

FAU Studien aus dem Maschinenbau 434

Sebastian Wiesenmayer

Untersuchungen zur Stoffflusssteuerung
beim Fügen durch Umformen von
hochfesten Aluminiumlegierungen
mittels lokaler Kurzzeitwärmebehandlung

Sebastian Wiesenmayer

Untersuchungen zur Stoffflusssteuerung beim Fügen durch Umformen von hochfesten Aluminiumlegierungen mittels lokaler Kurzzeitwärmebehandlung

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 434

Herausgeber/-innen:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Tino Hausotte

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Sebastian Müller

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Sebastian Wiesenmayer

**Untersuchungen zur Stofffluss-
steuerung beim Fügen durch
Umformen von hochfesten
Aluminiumlegierungen mittels
lokaler Kurzzeitwärmebehandlung**

Dissertation aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie (LFT)
Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Erlangen
FAU University Press
2024

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

Bitte zitieren als

Wiesenmayer, Sebastian. 2024. *Untersuchungen zur Stoffflusssteuerung beim Fügen durch Umformen von hochfesten Aluminiumlegierungen mittels lokaler Kurzzeitwärmebehandlung*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 434. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-716-6.

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.
Sie sind nutzbar unter der Creative-Commons-Lizenz BY-NC.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über OPEN FAU der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:
<https://open.fau.de/home>

Verlag und Auslieferung:
FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-715-9 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-716-6 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-716-6

**Untersuchungen zur Stoffflusssteuerung beim Fügen
durch Umformen von hochfesten Aluminiumlegie-
rungen mittels lokaler Kurzzeitwärmebehandlung**

Der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität
Erlangen-Nürnberg

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Sebastian Wiesenmayer, M.Sc.

aus Fürth

Als Dissertation genehmigt
von der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen Prüfung: 2.11.2023

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein
Prof. Dr.-Ing. habil. Verena Kräusel,
Fraunhofer-Institut für Werkzeugmaschinen und
Umformtechnik, Chemnitz

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie (LFT) der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Die wesentlichen Inhalte wurden im Rahmen des Projekts „Erweiterung der Fügbarkeit und Verbesserung der Fügepunkteigenschaften bei mechanischen Fügeprozessen durch maßgeschneidert wärmebehandelte Aluminiumhalbzeuge“, das von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) gefördert wurde, erarbeitet.

Mein besonderer Dank gilt Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, der Ordinaria des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie, für die wissenschaftliche Betreuung der Arbeit sowie für das mir entgegengebrachte Vertrauen und die Unterstützung während meiner Tätigkeit am Lehrstuhl. Die Erfahrungen, die ich während dieser Zeit sammeln durfte, stellen einen wesentlichen Abschnitt meiner fachlichen und persönlichen Entwicklung dar. Ferner gilt mein Dank Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Verena Kräusel für die Übernahme des Koreferats.

Bei meinen ehemaligen Kolleginnen und Kollegen am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie möchte ich mich für die kollegiale Zusammenarbeit und Unterstützung sowie für den angeregten fachlichen Austausch bedanken. Dies gilt insbesondere für die Forschungsgruppe der Fertigungsprozesse und unseren ehemaligen Gruppenleiter Dr.-Ing. Philipp Frey. Ein ganz besonderer Dank gilt außerdem jenen Kollegen, mit denen ich das Büro teilen durfte und die meine Zeit am Lehrstuhl sehr bereichert haben.

Für die wertvollen wissenschaftlichen Diskussionen und Anregungen möchte ich PD Dr.-Ing. habil. Michael Lechner danken. Ebenso möchte ich all meinen studentischen Hilfskräften, Bachelor-, Projekt- und Masterarbeitern, die durch ihre Unterstützung zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben, meinen Dank aussprechen.

Mein größter Dank gilt abschließend meiner Familie, meinen Freunden und Corinna, die mir stets ein verlässlicher Rückhalt waren und so ebenfalls zum erfolgreichen Abschluss dieser Arbeit beigetragen haben.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	iii
Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis	ix
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik und Forschung	3
2.1 Leichtbau im Karosseriebau.....	3
2.1.1 Werkstoffe	3
2.1.2 Technologien zum Fügen durch Umformen.....	5
2.1.3 Schneidclinchen	7
2.2 Steigerung der Umformbarkeit ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen der 7000er Serie	11
2.3 Einstellung maßgeschneiderter Halbzeugeigenschaften.....	15
2.4 Thermisch unterstütztes Fügen durch Umformen.....	19
2.4.1 Fügen bei erhöhter Temperatur	19
2.4.2 Fügen nach Vorkonditionieren	21
2.5 Zusammenfassende Bewertung	23
3 Zielsetzung und methodisches Vorgehen	25
4 Verwendete Werkstoffe, Versuchsanlagen, Methoden und Software	29
4.1 Untersuchte Werkstoffe	29
4.1.1 Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierung EN AW-7075....	29
4.1.2 Mangan-Bor-Stahl 22MnB5.....	30
4.1.3 Dualphasenstahl HCT780X.....	31
4.2 Rückbildungsglühen der ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung EN AW-7075 T6	32
4.3 Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften	33
4.3.1 Quasi-statischer einachsiger Zugversuch.....	33
4.3.2 Härteprüfung nach Brinell	34
4.4 Fügen mittels Schneidclinchen.....	35
4.5 Charakterisierung der Verbindungseigenschaften	37
4.5.1 Metallographische Analyse der Fügepunktgeometrie	37
4.5.2 Prüfung der Verbindungsfestigkeit.....	38
4.6 Numerische Simulation	39

5	Kurzzeit-Rückbildungsglügen von EN AW-7075 T6 mittels Laserstrahlung	43
6	Verbesserung der Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 durch Kurzzeit- Rückbildungsglügen	55
6.1	Prozessanalyse bei stempelseitiger Anordnung von EN AW-7075 in den Zuständen T6 und W	55
6.2	Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 in Abhängigkeit der Prozessführung während des Rückbildungsglühens.....	65
6.3	Verbindungseigenschaften in Abhängigkeit der Prozessführung während des Rückbildungsglühens	74
6.4	Ableitung eines Prozessfensters für die Fügbarkeit von EN AW-7075 im Schneidclinchprozess	81
6.5	Übertrag der Erkenntnisse auf matrizenseitigen HCT780X.....	83
7	Stoffflusssteuerung durch lokal begrenztes Rückbildungsglügen	87
7.1	Eigenschaftsgradierung durch lokal begrenztes Rückbildungsglügen.....	94
7.2	Punktförmige Wärmebehandlungslayouts	103
7.2.1	Analyse der Fügbarkeit und des Stoffflusses	103
7.2.2	Analyse der Fügepunktgeometrie	112
7.2.3	Analyse der erzielbaren Verbindungsfestigkeit.....	117
7.3	Ringförmige Wärmebehandlungslayouts.....	120
7.3.1	Analyse der Fügbarkeit und des Stoffflusses	120
7.3.2	Analyse der Fügepunktgeometrie	130
7.3.3	Analyse der erzielbaren Verbindungsfestigkeit.....	133
7.4	Zusammenfassende Bewertung der Wirksamkeit lokaler Kurzzeitwärmebehandlungen beim Fügen durch Umformen hochfester 7000er Legierungen	137
8	Integration des Fügens durch Umformen nach lokal begrenztem Rückbildungsglügen in Prozessketten zur Herstellung von Blechbaugruppen mit 7000er Aluminium ..	145
8.1	Einfluss der Wärmebehandlungsstrategie auf das Auslagerungsverhalten	146
8.1.1	Kaltauslagerungsverhalten	148
8.1.2	Warmauslagerungsverhalten	151
8.2	Einfluss des Warmauslagerns auf die Verbindungseigenschaften	158
8.3	Zusammenfassende Bewertung der Gestaltung von Prozessketten für das Fügen durch Umformen hochfester 7000er Legierungen.....	167

9	Zusammenfassung und Ausblick.....	169
10	Summary and outlook.....	173
	Literaturverzeichnis.....	177

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

Symbol	Einheit	Beschreibung
$(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$	K/s	Aufheizrate
$(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$	K/s	Abschreckrate
a	mm	Spotkantenlänge
b	mm	Breite
c_A	N/mm	Steifigkeit der Ambossfeder
c_{AS}	N/mm	Steifigkeit der Außenstempelfeder
c_{NH}	N/mm	Steifigkeit der Niederhalterfeder
c_p	J/(kg · K)	Spezifische Wärmekapazität
d	mm	Kreisbahndurchmesser
d_A	mm	Ambossdurchmesser
d_{AS}	mm	Außenstempelaußendurchmesser
d_{IS}	mm	Innenstempeldurchmesser
d_M	mm	Matrizenaußendurchmesser
d_{NH}	mm	Niederhalteraußendurchmesser
$d\varepsilon/dt$	1/s	Dehnrate
f	mm	Hinterschnitt
h	mm	Elementhöhe
h_b	mm	Bruchhöhe
h_e	mm	Kanteneinzugshöhe
h_M	mm	Matrizentiefe
h_{PK}	mm	Eindringtiefe des Prüfkörpers bei der Härteprüfung nach Brinell
k_f	MPa	Fließspannung
k_{fo}	MPa	Ausgangsfliessspannung
l	mm	Länge
l_e	mm	Einspannlänge
l_f	mm	Freie Länge
$l_{\ddot{u}}$	mm	Überlappungslänge
n	-	Anzahl der Wiederholversuche
p	MPa	Druck
s	mm	Weg
s_o	mm	Ausgangsblechdicke
s_{max}	mm	Maximaler Stempelweg
t_b	mm	Restbodendicke
t_h	mm	Halsdicke

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

t_{Halte}	s	Haltezeit
t_{Heiz}	s	Heizzeit
t_{KA}	s	Kaltauslagerungsdauer
t_{LG}	s	Lösungsglühdauer
t_w	mm	Wangendicke
t_{WA}	s	Warmauslagerungsdauer
v_F	mm/s	Fügeschwindigkeit
$v_{Prüf}$	mm/s	Prüfgeschwindigkeit
v_{Scan}	mm/s	Scangeschwindigkeit
x	-	Koordinatenrichtung
y	-	Koordinatenrichtung
A_{50}	-	Bruchdehnung
A_g	-	Gleichmaßdehnung
D	mm	Spotdurchmesser
F	N	Kraft
F_{AS}	N	Vorspannkraft der Außenstempelfeder
F_{KKZ}	N	Prüfkraft unter Kopfzugbelastung
$F_{KKZ,max}$	N	Maximale Prüfkraft unter Kopfzugbelastung
F_{max}	N	Maximale Kraft
F_N	N	Normalkraft
F_{NH}	N	Vorspannkraft der Niederhalterfeder
F_S	N	Scherkraft
F_{SZ}	N	Prüfkraft unter Scherzugbelastung
$F_{SZ,max}$	N	Maximale Prüfkraft unter Scherzugbelastung
R_{eL}	MPa	Untere Streckgrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 %-Dehngrenze
T	°C	Temperatur
T_{WB}	°C	Wärmebehandlungstemperatur
T_{LG}	°C	Lösungsglühtemperatur
T_{Soll}	°C	Solltemperatur
T_{WA}	°C	Warmauslagerungstemperatur
W	Nm	Energieaufnahmevermögen
$W_{0,3-FSZ,max}$	Nm	Energieaufnahmevermögen unter Scherzugbelastung bis zum Abfall der Prüfkraft auf 30 % ihres Maximums
$W_{0,3-KKZ,max}$	Nm	Energieaufnahmevermögen unter Kopfzugbelastung bis zum Abfall der Prüfkraft auf 30 % ihres Maximums
Y	mm	Breite der Außenstempelfase
α	°	Umdrehungswinkel
β	°	Bruchwinkel

γ	°	Öffnungswinkel des Außenstempelkonus
ε_f	-	Versagensdehnung
ε_{pl}	-	Plastische Dehnung
η	-	Triaxialität
λ	W/(m · K)	Wärmeleitfähigkeit
μ	-	Reibzahl
σ	MPa	Mechanische Spannung
σ_I	MPa	Hauptspannung
φ	-	Umformgrad

Abkürzung	Beschreibung
2D	Zweidimensional
3D	Dreidimensional
k. A.	Keine Angabe
CCD	Charge-Coupled Device
CO ₂	Kohlenstoffdioxid
F	Herstellungszustand
FEM	Finite-Elemente-Methode
GP	Guinier-Preston
H ₂ O	Wasser
HCl	Salzsäure
HF	Flusssäure
HFQ [®]	Hot Form Quench
HNO ₃	Salpetersäure
KA	Kaltauslagerung
KKZ	Kreuzkopfzug
LG	Lösungsglühen
MPP	Massively Parallel Processing
O	Weichgeglüht
PB	Paint Bake
PFZ	Precipitation Free Zones
PLC	Portevin-Le-Chatelier
R	Rückbildungsgeglüht aus dem Zustand T6
RRA	Retrogression and Reaging
SMP	Symmetric Multiprocessing
SZ	Scherzug
T ₄	Lösungsgeglüht und kaltausgelagert
T ₆	Lösungsgeglüht und warmausgelagert
T ₇	Lösungsgeglüht und überhärtet
THTB	Tailor Heat Treated Blanks
W	Vollständig lösungsgeglüht

WA	Warmauslagerung
η	Inkohärente Ausscheidung
η'	Teilkohärente Ausscheidung

1 Einleitung

Die Themen „Mobilität“ und „Neo-Ökologie“ zählen zu den Megatrends unserer Zeit [1]. Insbesondere der Klimawandel und dessen Folgen für Mensch und Umwelt sowie die zunehmende Ressourcenknappheit bei einer anhaltend wachsenden Weltbevölkerung [2] sind entscheidend für unser Handeln geworden. Verankert in Gesetzen und Richtlinien verpflichten sich daher zahlreiche Volkswirtschaften zur Verringerung des Ausstoßes klimaschädlicher Gase [3] sowie zum nachhaltigen Wirtschaften [4]. Bezogen auf den Automobilbau leitet sich daraus das Ziel ab, verbrauchsarme Fahrzeuge mit hoher Energieeffizienz herzustellen und dabei möglichst wenig Rohstoffe einzusetzen. Diesem Bestreben stehen stetig steigende Anforderungen an die passive Fahrzeugsicherheit entgegen [5]. Neben antriebsseitigen Maßnahmen zur Verringerung des Schadstoffausstoßes ist der konsequente Leichtbau des gesamten Fahrzeugs daher essenziell [6]. Bereits seit Jahrzehnten werden klassische Tiefziehstähle durch Stahlgüten höherer und höchster Festigkeiten sowie durch Aluminiumwerkstoffe ersetzt. Der Einsatz moderner Hochleistungswerkstoffe stellt dabei eine Herausforderung für die Herstellung von Karosseriebauteilen sowie für das Fügen selbiger dar. Beim Fügen artungleicher Werkstoffe mit stark abweichenden physikalischen Eigenschaften stoßen stoffschlüssige Verfahren an ihre Grenzen. Die Bildung spröder intermetallischer Phasen beeinträchtigt zudem die Fügepunktqualität [7]. Bedingt durch die meist eingeschränkte Umformbarkeit hochfester Werkstoffe sind auch etablierte umformtechnische Fügeverfahren limitiert. Die Entwicklung innovativer Verfahren, wie dem Schneidclinchen, trägt dazu bei, bestehende Limitationen zu erweitern. Dennoch sind mitunter kombinierte Ansätze erforderlich, um höchstfeste Werkstoffpaarungen fügen zu können. So ist beispielsweise das Fügen von EN AW-7075 im warmausgelagerten Zustand T6 bei stempelseitiger Anordnung im Schneidclinchprozess nicht versagensfrei möglich [8].

Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen der 7000er Serie rücken aufgrund ihrer hohen spezifischen Festigkeit in den Fokus der Automobilindustrie. Die eingeschränkte Umformbarkeit der Legierungen im kalt- und warmausgelagerten Zustand erfordert jedoch die Anpassung etablierter Herstellungsprozesse. Ansätze sind die Umformung bei erhöhten Temperaturen sowie das Einstellen der mechanischen Eigenschaften durch eine dem Umformprozess vorgelagerte Wärmebehandlung. Neben dem vollständigen Lösungsglühen der Werkstoffe stellt das partielle Auflösen

von Ausscheidungen mittels Rückbildungsglügen eine effektive Alternative dar. Durch eine lokalisierte Wärmebehandlung kann zudem ein Eigenschaftsprofil in der Blechebene eingestellt werden, um gezielt Einfluss auf den Werkstofffluss im Umformprozess zu nehmen. Halbzeuge, die derart vorkonditioniert werden, werden als Tailor Heat Treated Blanks (kurz: THTB) bezeichnet. Untersuchungen zur Steuerung des Werkstoffflusses beim Fügen durch Umformen durch das Einstellen von Eigenschaftsgradienten in der Größenordnung des Fügepunkts liegen derzeit nicht vor.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es daher, ein grundlegendes Verständnis für die Steuerung des Stoffflusses beim Fügen durch Umformen von hochfesten, ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen mittels einer prozessangepassten, lokalen Wärmebehandlung zu schaffen. Zu diesem Zweck wird zunächst untersucht, wie sich das Rückbildungsglügen bei unterschiedlichen Temperaturen und Prozessbedingungen auf die Eigenschaften und die Fügbarkeit der hochfesten Legierung EN AW-7075 T6 auswirken. Im Anschluss erfolgt die Lokalisierung der Wärmebehandlung in der Größenordnung des Fügepunkts. Dabei werden unterschiedliche Layouts gegenübergestellt und deren Einfluss auf den sich ergebenden Stofffluss und die resultierenden Einseigenschaften der Fügepunkte ermittelt. Abschließend wird das Auslagerungsverhalten der Legierung nach der Kurzzeit-Retrogression untersucht und der Einfluss des Warmauslagerns auf die Verbindungsfestigkeit eruiert.

Die Untersuchungen finden exemplarisch anhand des Schneidclinchens statt. Das Verfahren gestattet das Fügen ultrahochfester Vergütungsstähle auf der Matrizen Seite. Durch die Erweiterung der Prozessgrenzen hinsichtlich der Eigenschaften des stempelseitigen Fügepartners mittels der Wärmebehandlung soll es möglich werden, hochfeste Stähle und Aluminiumlegierungen prozesssicher zu fügen, um so die Integration hochfester Aluminiumwerkstoffe der 7000er Serie in Mischbau-Karosserien zu gestatten. Hierdurch wird ein Beitrag zur konsequenten Umsetzung des Stoffleichtbaus im Automobilbau und der Reduzierung des Ausstoßes klimaschädlicher Gase geleistet.

2 Stand der Technik und Forschung

In den folgenden Abschnitten wird der derzeitige Stand der Technik und Forschung der für die vorliegende Arbeit relevanten Themen dargelegt. Zunächst wird ein Überblick über Werkstoffe und wichtige, mechanische Fügeverfahren im Automobilbau gegeben. Dabei liegt der Fokus insbesondere auf dem Schneidclinch. Weitere thematische Schwerpunkte sind die Steigerung der Umformbarkeit hochfester AlZnMg-Legierungen, das Einstellen maßgeschneiderter Eigenschaften von Blechhalbzeugen sowie das thermisch unterstützte Fügen durch Umformen.

2.1 Leichtbau im Karosseriebau

Die Erfüllung von Abgasnormen, die den Schadstoffausstoß von Kraftfahrzeugen limitieren [3], sowie die steigenden Anforderungen an die passive Fahrzeugsicherheit [9] erfordern das Ergreifen zahlreicher Maßnahmen seitens der Automobilhersteller. Neben der Elektrifizierung des Antriebsstrangs [10] steht vor allem der Leichtbau im Fokus [6]. Dessen Umsetzung erfolgt durch die Funktionsintegration, die last- und werkstoffgerechte Konstruktion sowie durch den Einsatz leichterer Werkstoffe [11]. Großes Potential zur Gewichtsreduzierung weist die Rohkarosserie auf, deren Anteil am Gesamtgewicht des Fahrzeugs rund 40 % beträgt [12]. Im Karosseriebau gängige Werkstoffe und mechanische Fügeverfahren zur Realisierung von Leichtbaustrukturen werden nachfolgend vorgestellt.

2.1.1 Werkstoffe

Bei Karosseriebauteilen handelt es sich in der Regel um Blechformteile, die mittels kombiniertem Tief- und Streckziehen, dem Karosserieziehen, hergestellt werden [13]. Zur Verringerung der Fahrzeugmasse und der Erhöhung der passiven Sicherheit kommen Werkstoffe mit hoher spezifischer Festigkeit zum Einsatz [14]. Konventionelle Tiefziehstähle werden zunehmend durch höher- und höchstfeste Stahlgüten sowie durch Aluminiumlegierungen ersetzt [14]. Höher- und höchstfeste Stähle ermöglichen die Verringerung von Wandstärken [13] bei gleichzeitiger Verbesserung der Crash-Performance [6]. Die Substitution von Stahl durch Aluminium erfordert aufgrund der geringeren Steifigkeit und Festigkeit des Werkstoffs dagegen grundsätzlich die Erhöhung der Wanddicken [13]. Da die Dichte von Aluminium rund ein Drittel der Dichte von Stahl beträgt [6], wird dennoch eine Gewichtsreduzierung erzielt [13].

Zu den höher- und höchstfesten Stahlgüten, die im Fahrzeugbau Anwendung finden, zählen unter anderem mikrolegierte Stähle, interstitiellfreie Stähle, Dual-, Complex- und Martensitphasenstähle sowie vergütbare Mangan-Bor-Stähle [13]. Vor allem der Anteil der warmumgeformten Vergütungsstähle an der Rohkarosserie hat stark zugenommen [15] und beträgt bei einem typischen Fahrzeug der Kompaktklasse bereits um die 30 % [16]. Ultrahochfeste Vergütungsstähle erhalten ihre Einsatzigenschaften in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess, dem Presshärten [17]. Abhängig von der Legierungszusammensetzung werden Zugfestigkeiten von bis zu 2.000 MPa erreicht [18]. Diese Güten eignen sich daher insbesondere für Fahrzeugbereiche, die bei einem Unfall nur wenig Deformation erfahren dürfen [13], wie A- und B-Säulen sowie Seitenschweller [15].

Fahrzeuge unterer Preisklassen verfügen aufgrund der geringeren Kosten [13] meist über reine Stahlgerippe sowie vereinzelt über Anbauteile aus Aluminium [14]. Diese bestehen in der Regel aus aushärtbaren AlMgSi-Knetlegierungen der 6000er Serie [13]. In höherklassigen Fahrzeugen werden zudem häufig Strukturbauteile aus Aluminium verwendet [14]. Für Strukturbauteile haben sich aufgrund ihrer guten Umformbarkeit und hohen Kaltverfestigung nicht aushärtbare AlMg-Legierungen der 5000er Serie bewährt [13]. In Form von Strangpressprofilen finden Legierungen der 6000er Serie ebenfalls Anwendung als Strukturbauteile [6]. Gegenüber Legierungen der 5000er Serie weisen Legierungen der 6000er Serie zwar eine geringere Kaltverfestigung auf, die Festigkeit kann jedoch durch das Aushärten der Legierung im Lackeinbrennprozess (Paint Bake) erhöht werden [19]. Aufgrund ihrer guten Umformbarkeit eignen sich die genannten Legierungen vor allem für Bauteile, die ein hohes Energieabsorptionsvermögen aufweisen sollen. Zu diesen zählen die Längsträger des Vorderwagens [13].

Hochfeste AlZnMg-Knetlegierungen der 7000er Serie, die breite Anwendung in der Luftfahrtindustrie finden [20], werden im Automobilbau bislang kaum für Karosseriebauteile eingesetzt [21]. Derzeit beschränkt sich die Anwendung auf Nischenprodukte wie den BMW i8 [22] und den NIO ES6 [23]. Gründe hierfür sind die schlechte Umformbarkeit der Werkstoffe im kalt- und im warmausgelagerten Zustand [21] sowie die schlechte Fügbarkeit. Dies gilt für schweißtechnische [24] und für umformtechnische [25] Fügeverfahren. Die eingeschränkte Fügbarkeit folgt aus der hohen Festigkeit und geringen Duktilität der Werkstoffe sowie aus deren Neigung zur Spannungsrisskorrosion [26]. Aufgrund der sehr hohen spezifischen Festigkeit gibt es dennoch Bestrebungen, 7000er Legierungen in Bereichen der Karosserie einzusetzen, in denen eine hohe Festigkeit erforderlich ist, um Vergütungsstähle zu substituieren [26].

2.1.2 Technologien zum Fügen durch Umformen

Ein wesentlicher Aspekt bei der Integration von Aluminium in Multi-Material-Konzepte ist das sichere Verbinden des Materials mit anderen metallischen Werkstoffen [6]. Konventionelle schweißtechnische Fügeverfahren sind für das Verbinden artungleicher Werkstoffe nur bedingt geeignet. Durch die begrenzte Löslichkeit der Werkstoffe kommt es beim Schweißen von Stahl und Aluminium zur Bildung spröder, intermetallischer Phasen [27], die die Qualität der Fügepunkte beeinträchtigen [28]. Daher nehmen umformtechnische Fügeverfahren, deren Zusammenhalt auf dem Kraft- und/oder Formschluss der Fügepartner beruht [29], eine wichtige Rolle bei der Umsetzung von Multi-Material-Konzepten ein [30].

Umformtechnische Fügeprozesse lassen sich in Verfahren mit und ohne Hilfsfügeteil einteilen [31]. Durch den Wegfall der Fügeelemente und deren Handhabung sind hilfsmittelfreie Verfahren mit geringeren Kosten verbunden [32]. Gemein ist beiden Varianten, dass in der Regel kein oder nur ein geringer Wärmeeintrag in die Bauteile erfolgt [33]. Auf ausgewählte Verfahren mit punktförmiger Fügeverbindung, die im Automobilbau breite Anwendung finden, wird im Folgenden näher eingegangen.

Zu den bedeutendsten Verfahren mit zusätzlichem Fügeelement zählen das Stanznieten [34] und das Fließblochschauben [35]. Das Stanznieten kann mit einem Halbhohlstanzniet oder mit einem Vollstanzniet erfolgen. Beim Halbhohlstanznieten wird der Niet in das obere Blech gedrückt, wodurch dieses ausgeschnitten wird [34]. Im weiteren Verlauf wird das untere Blech in eine Kavität mit umlaufender Nut geformt und der Nietfuß radial gespreizt, wodurch ein Hinterschnitt ausgeformt und eine kraft- und formschlüssige Verbindung zwischen dem oberen und dem unteren Blech hergestellt wird [34]. Mittels Halbhohlstanznieten lassen sich Werkstoffe mit Zugfestigkeiten von bis zu 1.000 MPa fügen [33].

Beim Vollstanznieten werden beide Fügepartner ausgeschnitten [34]. Der Niet wird in die Fügepartner gedrückt, bis der konisch geformte Nietkopf vollständig in den oberen Fügepartner eingepresst ist [34]. Während des anschließenden Prägens wird das untere Blech in die Schaftnut des Niets gedrückt und eine kraft- und formschlüssige Verbindung hergestellt [34]. Mittels Vollstanznieten lassen sich Werkstoffe mit einer Zugfestigkeit von über 1.000 MPa fügen [33]. Der festere Werkstoff ist dabei stempelseitig anzuordnen [33]. Beide Verfahren erfordern die beidseitige Zugänglichkeit der Bleche [34].

Die beidseitige Zugänglichkeit der Fügepartner ist für das Fließlochschrauben nicht notwendig [33]. Bei diesem Verfahren wird ein Schraubelement, das eine Spitze ohne Gewindegänge aufweist, mit Drehzahlen von etwa 5.000 1/min und einem definierten Anpressdruck in die zu fügenden Halbzuge gedreht [19]. Durch die entstehende Reibungswärme wird das Umfließen des Fügelements durch die Bleche erleichtert [36]. An das Fließlochformen schließt das Gewindefurchen an. Hierbei werden die Gewindegänge der Fließlochbohrschraube in die umgeformten Bleche gefurcht [19]. Die Drehzahl wird dabei deutlich reduziert. Abschließend wird ein definiertes Drehmoment für die erzeugte Schraubverbindung eingestellt [33]. Abhängig von der Festigkeit ist das Vorlochen des festeren Fügepartners, der auf der Oberseite angeordnet wird, erforderlich [37].

