Rissinitiierung in der Fügeebene. Die entlang dieser Zone entstandenen mikroskopischen Risse weiten sich zu makroskopischen Rissen aus (Bild 6.23, Zustand C) und führen letztendlich zum Bauteilversagen entlang der Fügeebene (Bild 6.23, Zustand D).

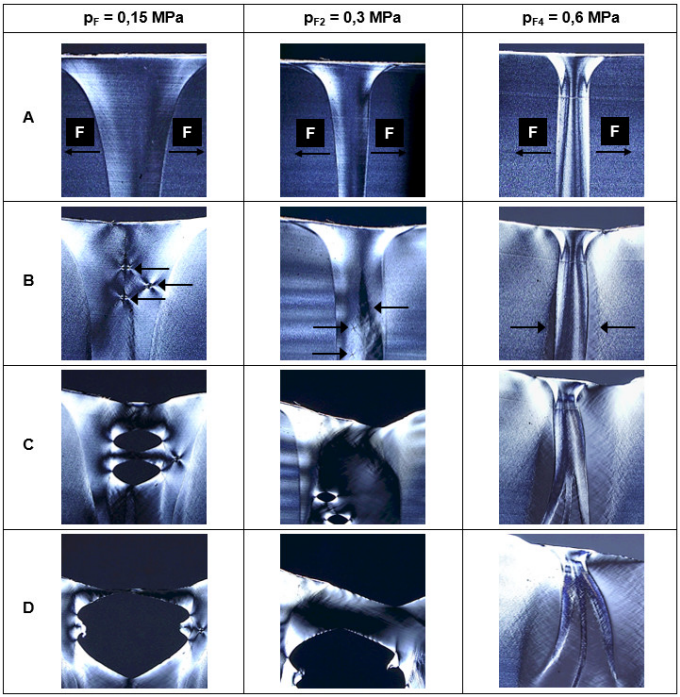


Bild 6.23: Serienaufnahme eines Mikrozugversuchs einer Infrarotschweißnaht aus PE in Abhängigkeit des Fügedrucks; chronologische Abfolge von A (unbelasteter Ausgangszustand) bis D (Versuchsende); Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie; Pfeile kennzeichnen den Rissausgang und die verstreckten Bereiche

Auch bei einem Fügedruck p_{F2} = 0,3 MPa wird der Einfluss der Fügeebene auf das Verformungs- bzw. Versagensverhalten deutlich. Bei geringer Verformung kommt es ebenfalls zur Bildung mikroskopischer Risse in der Fügeebene. Nahezu zeitgleich verstreckt sich das Material entlang der Fließlinien bzw. zwischen Fließzone und rekristallisiertem Werkstoff. Bei weiterer Verformung wird dieser Bereich zunehmend verstreckt, was auf eine Erhöhung der lokalen plastischen Deformation entlang dieser Zone schließen lässt. Das Risswachstum sowie das Bauteilversagen erfolgen jedoch, analog zu einem Fügedruck von 0,15 MPa, entlang der Fügeebene. Bei einem Fügedruck p_F = 0,6 MPa lässt sich im untersuchten Messbereich kein dominanter Einfluss der Fügeebene auf das Versagensverhalten erkennen. Bei einer geringen Verformung beginnen sich zunächst die Scherzonen im Übergang zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht zu verstrecken. Anschließend verstreckt sich das Material entlang der Grenzfläche zwischen Fließzone und rekristallisiertem Werkstoff. Aufgrund der hohen plastischen Verformbarkeit der einzelnen Strukturzonen bzw. deren Grenzflächen, wird die gesamte Schweißnaht bis zur Maschinengrenze ohne erkennbare Rissentstehung verstreckt. Dieses Verformungsverhalten kann auf die bereits dargestellten, positiven Effekte auf die Schweißnahtmorphologie von Infrarotschweißungen (Kristallinität, Platzwechselvorgänge) mit steigendem Fügedruck zurückgeführt werden. Für Heizelementstumpfschweißungen ist in Abhängigkeit des Fügedrucks ein vergleichbares Verformungsverhalten zu beobachten.

Das Versagensverhalten von Vibrationsschweißnähten im Mikrozugversuch ist fügedruckunabhängig durch die reihenförmige Struktur im Nahtzentrum charakterisiert. Bei geringer Verformung (Bild 6.24, Zustand B) verstrecken sich diese Bereiche als erstes. Unter einachsiger Zugbelastung stellt diese Zone, aufgrund der parallel zur Belastungsrichtung orientierten Strukturen, eine lokale Schwachstelle dar. Dementsprechend erfolgen die Rissinitiierung und das Risswachstum bei weiterer Verformung entlang dieser Zone (Bild 6.24, Zustand D). Bei einem Fügedruck p_F = 0,5 MPa wird im untersuchten Messbereich kein Riss in der Schweißnaht initiiert. Dies kann mit der niedrigeren Schmelzeanstrengung in der Kontaktfläche zwischen den Fügepartnern während des Schweißprozesses begründet werden.

Ein zu PE analoges Riss- bzw. Bruchverhalten ist verfahrens- und fügedruckunabhängig auch bei PE sw erkennbar.

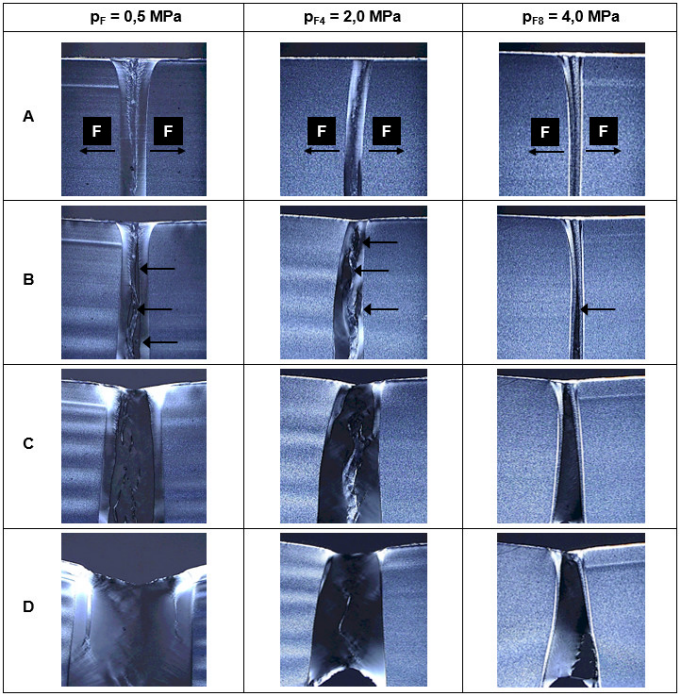


Bild 6.24: Serienaufnahme eines Mikrozugversuchs einer Vibrationsschweißnaht (linear längs) aus PE in Abhängigkeit des Fügedrucks; chronologische Abfolge von A (unbelasteter Ausgangszustand) bis D (Versuchsende); Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie; Pfeile kennzeichnen den Rissausgang und die verstreckten Bereiche

Polypropylen (PP)

Das Versagensverhalten von Infrarotschweißnähten aus PP im Mikrozugversuch zeigt Bild 6.25. Unabhängig vom gewählten Fügedruck entstehen bei geringer Verformung Mikrorisse im rekristallisierten Gefüge der Schweißnaht (Bild 6.25, Zustand B). Bei weiterer Verformung werden die amorphen Bereiche gedehnt und der rekristallisierte Werkstoff wird verstreckt (Bild 6.25, Zustand C). Bei einem Fügedruck p_F = 0,1 bilden sich zusätzlich Risse in der Schweißnaht. Die Primärrisse, die letztendlich zum Bauteilversagen führen (Bild 6.25, Zustand D), entstehen entlang der Fügeebene. Bei Fügedrücken von 0,2 bis 0,4 MPa ist im untersuchten Messbereich keine makroskopische Trennung des Materials zu erkennen. Auch bei PP ist von einem positiven Effekt der fügedruckabhängig geringeren Restschmelzeschichtdicke und der höheren Fließgeschwindigkeit auf die Schweißnahtmorphologie auszugehen. Das Versagensverhalten von Infrarotschweißnähten aus PP unter einachsiger Zugbelastung wird wesentlich

von der Verformungsfähigkeit des rekristalliserten Werkstoffs bestimmt. Darüber hinaus können die fließbedingt hohen Bindungskräfte in der Fügeebene zur Vermeidung von Rissinitiierung und Risswachstum entlang dieser Grenzfläche beitragen.

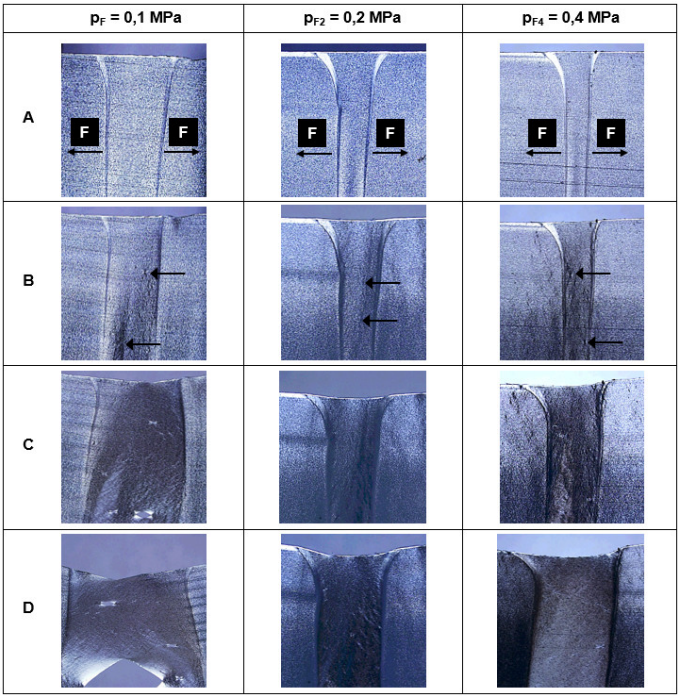


Bild 6.25: Serienaufnahme eines Mikrozugversuchs einer Infrarotschweißnaht aus PP in Abhängigkeit des Fügedrucks; chronologische Abfolge von A (unbelasteter Ausgangszustand) bis D (Versuchsende); Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie; Pfeile kennzeichnen den Rissausgang und die verstreckten Bereiche

Das Versagensverhalten von Vibrationsschweißungen aus PP wird durch die Zone der deformierten Sphärolithe (Scherzone) sowie bei höheren Fügedrucken durch die sogenannten Knotenpunkte bzw. das fibrillar verstreckte Material dominiert (siehe Bild 6.26). Bei einem Fügedruck p_F = 0,5 MPa beginnt sich bei geringer Verformung zunächst die Zone der deformierten Sphärolithe zu verstrecken (Bild 6.26, Zustand B). Der rekristallisierte Werkstoff unterliegt in diesem Zustand keiner plastischen Verformung. Bei weiterer Verformung entstehen in der Scherzone mikroskopische Risse (Bild 6.26, Zustand C), die zu makroskopischen Rissen anwachsen und das Materialversagen bestimmen (Bild 6.26, Zustand D). Ab einem Fügedruck

von 2 MPa führen die bereits beschriebenen, knotenförmigen Strukturen und das fibrillar verstreckte Material zur Rissinitiierung (Bild 6.26, Zustand B). Die Rissentstehung erfolgt weitgehend spröd, ohne vorherige plastische Verformung des Werkstoffs. Das weitere Risswachstum ist charakterisiert durch ein Verstrecken der Scherzone (Bild 6.26, Zustand C). Der Riss breitet sich entlang des verstreckten Materials aus und führt bei weiterer Verformung zum makroskopischen Bauteilversagen (Bild 6.26, Zustand D). Wie auch bei einem Fügedruck von 0,5 MPa wird der rekristallisierte Werkstoff bei den Fügedrücken p_{F4} = 2 MPa und p_{F8} = 4 MPa kaum plastisch verformt.

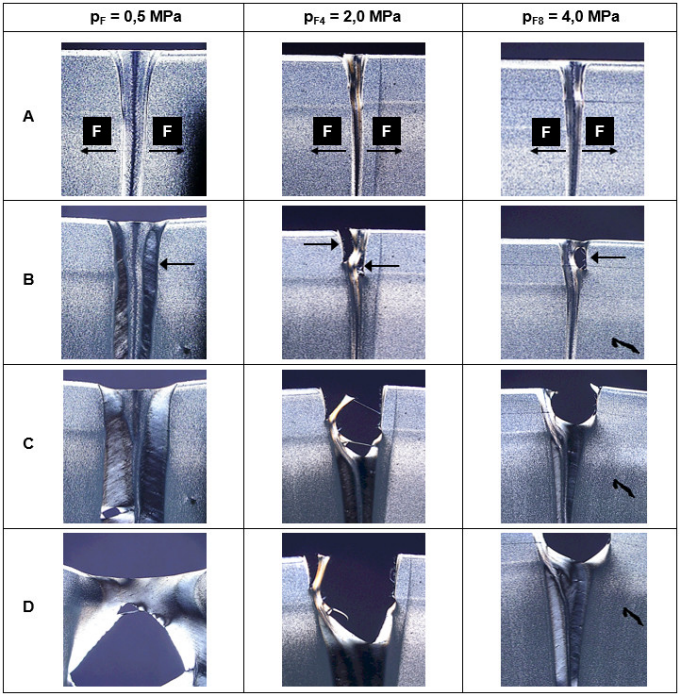


Bild 6.26: Serienaufnahme eines Mikrozugversuchs einer Vibrationsschweißnaht (linear längs) aus PP in Abhängigkeit des Fügedrucks; chronologische Abfolge von A (unbelasteter Ausgangszustand) bis D (Versuchsende); Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie; Pfeile kennzeichnen den Rissausgang und die verstreckten Bereiche

6.4.2 Mechanische Eigenschaften bei Biegebeanspruchung

Die Bewertung der Schweißnahtqualität bei Biegebeanspruchung erfolgt mittels der Maximalkraft sowie des Biegeweges bei Maximalkraft. Bild 6.27 zeigt exemplarisch die Ergebnisse für Infrarot- und Vibrationsschweißverbindungen (linear längs) aus PE, PE sw und PP.

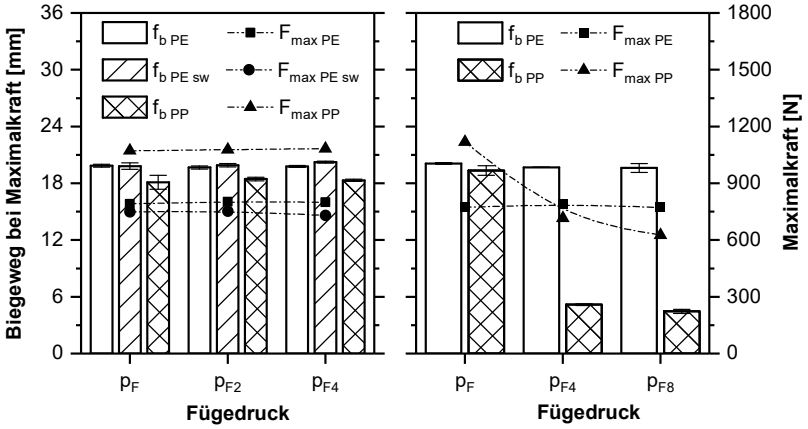


Bild 6.27: Maximalkraft und Biegeweg bei Maimalkraft im technologischen Biegeversuch für Infrarot- (links) und Vibrationsschweißungen (rechts) aus PE, PE sw und PP in Abhängigkeit des Fügedrucks

Heizelement- und Infrarotschweißverbindungen werden werkstoff- und fügedruckunabhängig bis zur vollständigen Faltung und ohne erkennbaren Riss gebogen. Die Mindestbiegewege nach DVS 2203-1 Beiblatt 3 [1] werden überschritten. Im oberen Qualitätsbereich ist eine Differenzierung der Schweißnähte in Abhängigkeit des Fügedrucks weder über den Mindestbiegeweg, noch über die Maximalkraft und den Biegeweg bei Maximalkraft möglich (siehe Bild 6.27, links).

Auch bei Vibrationsschweißverbindungen aus PE ist eine Differenzierung über die dargestellten Kennwerte nur bedingt möglich. Ab einem Fügedruck p_{F8} = 4 MPa treten verformungsarme Sprödbrüche entlang der Schweißnaht auf. Der Biegeweg bei Maximalkraft entspricht somit dem Biegeweg bei Anriss bzw. Bruch. Wird als Referenz der Mindestbiegeweg für Heizelementstumpfschweißverbindungen angesetzt, wird dieser bei einem Fügedruck von 4 MPa unterschritten. Unterhalb dieses Fügedruckes werden die Proben bis zur maximalen Faltung gebogen. Die Ergebnisse des technologischen Biegeversuchs legen die Vermutung nahe, dass

erhebliche Qualitätsunterschiede hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften und des Verformungsverhaltens erst ab einem Fügedruck von 2 MPa auftreten. Anhand der Ergebnisse des Schlagbiege- und Zeitstandzugversuchs kann dies jedoch nicht bestätigt werden, was die begrenzte Differenzierbarkeit mittels des technologischen Biegeversuchs, speziell bei duktilen Werkstoffen, verdeutlicht. Für den Versuchswerkstoff PP lassen sich hingegen fügedruckabhängige Unterschiede in der Maximalkraft und im Biegeweg bei Maximalkraft erkennen. Bereits ab einem Fügedruck p_{F4} = 2 MPa treten Sprödbrüche entlang der Schweißnaht auf, die mit einer Reduzierung der Biegewege und der erreichbaren Maximalkraft einhergehen. Im Wesentlichen lässt sich dies auf die Entstehung der Knotenpunkte und der hochorientierten Werkstoffbereiche ab einem Fügedruck von 2 MPa zurückführen. Diese morphologischen Irregularitäten führen auch bei einachsiger Zugbelastung und schlagartiger Beanspruchung zur Beeinflussung des Versagensverhaltens und zur Reduzierung der mechanischen Kennwerte.

6.4.3 Zähigkeitsverhalten bei schlagartiger Beanspruchung

Zur Charakterisierung des Zähigkeitsverhaltens der Schweißverbindungen wurde der Schlagbiegeversuch nach Charpy bei verschärften Prüfbedingungen (Prüftemperatur ca. 0 °C) durchgeführt. Die Bilder 6.28 und 6.29 illustrieren die Schlagzähigkeit in Abhängigkeit von Werkstoff, Schweißverfahren und Fügedruck.

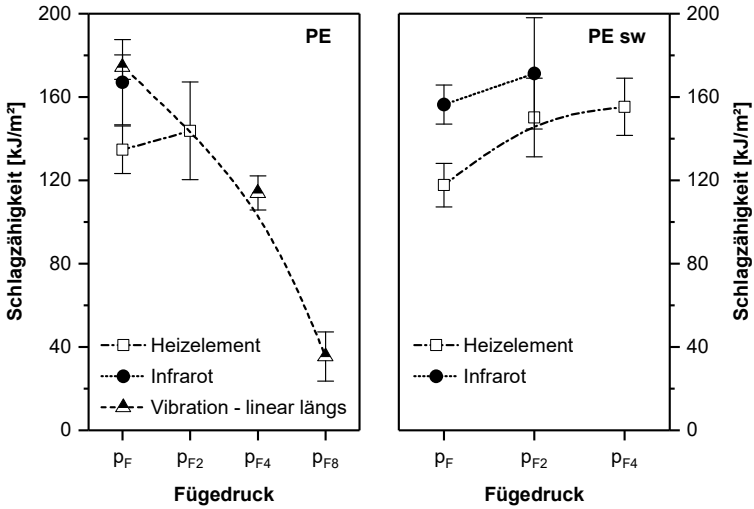


Bild 6.28: Charpy-Schlagzähigkeit von PE (links) und PE sw (rechts) in Abhängigkeit von Schweißverfahren und Fügedruck

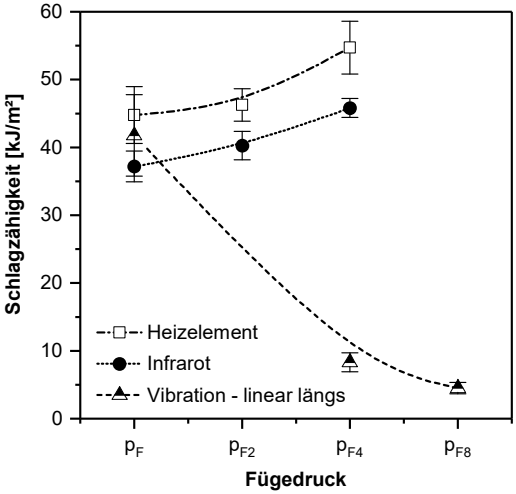


Bild 6.29: Charpy-Schlagzähigkeit von PP in Abhängigkeit von Schweißverfahren und Fügedruck

Bei den zähen Versuchswerkstoffen PE und PE sw wird trotz verschärfter Prüfbedingungen nicht bei allen Schweißverbindungen ein vollständiges Bauteilversagen hervorgerufen. Speziell bei Heizelement- und Infrarotschweißungen können ab einem bestimmten Fügedruck zwar Risse initiiert werden, die jedoch nach erfolgter stabiler Rissausbreitung stoppen. Der Werkstoff kann genügend Energie dissipieren, sodass ein instabiles Risswachstum und ein makroskopischer Sprödbruch unterbunden werden. Für diese Fälle ist die Auswertung der Schlagzähigkeit, aufgrund des Überschreitens der Durchbiegungsgrenze s_L, unzulässig. Dies betrifft Heizelementschweißungen aus PE bei einem Fügedruck p_{F4} = 0,6 MPa, Infrarotschweißungen aus PE ab einem Fügedruck p_{F2} = 0,3 MPa und Infrarotschweißungen aus PE sw bei einem Fügedruck p_{F4} = 0,6 MPa (siehe Bild 6.28). Dieses Verformungsverhalten deutet auf eine positive Auswirkung der höheren Fügedrücke auf die Rissausbreitung bei schlagartiger Belastung bzw. hohen Dehngeschwindigkeiten hin. Da die Ausbildung von Sprödbrüchen durch Spannungskonzentrationen an geometrischen und strukturellen Kerben begünstigt wird [74], ist bei höheren Fügedrücken von einer Reduzierung der strukturellen Kerbwirkung auszugehen. Durch das Entfernen der Wulst kann eine geometrische Kerbwirkung ausgeschlossen werden. Für die Fügeverfahren Heizelement- und Infrarotschweißen zeigt sich im untersuchten Fügedruckbereich somit eine Optimierung des Verformungsverhaltens bei schlagartiger Beanspruchung mit steigendem Fügedruck. Diese Tendenz zeigt sich ebenfalls bei Heizelement- und Infrarotschweißungen aus PP (Bild 6.29). Das mit steigendem Fügedruck feinsphärolithischere Gefüge sowie die höheren Bindungskräfte im Bereich der Fügeebene sind

als Hauptursachen zu nennen. Die in der Literatur diskutierte Korrelation zwischen den Zähigkeitseigenschaften von Polyethylen-Werkstoffen und der Kristallinität [82] sowie die Ergebnisse des Mikrozugversuchs bestätigen dies.