Ein in der Automobilindustrie weit verbreitetes Verfahren ohne Hilfsfügepartner ist das Clinchen, das auch als Durchsetzfügen bezeichnet wird [30]. Bei diesem Verfahren wird der obere Fügepartner in den unteren durchgesetzt und anschließend gestaucht [38]. Durch den radialen Stofffluss zwischen dem oberen und dem unteren Blech wird ein Hinterschnitt zwischen den Fügepartnern ausgeformt [38]. Um den radialen Werkstofffluss zu begünstigen, kommen starre Matrizen mit einem umlaufenden Ringkanal oder Matrizen mit beweglichen Lamellen, die über ein Federelement verbunden sind, zum Einsatz [38]. Werkstoffe mit einer Zugfestigkeit von bis zu 500 MPa und einer Bruchdehnung von mindestens 12 % gelten als gut clinchgeeignet [38]. Durch die Anpassung der Matrizengeometrie können Werkstoffe mit Zugfestigkeiten von bis zu 980 MPa versagensfrei gefügt werden [39]. Aufgrund der reduzierten Matrizen­tiefe und des Wegfalls des Ringkanals wird ein geringerer Hinterschnitt ausgeformt [39], welcher neben der Halsdicke ausschlaggebend für die Verbindungsfestigkeit ist [33]. Bei der Auslegung des Clinchprozesses gilt es zu berücksichtigen, dass sich die an der Füge­stelle vorausgehende Umformung des Blechs auf die Füge­punkteigenschaften und die Tragfähigkeit der Verbindung auswirken kann [40]. Der festere und/oder dickere Fügepartner ist beim Clinchen im Allgemeinen stempelseitig anzuordnen [38]. Das Versagen der Verbindung während des Fügeprozesses tritt vor allem im zugspannungsbeanspruchten matrizen­seitigen Fügepartner auf [33].

Neben dem herkömmlichen Rundpunktclinchen, bei dem die Fügepartner nicht geschnitten werden, gibt es weitere, nichtschneidende Sonderverfahren [41] sowie weitere, schneidende Verfahrensvarianten [38]. Balkenförmige Clinchpunkte können mit und ohne schneidendem Anteil gesetzt werden [38]. Wird der Fügepunkt mit Schneidanteil hergestellt, werden der obere und der untere Fügepartner partiell getrennt und durchgesetzt [42].

Mithilfe dieses Verfahrens kann selbst pressharter Vergütungsstahl matrizenseitig gefügt werden [42]. Aus der Geometrie des Fügepunkts ergibt sich die Richtungsabhängigkeit der Verbindungseigenschaften [43].

Ein weiteres Sonderverfahren, welches das Fügen höchstfester Werkstoffe ermöglicht, ist das Clinchen mit Vorloch [41]. Dabei wird bereits vor dem Fügeprozess ein definiertes Loch in den matrizenseitigen Fügepartner eingebracht und der stempelseitige Fügepartner in dieses durchgesetzt und verpresst [41]. Der tragende Querschnitt wird ausschließlich durch den stempelseitigen Fügepartner gebildet. Durch das Vorlochen ist das Verfahren unabhängig von den mechanischen Eigenschaften des unteren Fügepartners [44], sodass ultrahochfeste Werkstoffe gefügt werden können [42]. Nachteil des Verfahrens ist, dass der untere Fügepartner vor dem Fügeprozess genau im Werkzeug positioniert werden muss [41].

Das Stanzclinchen stellt ein weiteres Sonderverfahren dar [41]. Abweichend vom konventionellen Clinchen wird das Unterwerkzeug aus einer Schneidbuchse und einem beweglich gelagerten Amboss gebildet [45]. Der untere Fügepartner, welcher eine geringe Duktilität aufweist, wird im Prozess geschnitten, der obere Fügepartner wird in das ausgeschnittene Loch gepresst [45]. Der ausgeschnittene Butzen wird nicht vollständig ausgeschoben und verbleibt im Fügepunkt. Den tragenden Querschnitt bildet somit ausschließlich der stempelseitige Fügepartner. Gegenüber dem herkömmlichen Clinchen ergibt sich eine verringerte Tragfähigkeit des Fügepunkts [41]. Untersuchungen für das Stanzclinchen liegen bislang nur für die Materialkombination Aluminium und Magnesium vor [46].

2.1.3 Schneidclinchen

Das Schneidclinchen zählt ebenfalls zu den Sonderverfahren des Clinchens und ermöglicht das Fügen höchstfester, artungleicher Werkstoffe in einem kontinuierlichen Hub. Das Verfahren wurde 2010 von Busse et al. [47] vorgestellt. Grundlegende Prozessmechanismen und -einflüsse wurden von Müller [48] und Hörhold [49] untersucht. Weikermann [50] analysierte darüber hinaus das kombinierte Schneidclinchen und Kleben, welches zum Fügen von Leichtbaustrukturen eine wichtige Rolle einnimmt. Die neuesten Untersuchungen von Han [51] befassen sich mit der prozessinduzierten Bauteildeformation und der Entwicklung von Schneidclinchenwerkzeugen, die das deformationsarme Fügen von Blechen ermöglichen. Die Charakteristika des Schneidclinchenprozesses werden folgend näher erläutert.

Verfahrenscharakteristika

Bild 1 zeigt den Ablauf des Schneidclinchprozesses sowie den Aufbau des Werkzeugs. Stempelseitig besteht dieses aus einem Innen- und einem Außenstempel sowie aus einem Niederhalter. Außenstempel und Niederhalter sind federnd gelagert, um eine kraftabhängige Relativbewegung zum Innenstempel zu ermöglichen. Matrizen­seitig besteht das Werkzeug aus einer geschlitzten Matrize sowie einem federnd gelagerten Amboss.

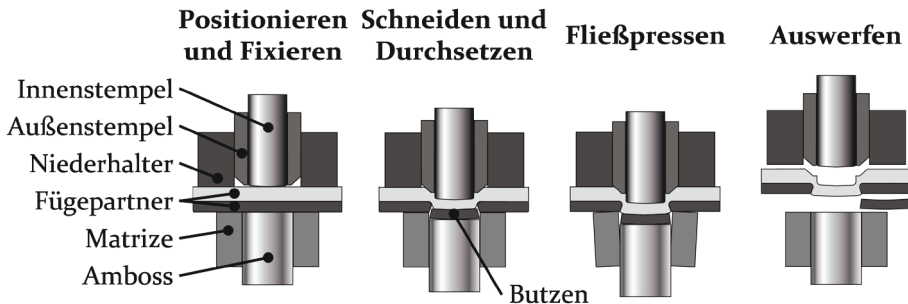


Bild 1: Schneidclinchprozess nach [47]

Zu Beginn des Prozesses werden die Fügepartner zwischen dem Niederhalter und der Matrize geklemmt. Durch das Verfahren des Innen- und des Außenstempels werden die beiden Fügepartner gesichert und das untere Blech in die Matrize gedrückt [47]. Der federnd gelagerte Amboss wird dabei verdrängt. Im matrizen­seitigen Blech werden Risse initiiert, die sich mit zunehmendem Stempelweg ausbreiten bis das Blech vollständig durchgeschnitten ist. In der Folge wird der stempelseitige Fügepartner durchgesetzt. Sobald der Amboss gegen seinen definierten Anschlag fährt, wird das obere Blech in das ausgeschnittene Loch querfließ­gepresst und ein Hinterschnitt ausgeformt [47]. Die geschlitzte Matrize ermöglicht das radiale Auf­federn der einzelnen Lamellen, wodurch das Ausformen des Hinterschnitts begünstigt wird [47]. Sobald der definierte Stempelweg erreicht wird, ver­fährt das Oberwerkzeug nach oben und die Fügepartner sowie der ausge­schnittene Butzen, der während des gesamten Fügeprozesses im Werkzeug verbleibt, können entnommen werden. Anders als beim Stanzclinch wird der ausgeschnittene Butzen somit nicht im Fügepunkt verpresst.

Besonderheit des Schneidclinchverfahrens ist, dass der untere Fügepartner während des Fügeprozesses schergeschnitten wird, wodurch matrizen­seitig höchstfeste Werkstoffe mit geringer Duktilität, wie pressharter 22MnB5, gefügt werden können. Die Krafterleitung auf den unteren Fügepartner erfolgt dabei indirekt über das obere Blech. Der tragende Querschnitt wird

ausschließlich durch den oberen, durchgesetzten Fügepartner gebildet. Aus diesem Grund ergibt sich ein großer Einfluss der mechanischen Eigenschaften [52] sowie der Blechdickenverhältnisse [48] der Fügepartner auf das Schneidverhalten und die Fügepunktausprägung. Eine hohe Festigkeit des unteren Fügepartners sowie eine geringe Festigkeit des oberen Blechs führen für dieses zu einer starken radialen Werkstoffverdrängung im Prozess [52]. Die Folge ist die Verringerung des Werkstoffvolumens in der Fügezone und die Abnahme der Ausprägung versagenskritischer Verbindungsmerkmale [52]. Geringere Festigkeiten des stempelseitigen Blechs führen zudem zur verminderten Tragfähigkeit des Fügepunkts [52]. Mit zunehmender Blechdicke geht die Vergrößerung der Wangendicke sowie die Erhöhung der Verbindungsfestigkeit einher [48].

Prozessgrenzen

Voraussetzung für den Schneidclinchprozess ist das Anordnen eines Werkstoffs mit vergleichsweise geringer Festigkeit und hoher Duktilität auf der Stempelseite sowie eines Werkstoffs mit hoher Festigkeit und geringer Duktilität auf der Matrizen­seite [53]. Die Prozessgrenzen hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften des unteren Fügepartners wurden von Weikermann [50] anhand unterschiedlicher Stahlgüten mit Zugfestigkeiten von 359 MPa bis 1.507 MPa beziehungsweise mit Bruchdehnungen von 3,9 % bis 34,5 % ermittelt. Mit abnehmender Festigkeit und zunehmender Duktilität des unteren Fügepartners kommt es zu einer Zunahme des Kanteneinzugs und des Bruchwinkels sowie zu einer Abnahme der Bruchhöhe. Als Zielgröße wurde in [50] eine Restbodendicke von 0,8 mm definiert. Diese konnte für matrizen­seitige Werkstoffe mit einer Zugfestigkeit von weniger als 551 MPa nur mit einer hohen Beanspruchung der Matrizenlamellen erreicht werden [50]. Da bei einer geringen Festigkeit des unteren Fügepartners der ausgeschnittene Butzen gestaucht und geweitet wird, werden die Matrizenlamellen in der Folge stark gespreizt [50]. Um den Werkstofffluss zu verbessern und die Beanspruchung der Matrize zu reduzieren, kam ein Amboss mit halbkugelförmiger Stirnfläche zum Einsatz [50]. Die daraus resultierende höhere Materialverdrängung in radialer Richtung ermöglicht das Schneiden duktilerer Werkstoffe.

Die hohen Prozesskräfte, die beim indirekten Scherschneiden des unteren Fügepartners auftreten, führen zu einer hohen Beanspruchung der Matrzenschneidkante [54]. Das Spannungsniveau wird dabei entscheidend durch die Festigkeit des unteren Fügepartners und dessen Dicke bestimmt [54]. Für den pressharten Mangan-Bor-Stahl 22MnB5, der über eine Zugfestigkeit von rund 1.500 MPa verfügt, treten Vergleichsspannungen von

etwa 3.000 MPa auf [54]. Die hohen Spannungen bewirken die plastische Deformation der Schneidkante beginnend mit dem ersten Hub [55]. Das Ausbrechen harter Partikel aus der Aluminium-Silizium-Beschichtung des 22MnB5 führt zudem zu abrasivem Verschleiß [55]. Eine Beeinträchtigung der Fügepunktqualität innerhalb der ersten 500 Hube konnte nicht festgestellt werden [55]. Analysen für einen für die Serienfertigung relevanten Bereich von mehreren 10.000 Hübten [32] liegen bislang nicht vor. Aus den Untersuchungen lässt sich dennoch ableiten, dass die Werkzeugbeanspruchung und der daraus resultierende Verschleiß die Prozessgrenzen im Hinblick auf die Festigkeit und Dicke des unteren Fügepartners definieren.

Ferner wird der Prozess durch die Eigenschaften des oberen Fügepartners limitiert. Dieser überträgt zu Beginn des Prozesses die Kraft indirekt auf den auszuschneidenden, unteren Fügepartner. Zudem bildet er den tragenden Querschnitt. Seine Eigenschaften haben daher großen Einfluss auf die Tragfähigkeit der Verbindung [52]. Eine geringe Festigkeit des oberen Fügepartners führt zu einer starken radialen Materialverdrängung und damit zu einer Reduzierung des Werkstoffvolumens in der Fügezone [52]. In der Folge ist die Abnahme des ausgeformten Hinterschnitts zu verzeichnen [52]. Aufgrund der starken Umformung des oberen Fügepartners, insbesondere in der Durchsetz- sowie in der Fließpressphase, muss das stempelseitige Blech ein Mindestmaß an Duktilität aufweisen. Eine hohe Festigkeit des oberen Fügepartners erschwert zudem das Nachfließen von Werkstoff aus dem Wangen- in den Halsbereich [8]. Das versagensfreie Fügen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 im warmausgelagerten Zustand T6 mittels Schneidclinchen ist daher nicht möglich [8].

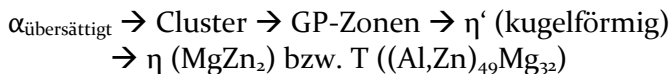
In den bisherigen Untersuchungen zum Schneidclinchen kamen matrizen-seitig in erster Linie Stähle mit den Blechdicken 1,35 und 1,5 mm zum Einsatz [53]. In [47] fanden auch Bleche mit 0,6 mm und 1,25 mm Dicke Anwendung. Das stempelseitige Spektrum umfasst vor allem Aluminiumlegierungen der 5000er sowie der 6000er Serie mit Blechdicken von 1,15 [53] bis 2,5 mm [47]. Dünnere Bleche mit 0,8 mm Dicke auf der Matrizen-seite sowie 1,0 mm Dicke auf der Stempelseite kamen bei Untersuchungen zum Schneidclinchen von drei Blechen zum Einsatz [56]. Die Gesamtlechdicke war jedoch in einer vergleichbaren Größenordnung zu den vorliegenden Analysen des einschnittigen Schneidclinchenprozesses. Der Einfluss des Blechdickenverhältnisses auf den Schneidclinchenprozess wurde von Müller [48] untersucht. Eingehende Analysen hinsichtlich der Grenzen ffügbarer Blechdicken liegen derzeit nicht vor. Der Fokus der vorliegenden Arbeit liegt auf den Prozessgrenzen im Hinblick auf die mechanischen Eigenschaften des stempelseitigen Fügepartners.

2.2 Steigerung der Umformbarkeit ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen der 7000er Serie

AlZnMg-Legierungen der 7000er Serie verfügen neben Aluminium über Zink, Magnesium sowie teilweise über Kupfer als weitere Hauptlegierungselemente und zeichnen sich durch sehr hohe Zugfestigkeiten von bis zu etwa 700 MPa aus [19]. Kupferfreie Werkstoffe verfügen im Allgemeinen über eine mittlere Festigkeit bei guter Schweißseignung, kupferhaltige Legierungen weisen demgegenüber höhere Festigkeiten und schlechtere Schweißseigenschaften auf [19]. 7000er Legierungen kommen vor allem in der Luftfahrtindustrie zum Einsatz [20]. Ihre hohen Festigkeiten machen sie jedoch auch für die Fahrzeugindustrie interessant [26].

Zink (Zn) hat eine hohe Löslichkeit in Aluminium (Al). So werden bei 275 °C 30,6 Gew.-%, bei 195 °C 10,0 Gew.-% und bei 110 °C 5,1 Gew.-% im α -Mischkristall gelöst [57]. Durch die Zugabe von Magnesium (Mg) wird die Löslichkeit von Zink erheblich reduziert, wodurch sich das Potential zur Aushärtung verbessert [19]. Bei einem hohen Zink-Anteil besteht ein Phasengleichgewicht zwischen dem α -Mischkristall und MgZn_2 , der sogenannten η -Phase [19]. Ist der Magnesium-Anteil hoch, bildet sich ein Gleichgewicht zwischen dem α -Mischkristall und $(\text{Al}, \text{Zn})_{49}\text{Mg}_{32}$, der T-Phase aus [19]. Durch den Zusatz von Kupfer (Cu) werden Kupferatome in die Ausscheidungen eingebaut und die Löslichkeit weiter reduziert, während die thermische Stabilität erhöht wird [19]. Weitere typische Legierungselemente sind die Dispersionsbildner Mangan (Mn), Chrom (Cr) oder Zirkonium (Zr). Diese wirken sich auf das Gefüge, das Korrosionsverhalten, die Abschreckempfindlichkeit und die Ausscheidungskinetik aus [58].

Generell erfolgt die Ausscheidung aus dem übersättigten α -Mischkristall für 7000er Legierungen nach dem folgenden Schema [19]:



Die Kaltaushärtung tritt etwa eine Stunde nach dem Abschrecken aus dem vollständig lösungsgeglühten Zustand ein und wird durch die Bildung Zn-reicher Cluster sowie kohärenter Guinier-Preston-Zonen (GP-Zonen), die nahezu kugelförmig sind, dominiert [19]. Bereits beim Abschrecken können sich leerstellenreiche Zn-Cluster bilden [59]. Eine geringe Abschreckgeschwindigkeit führt zu weniger Leerstellen, wodurch eine Entmischung erst bei tieferen Temperaturen beziehungsweise zeitverzögert eintritt [58]. Mit zunehmender Auslagerungszeit wachsen die GP-Zonen und die Festigkeit wird gesteigert [19]. Der Auslagerungsprozess selbst kann sich über

mehrere Jahre erstrecken [19]. Der Zustand, der sich direkt nach dem Abschrecken beziehungsweise nach einer kurzen Kaltauslagerung einstellt, eignet sich prinzipiell für die Kaltumformung. Aufgrund der Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrisskorrosion und der anhaltenden Auslagerungsvorgänge bei Raumtemperatur wird das Beibehalten dieses Zustands nicht empfohlen [19]. Eingesetzt werden die Legierungen daher für gewöhnlich im warmausgelagerten Zustand T6 oder T7. Bei der Warmaushärtung (Zustand T6) wird im Temperaturbereich zwischen 100 und 250 °C die teilkohärente sowie metastabile η' -Phase aus den GP-Zonen gebildet [19]. Bei der Überhärtung (Zustand T7) erfolgt die Bildung der stabilen η -Phase aus der η' -Phase. Der Temperaturbereich für die Bildung der η -Phase reicht von etwa 150 bis 300 °C [60].

Die der Warmauslagerung vorangehende Kaltauslagerung [58] und die Dehnung [61] des Werkstoffs wirken sich auf die Ausscheidungskinetik während der Warmaushärtung aus. Abhängig von der Legierungszusammensetzung kann sich durch die vorhergehende Kaltauslagerung eine Zunahme [58] oder eine Abnahme [62] der Festigkeit im Vergleich zur Warmauslagerung direkt nach dem Abschrecken einstellen.

Da Legierungen der 7000er Serie im ausgehärteten Zustand eine hohe Festigkeit und eine geringe Duktilität aufweisen, ist ihr Formgebungsvermögen stark eingeschränkt. Um dieses zu erweitern, werden nach dem Stand der Technik zwei Ansätze verfolgt. Die Werkstoffe werden entweder zunächst wärmebehandelt und anschließend kaltumgeformt oder sie werden warmumgeformt. Vorteile der Kaltumformung sind, dass herkömmliche Umformwerkzeuge und Schmierstoffsysteme genutzt werden können sowie dass das Handling der Bauteile weniger Aufwand erfordert [63].

Im Hinblick auf die Kaltumformung besteht die Möglichkeit, das Bauteil in mehreren Schritten umzuformen und dieses zwischen den Umformoperationen mittels Erholungs- oder Rekristallisationsglühen zu wärmebehandeln. Die Applikation dieses Vorgehens für EN AW-7021 geht aus [64] hervor. Die Erweiterung des Formgebungsvermögens durch das Zwischenglühen in den Zuständen T79 sowie T4 konnte jedoch nicht erzielt werden.

Ein weiterer Ansatz zur Verbesserung der Kaltumformbarkeit ist das Rückbildungsglühen, das auch als Retrogression bezeichnet wird [19]. Der Werkstoff wird durch Stoßglühen kurzzeitig erwärmt, wodurch Ausscheidungen partiell oder ganz gelöst werden [19]. Die Temperatur ist dabei abhängig vom Ausgangszustand, in jedem Fall jedoch unterhalb der Lösungsglüh-temperatur [65]. GP-Zonen werden durch das kurzzeitige Glühen im Temperaturbereich von 150 und 250 °C gelöst [66]. Die

Rückbildung der η' -Phase findet zwischen 200 und 250 °C statt [61]. Die η -Phase wird bei Temperaturen zwischen 300 und 350 °C aufgelöst [61]. Hohe Aufheizraten und Temperaturen verkürzen die notwendige Glühdauer [19], wobei sich ein Optimum einstellt. Durch die Bildung von η' -Ausscheidungen nimmt die Härte danach mit zunehmender Glühdauer wieder zu [19]. Glüh-temperatur und -dauer sind daher so zu wählen, dass keine Ausscheidungen aus der nächst stabileren Phase entstehen [67]. Im Anschluss an das Rückbildungsglügen kann der Werkstoff erneut ausgelagert werden, wobei sich die ursprünglichen Eigenschaften wieder einstellen lassen [19]. Das kombinierte Rückbildungsglügen und Wiederauslagern wird als Retrogression and Re-Ageing (kurz: RRA) bezeichnet.

Unger [68] untersuchte die Anwendung der RRA-Wärmebehandlung für die Legierung EN AW-7020. Durch die Wärmebehandlung konnten die Formgebungsgrenzen des Werkstoffs im Zugversuch gegenüber dem Zustand T6 erweitert werden. Die Verbesserung der Tiefziehbarkeit gegenüber dem Zustand T6 wurde durch das kurzzeitige Stoßglügen der gesamten Platine dagegen nicht erzielt. Ursache hierfür ist, dass neben der Umformzone im Flanschbereich auch der kraftübertragende Bereich im Boden sowie in der Stempelrundung durch das Stoßglügen entfestigt werden [68]. Da der Werkstoff in der Umformzone stark verfestigt, wird die ertragbare Spannung im kraftübertragenden Bereich überschritten. Es kommt zu Bodenreißen. Begünstigt wird dies durch die ausgeprägte Anisotropie des Werkstoffs, was zu einem bevorzugten Fließen aus der Blechdicke und folglich zur verstärkten Ausdünnung führt. Ab einer Temperatur von 300 °C beim Rückbildungsglügen konnte eine Festigkeitssteigerung durch die Wiederauslagerung erzielt werden, die Festigkeit des Ausgangszustands T6 wurde dabei nicht wieder erreicht [68].

Eine weitere Möglichkeit zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen ist das vollständige Lösungsglügen des Werkstoffs, gefolgt vom Abschrecken und der direkt anschließenden Kaltumformung. In diesem Zustand (W-Temper) liegt ein übersättigter Mischkristall vor. Der Werkstoff weist eine gegenüber dem Ausgangszustand verringerte Festigkeit und erhöhte Duktilität auf. Das Vorgehen wurde 2012 von Smeyers und Khosla [69] patentiert. Kumar et al. [70] konnten die Ziehtiefe bei der Herstellung eines Kreuznapfes mittels W-Temper-Umformung gegenüber dem Zustand T6 verdoppeln. Vorteil der W-Temper-Umformung ist, dass der Prozess durch das vollständige Lösungsglügen unabhängig vom Anlieferungszustand der Halbzeuge ist [71]. Nachteil ist, dass das Zeitfenster zur Durchführung der Umformoperation aufgrund der schnell einsetzenden Kaltaushärtung begrenzt ist. Das Abschrecken im Wasserbad führt zudem zu Verzug [72].

Wird der Abschreckvorgang mit der Umformung kombiniert, kann auf das Abschrecken im Wasserbad verzichtet werden. Der daraus resultierende Verzug wird vermieden. Das kombinierte Umformen und Abschrecken von Aluminium wurde von Foster et al. [73] als Hot Form Quench (kurz: HFQ®) patentiert. Der Werkstoff wird dabei vor der Umformung ebenfalls vollständig lösungsgeglüht und anschließend in einem kalten Werkzeug umgeformt und gleichzeitig abgeschreckt. Die kritische Abkühlrate, die im Fall von EN AW-7075 bei 100 K/s liegt, darf dabei nicht unterschritten werden, da es sonst zur vorzeitigen Ausscheidungsbildung kommt [74]. Anders als beim Presshärten von Vergütungsstählen weist der Werkstoff im Anschluss an die Umformung eine vergleichsweise geringe Festigkeit auf. Um die Gebrauchseigenschaften des Bauteils einzustellen, folgt daher die Kalt- und/oder Warmauslagerung des Werkstoffs [75].

Alternativ kann der Umformprozess bei erhöhten Temperaturen durchgeführt werden. Unterschieden werden gemeinhin das Halbwarm- sowie das Warmumformen. Halbwarm liegt die Temperatur unterhalb der Rekristallisationstemperatur in einem Bereich von 170 bis 230 °C [76]. Während der Umformung finden Erholungsvorgänge statt, die die Bewegung von Versetzungen erleichtern und der Verfestigung des Werkstoffs entgegenwirken [77]. Die Warmumformung erfolgt dagegen oberhalb der Rekristallisationstemperatur, sodass es neben Erholungsvorgängen zur Ausbildung eines neuen Gefüges kommt [77]. Bereits 1946 entdeckten Finch et al. [78], dass die Tiefziehbarkeit von Aluminium bei erhöhten Temperaturen verbessert werden kann. Neben höheren Temperaturen führen auch langsame Umformgeschwindigkeiten beziehungsweise Dehnraten zu einer Erhöhung der Umformbarkeit [79]. Kumar et al. [80] zeigten für EN AW-7020 T6, dass im Temperaturbereich von 150 und 250 °C die Festigkeit mit zunehmender Temperatur ab- und die Duktilität des Werkstoffs zunimmt. Das Formgebungsvermögen von EN AW-7075 T6 kann für Temperaturen zwischen 140 und 220 °C gesteigert werden [81]. Temperaturen von über 260 °C führen dagegen zu einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften nach der Umformung. Folglich wirken sich die Wärmebehandlung und die Umformung auf den Zustand nach der Auslagerung aus.

Findet die Umformung mit sehr geringen Dehnraten sowie im Bereich der Lösungsgeglühtemperatur statt, spricht man von superplastischer Umformung. Durch die während der Umformung stattfindenden Erholungsvorgänge lassen sich Dehnungen von bis zu 1.000 % erzielen [82]. Die langen Taktzeiten beschränken die Anwendbarkeit im industriellen Umfeld.

2.3 Einstellung maßgeschneiderter Halbzeugeigenschaften

Unter dem Begriff Tailored Blanks werden Bleche mit lokal unterschiedlichen Eigenschaften verstanden [63]. Die Anpassung der Halbzeugeigenschaften im Hinblick auf Fertigungsprozesse sowie auf die funktionalen Eigenschaften der umgeformten Bauteile ermöglicht die Verringerung der Herstellungskosten und des Bauteilgewichts [6]. Unterschieden werden gemeinhin Tailor Welded Blanks, Patchwork Blanks, Tailor Rolled Blanks sowie Tailor Heat Treated Blanks [63]. Abhängig vom Verfahren können unterschiedliche Eigenschaften maßgeschneidert eingestellt werden.

Tailor Welded Blanks werden durch das Verschweißen von Blechen mit unterschiedlichen Dicken und/oder mechanischen Eigenschaften hergestellt [83]. Die Bleche werden dabei in einer Ebene angeordnet und in der Regel über einen Stumpfstoß verbunden [6]. Im Gegensatz dazu werden bei Patchwork Blanks Verstärkungsbleche auf das Grundblech aufgebracht und beispielsweise mittels Schweißen oder Kleben gefügt [84]. Für Tailor Welded Blanks [85] sowie für Patchwork Blanks [86] stellen die Fügeverbindungen potenzielle Versagensstellen dar. Neben der Schweißnaht selbst wirkt sich die diskontinuierliche Änderung der Blechdicke negativ auf die Formgebungsgrenzen aus [87].

Tailor Rolled Blanks werden mittels Walzverfahren hergestellt [88]. In einem flexiblen Walzprozess wird der Walzspalt und damit die Blechdicke in Längsrichtung variiert [89], wodurch die Halbzeuge einen kontinuierlichen Blechdickenübergang aufweisen. Bei Tailor Rolled Strips wird die Blechdicke mittels Bandprofilwalzens in Querrichtung geändert [90]. Durch die Kombination beider Verfahren kann die Blechdicke flexibel in der Blechebene eingestellt werden [91]. Mit der Verdrängung des Werkstoffs geht dessen Kaltverfestigung einher [91]. Dem kann durch das anschließende Rekristallisationsglühen entgegengewirkt werden [92].

Unter Tailor Heat Treated Blanks werden Halbzeuge verstanden, deren mechanische Eigenschaften mittels einer angepassten und lokal begrenzten Wärmebehandlung eingestellt werden [93]. Da das Design moderner Fahrzeuge von konvexen und konkaven Konturen sowie scharfen Kanten und kleinen Radien geprägt ist [94], erfordert die Herstellung der Bauteile eine gute Umformbarkeit der Halbzeuge [63]. Allerdings sind Leichtbauwerkstoffe, wie hochfeste Stähle und Aluminium, oftmals in ihrer Umformbarkeit limitiert [63]. Mittels einer dem Umformprozess vorgelagerten, lokal begrenzten Wärmebehandlung können die Umformeigenschaften der Halbzeuge verbessert werden [95]. Die Wärmebehandlung zielt darauf

ab, das Nachfließen von Werkstoff in risskritischen Bereichen zu begünstigen [93]. Die Wirkung der Wärmebehandlung ergibt sich aus dem Zusammenspiel fester und entfestigter Zonen [63]. Die Art der Wärmebehandlung ist abhängig vom Werkstoff [63]. Vorteil der vorgelagerten Wärmebehandlung ist, dass der Umformprozess bei Raumtemperatur durchgeführt werden kann, was sich positiv auf die Kosten auswirkt [63].

Für die Durchführung der lokal begrenzten Wärmebehandlung sind insbesondere drei Methoden, die auf unterschiedlichen physikalischen Effekten beruhen, von Relevanz. Neben Konduktion und Induktion eignet sich Strahlung zum Einbringen von Wärmeenergie in die Halbzeuge [96]. Vorteile bei der Verwendung von Konduktion sind die kurzen Zykluszeiten sowie die homogene Temperaturverteilung und gute Reproduzierbarkeit. Beschränkungen ergeben sich hinsichtlich der Gestaltungsmöglichkeiten für das Wärmebehandlungslayout. Die elektrische Induktion zeichnet sich ebenfalls durch kurze Erwärmungszeiten aus. Als nachteilig erweist sich die geringe Flexibilität im Hinblick auf das Wärmebehandlungslayout, die sich aus der Notwendigkeit einer sehr genauen Positionierung der Bleche in Relation zu den Induktoren ergibt [96]. Die Erwärmung mittels Laserstrahlung weist im Gegensatz dazu eine hohe Flexibilität hinsichtlich der zu wärmebehandelnden Bereiche auf. Nachteil dieser Methode ist die geometrische Beschränkung der gleichzeitig erwärmbaren Bereiche, die sich aus der begrenzten Spotgröße des Laserstrahls ergibt [96]. Die Methode eignet sich daher insbesondere für Layouts mit kleinen Abmessungen.

Während sich die ersten Arbeiten zur THTB-Technologie von Siebel und Beisswänger [97] sowie von Dirks [98] auf das lokale Rekristallisationsglühen vorverfestigter, nicht aushärtbarer Legierungen konzentrieren, liegt der Fokus neuerer Untersuchungen auf ausscheidungshärtbaren Legierungssystemen. Die Entfestigung bei den nicht aushärtbaren Legierungen beruht auf der Neubildung des Gefüges [97], wohingegen der Entfestigung ausscheidungshärtbarer Legierungen das Auflösen der Ausscheidungen zugrunde liegt [99]. Somit werden ohne die vorherige Kaltverfestigung des Werkstoffs Entfestigungseffekte erzielt.

Hofmann [100] untersuchte das lokale Entfestigen mittels CO₂-Laser für die aushärtbaren Legierungen EN AW-6016, EN AW-6082 und EN AW-6181 im kaltausgelagerten Zustand T₄. Durch die lokale Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften in der Umformzone konnte beim Tiefziehen eines Rundnapfs eine deutliche Erhöhung des Grenzziehverhältnisses erreicht werden. Aus der Analyse geht hervor, dass durch die eingebrachte Wärme und die daraus resultierende Temperaturerhöhung des Werkstoffs

MgSi-Cluster und -Ausscheidungen aufgelöst und so die Festigkeit des Werkstoffs herabgesetzt sowie gleichzeitig die Bruchdehnung erhöht werden. Der lösungsgeglühte Zustand W ist für etwa 1 h stabil, bevor die erneute Ausscheidungsbildung einsetzt. Nach etwa vier Wochen liegt wieder der stabile Zustand T₄ vor. Im Falle einer lokal begrenzten Erwärmung mittels Laserstrahlung wurde für EN AW-6016 T₄ bereits nach 16 h eine Zunahme des Hauptumformgrades beim Tiefziehen festgestellt, wodurch sich die Gefahr von Reißern erhöht [101]. Die Verbesserung der Umformeigenschaften ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen ist folglich zeitlich begrenzt.

Aus [102] geht der Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die Umformeigenschaften von ausscheidungshärtbarem 6000er Aluminium hervor. Aufbauend auf der umfassenden Charakterisierung der zum Einsatz kommenden schnellaushärtenden Legierungen EN AW-6181PX und EN AW-6016PX wurden Prozessfenster für die lokale Wärmebehandlung erarbeitet. Für die Legierung EN AW-6181PX setzt die Entfestigung des Werkstoffs bereits ab etwa 200 °C ein, während die maximale Entfestigung bei einer Maximaltemperatur von 400 °C erreicht wurde. Gleichzeitig kam es mit der Zunahme der Temperatur zunächst zur Abnahme der Gleichmaßdehnung. Erst ab etwa 350 °C nimmt die Gleichmaßdehnung wieder zu und erreicht bei 400 °C den Ausgangswert des T₄-Zustands. Dies ist mit der Bildung von β'- und β"-Ausscheidungen bei Temperaturen von 250 °C respektive 225 °C zu erklären [102]. Die Ausscheidungen führen zu einer starken Verzerrung des Gitters, wodurch sie eine Behinderung für die Versetzungsbewegung darstellen. Die Ausscheidungsbildung wirkt somit der Auflösung der MgSi-Cluster entgegen [102].

Das Entfestigen des Werkstoffs in den wärmebehandelten Zonen und die daraus resultierende Reduzierung der Fließspannung führen zu zwei grundlegenden Effekten [103]. Zum einen resultiert die geringere Fließspannung in der Reduzierung der Umformkraft. In der Folge nehmen Reaktionskräfte entlang der Lasteinleitungspfade ab. Zum anderen erleichtert die geringere Fließspannung den Werkstofffluss. Beides führt zu einer verringerten Werkstoffabstreckung und -ausdünnung. Die Reduzierung der notwendigen Umformkraft und die verringerte Ausdünnung senken das Spannungsniveau in den risskritischen Bereichen. Daraus folgert Vogt [102], dass unter der Prämisse, dass das Wärmebehandlungslayout darauf abzielt, das örtliche Umformvermögen indirekt zu verbessern, die risskritischen Bereiche selbst nicht entfestigt werden dürfen. Der Auslegung der Wärmebehandlungslayouts kommt somit eine entscheidende Rolle zu.

Die effektive und effiziente Auslegung von Wärmebehandlungslayouts, insbesondere für kompliziertere Geometrien, erfordert die Zuhilfenahme der numerischen Simulation. Kerausch [104] zeigte ein Vorgehen zur Auslegung von Wärmebehandlungslayouts anhand eines tiefgezogenen Rechtecknapfs und einer Fahrzeugtür auf. Zunächst werden rissgefährdete Bereiche identifiziert und folgend aus der Analyse des Werkstoffflusses ein Layout für die lokale Wärmebehandlung abgeleitet. Im Anschluss werden mittels einer Wärmebehandlungssimulation Wärmebehandlungsparameter identifiziert, mit denen sich die lokale Eigenschaftsverteilung einstellen lässt. Abschließend wird die gesamte Prozesskette, bestehend aus der Wärmebehandlung und dem Umformprozess, simulativ abgebildet.

Staud [105] präsentierte als Gegenentwurf einen Ansatz zur inversen Auslegung der Prozesskette für das Umformen von Tailor Heat Treated Blanks. Ausgehend von der Umformsimulation folgen die Analyse der Formänderung und die Berechnung der Eigenschaften. Anschließend werden Soll-Temperaturen für die unterschiedlichen Blechbereiche festgelegt und die Wärmebehandlungsparameter bestimmt. Die Eignung dieses Vorgehens wurde anhand der Legierung EN AW-6016 T₄ mit unterschiedlichen Blechdicken validiert. Für einen Kreuznapf konnte die Ziehtiefe durch die prozessangepasste Platine mehr als verdoppelt werden.

Lokale Eigenschaftsgradienten können für ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierung ebenfalls durch die lokale Verfestigung des Werkstoffs mittels einer Wärmebehandlung [106] sowie mittels dem Einstellen lokal unterschiedlicher Abschreckgeschwindigkeiten nach dem Lösungsglühen [107] eingestellt werden. Ferner ergibt sich bei mehrstufigen Umformprozessen die Möglichkeit, durch Zwischenglühen lokale Eigenschaftsgradienten in die Halbzeuge einzubringen [108]. Durch die Wärmebehandlung kommt es dabei neben dem Auflösen von MgSi-Clustern zu Erholungseffekten [108]. Die THTB-Technologie eignet sich daher zur Verbesserung der Umformeigenschaften von mittels Accumulative Roll Bonding (kurz: ARB) hergestellten, mehrlagigen Blechhalbzeugen, die eine hohe Vorverfestigung durch den Walzprozess aufweisen [109].

Die Applikation der THTB-Technologie ist auch für nicht blechförmige Halbzeuge [110] sowie für ausscheidungshärtbare Legierungssysteme der 7000er Serie möglich. Degner et. al [111] untersuchten die Steigerung der Umformbarkeit von EN AW-7075 T₄ im Lochaufweitversuch durch die vorangehende Kurzzeitwärmebehandlung mittels Konduktion. Ähnlich den 6000er Legierungssystemen konnte eine Entfestigung des Werkstoffs und damit die Verbesserung der Umformbarkeit erzielt werden.

Das Einstellen lokal unterschiedlicher Eigenschaften durch variierende Abschreckbedingungen für EN AW-7075 geht aus [112] hervor. Die Platinen wurden vollständig lösungsgeglüht und anschließend mittels eines Wassersprays und Druckluft mit lokal unterschiedlichen Abschreckgeschwindigkeiten abgekühlt, woraus Eigenschaftsgradienten in der Blechebene resultierten. Höhere Abschreckgeschwindigkeiten führen dabei zu höheren Festigkeiten.

2.4 Thermisch unterstütztes Fügen durch Umformen

Die Grenzen umformtechnischer Fügeverfahren im Hinblick auf die mechanischen Eigenschaften der Fügepartner können durch den Einsatz von Wärme erweitert werden. Analog der Herstellung von Blechformteilen (vgl. Abschnitt 2.2) sind mögliche Ansätze das Fügen bei erhöhten Temperaturen sowie das Vorkonditionieren vor dem eigentlichen Fügeprozess, welcher bei Raumtemperatur stattfindet. Die beiden Varianten werden im Folgenden näher erläutert.

2.4.1 Fügen bei erhöhter Temperatur

Eine effektive Methode, die Formgebungsgrenzen von Werkstoffen zu erweitern, ist das Umformen bei erhöhten Temperaturen. Unterschieden werden das Warm- und das Halbwarmumformen [77], also das Umformen ober- und unterhalb der Rekristallisationstemperatur. Erste Untersuchungen zum thermisch unterstützten Clinchen von Magnesiumblechen der Legierung AZ₃₁ (2,0 mm) wurden von Hahn et al. [113] durchgeführt. Mittels Induktion wurden die Fügepartner auf 300 °C erwärmt und anschließend im erwärmten Zustand gefügt. Während das Fügen bei Raumtemperatur nicht ohne Risse möglich war, führt die erhöhte Temperatur zur Aktivierung weiterer Gleitebenen und hierdurch zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen [114]. Die Bauteile konnten in der Folge ohne Risse gefügt werden. Durch das Vorwärmen der Magnesiumbleche können diese auch mittels Halbhohlstanzen- und Clinchnieten gefügt werden [114].

Neugebauer et al. [115] untersuchten das matrizenlose Clinchen und Niet-Clinchen von Magnesiumblechen. Das Fügen der wenig duktilen Magnesiumbleche ist nur durch deren Erwärmen vor dem Fügen möglich. Für Magnesium sind hierfür Temperaturen von mindestens 220 °C erforderlich [115]. Im Gegensatz zum herkömmlichen Clinchen wurde für das matrizenlose Clinchen ein flacher Amboss als Unterwerkzeug verwendet. Dieser weist keinen zusätzlichen Ringkanal auf, der ausgeformt werden muss.

Durch die flache Kontur werden die Zugspannungen im unteren Fügepartner und damit die Wahrscheinlichkeit für Versagen reduziert. In der Folge konnte die Werkstücktemperatur auf 150 °C reduziert werden, wodurch sich die Zeit zum Aufheizen der Bauteile verringert. Die flache Geometrie des Unterwerkzeugs ermöglicht zudem die Integration von Heizelementen zur Erwärmung der Bleche mittels Konduktion und die weitere Reduzierung der Aufheizzeiten [115]. Im Gegensatz zum Fügen mit konturierten Matrizen bestehen keine Probleme durch Wärmeverzug und die fehlerhafte Ausrichtung der Werkzeuge [115].

Durch das vorherige Erwärmen der Bleche ist auch das versagensfreie Clinchen von Titan möglich. In den Untersuchungen von Zhang et al. [71] wurden Bleche aus TA1 (1,5 mm) mithilfe eines Acetylenbrenners im Bereich der Fügezone auf 700 °C erwärmt. Die Temperaturentwicklung im Blech wurde mittels eines Infrarotthermometers überwacht. Der Clinchprozess fand unmittelbar im Anschluss an die Wärmebehandlung statt.

Lambiase [116] untersuchte das Clinchen von EN AW-6082 T6 (1,0 mm) mit erhöhter Temperatur unter Verwendung einer beweglichen Matrize. Die Fügepartner wurden mithilfe eines Heißluftföhns, welcher auf eine Temperatur von 500 °C eingestellt war, erwärmt. Die warme Luft wurde dabei senkrecht auf die übereinander gelegten Fügepartner geleitet. Nach dem Erreichen der Soll-Temperatur wurden die Bleche in einem kalten Werkzeug gefügt. Abhängig von der Exponierungsdauer wurden in dem Blech, das dem Luftstrom zugewandt war, Temperaturen von etwa 270 °C für 15 s Erwärmungszeit und 295 °C für 50 s Erwärmungsdauer erzielt. Auf der abgewandten Unterseite des zweiten Blechs wurde eine Temperatur von 100 °C respektive 160 °C gemessen. Mit zunehmender Erwärmungszeit und folglich höherer Ausgangstemperatur wurde eine Verbesserung der Fügbarkeit erreicht. Diese liegt in der Zunahme der Werkstoffduktilität und der Abnahme der Festigkeit begründet [116]. Wird der Wärmestrom auf das stempelseitige Blech gerichtet, reduziert sich die Gefahr für Halsrisse durch die Erhöhung der Duktilität. Ist das matrizenseitige Blech der Wärmequelle zugewandt, führt die geringere Festigkeit des unteren Fügepartners zu größeren Halsdicken, da der Werkstoff während der Fließpressphase weniger Verformungswiderstand aufweist [116].

Einen Ansatz zum wärmeunterstützten Clinchen, bei dem das stempelseitige Blech mittels Laserstrahlung erwärmt wird, zeigten Herwig und Kalich [117]. Der Laserstrahl wird dabei durch den Stempel geleitet. Die Applikation des Konzepts für stempelseitig angeordneten pressharten 22MnB5 (1,3 mm) sowie für die matrizenseitigen Werkstoffe HC500LA (1,5 mm) und

HCT960C (1,2 mm) geht aus [118] hervor. Der Laserstrahl wird durch den Clinchstempel geführt und auf das stempelseitige Blech fokussiert, um dieses zu erwärmen. Sobald der Stempel das obere Blech berührt, wird der Laser ausgeschaltet. Die Kurzzeitwärmebehandlung des 22MnB5 bei Temperaturen von circa 500 °C führt zum Abfall der Fließspannung auf etwa 740 MPa. Bedingt durch die Bohrung für die Strahlführung kommt es zu dem in [117] beschriebenen Steigen des Werkstoffs in die Kavität, was sich negativ auf die radiale Werkstoffverdrängung und damit auf die Ausformung des Hinterschnitts auswirkt.

Das wärmeunterstützte Fügen von EN AW-6016 T4 (1,2 mm) und der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 T6 (2,3 mm) mittels Halbhohlstanzen zeigt Jäckel et al. [119]. Die Fügepartner wurden vor dem Prozess auf 250 °C erwärmt und anschließend im warmen Zustand gefügt. Die Erwärmung der Bauteile erfolgte mittels eines um die Matrize angeordneten Induktors. Um die Wärmeabfuhr in das Fügewerkzeug zu verhindern, bestand die verwendete Matrize aus Keramik [120]. Zur Reduktion von Zugspannungen im unteren Fügepartner wies die Matrize zudem eine halbkugelförmige Geometrie auf.

2.4.2 Fügen nach Vorkonditionieren

Durch das Vorkonditionieren von Werkstoffen, die sich ohne eine vorhergehende Wärmebehandlung nicht fügen lassen, können die Werkstoffeigenschaften an die Anforderungen des Prozesses angepasst und die Formgebungsgrenzen erweitert werden. Da der Fügeprozess bei Raumtemperatur stattfindet, können konventionelle Werkzeugsysteme und -werkstoffe zum Einsatz kommen [30].

Der Einfluss einer Vorkonditionierung auf die Fügbarkeit der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 im Halbhohlstanzenprozess wurde von Wu et al. [23] untersucht. Stempel- und matrizenständig kamen Bleche mit 2,0 mm Dicke zum Einsatz. Wird die Legierung im warmausgelagerten Zustand T6 gefügt, kommt es zur unerwünschten Deformation des Niets sowie zu Rissen an der Unterseite des unteren Fügepartners. Der Fügepunkt entspricht folglich nicht den Qualitätsanforderungen. Durch das vollständige Lösungsglühen für 5 min bei 480 °C, das anschließende Abschrecken im Wasserbad und Kaltauslagern, gefolgt von einer verkürzten Warmauslagerung für 1 h bei 100 bis 120 °C konnte die Fügbarkeit im Halbhohlstanzenprozess hergestellt werden. Zurückzuführen ist dies auf die gegenüber dem Zustand T6 deutlich erhöhte Duktilität [23]. Nach einer Kaltauslagerungsdauer von 32 d war die Duktilität des Werkstoffs immer

noch ausreichend hoch, um Fügeverbindungen, die den Qualitätsanforderungen genügen, herzustellen [23]. Als nachteilig erweist sich, dass die Fügepartner vor dem Fügeprozess im Ofen wärmebehandelt werden müssen, was die Eigenschaften des gesamten Bauteils beeinflusst.

Die Verbesserung der Fügbarkeit von EN AW-7021 beim Halbhohlstanznieten durch das vorhergehende, auf die Fügestelle begrenzte Konditionieren des Werkstoffs zeigten Jäckel et al. [25]. Das Fügen von EN AW-6016 T4 (1,2 mm) auf der Stempelseite und EN AW-7021 T4 (1,7 mm) auf der Matrizen­seite war ohne vorhergehende Wärmebehandlung des unteren Füge­partners nicht möglich. Mittels eines Induktors wurde das matrizen­seitige Blech im Bereich der Füge­stelle durch Stoßglühen bei 225 °C für 3 s wärme­behandelt, um die Festigkeit des Werkstoffs herabzusetzen und die Duktilität zu erhöhen. Da sich durch das Stoßglühen kein stabiler Werkstoffzu­stand einstellt, war die Fügbarkeit zeitlich begrenzt [25]. Versagensfreie Verbindungen konnten nur innerhalb einer Zeitspanne von 8 h nach der Wärmebehandlung realisiert werden. Bereits nach 16 h kam es zu Rissen an der Unterseite des matrizen­seitigen Blechs.

Das Vorgehen lässt sich auf das Clinchen von EN AW-7075 T6 übertragen [121]. Durch das lokale Stoßglühen bei 250 °C für 3 s konnte stempelseitiges EN AW-7075 T6 (2,0 mm) mit EN AW-6016 T4 (1,2 mm) auf der Matrizen­seite gefügt werden. Im Zustand T6 sowie nach dem Stoßglühen für 3 s bei 200 °C kam es dagegen zu Halsrissen.

Neben Induktion eignet sich auch Laserstrahlung zum lokalen Vorkonditionieren der Fügepartner [122]. Im Fall von presshartem 22MnB5 wird lokal begrenzt im Bereich des Fügepunkts für wenige Sekunden eine Wärme­behandlung durchgeführt, um das martensitische Gefüge anzulassen oder in Ferrit-Perlit beziehungsweise in Bainit umzuwandeln [122]. Die Eigenschaften des restlichen Bauteils werden durch die Wärmebehandlung nicht beeinflusst [122]. Die Temperaturführung während der Wärmebehandlung ermöglicht die Adaption der mechanischen Eigenschaften des Stahls an die Anforderungen des jeweiligen Fügeprozesses. Durch die Umwandlung in Ferrit-Perlit kann 22MnB5 sogar matrizen­seitig in einem Halbhohlstanz­nietprozess gefügt werden [122]. Im Gegensatz zu ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen, deren Festigkeit temporär durch das Auflösen von Ausscheidungen herabgesetzt wird, beruhen die Eigenschaftsänderungen bei Stahl auf einer Umwandlung des Gefüges. Sie sind daher permanent.

In [8] wurde das Schneidclinchen von stempelseitigem EN AW-7075 T6 (2,0 mm) mit den matrizen­seitig angeordneten, höchstfesten Werkstoffen HCT780X (1,5 mm) und 22MnB5 (1,5 mm) gezeigt. Das Fügen im Zustand

T6 war nicht ohne das Auftreten von Halsrissen möglich. Um die Fügbarkeit der Aluminiumlegierung herzustellen, wurden die Bleche vor dem Fügeprozess mittels Laserstrahlung auf 300 und 400 °C erwärmt und anschließend bei Raumtemperatur gefügt. Die Wärmebehandlung erfolgte für beide Temperaturen großflächig im Bereich der Fügestelle, sowie für 400 °C lokal begrenzt mit einer Spotgröße von 8 x 8 mm². Die Lokalisierung der Wärmebehandlung bewirkte die Verringerung der radialen Werkstoffverdrängung im Prozess [8]. In der Folge konnten im Vergleich die höchsten Kräfte im Scherzug übertragen werden [8].

2.5 Zusammenfassende Bewertung

Um das Gewicht von Kraftfahrzeugen und infolge dessen den Ausstoß klimaschädlicher Treibhausgase zu reduzieren, werden Tiefziehstähle durch höher- und höchstfeste Stähle sowie durch Aluminiumwerkstoffe substituiert. Neben Aluminiumlegierungen der 5000er und 6000er Serie kommen zunehmend aushärtbare 7000er Legierungen zum Einsatz. Diese eignen sich aufgrund ihrer hohen Festigkeit für crashrelevante Strukturbauteile. Bedingt durch die hohe Festigkeit und die geringe Duktilität von 7000er Aluminium stellt die umformtechnische Herstellung von Blechbauteilen sowie deren Fügbarkeit in mechanischen Fügeprozessen eine Herausforderung bei der Integration der Werkstoffe in die Fahrzeugkarosserie dar. Die Verbesserung der Umformbarkeit bei der Herstellung von Blechformteilen aus hochfestem 7000er Aluminium durch Wärmeunterstützung ist daher Gegenstand aktueller Forschung. Neben dem Warmumformen liegt der Fokus gegenwärtiger Arbeiten insbesondere auf der W-Temperaturumformung und dem Umformen unter Abschreckbedingungen. Prinzipiell eignen sich ausscheidungshärtbare 7000er Legierungen auch zum Einstellen lokal unterschiedlicher Halbzeugeigenschaften durch eine maßgeschneiderte Wärmebehandlung. Bislang liegen jedoch nur wenig Erkenntnisse hinsichtlich der Stoffflusssteuerung durch die Applikation der THTB-Technologie für hochfeste AlZnMg-Legierungen vor. Die Übertragbarkeit der Forschungsergebnisse, die für 6000er Aluminium erarbeitet wurden, auf Legierungssysteme höherer Festigkeit ist daher bislang nur unzureichend nachgewiesen.

Analog der Herstellung von Blechformteilen sind das Fügen bei erhöhten Temperaturen sowie das Fügen nach dem Vorkonditionieren der Halbzeuge vielversprechende Ansätze zur Verbesserung der Fügbarkeit von hochfestem 7000er Aluminium in mechanischen Fügeprozessen. Beide Ansätze stehen daher im Fokus der Forschung. Als Nachteil des Fügens bei

erhöhten Temperaturen erweist sich, dass die Werkzeuge beheizt werden müssen, um die Wärmeabfuhr aus den Blechen zu verhindern. Um dies zu vermeiden, können keramische Werkstoffe zum Einsatz kommen. Diese sind empfindlich gegenüber Zugspannungen, was die Adaption der Werkzeuggeometrie erfordert. In der Folge wird die Fügepunktausbildung unter Umständen nachteilig beeinflusst. Das Fügen bei erhöhten Temperaturen erfordert somit die umfassende Anpassung der Werkzeuge. Daraus folgt die Beeinflussung und gegebenenfalls die Limitierung des Fügeprozesses.

Das Vorkonditionieren der Werkstoffe vor dem Fügen ermöglicht dagegen die Verwendung herkömmlicher Werkzeugsysteme, da der Fügeprozess bei Raumtemperatur stattfinden kann. Bisherige Untersuchungen zum Fügen nach Vorkonditionieren beschränken sich auf die großflächige Wärmebehandlung der Halbzeuge im Bereich der Fügestelle oder auf die vorherige Wärmebehandlung der Bleche im Ofen, wodurch die Eigenschaften des gesamten Bauteils beeinflusst werden. Erste Untersuchungen zur lokal begrenzten Vorkonditionierung von 7000er Aluminium vor dem Fügen durch eine Kurzzeit-Retrogression zeigen vielversprechende Ergebnisse [8]. Systematische Analysen zur lokal begrenzten Gradierung der Werkstoffeigenschaften in der Größenordnung des Fügepunkts zur gezielten Stoffflusssteuerung in mechanischen Fügeprozessen liegen bislang allerdings nicht vor. Ferner wurde der Einfluss der Prozessführung während der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften von hochfestem 7000er Aluminium und dessen Fügbarkeit in mechanischen Fügeprozessen bislang nur unzureichend untersucht.

Aus der Literatur ist bekannt, dass sich die durch Umformprozesse eingebrachten Dehnungen auf das Auslagerungsverhalten ausscheidungs-härtbarer Aluminiumlegierungen auswirken. Der Einfluss der Auslagerungsprozesse nach dem Fügen mit vorherigem Vorkonditionieren auf die Fügepunkteigenschaften wurde bislang nicht untersucht. Somit ergibt sich ein nur unzureichender Kenntnisstand für die Integration der lokalen Vorkonditionierung zur Verbesserung der Fügbarkeit hochfester 7000er Aluminiumlegierungen in die Fertigungskette zur Herstellung von Fahrzeugkarosserien.

3 Zielsetzung und methodisches Vorgehen

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Erarbeitung eines grundlegenden Verständnisses für die Stoffflusssteuerung von ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen der 7000er Serie in mechanischen Fügeprozessen durch eine maßgeschneiderte Kurzzeitwärmebehandlung sowie für deren Einfluss auf die resultierenden Fügepunkteigenschaften. Die Untersuchungen werden am Beispiel des Schneidclinchprozesses, der das Fügen höchstfester Werkstoffe auf der Matrizen Seite gestattet, sowie anhand der Legierung EN AW-7075, die im warmausgelagerten Zustand T6 zu den Aluminiumlegierungen mit den höchsten Festigkeiten zählt, durchgeführt. Die Aluminiumbleche werden stempelseitig angeordnet und mit zwei Stahlgüten unterschiedlicher Festigkeit, nämlich 22MnB5 und HCT780X, gefügt. Bild 2 zeigt das methodische Vorgehen zur Erreichung der Zielsetzung. Dieses gliedert sich in die grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der Erweiterung der Formgebungsgrenzen der hochfesten Aluminiumlegierungen durch Rückbildungsglühen, die hierauf aufbauende, gezielte Stoffflusssteuerung im Fügeprozess durch die Lokalisierung der Wärmebehandlung sowie in die Analyse und Bewertung der Integrierbarkeit des lokalen Vorkonditionierens in Prozessketten zur Herstellung von Blechbaugruppen aus artungleichen Werkstoffen.