Vibrationsschweißungen weisen werkstoffunabhängig eine Verringerung der Schlagzähigkeit mit steigendem Fügedruck auf (Bilder 6.28 und 6.29). Die Lage der höchsten Schlagzähigkeitswerte stimmt mit dem Optimum aus dem Kurzzeit-Zugversuch überein. Die höchste Schlagzähigkeit wird bei einem Fügedruck p_F = 0,5 MPa erreicht. Die Verringerung der Schlagzähigkeitswerte mit steigendem Fügedruck ist auf die in den vorangegangenen Kapiteln dargestellte, strukturelle Veränderung aufgrund der steigenden Schmelzeanstrengung zurückzuführen.

Eine erweiterte Aussage zum Rissinitiierungs- und Rissausbreitungsverhalten ermöglicht die Betrachtung der Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramme und der Bruchverläufe. Bild 6.30 zeigt die Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramme von Infrarot- und Vibrationsschweißverbindungen aus PE in Abhängigkeit des Fügedrucks sowie das entsprechende Bruchverhalten. Infrarotschweißungen besitzen fügedruckunabhängig ein elastisch-plastisches Werkstoffverhalten mit einem ausgeprägten stabilen Risswachstum. Die Rissinitiierung sowie das Risswachstum erfolgen bei einem Fügedruck p_F = 0,15 MPa in der Fügeebene. Mit steigendem Fügedruck erfolgt die Rissinitiierung zunehmend in der Scherzone zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht. Während sich der Riss bei Schweißnähten mit einem Fügedruck von 0,15 MPa jedoch weiter entlang der Fügeebene ausbreitet, erfolgt bei Schweißnähten ab einem Fügedruck p_{F2} = 0,3 MPa ein Rissstopp. Die Durchbiegungsgrenze, die zwischen 32 mm und 34 mm Durchbiegung liegt, wird ohne erkennbare Rissausbreitung erreicht. Bei Vibrationsschweißungen aus PE erfolgen Rissinitiierung und Rissausbreitung entlang der Reihenstruktur. Lediglich bei einem Fügedruck p_F = 0,5 MPa orientiert sich der Riss nach dem stabilen Risswachstum in den Grundwerkstoff. Bis zu einem Fügedruck p_{F4} = 2 MPa liegt analog zu Infrarotschweißungen, ein elastisch-plastisches Werkstoffverhalten mit ausgeprägtem stabilen Risswachstum vor. Erst ab einem Fügedruck p_{F8} = 4 MPa liegt elastisch-plastisches Werkstoffverhalten mit einem signifikanten Steilabfall der Kraft unmittelbar nach Erreichen des Kraftmaximums vor. Dieser Steilabfall der Kraft bei gleichbleibender Verformung ist charakteristisch für das instabile Risswachstum. Die Veränderungen im Kraft-Durchbiegungs-Verhalten deuten auf unterschiedliche Deformationsmechanismen in Abhängigkeit der Schweißnahtstruktur hin.

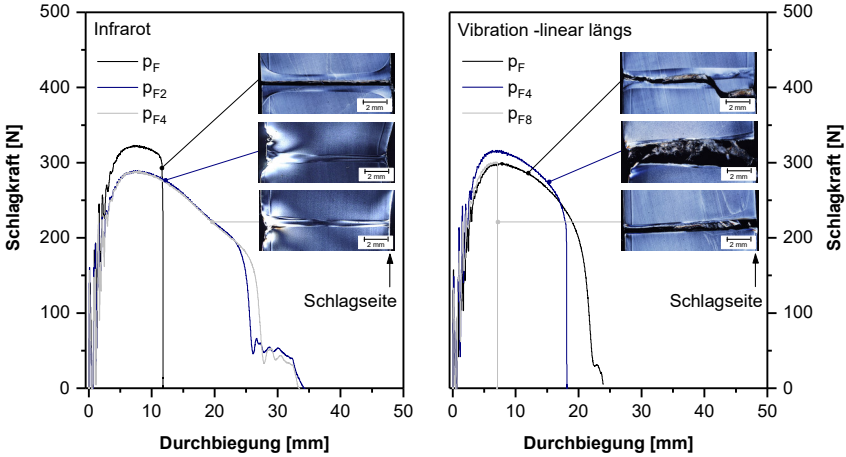


Bild 6.30: Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramm von Infrarot- (links) und Vibrationsschweißungen (rechts) aus PE in Abhängigkeit des Fügedrucks

PP-Schweißungen sind verfahrens- und fügedruckunabhängig durch ein elastisch-plastisches Werkstoffverhalten gekennzeichnet (Bild 6.31). Unmittelbar nach Erreichen des Kraftmaximums erfolgt die instabile Rissausbreitung. Diese verläuft mit hoher Geschwindigkeit und hat einen makroskopischen Sprödbruch zur Folge. Infrarotschweißungen zeigen unabhängig vom verwendeten Fügedruck eine nahezu identische Durchbiegung bis zum Bruch. Das Bruchverhalten unterscheidet sich jedoch wesentlich hinsichtlich der an Rissinitiierung und Risswachstum beteiligten Strukturzonen. Bei Fügedrücken von p_F = 0,1 MPa und p_{F2} = 0,2 MPa erfolgen die Rissinitiierung und das stabile Risswachstum in der Fügeebene. Nach Erreichen des Kraftmaximums, d. h. bei instabilem Rissfortschritt, orientiert sich der Primärriss teilweise in den rekristallisierten Werkstoff. Darüber hinaus treten Sekundärrisse im Grundwerkstoff auf. Bei einem Fügedruck p_{F4} = 0,4 MPa erfolgen die Rissinitiierung und das Risswachstum zunächst entlang der Zone der deformierten Sphärolithe. Ab dem Nahtzentrum breitet sich der Riss jedoch vorzugsweise im rekristallisierten Werkstoff aus. Bei Vibrationsschweißungen stellt die Zone der deformierten Sphärolithe die unter schlagartiger Beanspruchung bruchrelevante Strukturzone dar. Sowohl die Rissinitiierung als auch das Risswachstum erfolgen fügedruckunabhängig entlang dieser Zone. Trotz des differenten Belastungszustands zeigen sich Analogien zum Mikrozugversuch. Dies verdeutlicht die Relevanz der Strukturzone für das Versagensverhalten bei mechanischer Beanspruchung.

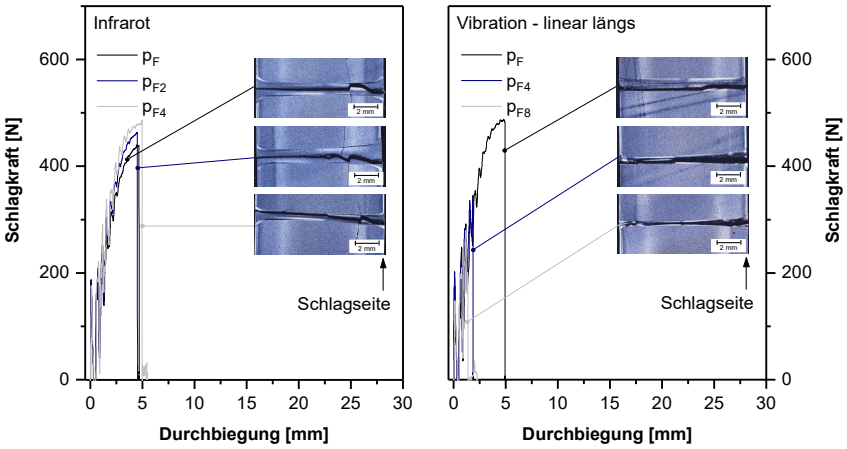


Bild 6.31: Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramm von Infrarot- (links) und Vibrationsschweißungen (rechts) aus PP in Abhängigkeit des Fügedrucks

6.4.4 Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehung

Werkstoff- und prozessabhängig entsteht bei Kunststoffschweißnähten eine Mehrschichtstruktur, die durch anisotrope Eigenschaften gekennzeichnet ist. Je nach Strukturzone kann ein differenter übermolekularer Aufbau vorliegen, der unterschiedliche mechanische Eigenschaften zur Folge hat. Bild 6.32 verdeutlicht dies anhand des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens einzelner Strukturzonen in Vibrations- und Infrarotschweißnähten aus PE und PP. Diese inhomogenen plastischen Verformungen des Materials führen zu mikroskopisch und makroskopisch begrenzter, plastischer Verformung innerhalb der Schweißnaht und können sich in lokalem Fließen und der Bildung von Spannungsrissen äußern. Weitere Ursachen für das Versagen entlang dieser Zone können die zur Belastungsrichtung parallele Orientierung der Struktur und die hohe Schmelzeanstrengung während des Fügens darstellen. Die strukturelle Orientierung hat eine verminderte Querfestigkeit und damit eine größere Neigung zur Rissbildung zur Folge [157]. Anhand des Bruchverhaltens im Mikrozug- und Schlagbiegeversuch kann die Auswirkung der reihenförmigen Struktur auf das Versagensverhalten der Schweißnaht verifiziert werden.

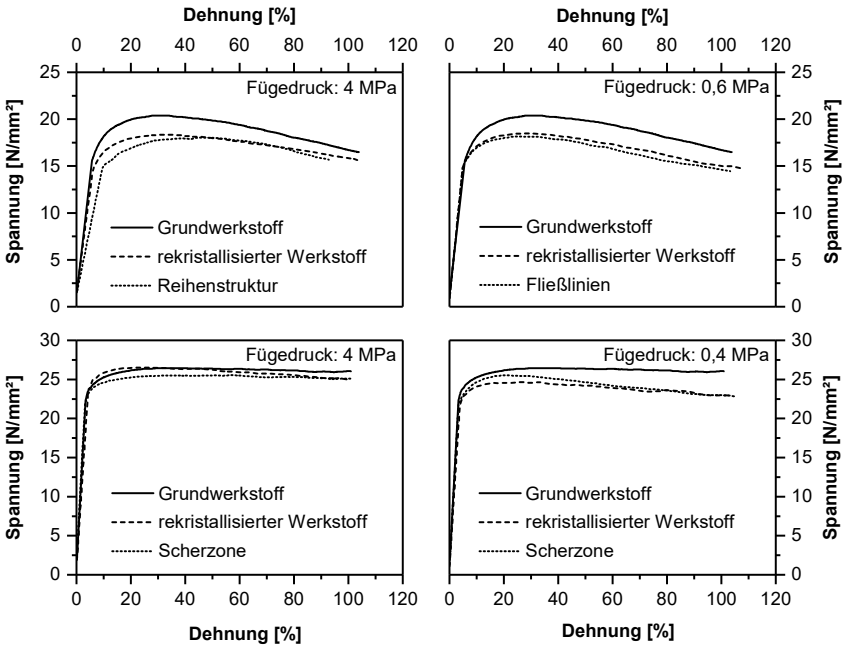


Bild 6.32: Lokales Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Vibrations- (links) und Infrarotschweißnähten (rechts) in Abhängigkeit von Werkstoff und Schweißnahtstruktur; Verwendung von Dünnschnitten (Prüfkörper A) aus PE (oben) und PP (unten)

Bei Vibrationsschweißungen aus PP wird das Versagensverhalten durch die Scherzone bzw. die Zone der deformierten Sphärolithe determiniert. Unabhängig vom verwendeten Fügedruck erfolgt die plastische Verformung unter einachsiger Zugbelastung zunächst entlang dieser Strukturzone. Das Material dieser Zone wird verstreckt, bevor weitere Schweißnahtzonen oder der Grundwerkstoff am Versagensverhalten beteiligt sind. Die hohe Scherbelastung im Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht sowie die scherbedingte Orientierung können zum Versagensverhalten beitragen. Mit steigendem Fügedruck nehmen die Scherbelastung der Schmelze und die Deformation der Sphärolithe zu. Dementsprechend verringern sich beim Vibrationsschweißen mit steigendem Fügedruck die Reißfestigkeit, die Reißdehnung und die Schlagzähigkeit.

Bei Heizelement- und Infrarotschweißungen erweisen sich der rekristallisierte Grundwerkstoff, die Zone der deformierten Sphärolithe, die Fließlinien als auch die Fügeebene als versagensrelevant. Der Einfluss der Fügeebene kann, aufgrund der begrenzten Dicke dieser Struktur-

zone von wenigen Mikrometern, jedoch nur anhand der optischen Auswertung des Bruchverlaufs bewertet werden. Bei geringen Fügedrücken erfolgen Rissinitiierung und Risswachstum in der Regel entlang der Fügeebene. Erst bei höheren Fügedrücken treten Mischbrüche auf, die sich bei PE entlang der Fließlinien und bei PP entlang der deformierten Sphärolithe und im rekristallisierten Grundwerkstoff ausbreiten. Sowohl die Deformations- als auch die Kristallisationskinetik erscheinen bei höheren Fügedrücken für eine hohe Kraftübertragung über die Fügeebene geeignet. Der erhöhte Fügedruck bewirkt die Bildung einer größtmöglichen, gemeinsamen Fügefläche, ohne das Material jedoch zu stark zu scheren. Des Weiteren führt die fügedruckbedingt niedrigere Schmelzeschichtdicke zu einem höheren Temperaturgradienten in der Schweißnaht. Dieser begünstigt die Bildung eines feinsphärolithischeren Gefüges mit einer hohen Tie-Molekül-Dichte. Die Folge ist eine hohe plastische Verformbarkeit bei einachsiger Zugbelastung und mehrachsiger Schlagbelastung.

6.5 Zeitstandverhalten von Polyolefinen und deren Schweißverbindungen

6.5.1 Rissinitiierung und Risswachstum in Polyolefinen

Die Ergebnisse des Zeitstand-Zugversuchs der Versuchswerkstoffe PE, PE sw und PP zeigt Bild 6.33. Eine Beurteilung der Werkstoffe hinsichtlich ihres Zeitstandverhaltens erfolgt anhand der Gesamtlebensdauer, sowie der Rissinitiierungs- und der Rissfortschrittszeit. Während die Gesamtlebensdauer und die Rissfortschrittszeit mittels Zeitstand-Zugversuch bzw. Full Notch Creep Test (FNCT) ermittelt werden, stellt die Rissinitiierungszeit die Differenz beider Zeiten dar. Die Rissinitiierungszeit beschreibt die Dauer bis zur Entstehung eines makroskopischen Risses. Sie kann sowohl durch Oberflächendefekte, wie Kratzer oder Kerben, als auch durch eine strukturelle Anisotropie beeinflusst werden. Die Rissfortschrittszeit charakterisiert den Widerstand des Werkstoffs gegenüber langsamen Rissfortschritt und beschreibt das Makrorisswachstum bis zum Bauteilversagen. Je kürzer die Rissfortschrittszeit, desto stärker wirken sich makroskopische Risse bzw. Kerben auf die Gesamtlebensdauer aus. Das Risswachstum wird wesentlich durch die Werkstoffstruktur bestimmt.

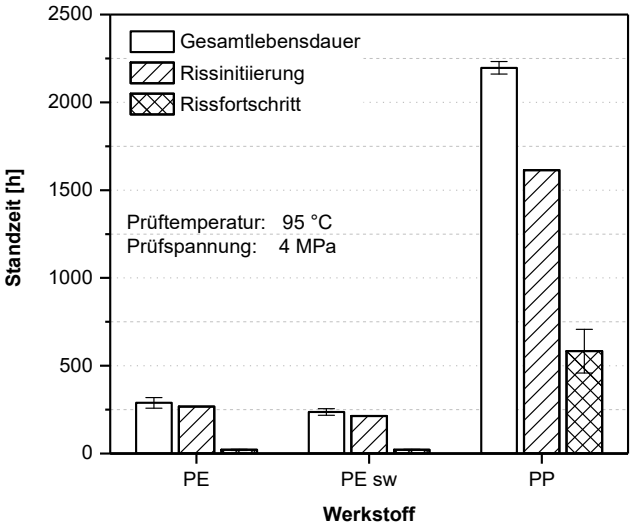


Bild 6.33: Standzeit im Zeitstand-Zugversuch für die Werkstoffe PE, PE sw und PP; Charakterisierung der Rissinitiierungs- und Rissfortschrittszeit

Die Versuchswerkstoffe PE und PE sw weisen nahezu identische Standzeiten und Rissfortschrittszeiten auf (siehe Bild 6.33 und 6.34). Der Rissfortschritt besitzt bei beiden Werkstoffen unabhängig von der Prüfspannung nur einen geringen Anteil < 10 % an der Gesamtlebensdauer. Liegt eine makroskopische Kerbe vor, wird infolgedessen ein schnelles Bauteilversagen hervorgerufen. Bei PP liegt ein ausgewogeneres Verhältnis zwischen Rissinitiierung und Rissfortschritt vor. Der Anteil des Rissfortschritts an der Gesamtlebensdauer liegt spannungsunabhängig zwischen 26 % und 50 %. Inwiefern sich der werkstoffabhängig differente Widerstand gegenüber langsamen Rissfortschritt auf das Versagensverhalten der Schweißverbindungen auswirkt, wird in den nachfolgenden Kapiteln diskutiert.

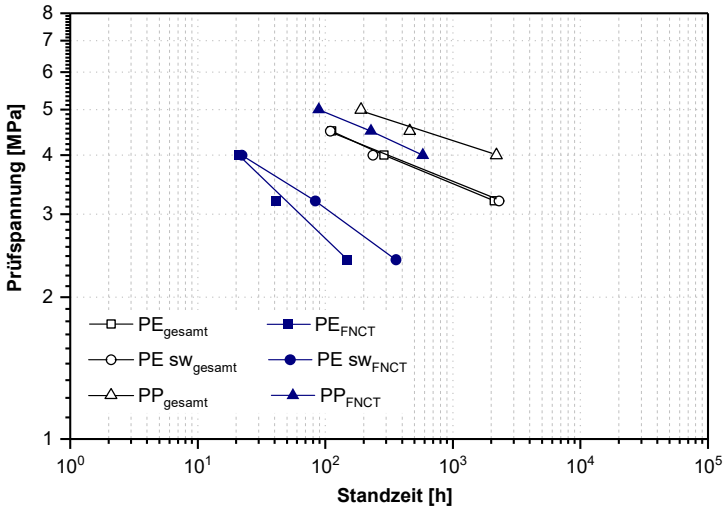


Bild 6.34: Zeitstandverhalten der Versuchswerkstoffe PE, PE sw und PP in Abhängigkeit der Prüfspannung; Gesamtlebensdauer und Rissfortschrittszeit (FNCT); Im untersuchten Bereich werden ausschließlich spannungsrissinduzierte Sprödbrüche hervorgerufen.

Ein weiterer für das Zeitstandverhalten von Schweißverbindungen substanzieller Einflussfaktor stellt die Ausgangsorientierung der Molekülketten im Bauteil dar. Eine Orientierung der Molekülketten quer zur Belastungsrichtung (BR) führt einerseits, aufgrund der größeren Neigung zur Rissbildung [157], zu einer verringerten Standzeit (Bild 6.35) und kann andererseits, analog zur Wirkung bei Bindenähten [102, 158], zur Behinderung der Interdiffusion beim Schweißen beitragen. Liegt im Ausgangsmaterial bereits eine ausgeprägte Orientierung der Molekülketten parallel zur Fügeebene (Grenzfläche) vor, kann dies die makrobrownsche Bewegung hemmen und das Zeitstandverhalten der Schweißverbindung maßgeblich beeinflussen.

Ist eine verarbeitungsbedingte Orientierung der Molekülketten durch z. B. die Überlagerung der Dehn- und Scherströmungsanteile beim Extrudieren mit Breitschlitzdüse o. Ä vorhanden (Querschnittsänderung im Strömungskanal), kann dies nicht nur zur Beeinflussung der Gesamtlebensdauer beitragen, sondern ebenfalls zur Auswirkung auf die Rissfortschrittszeit. Eine Zeitstandbelastung orthogonal zur Extrusionsrichtung (ER) hat somit, aufgrund querbelasteter Molekülketten, eine um ca. 50 % verkürzte Rissfortschrittszeit bei PE und PE sw zur Folge (Bild 6.35). Für PP ergibt sich in Abhängigkeit der Extrusionsrichtung lediglich eine um

ca. 15 % verringerte Rissfortschrittszeit. Werden die Halbzeuge orthogonal zur Extrusionsrichtung geschweißt, sind bei den entsprechenden Prüfkörpern mit Schweißwulst somit verkürzte Standzeiten durch die höhere Kerbempfindlichkeit zu erwarten.

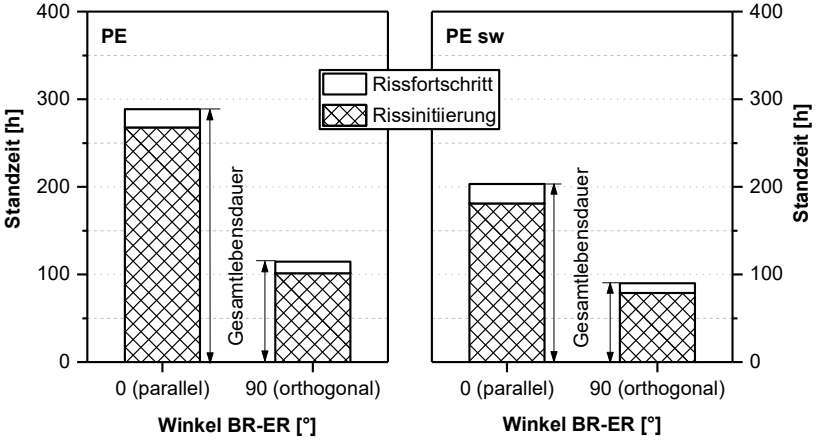


Bild 6.35: Rissfortschritt und Rissinitiierung (Gesamtlebensdauer) in Abhängigkeit des Winkels zwischen Belastungsrichtung im Zeitstand-Zugversuch (BR) und Extrusionsrichtung des Halbzeugs (ER); PE (links) und PE sw (rechts); Prüfspannung: 4 MPa

6.5.2 Heizelementschweißen

Aufgrund differenter Bruchcharakteristiken in Abhängigkeit des Versuchswerkstoffs, erfolgt nachfolgend die separate Betrachtung der Schweißverbindungen aus Polyethylen und Polypropylen. Es werden sowohl die Standzeiten von Schweißverbindungen mit Wulst als auch deren Bruchverhalten diskutiert. Der Fokus liegt dabei auf dem Einfluss des Fügedrucks auf das Zeitstandverhalten.