Die grundlegende Untersuchung der Erweiterung der Formgebungsgrenzen beim Fügen durch Umformen von EN AW-7075 T6 durch das Rückbildungsglühen der Legierung vor dem Fügeprozess stellt einen wesentlichen Schwerpunkt der Arbeit dar. Da die Kurzzeitwärmebehandlung der Aluminiumlegierung im Rahmen der Analysen mittels Laserstrahlung erfolgt, erfordert das gezielte Einstellen von Werkstoffeigenschaften zunächst die Erarbeitung eines umfassenden Verständnisses über den Einfluss der Prozessführung beim Rückbildungsglühen auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften von EN AW-7075 T6. Hierauf aufbauend sind die Auswirkungen der aus der Wärmebehandlung resultierenden mechanischen Eigenschaften auf die Fügbarkeit der Legierung bei stempelseitiger Anordnung im Schneidclinchprozess, auf den Stofffluss der Fügepartner sowie auf die Einsatzeigenschaften der Fügepunkte zu bestimmen. Um homogene Werkstoffeigenschaften in der gesamten Fügestelle herzustellen, sind die im Fügeprozess stempelseitig angeordneten Bleche zu diesem Zweck in einem Bereich zu wärmebehandeln, der um ein Vielfaches größer als der Fügepunkt ist. Ziel ist die Ableitung eines Prozessfensters für die Fügbarkeit des oberen Fügepartners im Schneidclinchprozess in Abhängigkeit seiner

mechanischen Eigenschaften und der zugrundeliegenden Wärmebehandlungsparameter beim Rückbildungsglügen. Hierdurch sollen die bislang nicht untersuchten Prozessgrenzen beim Schneidclischen von hochfestem Aluminium sowie die Randbedingungen für die nachfolgenden Analysen definiert werden.

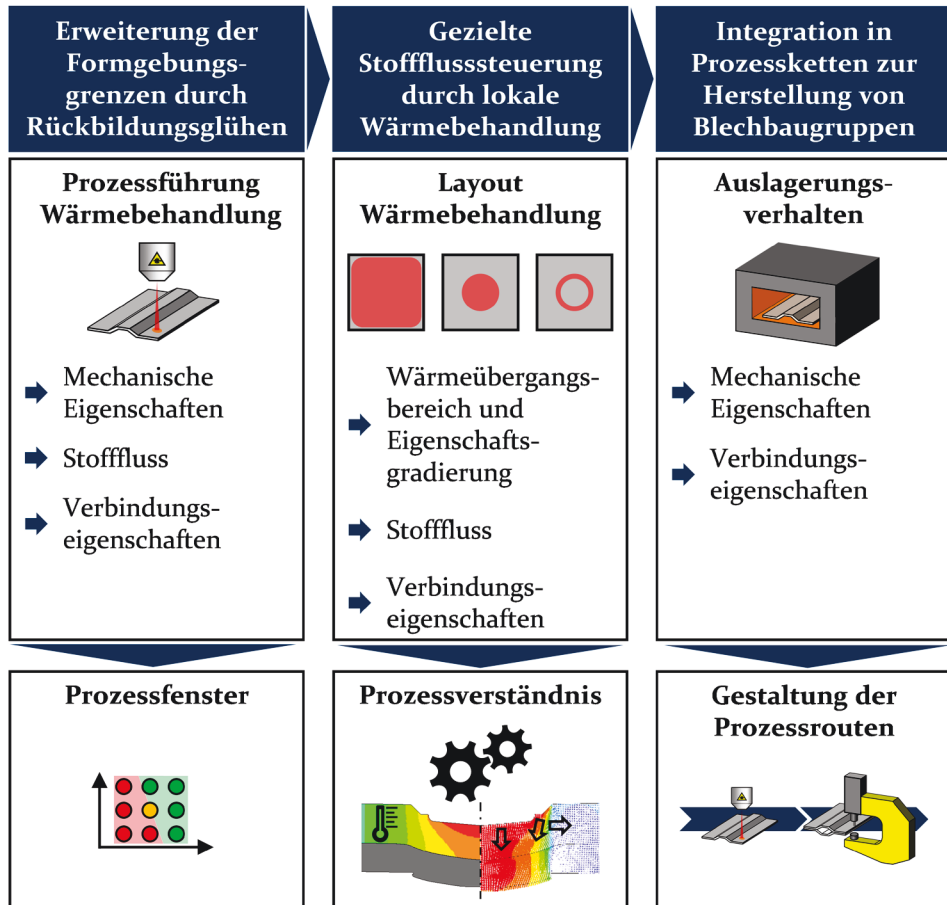


Bild 2: Methodisches Vorgehen

Weiterer Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit ist die Erarbeitung eines umfassenden Prozessverständnisses für die Steuerung des Stoffflusses in mechanischen Fügeprozessen durch das lokale Vorkonditionieren von ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen mit dem Ziel, die Fügepunkteigenschaften zu verbessern. Voraussetzung für die Ableitung der Wirkzusammenhänge, die sich aus der Lokalisierung der Kurzzeitwärmebehandlung ergeben, ist es, die Eigenschaftsgradienten, die sich im Bereich des Fügepunkts einstellen, in Abhängigkeit des Wärmebehandlungslayouts

sowie der Prozessführung bei der Retrogression von EN AW-7075 T6 zu ermitteln. Da es beim Schneidclinch zur Ausbildung rotationssymmetrischer Fügepunkte kommt, sind zur Erarbeitung des Prozessverständnisses punkt- sowie ringförmige Layouts durch die Analyse des Einflusses der Eigenschaftsgradierung auf den im Fügeprozess vorherrschenden Spannungszustand, den resultierenden Stofffluss, die generelle Fügbarkeit der Bleche aus EN AW-7075 und die sich einstellenden Fügepunkteigenschaften zu untersuchen.

Den dritten Schwerpunkt der Arbeit stellt die Integration des lokal begrenzten Vorkonditionierens der Fügestelle in bestehende Prozessketten zur Herstellung von Blechbaugruppen dar. Da sich durch die Retrogression kein stabiler Zustand einstellt und es auch bei Raumtemperatur zur Wiederauslagerung der temporär gelösten Ausscheidungen kommt, ist zu untersuchen, welche Gebrauchseigenschaften sich für die Fügepunkte einstellen, wenn im Anschluss an den Fügeprozess eine Kalt- und Warmauslagerung erfolgt. Vor dem Hintergrund einer industriellen Anwendung des lokalen Vorkonditionierens von 7000er Aluminium vor dem mechanischen Fügen ist hierfür zu analysieren, wie sich eine erneute vollständige Warmauslagerung (Zustand T6) sowie eine verkürzte Auslagerung in Form eines Lackeinbrennprozesses (Paint Bake) auf die Verbindungseigenschaften auswirken. Die Ermittlung des Einflusses der Wärmebehandlung und des mechanischen Fügeprozesses auf die Einsatzeigenschaften der Fügepunkte nach dem Auslagern erfordert die Bestimmung der Auswirkung der prozessbedingten Umformung auf die Ausscheidungskinetik. Hierzu ist das Auslagerungsverhalten der Aluminiumlegierung in Abhängigkeit der Vordehnung und der Wärmebehandlung in Zugversuchen zu charakterisieren. Um abschließend die Wirksamkeit der lokal begrenzten Wärmebehandlung zu verifizieren und das Ableiten von Hinweisen für die Gestaltung der Prozessrouten für das Fügen durch Umformen von Blechbauteilen aus hochfestem 7000er Aluminium zu ermöglichen, ist der rückbildungsgeglühte Zustand dabei dem W-Temper Zustand, der sich nach dem vollständigen Lösungsglühen einstellt, vergleichend gegenüberzustellen.

Die Untersuchungen und die daraus abgeleiteten wissenschaftlichen Erkenntnisse leisten einen Beitrag zur Erweiterung der Prozessgrenzen mechanischer Fügeverfahren sowie zur Integration von hochfesten 7000er Aluminiumlegierungen in Mischbau-Karosserien. Hierdurch ergeben sich neue Möglichkeiten zur Umsetzung von Leichtbaustrategien. In der Folge trägt die vorliegende Arbeit potenziell zur Reduzierung des Ausstoßes klimaschädlicher Treibhausgase bei.

4 Verwendete Werkstoffe, Versuchsanlagen, Methoden und Software

Im folgenden Kapitel werden die eingesetzten Werkstoffe und Versuchsanlagen näher beschrieben sowie die angewandten Methoden erläutert. Im Fokus steht das Rückbildungsglühen der höchstfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 T6 sowie die Methoden zur Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften. Des Weiteren werden das verwendete Schneidclinchenwerkzeug vorgestellt und das Vorgehen zur Charakterisierung der Verbindungseigenschaften erörtert. Anschließend erfolgt die Beschreibung der verwendeten Simulationssoftware und des -modells, das der erweiterten Analyse des Einflusses der Wärmebehandlungslayouts dient.

4.1 Untersuchte Werkstoffe

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird die Verbesserung der Fügbarkeit ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen der 7000er Serie im Schneidclinchenprozess mittels einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung untersucht. Stempelseitig kommt hierfür die Legierung EN AW-7075 zum Einsatz. Auf der Matrixseite werden der Vergütungsstahl 22MnB5 sowie der Dualphasenstahl HCT780X verwendet. Auf die Eigenschaften der verwendeten Werkstoffe wird folgend näher eingegangen.

4.1.1 Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierung EN AW-7075

EN AW-7075 (AlZn_{5,5}MgCu) zählt zu den kupferhaltigen AlZnMg-Knetlegierungen und zeichnet sich durch höchste Festigkeit im warmausgelagerten Zustand T6 aus. Tabelle 1 zeigt die Zusammensetzung der Legierung.

Tabelle 1: Hauptlegierungsbestandteile von EN AW-7075 nach [123]

Legierungselement	Zn	Mg	Cu	Si
Anteil (Gew.-%)	5,1 – 6,1	2,1 – 2,9	1,2 – 2,0	0,4

Die verwendeten Bleche weisen eine Dicke von $s_0 = 2,0$ mm auf und liegen bei Anlieferung im Zustand F vor. Der Werkstoff wird für 15 min bei 480 °C vollständig lösungsgeglüht und anschließend im Wasserbad abgeschreckt,

wodurch der Zustand W eingestellt wird. Nach einer siebentägigen Kaltauslagerung bei Raumtemperatur (Zustand T₄) erfolgt die Warmauslagerung durch das Glühen für 24 h bei 120 °C, um den Zustand T₆ zu erreichen. Für das Lösungsglühen und das Warmauslagern kommt der Umluftofen Nabertherm N 120/85HA zum Einsatz.

Die mechanischen Eigenschaften, die sich für die verschiedenen Wärmebehandlungsschritte einstellen, sind in Tabelle 2 zusammengefasst. Die höchste Festigkeit wird im Zustand T₆ erzielt. Dieser Zustand stellt die Basis für die weiteren Untersuchungen zur Verbesserung der Fügbarkeit durch eine Kurzzeitwärmebehandlung und das temporäre Auflösen von Ausscheidungen dar.

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften von EN AW-7075 (2,0 mm) in Abhängigkeit des Werkstoffzustands, ermittelt im einachsigen Zugversuch mit n = 3 Wiederholversuchen

Zustand	R _{po,2} (MPa)	R _m (MPa)	A _g (%)	A ₅₀ (%)
F	293,8 ± 0,5	337,9 ± 0,1	3,57 ± 0,09	5,35 ± 0,03
W	194,7 ± 1,1	377,0 ± 1,1	24,12 ± 0,11	24,91 ± 0,20
T ₄ (7 d)	341,6 ± 0,93	520,5 ± 1,1	19,91 ± 0,86	22,65 ± 1,12
T ₆	515,5 ± 3,2	583,7 ± 1,9	11,88 ± 0,06	16,11 ± 0,15

4.1.2 Mangan-Bor-Stahl 22MnB5

Als matrizenseitiger Fügepartner kommt unter anderem der Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 (1.5528) zum Einsatz. Der Werkstoff hat sich fest in der Automobilindustrie für die Herstellung von A- und B-Säulen, Seitenschwellern und Getriebetunneln etabliert [124]. Die Hauptlegierungselemente sind in Tabelle 3 aufgeführt.

Tabelle 3: Hauptlegierungsbestandteile von 22MnB5 nach [125]

Legierungselement	C	Si	Mn	B
Anteil (Gew.-%)	< 0,250	< 0,400	< 1,400	< 0,005

Der borlegierte Vergütungsstahl erhält seine Einzeigenschaft in einem kombinierten Abschreck- und Umformprozess, dem Presshärten. Der Werkstoff wird hierfür zunächst durch das Erwärmen über die

Ac₃-Temperatur vollständig austenitisiert. Nach dem anschließenden Abschrecken mit einer Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 27 K/s liegt ein martensitisches Gefüge vor [17]. Der Werkstoff weist dadurch höchste Festigkeiten sowie eine geringe Duktilität auf. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden Blechzuschnitte mit einer Größe von 160 x 58 mm² für 6 min bei 950 °C austenitisiert und anschließend in einer Hydraulikpresse Lasco TSP1000So mit parallelen Werkzeugen abgeschreckt. Für das Austenitieren kommt ein Ofen Rohde ME17 zum Einsatz. Die vorliegenden Bleche verfügen über eine Dicke von s₀ = 1,5 mm sowie über eine AlSi-Beschichtung, wodurch sie sich für das direkte Presshärten eignen. Tabelle 4 gibt einen Überblick über die mechanischen Eigenschaften vor und nach dem Presshärten.

Tabelle 4: Mechanische Eigenschaften von 22MnB5 (1,5 mm), ermittelt im einachsigen Zugversuch mit n = 5 Wiederholversuchen

Zustand	R _{eL} / R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A _g (%)	A ₅₀ (%)
Ausgang	421,0 ± 2,9	561,8 ± 8,4	14,91 ± 0,42	25,02 ± 1,27
Presshart	1.119,3 ± 8,6	1.546,7 ± 10,1	3,54 ± 0,47	6,00 ± 0,44

4.1.3 Dualphasenstahl HCT780X

Als weitere, im Fügeprozess matrizenseitig angeordnete Stahlgüte kommt der Dualphasenstahl HCT780X (1.0943) zum Einsatz. Dualphasenstähle verfügen über ein ferritisch-martensitisches Gefüge und zeichnen sich durch hohe Zugfestigkeiten sowie ein niedriges Streckgrenzenverhältnis und eine starke Kaltverfestigung aus [126]. Die Festigkeit kann durch das Bake Hardening des Werkstoffs weiter erhöht werden [126]. Aufgrund ihrer guten Umformeigenschaften kommen Dualphasenstähle insbesondere bei der Herstellung komplizierter Blechformteile, an die hohe Festigkeitsanforderungen gestellt werden, zum Einsatz [13]. Zu diesen zählen crashrelevante Bauteile wie A-Säulen und Seitenschweller. Die Hauptlegierungsbestandteile von HCT780X sind in Tabelle 5 aufgeführt.

Tabelle 5: Hauptlegierungsbestandteile von HCT780X nach [126]

Legierungselement	C	Si	Mn
Anteil (Gew.-%)	< 0,18	< 0,80	< 2,50

Der verwendete Werkstoff ist schmelztauchverzinkt und liegt in einer Blechdicke von $s_0 = 1,5$ mm vor. Einen Überblick über die mechanischen Eigenschaften der Legierung gibt Tabelle 6. Gegenüber 22MnB5 ergibt sich eine rund halb so hohe Festigkeit sowie eine wesentlich höhere Gleichmaß- und Bruchdehnung.

Tabelle 6: Mechanische Eigenschaften von HCT780X (1,5 mm), ermittelt im einachsigen Zugversuch mit $n = 5$ Wiederholversuchen

$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_g (%)	A_{50} (%)
$512,5 \pm 2,2$	$812,4 \pm 1,7$	$12,83 \pm 0,17$	$19,13 \pm 0,03$

4.2 Rückbildungsglügen der ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung EN AW-7075 T6

Die Umformeigenschaften der ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung EN AW-7075 T6 können durch eine Kurzzeitwärmebehandlung gezielt beeinflusst werden. Durch das Rückbildungsglügen, also das temporäre partielle oder vollständige Auflösen von Ausscheidungen, kommt es zur Abnahme der Fließspannung [19]. Um eine Kurzzeitwärmebehandlung durchzuführen, können verschiedene Wärmequellen zum Einsatz kommen [96]. Für die vorliegende Arbeit dient ein Diodenlaser LDM 3000-100 von Laserline zur kurzzeitigen Erwärmung des Blechmaterials. Der Laser weist eine maximale Ausgangsleistung von 3 kW auf und emittiert Strahlung mit einer Wellenlänge von 900 bis 1.070 nm. Die Fokussierung des Laserstrahls auf die Blechproben erfolgt mithilfe der Zoomoptik OTZ-2 sowie mithilfe der Optik OTS-5 von Laserline. Die Zoomoptik verfügt über einen rechteckigen Spot, dessen Kantenlängen unabhängig voneinander zwischen 6 und 46 mm variiert werden können. Die Bearbeitungsoptik OTS-5 verfügt dagegen über einen festen, kreisförmigen Spot mit 1,9 mm Durchmesser. Die Bearbeitungsoptiken sind an einen Industrieroboter von Kuka montiert. Durch das Verfahren des Roboters können unterschiedliche Scanstrategien realisiert werden.

Die Steuerung des Lasers erfolgt mithilfe der Software Lascon von Dr. Mergenthaler. Einstellbare Parameter sind die Solltemperatur T_{Soll} , die Dauer zum Halten derselbigen t_{Halte} und die Dauer t_{Heiz} zum Erreichen der Temperatur T_{Soll} . Werden Flächen bestrahlt, die größer als der Spot sind, wird dies durch die Bewegung des Industrieroboters realisiert. Dessen Vorschubgeschwindigkeit v_{Scan} ergibt sich somit als weiterer Parameter.

Mithilfe eines Einfarbenpyrometers von Dr. Mergenthaler wird die Temperatur im Bereich des Laserspots überwacht. Das Messsignal wird zur Regelung der Laserleistung an die Steuerung übertragen. Das Pyrometer gestattet die Messung der Temperatur ab einem Schwellwert von 150 °C. Die Regelung der Laserleistung zum Einhalten der definierten Aufheizdauer t_{Heiz} ist somit erst ab dieser Schwelltemperatur möglich. Die Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$ ergibt sich in der Folge nach Gleichung (1) aus dem Quotienten der Differenz der Solltemperatur T_{Soll} und der Schwelltemperatur 150 °C und der Dauer zum Erreichen der Zieltemperatur t_{Heiz} .

$$\left(\frac{\Delta T}{\Delta t}\right)_{\text{Heiz}} = \frac{T_{\text{Soll}} - 150 \text{ } ^\circ\text{C}}{t_{\text{Heiz}}} \quad (1)$$

Um den Absorptionsgrad der Laserstrahlung, deren Wellenlänge im nicht sichtbaren Infrarotbereich (IR-A) liegt [127], zu erhöhen, werden die Aluminiumbleche vor dem Bestrahlen mit Graphit besprüht. Hierdurch ergibt sich ein Emissionskoeffizient von circa $\varepsilon = 0,95$ [108]. Zusätzlich zur Temperaturüberwachung im Laserspot wird die Temperaturverteilung auf der Probenoberfläche mithilfe einer Infrarotkamera SC7600 von FLIR Systems ermittelt. In der Steuerungssoftware der Kamera Altair ist ebenfalls der Emissionskoeffizient der Blechoberfläche von $\varepsilon = 0,95$ zu hinterlegen.

4.3 Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften

Wesentliche Bestandteile der vorliegenden Arbeit stellen die Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften sowie des Auslagerungsverhaltens von EN AW-7075 in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustands und der α -parameter dar. Die Werkstoffcharakterisierung erfolgt durch den einachsigen Zugversuch sowie durch die Bestimmung der Härte nach Brinell.

4.3.1 Quasi-statischer einachsiger Zugversuch

Der quasi-statische einachsige Zugversuch wird für Aluminium nach den Vorgaben der VDA 239-300 [128] sowie für Stahl nach der SEP1240 [129] durchgeführt. Hierfür kommt eine Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z100 zum Einsatz. Die Dehnungsmessung erfolgt mithilfe des optischen 3D-Messsystems GOM Aramis. Die Proben werden hierfür zunächst mit einem Weißlack besprüht. Auf die Grundfläche wird anschließend mit Graphitspray ein stochastisches Muster aufgebracht. Mittels zweier CCD-Kameras wird die Verschiebung einzelner Punkte des aufgetragenen Musters erfasst und die Dehnung der Zugprobe berechnet.

Für die Charakterisierung kommen A50-Proben nach der DIN EN ISO 6892-1 [130] zum Einsatz. Diese weisen eine parallele Messlänge von 50 mm sowie eine Breite von 12,5 mm im Prüfbereich auf. Die Proben werden parallel zur Walzrichtung aus den Blechen entnommen. Hierfür wird die Laserschneidanlage TruLaserCell 7020 von Trumpf, welche über einen CO₂-Laser mit 4 kW Maximalleistung verfügt, verwendet. Die Kanten im Prüfbereich der Proben werden anschließend überfräst, um die Wärmeeinflusszone zu entfernen und die Oberflächenqualität zu verbessern.

Aus den Versuchsdaten werden die mechanischen Kennwerte Dehngrenze $R_{p0,2}$ bzw. Streckgrenze R_e , Zugfestigkeit R_m , Gleichmaßdehnung A_g sowie die Bruchdehnung A_{50} bestimmt. Ferner werden Fließkurven ermittelt, die unter anderem für die numerische Simulation der Prozesskette, bestehend aus der Wärmebehandlung des Aluminiumblechs und dem anschließenden Schneidclinchprozess, benötigt werden.

4.3.2 Härteprüfung nach Brinell

Mithilfe von Härtemessungen nach Brinell an den zu fügenden Proben sowie an den Zugproben soll der Zusammenhang zwischen den lokal eingestellten Eigenschaftsgradienten und den mechanischen Kennwerten aus dem Zugversuch hergestellt werden. Bei der Härtemessung dringt ein kugelförmiger Prüfkörper, der aus einem Wolframcarbidgegemisch besteht, senkrecht mit einer definierten Kraft in die Prüfoberfläche ein [131]. Der nach Wegnahme der Prüfkraft zurückbleibende Eindruck wird vermessen und die Brinellhärte in Abhängigkeit der Eindringtiefe bestimmt.

Für die Härtemessung nach Brinell kommt ein Prüfgerät Testor 930/250D von Instron Wolpert sowie ein Prüfkörper mit 2,5 mm Durchmesser zum Einsatz. Die Prüfkraft von 612,9 N wird innerhalb von 7 s aufgebracht und für 14 s gehalten, um das Kriechen des Werkstoffs zu ermöglichen. Das Prüfgerät gibt anschließend die Eindringtiefe h_{PK} des Prüfkörpers aus. Der Härtebeiwert wird mithilfe von Gleichung (2), ohne das zusätzliche Vermessen des Eindrucks berechnet.

$$HBW = \frac{19,7 \mu m}{h_{PK}} \cdot 294 HBW \quad (2)$$

Der Härtebeiwert ist nach den Vorgaben der DIN EN ISO 6506-1 [131] zusammen mit den Prüfbedingungen, nämlich dem Kugeldurchmesser in Millimeter und der Prüfkraft in Kilopond, anzugeben. Auf diese ausführliche Angabe des Härtebeiwerts wird im Rahmen der Arbeit verzichtet, da die Prüfbedingungen nicht geändert werden.

4.4 Fügen mittels Schneidclinchen

Zum Fügen der artungleichen Bleche mittels Schneidclinchen kommt das in Bild 3 dargestellte Werkzeug zum Einsatz. Das Werkzeug wurde im Rahmen der Arbeit von Müller [48] für den Einsatz in O-Gestell-Pressen erarbeitet und wird in einer Universalprüfmaschine LFEM-300 von Walter+Bai, welche durch Zwick/Roell überarbeitet wurde und mittels der Testsoftware testXpert II gesteuert wird, betrieben. Die Maschine gestattet das Aufbringen einer maximalen Prüfkraft von 300 kN sowie eine maximale Verfahrensgeschwindigkeit des oberen Querhaupts von 500 mm/min.

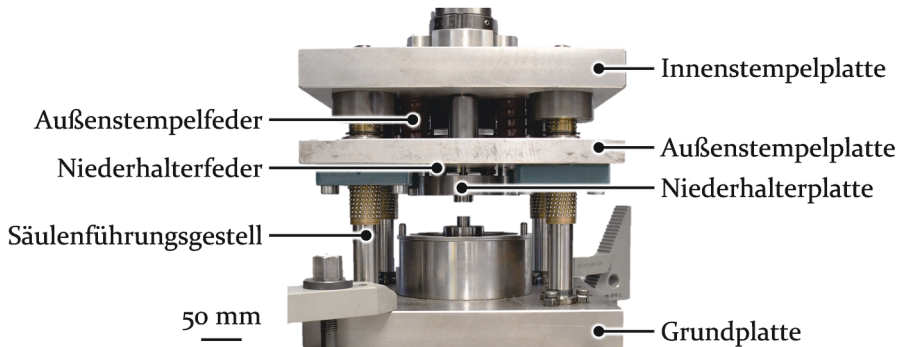
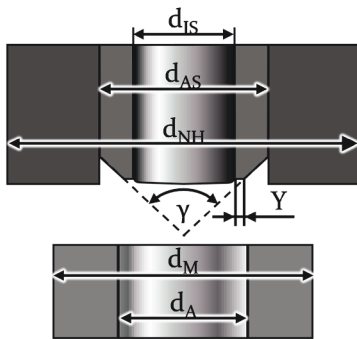


Bild 3: Schneidclinchenwerkzeug nach [48]

Das Werkzeug ist in Plattenbauweise ausgeführt. Die Aktivelemente des Oberwerkzeugs sind jeweils in eigenen Platten befestigt, wobei die Innenstempelplatte mit dem beweglichen Querhaupt der Universalprüfmaschine verbunden ist. Die Platten des Innen- und des Außenstempels werden durch ein Säulenführungsgestell, das mit der Grundplatte verschraubt ist, relativ zu dieser geführt. Dies ermöglicht die exakte Positionierung der einzelnen Werkzeugkomponenten. Die Innen- und Außenstempelplatte sind zudem mittels Federn miteinander verbunden, wodurch die kraftabhängige Relativbewegung zwischen den Aktivelementen ermöglicht wird. Die Federn weisen eine Steifigkeit von $c_{AS} = 4.600 \text{ N/mm}$ auf und sind mit einer Kraft von $F_{AS} = 29 \text{ kN}$ vorgespannt. Der Niederhalter ist ebenfalls in einer eigenen Platte montiert. Diese ist mittels Federn mit der Außenstempelplatte verbunden. Die Federn des Niederhalters weisen eine Steifigkeit von $c_{NH} = 1.200 \text{ N/mm}$ auf und sind mit einer Kraft von $F_{NH} = 1 \text{ kN}$ vorgespannt. Die Federn des Niederhalters und des Außenstempels sind folglich in Reihe geschaltet. Hierbei weicht der Werkzeugaufbau von dem für C-Gestell-Pressen [132] ab, welcher für eine kompaktere Bauweise über eine Parallelschaltung der Federn verfügt.

Das Unterwerkzeug besteht aus der Matrize selbst sowie einem federnd gelagerten Amboss. Die Steifigkeit der Ambossfeder beträgt $c_A = 350 \text{ N/mm}$. Der Verfahrenweg des Ambosses wird durch Druckstücke begrenzt. Durch die Höhe des eingelegten Druckstücks wird die Matrizentiefe definiert. Diese beträgt im Rahmen der Untersuchungen $h_M = 1,8 \text{ mm}$.

Die Geometrie der Werkzeugaktivelemente ist in Bild 4 dargestellt. Für die Untersuchungen kommt ein Innenstempel mit einem Durchmesser von $d_{IS} = 5,4 \text{ mm}$ zum Einsatz. Der Außenstempel weist eine konische Form mit einem Öffnungswinkel von $\gamma = 90^\circ$ auf. An der Stirnseite befindet sich eine Fase mit $Y = 0,4 \text{ mm}$ Breite. Der Außendurchmesser des Außenstempels beträgt $d_{AS} = 9,0 \text{ mm}$, der des Niederhalters $d_{NH} = 22,0 \text{ mm}$. Der Innendurchmesser der geschlitzten Matrize mit vier Lamellen entspricht dem Außendurchmesser des Ambosses und beträgt $d_A = 7,0 \text{ mm}$. Der Außendurchmesser der Matrize misst $d_M = 15,0 \text{ mm}$.



- Innenstempeldurchmesser $d_{IS} = 5,4 \text{ mm}$
- Außenstempeldurchmesser $d_{AS} = 9,0 \text{ mm}$
- Niederhalterdurchmesser $d_{NH} = 22,0 \text{ mm}$
- Öffnungswinkel Konus $\gamma = 90^\circ$
- Breite der Außenstempelfase $Y = 0,4 \text{ mm}$
- Matrizendurchmesser $d_M = 15,0 \text{ mm}$
- Ambossdurchmesser $d_A = 7,0 \text{ mm}$

Bild 4: Geometrie der Werkzeugaktivelemente nach [48]

Die gewählte Werkzeuggeometrie wurde bereits in [48] zum Fügen der analysierten Blechdickenkombination verwendet und hat zuverlässig wiederholbare Ergebnisse geliefert. Die Einflüsse der Werkzeuggeometrie sowie verschiedener Prozessparameter wurden ebenfalls in [48] untersucht. Da der Fokus der vorliegenden Arbeit auf dem Einfluss des Wärmebehandlungslayouts auf den Werkstofffluss im Schneidclinchprozess liegt, sowie aufgrund der umfassenden, vorliegenden Untersuchungen zum Einfluss der Werkzeuggeometrie und verschiedener Prozessparameter auf das Prozessergebnis, wird auf die Variation dieser Größen verzichtet. Die Fügegeschwindigkeit beträgt für alle Versuchsreihen $v_F = 100 \text{ mm/min}$. Der maximale Stempelweg wird zu $s_{max} = 3,6 \text{ mm}$ ab dem initialen Kontakt des Innenstempels und des oberen Blechs festgelegt.

4.5 Charakterisierung der Verbindungseigenschaften

Die Qualität von Fügeverbindungen wird gemeinhin hinsichtlich der Ausprägung verfahrenscharakteristischer geometrischer Kenngrößen sowie der Verbindungsfestigkeit beurteilt. Die Anlagen und Methoden zur Charakterisierung der Verbindungseigenschaften werden folgend vorgestellt.

4.5.1 Metallographische Analyse der Fügepunktgeometrie

Zur Bestimmung der Fügepunktausprägung werden Blechzuschnitte mit einer Größe von $30 \times 30 \text{ mm}^2$ gefügt. Die Proben werden mithilfe einer Trennschneidemaschine nahe dem Mittelpunkt sowie parallel zur Walzrichtung getrennt und in Epoxidharz kalteingebettet. Die eingebetteten Proben werden anschließend bis zur Mitte des Fügepunkts geschliffen, wobei Schleifpapier mit zunehmend feinerer Körnung zum Einsatz kommt. Nach dem Schleifen erfolgt die Vermessung des Fügepunkts mithilfe des Digitalmikroskops Keyence VHX-100. Bild 5 zeigt die Geometrie eines Schneidclinchpunkts mit den zu ermittelnden Kenngrößen für die Werkstoffdickenkombination EN AW-5182-O (2,0 mm) und HCT780X (1,5 mm).

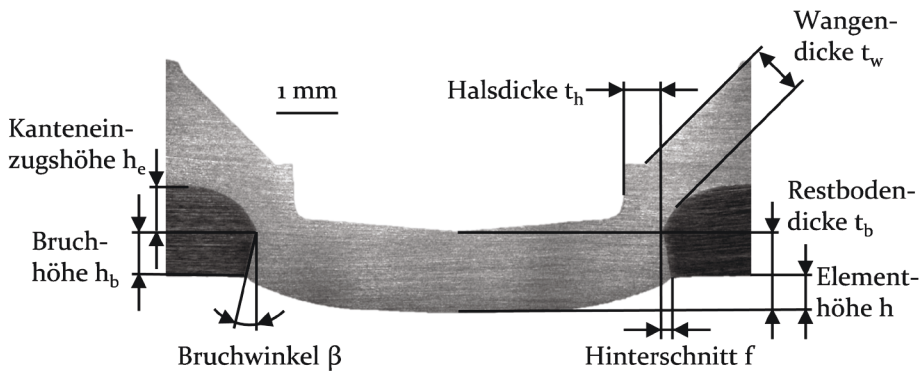


Bild 5: Schneidclinchpunkt mit charakteristischen geometrischen Kenngrößen nach [48]

Die Kenngrößen Kanteneinzugshöhe h_e , Bruchhöhe h_b sowie der Bruchwinkel β sind dem unteren, indirekt schergeschnittenen Fügepartner zuzuordnen. Die Ausprägung der genannten Größen wird entscheidend durch die mechanischen Eigenschaften des unteren Fügepartners bestimmt, wobei für duktilere Werkstoffe eine Zunahme der Kanteneinzugshöhe h_e und des Bruchwinkels β bei gleichzeitiger Abnahme der Bruchhöhe h_b zu beobachten ist [50]. Im Gegensatz zum herkömmlichen Scherschneiden wird keine Glattschnittzone gebildet [48]. Der Kanteneinzug geht direkt in die Bruchfläche über.

Den tragenden Querschnitt bildet der obere, durchgesetzte Fügepartner. Dessen Ausformung wird durch die Wangendicke t_w , die Halsdicke t_h , die Restbodendicke t_b sowie durch den Hinterschnitt f charakterisiert. Insbesondere die Wangendicke t_w , die Halsdicke t_h und der Hinterschnitt f sind entscheidend für die Verbindungsfestigkeit [53]. Die Elementhöhe h beschreibt den Überstand des durchgesetzten, stempelseitigen Blechs. Diese Größe besitzt höhere Relevanz für die Ästhetik des Fügepunkts als für dessen Funktionalität. Dennoch dient sie als Indikator für das in die Fügezone durchgesetzte Werkstoffvolumen.

4.5.2 Prüfung der Verbindungsfestigkeit

Die Fügepunkte werden hinsichtlich ihrer Verbindungsfestigkeit sowie ihres Versagensverhaltens untersucht. Die Prüfung erfolgt nach den Vorgaben des DVS-Merkblatts 3480-1 [133] zur Prüfung mechanischer Fügeverbindungen unter Scher- sowie unter Kopfzugbelastung. Zum Einsatz kommen einfach überlappende Scherzugproben sowie Kreuzkopfzugproben (Bild 6). Die Scherzugproben weisen eine Länge von $l = 105 \text{ mm}$ sowie eine Breite von $b = 45 \text{ mm}$ auf und werden mit einem Überlapp von $l_{\ddot{u}} = 22 \text{ mm}$ gefügt. Die freie Einspannlänge wird zu $l_f = 95 \text{ mm}$ festgelegt, wodurch sich eine Einspannlänge von $l_e = 46,5 \text{ mm}$ ergibt. Die Kreuzkopfzugproben weisen eine Länge von $l = 150 \text{ mm}$ sowie eine Breite von $b = 50 \text{ mm}$ auf. Die freie Einspannlänge beträgt für beide Fügepartner jeweils $l_f = 54 \text{ mm}$.

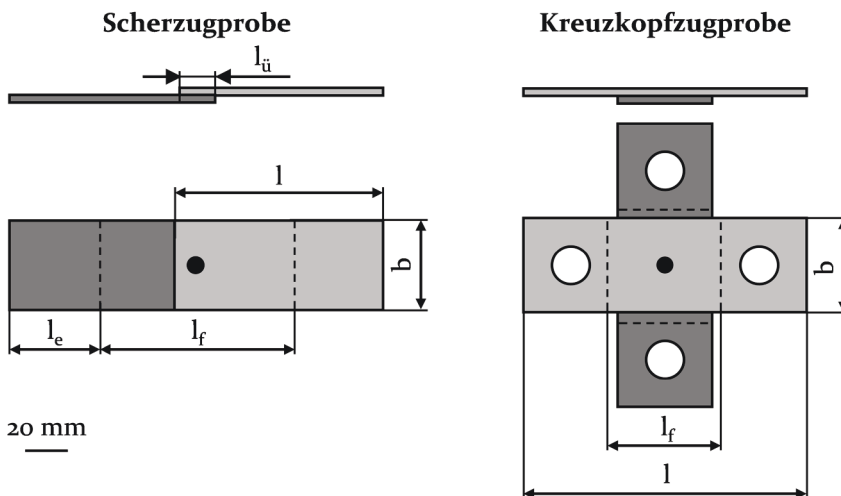


Bild 6: Probengeometrien zur Prüfung der Verbindungsfestigkeit nach [133]

Die Prüfung erfolgt unter quasi-statischen Bedingungen mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von $v_{\text{Prüf}} = 10 \text{ mm/min}$ sowie mithilfe einer Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z100, die eine maximale Prüfkraft von 100 kN aufbringen kann. Eingespannt werden die Proben mittels Hydraulik-Probenhaltern. Die Prüfung der Kreuzkopfbzugproben erfordert den Einsatz einer zusätzlichen Vorrichtung, welche in den Probenhaltern gespannt wird. Die Klemmung der Proben im Einspannbereich erfolgt durch das Verschrauben von Spannklötzen. Die Proben weisen hierzu Bohrungen auf, durch die Gewindebolzen geführt werden.

Geprüft wird bis zum vollständigen Versagen der Proben. Anschließend werden die maximale Prüfkraft F_{max} sowie das Energieaufnahmevermögen W anhand der aufgenommenen Kraft-Weg-Verläufe ermittelt. Das Energieaufnahmevermögen entspricht dem Integral der Prüfkraft über den Weg. Ausgewertet wird nach den Vorgaben von [133] bis zu einem Abfall der Prüfkraft auf 30 % ihres Maximums, wodurch das Versagensverhalten der Fügepunkte berücksichtigt wird.

4.6 Numerische Simulation

Für die numerische Simulation der Kurzzeitwärmebehandlung und des Schneidclinchprozesses kommt die Finite-Elemente-Methode (FEM) [134] sowie die Simulationssoftware LS-DYNA von LSTC zum Einsatz. Die verwendeten Simulationsmodelle wurden in [135] präsentiert und validiert. Aufbau und Auswertung der Simulationen erfolgen mithilfe des Prä- und Post-Prozessors LS-PrePost 4.7. Für die Berechnung der Wärmebehandlung kommt der MPP-Solver R11.1 zum Einsatz. Die Berechnung der Schneidclinchsimulation erfolgt mit dem SMP-Solver in der Revision R12.0.

Für die Wärmebehandlung von EN AW-7075 T6 findet ein 3D-Modell mit Solid-Elementen Anwendung. Im Falle einer ruhenden Wärmequelle wird die Achsensymmetrie der Probe und des Spots ausgenutzt und ein Viertelmodell verwendet, um Rechenzeit zu sparen [135]. Die Abbildung einer bewegten Wärmequelle erfordert dagegen die vollständige Modellierung des Blechkörpers. Für beide Varianten ist die Definition der physikalischen Randbedingungen notwendig. Zur Abbildung der Eigenschaften von EN AW-7075 kommt das thermische Materialmodell *MAT01-THERMAL_ISOTROPIC zum Einsatz. Dabei wird eine Wärmeleitfähigkeit von $\lambda = 145 \text{ W/(m} \cdot \text{K)}$ sowie eine spezifische Wärmekapazität von $c_p = 862 \text{ J/(kg} \cdot \text{K)}$ angenommen [136]. Die Wärmezufuhr erfolgt für eine ruhende Quelle durch das Keyword *BOUNDARY_FLUX_SET, für die

bewegte Wärmequelle über das Keyword `*BOUNDARY_FLUX_TRAJECTORY`. Für beide Anwendungsfälle wird jeweils der Verlauf der Leistungs-Zeit-Kurve der Lasersteuerung hinterlegt. Ferner werden die Randbedingungen für den Wärmetransport an die Umgebung durch Strahlung sowie durch Konvektion definiert [135].

Nach Berechnung der Wärmebehandlungssimulation werden die Temperatur-Zeit-Verläufe in einer definierten Schnittebene ausgeleitet. Diese entspricht dem oberen Blech im Fügeprozess. Für die Berechnung des Schneidclinchprozesses wird dessen Rotationssymmetrie ausgenutzt. Der Prozess wird daher als 2D-Modell abgebildet (Bild 7).

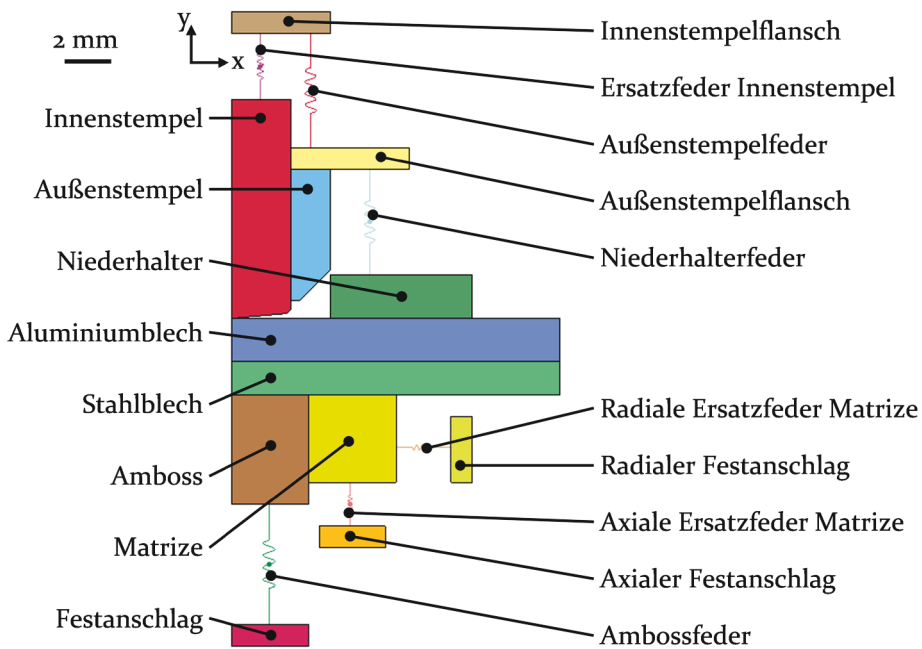


Bild 7: 2D-Simulationsmodell des Schneidclinchprozesses nach [135]

Mithilfe eines Python-Skripts wird die Maximaltemperatur an jedem Knoten über den Zeitverlauf ermittelt und auf die Knoten des Blechs im Schneidclinchmodell gemappt. Durch die temperaturabhängige Definition des Fließverhaltens werden dem Blech knotenweise Eigenschaften zugewiesen. Hierdurch können Festigkeitsgradienten im Blech in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur phänomenologisch abgebildet werden. Verwendung findet hierzu das Materialmodell `*MAT255-PIECEWISE_LINEAR_PLASTIC_THERMAL`. Der Fügeprozess wird als thermo-mechanisch gekoppelte Simulation berechnet, wobei für den unteren Fügepartner

und die Werkzeuge eine Temperatur von $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ vorgegeben wird. Im thermischen Materialmodell *MATTO1-THERMAL_ISOTROPIC wird für alle Körper eine spezifische Wärmekapazität von $c_p = 1 \cdot 10^{28}\text{ J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$ und eine Wärmeleitfähigkeit von $\lambda = 0\text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ angenommen. Hierdurch findet keine Wärmeleitung zu anderen Körpern sowie innerhalb der Körper statt. Die im oberen Blech lokal eingestellte Ausgangstemperatur und die damit verbundene Gradierung des Fließverhaltens bleibt über den Fügeprozess erhalten.

Für die matrizenseitigen Fügepartner 22MnB5 (1,5 mm) und HCT780X (1,5 mm) sowie für EN AW-7075 T6 (2,0 mm) wird das Versagensverhalten der Bleche im Schneidclinchprozess mithilfe des Schädigungskriteriums GISSMO [137] abgebildet. Zu diesem Zweck wurden in [135] Versuche zur Charakterisierung der Schädigungsdehnung für drei unterschiedliche Spannungszustände durchgeführt und Schädigungskurven, die die Versagensdehnung ϵ_f in Abhängigkeit der Triaxialität η abbilden, approximiert. Bild 8 zeigt die Fließkurven für die beiden matrizenseitigen Werkstoffe 22MnB5 und HCT780X sowie für EN AW-7075 im Zustand T6 und die in [135] ermittelten Schädigungskurven. Die Fließkurven wurden mithilfe von einachsigen Zugversuchen ermittelt und durch analytische Modelle approximiert, um die Extrapolation für höhere Umformgrade zu ermöglichen. Für EN AW-7075 T6 und 22MnB5 erfolgt die Approximation nach Hockett-Sherby [138], für HCT780X mit dem Ansatz nach Swift [139].

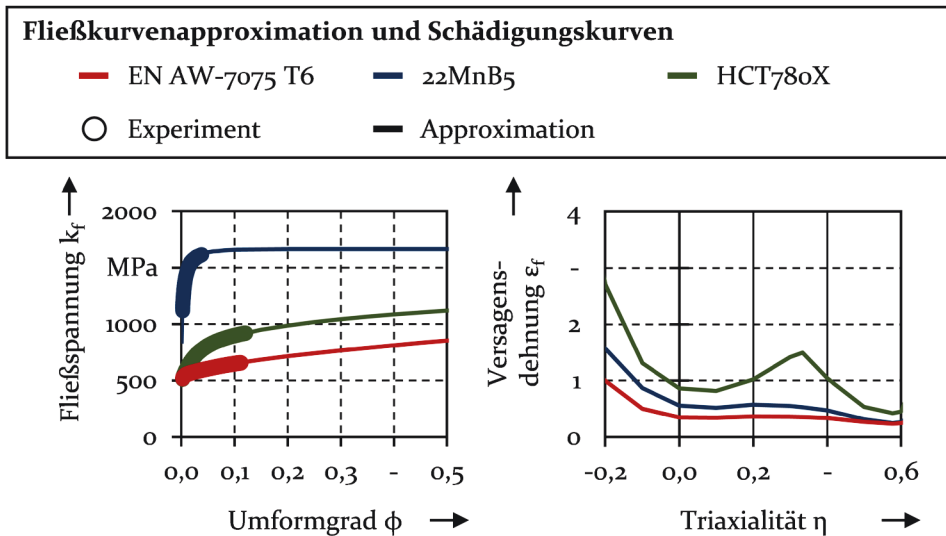


Bild 8: Fließkurvenapproximation und Schädigungskurven für EN AW-7075 T6 (2,0 mm), 22MnB5 (1,5 mm) und HCT780X (1,5 mm) nach [135]

Zur Modellierung der Reibung kommt der Kontakt *CONTACT_2D_AUTOMATIC_SURFACE_TO_SURFACE zum Einsatz. Dabei wird von einer statischen und dynamischen Reibzahl von $\mu = 0,3$ ausgegangen [135]. In [140] haben Müller et al. für das Programm Simufact.Forming 12 eine Reibzahl von $\mu = 0,5$ als geeignet für den Schneidclinchprozess identifiziert. Im Rahmen der Untersuchungen von Hörhold [49] erwies sich $\mu = 0,25$ für die Matrize und $\mu = 0,15$ für die restlichen Werkzeuge als passend. Hörhold verwendete Simufact.Forming in der Version 13. Busse [53] ging im Rahmen seiner Untersuchungen mit der Software DEFORM 2D in der Version 10.2 von $\mu = 0,12$ für den Kontakt des Stempels zum oberen Blech und den Kontakt zwischen den beiden Fügepartnern sowie von $\mu = 0,15$ für den Kontakt des unteren Blechs zur Matrize aus. Somit liegen vergleichsweise große Unterschiede für die verschiedenen Simulationsprogramme vor. Der Einfluss der Reibzahl auf das numerisch berechnete Prozessergebnis ist somit als vergleichsweise gering anzusehen [135].

Die Dehnsteifigkeit der Werkzeugaktivelemente wird durch Ersatzfedersteifigkeiten berücksichtigt. Dies ist insbesondere für den Amboss und die Ausformung des Fügepunkts während des Querfließpressens von großer Bedeutung [140]. Die Werkzeuge selbst werden als Starrkörper definiert und nur im Bereich, der mit den Blechen in Kontakt steht, modelliert, um Rechenzeit zu sparen [135]. Die Dehnsteifigkeiten der Aktivelemente wurden in separaten Simulationen ermittelt und in eine Ersatzfedersteifigkeit überführt. Die Steifigkeit des restlichen Werkzeugaufbaus sowie der verwendeten Prüfanlage wird in der Simulation nicht berücksichtigt.

5 Kurzzeit-Rückbildungsglügen von EN AW-7075 T6 mittels Laserstrahlung

Bisherige Untersuchungen zum Rückbildungsglügen von EN AW-7075 T6 fokussieren sich insbesondere auf Wärmebehandlungstemperaturen von weniger als 300 °C und Glühdauern in der Größenordnung mehrerer Minuten. Die Applikation lokal begrenzter Wärmebehandlungen erfordert aufgrund der Wärmeleitung in den Halbzeugen höhere Temperaturen und erheblich geringere Glühdauern. In diesem Abschnitt erfolgt daher die Erarbeitung eines grundlegenden Verständnisses über den Einfluss der Prozessführung bei der Kurzzeitwärmebehandlung von EN AW-7075 T6 mittels Laserstrahlung auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften und auf das Fließverhalten des Werkstoffs. Die Untersuchungen werden anhand des quasi-statischen einachsigen Zugversuchs (vgl. Abschnitt 4.3.1) vorgenommen. Für die Wärmebehandlung der Zugproben kommt die Zoomoptik OTZ-2 mit rechteckiger Spotgeometrie zum Einsatz. Da die Kantenlängen des Spots zu maximal 46 mm eingestellt werden können, ist es erforderlich, die Bearbeitungsoptik während der Wärmebehandlung zu verfahren, um die gesamte Probe, die über eine Länge von 150 mm verfügt, zu scannen. Die Spotgröße wird dabei der Probenbreite, die über die Probenlänge variiert, angepasst. In Längsrichtung wird eine Kantenlänge von $a = 10$ mm eingestellt. In den Klemmbereichen der Probe misst der Spot somit 20×10 mm², im Bereich der parallelen Prüflänge $12,5 \times 10$ mm².

Wird der Laserspot bewegt, ist lediglich die Definition der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} als laserseitige Größe zielführend. Die Festlegung der Aufheizrate und der Haltezeit haben aufgrund der kontinuierlichen Bewegung des Laserstrahls keinen Einfluss. Als weitere Variable ergibt sich die Geschwindigkeit v_{Scan} , mit der die Bearbeitungsoptik über die Probe geführt wird. Tabelle 7 gibt einen Überblick über die variierten Faktoren.

Tabelle 7: Analyisierte Einflussfaktoren für die Kurzzeitwärmebehandlung von EN AW-7075 T6 mittels Laserstrahlung

Faktor	Ausprägung
Temperatur T_{WB} (°C)	200 / 250 / 300 / 350 / 400
Scangeschwindigkeit v_{Scan} (mm/s)	1,0 / 2,5 / 5,0 / 10,0

Folgend wird der Einfluss der Prozessführung auf die sich ergebende Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz}$, die Haltezeit t_{Halte} sowie auf die Abkühlrate $(\Delta T/\Delta t)_{Kühl}$

quantifiziert. Hierzu werden die mithilfe der Thermographiekamera ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufe ausgewertet. Die Auswertung der Verläufe erfolgt an einem Ausschnitt in der Probenmitte mit einer Größe von etwa $5 \times 5 \text{ mm}^2$. Die Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$ wird in einem Temperaturbereich von $150 \text{ }^\circ\text{C}$ und der Solltemperatur durch eine lineare Regression berechnet. Die Haltezeit t_{Halte} gibt die Dauer an, in der die Temperatur vorliegt. Die Abkühlrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ wird in einem Temperaturbereich, der $10 \text{ }^\circ\text{C}$ unterhalb der Zieltemperatur liegt, und der niedrigsten Temperatur innerhalb der Messung ausgewertet. Dabei wird das Abkühlverhalten näherungsweise als linear angenommen und die Abkühlrate ebenfalls durch eine lineare Regression bestimmt. Nach dem beschriebenen Vorgehen ergeben sich die in Bild 9 aufgezeigten Korrelationen.

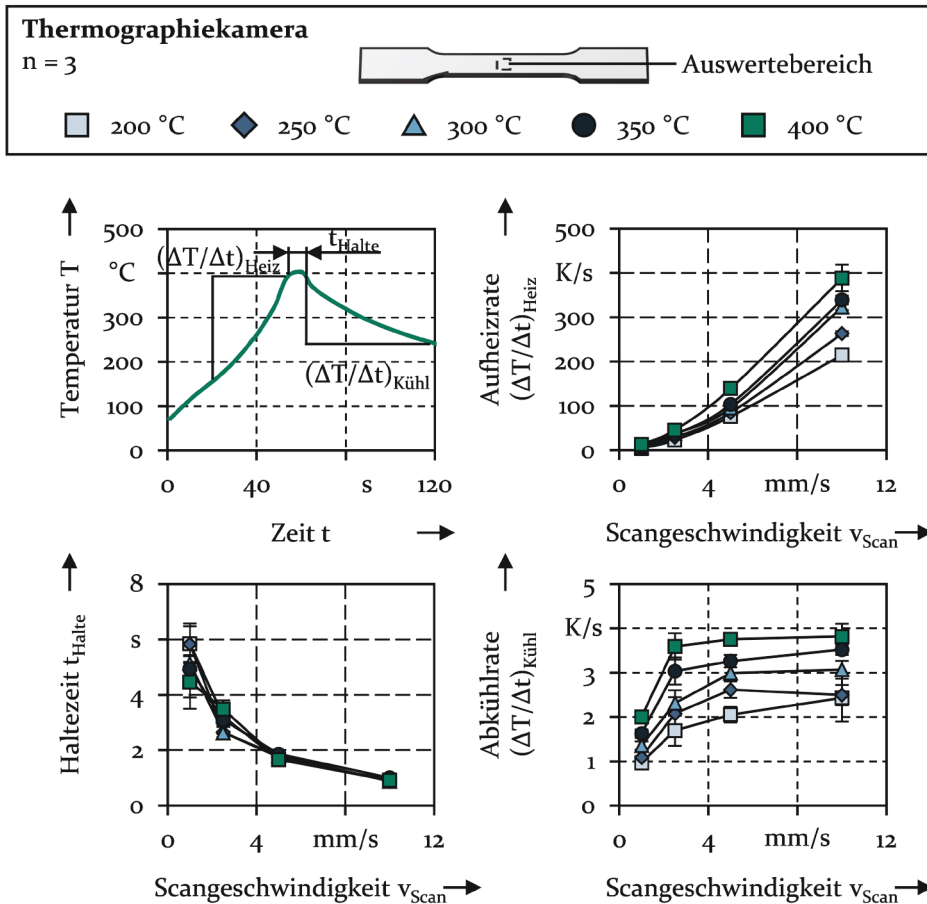


Bild 9: Resultierende Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$, Haltezeit t_{Halte} und Abkühlrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit v_{Scan} und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB}

Die Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$ erhöht sich mit zunehmender Scangeschwindigkeit v_{Scan} sowie mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} . Dies hat zur Folge, dass mit Zunahme der Scangeschwindigkeit v_{Scan} der Unterschied hinsichtlich der Aufheizraten $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$ für die verschiedenen Wärmebehandlungstemperaturen größer wird. Die Erwärmung des ausgewerteten Bereichs erfolgt zunächst durch Wärmeleitung aus den bereits wärmebehandelten Bereichen der Probe. Infolge dessen dominiert bei niedrigeren Wärmebehandlungstemperaturen und geringen Scangeschwindigkeiten der Anteil der Erwärmung durch Wärmeleitung aus bereits gescannten Bereichen gegenüber der gezielten Erwärmung durch das Bestrahlen mit dem Laser. Hierdurch nimmt die Aufheizrate über den ausgewerteten Temperaturbereich für niedrige Scangeschwindigkeiten und Temperaturen ab. Durch die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur und der Scangeschwindigkeit wird folglich der Anteil der gezielten Erwärmung der Probe durch die Laserstrahlung gesteigert und damit die Aufheizrate erhöht.