Polyethylen (PE)

Bild 6.36 zeigt die Standzeiten von Heizelementschweißverbindungen aus PE. Verformungsarme Sprödbrüche (mindestens 30 % Sprödbruchfläche) treten bei den Schweißverbindungen erst ab einer Prüfspannung von 3,2 MPa auf. Dies trifft ebenfalls auf alle weiteren Schweißverbindungen aus PE und PE sw zu, weshalb die Charakterisierung des Versagensverhaltens bei dieser Prüfspannung erfolgt. Gleichzeitig entspricht diese Prüfspannung, in Hinblick auf eine Bezugsspannung des Grundwerkstoffs von 4 MPa, einem Zeitstandzug-Schweißfaktor $f_s(\sigma 4) = 0{,}8$.

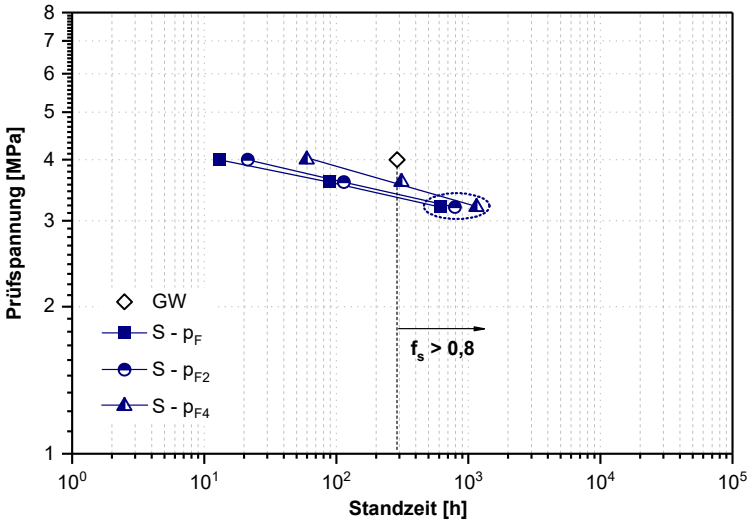


Bild 6.36: Zeitstandverhalten von Heizelementschweißverbindungen aus PE in Abhängigkeit des Fügedrucks; Mindestnachweis eines Zeitstandzug-Schweißfaktors $f_S(\sigma 4) = 0,8$

Für Heizelementschweißverbindungen aus PE wird fügedruckunabhängig (im untersuchten Fügedruckbereich) ein Schweißfaktor $f_s(\sigma 4) > 0,8$ erreicht. Damit wird die Mindestanforderung des DVS [1] erfüllt und das Langzeit-Tragverhalten der Schweißverbindung nachgewiesen. Die Steigerung des Fügedrucks bewirkt bei einer Prüfspannung von 3,2 MPa eine Zunahme der erreichbaren Standzeit. Wie bereits in Kapitel 6.4 dargestellt, kann sich die mit der Steigerung des Fügedrucks zusammenhängende Erhöhung der Fließgeschwindigkeit positiv auf die mechanischen Schweißnahteigenschaften auswirken. Die vorliegende Deformationskinetik ist bei einem Fügedruck von 0,6 MPa derart geeignet, dass keine zu starke Deformation der Schmelze stattfindet, aber sich eine größtmögliche, gemeinsame Fügefläche mit vielen Verknüpfungspunkten bildet. Die Rissinitiierung erfolgt in der Schweißwulstkerbe, das Risswachstum entlang der Zone der deformierten Sphärolithe (Bild 6.37, rechts). Da sich diese Scherzone bei Schweißverbindungen mit einem Fügedruck von 0,6 MPa unter Zugbelastung als erstes dehnt (siehe Ergebnisse Kapitel 6.4.1), findet eine verstärkte Medienaufnahme entlang dieser Zone statt. Dies führt zur Erniedrigung der spezifischen Bruchenergie und zum Rissfortschritt entlang der Scherzone. Bei Heizelementschweißverbindungen mit einem Fügedruck von 0,3 MPa treten bereits Mischbrüche auf, bei denen sowohl die Schweißwulstkerbe als

auch die Scherzone Ausgangspunkte für die Rissinitiierung darstellen (Bild 6.37, Mitte). Zusätzlich treten Sekundärrisse entlang der Fügeebene auf. Vermutlich liegt bereits bei einer Reduzierung des Fügedrucks auf 0,3 MPa eine verringerte Anzahl an verschlauften Tie-Molekülen in der Fügeebene vor. Dies kann unter Zeitstandbelastung zu einer Abnahme der Kraftübertragung beitragen. Bei einem Fügedruck von 0,15 MPa finden Rissinitiierung und Risswachstum vollständig entlang der Fügeebene statt (Bild 6.37, links). Dies bestätigt die Vermutung der geringeren Anzahl an verschlauften Tie-Molekülen entlang der Fügeebene aufgrund der niedrigeren Fließgeschwindigkeit. Trotz dieses kritischen Bruchverhaltens wird der Mindest-Zeitstandzug-Schweißfaktor nach DVS-Richtlinie 2203-1 Beiblatt 2 [1] erreicht.

Die Zeitstandergebnisse der Heizelementschweißverbindungen aus PE verdeutlichen, dass die Wulstkerbe, entgegen früherer Untersuchungen in der Praxis [17, 18, 34], nicht alleinig für das Versagensverhalten maßgebend ist. Auch die bisherige Erkenntnis, dass Fügeebenenbrüche bei Schweißverbindungen mit Schweißwulst auf qualitativ minderwertige Nahtqualitäten hinweisen [159], kann nicht bestätigt werden. Darüber hinaus wird deutlich, dass eine fügedruckbedingte Verringerung der Restschmelzeschichtdicke nicht zwangsläufig zur Verkürzung der Standzeit beiträgt.

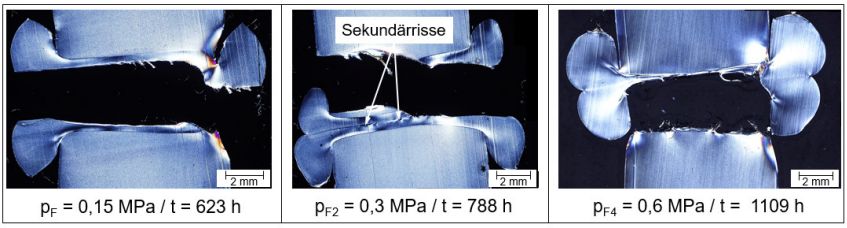


Bild 6.37: Bruchverhalten und probenspezifische Standzeiten von Heizelementschweißverbindungen aus PE im Zeitstand-Zugversuch in Abhängigkeit des Fügedrucks; Prüfspannung: 3,2 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie

Polypropylen (PP)

Bild 6.38 zeigt die Ergebnisse des Zeitstand-Zugversuchs an Heizelementschweißverbindungen aus PP. Für die Charakterisierung des Bruchverhaltens der Schweißverbindungen werden, analog zu PE, die Ergebnisse bei einer Prüfspannung von 3,2 MPa genutzt. Mit der Bezugsspannung von 4 MPa für den Grundwerkstoff, ergibt sich somit ebenfalls ein Zeitstandzug-Schweißfaktor $f_S(\sigma 4) = 0{,}8$.

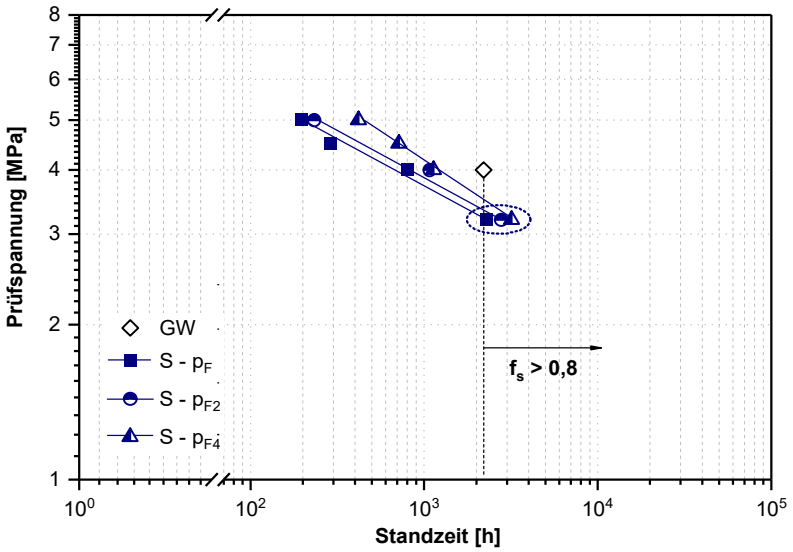


Bild 6.38: Zeitstandverhalten von Heizelementschweißverbindungen aus PP in Abhängigkeit des Fügedrucks; Mindestnachweis eines Zeitstandzug-Schweißfaktors $f_S(\sigma 4) = 0{,}8$

Innerhalb des untersuchten Druckbereiches wird für Heizelementschweißungen aus PP ein Mindest-Zeitstandzug-Schweißfaktor $f_S(\sigma 4) = 0{,}8$ erreicht. Auch bei PP führt eine Steigerung des Fügedrucks im Mittel zu einer Zunahme der Standzeit. Zwischen den Fügedrücken p_{F2} und p_{F4} ist der Unterschied jedoch weniger stark ausgeprägt, als bei den adäquaten Heizelementschweißverbindungen aus PE. Eine Ursache hierfür verdeutlicht das Bruchverhalten der Schweißverbindungen aus PP. Bei Schweißverbindungen mit den Fügedrücken $p_{F2} = 0{,}2$ MPa und $p_{F4} = 0{,}4$ MPa tritt ein identisches Bruchverhalten auf, welches durch Brüche in der Wärmeeinflusszone der Schweißwulst gekennzeichnet ist (Bild 6.39). Die Rissinitiierung findet am Rand der Schweißwulst bzw. im Kontaktbereich der Schmelze und dem Grundwerkstoff statt. Das anschließende Risswachstum verläuft im Grundwerkstoff, d. h. die Schweißung beeinflusst primär die Risseinleitung. Der Rissfortschritt wird jedoch durch die Grundwerkstoffeigenschaften bestimmt.

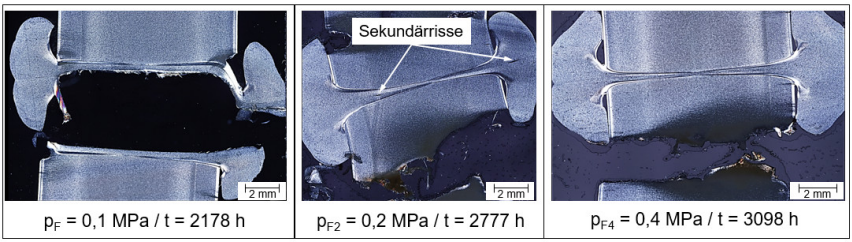


Bild 6.39: Bruchverhalten und probenspezifische Standzeiten von Heizelementschweißverbindungen aus PP im Zeitstand-Zugversuch in Abhängigkeit des Fügedrucks; Prüfspannung: 3,2 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie

Die Wärmeeinflusszone lässt sich bei intakten Prüfkörpern mit entfernter Wulst durch optische Analysemethoden lokalisieren. Bild 6.40 zeigt das mittels Laserscan ermittelte Oberflächenprofil zwischen Grundwerkstoff und Kontaktbereich der Wulst. Am Rand der Schweißwulst kommt es zur Ausbildung einer mikroskopischen Kerbe quer zur Belastungsrichtung (BR), die eine Kerbtiefe von ca. 5 µm besitzt. Die Schmelze führt somit nicht nur zu einem Wärmeeinfluss im Grundwerkstoff, sondern bewirkt darüber hinaus die Bildung einer Oberflächenriefe bzw. geometrischen Kerbe, welche die Rissinitiierung und das Zeitstandverhalten zusätzlich beeinflusst. Ein derartiger Effekt kann auch beim Warmgasextrusionsschweißen von PP beobachtet werden [3]. Die durch Gleitbahnen des Schweißschuhs erzeugten Oberflächenriefen führen bei WE-Verbindungen ebenfalls zu lokalen Spannungsüberhöhungen und wirken als Anrisskerben im Zeitstand-Zugversuch.

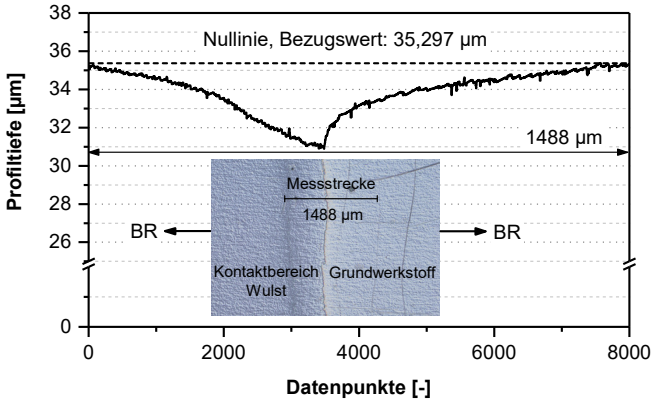


Bild 6.40: Oberflächenprofil in der Wärmeinflusszone der Schweißwulst; Auflichtmikroskopische Aufnahme des Messbereichs

Bei Heizelementschweißverbindungen mit einem Fügedruck p_F = 0,1 MPa werden die Rissinitiierung und das Risswachstum durch die Bindungskräfte entlang der Fügeebene bestimmt. Die vorliegende Deformationskinetik scheint die Ausbildung einer ausreichenden Anzahl an Verknüpfungspunkten zu behindern, sodass ein Versagen an der Kontaktfläche der Fügepartner hervorgerufen wird.

6.5.3 Infrarotschweißen

Aufgrund des unterschiedlichen Zeitstandverhaltens der Versuchswerkstoffe wird gleichermaßen eine werkstoffabhängige Betrachtung der Schweißverbindungen vorgenommen. Die Einteilung erfolgt in Polyethylen (PE, PE sw) und Polypropylen (PP).

Polyethylen (PE, PE sw)

Bild 6.41 zeigt das Zeitstandverhalten von Infrarotschweißverbindungen aus PE und PE sw. Für beide Versuchswerkstoffe werden fügedruckunabhängig Schweißfaktoren $f_S(\sigma 4) \geq 0{,}8$ erreicht. Dies entspricht den Mindestanforderungen nach DVS-Richtlinie 2203-1 Beiblatt 2 [1] für das Heizelementstumpfschweißen und das berührungslose Heizelementstumpfschweißen.

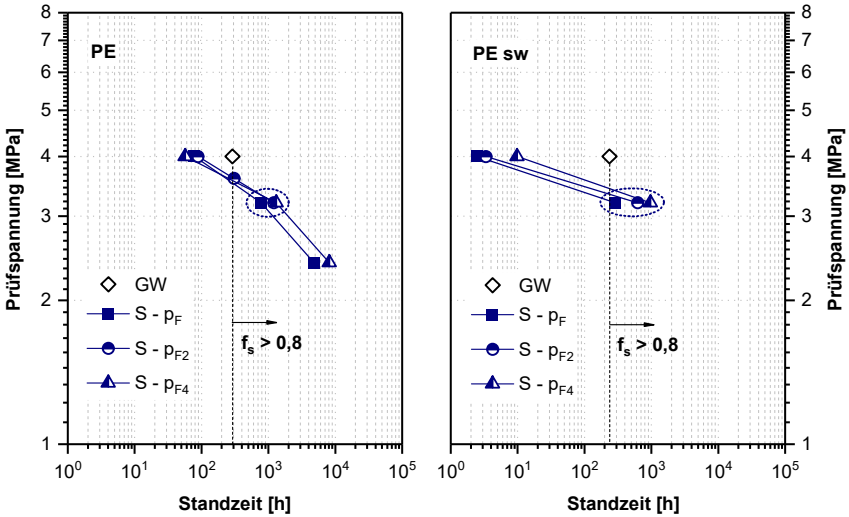


Bild 6.41: Zeitstandverhalten von Infrarotschweißverbindungen aus PE (links) und PE sw (rechts) in Abhängigkeit des Fügedrucks; Mindestnachweis eines Zeitstandzug-Schweißfaktors $f_S(\sigma 4) = 0{,}8$

Analog zu den Zeitstandergebnissen für Heizelementschweißverbindungen, nimmt auch bei Infrarotschweißungen die Standzeit mit steigendem Fügedruck zu. Eine Ursache hierfür kann ebenso die fließbedingt günstige Deformationskinetik darstellen. Infrarotschweißnähte aus PE weisen jedoch im Mittel höhere Standzeiten auf, als die entsprechenden Heizelementschweißnähte. Dies kann auf eine positive Beeinflussung der Kraftübertragung in der Fügeebene, aufgrund der höheren Schmelzetemperatur beim Infrarotschweißen zu Beginn der Fügephase (siehe Bild 6.5), zurückgeführt werden. Eine hohe Temperatur erhöht die Beweglichkeit der Makromoleküle und Diffusionsprozesse können beschleunigt stattfinden [99]. Darüber hinaus kann eine hohe Temperatur das Wachsen von molekularen Überstrukturen über die Fügeebene hinweg begünstigen [45] und die Kraftübertragung verbessern. Anhand des Bruchverhaltens kann diese These bestätigt werden. Bereits ab einem Fügedruck p_{F2} = 0,3 MPa treten keine Zeitstandbrüche entlang der Fügeebene auf (Bild 6.42, Mitte). Die Rissinitiierung wird durch die Kerbwirkung in der Wulstkerbe bestimmt, das Risswachstum durch die Kerbempfindlichkeit des Grundwerkstoffs sowie durch das Deformationsverhalten der Scherzone. Ein adäquates Bruchverhalten ist bei Heizelementschweißungen erst ab einem Fügedruck p_{F4} = 0,6 MPa zu erkennen (siehe Bild 6.37, rechts). Auch bei einem Fügedruck p_F = 0,15 MPa tritt kein vollständiges Fügeebenenversagen ein (Bild 6.42, links). Die Rissinitiierung und partiell das Risswachstum werden durch die Fügeebene bestimmt, der duktile Restbruch jedoch durch die Spannungsüberhöhung an der Schweißwulstkerbe.

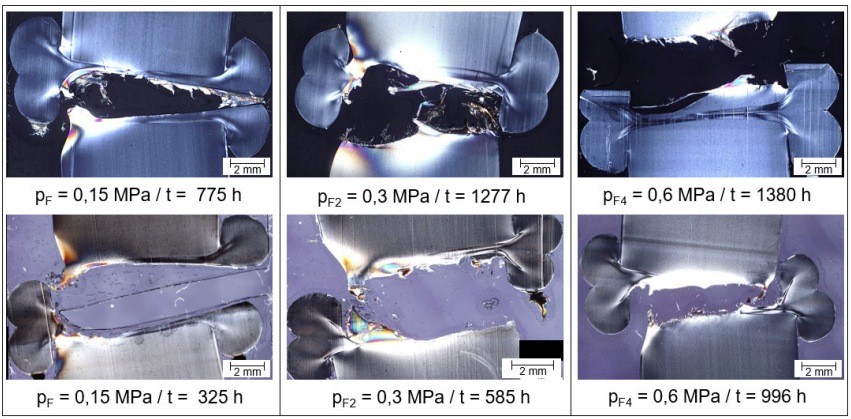


Bild 6.42: Bruchverhalten und probenspezifische Standzeiten von Infrarotschweißverbindungen aus PE (oben) und PE sw (unten) im Zeitstand-Zugversuch in Abhängigkeit des Fügedrucks; Prüfspannung: 3,2 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie

Polypropylen (PP)

Bild 6.43 illustriert die Ergebnisse des Zeitstand-Zugversuchs an Infrarotschweißnähten aus PP. Unabhängig vom Fügedruck wird ein Mindest-Zeitstandzug-Schweißfaktor von 0,8 erzielt. Im untersuchten Fügedruckbereich unterscheiden sich die Standzeiten im Mittel jedoch kaum. Es werden Standzeiten auf dem Niveau der Heizelementschweißverbindungen erreicht, was im Wesentlichen auf das gleichartige Zeitstandbruchverhalten zurückzuführen ist. Die Rissinitiierung wird bei Infrarotschweißungen mit einem Fügedruck p_{F2} = 0,2 MPa und p_{F4} = 0,4 MPa ebenfalls durch die Wirkung der Wärmeeinflusszone bestimmt. Der Riss wird im Kontaktbereich zwischen Wulst und Grundmaterial, infolge der bereits bei den Heizelementschweißverbindungen beschriebenen Effekte, ausgelöst (Bild 6.44). Das Risswachstum erfolgt im Grundwerkstoff. Bei einem Fügedruck p_F = 0,1 MPa ist das Versagensverhalten durch Fügeebenenbrüche gekennzeichnet. Eine signifikante Verringerung der Standzeit tritt hingegen nicht auf, was auf eine ähnliche Spannungsüberhöhung entlang der Fügeebene und der Wärmeeinflusszone schließen lässt.