Gegenteilig verhält es sich mit der Haltezeit t_{Halte} . Diese ist für niedrigere Scangeschwindigkeiten höher und nähert sich für Geschwindigkeiten nahe Null asymptotisch der y-Achse an. Für $v_{\text{Scan}} = 1,0$ mm/s tritt außerdem der größte Unterschied zwischen den Temperaturen auf. Aufgrund reduzierter Wärmeleitungseffekte, die in der geringeren Temperaturdifferenz zu angrenzenden Bereichen der Probe begründet liegen, ist die resultierende Haltezeit für niedrigere Wärmebehandlungstemperaturen höher. Mit zunehmender Scangeschwindigkeit nähern sich die Haltezeiten einander sowie asymptotisch der x-Achse an. Für die höchste analysierte Scangeschwindigkeit $v_{\text{Scan}} = 10,0$ mm/s liegt die Haltezeit für alle Temperaturen bei etwa $t_{\text{Halte}} = 1$ s.

Ein weiterer, entscheidender Faktor für die Wärmebehandlung ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen ist die Abkühlrate, also die Geschwindigkeit, mit der der Werkstoff Wärme abgibt und seine Temperatur verringert. Die Abkühlung erfolgt im vorliegenden Fall durch Wärmeleitung in Bereiche, die an den momentan wärmebehandelten angrenzen, durch Wärmeleitung an die Auflage, die rundum einen Überstand von circa 1 mm an der Probenunterseite aufweist, durch freie Konvektion sowie durch Strahlung. Die Abkühlrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ zeigt eine Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit v_{Scan} sowie von der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} . Bei einer Scangeschwindigkeit von $v_{\text{Scan}} = 1,0$ mm/s und der Temperatur $T_{\text{WB}} = 200$ °C liegt die Abkühlrate bei etwa $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 1$ K/s, für $T_{\text{WB}} = 400$ °C bei circa $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 2$ K/s. Wird die Scangeschwindigkeit von $v_{\text{Scan}} = 1,0$ mm/s auf $v_{\text{Scan}} = 2,5$ mm/s erhöht, kommt es nahezu zu einer

Verdoppelung der Abkühlrate. Durch die weitere Erhöhung der Scangeschwindigkeit auf $v_{\text{Scan}} = 5,0 \text{ mm/s}$ und $v_{\text{Scan}} = 10,0 \text{ mm/s}$ wird die Abkühlrate dagegen nur für niedrigere Temperaturen nennenswert gesteigert.

Prinzipiell stellen sich höhere Abkühlraten für höhere Wärmebehandlungstemperaturen ein. Dies ist auf die größere Temperaturdifferenz zum angrenzenden Werkstoff sowie zur Umgebung und den damit verbundenen, verstärkten Wärmetransport zurückzuführen. Die höchste Abkühlgeschwindigkeit von $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 3,82 \pm 0,28 \text{ K/s}$ liegt in der Folge für die Wärmebehandlungstemperatur $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$ und die Scangeschwindigkeit $v_{\text{Scan}} = 10,0 \text{ mm/s}$ vor. Die Abkühlraten sind somit für alle Parameterkombinationen deutlich niedriger als die kritische Abschreckgeschwindigkeit von 100 K/s , die für EN AW-7075 angegeben wird [19]. In der Folge kann eine Warmaushärtung bereits beim Abkühlen eintreten [71]. Ferner kann es zur Vergrößerung nicht vollständig gelöster Ausscheidungen sowie zur Bildung der stabilen η -Phase aus der metastabilen η' -Phase kommen [60]. Diese Überhärtung erfolgt im Temperaturbereich von 150 °C bis 300 °C [60]. Das Wiederauslagerungsverhaltens der rückbildungsgeglühten Proben wird daher in Abschnitt 8.1 detailliert untersucht.

Folgend werden die mechanischen Eigenschaften analysiert, die sich in Abhängigkeit der Prozessführung unmittelbar nach der Retrogression einstellen (Bild 10). Die Proben wurden innerhalb von 1 h nach Durchführung der Wärmebehandlung geprüft, um die Beeinflussung der Eigenschaften durch eine Kaltauslagerung zu vermeiden. Unabhängig von der Scangeschwindigkeit v_{Scan} kommt es mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} zur verstärkten Abnahme der Festigkeit sowie zur Abnahme des Dehngrenzenverhältnisses. In der Folge werden die geringsten Festigkeiten nach einer Wärmebehandlung bei $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$ erzielt. Durch das Rückbildungsglügen mit $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$ ist die Festigkeit des Werkstoffs geringer als für den vollständig lösungsgeglühten Zustand W, in dem eine Dehngrenze von $R_{\text{po},2} = 194,7 \pm 1,1 \text{ MPa}$ sowie eine Zugfestigkeit von $R_{\text{m}} = 377,0 \pm 1,1 \text{ MPa}$ vorliegt (vgl. Abschnitt 4.1.1).

Gegenüber dem Ausgangszustand T6, der eine Dehngrenze von $R_{\text{po},2} = 515,5 \pm 3,2 \text{ MPa}$ sowie eine Zugfestigkeit von $R_{\text{m}} = 583,7 \pm 1,9 \text{ MPa}$ aufweist (vgl. Abschnitt 4.1.1), kommt es erst ab einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{\text{WB}} = 300 \text{ °C}$ zu einer nennenswerten Abnahme der Festigkeit. Nach einer Wärmebehandlung bei $T_{\text{WB}} = 200 \text{ °C}$ sowie bei $T_{\text{WB}} = 250 \text{ °C}$ stellt sich gegenüber dem warmausgelagerten Zustand T6 nur eine geringe Entfestigung ein. Durch die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur von $T_{\text{WB}} = 200 \text{ °C}$ auf $T_{\text{WB}} = 250 \text{ °C}$ kommt es zudem

lediglich zur Abnahme der Zugfestigkeit R_m . Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ bleibt dagegen auf einem vergleichbaren Niveau oder nimmt im Falle von $v_{Scan} = 1,0 \text{ mm/s}$ sogar geringfügig zu.

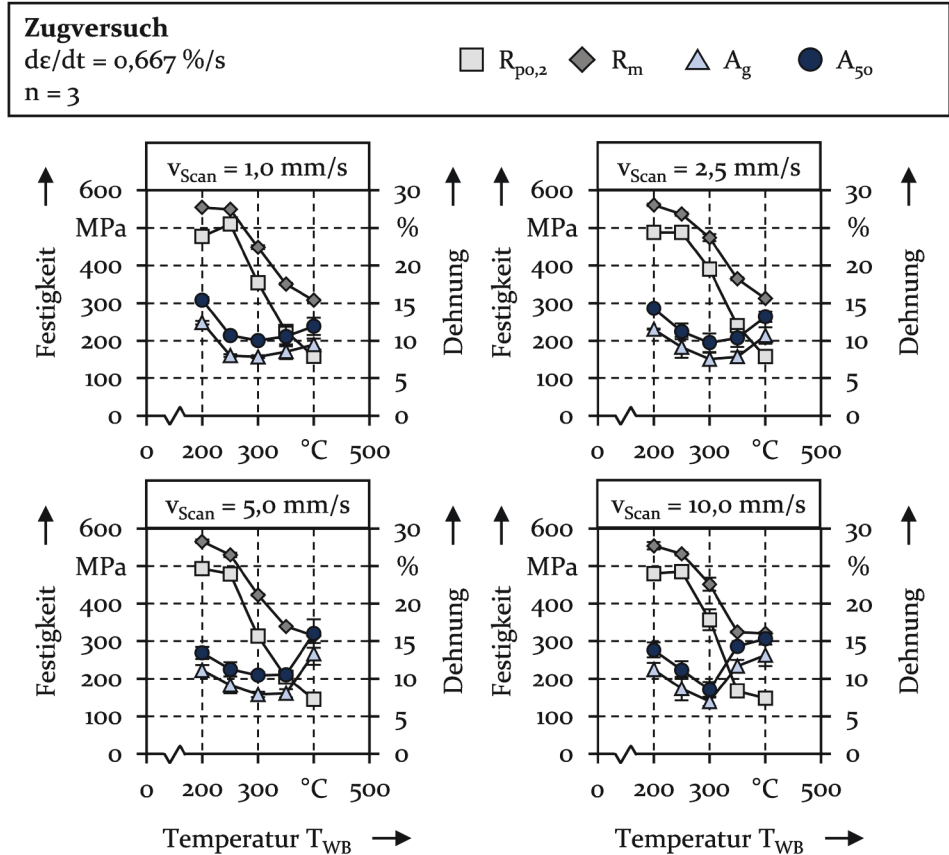


Bild 10: Mechanische Eigenschaften von EN AW-7075 in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und der Scangeschwindigkeit v_{Scan} beim Rückbildungsglühn aus dem warmausgelagerten Zustand T6

Die Duktilität stellt neben der Festigkeit einen weiteren wesentlichen Einflussfaktor für die Umformbarkeit eines Werkstoffs dar. Quantifiziert wird diese anhand charakteristischer Dehnungswerte, nämlich der Gleichmaßdehnung A_g sowie der Bruchdehnung A_{50} . Im Ausgangszustand T6 liegt eine Gleichmaßdehnung von $A_g = 11,88 \pm 0,06 \text{ \%}$ sowie eine Bruchdehnung von $A_{50} = 16,11 \pm 0,15 \text{ \%}$ vor (vgl. Abschnitt 4.1.1). Während die Duktilität für $T_{WB} = 200 \text{ °C}$ nahezu dem Ausgangszustand T6 entspricht, nehmen die charakteristischen Dehnungswerte für $T_{WB} = 250 \text{ °C}$ dagegen ab. Durch die weitere Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur auf $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ stellen sich unabhängig von der Scangeschwindigkeit v_{Scan} die geringsten

Dehnungswerte ein. Folglich kommt es durch die Zunahme der Temperatur zwar zur Abnahme der Festigkeit, die Duktilität der Legierung wird jedoch ebenfalls reduziert. Mit Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur auf $T_{WB} = 350\text{ °C}$ und $T_{WB} = 400\text{ °C}$ ist wiederum eine Zunahme der Duktilität gegenüber $T_{WB} = 300\text{ °C}$ festzustellen, jedoch nicht über den warmausgelagerten Zustand T6 hinaus.

Für den vollständig lösungsgeglühten Zustand W beträgt die Gleichmaßdehnung $A_g = 24,12 \pm 0,11\%$ und die Bruchdehnung $A_{50} = 24,91 \pm 0,20\%$ (vgl. Abschnitt 4.1.1). Diese Werte werden folglich für keine Wärmebehandlungstemperatur und Scangeschwindigkeit erreicht. Daher ist festzuhalten, dass das Rückbildungsglühen bei reduzierten Temperaturen mit Haltezeiten in der Größenordnung weniger Sekunden gegenüber dem vollständigen Lösungsgeglühen zu einer deutlich geringeren Duktilität führt.

Neben den charakteristischen mechanischen Kennwerten ist das Fließverhalten von großer Bedeutung für die Umformung metallischer Werkstoffe. Dieses wird durch die Ausgangsfließspannung k_{f0} sowie durch das Verfestigungsverhalten des Werkstoffs bestimmt. Das Fließverhalten der Legierung EN AW-7075 in Abhängigkeit der Prozessführung während der Kurzzeitwärmebehandlung aus dem warmausgelagerten Zustand T6 geht aus Bild 11 hervor. Analog der Analyse der mechanischen Kennwerte tritt eine nennenswerte Entfestigung des Werkstoffs erst ab einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 300\text{ °C}$ ein. Das Festigkeitsniveau für die Temperaturen $T_{WB} = 200\text{ °C}$ sowie $T_{WB} = 250\text{ °C}$ entspricht in etwa dem Ausgangszustand T6. In der Folge liegen für beide Wärmebehandlungstemperaturen vergleichsweise hohe Ausgangsfließspannungen k_{f0} vor. Das Verfestigungsverhalten für die Temperaturen $T_{WB} = 200\text{ °C}$ und $T_{WB} = 250\text{ °C}$ ist zudem nahezu identisch. Für beide Wärmebehandlungstemperaturen ist die Zunahme der Fließspannung k_f mit dem Umformgrad ϕ gering. Das Fließverhalten entspricht nahezu dem Ausgangszustand T6.

Durch die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur auf $T_{WB} = 300\text{ °C}$ kommt es dagegen zu einer deutlichen Abnahme der Ausgangsfließspannung k_{f0} sowie zur Zunahme des Verfestigungsexponenten. Dieser Effekt verstärkt sich für $T_{WB} = 350$ und $T_{WB} = 400\text{ °C}$ zunehmend. Für diese beiden Temperaturen weisen die Fließkurven zudem einen sägezahnartigen Verlauf auf, was auf den Portevin-Le-Chatelier-Effekt (PLC-Effekt) zurückzuführen ist [141]. Gelöste Atome im Mischkristall lagern sich an den Versetzungen an [142]. Bei einer plastischen Deformation und der damit zusammenhängenden Versetzungsbewegung kommt es zu einem fortwährenden

Losreißen der Versetzungen aus den Atomwolken sowie dem erneuten Anhaften selbiger an die Versetzungen durch die Diffusion der Atome [142]. Die Folge ist das zyklische Anwachsen und Abfallen der erforderlichen Fließspannung mit zunehmender Umformung [142]. Das Auftreten des PLC-Effekts ist somit ein Indiz dafür, dass die Anzahl freier Atome ab einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ deutlich gesteigert wird und die Ausscheidungen zumindest temporär sowie partiell gelöst werden. Für den vollständig lösungsgeglühten Zustand W liegt ebenfalls ein sägezahnartiger Verlauf der Fließkurve vor [143]. In diesem Zustand weist die Legierung EN AW-7075 zudem eine deutlich ausgeprägte Streckgrenze [143] und eine negative Dehnratensensitivität [144] auf.

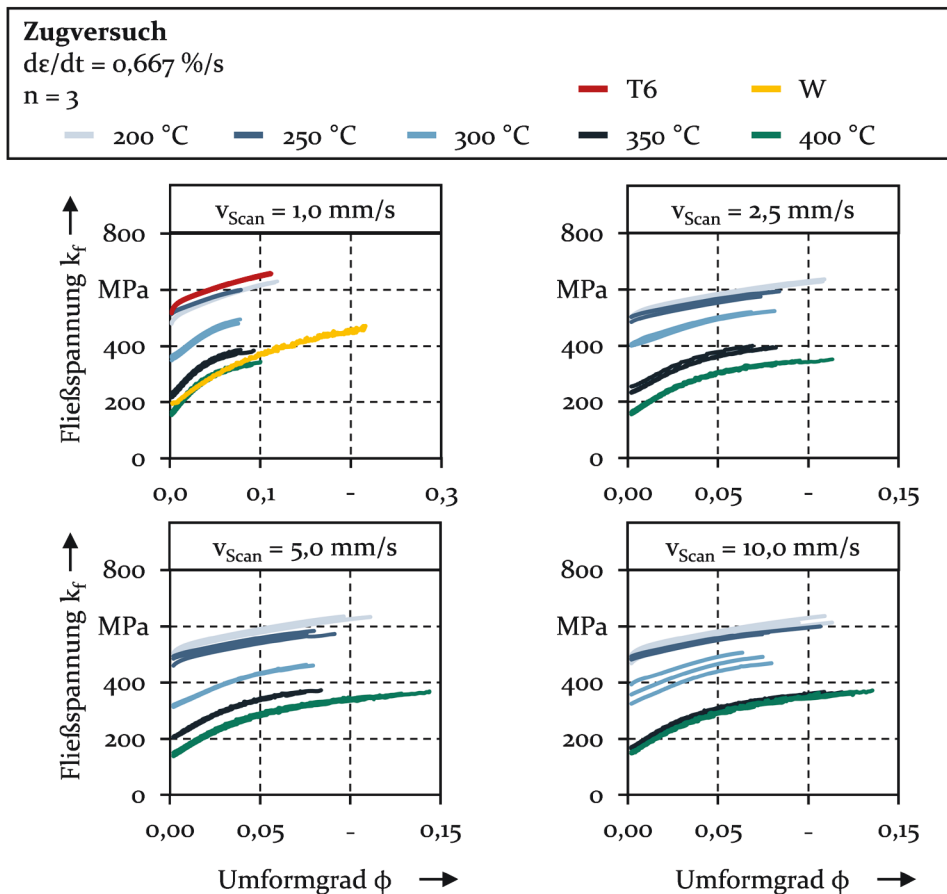


Bild 11: Fließverhalten der Legierung EN AW-7075 in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und der Scangeschwindigkeit v_{Scan} beim Rückbildungsglügen aus dem warmausgelagerten Zustand T6

Für niedrige Scangeschwindigkeiten weist EN AW-7075 T6 nach dem Rückbildungsglühn bei $T_{WB} = 350\text{ °C}$ und $T_{WB} = 400\text{ °C}$ zwar eine abweichende Ausgangsfließspannung k_{fo} , jedoch ein vergleichbares Verfestigungsverhalten auf. Für die Geschwindigkeit $v_{Scan} = 10,0\text{ mm/s}$ ist das Fließverhalten für $T_{WB} = 350\text{ °C}$ und $T_{WB} = 400\text{ °C}$ dagegen nahezu identisch. Erklären lässt sich das damit, dass es bei einer Scangeschwindigkeit von $v_{Scan} = 10,0\text{ mm/s}$ zu einem deutlichen Überschreiten der eingestellten Solltemperatur um bis zu 50 °C kommt. Dies hat zur Folge, dass es für die Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 300\text{ °C}$ zu starken Schwankungen der Eigenschaften kommt sowie dass für die Wärmebehandlungstemperaturen $T_{WB} = 350\text{ °C}$ und $T_{WB} = 400\text{ °C}$ vergleichbare mechanische Eigenschaften und ein ähnliches Verfestigungsverhalten vorliegen. Die Prozesssicherheit wird folglich durch die erhöhte Scangeschwindigkeit reduziert.

Das Rückbildungsglühn für AlZnMg-Legierungen der 7000er Serie aus dem kaltausgelagerten Zustand T4 erfolgt durch das Auflösen von GP-Zonen bei Temperaturen zwischen 150 °C und 250 °C [66], aus dem warmausgelagerten Zustand T6 durch die Rückbildung der metastabilen η' -Phase mittels kurzzeitigen Glühens zwischen 200 °C und 250 °C sowie durch das Lösen der stabilen η -Phase, die durch die Überhärtung aus dem Zustand T6 gebildet wird, im Temperaturbereich von 300 °C und 350 °C [61]. Mit zunehmender Aufheizgeschwindigkeit und höherer Temperatur kann der Zeitbedarf zum Rückbildungsglühn deutlich verkürzt werden [19]. Da sich die Temperaturbereiche zur Bildung sowie zum Auflösen der einzelnen Phasen überschneiden, ist dabei die genaue Abstimmung der Glühtemperatur und -dauer erforderlich. Bei schneller Erwärmung dominiert das Auflösen der Ausscheidungen gegenüber der Umwandlung der η' -Phase in die η -Phase [60]. Für die Aufheizrate geben Nicolas und Deschamps [60] einen Grenzwert von 50 K/min an, der hierfür zu Überschreiten ist. Darüber hinaus wird mit zunehmender Temperatur eine größere Anzahl an Ausscheidungen gelöst [60]. Allerdings kommt es mit zunehmender Glühdauer zur Vergrößerung der Ausscheidungen. Erklärt wird dies damit, dass sich die gelösten Atome an verbleibende Ausscheidungen heften [60]. Die Vergrößerung der Ausscheidungen wirkt sich nachteilig auf die Festigkeit des Werkstoffs aus [145]. Durch die Wärmebehandlung mit dem Laser wird zwar eine schnelle Erwärmung der Proben realisiert, wie aufgezeigt, ist die Abkühlung jedoch stark abhängig von den thermischen Randbedingungen. Die realisierten Abkühlraten liegen deutlich unterhalb der kritischen Abschreckgeschwindigkeit von 100 K/s für EN AW-7075 [19]. Dies hat zur Folge, dass der Zustand des übersättigten Mischkristalls nicht eingefroren wird und sich die tatsächliche Glühdauer

verlängert. Hierdurch kann es bereits beim Abschrecken zur Neubildung von Ausscheidungen sowie zur Vergrößerung bestehender Ausscheidungen kommen [74].

Um Rückschlüsse auf das Werkstoffverhalten von EN AW-7075 in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustands und der Temperatur während der Retrogression zu ziehen, wurden daher Proben metallographisch präpariert und anschließend mit einer Lösung aus 1000 ml Wasser (H₂O), 8 ml Salpetersäure (HNO₃), 2,5 ml Salzsäure (HCl) und 7,5 ml Flußsäure (HF) geätzt, um Korngrenzen und Ausscheidungen sichtbar zu machen (Bild 12). Die Aufnahmen wurden mit einem Auflichtmikroskop angefertigt [146]. Bei den Proben handelt es sich um Zuschnitte mit den Abmaßen 30 x 30 mm², wie sie zur Analyse des Fügeprozesses zum Einsatz kommen. Die Proben wurden vollflächig mit einer Aufheizrate von $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$ und einer Haltezeit von $t_{\text{Halte}} = 1,0 \text{ s}$ bestrahlt.

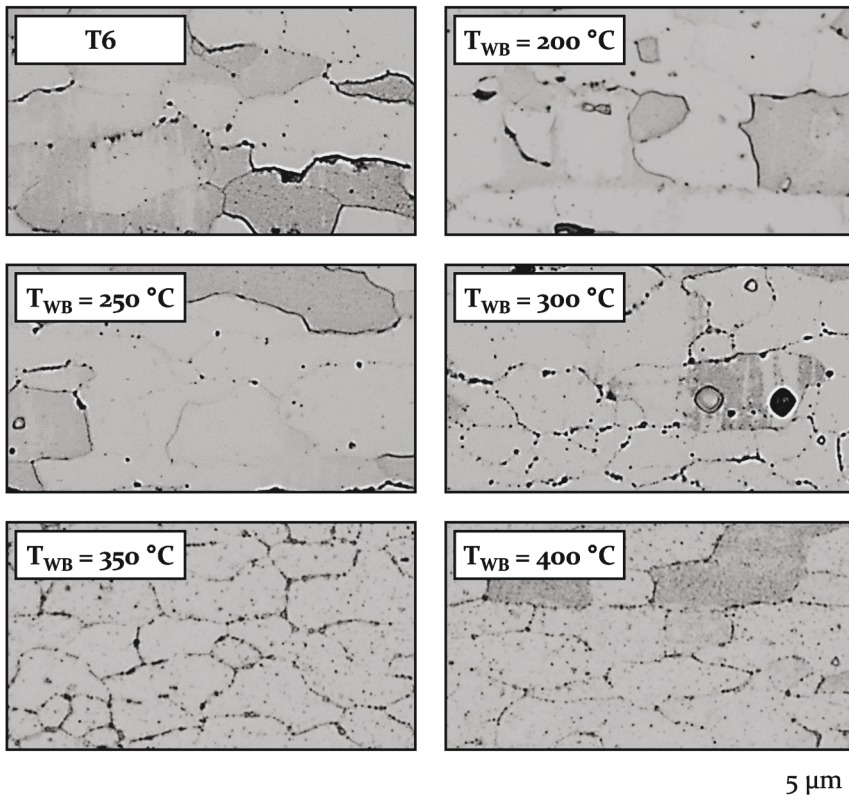


Bild 12: Gefüge von EN AW-7075 in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustands und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} beim Rückbildungsglügen aus dem Zustand T6 nach [146]

Im Zustand T6 liegen feine Ausscheidungen im Korninneren vor [147]. Diese sind aufgrund der beschränkten Vergrößerung für das verwendete Mikroskop nicht sichtbar. Dagegen sind an den Korngrenzen größere Ausscheidungen vorzufinden [147], welche sichtbar sind. An den Korngrenzen befinden sich zudem ausscheidungsfreie Zonen (englisch: precipitation free zones, kurz: PFZ), an welchen die plastische Dehnung bevorzugt stattfindet [148]. Aus diesem Grund breiten sich Risse an den Korngrenzen aus. Dieses interkristalline Bruchverhalten bedingt die vergleichsweise geringe Duktilität von EN AW-7075 im warmausgelagerten Zustand T6.

Für die Proben, die mit Temperaturen von $T_{WB} = 200\text{ °C}$ und $T_{WB} = 250\text{ °C}$ gegläht wurden, sind keine Änderungen des Gefüges ersichtlich. Dies deckt sich mit der festgestellten, nur geringfügigen Reduzierung der Festigkeit gegenüber dem Zustand T6. Für $T_{WB} = 250\text{ °C}$ ist zudem eine Verringerung der Duktilität zu verzeichnen. Die Ursache hierfür ist anhand der Gefügeaufnahmen nicht nachvollziehbar.

Durch die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur auf $T_{WB} = 300\text{ °C}$ kommt es zur weiteren Verringerung der Duktilität. Für diese Temperatur ist die Zunahme der Anzahl vergrößerter Ausscheidungen an den Korngrenzen festzustellen. Es ist davon auszugehen, dass die Zunahme der inkohärenten Ausscheidungen an den Korngrenzen zu einer Zunahme des Festigkeitsgradienten zwischen dem Inneren der Körner und deren Grenzen führt. In der Folge wird interkristallines Bruchverhalten zusätzlich gefördert und die Duktilität des Werkstoffs nimmt weiter ab [149]. Die Zunahme der Anzahl grober Ausscheidungen ist zudem verantwortlich für den Abfall der Festigkeit [61], ähnlich dem überhärteten Zustand T7.

Wird die Wärmebehandlungstemperatur weiter erhöht, kommt es zur stärkeren Zunahme vergrößerter Ausscheidungen an den Korngrenzen sowie zum Wachstum der Ausscheidungen im Korninneren. Ab einer Temperatur von $T_{WB} = 350\text{ °C}$ sind diese für das Auflichtmikroskop sichtbar. Die Anzahl grober Ausscheidungen ist für $T_{WB} = 400\text{ °C}$ nochmals höher. Durch das Auftreten des PLC-Effekts für diese Wärmebehandlungstemperaturen (vgl. Bild 11) wird auf die Zunahme der Anzahl freier Atome geschlossen. Bedingt durch die im Vergleich zum vollständigen Lösungsglähen erheblich reduzierte Haltezeit kommt es nur zum Auflösen kleiner Ausscheidungen [60]. Die geringe Abschreckgeschwindigkeit begünstigt das Wachstum der nicht vollständig gelösten Ausscheidungen durch das Anheften der freien Atome [60]. Mit zunehmender Temperatur nimmt die Anzahl freier Atome sowie in der Folge die Anzahl vergrößerter Ausscheidungen zu. Dies bewirkt die stärkere Entfestigung des Werkstoffs mit

ansteigender Wärmebehandlungstemperatur. Durch die Vergrößerung der Ausscheidungen im Inneren des Kornes wird zudem der Festigkeitsgradient gegenüber der Korngrenze verringert, was zur Zunahme der Duktilität für $T_{WB} = 350\text{ °C}$ und $T_{WB} = 400\text{ °C}$ gegenüber der Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 300\text{ °C}$ führt. Da sich grobe Ausscheidungen im Allgemeinen negativ auf die Duktilität auswirken [148], ist dennoch keine Zunahme der charakteristischen Dehnungswerte für die rückbildungsgeglühten Proben gegenüber dem warmausgelagerten Zustand T6 festzustellen.

Die hohe Ausgangsfließspannung im Zustand T6 beruht auf der Behinderung der Versetzungsbewegung durch die teilkohärenten η' -Phasen. Diese müssen von den Versetzungen geschnitten oder umgangen werden [76]. Für den W-Temper liegt ein übersättigter Mischkristall vor. Die Legierungselemente sind als Substitutionsatome in das Wirtsgitter eingelagert und führen zu dessen Verzerrung, wodurch die zum Versetzungsgleiten notwendige Spannung erhöht wird [76]. Da das Schneiden und Umgehen der Ausscheidungen im T6 Zustand eine höhere Schubspannung erfordert als das Passieren des verzerrten Gitters, ist die Ausgangsfließspannung im W-Temper wesentlich geringer als im warmausgelagerten Zustand T6. Die festgestellte stärkere Verfestigung im W-Temper, die sich in einem größeren Verfestigungsexponenten niederschlägt, ist auf eine erhöhte Versetzungsneubildung und deren Aufstauen beim Vorliegen einer plastischen Formänderung zurückzuführen. Das Schneiden der Ausscheidungen durch die Versetzungen bewirkt deren Quergleiten, wodurch sich die Anzahl neugebildeter Versetzungen im Zustand T6 gegenüber dem W-Temper verringert [150]. Bezogen auf den rückbildungsgeglühten Zustand lässt sich feststellen, dass für $T_{WB} = 200\text{ °C}$ und $T_{WB} = 250\text{ °C}$ keine Änderungen des Gefüges vorliegt und der Werkstoff nur in geringem Maße entfestigt wird. Das Fließverhalten ist nahezu identisch zum Zustand T6. Mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur und dem verstärkten Auflösen der Ausscheidungen nimmt die Ausgangsfließspannung ab während der Verfestigungsexponent zunimmt. Dies lässt auf die beschriebene Änderung des dominierenden Verfestigungsmechanismus schließen. Da auch nach einer Wärmebehandlung bei $T_{WB} = 400\text{ °C}$ weiterhin eine Vielzahl an Ausscheidungen vorliegt, ist die Festigkeitszunahme infolge der Umformung geringer als für den W-Temper.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass bei Verwendung einer bewegten Wärmequelle durch die Scangeschwindigkeit sowie durch die Wärmebehandlungstemperatur Einfluss auf die Aufheizrate, die Haltezeit sowie auf die Abkühlrate genommen werden kann. Die genannten Größen können

allerdings nicht unabhängig voneinander eingestellt werden. Die Prozessführung während der Retrogression aus dem Zustand T6 wirkt sich auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften sowie auf das Verfestigungsverhalten der ausscheidungshärtbaren Legierung EN AW-7075 aus. Haupteinflussfaktor ist die Wärmebehandlungstemperatur. Der Einfluss der Scangeschwindigkeit ist im Vergleich dazu gering.

Bereits für Temperaturen, die deutlich unterhalb der Lösungsglößtemperatur liegen, lassen sich mit dem Lösungsglößen vergleichbare Entfestigungseffekte erzielen. Haltezeiten im Bereich weniger Sekunden sind hierfür ausreichend. Durch die laserstrahlbasierte Kurzzeitwärmebehandlung ist gegenüber dem warmausgelagerten Zustand T6 jedoch keine Zunahme der Duktilität zu verzeichnen. Abhängig von der Wärmebehandlungstemperatur kommt es sogar zur Abnahme der duktilitätsbezogenen mechanischen Kennwerte. Innerhalb des analysierten Parameterraums konnte keine Parameterkombination identifiziert werden, die zu einer Verbesserung der Werkstoffduktilität gegenüber dem warmausgelagerten Zustand T6 führt.

Aufbauend auf den durchgeführten Untersuchungen zum Zusammenhang zwischen der Prozessführung bei der Kurzzeit-Retrogression von EN AW-7075 und den resultierenden mechanischen Eigenschaften wird der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Fügbarkeit der Legierung im Schneidclinchprozess im folgenden Abschnitt eingehend untersucht. Mithilfe der ermittelten Kennwerte soll ein Prozessfenster für die mechanischen Eigenschaften des oberen Fügepartners abgeleitet werden. Ferner kann der Zusammenhang zwischen den eingestellten mechanischen Eigenschaften und den Einsatzeigenschaften der Fügepunkte hergestellt werden. Die ermittelten Fließkurven dienen zudem als Eingangsgröße für die numerische Simulation des Schneidclinchprozesses in Abhängigkeit der vorausgehenden Wärmebehandlung.

6 Verbesserung der Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 durch Kurzzeit-Rückbildungsglügen

Folgend wird der Einfluss des Kurzzeit-Rückbildungsglühens von EN AW-7075 T6 auf die Fügbarkeit der Legierung und die resultierenden Fügepunkteigenschaften untersucht. Hierfür wird der Schneidclinchprozess zunächst für EN AW-7075 im warmausgelagerten Zustand T6 sowie im vollständig lösungsgeglühten Zustand W grundlegend untersucht. Die beiden Zustände dienen als Referenz für die anschließende Analyse des Einflusses der Prozessführung während der Kurzzeit-Retrogression von EN AW-7075 T6 auf die Fügbarkeit der Legierung im Schneidclinchprozess. Um den Zusammenhang zwischen den mechanischen Eigenschaften und der Fügbarkeit herzustellen, erfolgt des Weiteren die numerische Analyse der zugrundeliegenden Spannungszustände und des Fließverhaltens des stempelseitigen Blechs im Schneidclinchprozess in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustands. Die metallographische Analyse der Fügepunktgeometrie sowie die Ermittlung der Verbindungsfestigkeit unter Scher- und Kopfzugbelastung bilden die weitere Grundlage für das abschließende Ableiten eines Prozessfensters für die Fügbarkeit von EN AW-7075 im Schneidclinchprozess in Abhängigkeit der Prozessführung beim Rückbildungsglügen und den resultierenden mechanischen Eigenschaften.

6.1 Prozessanalyse bei stempelseitiger Anordnung von EN AW-7075 in den Zuständen T6 und W

Wie aus den Untersuchungen von Graser et al. [8] sowie von Jäckel et al. [151] hervorgeht, kommt es beim Fügen durch Umformen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 T6 zum Versagen des Werkstoffs, wenn dieser im Prozess hohen Formänderungen unterliegt. Bedingt wird dieser Umstand durch die eingeschränkte Umformbarkeit der Legierung im warmausgelagerten Zustand T6. Das Versagensverhalten der Legierung bei stempelseitiger Anordnung im Schneidclinchprozess wird folgend eingehend untersucht. Ferner wird der Fügeprozesses für den vollständig lösungsgeglühten Zustand W analysiert. Da es bei der Retrogression zum partiellen und unvollständigen Lösen von Ausscheidungen kommt, dient der Zustand W als Referenz für die weiteren Untersuchungen.

Zunächst erfolgt die Analyse des Versagensverhaltens für den Zustand T6 anhand von Stufensetzversuchen, um den Zeitpunkt sowie den Ort der Rissinitiiierung zu bestimmen. Bild 13 zeigt Querschliffe der Fügepunkte für die beiden matrizenseitigen Werkstoffe 22MnB5 und HCT780X sowie vor und nach Eintreten des Versagens des oberen Fügepartners.

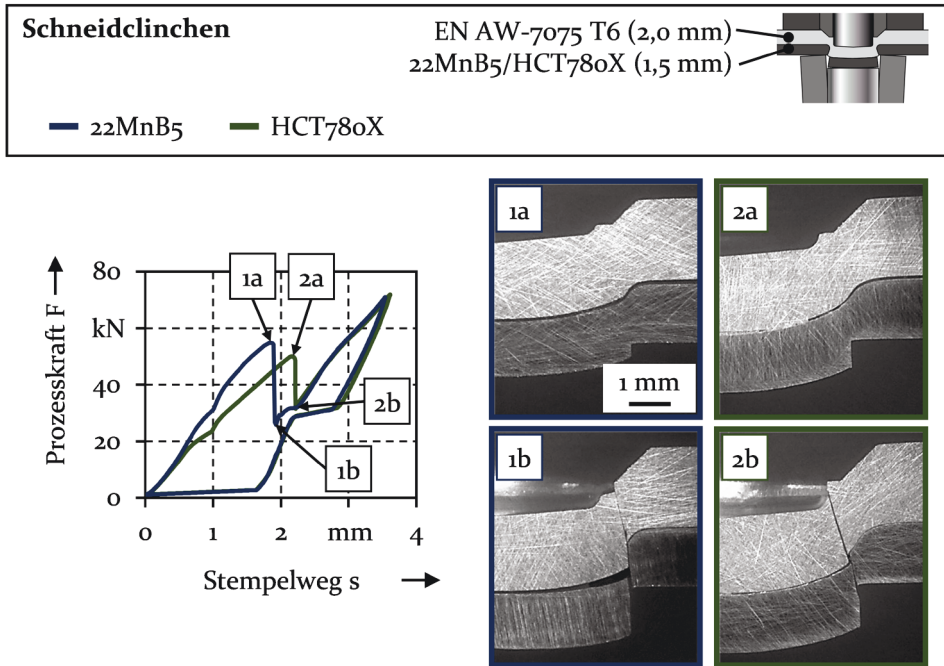


Bild 13: Versagensverhalten von EN AW-7075 T6 (2,0 mm) bei stempelseitiger Anordnung im Schneidclinchenprozess mit matrizenseitigem 22MnB5 (1,5 mm) und HCT780X (1,5 mm)

Unabhängig vom matrizenseitigen Fügepartner ist das obere Blech beim Erreichen des ersten charakteristischen Kraftpeaks, der Schneidkraft, vollständig intakt (1a/2a). Mit dem Schnitt des unteren Blechs kommt es zum schlagartigen Abfall der Prozesskraft. Bei Erreichen des lokalen Kraftminimums nach dem Schnitt sind das untere sowie das obere Blech vollständig durchtrennt (1b/2b). Das Versagen des oberen Blechs tritt somit beim Übergang von der Schneid- in die Durchsetzphase auf. Bedingt durch die geringere Festigkeit und höhere Duktilität von HCT780X erfolgt der Schnitt des unteren Blechs und damit das Versagen des oberen Fügepartners bei höheren Stempelwegen. In der Folge sind der Innen- und der Außenstempel bereits weiter in das obere Blech eingedrungen und der untere Fügepartner wurde stärker in die Matrize gedrückt.

Für beide matrizenseitigen Werkstoffe verläuft der Riss im oberen Fügepartner in Verlängerung der Bruchfläche des unteren Blechs durch den Halsbereich des Fügepunkts. Für HCT780X mündet der Riss im Radienauslauf des Innenstempels, für 22MnB5 im Übergang der Außenstempelfase und des -konus. Im Rahmen der Untersuchungen wurden für 22MnB5 ebenfalls Rissverläufe detektiert, die im Radienauslauf münden.

Aufgrund des schlagartigen Versagens des unteren Fügepartners und den halbzeug- und prozessbedingten Schwankungen ist die experimentelle Analyse der Rissausbreitung im oberen Fügepartner durch Stufensetzversuche nicht möglich. Die detaillierte Analyse des Versagensverhaltens erfolgt daher mithilfe der numerischen Simulation (Bild 14).

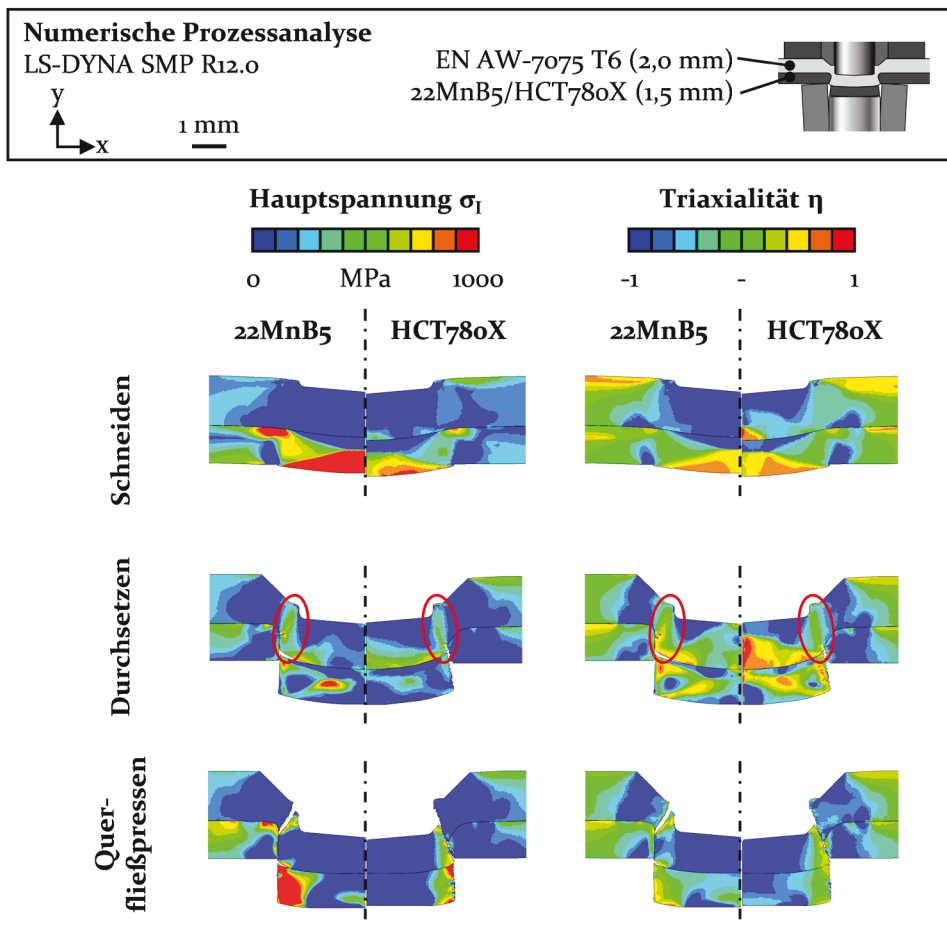


Bild 14: Hauptspannung σ_1 und Triaxialität η beim Schneidlinchen von EN AW-7075 T6 (2,0 mm) mit matrizenseitigem 22MnB5 (1,5 mm) und HCT780X (1,5 mm)

In der Schneidphase wird das stempelseitige Blech zwischen den oberen Aktivelementen und dem unteren Fügepartner geklemmt. Hierdurch werden hauptsächlich Druckspannungen im Bereich des Innenstempels induziert. In der Schnittzone des unteren Blechs liegen vor allem Scherspannungen vor. An der Unterseite des matrizenseitigen Fügepartners dominieren ein- und zweiachsige Zugspannungen.

Sobald das untere Blech geschnitten wird, bringt dieses im Bereich des Ambosses keine Gegenkraft mehr auf das obere Blech auf. In der Folge bilden sich an der Unterseite des oberen Fügepartners Zugspannungen aus. Ferner formiert sich im Halsbereich ein Scherband, welches ausgehend vom Kanteneinzug des unteren Fügepartners in Richtung des Innenstempelradius verläuft. In diesem liegen Scherspannungen sowie an der Unterseite des Blechs ein- und zweiachsige Zugspannungen vor. Der Wangenbereich wird weiterhin zwischen dem Außenstempel und dem unteren Fügepartner, der an dieser Stelle auf der Matrize aufliegt, geklemmt, wodurch in diesem Bereich Druckspannungen dominieren. Ausgehend von der Blechunterseite, an der zweiachsige Zugspannungen vorherrschen, erfolgt der Anriss des oberen Fügepartners. Der Riss breitet sich entlang der Scherzone aus. Durch das Aufreißen des Werkstoffs verschiebt sich der Spannungszustand an der Rissfront von einem scherspannungsdominierten Zustand zu zweiachsigem Zug. Dieser Spannungszustand ist insbesondere als kritisch anzusehen, da die Versagensdehnung für diese Beanspruchung besonders gering ist [135]. Der geschnittene untere Fügepartner fungiert somit als Schneidmatrize für das obere Blech. Eine ähnliche Wechselwirkung konnte in [56] beim Schneidclinch von drei Blechen für die mittlere und die untere Blechlage festgestellt werden.

Während des Querfließpressens dominieren Druckspannungen in der Mitte des abgerissenen Bodens. Am Rand liegen Zug- und Scherspannungen vor. In diesem Bereich hat der aus dem unteren Blech ausgeschnittene Butzen keinen Kontakt zum Amboss.

Der Schnitt des unteren Fügepartners erfolgt für den weniger festen sowie duktileren HCT780X bei höheren Stempelwegen (vgl. Bild 13). Das untere Blech weist dadurch einen stärkeren Kanteneinzug auf, wodurch die Scherzone im unteren Blech kleiner ist. Das Spannungsniveau im unteren sowie im oberen Fügepartner ist aufgrund der geringeren Festigkeit von HCT780X zudem wesentlich geringer als für 22MnB5. Ausgehend von der Außenstempelfase werden Druckspannungen im Halsbereich des oberen Fügepartners überlagert, wodurch im Scherband Scherspannungen dominieren. Lediglich an der Rissfront liegen zweiachsige Zugspannungen vor.

Aus Bild 15 gehen der Betrag der Hauptspannung σ_1 und die Triaxialität η für die Verwendung von EN AW-7075 W (2,0 mm) hervor. Matrizenseitig kommen wiederum 22MnB5 (1,5 mm) und HCT780X (1,5 mm) zum Einsatz.

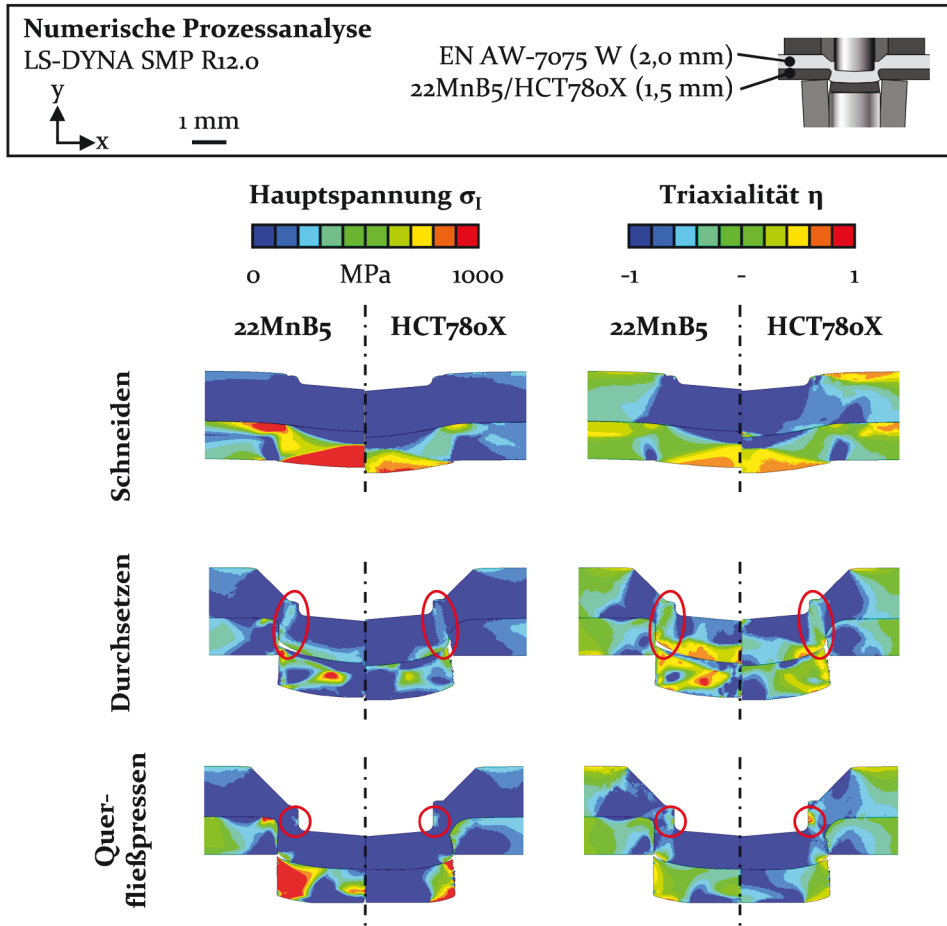


Bild 15: Hauptspannung σ_1 und Triaxialität η beim Schneidclinchern von EN AW-7075 W (2,0 mm) mit matrizenseitigem 22MnB5 (1,5 mm) und HCT780X (1,5 mm)

Wie für den warmausgelagerten Zustand T6 dominieren in der Schneidphase vornehmlich Druckspannungen im stempelseitigen Blech. Im unteren Blech bilden sich an der Unterseite hohe Zugspannungen sowie ein zug- und scherspannungsdominierter Bereich in der Schnittzone aus.

Während der Durchsetzphase formiert sich weiterhin eine Scherzone im Halsbereich des oberen Blechs. Aufgrund von durch den Außenstempel überlagerten Druckspannungen liegen in der Scherzone in erster Linie Triaxialitäten von etwa $\eta = 0$ vor. Lediglich an der Blechunterseite sind

zugspannungsdominierte Bereiche vorzufinden. Gegenüber dem Zustand T6 ist das Spannungsniveau reduziert, was in der geringeren Festigkeit im W-Temper sowie in dem in der Folge stärkeren Eindringen des Außenstempels in das obere Blech begründet liegt. Ferner ist das Spannungsniveau für matrizenseitigen HCT780X niedriger als für 22MnB5.

Beim Querfließpressen dominieren auch unter Erhalt des Stoffzusammenhalts des oberen Blechs Druckspannungen in der Fügezone. Am ausgeformten Hinterschnitt ergeben sich Bereiche mit zweiachsigen Zugspannungen. Ferner ist im Halsbereich eine kleine Zone mit Zugspannungen vorhanden. Während für 22MnB5 an dieser Stelle ein vergleichsweise unkritischer Spannungszustand mit $\eta < 0$ vorliegt, dominieren für HCT780X ein- und zweiachsige Zugspannungen. Das Spannungsniveau ist dabei zu gering, um zum Versagen des Werkstoffs zu führen.

Bild 16 zeigt den resultierenden Stofffluss für den Wärmebehandlungszustand T6 und W sowie für matrizenseitigen 22MnB5 (1,5 mm) und HCT780X (1,5 mm). Für eine geringere Festigkeit von EN AW-7075 im Zustand W ist während der Schneid- sowie während der Durchsetzphase ein gegenüber dem Zustand T6 höherer radialer Werkstofffluss erkennbar. Die radiale Werkstoffverdrängung ist für den festeren, matrizenseitigen 22MnB5 zudem höher als für HCT780X. Entsprechend ist der axiale Materialfluss im Bereich des Innenstempels für den Zustand T6 und matrizenseitigen HCT780X in der Schneidphase gesteigert.

Während des Durchsetzens ist für den Zustand T6 ein gegenüber dem W-Temper wesentlich geringerer Werkstofffluss aus dem Wangen- in den Halsbereich ersichtlich. Neben der Fließbehinderung, die aus der höheren Fließspannung des Werkstoffs folgt, wird dies durch das reduzierte Eindringen des Außenstempels in das obere Blech bedingt. In der Folge wird weniger Werkstoff in den Halsbereich gedrückt und der Werkstoff stärker abgeschert. Das verstärkte Abscheren führt für beide matrizenseitigen Werkstoffe zur Ausbildung des in Bild 14 identifizierten Scherbands. Die Behinderung des Werkstoffflusses trägt somit zur Erhöhung des Spannungsniveaus im Halsbereich bei.

Der Kanteneinzug, der sich an der Oberseite des matrizenseitigen Blechs ausformt, fungiert als Fließscheide. Der Werkstoff unterhalb des Außenstempels wird an der Fließscheide anteilig axial in den Halsbereich gedrückt sowie radial von der Fügezone verdrängt [48]. Für den W-Temper ist die deutliche radiale Werkstoffverdrängung im Bereich des Außenstempelkonus erkennbar. Für den warmausgelagerten Zustand T6 findet dagegen nahezu keine radiale Verdrängung statt.

Beim Querfließpressen ist der radiale Stofffluss aus der Mitte des Fügepunkts für den Zustand W höher als für T6. Die für T6 reduzierte radiale Werkstoffverdrängung in der Schneid- und Durchsetzphase bewirkt die Zunahme des Werkstoffvolumens in der Fügezone. Beim Querfließpressen wird daher weniger Material aus der Mitte des Fügepunkts verdrängt. Allerdings unterscheidet sich der Werkstofffluss in dieser Phase auch aufgrund des Umstands, dass das obere Blech für T6 bereits versagt hat.

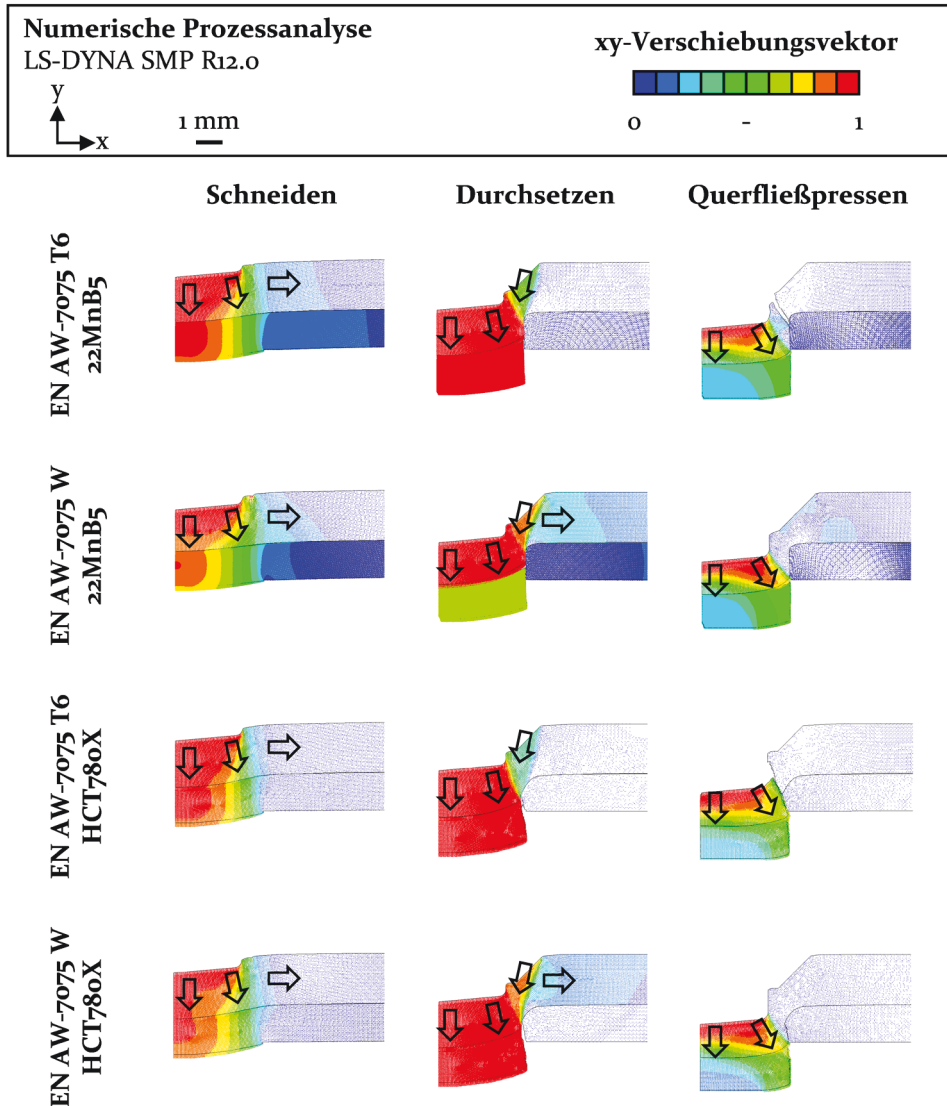


Bild 16: Stofffluss in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustands von EN AW-7075 und den mechanischen Eigenschaften des matrizen seitigen Fügepartners

Die hohe Festigkeit von EN AW-7075 T6 bewirkt das verringerte Eindringen des Außenstempels in das obere Blech [143]. In der Folge ist der Werkstofffluss aus dem Wangen- in den Halsbereich reduziert. Der Halsbereich wird stärker abgestreckt, wodurch das Spannungsniveau steigt und vornehmlich risskritische Zugspannungen vorliegen. Durch das reduzierte Eindringen des Außenstempels in das obere Blech werden zudem geringere Druckspannungen im Bereich der Außenstempelfase überlagert. Als problematisch erweist sich somit die geringe Duktilität von EN AW-7075 im Zustand T6 sowie die hohe Festigkeit des Werkstoffs, die den Stofffluss aus dem Wangen- in den Halsbereich behindert [143] und durch die starke Lokalisierung hoher Zugspannungen zum Versagen führt.

Im Zustand W ist die Fügbarkeit von EN AW-7075 bei stempelseitiger Anordnung im Schneidclinchprozess dagegen grundsätzlich gegeben. Der Außenstempel dringt stärker in das obere Blech ein, wodurch der Werkstofffluss im Halsbereich erhöht und das Zugspannungsniveau verringert wird. Bild 17 zeigt die Fügepunktgeometrie, die sich in Abhängigkeit der Eigenschaften des matrizenseitigen Fügepartners ergibt.