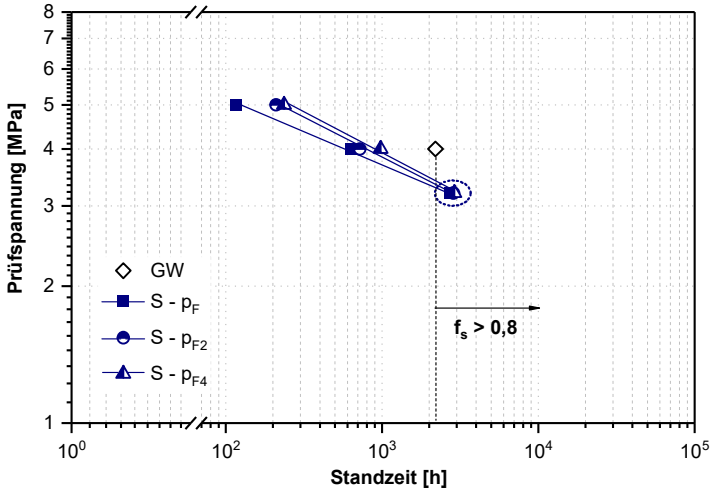
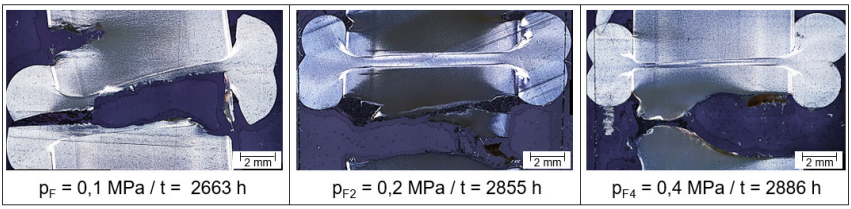


Bild 6.43: Zeitstandverhalten von Infrarotschweißverbindungen aus PP in Abhängigkeit des Fügedrucks; Mindestnachweis eines Zeitstandzug-Schweißfaktors $f_S(\sigma 4)$ = 0,8



p_F = 0,1 MPa / t = 2663 h | p_{F2} = 0,2 MPa / t = 2855 h | p_{F4} = 0,4 MPa / t = 2886 h

Bild 6.44: Bruchverhalten und probenspezifische Standzeiten von Infrarotschweißverbindungen aus PP im Zeitstand-Zugversuch in Abhängigkeit des Fügedrucks; Prüfspannung: 3,2 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie

6.5.4 Vibrationsschweißen

Vibrationsschweißverbindungen zeigen, ebenso wie Heizelement- und Infrarotschweißverbindungen, ein werkstoffabhängiges Zeitstandbruchverhalten. Demzufolge erfolgt die Differenzierung gleichermaßen nach den Versuchswerkstoffen PE und PP. Neben dem Einfluss des Fügedrucks auf das Zeitstandverhalten von Vibrationsschweißverbindungen, wird am Ende des Kapitels die Bedeutung der Schwingrichtung betrachtet.

Polyethylen (PE)

Die Standzeiten im Zeitstand-Zugversuch sind in Bild 6.45 dargestellt. Im Vergleich zu Heizelement- und Infrarotschweißungen weisen Vibrationsschweißungen mit steigendem Fügedruck eine Verringerung der Standzeit bzw. der Spannungsrissbeständigkeit auf. Damit ergibt sich für Vibrationsschweißungen aus PE sowohl für die kurz- als auch langzeitmechanischen Eigenschaften eine ähnliche Tendenz. Mit steigendem Fügedruck nehmen die Schmelzeanstrengung und die Orientierung der Molekülketten zu. Dies führt im Bereich der Fügeebene zu einer markanteren Ausbildung der bereits beschriebenen Reihenstruktur quer zur Belastungsrichtung (siehe Bild 6.15). Darüber hinaus ist bei Fügedrücken ab 4 MPa von einer derart hohen Schmelzedeformationen auszugehen, dass eine geeignete Verknüpfung zwischen den Fügepartnern kaum noch möglich ist. Die Folge ist ein Zeitstandzug-Schweißfaktor $f_s(\sigma 4) < 0{,}8$.

Das Bruchverhalten der Vibrationsschweißverbindungen in Abhängigkeit des Fügedrucks zeigt Bild 6.46. Während die Rissinitiierung bei einem Fügedruck p_F = 0,5 MPa durch die Kerbwirkung in der Wulstkerbe bestimmt wird, stellt die reihenförmige Struktur ab einem Fügedruck von p_{F4} = 2 MPa den Ort der Rissentstehung dar. Das Risswachstum erfolgt ebenfalls entlang dieser Zone. Sowohl die Rissentstehung als auch das Risswachstum können mit der lokalen Spannungsüberhöhung, aufgrund des differenten E-Moduls innerhalb der Schweißnaht, begründet werden. Unter einachsiger Zugbelastung dehnt sich der Bereich der Reihenstruktur

als erstes, was das Eindringen des Mediums erleichtert und die Bildung von Mikrorissen entlang dieser Zone fördert. Darüber hinaus ist von einer verminderten Querfestigkeit aufgrund der quer zur Belastungsrichtung orientierten Struktur auszugehen. Dies verdeutlicht den wesentlichen Einfluss struktureller Kerben auf das Zeitstandverhalten von Schweißverbindungen aus Polyethylen.

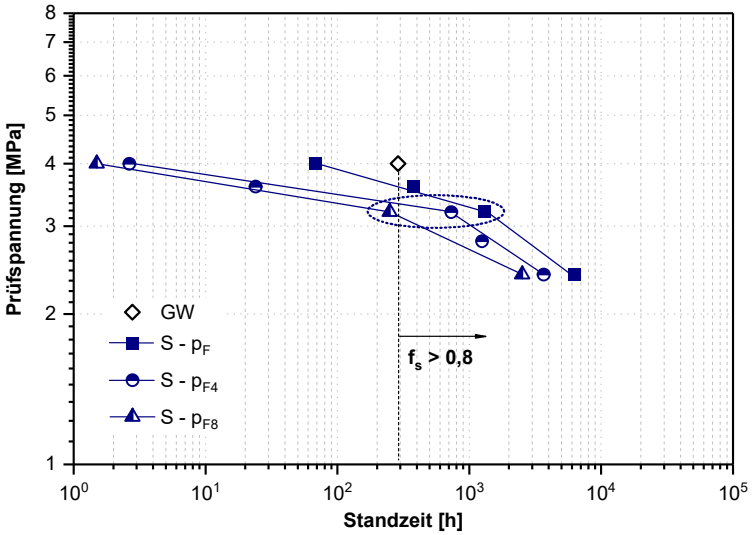


Bild 6.45: Zeitstandverhalten von Vibrationsschweißverbindungen (linear längs) aus PE in Abhängigkeit des Fügedrucks; Mindestnachweis eines Zeitstandzug-Schweißfaktors $f_S(\sigma 4) = 0{,}8$

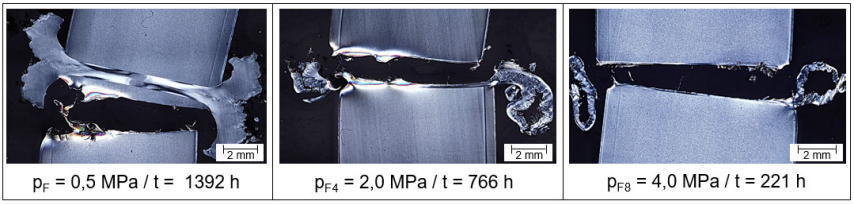


Bild 6.46: Bruchverhalten und probenspezifische Standzeiten von Vibrationsschweißverbindungen (linear längs) aus PE im Zeitstand-Zugversuch in Abhängigkeit des Fügedrucks; Prüfspannung: 3,2 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie

Polypropylen (PP)

Analog zu PE, zeigt auch PP mit steigendem Fügedruck eine Abnahme der Standzeit (Bild 6.47). Jedoch wird ein Mindest-Zeitstandzug-Schweißfaktor $f_S(\sigma 4) = 0{,}8$ bereits bei einem Fügedruck $p_{F4} = 2$ MPa nicht mehr erreicht. Bei einem Fügedruck $p_F = 0{,}5$ wird der Schweißfaktor von 0,8 geringfügig überschritten. Die Ergebnisse des Zeitstand-Zugversuchs an Vibrationsschweißverbindungen aus PE und PP verdeutlichen, dass sich die Drucksensibilität der Werkstoffe wesentlich unterscheidet, was zu einer differenten Abnahme der Standzeit im untersuchten Fügedruckbereich führen kann. Für die kurzzeitmechanischen Eigenschaften, Reißfestigkeit und Reißdehnung, wurde eine werkstoffabhängig differente Drucksensibilität bereits nachgewiesen [42].

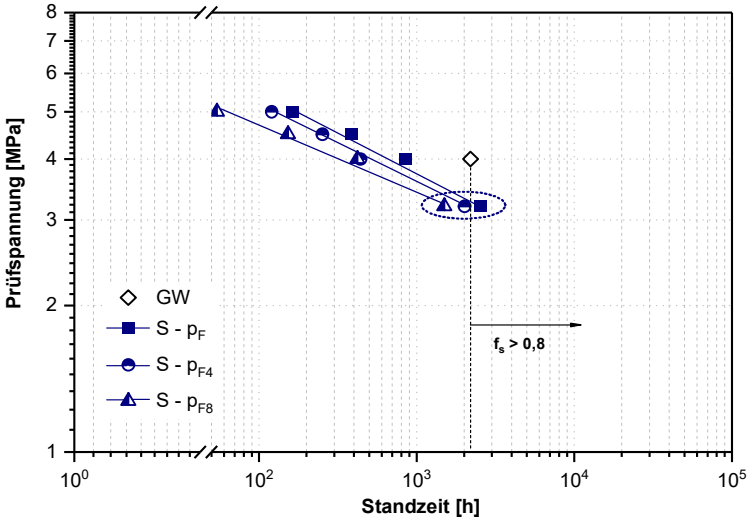


Bild 6.47: Zeitstandverhalten von Vibrationsschweißverbindungen (linear längs) aus PP in Abhängigkeit des Fügedrucks; Mindestnachweis eines Zeitstandzug-Schweißfaktors $f_S(\sigma 4) = 0{,}8$

Ein signifikanter Unterschied zwischen PE und PP zeigt sich darüber hinaus im Zeitstandbruchverhalten. Während Rissinitiierung und Risswachstum bei PE im Wesentlichen durch Orientierungen im Bereich der Fügeebene dominiert werden, wirkt sich bei PP die Zone der deformierten Sphärolithe maßgebend auf das Versagensverhalten aus. Sowohl die Risseinleitung als auch der Rissfortschritt verlaufen fügedruckunabhängig entlang dieser Scherzone (Bild 6.48). Zu diesem Bruchverhalten trägt die hohe Scherung der Schmelze im Übergang zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht bei. Diese führt bei PP zur Deformation und Ori-

entierung der Sphärolithe in Fließrichtung. Je höher der Fügedruck, desto stärker ist die Orientierung dieser Strukturzone ausgeprägt. Darüber hinaus behindert die hohe Schmelzedeformation die Bildung von Verknüpfungspunkten zwischen dem Grundwerkstoff und der Scherzone. Die Zone der deformierten Sphärolithe stellt somit eine strukturelle Kerbe in der Schweißnaht dar und führt sowohl unter kurz- als auch langzeitmechanischer Belastung zum Versagen der Vibrationsschweißverbindung. Des Weiteren trägt der niedrigere E-Modul dieser Strukturzone (siehe Bild 6.32) dazu bei, dass sich diese unter Zugbelastung als erstes plastisch verformt (siehe Bild 6.26). Dem Medium wird das Eindringen entlang dieses verstreckten Bereichs erleichtert und die Spannungsrissbildung gefördert.

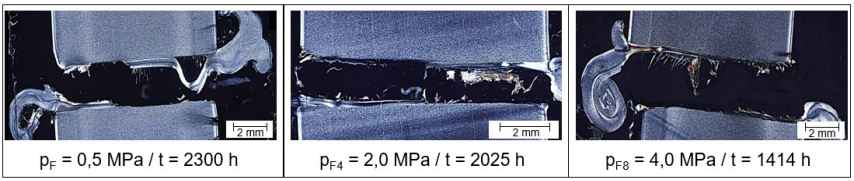


Bild 6.48: Bruchverhalten und probenspezifische Standzeiten von Vibrationsschweißverbindungen (linear längs) aus PP im Zeitstand-Zugversuch in Abhängigkeit des Fügedrucks; Prüfspannung: 3,2 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie

Einfluss der Schwingrichtung

Den Einfluss der Schwingrichtung auf die Standzeit von Vibrationsschweißverbindungen zeigt Bild 6.49. Werkstoffunabhängig werden im untersuchten Fügedruckbereich höhere Standzeiten bei Längsschweißungen erreicht. Dies kann auf die bei Querschweißungen kleinere Fügefläche und den damit verbundenen größeren, resultierenden Fügedruck zurückgeführt werden. Damit geht eine Verringerung der Schmelzeschichtdicke einher, die zu einer höheren Schmelzeanstrengung und zu einem höheren Dehn- und Schergradienten, aufgrund der verringerten Fließkanalhöhe, beiträgt. Zusätzlich überlagern sich bei Querschweißungen das Fließen der Schmelze in den Wulst und die Reibrelativbewegung. Im Vergleich zu Längsschweißungen, bei denen das Quetschfließen senkrecht zur periodischen Scherung der Schmelze durch die Reibrelativbewegung stattfindet, liegt somit eine höhere Schmelzedeformation durch Scherung vor.

Hinsichtlich des Zeitstandbruchverhaltens zeigt sich für Querschweißungen ein zu Längsschweißungen ähnliches Verhalten. Bild 6.50 veranschaulicht dies anhand von Vibrationsschweißungen mit einem Fügedruck von 0,5 MPa. Die Rissinitiierung und das Risswachstum werden bei Querschweißungen aus PE ebenfalls durch die Reihenstruktur entlang der Fügeebene bestimmt. Im Vergleich zu Längsschweißungen tritt dieses Bruchverhalten jedoch bei

einem niedrigeren Fügedruck auf, was mit der bei Querschweißungen stärkeren Schmelzedeformation (bei gleich eingestellter Fügekraft) begründet werden kann. Die Spannungsüberhöhung im Bereich der Fügeebene übersteigt die Kerbspannung in der Schweißwulstkerbe und initiiert somit den Riss. Bei Querschweißungen aus PP zeigt sich ein zu Längsschweißungen identisches Bruchverhalten. Rissinitiierung und Risswachstum erfolgen entlang der Scherzone zwischen Grundwerkstoff und rekristallisiertem Werkstoff.

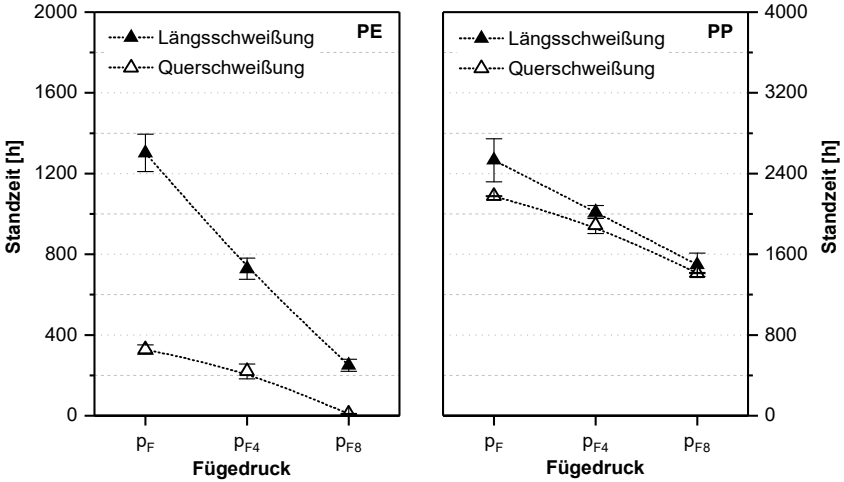


Bild 6.49: Standzeit im Zeitstand-Zugversuch in Abhängigkeit von Fügedruck und Schwingrichtung beim Vibrationsschweißen; Versuchswerkstoffe: PE (links) und PP (rechts); Prüfspannung: 3,2 MPa

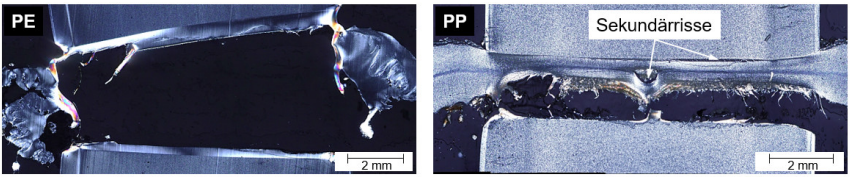


Bild 6.50: Bruchverhalten von Vibrationsschweißverbindungen (linear quer) aus PE (links) und PP (rechts) im Zeitstand-Zugversuch; Fügedruck: 0,5 MPa; Prüfspannung: 3,2 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie; probenspezifische Standzeiten: t_{PE} = 355 h (links), t_{PP} = 2173 h (rechts)

6.5.5 Einflüsse auf das Zeitstandverhalten von Schweißverbindungen

Im folgenden Kapitel werden insbesondere die Einflüsse der Wulstentfernung, der Extrusionsrichtung und der Gefügeänderung durch nachträgliches Tempern auf das Zeitstandverhalten der Polyolefinschweißverbindungen betrachtet. Neben den bereits dargestellten Effekten bestimmen diese Einflussfaktoren wesentlich die Standzeit und das Bruchverhalten der Schweißverbindungen.

Einfluss der Wulstentfernung

Der Einfluss der Wulstentfernung wird anhand der Schweißverfahren Infrarot- und Vibrationsschweißen (linear längs) für die Versuchswerkstoffe PE und PP betrachtet. Bild 6.51 stellt die Standzeit in Abhängigkeit des Fügedrucks für infrarotgeschweißte Prüfkörper mit und ohne Wulst dar. Für beide Versuchswerkstoffe ist eine Reduzierung der Standzeit durch das Entfernen der Schweißwulst zu erkennen. Eine mögliche Ursache hierfür stellt die bei infrarotgeschweißten Proben mit Schweißwulst größere Querschnittsfläche im Bereich der Fügeebene dar. Diese ist bei PP ca. 40 % und bei PE ca. 60 % größer, als bei den adäquaten Proben ohne Wulst. Je größer die Querschnittsfläche, unter der Annahme gleicher Schweißparameter, desto höher ist auch die absolute Häufigkeit an (verschlauften) Verbindungsmolekülen, die der Spannungsrissbildung entgegenwirken können.

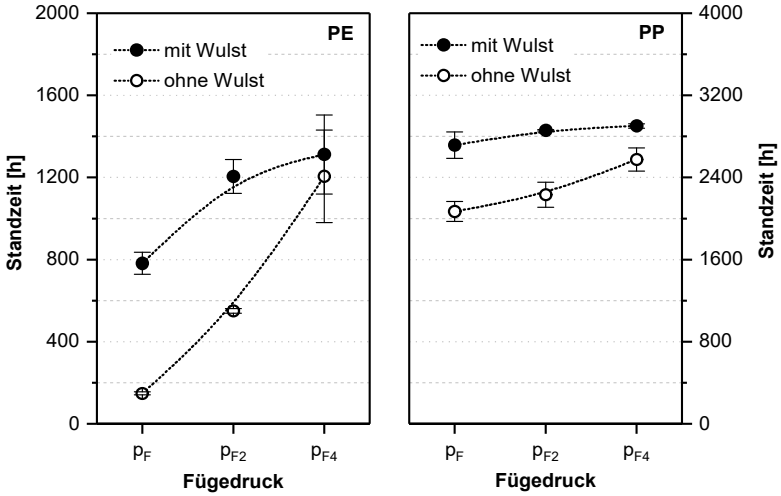


Bild 6.51: Standzeit im Zeitstand-Zugversuch für infrarotgeschweißte Prüfkörper mit und ohne Wulst in Abhängigkeit vom Fügedruck; Werkstoff: PE (links) und PP (rechts); Prüfspannung: 3,2 MPa

In Abhängigkeit des Fügedrucks tritt bei Proben ohne Schweißwulst eine Zunahme der Standzeit auf. Wie auch bei Proben mit Wulst, liefert der positive Einfluss der gesteigerten Fließgeschwindigkeit auf die Festigkeitsmechanismen eine Begründung. Das auftretende Bruchverhalten stützt diese These. Während bei Infrarotschweißverbindungen mit einem Fügedruck p_F Sprödbrüche entlang der Fügeebene mit einem sehr geringen duktilen Bruchanteil entstehen, nimmt der duktile Verformungsanteil mit steigendem Fügedruck zu (Bild 6.52). Dies deutet darauf hin, dass in einem größeren Bereich der Fügefläche verschlaufte Tie-Moleküle erhalten bleiben und zum Herausspulen kristalliner Bereiche beitragen. Es kommt zu einer Strukturumlagerung zu langgezogenen Fibrillen und einem diskontinuierlichen Bruchverlauf durch die Schweißnaht (Bild 6.52, rechts). Ein solches Risswachstum ist vor allem bei hoher Tie-Molekül-Anzahl und hohem Widerstand gegenüber Ermüdungsrissausbreitung zu beobachten [89]. Im Gegensatz dazu bleiben die kristallinen Strukturen bei einem Fügedruck p_F intakt und die Tie-Moleküle werden aus dem Kristallverband entschlauft und herausgezogen. Sowohl die Rissinitiierung als auch das Risswachstum finden dann bevorzugt entlang der Fügeebene statt (Bild 6.52, links). Heizelementschweißverbindungen weisen werkstoffunabhängig ein zu Infrarotschweißungen vergleichbares Zeitstandverhalten bei entfernter Schweißwulst auf.

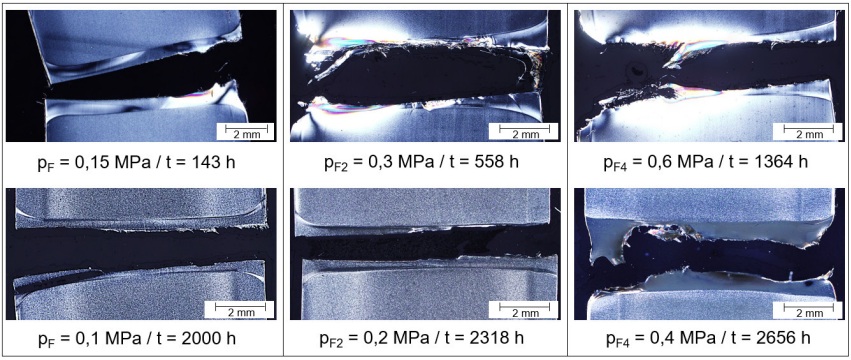


Bild 6.52: Bruchverhalten und probenspezifische Standzeiten von Infrarotschweißverbindungen ohne Schweißwulst aus PE (oben) und PP (unten) im Zeitstand-Zugversuch in Abhängigkeit des Fügedrucks; Prüfspannung: 3,2 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie

Bei Vibrationsschweißverbindungen führt das Entfernen der Wulst ebenfalls werkstoffunabhängig zur Reduzierung der Standzeit (Bild 6.53). Die Unterschiede zu Proben mit Wulst sind jedoch deutlich geringer, als bei Heizelement- und Infrarotschweißverbindungen. Eine mögliche Ursache stellt die geringere Querschnittsvergrößerung aufgrund kleinerer Schweißwülste beim Vibrationsschweißen dar. Darüber hinaus besitzen die Reihenstruktur bei PE und die

Zone der deformierten Sphärolithe bei PP, sowohl bei Proben mit als auch ohne Wulst, einen wesentlichen Einfluss auf die Rissinitiierung und das Risswachstum. Weitere geometrische und strukturelle Kerben/Schwachstellen besitzen nur einen vergleichsweise geringen Einfluss auf das Zeitstandverhalten von Vibrationsschweißverbindungen. Das Bruchverhalten von Vibrationsschweißverbindungen ohne Wulst ist exemplarisch für PE und PP bei einem Fügedruck p_F = 0,5 MPa in Bild 6.54 dargestellt. Im gesamten Fügedruckbereich sind Rissinitiierung und Risswachstum durch die reihenförmigen Strukturen im Bereich der Fügeebene (PE) und die Zone der deformierten Sphärolithe (PP) geprägt.

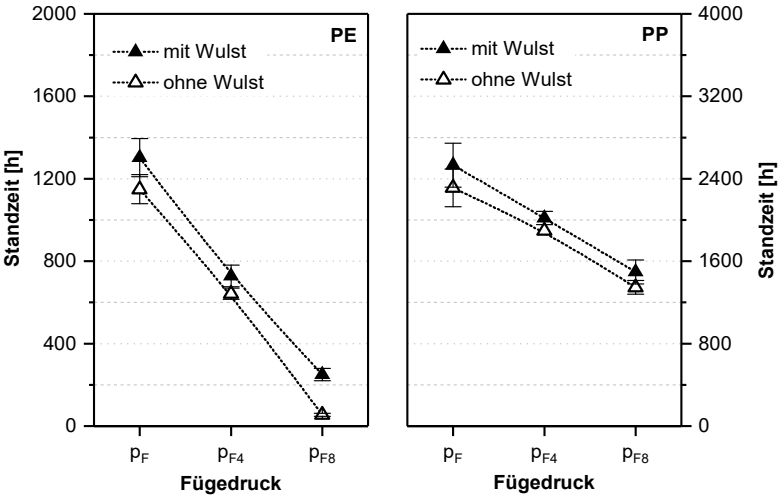


Bild 6.53: Standzeit im Zeitstand-Zugversuch für vibrationsgeschweißte (linear längs) Prüfkörper mit und ohne Wulst in Abhängigkeit vom Fügedruck; Werkstoff: PE (links) und PP (rechts); Prüfspannung: 3,2 MPa

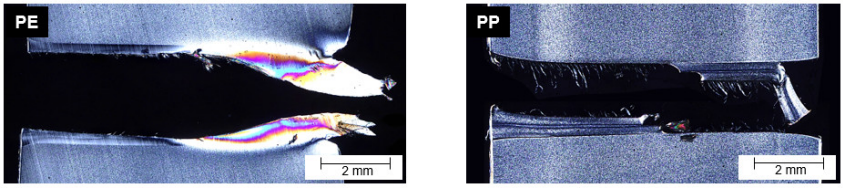


Bild 6.54: Bruchverhalten von Vibrationsschweißverbindungen (linear längs) ohne Schweißwulst aus PE (links) und PP (rechts) im Zeitstand-Zugversuch; Fügedruck: 0,5 MPa; Prüfspannung: 3,2 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie; probenspezifische Standzeiten: t_{PE} = 1063 h (links), t_{PP} = 2106 h (rechts)

Einfluss der Extrusionsrichtung

Der Einfluss der Extrusionsrichtung des Halbzeugs auf das Zeitstandverhalten der Schweißverbindung wird am Beispiel von Infrarotschweißverbindungen aus PE diskutiert. In Bild 6.55 ist der Zusammenhang zwischen der Standzeit im Zeitstand-Zugversuch und dem Winkel zwischen Schweißrichtung (SR) und Extrusionsrichtung (ER) dargestellt. Ein Winkel von 0° entspricht dem Schweißen in Extrusionsrichtung, d. h. der Fügedruck wird parallel zur Extrusionsrichtung aufgebracht. Bei einem Winkel von 90° erfolgt die Fügedruckaufbringung dementsprechend orthogonal zur Extrusionsrichtung. Für letztere Schweißungen treten fügedruckunabhängig signifikant niedrigere Standzeiten auf. Eine Erklärung liefert der Einfluss der molekularen Orientierung auf die Kerbempfindlichkeit des Grundwerkstoffs. Liegen die Molekülketten eher quer zur Belastungsrichtung vor (GW_{90}), verringern sich der Widerstand gegenüber langsamen Rissfortschritt und die Empfindlichkeit gegenüber geometrischen Kerben steigt (siehe Bild 6.35). Bei Schweißverbindungen mit Schweißwulst und einem Winkel von 90° zwischen Schweißrichtung und Extrusionsrichtung wirkt sich die Wulstkerbe somit stärker auf das Zeitstandverhalten unter Zugbelastung aus. Dies wird am Bruchverhalten der Schweißverbindungen ebenfalls deutlich. Unabhängig vom aufgebrachten Fügedruck erfolgt die Rissinitiierung in der Kerbe zwischen Schweißwulst und Grundwerkstoff (Bild 6.56). Damit unterscheidet sich das Bruchverhalten wesentlich von Schweißverbindungen, bei denen Schweißrichtung und Extrusionsrichtung parallel zueinander vorliegen. Bei diesen werden Rissinitiierung und Risswachstum, bedingt durch die niedrigere Empfindlichkeit gegenüber geometrischen Kerben, primär durch die Strukturzonen der Schweißnaht beeinflusst.

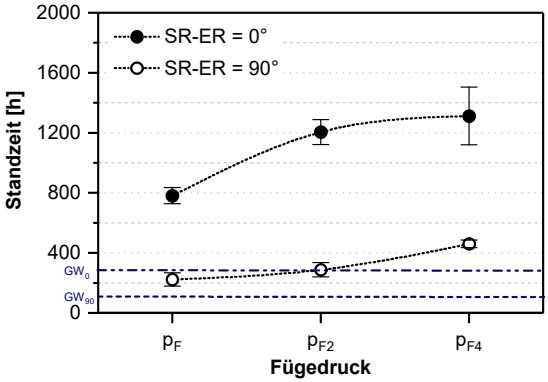
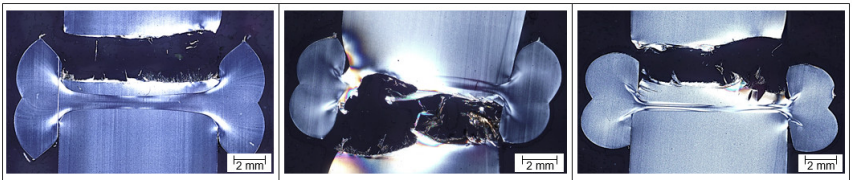


Bild 6.55: Einfluss des Winkels zwischen Schweißrichtung und Extrusionsrichtung auf die Standzeit von Infrarotschweißverbindungen aus PE; Prüfspannung: 3,2 MPa
GW_0: Standzeit des Grundwerkstoffs bei Belastungsrichtung in Extrusionsrichtung
GW_{90}: Standzeit des Grundwerkstoffs bei Belastungsrichtung quer zur Extrusionsrichtung



p_F = 0,15 MPa / t = 238 h | p_{F2} = 0,3 MPa / t = 253 h | p_{F4} = 0,6 MPa / t = 442 h

Bild 6.56: Bruchverhalten und probenspezifische Standzeiten von Infrarotschweißverbindungen aus PE im Zeitstand-Zugversuch in Abhängigkeit des Fügedrucks; Schweißrichtung orthogonal zur Extrusionsrichtung (90°); Prüfspannung: 3,2 MPa; Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie

Bezogen auf die Grundmaterialstandzeit GW_{90}, bei welcher die Belastungsrichtung und die Extrusionsrichtung des Halbzeugs senkrecht zueinander vorliegen, werden mit quer zur Extrusionsrichtung geschweißten Probekörpern Schweißfaktoren $f_S(\sigma 4) > 0{,}8$ erreicht. Bezogen auf die Grundmaterialstandzeit GW_0 wird ein Mindest-Zeitstandzug-Schweißfaktor $f_S(\sigma 4) > 0{,}8$ erst ab einem Fügedruck p_{F4} = 0,6 MPa erzielt.

Die Ergebnisse verdeutlichen, dass sowohl hinsichtlich des Grundwerkstoffs als auch der Schweißnaht richtungsabhängige Eigenschaften vorliegen, die bei der Bauteilberechnung und -konstruktion berücksichtigt werden müssen.

Tempereffekt

Der Einfluss des Temperns auf das Zeitstandverhalten von Kunststoffschweißverbindungen wird nachfolgend anhand von Infrarot- und Vibrationsschweißverbindungen (linear längs) ohne Schweißwulst für die Versuchswerkstoffe PE und PP dargestellt. Mit dem Ziel der Nachkristallisation, wurde das Tempern der geschweißten Probekörper bei Temperaturen dicht unterhalb der Kristallitschmelztemperatur durchgeführt. Den Effekt des Temperns auf die Werkstoffstruktur von PE und PP zeigt Bild 6.57. Für beide Werkstoffe liegt nach dem Tempern eine höhere Schmelzenthalpie und damit einhergehend, eine höhere Kristallinität vor. Bei PE bildet sich die für das Tempern nahe der Schmelztemperatur typische Temperschulter aus [160], die je nach Temperaturlage und Höhe auf eine steigende Anzahl von Kristalliten gleicher Lamellendicke hinweist.

Hinsichtlich des Zeitstandverhaltens unter Medieneinfluss kann sich die Nachkristallisation konträr auswirken. Die mit der Zunahme der Kristallisation einhergehende Verringerung der amorphen Zwischenbereiche hat eine geringere Medienaufnahme zur Folge [85, 86], was die Spannungsrissbildung hemmen kann. Andererseits kann die Nachkristallisation Schwindungsvorgänge bewirken, welche zwischen den Sphärolithen Zugspannungen hervorrufen [30].

Diese können bevorzugt an den Sphärolithgrenzen zu Rissen führen und die Spannungsrissbildung begünstigen. Darüber hinaus vermindert sich mit einer Verringerung des amorphen Anteils und einer Zunahme der Lamellendicke die Anzahl an Tie-Molekülen, was den Widerstand gegenüber Spannungsrissbildung bei statischer Beanspruchung ebenfalls reduziert [82].

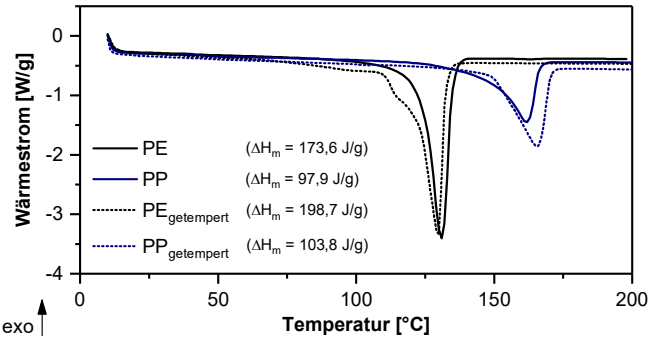


Bild 6.57: Aufschmelzverhalten von PE und PP vor und nach dem Tempern; DSC 1. Aufheizen, Heizrate 10 K/min, Aluminium-Tiegel gelocht

Die Auswirkung des Temperns auf die Standzeit der Schweißverbindungen zeigt Bild 6.58. Sowohl für Infrarot- und Vibrationsschweißverbindungen aus PE als auch PP tritt eine signifikante Verringerung der Standzeit durch das Tempern auf. Es liegt die Vermutung nahe, dass der positive Effekt der verringerten Medienaufnahme durch die Verringerung der Tie-Molekül-Dichte und der Schwindungsvorgänge entlang der Sphärolithgrenzen überlagert wird. Eine Verringerung der Anzahl verschlaufter Tie-Moleküle zwischen benachbarten Zonen mit differenten strukturellen und mechanischen Eigenschaften ist ebenso denkbar. Darüber hinaus entsteht durch das Tempern eine Neuordnung der Molekülketten, verbunden mit einer Abnahme des freien Volumens. Durch die Abnahme des freien Volumens verringern sich die molekulare Beweglichkeit des Werkstoffs und sein Energieaufnahmevermögen, was zur Versprödung des Materials beiträgt [161]. Eine Bestätigung liefert das Bruchverhalten der getemperten Proben im Zeitstand-Zugversuch, welches speziell bei Infrarotschweißverbindungen durch verformungslose Spiegelbrüche in der Schweißnaht gekennzeichnet ist (siehe Bild 6.58).

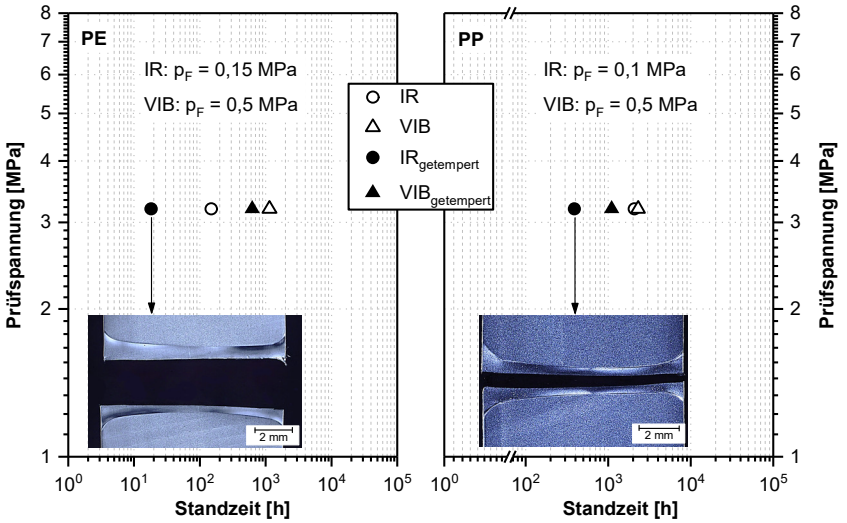


Bild 6.58: Standzeiten im Zeitstand-Zugversuch für Infrarot- und Vibrationsschweißverbindungen ohne Schweißwulst (linear längs) aus PE (links) und PP (rechts) im getemperten und ungetemperten Zustand; Durchlichtmikroskopische Aufnahme des Bruchverhaltens einer getemperten Infrarotschweißverbindung

6.5.6 Zusammenfassung der Zeitstandversuche

Nahezu fügedruckunabhängig werden für die Schweißverfahren Infrarot- und Vibrationsschweißen (linear längs) Zeitstandzug-Schweißfaktoren $f_S(\sigma 4) \geq 0{,}8$ erreicht. Dies entspricht Zeitstandfestigkeiten auf dem Niveau von Heizelementschweißverbindungen. Es zeigt sich jedoch, dass eine Steigerung des Fügedrucks sowohl beim Heizelement- als auch Infrarotschweißen eine Zunahme der Standzeit bewirkt. Als Ursache werden die fließbedingt positiven Effekte auf die Bildung von Verknüpfungspunkten in der Fügeebene angesehen, was zu einer besseren Kraftübertragung innerhalb der Schweißnaht beiträgt. Das Bruchverhalten der Schweißverbindungen stützt diese These. Während es bei einem niedrigen Fügedruck zu Fügeebenenbrüchen kommt, ist das Bruchverhalten bei steigendem Fügedruck durch diskontinuierliche Bruchverläufe gekennzeichnet. Hinsichtlich des Bruchverhaltens von HS- und IR-Schweißnähten mit Schweißwulst muss jedoch zwischen den Werkstoffen PE und PP klar differenziert werden. Mit steigendem Fügedruck erfolgen Rissinitiierung und Risswachstum im Bereich der Scherzone. Die Fügeebene ist am Bauteilversagen nicht mehr beteiligt. Schweißnähte aus PP sind bei höheren Fügedrücken hingegen durch eine Rissinitiierung in der Wär-

meeinflusszone der Schweißwulst charakterisiert. Das Risswachstum verläuft dann im Grundwerkstoff zur benachbarten Wärmeinflusszone und führt dort zum Bauteilversagen. Unabhängig vom Bruchverhalten werden die Mindestanforderungen an die mechanische Schweißnahtqualität nach DVS-Richtlinie 2203-1 Beiblatt 2 [1] erfüllt. Die These, dass das Versagensverhalten qualitativ hochwertiger Stumpfschweißverbindungen allein durch die Kerbwirkung zwischen Grundwerkstoff und Schweißwulst bestimmt wird, kann somit nicht bestätigt werden. Vielmehr beeinflussen die strukturellen Zustände innerhalb der Schweißnaht das Bruchverhalten im Zeitstand-Zugversuch sowie die erreichbaren Standzeiten.

Auch das Bruchverhalten von Vibrationsschweißverbindungen ist wesentlich durch den strukturellen Nahtaufbau gekennzeichnet. Die Rissinitiierung und das Risswachstum erfolgen fügedruckunabhängig im Bereich der maximalen Schmelzeanstrengung. Mit steigendem Fügedruck nimmt diese zu, was mit einer Verringerung der Standzeit einhergeht. Im untersuchten Fügedruckbereich ergibt sich ein zum HS- und IR-Schweißen gegensätzlicher Zusammenhang zwischen Fügedruck und Standzeit. Einen weiteren Einfluss auf die Standzeit von Vibrationsschweißverbindungen stellt die Schwingrichtung dar. Ebenfalls fügedruckunabhängig lassen sich mit Längsschweißungen aus PE und PP höhere Standzeiten erzielen, als mit den adäquaten Querschweißungen. Dies ist insbesondere auf die bei Querschweißungen größere Schmelzedeformation aufgrund des höheren, resultierenden Fügedrucks und der Überlagerung von Quetschfluss und Reibrelativbewegung zurückzuführen.

Anhand der Prüfung von Schweißverbindungen ohne Schweißwulst kann der Einfluss der Schweißnahtstruktur auf das Zeitstandverhalten isoliert betrachtet werden. Rissinitiierung und Risswachstum finden ausschließlich entlang struktureller Schwachstellen statt. Bei HS- und IR-Schweißnähten stellt die Fügeebene werkstoffunabhängig eine Strukturkerbe dar. Selbiges trifft auf Vibrationsschweißverbindungen aus PE zu, bei denen im Bereich der Fügeebene eine ausgeprägte Schmelzedeformation stattfindet, die zur Bildung einer reihenförmigen Struktur beiträgt. Das Bruchverhalten von Vibrationsschweißverbindungen aus PP ist sowohl mit als auch ohne Schweißwulst durch die Zone der deformierten Sphärolithe geprägt. Die Ergebnisse verdeutlichen darüber hinaus, dass ein Entfernen der Schweißwulst, unabhängig vom Schweißverfahren und Fügedruck, kritisch zu betrachten ist. Die Standzeit wird durch das Entfernen der Wulst signifikant verkürzt. Eine mögliche Ursache stellt die Verringerung der belasteten Querschnittsfläche in der Fügeebene dar, die mit einer reduzierten, absoluten Häufigkeit an (verschlauften) Tie-Molekülen einhergeht. Die Folge ist eine Verminderung der Spannungsrissbeständigkeit der gesamten Schweißverbindung. Aufgrund der kleineren Schweißwülste bei Vibrationsschweißungen, wirkt sich ein Entfernen der Wulst somit weniger stark aus, als bei HS- oder Infrarotschweißverbindungen.

Weitere, das Zeitstandverhalten von Kunststoffschweißverbindungen beeinflussende Faktoren stellen die Orientierung der Molekülketten im Bauteil und das Nachkristallisieren des Werkstoffs dar. Ist die Mehrheit der Molekülketten orthogonal zur Belastungsrichtung orientiert, werden sowohl die Standzeit des Grundwerkstoffs als auch die Standzeit der Schweißverbindung verkürzt. Einen ähnlichen Effekt bewirkt das Tempern, was auf das Nachkristallisieren des Werkstoffs zurückzuführen ist. Die Verringerung des amorphen Anteils impliziert einerseits Schwindungsvorgänge mit daraus resultierenden Zugspannungen zwischen den Sphärolithen und andererseits eine Abnahme der Tie-Molekül-Dichte. Die Folge ist eine Verringerung der Standzeit. Ein Abbau thermisch bedingter Eigenspannungen durch das Tempern kann aufgrund der geringen Nahtkrümmung vernachlässigt werden.

7 Diskussion der Ergebnisse

7.1 Qualitätsbeurteilung der Schweißverbindungen

Die Charakterisierung der Schweißverbindungen erfolgt zunächst anhand der kurzzeitmechanischen Prüfergebnisse. Unter einachsiger Zugbelastung werden verfahrensübergreifend Schweißnahtfestigkeiten auf dem Niveau des jeweiligen Grundwerkstoffs erreicht. Dies entspricht einem Kurzzeit-Schweißfaktor $f_Z = 1{,}0$. Lediglich bei Vibrationsschweißungen und Fügedrücken ab 2 MPa tritt ein signifikanter Festigkeitsverlust auf. Dieser Festigkeitsabfall wird mit der sich bei höheren Fügedrücken verringernden Restschmelzeschichtdicke begründet. Das Material der Schweißnaht kühlt aufgrund des geringeren Wärmevolumens schneller ab, wodurch weniger Zeit für Rekristallisationsvorgänge zur Verfügung steht. Zusätzlich steigt mit zunehmendem Fügedruck der Anteil der Scherdeformation im Fließkanal. Bei Heizelement- und Infrarotschweißungen ist dieser Zusammenhang trotz einer vergleichbaren Verringerung der Restschmelzeschichtdicke mit steigendem Fügedruck nicht erkennbar. Es ist jedoch davon auszugehen, dass die niedrigeren Fügedrücke beim HS- und IR-Schweißen, bei gleicher Reduzierung der Restschmelzeschichtdicke wie bei VIB-Schweißungen, eine geringere Scherdeformation der Schmelze zur Folge haben.

Im Schlagbiegeversuch ergibt sich bei VIB-Schweißungen mit steigendem Fügedruck eine analoge Tendenz zum Kurzzeit-Zugversuch. Werkstoffunabhängig verringert sich die Schlagzähigkeit mit der Erhöhung des Fügedrucks. Das Werkstoffverhalten wird zunehmend spröder und ist durch instabiles Risswachstum gekennzeichnet. Bei HS- und Infrarotschweißungen bewirkt die Erhöhung des Fügedrucks einen gegenteiligen Effekt. Die Schlagzähigkeit nimmt, sofern bestimmbar, mit steigendem Fügedruck zu. Während das Bauteilversagen bei einem Fügedruck p_F noch durch Sprödbrüche entlang der Fügeebene charakterisiert ist, treten mit einer Zunahme des Fügedrucks diskontinuierliche Bruchverläufe oder ein zunehmend duktileres Werkstoffverhalten auf. Der positive Einfluss der Fügedrucksteigerung zeigt sich insbesondere bei HS- und IR-Schweißverbindungen aus PE. Bei Fügedrücken ab p_{F2} werden zwar Risse in die Schweißnaht initiiert, diese breiten sich jedoch nicht weiter aus. Es erfolgt ein Rissstopp, der ein vollständiges Bauteilversagen verhindert.

Hinsichtlich des Zeitstandverhaltens der Schweißverbindungen ergibt sich gleichermaßen eine Abhängigkeit vom Schweißverfahren und Fügedruck. Während die Steigerung des Fügedrucks bei HS- und IR-Schweißungen zu einer Erhöhung der Standzeit beiträgt, führt diese bei VIB-Schweißungen zu einer Verkürzung der Standzeit. Dementsprechend sinkt auch der Zeitstandzug-Schweißfaktor mit zunehmendem Fügedruck (Bild 7.1). Unter der Annahme eines Mindest-Zeitstandzug-Schweißfaktors $f_S = 0{,}8$ wird die Anforderung bei VIB-Schweißverbindungen ab einem Fügedruck $p_{F8} = 4$ MPa für PE und ab $p_{F4} = 2$ MPa für PP nicht mehr

erfüllt. Dennoch liegt sowohl für PE als auch PP ein gutes Langzeit-Tragverhalten dieser Schweißungen vor, welches mit dem des berührungslosen Heizelementschweißens nach DVS-Richtlinie 2203-1 Beiblatt 2 [1] vergleichbar ist. Für HS- und IR-Schweißverbindungen werden hingegen fügedruckunabhängig Zeitstandzug-Schweißfaktoren $f_S(\sigma 4) \geq 0{,}8$ erreicht, was eine hohe Nahtgüte im untersuchten Fügedruckbereich demonstriert.

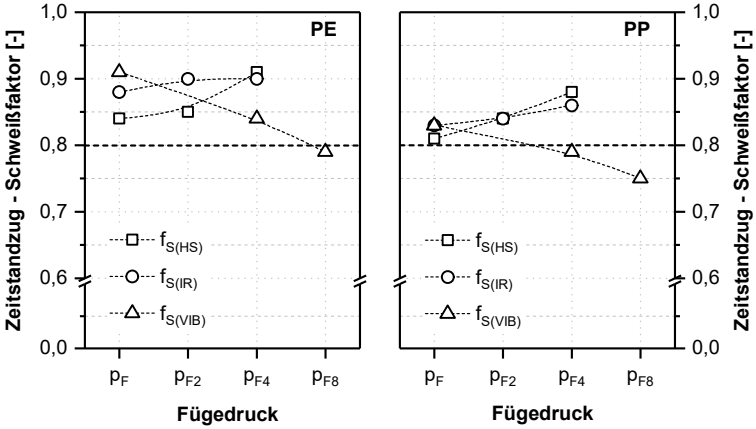


Bild 7.1: Zeitstandzug-Schweißfaktor $f_S(\sigma 4)$ für die Verfahren Heizelement- (HS), Infrarot- (IR) und Vibrationsschweißen (VIB; linear längs) in Abhängigkeit des Fügedrucks; Versuchswerkstoffe: PE (links) und PP (rechts); Prüfkörper mit Schweißwulst

Wird die Schweißwulst am Bauteil entfernt, kann dies zu einer erheblichen Verkürzung der Standzeit und zur Reduzierung des Schweißfaktors beitragen. Dies ist speziell bei der Rohrsanierung, bei der ein Entfernen der Schweißwulst meist unumgänglich ist, von besonderer Bedeutung. Für derartige Anwendungsfälle ist die Ermittlung separater Schweißfaktoren an Probekörpern ohne Wulst empfehlenswert.

7.2 Prozess-Struktur-Eigenschaften

Nachfolgend wird die Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehung für das Zeitstandverhalten von Kunststoffschweißverbindungen diskutiert.

Die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung unter Zeitstandzug-Belastung sowie das Bruchverhalten werden wesentlich durch das lokale Eigenschaftsprofil einzelner Strukturzonen bestimmt. Ein heterogener Nahtaufbau führt dabei zu einer Inhomogenität der mechanischen Eigenschaften. Der strukturelle Aufbau der Schweißnaht wird insbesondere durch die Fließbedingungen während der Fügephase sowie die Kristallisationsbedingungen in der Abkühlphase beeinflusst. Werkstoffunabhängig führt die Steigerung des Fügedrucks zu einer Veränderung der Fließbedingungen der Schmelze und damit einhergehend zur Ausbildung differenter Schweißnahtstrukturen. Der Einfluss des Fügedrucks auf die mittlere Fließgeschwindigkeit entlang der Fügeebene und der mittleren Schergeschwindigkeit am Ende der Fließphase sowie auf den Zeitstandzug-Schweißfaktor wird schematisch in Bild 7.2 für die Verfahren Heizelement- und Infrarotschweißen veranschaulicht. Für die Kurvenverläufe wurden die Fließ- und Schergeschwindigkeiten näherungsweise berechnet, sowie der entsprechende Zeitstandzug-Schweißfaktor praktisch ermittelt.

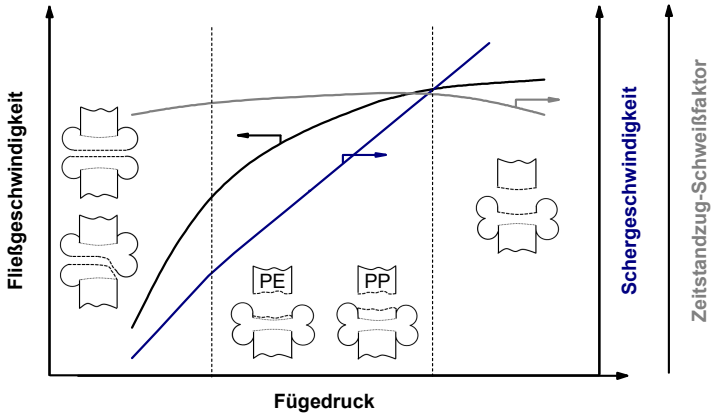


Bild 7.2: Schematischer Verlauf der mittleren Fließgeschwindigkeit entlang der Fügeebene und der mittleren Schergeschwindigkeit am Ende der Fließphase sowie des Zeitstand-Zugschweißfaktors in Abhängigkeit des Fügedrucks für die Verfahren Heizelement- und Infrarotschweißen; Schematische Darstellung des zuzuordnenden Bruchverhaltens im Zeitstand-Zugversuch

Die Fließgeschwindigkeit nimmt zunächst mit steigendem Fügedruck zu, bis diese bei höheren Drücken ein Plateau erreicht. Die Schergeschwindigkeit steigt hingegen nahezu linear an. Für eine qualitativ hochwertige Schweißverbindung mit guten langzeitmechanischen Kennwerten muss eine Mindestfließgeschwindigkeit vorliegen. Stellt sich diese nicht ein, treten Fügeebenenbrüche auf (siehe Bruchschema in Bild 7.2, Kurvenabschnitt links), die auf eine unzureichende Verknüpfung der Molekülketten der beiden Fügepartner verweisen. Gemäß der Hypothese der Mindestfließgeschwindigkeit [106] und der Nexus-Hypothese [45] treten hohe Schweißnahtfestigkeiten bzw. eine hohe Kraftübertragung über die Fügeebene dann auf, wenn viele lamellare Verknüpfungen und eine hohe Intensität des Stofftransportes vorliegen. Die Rissinitiierung und das Risswachstum verlaufen unter Zeitstandzug-Belastung dementsprechend außerhalb der Fügeebene. Während die Rissinitiierung bei PE durch die Kerbwirkung in der Wulstkerbe bedingt wird, beeinflusst bei PP die Entstehung einer Oberflächenkerbe am Rand der Schweißwulst den Bruchbeginn (siehe Bruchschema in Bild 7.2, Kurvenabschnitt Mitte). Das Risswachstum verläuft werkstoffunabhängig im Grundwerkstoff. Bei weiterer Erhöhung des Fügedrucks wird die Fließgeschwindigkeit kaum mehr gesteigert. Die Schergeschwindigkeit nimmt jedoch weiter zu, was zu einer steigenden Scherbeanspruchung der Bereiche zwischen Grundwerkstoff und Schmelze beiträgt. Die Molekülketten orientieren sich in Beanspruchungsrichtung und die Überlagerung der Abkühlung friert diesen Zustand ein. Die in dieser Weise entstehende Zone der deformierten Sphärolithe stellt bei höheren Fügedrücken den Ort der Rissentstehung und des Risswachstums dar (siehe Bruchschema in Bild 7.2, Kurvenabschnitt rechts). Nach Erreichen dieser kritischen Schergeschwindigkeit kann eine Verringerung der Zeitstandfestigkeit eintreten.

Ebenso wie beim Heizelement- und Infrarotschweißen, werden die mechanischen Schweißnahteigenschaften beim Vibrationsschweißen maßgeblich durch die Scherung und Dehnung der Schmelze sowie das Kristallisationsverhalten beeinflusst. Bild 7.3 zeigt schematisch die Kurvenverläufe der maximalen Fließ- und Schergeschwindigkeit während der quasistationären Schmelzebildung (Phase 3) sowie des Zeitstandzug-Schweißfaktors in Abhängigkeit des Fügedrucks für das lineare Vibrationsschweißen (Längsschweißung). Sowohl die Fließ- als auch Schergeschwindigkeit nehmen mit steigendem Fügedruck nahezu linear zu. Der Zeitstandzug-Schweißfaktor verringert sich aufgrund der damit verbundenen stärkeren Schmelzeanstrengung mit steigendem Fügedruck. Je nach Werkstoff führen die Schmelzedeformationsprozesse in Abhängigkeit des Fügedrucks zu differenten Bruchcharakteristika. Die Rissinitiierung von vibrationsgeschweißtem PE wird bei niedrigen Fügedrücken durch die Schweißwulstkerbe bestimmt (siehe Bruchschema in Bild 7.3, Kurvenabschnitt links). Die Rissausbreitung erfolgt im Grundwerkstoff, d. h. Bruchverhalten und Standzeit werden durch die Kerbempfindlichkeit des Grundwerkstoffs determiniert. Mit steigendem Fügedruck ändert sich dieses Bruchverhalten. Die maximale Deformation der Schmelze findet in der Fügeebene statt, was bei hohen

Fügedrücken (ab ca. 2 MPa) zur Bildung von reihenförmigen Strukturen bei PE führen kann. Unter Zeitstandzug-Belastung stellt diese Zone den Ort des Rissbeginns und des Risswachstums dar (siehe Bruchschema in Bild 7.3, Kurvenabschnitt rechts). Das Versagensverhalten von PP wird hingegen fügedruckunabhängig von der Zone der deformierten Sphärolithe bestimmt (siehe Bruchschema in Bild 7.3, Kurvenabschnitt links und rechts). Diese Zone stellt für das untersuchte PP den Bereich der höchsten Werkstoffanstrengung und somit eine strukturelle Kerbe dar. In dieser Zone sind die Entschlaufungsvorgänge durch Scherung maximal. Darüber hinaus liegt eine ausgeprägte Kettenorientierung quer zur Belastungsrichtung vor.

Die Ergebnisse verdeutlichen, dass das Zeitstandverhalten von Kunststoffschweißverbindungen maßgeblich durch die morphologischen bzw. strukturellen Bedingungen in und um die Naht bestimmt wird. Relevante Schweißnahtbereiche stellen vor allem die Fügeebene und die Zone der deformierten Sphärolithe dar, die unter Zeitstandzug-Belastung als Strukturkerben wirken. Besitzt der Werkstoff eine hohe Kerbempfindlichkeit, bei gleichzeitiger Reduzierung bzw. Vermeidung von Strukturkerben, dominiert der Einfluss geometrischer Kerben auf das Versagensverhalten. Beispielhaft zeigt dies das Bruchverhalten von Schweißverbindungen, die orthogonal zur Extrusionsrichtung des Halbzeugs gefertigt wurden. Im Gegensatz zu Schweißungen in Extrusionsrichtung, erfolgt die Rissinitiierung im untersuchten Fügedruckbereich ausschließlich in der Schweißwulstkerbe. Der Einfluss struktureller Bedingungen ist dabei vernachlässigbar. Das differente Versagensverhalten ist auf die unterschiedliche Kerbempfindlichkeit des Grundwerkstoffs in Abhängigkeit der Extrusionsrichtung zurückzuführen. Diese ist orthogonal zur Extrusionsrichtung deutlich niedriger als parallel dazu. Dementsprechend wirkt sich auch die Spannungsüberhöhung in der Schweißwulstkerbe bei orthogonal zur Extrusionsrichtung geschweißten Prüfkörpern dominanter auf das Bruchverhalten und die Standzeit aus.

Mittels kurzzeitmechanischer Prüfmethoden, wie dem Mikrozugversuch und dem Schlagbiegeversuch, konnte das Verständnis über den Einfluss der Schweißnahtzonen auf die lokale Deformation sowie den Bruchverlauf vertieft werden. Übereinstimmende Deformationscharakteristika in den Kurzzeit- und Langzeitprüfungen ermöglichen somit eine Beurteilung der Rissinitiierung und des Risswachstums in Kunststoffschweißverbindungen. Erreichbare Standzeiten und Zeitstandzug-Schweißfaktoren lassen sich jedoch nicht aus den Ergebnissen der Kurzzeitprüfung prognostizieren.

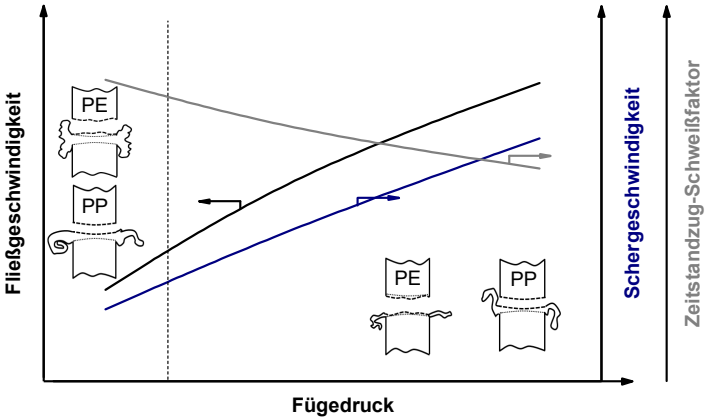


Bild 7.3: Schematischer Verlauf der maximalen Fließ- und Schergeschwindigkeit in Phase 3 sowie des Zeitstand-Zugschweißfaktors in Abhängigkeit des Fügedrucks für das Verfahren Vibrationsschweißen; Schematische Darstellung des zuzuordnenden Bruchverhaltens im Zeitstand-Zugversuch

7.3 Übertragbarkeit der Erkenntnisse auf weitere Werkstoffe

Nachfolgend wird das Zeitstandverhalten weiterer, typischer Vertreter des Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbaus charakterisiert. Die Betrachtungen erfolgen dabei speziell an der Werkstoffgruppe der leitfähigen Polyolefine. In modernen Industrieanlagen werden diese Werkstoffe zunehmend für explosionsgefährdete Bereiche eingesetzt, um die elektrostatische Aufladung von Rohrleitungskomponenten zu verhindern [162]. Werden derartige Ladungen nicht kontrolliert abgeführt, entsteht eine Funkenentladung, die letztendlich zur Explosion des gesamten Systems führen kann. Um die elektrostatische Aufladung verhindern zu können, wird den Werkstoffen Leitruß beigemischt. Dieser kann sich sowohl auf das Schweißverhalten des Werkstoffs als auch auf die Zeitstandfestigkeit der Schweißverbindung auswirken. Trotz der hohen Anforderungen der Halbzeugbranche an die langzeitigen, mechanischen Schweißnahteigenschaften, fehlen wesentliche Erkenntnisse zum Zeitstandverhalten der leitfähigen Polyolefine.

Für die Untersuchung des Versagensverhaltens dieser Werkstoffgruppe unter Zeitstandzug-Belastung wurden marktverfügbare Extrusionsplatten genutzt. Zum einen wurde ein Polyethylen (PE-EL) mit ca. 14 Gew.-% Rußfüllung und zum anderen ein Polypropylen (PP-EL-S) mit ca. 16 Gew.-% Rußfüllung und 24 Gew.-% Flammschutz verwendet. Beide Werkstoffe wurden mittels des Heizelementstumpfschweißens gefügt. Analog zu den Versuchen mit PE, PE sw

und PP, wurde eine Fügedruckvariation durchgeführt. Diese umfasst die Fügedrücke $p_{0,15}$ = 0,15 MPa (PE-EL) und $p_{0,1}$ = 0,1 MPa (PP-EL-S) sowie eine Drucksteigerung auf $p_{0,5}$ = 0,5 MPa. Bild 7.4 zeigt die Ergebnisse des Zeitstand-Zugversuchs in Abhängigkeit von Werkstoff und Fügedruck. Die Steigerung des Fügedrucks bewirkt, ebenso wie bei den Versuchswerkstoffen PE, PE sw und PP, eine Verlängerung der Standzeit. Werkstoffunabhängig werden durch die Steigerung des Fügedrucks Zeitstandzug-Schweißfaktoren $f_S(\sigma 4) > 0{,}8$ erreicht. Wird jedoch der für Polyethylen und Polypropylen typische Fügedruck gewählt, werden die Mindestanforderungen nach DVS-Richtlinie 2203-1 Beiblatt 2 [1] für Heizelementschweißnähte unterschritten. Ergänzend zu den Standzeiten wird das Bruchverhalten der Schweißverbindungen in Bild 7.4 dargestellt. Aufgrund des hohen Rußgehaltes sind durchlichtmikroskopische Aufnahmen nicht durchführbar. Während bei PE-EL, unabhängig vom Fügedruck, Fügeebenenbrüche auftreten, ist das Versagensverhalten von HS-Schweißnähten aus PP-EL-S durch eine Rissinitiierung in der Schweißwulstkerbe gekennzeichnet. Das Risswachstum erfolgt diskontinuierlich durch die Schweißnaht. Eine mögliche Ursache für das differente Bruchverhalten kann, analog zu den Ergebnissen aus Kapitel 6.5.5 (Einfluss der Extrusionsrichtung), die unterschiedliche Kerbempfindlichkeit der Werkstoffe darstellen. Infolge der unterschiedlichen Kerbempfindlichkeit kann sich die geometrische Kerbe zwischen Wulst und Grundwerkstoff bei PP-EL-S dominanter auf das Versagensverhalten auswirken, als bei PE-EL. Im Gegensatz dazu wirkt bei PE-EL die strukturelle Kerbe im Bereich der Fügeebene versagensinitiierend. Welchen Einfluss eine weitere Steigerung des Fügedrucks auf die Standzeit und das Bruchverhalten elektrisch leitfähiger Compounds besitzt, muss durch weiterführende Untersuchungen geklärt werden.

Die Ergebnisse zeigen, dass sich die Erkenntnisse dieser Arbeit ebenfalls auf funktionalisierte Polyolefine übertragen lassen. Sowohl der positive Einfluss der Fügedrucksteigerung auf die Lebensdauer der Schweißverbindung als auch die Relevanz der strukturellen Bedingungen für das Versagensverhalten unter Zeitstandzug-Belastung lassen sich anhand der leitfähigen Werkstoffe verifizieren.

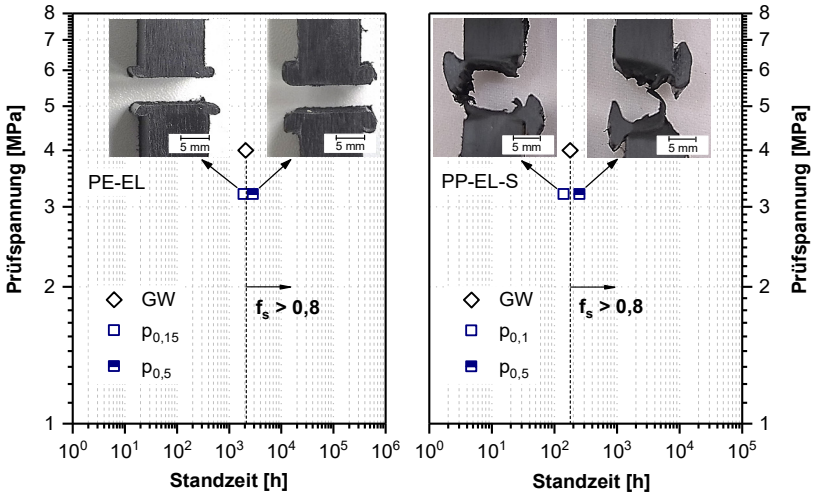


Bild 7.4: Standzeiten von Heizelementschweißverbindungen aus PE-EL (links) und PP-EL-S (rechts) in Abhängigkeit vom Fügedruck; Makroskopische Übersichtsaufnahme des Bruchbildes; Prüftemperatur: 95 °C, Prüfmedium: 2 %-ige Arkopallösung

Weitere Untersuchungen erfolgten an heizelementstumpf- und vibrationsgeschweißten Halbzeugen aus PE 100. Hierfür wurden Zeitstand-Zugversuche an Prüfkörpern mit einer umlaufend in die Schweißnaht eingebrachten Kerbe (FNCT) durchgeführt. Die Versuchsbedingungen wurden in Anlehnung an DVS 2203-4 Beiblatt 2 [1] und ISO 16770 [129] gewählt. Die Standzeiten des Grundwerkstoffs und der Schweißverbindungen in Abhängigkeit des Fügedrucks sind in Bild 7.5 dargestellt. Analog zu den Versuchswerkstoffen PE, PE sw und PP tritt auch bei heizelementgeschweißtem PE 100 eine Steigerung der Standzeit mit der Erhöhung des Fügedrucks auf (siehe Bild 7.5, links). Der vergleichsweise geringe Unterschied zwischen den Fügedrücken p_{F2} = 0,3 MPa und p_{F4} = 0,6 MPa deutet auf eine kritische Schergeschwindigkeit hin, die bei einer weiteren Erhöhung des Fügedrucks zur Verringerung der Standzeit führen kann (siehe Kapitel 7.2). Die im Rahmen der Arbeit gewonnenen Erkenntnisse zum Zeitstandverhalten von Vibrationsschweißverbindungen lassen sich anhand von PE 100 ebenfalls verifizieren. Die Steigerung des Fügedrucks bewirkt eine erhöhte Dehn- und Scherbelastung der Schmelze während des Fügens und führt zu einer Verringerung der Standzeit (siehe Bild 7.5, rechts), was ein zu den Versuchswerkstoffen PE und PP identisches Zeitstandverhalten darstellt.

Darüber hinaus wird anhand der Ergebnisse des FNCT deutlich, dass das Schweißnahtmaterial generell eine höhere Kerbempfindlichkeit besitzt, als der Grundwerkstoff. Eine wesentliche Ursache stellen die während des Fügens und Abkühlens entstehenden, strukturellen Inhomogenitäten innerhalb der Schweißnaht dar. Diese führen zu differenten mechanischen Eigenschaften und damit einhergehend zu lokalen Spannungsüberhöhungen, welche das Risswachstum beschleunigen.

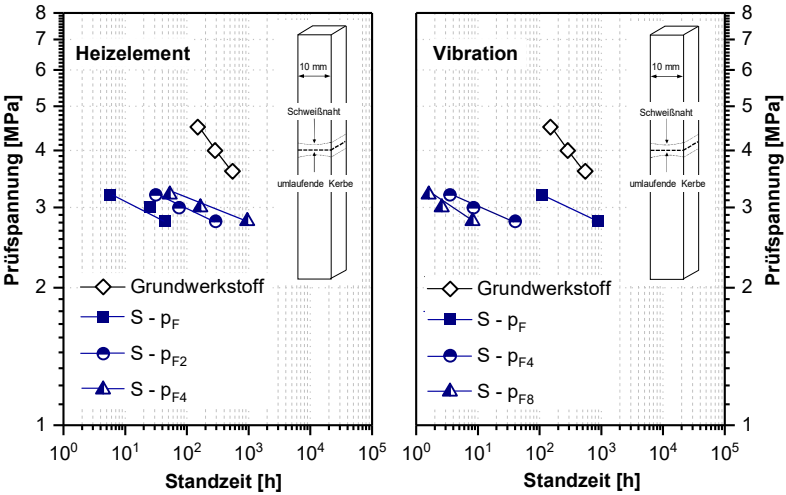


Bild 7.5: Fügedruckabhängige Standzeiten von Heizelement- (links) und Vibrationsschweißverbindungen (rechts) aus PE 100 im FNCT; Prüftemperatur: 95 °C; Prüfmedium: 2 %-ige Arkopallösung

8 Zusammenfassung und Ausblick

Im Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbau werden sowohl an den eingesetzten Werkstoff als auch an die entsprechende Schweißverbindung hohe Qualitätsanforderungen hinsichtlich der erreichbaren Lebensdauer gestellt. Diese wird im Wesentlichen durch die Spannungsrissbeständigkeit des Werkstoffes determiniert. Die Spannungsrissbeständigkeit thermoplastischer Schweißverbindungen wird unter anderem durch geometrische und strukturelle Parameter beeinflusst. Hinreichende Ergebnisse zum Spannungsriss- bzw. Zeitstandverhalten liegen jedoch nur für das Warmgasextrusions- und das Heizelementstumpfschweißen vor, sodass diese Verfahren mit präzise vorgegebenen Parametern entsprechend des Regelwerkes des DVS allgemein einsetzbar sind. Aufgrund des umfangreichen experimentellen Aufwandes und der notwendigen Richtlinienarbeit hat in den vergangenen Jahren nur noch ein weiteres Verfahren, eine sehr spezialisierte, maschinengebundene Form des IR-Schweißens, im Rohrleitungsbau Anwendung gefunden. Von der schnellen Entwicklung der Kunststoffschweißtechnik ist der Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbau praktisch getrennt.

Diesbezüglich wurden zwei Zielstellungen im Rahmen der Untersuchungen verfolgt:

1. Ermittlung des Potentials der verfahrenstechnisch zum Einsatz für das Halbzeugschweißen prinzipiell geeigneten Verfahren Vibrations- und Infrarotschweißen für Langzeitanwendungen sowie der zuverlässig erreichbaren Zeitstandzug-Schweißfaktoren
2. Erweiterung der Wissensbasis zu den strukturellen Einflussgrößen auf das Zeitstandverhalten thermoplastischer Schweißverbindungen

Die Untersuchungen zeigen, dass mittels des Vibrations- und Infrarotschweißens nahezu fügedruckunabhängig Zeitstandzug-Schweißfaktoren $f_s(\sigma 4) \geq 0{,}8$ erreicht werden. Lediglich beim Vibrationsschweißen mit hohen Fügedrücken ab 4 MPa wird ein Schweißfaktor von 0,8 nicht mehr zuverlässig erzielt. Mit dem Vibrations- und Infrarotschweißen werden somit Zeitstandzug-Schweißfaktoren erlangt, die denen des Heizelementstumpfschweißens entsprechen. Ein Einsatz dieser alternativen Schweißverfahren im Apparate-, Behälter- und Rohrleitungsbau ist damit gegeben. Mit diesen Ergebnissen lassen sich das Vibrations- und Infrarotschweißen als Fertigungsalternative erstmals auf der Basis gesicherter Messergebnisse diskutieren, was zu einer wirtschaftlicheren und effizienteren Fertigung beitragen kann.

Unabhängig von den untersuchten Werkstoffen wird der Einfluss des Fügedrucks auf den strukturellen Nahtaufbau und das damit verbundene Zeitstandverhalten deutlich. Während eine Steigerung des Fügedrucks beim Heizelement- und Infrarotschweißen zu einer Erhöhung der Standzeit führt, bewirkt diese beim Vibrationsschweißen eine deutliche Reduzierung der Lebensdauer. Dies ist auf die unterschiedlichen Prozessverläufe und die damit verbundene,

differente Scher- und Dehnbelastung der Schmelze zurückzuführen. Je nach Werkstoff und Verfahren ändert sich auch das Zeitstandbruchverhalten der Schweißverbindung. Heizelement- und Infrarotschweißverbindungen sind bei niedrigen Fügedrücken durch eine Rissinitiierung und ein Risswachstum entlang der Fügeebene gekennzeichnet. Mit einer Steigerung des Fügedrucks erfolgt die Rissinitiierung zunehmend im Bereich der Wulstkerbe (PE) oder an der Wärmeeinflusszone der Wulst (PP). Das Risswachstum findet werkstoffunabhängig im Grundwerkstoff oder der Scherzone statt. Im Vergleich zum Heizelement- und Infrarotschweißen lassen sich für Vibrationsschweißverbindungen wesentliche Unterschiede zwischen den Werkstoffen PE und PP hinsichtlich des Bruchverhaltens präzisieren. Während Vibrationsschweißungen aus PE mit steigendem Fügedruck durch Fügeebenenbrüche charakterisiert sind, treten Rissinitiierung und Risswachstum bei Vibrationsschweißungen aus PP fügedruckunabhängig entlang der Scherzone auf. Dies deutet auf eine werkstoffbezogen differente Scher- und Dehnbelastung der Schmelze hin.

Weiterhin liefert diese Arbeit Erkenntnisse über den Einfluss der Molekülkettenorientierung sowie die Nachkristallisation auf das Zeitstandverhalten von Kunststoffschweißverbindungen. Sind die Molekülketten orthogonal zur Belastungsrichtung orientiert, werden sowohl die Standzeit des Grundwerkstoffs als auch die Standzeit der Schweißverbindung verkürzt. Auch das Nachkristallisieren des Werkstoffs durch nachträgliches Tempern und die damit einhergehende Strukturänderung in der Schweißnaht kann zu einer Verkürzung der Standzeit beitragen.

Die vorgestellten Untersuchungen und Erkenntnisse liefern einen Beitrag zum Verständnis des Mechanismus der Rissentstehung und Rissfortpflanzung in Abhängigkeit von expliziten Schweißnahtmerkmalen und sollen zukünftig zu einer prozess- und verfahrensübergreifenden Modellierung des Zeitstandverhaltens von Kunststoffschweißverbindungen beitragen. Dies könnte speziell im Bereich der umsatzstarken Großrohrprojekte zur Steigerung der Sicherheit bezüglich des Schweißprozesses führen. Beim Fügen großer Wanddicken umfassen die strukturrelevanten Scher- und Dehnströmungsgeschwindigkeiten sehr große Skalenbereiche und können bislang vernachlässigte Schweißnahtmorphologien und Eigenspannungszustände bewirken. Des Weiteren führen die langen Fließwege bei dickwandigen Bauteilen zu großen Dehn- und Schergeschwindigkeitsdifferenzen innerhalb der Schweißnaht, was lokal unterschiedliche Werkstoffzustände nach der Rekristallisation und Abkühlung bewirken kann. Unter der Annahme eines identischen Fügedrucks ändern sich somit die mittlere Fließ- und Schergeschwindigkeit in Abhängigkeit der Wanddicke. Tritt beispielsweise die Rekristallisation und Erstarrung des Schmelzeschichtrandes (Scherzone) schon während der Fließbewegung der Schmelze unter hoher Scherbeanspruchung ein, ist von einem wesentlichen Einfluss dieser Strukturzone auf das Bruchverhalten sowohl unter Kurzzeit- als auch Langzeitbelastung aus-

zugehen. Exemplarisch zeigt Bild 8.1 die Relevanz der Schweißnahtstruktur für das Bruchverhalten dickwandiger Rohre aus PE 100-RC unter Kurzzeit-Zugbelastung. Neben der Scherzone ist ebenfalls die Fügeebene am Bruchvorgang beteiligt, was auf bleibende Orientierungen und Überstrukturbildung oder eine geringe Anzahl an verschlauften Tie-Molekülen zurückgeführt werden kann.

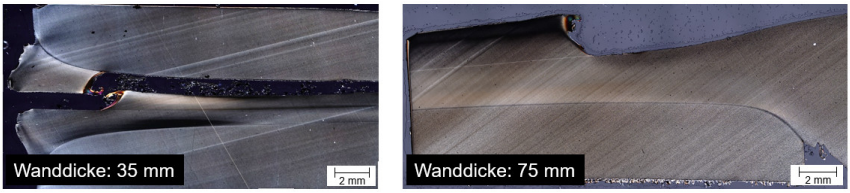


Bild 8.1: Polarisationsoptische Durchlichtmikroskopie des Randbereiches von Heizelementschweißungen aus PE 100 RC-Rohren unterschiedlicher Wanddicke; Kombination aus Fügeebenenbruch und Sprödbruch in der Scherzone nach Kurzzeit-Zugbelastung

Die dargestellten Schweißnahtbrüche demonstrieren, dass vertiefte Untersuchungen zur Korrelation zwischen fließbedingter Schweißnahtstruktur und dem Versagensverhalten unumgänglich sind, um die Lebensdauer der Schweißverbindung sicher prognostizieren zu können. Weiteres Augenmerk sollte dabei insbesondere auf die Beobachtung und Quantifizierung der Rissprozesse in Abhängigkeit der lokalen Werkstoffstruktur, sowohl unter kurzzeit- als auch langzeitmechanischer Belastung, gelegt werden.

Literaturverzeichnis

[1] N. N.: *Taschenbuch DVS-Merkblätter und –richtlinien – Fügen von Kunststoffen*. 16. Auflage. Düsseldorf: DVS Media Verlag, 2016

[2] SCHOMMER, R.: Thermoplastische Kunststoffe für den Bau chemischer Apparate und Anlagen. In: *Chem.-Ing.-Tech.* 58 (1986), Nr. 4, S. 346-347

[3] GEHDE, M.: *Zum Extrusionsschweißen von Polypropylen*. Erlangen, Universität Erlangen-Nürnberg, Dissertation, 1993

[4] NICÁK, T.: *Beitrag zur Lebensdauerabschätzung zyklisch beanspruchter Schweißverbindungen im Druckbehälterbau*. Dortmund, Universität Dortmund, Dissertation, 2006

[5] HAAGER, M.; FRANK, T.; LUEGHAMER, A.: Einfluss der Werkstoffqualität auf das Langzeitverhalten von Schweißverbindungen. In: *Joining Pastics – Fügen von Kunststoffen* (2007), Nr. 1., S. 75-83

[6] HESSEL, J.: Langzeitprüfung von Schweißverbindungen aus Polyethylen bei komplexer Beanspruchung. In: *Zeitschrift für Werkstofftechnik* (1984), Nr. 15, S. 153-157

[7] FRANK, T.: Der Rohrwerkstoff PE 100. Mörfelden-Walldorf, 1999

[8] GRIESER, J.: Überprüfung des geforderten Zeitstandzug-Schweißfaktors und der Mindestlebensdauer von Schweißverbindungen aus Polyethylen. In: *Joining Plastics – Fügen von Kunststoffen* (2007), Nr. 1, S. 2-6

[9] HESSEL, J.: PE 100-RC – Ein PE 100 mit erweitertem Anwendungspotential. In: *3R international* 47 (2008), Nr. 3-4, S. 189-193

[10] HESSE, H.; GRIESER, J.; EGEN, U.: Wirtschaftliches Optimierungspotential beim Heizelementstumpfschweißen von Schutzmantelrohren aus spannungsrissbeständigem Polyethylen. In: *Joining Plastics – Fügen von Kunststoffen* (2007), Nr. 2, S. 134-142

[11] RENNEBERG, H.; SCHNEIDER, W.: *Kunststoffe im Anlagenbau – Werkstoffe, Konstruktion, Schweißprozesse, Qualitätssicherung*. Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 135, Düsseldorf: Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, 1998

[12] EHRENSTEIN, G. W.: *Handbuch Kunststoff-Verbindungstechnik*. München: Carl Hanser Verlag, 2004

[13] GEHDE, M.; EHRENSTEIN, G. W.: Langzeit- und Versagensverhalten von Extrusionsschweißverbindungen. In: *DVS Berichte Band* 147 (1992)

[14] HESSEL, J.; FRANK, T.; LUEGHAMER, A.: Langzeitverhalten infrarotgeschweißter Rohrleitungssysteme aus PVDF und PP – Teil 1. In: *3R international* 41 (2002), Nr. 12, S. 645-651

[15] HESSEL, J.; FRANK, T.; LUEGHAMER, A.: Langzeitverhalten infrarotgeschweißter Rohrleitungssysteme aus PVDF und PP – Teil 2. *3R international* 42 (2003), Nr.5, S. 282-287

[16] TÜCHERT, C.: *Einfluss der inneren Eigenschaften von Schweißverbindungen auf die langzeitige Schweißnahtgüte*. Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2005

[17] HESSEL, J.: Das Langzeitverhalten von Schweißverbindungen an Halbzeugen aus Polyethylen – Eine Frage der Kerbempfindlichkeit. In: *Joining Plastics – Fügen von Kunststoffen* (2007), Nr. 2, S. 161-163

[18] HESSEL, J.: 50 Jahre Rohre aus Polyethylen – eine ingenieurtechnische Betrachtung. In: *3R international* 45 (2006), Nr. 3-4, S. 128-133

[19] HESSEL, J.: 100 Jahre Nutzungsdauer von Rohren aus Polyethylen. In: *3R international* 46 (2007), Nr. 4, S. 242-246

[20] BERGER, C.; BOCKENHEIMER, A.: Lebensdauerabschätzung an Kunststoffrohren mittels Zeitstand-Innendruckversuch. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 38 (2007), Nr. 5, S. 418-422

[21] SCHULTE, U.; HESSEL, J.: Restlebensdauer von Kunststoffrohren nach einer Betriebszeit von 41 Jahren. In: *3R international* 45 (2006), Nr. 9, S. 1-5

[22] HESS, J.; BÖHM, T.: Gewickelte Großrohre aus Polyethylen erschließen neue Einsatzmöglichkeiten. In: *3R international* 43 (2004), Nr. 4-5, S. 1-3

[23] PLASTICS EUROPE DEUTSCHLAND e. V.: Geschäftsbericht für 2015. Frankfurt (a. M.), 2015

[24] LINDNER, C.: Produktion, Verarbeitung und Verwertung von Kunststoffen in Deutschland 2013 („Consultic-Studie“). Alzenau: Consultic Marketing & Industrieberatung GmbH, 2014

[25] PLASTICS EUROPE; EUROPEAN ASSOCIATION OF PLASTICS RECYCLING (EPRO): Plastics – the Facts 2016, An Analysis of European plastics production, demand and waste data. Brüssel, Wemmel, 2016

[26] BAUR, E.; BRINKMANN, S.; OSSWALD, T. A.; SCHMACHTENBERG, E.: *Saechtling Kunststoff Taschenbuch*. 30. Ausgabe. München: Carl Hanser Verlag, 2007

[27] MENGES, G.; HABERSTROH, E.; MICHAELI, W.; SCHMACHTENBERG, E.: *Menges Werkstoffkunde Kunststoffe*. 6. Auflage. München: Carl Hanser Verlag, 2011

[28] MICHAELI, W.; GREIF, H.; WOLTERS, L.; VOSSEBÜRGER, F.-J.: *Technologie der Kunststoffe*. 3. Auflage. München: Carl Hanser Verlag, 2008

[29] BONNET, M.: *Kunststoffe in der Ingenieuranwendung*. 1. Auflage. Wiesbaden: Vieweg + Teubner/GWV Fachverlage, 2009

[30] EHRENSTEIN, G. W.: *Polymer Werkstoffe – Struktur-Eigenschaften-Anwendung*. 3. Auflage. München: Carl Hanser Verlag, 2011

[31] DOMININGHAUS, H.; ELSNER, P.; EYRER, P.; HIRTH, T.: *Kunststoffe – Eigenschaften und Anwendungen*. 8., neu bearbeitete und erweiterte Auflage. Heidelberg: Springer-Verlag, 2012

[32] POTENTE, H.: *Fügen von Kunststoffen – Grundlagen, Verfahren, Anwendung*. München: Carl Hanser Verlag, 2004

[33] GEHDE, M.: Qualitätsanforderungen in Schweiß- und Fügeprozessen. In: *Tagungsband BMBF des KuZ Innovationsforums*. Leipzig, 2007

[34] HESSEL, J.: Langzeitverhalten von Schweißverbindungen an Großrohren aus Polyethylen. In: *3R* (2011), Nr. 4-5, S. 314-317

[35] GEHDE, M.; KURIYKOV, Y. V.; EHRENSTEIN, G. W.: Prozessoptimierung beim Vibrationsschweißen von thermoplastischen Kunststoffen. In: *Plenarsitzung der DVS AG W4*. Würzburg, 2005

[36] KURIYKOV, Y. V.; KÜNKEL, R.; EHRENSTEIN, G. W.: Vibrationsschweißen – Die entscheidende Sekunde für die Schweißnahtqualität. In: *Schweißen und Schneiden* 57 (2005), Nr. 10, S. 569-574

[37] SCHLARB, A. K.: *Zum Vibrationsschweißen von Polymerwerkstoffen – Prozess-Struktur-Eigenschaften*. Kassel, Universität-Gesamthochschule Kassel, Dissertation, 1989

[38] FUHRICH, R.: *Infrarotschweißen von Kunststoffen mit thermischen Strahlungsemittern*. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Dissertation, 2013

[39] FUHRICH, R.; GEHDE, M.; FRIEDRICH, S.: Mechanische Eigenschaften von Infrarotschweißverbindungen. In: *Joining Plastics – Fügen von Kunststoffen* (2011), Nr. 3-4, S. 216-221

[40] FUHRICH, R.; FRIEDRICH, S.; GEHDE, M.: Mechanisches Eigenschaftsprofil von Infrarotschweißnähten. In: *2. Infrarot Konferenz FRIMO*, Hamburg, 2012

[41] GIESE, M.: *Fertigungs- und werkstofftechnische Betrachtungen zum Vibrationsschweißen von Polymerwerkstoffen*. Erlangen-Tennenlohe, Universität Erlangen-Nürnberg, Dissertation, 1995

[42] FRIEDRICH, S.: *Lineares Vibrationsschweißen von Kunststoffen im industriellen Umfeld – Einflüsse und Restriktionen*. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Dissertation, 2014

[43] MENACHER, M.: *Vibrationsschweißen von strahlvernetztem Polyamid 66*. Erlangen, Universität Erlangen-Nürnberg, Dissertation, 2015

[44] HINRICHSEN, J.: *Morphologie und Bruchverhalten medienbeaufschlagter Überlappschweißnähte aus Polyethylen hoher Dichte*. Braunschweig, Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Dissertation, 2003

[45] BONTEN, C.: *Beitrag zur Erklärung des Wirkmechanismus in Schweißverbindungen aus teilkristallinen Thermoplasten*. Essen, Universität Gesamthochschule Essen, Dissertation, 1998

[46] MICHEL, H.-J.: *Untersuchung zur Verschweissbarkeit unterschiedlicher HD-Polyethylene mittels Heizelementstumpfschweissen*. Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Dissertation, 1984

[47] PIESCHEL, D.: *Untersuchungen zur Optimierung der Wärmekontaktschweißverfahren für Plastomere (Heizelementschweißen – Wärmeimpulsschweißen)*. Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Dissertation, 1975

[48] TAPPE, P.: *Modellgesetze beim Heizelement-Stumpfschweissen teilkristalliner Thermoplaste*. Paderborn, Universität-Gesamthochschule Paderborn, Dissertation, 1989

[49] GEHDE, M.: Structure and Mechanical Properties of Optimized Extrusion Welds. In: *SPE-Conference Proceedings*, ANTEC 90, Dallas, 1990

[50] GEHDE, M.; EHRENSTEIN, G. W.: Structure and Mechanical Properties of Optimized Extrusion Welds. In: Polymer Engineering and Science 31 (1991), Nr. 7, S. 495-501

[51] GEHDE, M.; BEVAN, L.; EHRENSTEIN, G. W.: Analysis of the Deformation of Polypropylene Welds. In: *Polymer Engineering and Science* 32 (1992), Nr. 9, S. 586-592

[52] BALKAN, O.; DEMIRER, H.; EZDESIR, A.; YILDIRIM, H.: Effects of Welding Procedures on Mechanical and Morphological Properties of Hot Gas Butt Welded PE, PP and PVC Sheets. In: *Polymer Engineering and Science* 48 (2008) Nr. 4, S. 732 – 746

[53] OLIVEIRA, M. J.; BERNARDO, C. A.; HEMSLEY, D. A.: Morphology and Mechanical Behavior of Polypropylene Hot Plate Welds. In: *Polymer Engineering and Science* 41 (2001), Nr. 11, S. 1913-1922

[54] SCHMACHTENBERG, E.; TÜCHERT, C.: Long-Term Properties of Butt-Welded Poly(propylene). In: *Macromolecular Materials and Engineering* 288 (2003), Nr. 4, S. 291-300

[55] DIETZ, R.; GEHDE, M.: Zeitstandfestigkeit alternativer Schweißverfahren im Apparate- und Behälterbau. Verifizierung der Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehung als verfahrensunabhängige Qualitätsbeschreibung beim Schweißen. In: *Technomer 2013 – 23. Fachtagung über Verarbeitung und Anwendung von Polymeren*, Chemnitz, 2013

[56] DIETZ, R.; FUHRICH, R.; GEHDE, M.: Zeitstandfestigkeit alternativer Schweißverfahren im Apparate- und Behälterbau. In: *Joining Plastics – Fügen von Kunststoffen* (2014), Nr.1, S. 52-59

[57] DIETZ, R.; GEHDE, M.: *Schlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 16.573 BR „Prozessführung beim Schweißen elektrisch leit- und ableitfähiger Kunststoffe“*. Chemnitz, 2016

[58] MENGES, G.: Neue Erkenntnisse und Möglichkeiten im Kunststoff-, Chemie-, Apparate- und Rohrleitungsbau. In: *Z. Werkstofftechnik* 12 (1981), S. 375-383

[59] EHRBAR, J.; von MEYSENBURG, C.-M.: Untersuchungen zur Zeitstandfestigkeit von Thermoplast-Rohren unter Chemikalieneinwirkung. In: *Z. Werkstofftechnik* 7 (1976), Nr. 12, S. 429-452

[60] HENKHAUS, R.; RAU, W.: Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen gegenüber aggressiven Medien – Einfluss der Morphologie am Beispiel von Polyethylen hoher Dichte. In: *Werkstoffe und Korrosion* 36 (1985), S. 8-16

[61] GAUBE, E.; MÜLLER, W.; DIEDRICH, G.: Zeitstandfestigkeit und chemische Beständigkeit von Rohren aus Hartpolyethylen und Polypropylen. In: *Werkstoffe und Korrosion* 19 (1968), Nr. 1, S. 22-25

[62] GAUBE, E.; DIEDRICH, G.: Kunststoffe im Rohrleitungs- und Apparatebau. In: *Chemie Ingenieur Technik* 46 (1974), Nr. 7, S. 273-318

[63] MÜLLER, W.: Eigenschaften von Polypropylen unter besonderer Berücksichtigung des chemischen Apparatebaus. In: *Werkstoffe und Korrosion* 14 (1963), Nr. 11, S. 925-930

[64] DOMININGHAUS, H.: Kunststoffe im chemischen Apparatebau – Werkstoffliche und technologische Entwicklungstendenzen. In: *Chemie-Ing.-Techn.* 39 (1967), Nr. 18, S. 1062-1066

[65] GAUBE, E.: Der Kunststoff im Apparate- und Anlagenbau. In: *Z. Werkstofftechnik* 12 (1981), S. 2-10

[66] BUSSE, H.; SCHINDLER, H.: Polymerwerkstoffe im Chemie-Apparatebau. In: *Chemie-Ing.-Techn.* 62 (1990), Nr. 4, S. 271-277

[67] FIEDLER, P.; BRAUN, D.; WEBER, G.; MICHLER, G. H.: Einfluss von molekularer Struktur und Morphologie auf die Spannungsrissbeständigkeit von Polyethylen. In: *Acta Polymerica* 39 (1988), Nr. 9, S. 481-487

[68] MICHLER, G. H.: *Kunststoff-Mikromechanik – Morphologie, Deformations- und Bruchmechanismen*. München: Carl Hanser Verlag, 1992

[69] FISCHER, F.: Spannungsrissbildung und Spannungsrisskorrosion bei Kunststoffen. In: *Z. Werkstofftechnik, J. of Materials Technology* 1 (1970), Nr. 2, S. 74-83

[70] JANSEN, J. A.: Environmental Stress Cracking – The Plastic Killer. In: *Advanced materials and Processes* (2004), S. 50-53

[71] GROSSE-BOES, R.; KLOTH, R.: Das langsame Risswachstum von Polyethylen – Mythos und Wirklichkeit. In: *3R international* 43 (2004), Nr. 4-5, S. 233-236

[72] MENRAD, A.: *Beurteilung des Versagensverhaltens von Gefahrgutbehältern aus Polyethylen hoher Dichte auf Basis relevanter Werkstoffkennwerte.* Berlin, Technische Universität Berlin, Dissertation, 2013

[73] WELTSCHEV, M.: *Vergleich der Materialkennwerte von Formstoffen aus Polyethylen hoher Dichte mit dem Baumusterverhalten von Gefahrgutverpackungen.* Wuppertal, Bergische Universität Wuppertal, Dissertation, 2009

[74] GRELLMANN, W.; SEIDLER, S.: *Kunststoffprüfung*. 2. Auflage, München: Carl Hanser Verlag, 2011

[75] KAMEI, E.; BROWN, N.: Crazing in Polyethylene. In: *Journal of Polymer Science, Polymer Physics* 22 (1984), S. 543-559

[76] KAMBOUR, R. P.: A Review of Crazing and Fracture in Thermoplastics. In: *Journal of Polymer Science, Macromolecular Reviews* 7 (1973), S. 1-154

[77] HOPMANN, C.; BORCHMANN, N.; KOCH, S.; HEIDEMEYER, P.; WIEDEMANN, J.: Spannungsrisse als Versagenskriterium. In: *Kunststoffe* (2016), Nr. 4, S. 97-100

[78] STROBL, G.: *The Physics of Polymers.* Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2007

[79] DE GENNES, P. G.: Dynamics of Entangled Polymer Solutions. In: *Macromolecules* 9 (1976), Nr. 4, S. 587-593

[80] DOI, M.; EDWARDS, S: F.: Dynamics of Concentrated Polymer Systems. In: *Journal of the Chemical Society, Faraday Trans. II* 16 (1978), S. 1818-1832

[81] WRANA, C.: *Polymerphysik*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2014

[82] BEERBAUM, H.: *Ermittlung strukturbezogener bruchmechanischer Werkstoffkenngrößen an Polyethylen-Werkstoffen*. Halle (Saale), Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg, Dissertation, 1999

[83] BROWN, N.; LU, X.; HUANG, Y.-L.; QIAN, R.: Slow Crack Growth in Polyethylene – A Review. In: *Makromolekulare Chemie, Macromolecular Symposia* 41 (1991), S. 55-67

[84] PAN, Y.; GAO, X.; WANG, Z.; LEI, J.; LI, Z.; SHEN, K.: Effect of different morphologies on slow crack growth of high density polyethylene. In: *Royal Society of Chemistry Adv.* 5 (2015), S. 28191-28202

[85] PETERLIN, A.: Dependence of diffusive transport on morphology of crystalline polymers. In: *Journal of Macromolecular Science, Part B: Physics* 11 (1975), Nr. 1, S. 57-87

[86] MENGES, G.; MICHAELI, W.; RIESS, R.: Verformungsbedingte Spannungsrissbildung bei Polypropylen in korrosiver Umgebung. In: *Kunststoff-Berater* 17 (1972), Nr. 10, S. 791-794

[87] FRIEDRICH, K.: *Über den Einfluss der Morphologie auf die Festigkeit und Bruchvorgänge in isotaktischem Polypropylen.* Bochum, Ruhr-Universität Bochum, Dissertation, 1978

[88] GROSS, D.; SEELIG, T.: *Bruchmechanik – Mit einer Einführung in die Mikromechanik.* 5. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2011

[89] FRIEDRICH, K.: Crazes and Shear Bands in Semi-Crystalline Thermoplastics. In: *Advances in Polymer Science* 52/53 (1983), S. 226-274

[90] KAUSCH, H. H.: *Crazing in Polymers*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1983

[91] KRAMER, E. J.: Microscopic and Molecular Fundamentals of Crazing. In: *Advances in Polymer Science* 52-53 (1983), S. 1-56

[92] DEBLIECK, R. A. C.; VAN BEEK, D. J. M.; REMERIE, K.; WARD, I. M.: Failure mechanisms in polyolefins: The role of crazing, shear yielding and the entanglement network. In: *Polymer* 52 (2011), S. 2979-2990

[93] TAYLOR, G. I.: The instability of liquid surface when accelerated in a direction perpendicular to their planes. In: *Proceedings oft he Royal Society, Series A, Mathematical and Physical Science* 201 (1950), Nr. 1065, S. 192-196

[94] ARGON, A. S.; SALAMA, M. M.: Growth of crazes in glassy polymers. In: *Philosophical Magazine* 36 (1977), Nr. 5, S. 1217-1234

[95] DIN: *DIN 1910 Teil 3 – Schweißen von Kunststoffen*. Berlin, 1977

[96] DIN: *DIN 8580 – Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung.* Berlin, 2003

[97] SCHLARB, A. K.; Ehrenstein, G. W.: Vibrationsschweißen: Prozess bestimmt Verbindungsqualität. In: *Kunststoffe* 83 (1993) Nr. 8, S. 597-602

[98] KAELBLE, D. H.: *Physical Chemistry of Adhesion.* John Wiley & Sons Canada, Limited, 1971

[99] GABLER, K.: Beurteilung der Schweißbarkeit unterschiedlicher Thermoplaste im Hinblick auf das Heizelementstumpfschweißen. In: *Adhäsion* (1981), Nr. 2, S. 108-115

[100] WOOL, R. P.; YUAN, B.-L.; MCGAREL, O. J.: Welding of Polymer Interfaces. In: *Polymer Engineering and Science* 29 (1989), Nr. 19, S. 1340-1367

[101] WOOL, R. P.: *Final Report for the Proposal No. 22966-MS "Strength of Polymer Interfaces".* Illinois, 1990

[102] VOYUTSKII, S. S.: *Autohesion and Adhesion of High Polymers.* New York: J. Wiley & Sons, 1963

[103] ANAND, J. N.; KABAM, H. J.: Interfacial Contact and Bonding in Autohesion – I-Contact Theory. In: *The Journal of Adhesion* 1 (1969), S. 16-23

[104] ANAND, J. N.; BALWINSKI, R. Z.: Interfacial Contact and Bonding in Autohesion – II-Intermolecular Forces. In: *The Journal of Adhesion* 1 (1969), S. 24-30

[105] ANAND, J. N.: Interfacial Contact and Bonding in Autohesion – III-Parallel Plate Attraction. In: *The Journal of Adhesion* 1 (1969), S. 31-37

[106] POTENTE, H.: Zur Theorie des Heizelement-Stumpfschweißens. In: *Kunststoffe* 67 (1977), Nr. 2, S. 98-102

[107] SCHOLTEN, F. L.; OESTERHOLT, D. J. A.: *Schweißeignung und Kerbunempfindlichkeit von Rohren aus vernetztem Polyethylen (PE-Xa)*. Bericht GDT/MAT96319/Sch/052, NL-Apeldorn: Gastec N. V., 1996

[108] EHRENSTEIN, G. W.; KÜNKEL, R.; GEHDE, M.: *Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 13.512 N „Bemessungskennwerte für die Verbindungsauslegung und werkstoff-/prozessabhängige Nahteigenschaften beim Vibrationsschweißen verstärkter Thermoplaste".* Erlangen, 2005

[109] BISTER, E.; BORCHARD, W.; REHAGE, G.: Autohäsion und Tack bei kautschukartigen unvernetzten Polymeren. In: *Kautschuk + Gummi-Kunststoffe* 29 (1976), Nr. 9, S. 527-531

[110] BOTHE, L.; REHAGE, G.: Autohäsion von Elastomeren. In: *Die angewandte Makromolekulare Chemie* 100 (1981), Nr. 1602, S. 39-65

[111] DIETZ, R.; GEHDE, M.: *Schlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 17.024 B „Zeitstandfestigkeit alternativer Schweißverfahren im Apparate- und Behälterbau“*. Chemnitz, 2014

[112] HAUFE, A.: *Untersuchung zur Vorhersage der Bindenahtfestigkeit in spritzgegossenen Formteilen*. Darmstadt, Technische Hochschule Darmstadt, Dissertation, 1996

[113] EGEN, U.; EHRENSTEIN, G. W.: Gefügeuntersuchung von Heizelementschweißnähten. In: *Plastverarbeiter* 37 (1986), Nr. 11, S. 61-68

[114] SEVCIK, M.; HUTAR, P.; NAHLIK, L.; LACH, R.; KNESL, Z.; GRELLMANN, W.: Crack propagation in a welded polyolefin pipe. In: *International Journal of Structural Integrity* 3 (2012), Nr. 2, S. 148-157

[115] SEVCIK, M.; HUTAR, P.; NAHLIK, L.: Crack behavior in a welded polyolefin pipe. In: *Mechanics of Composite Materials* 47 (2011), Nr. 3, S. 263-270

[116] MIKULA, J.; HUTAR, P.; NEZBEDOVA, E.; LACH, R.; ARBEITER, F.; SEVCIK, M.; PINTER, G.; GRELLMANN, W.; NAHLIK, L.: On crack propagation in the welded polyolefin pipes with and without the presence of weld beads. In: *Materials and Design* 87 (2015), S. 95-104

[117] LACH, R.; HUTAR, P.; VESELY, P.; NEZBEDOVA, E.; KNESL, Z.; KOCH, T.; BIERÖGEL, C.; GRELLMANN, W.: Assessment with intendation techniques of the local mechanical behavior of joints in polymer parts. In: *Polimery* 58 (2013), Nr. 11-12, S. 900-905

[118] LEUGERING, H. J.; KIRSCH, G.: Beeinflussung der Kristallstruktur von isotaktischem Polypropylen durch Kristallisation aus orientierten Schmelzen. In: *Die Angewandte Makromolekulare Chemie* 33 (1973), Nr. 476, S. 17-23

[119] PEITER, A.: *Eigenspannungen 1. Art – Ermittlung und Bewertung*. Düsseldorf: Michael Triltsch Verlag, 1966

[120] MENGES, G.; WENIG, M.; FÖLSTER, T.: Der Einfluss von Eigenspannungen auf das mechanische Verhalten von Kunststoffen (Teil 1). In: *Kunststoffberater* (1988), Nr. 10, S. 40-44

[121] ERHARD, G.: *Konstruieren mit Kunststoffen*. München: Carl Hanser Verlag, 2008

[122] EYERER, P.; HIRTH, T.; ELSNER, P.: *Polymer Engineering – Technologien und Praxis*. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2008

[123] SCHNIEDERS, J.: *Analyse der Fertigungs- und Prozeßeinflüsse auf die Spannungsrißbildung beim Fügen amorpher Thermoplaste mittels Heizelement.* Paderborn, Universität Paderborn, Dissertation, 2004

[124] PARMAR, R.: *The long-term behaviour of butt fusion welds in polyethylene pipeline systems.* London, Uxbridge (UK), Brunel University, Dissertation, 1986

[125] ARRHENIUS, S.: Über die Reaktionsgeschwindigkeit bei der Inversion von Rohrzucker durch Säuren. In: *Zeitschrift für physikalische Chemie* (1889), S. 226-248

[126] WESTPHAL, W. H.: *Physikalisches Wörterbuch.* Berlin, Göttingen, Heidelberg: Springer-Verlag, 1952

[127] ATKINS, P. W.; DE PAULA, J.: *Physikalische Chemie.* 5. Auflage. Weinheim: Wiley-VCH, 2013

[128] NONHOFF, S.; HESSEL, J.: PE pressure pipes made from PE 100-RC – Design and calculation of gas or water pipelines for a minimum service life of 100 years. In: *Plastics Pressure Pipes Conference*, Köln, 2009

[129] DIN: *DIN ISO 16770 – Kunststoffe – Bestimmung der Spannungsrissbeständigkeit von Polyethylen unter Medieneinfluss (ESC) – Kriechversuch an Probekörpern mit umlaufender Kerbe (FNCT).* Genf, 2004

[130] GEHDE, M.: Langzeit- und Versagensverhalten von Extrusionsschweißverbindungen. In: *Schweißen und Schneiden* 48 (1996), Nr. 4, S. 278-285

[131] DIN: *DIN 53019 – Viskosimetrie – Messung von Viskositäten und Fließkurven mit Rotationsviskosimetern.* Berlin, 2001, 2008

[132] NATROP, J.: *Rechnerunterstützte Perameteroptimierung und Qualitätssicherung in der Serienfertigung am Beispiel des Heizelementschweißens.* Paderborn, Universität-Gesamthochschule Paderborn, Dissertation, 1992

[133] KREITER, J.: *Optimierung der Schweissnahtfestigkeit von Heizelement-Stumpfschschweissungen von Formteilen durch verbesserte Prozessführung und Selbsteinstellung.* Paderborn, Universität-Gesamthochschule Paderborn, Dissertation, 1987

[134] KLEIN, R.: *Bearbeitung von Polymerwerkstoffen mit infraroter Laserstrahlung*. Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Dissertation, 1990

[135] HÄNSCH, D.: *Die optischen Eigenschaften von Polymeren und ihre Bedeutung für das Durchstrahlschweißen mit Diodenlaser*. Aachen, Rheinisch-Westfälische Hochschule Aachen, Dissertation, 2001

[136] HEIL, M.: *Heizstrahlerschweißen thermoplastischer Kunststoffe.* Paderborn. Universität-Gesamthochschule Paderborn, Dissertation, 1994

[137] KAISER, H.: *Prozessanalyse und Prozessführung beim linearen Vibrationsschweißen von Kunststoffen.* Paderborn, Universität-Gesamthochschule Paderborn, Dissertation, 1992

[138] VARGA, J.; EHRENSTEIN, G. W.; SCHLARB, A. K.: Vibration welding of alpha and beta isotactic polypropylenes: Mechanical properties and structure. In: *eXPRESS Polymer Letters* Vol.2 (2008), Nr. 3, S. 148-156

[139] MENACHER, M.; LEISEN, C.; DRUMMER, D.: Influence of radiation cross-linking on fiber orientation in vibration welds of polyamide 66. In: *Polymer Composites* (2015), S. 1-7

[140] LEISEN, C.; SEEFRIED, A.; DRUMMER, D.: Post-crosslinking behavior of radiation crosslinked polyamide 66 during vibration welding. In: *Polymer Engineering and Science* 56 (2016), Nr. 7, S. 735-742

[141] LIN, L.; SCHLARB, A. K.: Vibration welding of nano-TiO_2 filled polypropylene. In: *Polymer Engineering and Science* 55 (2015), Nr. 2, S. 244-250

[142] BATES, P. J.: Vibration welding of nylon 6 to nylon 66. In: *Polymer Engineering and Science* 44 (2004), Nr. 4, S. 760-771

[143] HOBBS, S. Y.; STOKES, V. K.: Morphology and strength of polycarbonate to poly(butylene terephthalate) vibration-welded butt joints. In: *Polymer Engineering and Science* 31 (1991), Nr. 7, S. 502-510

[144] POTENTE, H.; KAISER, H.: Process data acquisition in vibration welding of thermoplastics. In: *Polymer Engineering and Science* 29 (1989), Nr. 23, S. 1661-1666

[145] POTENTE, H.; MICHEL, P.; RUTHMANN, B.: Eine Analyse des Vibrationsschweißens. In: *Kunststoffe* 77 (1987), Nr. 7, S. 711-716

[146] STOKES, V. K.: Vibration welding of thermoplastics. Part I: Phenomenology of the welding process. In: *Polymer Engineering and Science* 28 (1988), Nr. 11, S. 718-727

[147] ERHARD, G.: *Zum Reibungs- und Verschleißverhalten von Polymerwerkstoffen.* Karlsruhe, Universität Karlsruhe (TH), Dissertation, 1980

[148] DIN: *DIN EN ISO 11357-1 – Kunststoffe – Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) – Teil 1: Allgemeine Grundlagen.* Berlin, 2010

[149] DIN: *DIN EN ISO 11357-6 – Kunststoffe – Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) – Teil 6: Bestimmung der Oxidations-Induktionszeit (isothermische OIT) und Oxidations-Induktionstemperatur (dynamische OIT).* Berlin, 2013

[150] COX, W. P.; MERZ, E. H.: Correlation of Dynamic and Steady Flow Viscosities. In: *Journal of Polymer Science* 28 (1958), Nr. 118, S. 619-622

[151] DIN: *DIN EN ISO 1133 – Kunststoffe – Bestimmung der Schmelze-Massefließrate (MFR) und der Schmelze-Volumenfließrate (MVR) von Thermoplasten – Teil 1: Allgemeines Prüfverfahren.* Berlin, 2012

[152] DIN: *DIN EN ISO 179-2 – Kunststoffe – Bestimmung der Charpy-Schlageigenschaften – Teil 2: Instrumentierte Schlagzähigkeitsprüfung.* Berlin, 2012

[153] FUHRICH, R.; FRIEDRICH, S.; GEHDE, M.: Prozesstemperaturen beim Infrarotschweißen in Abhängigkeit der Strahler-Werkstoff-Kombination. In: *2. Infrarot Konferenz FRIMO*, Hamburg, 2012

[154] FUHRICH, R.; FRIEDRICH, S.; GEHDE, M.: Einsatz der IR-Erwärmung zum Schweißen und Umformen von Kunststoffen. In: *Technomer 2009 – 21. Fachtagung über Verarbeitung und Anwendung von Polymeren*, Chemnitz, 2009

[155] GEHDE, M.; FRIEDRICH, S.; MOTSHEV, S.: Strahlungserwärmung beim Kunststoffschweißen mit Inrarotstrahlung. In: *Joining Plastics – Fügen von Kunststoffen* (2008), Nr. 1, S. 58-63

[156] ALBRECHT, M.; LIN, L.; SCHLARB, A. K.: Experimental investigation, modeling and simulation of the deformation behavior of vibration welded nanocomposites. In: *Journal of Plastics Technology* 12 (2016), Nr. 3, S. 185-204

[157] STUART, H. A.: Physikalische Ursachen der Alterung von Kunststoffen. In: *Angewandte Chemie* 79 (1967), Nr. 20, S. 877-912

[158] KÜHNERT, I.: *Grenzflächen beim Mehrkunststoffspritzgießen.* Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Dissertation, 2005

[159] GRIESER, J.: PE 100+ Association: Projekt Großrohrschweißen. In: *Plenarsitzung der DVS AG W4.* Würzburg, 2007

[160] EHRENSTEIN, G. W.; RIEDEL, G.; TRAWIEL, P.: *Praxis der Thermischen Analyse von Kunststoffen*. 2. Auflage. München: Carl Hanser Verlag, 2003

[161] EHRENSTEIN, G. W.; PONGRATZ, S.: *Beständigkeit von Kunststoffen*. Band 1. München: Carl Hanser Verlag, 2007

[162] KNÖSS, T.: Elektrisch leitfähige Kunststoffrohrleitungen für den Einsatz in explosionsgefährdeten Bereichen. In: *Joining Plastics – Fügen von Kunststoffen* (2009), Nr. 1, S. 28-34