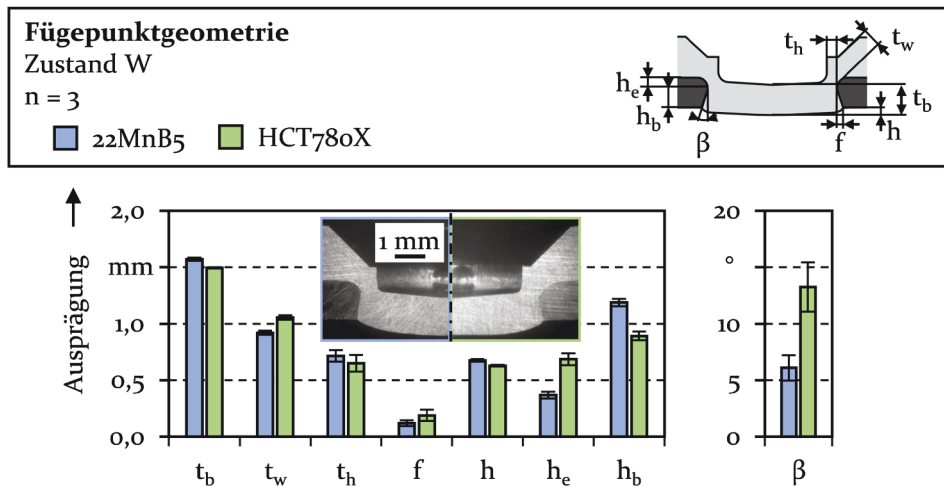


Bild 17: Fügepunktgeometrie beim Fügen von EN AW-7075 (2,0 mm) im Zustand W

Analog zum Einsatz von Aluminiumlegierungen geringerer Festigkeit als stempelseitiger Fügepartner [52] ergeben sich in Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften des unteren Blechs deutliche Abweichungen hinsichtlich dessen geometrischen Kenngrößen, nämlich der Kanteneinziehungshöhe h_e , der Bruchhöhe h_b sowie dem Bruchwinkel β . Für matrizenseitige Werkstoffe geringerer Festigkeit kommt es zur Zunahme des Kanteneinzugs h_e und infolge dessen zur Abnahme der Bruchhöhe h_b [50]. Ferner ist

der Bruchwinkel β größer. Dies hat zur Folge, dass sich der Hinterschnitt f des oberen Blechs stärker ausformt. Bedingt durch den erhöhten Kanteneinzug und die geringere radiale Werkstoffverdrängung des oberen Blechs für matrizenseitigen HCT780X vergrößert sich die Wangendicke t_w des oberen Fügepartners. Die Halsdicke t_h ist für matrizenseitigen 22MnB5 im Mittel geringfügig größer, da der Kanteneinzug gegenüber HCT780X reduziert ist. Zudem liegt für 22MnB5 eine leicht höhere Restbodendicke t_b vor. Begründet liegt dies in einer abweichenden Bodenkontur gegenüber HCT780X. Bedingt durch die geringere Festigkeit des Dualphasenstahls wird der ausgeschnittene Butzen stärker verformt und der stempelseitige Fügepartner stärker aus der Mitte verdrängt.

Zur weiteren Untersuchung der Einsatzzeigenschaften von Schneidclinchverbindungen mit stempelseitigem EN AW-7075 W wird die erzielbare Verbindungsfestigkeit ermittelt. Die Prüfung erfolgt unmittelbar nach dem Fügeprozess sowie innerhalb von 1 h nach dem Abschrecken, um die Änderung der mechanischen Eigenschaften infolge von Auslagerungseffekten zu vermeiden. Bild 18 zeigt die Tragfähigkeit unter Scherzugbelastung.

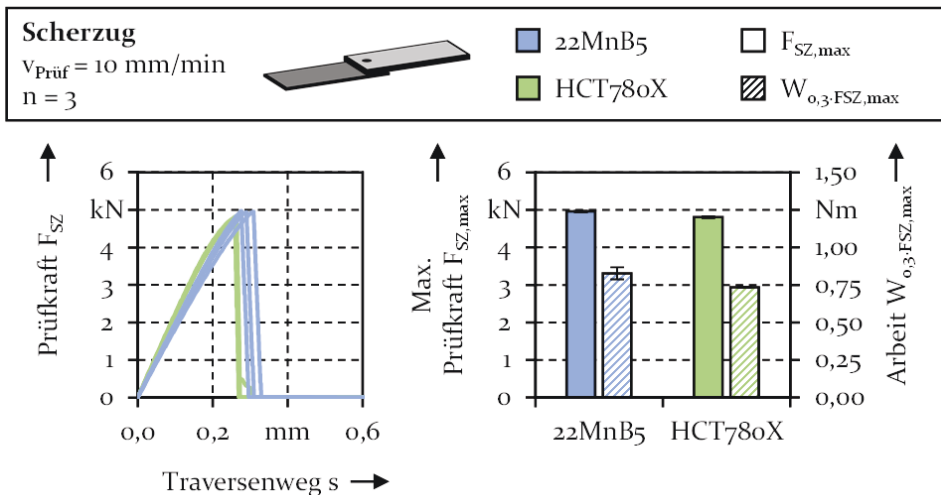


Bild 18: Verbindungsfestigkeit von EN AW-7075 W in Abhängigkeit des matrizenseitigen Fügepartners unter Scherzugbelastung

Für beide matrizenseitigen Fügepartner liegt grundsätzlich eine vergleichbare Verbindungsfestigkeit von etwa $F_{SZ, \text{max}} = 5 \text{ kN}$ sowie das Versagen der Fügepunkte durch Halsrisse vor. Hinsichtlich der erzielbaren maximalen Prüfkraft $F_{SZ, \text{max}}$ sowie im Hinblick auf das Energieaufnahmevermögen $W_{0,3; FSZ, \text{max}}$ werden für matrizenseitiges 22MnB5 (1,5 mm) leicht höhere Werte erzielt. Als Ursache ist die geringfügig größere Halsdicke für

22MnB5 aufzuführen. Ferner geht aus [52] hervor, dass sich bedingt durch den stärkeren Kanteneinzug eine Kerbwirkung mit lokaler Spannungserhöhung im Halsbereich ergibt, wenn Verbindungen mit HCT780X einer Scherzugbelastung ausgesetzt sind.

Die Verbindungsfestigkeit unter Kopfzugbelastung geht aus Bild 19 hervor. Im Rahmen der Prüfung kommen Kreuzkopfzugproben zum Einsatz. Diese weisen eine vergleichsweise geringe Biegesteifigkeit auf, wodurch sich der Prüfweg bei Versagen gegenüber der Scherzugprüfung wesentlich erhöht.

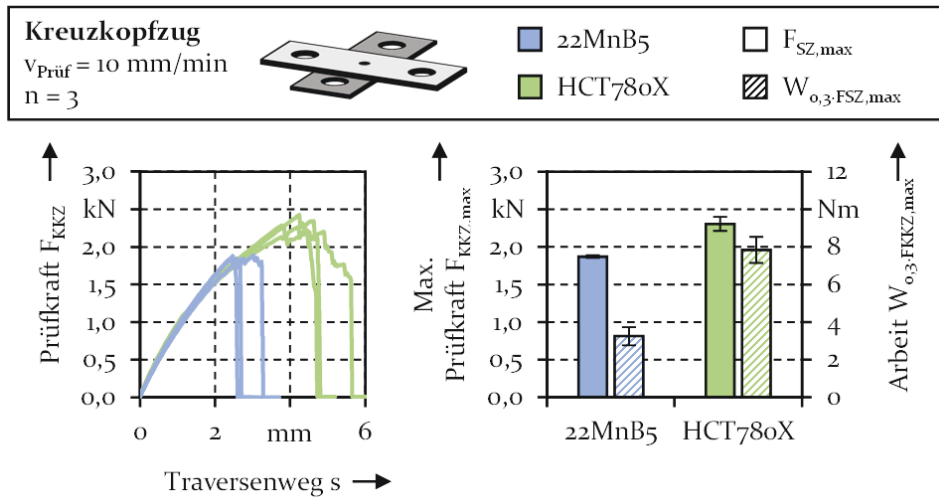


Bild 19: Verbindungsfestigkeit von EN AW-7075 W in Abhängigkeit des matrizenseitigen Fügepartners unter Kopfzugbelastung

Unter Kopfzugbelastung ergeben sich größere Unterschiede für die beiden matrizenseitigen Fügepartner. Die maximale Prüfkraft $F_{\text{KKZ,max}}$ ist für matrizenseitigen HCT780X um 23 %, die verrichtete Arbeit $W_{0,3,\text{FKKZ,max}}$ um 141 % höher als für 22MnB5. Letzteres ist auf das Versagen bei höheren Kräften sowie bei einem höheren Traversenwegs s zurückzuführen. Hierzu trägt insbesondere die stärkere Deformation der Grundbleche bei.

Wie bei der Scherzugprüfung versagen die Fügepunkte durch Halsrisse. Auffällig ist der sägezahnartige Verlauf vor Eintreten des Versagens, was auf das Vorliegen des PLC-Effekts im W-Temper zurückzuführen ist. Durch die Umformung im Fügeprozess erhöht sich die Versetzungsdichte. Die Formänderung während der Prüfung bewirkt die weitere Zunahme der Versetzungsanzahl, wodurch die Interaktion der Versetzungen und freien Atomen derart gesteigert wird, dass sich das Anheften der Atome und Losreißen der Versetzungen im Kraft-Weg-Verlauf widerspiegelt.

Wie aus Abschnitt 5 hervorgeht, führt die Retrogression von EN AW-7075 T6 zur temperaturabhängigen Verringerung der Fließspannungen. Die Erhöhung der Duktilität, wie für den Zustand W, konnte dagegen nicht festgestellt werden, weshalb sich auch nach dem Rückbildungsglühens eine weiterhin eingeschränkte Fügbarkeit ergeben kann. Der Einfluss der Prozessführung während der Retrogression auf die Fügbarkeit der Legierung im Schneidclinchprozess sowie auf die zugrundeliegenden Spannungen und den resultierenden Werkstofffluss wird daher nachfolgend eingehend analysiert. Die Erkenntnisse hinsichtlich des Versagensverhaltens, der Spannungszustände und des Werkstoffflusses bilden die Grundlage für die weiteren Untersuchungen zur Steuerung des Stoffflusses mittels lokal begrenzter Applikation der Kurzzeitwärmebehandlung.

6.2 Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 in Abhängigkeit der Prozessführung während des Rückbildungsglühens

Folgend wird der Einfluss der Prozessführung während der Kurzzeitwärmebehandlung auf die Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 im Schneidclinchprozess analysiert. Matrizen­seitig kommt dabei 22MnB5 (1,5 mm) zum Einsatz. Aufgrund der großen Anzahl an Versuchen erfolgt die Beschränkung auf den Fügepartner, für den aufgrund seiner höheren Festigkeit höhere Zugspannungen sowie ein verstärkter radialer Werkstofffluss für den oberen Fügepartner vorliegen. Die abgeleiteten Erkenntnisse werden in Abschnitt 6.5 für matrizen­seitigen HCT780X verifiziert.

Im Rahmen der Untersuchung werden Blech­zuschnitte mit einer Größe von 30 x 30 mm² mithilfe der Bearbeitungsoptik OTZ-2 voll­flächig bestrahlt. Da die Optik ruht, ist es möglich, die Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$ im Temperaturbereich von 150 °C und der Wärme­behandlungstemperatur T_{WB} sowie die Haltezeit t_{Halte} zu definieren. Die Faktoren werden gemäß den Angaben in Tabelle 8 voll­faktoriell variiert, um deren Einflüsse auf den Wärme­behandlungsprozess und die resultierende Härte zu analysieren.

Tabelle 8: Analy­sierte Einfluss­faktoren für die globale Kurzzeit­wärme­behandlung von EN AW-7075 T6 vor dem Schneidclinchprozess

Faktor	Ausprägung
Temperatur T_{WB} (°C)	200 / 250 / 300 / 350 / 400
Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$ (K/s)	100 / 500
Haltezeit t_{Halte} (s)	0,5 / 1,0 / 2,0

Einfluss der Prozessführung auf die Abkühlrate

Bild 20 zeigt die Abkühlrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} , der Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$ sowie der Haltezeit t_{Halte} . Die Abkühlrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ nimmt mit der Temperatur T_{WB} zu. Ursächlich hierfür ist ein verstärkter Wärmetransport bei Vorliegen einer größeren Temperaturdifferenz zwischen den wärmebehandelten Blechen und der Umgebung. Hinsichtlich des Einflusses der Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$ ist kein eindeutiger Trend festzustellen. Die höchste Abkühlgeschwindigkeit von $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 7,9 \pm 0,2 \text{ K/s}$ wird für eine Wärmebehandlungstemperatur von $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$ und eine Aufheizrate von $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$ erzielt. Die Abkühlraten sind somit geringer als die kritische Abschreckgeschwindigkeit von 100 K/s , die für EN AW-7075 angegeben wird [19], jedoch höher als die Abkühlraten, die für die Wärmebehandlung der Zugproben gemessen wurden (vgl. Abschnitt 5). Da die Blechproben über ihre gesamte Oberfläche bestrahlt werden, ist ein Wärmetransport durch Wärmeleitung lediglich über die Auflage, welche am Probenrand einen Überlapp von 1 mm aufweist, möglich. Darüber hinaus findet der Wärmetransport ausschließlich durch Strahlung und Konvektion statt. Die sich einstellenden, vergleichsweise geringen Abkühlraten für das Abschrecken an Luft werden beispielsweise in [152] sowie in [72] bestätigt.

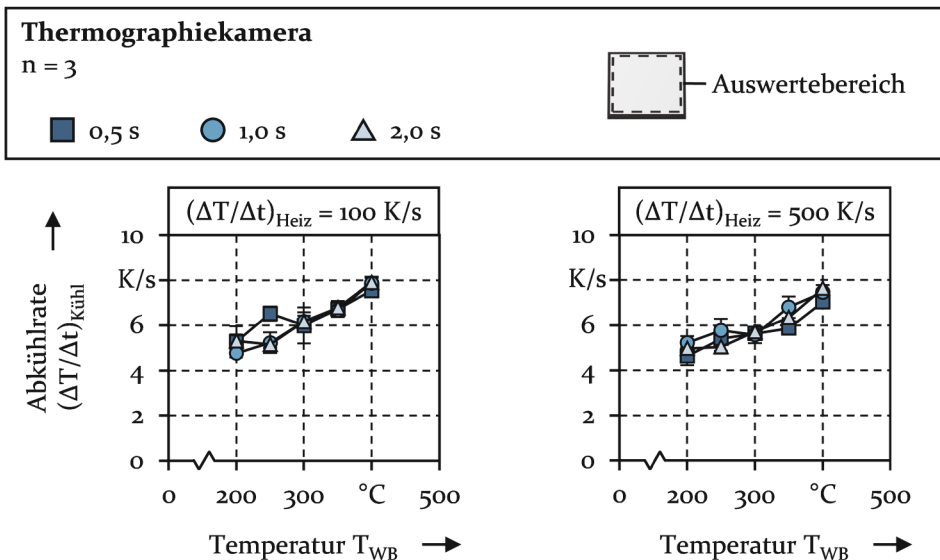


Bild 20: Abkühlrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ bei der Wärmebehandlung von EN AW-7075 T6 in Abhängigkeit der Prozessführung während der Kurzzeitwärmebehandlung

Einfluss der Prozessführung auf die Brinellhärte

Um die Festigkeit des stempelseitigen Blechs, die sich in Abhängigkeit der Prozessführung einstellt, zu evaluieren sowie um eine Korrelation der Prozessführung bei Nutzung einer ruhenden Wärmequelle und bei Nutzung einer bewegten Wärmequelle zu ermöglichen, wird die Brinellhärte der Schliffproben ermittelt. Die Messung erfolgt innerhalb von 1 h nach dem Rückbildungsglühen, um Eigenschaftsänderungen durch eine Kaltauslagerung zu verhindern. Bild 21 zeigt die Brinellhärte für die unterschiedlichen Parameterkombinationen.

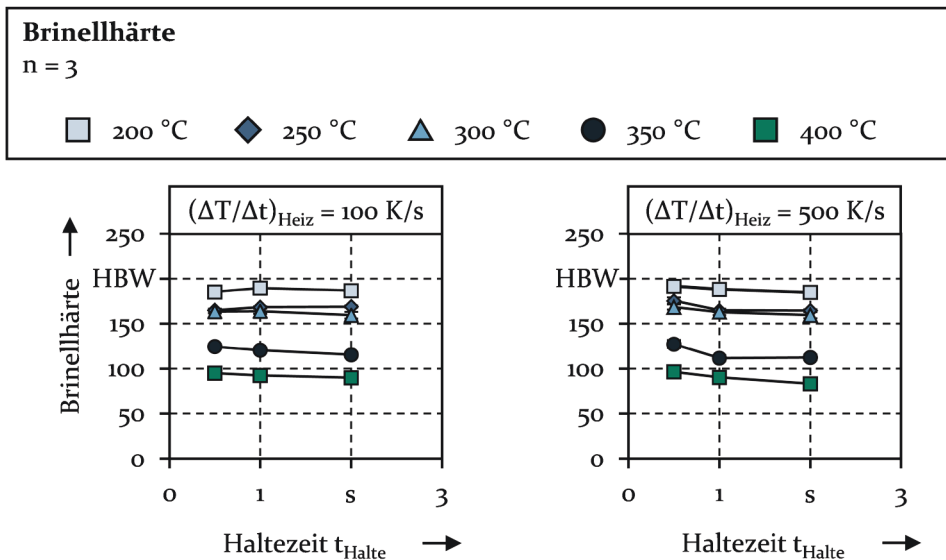


Bild 21: Brinellhärte von EN AW-7075 T6 in Abhängigkeit der Prozessführung während der Kurzzeitwärmebehandlung

Die Zunahme der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} führt zur Abnahme der Härte. Die geringsten Härtewerte ergeben sich in der Folge nach der Retrogression bei $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$, die höchsten für $T_{\text{WB}} = 200 \text{ °C}$. Die Härte für $T_{\text{WB}} = 200 \text{ °C}$ entspricht in etwa der des Ausgangszustands T6, für den ein Beiwert von $180,2 \pm 0,5 \text{ HBW}$ ($n = 3$) gemessen wird. Durch das Stoßglühen der Legierung EN AW-7075 für die Dauer weniger Sekunden bei einer Temperatur von $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$ stellt sich ein Härtewert ein, der vergleichbar zum vollständig lösungsgeglühten Zustand W ist. Für diesen liegt eine Härte von $85,8 \pm 0,8 \text{ HBW}$ ($n = 3$) vor.

Für die Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$ hat die Haltezeit t_{Halte} keinen nennenswerten Einfluss auf die resultierende Brinellhärte der Legierung EN AW-7075. Durch die Erhöhung der Aufheizgeschwindigkeit auf

$(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 500 \text{ K/s}$ kommt es für die Haltezeit $t_{\text{Halte}} = 0,5 \text{ s}$ zu geringfügig höheren Härtewerten gegenüber der Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$. Für die Haltezeiten $t_{\text{Halte}} = 1,0 \text{ s}$ und $t_{\text{Halte}} = 2,0 \text{ s}$ befinden sich die Härtewerte auf einem vergleichbaren Niveau. Aus der niedrigen Haltezeit und der höheren Aufheizrate ergibt sich eine geringe Dauer für die Wärmebehandlung. In der Folge liegt die eingestellte Zieltemperatur nur für eine geringe Dauer an der Probenoberfläche vor. Dieser Umstand führt gegenüber der niedrigeren Aufheizrate zur geringeren Entfestigung des Werkstoffs.

Unabhängig von der Parameterkombination werden nach einer Wärmebehandlung bei $T_{\text{WB}} = 250 \text{ °C}$ und $T_{\text{WB}} = 300 \text{ °C}$ nahezu gleiche Härtewerte gemessen. Zu erklären ist dies damit, dass die Härteprüfung nach Brinell durch das Eindringen des Prüfkörpers in die Probenoberfläche von der Ausgangsfließspannung sowie vom Verfestigungsverhalten des Werkstoffs abhängt. Während die Legierung nach einer Wärmebehandlung bei $T_{\text{WB}} = 250 \text{ °C}$ eine höhere Ausgangsfließspannung aufweist als für $T_{\text{WB}} = 300 \text{ °C}$, verfestigt der Werkstoff für $T_{\text{WB}} = 250 \text{ °C}$ weniger stark (vgl. Bild 11), sodass sich vergleichbare Eindringtiefen und damit Härtewerte ergeben. Wie in Abschnitt 5 aufgezeigt, liegt die Ursache hierfür in der Änderung des dominierenden festigkeitssteigernden Mechanismus. Anstelle der Ausscheidungshärtung tritt mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur ein größerer Anteil der Mischkristallhärtung, womit eine geringere Ausgangsfließspannung sowie ein stärkerer verformungsinduzierter Anstieg der Fließspannung einhergeht.

Entsprechend der Erkenntnisse aus Abschnitt 5 ist festzuhalten, dass die Temperatur den Haupteinflussfaktor für die Entfestigung von EN AW-7075 T6 darstellt. Die Aufheizrate und die Haltezeit nehmen demgegenüber eine untergeordnete Rolle ein. Die Kombination hoher Aufheizraten und geringer Haltezeiten führt dennoch zur verminderten Entfestigung, da die Zieltemperatur nur für eine kurze Dauer an der Probenoberfläche anliegt.

Einfluss der Prozessführung auf die Fügbarkeit

Folgend werden die wärmebehandelten Proben mit matrizenseitigem 22MnB5 (1,5 mm) gefügt und die Fügepunktqualität beurteilt. Hierzu werden die gefügten Proben metallographisch präpariert und hinsichtlich des Auftretens von Rissen in Abhängigkeit der Prozessführung während der Kurzzeitwärmebehandlung untersucht. Dabei erfolgt in Bild 22 die Einteilung in die Kategorien „kein Versagen“, wenn der Fügepunkt vollkommen intakt ist, in „teilweises Versagen“, wenn der Fügepunkt Anrisse aufweist und in „vollständiges Versagen“, wenn der Bodenbereich vollständig vom restlichen, durchgesetzten Blech getrennt ist.

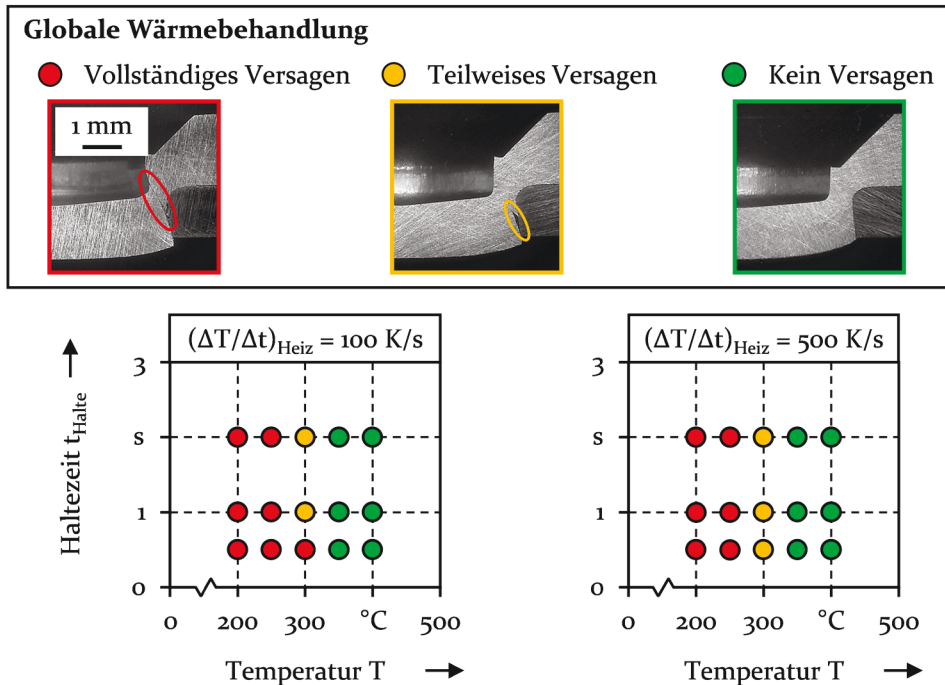


Bild 22: Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 (2,0 mm) in Abhängigkeit der Prozessführung während des Rückbildungsglühens bei matrizenseitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm)

Für die Wärmebehandlungstemperaturen $T_{\text{WB}} = 200 \text{ °C}$ und $T_{\text{WB}} = 250 \text{ °C}$ kommt es unabhängig von der eingestellten Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$ und Haltezeit t_{Halte} durchweg zum vollständigen Versagen der Fügepunkte. Wie aus Abschnitt 5 sowie aus Bild 21 hervorgeht, bewirkt eine Wärmebehandlung bei diesen Temperaturen nur eine geringe Entfestigung gegenüber dem warmausgelagerten Zustand T6. Für $T_{\text{WB}} = 250 \text{ °C}$ ist zudem die Abnahme der Duktilität zu verzeichnen (vgl. Bild 10), was die Umformbarkeit der Legierung weiter einschränkt.

Beträgt die Wärmebehandlungstemperatur $T_{\text{WB}} = 300 \text{ °C}$, liegt zumindest teilweises Versagen der Fügepunkte vor. Für $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$ und $t_{\text{Halte}} = 0,5 \text{ s}$ kommt es vereinzelt zum vollständigen Versagen des tragenden Querschnitts. Für diese Temperatur wird zwar eine signifikante Entfestigung von EN AW-7075 T6 erzielt, allerdings werden auch die geringsten duktilitätsbezogenen Kennwerte gemessen. Nach einer Wärmebehandlung bei $T_{\text{WB}} = 350 \text{ °C}$ und $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$ ist die resultierende Entfestigung des stempelseitigen Blechs ausreichend, um das versagensfreie Fügen von EN AW-7075 (2,0 mm) und 22MnB5 (1,5 mm) zu gewährleisten. Gegenüber $T_{\text{WB}} = 300 \text{ °C}$ nimmt zudem die Duktilität wieder zu (vgl. Bild 10).

Hinsichtlich der Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$ ist analog der erzielten Entfestigung kein nennenswerter Einfluss auf die Fügbarkeit festzustellen. Den Haupteinflussfaktor für die Fügbarkeit von retrogressionsgeglühtem EN AW-7075 T6 stellt die Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} dar. Für geringe Temperaturen ist die Entfestigung nicht ausreichend, um die Legierung versagensfrei zu fügen. Die Ursachen für das Versagen der Fügepunkte in Abhängigkeit der eingestellten Eigenschaften werden folgend anhand der numerischen Simulation des Fügeprozesses untersucht.

Numerische Prozessanalyse

Der stempelseitige Fügepartner EN AW-7075 weist in Abhängigkeit der Temperatur beim Rückbildungsglühen aus dem Zustand T6 ein deutlich abweichendes Fließverhalten und Formänderungsvermögen auf (vgl. Abschnitt 5). Wie aus Bild 23 hervorgeht, führt das von der Wärmebehandlungstemperatur abhängige Fließverhalten zu unterschiedlich ausgeprägten Spannungsverhältnissen beim Fügen. Beim Durchsetzen des oberen Fügepartners liegen aufgrund des fehlenden Widerstands des ausgeschnittenen, matrizenseitigen Blechs hohe Zugspannungen im Halsbereich vor, die im Fall vom Zustand T6 zum Versagen des oberen Blechs führen (vgl. Abschnitt 6.1). Mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und somit mit abnehmender Festigkeit des oberen Blechs kommt es zur Abnahme der Hauptspannung im versagenskritischen Halsbereich von etwa $\sigma_1 = 600 \text{ MPa}$ für $T_{\text{WB}} = 200 \text{ °C}$ auf rund $\sigma_1 = 100 \text{ MPa}$ für $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$.

Entsprechend lässt sich anhand der Triaxialität η feststellen, dass sich der Spannungszustand im Halsbereich mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} vom Scher- und Zugspannungsbereich in Richtung druckspannungsdominierter Zustände verlagert. Die Entfestigung des stempelseitigen Fügepartners gestattet das verstärkte Eindringen des Außenstempels in das obere Blech, wodurch im Bereich der Außenstempelfase Druckspannungen induziert werden. Der Spannungszustand im ausgebildeten Scherband wird hierdurch in einen für das Versagen des Werkstoffs unkritischeren Bereich verschoben.

Das in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur abweichende Fließverhalten der Legierung EN AW-7075 schlägt sich im Werkstofffluss des oberen Fügepartners im Schneidclinchprozess nieder. Bild 24 zeigt den temperaturabhängigen Werkstofffluss für die verschiedenen Prozessphasen. Etwaiiges Versagen des stempelseitigen Blechs wird im Rahmen der Stoffflussanalyse nicht berücksichtigt. Um die grundsätzlichen Effekte, die sich aus den mechanischen Eigenschaften des oberen Fügepartners ergeben, aufzuzeigen, ist der Erhalt des Werkstoffzusammenhalts erforderlich.

6.2 Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 in Abhängigkeit der Prozessführung während des Rückbildungsglühens

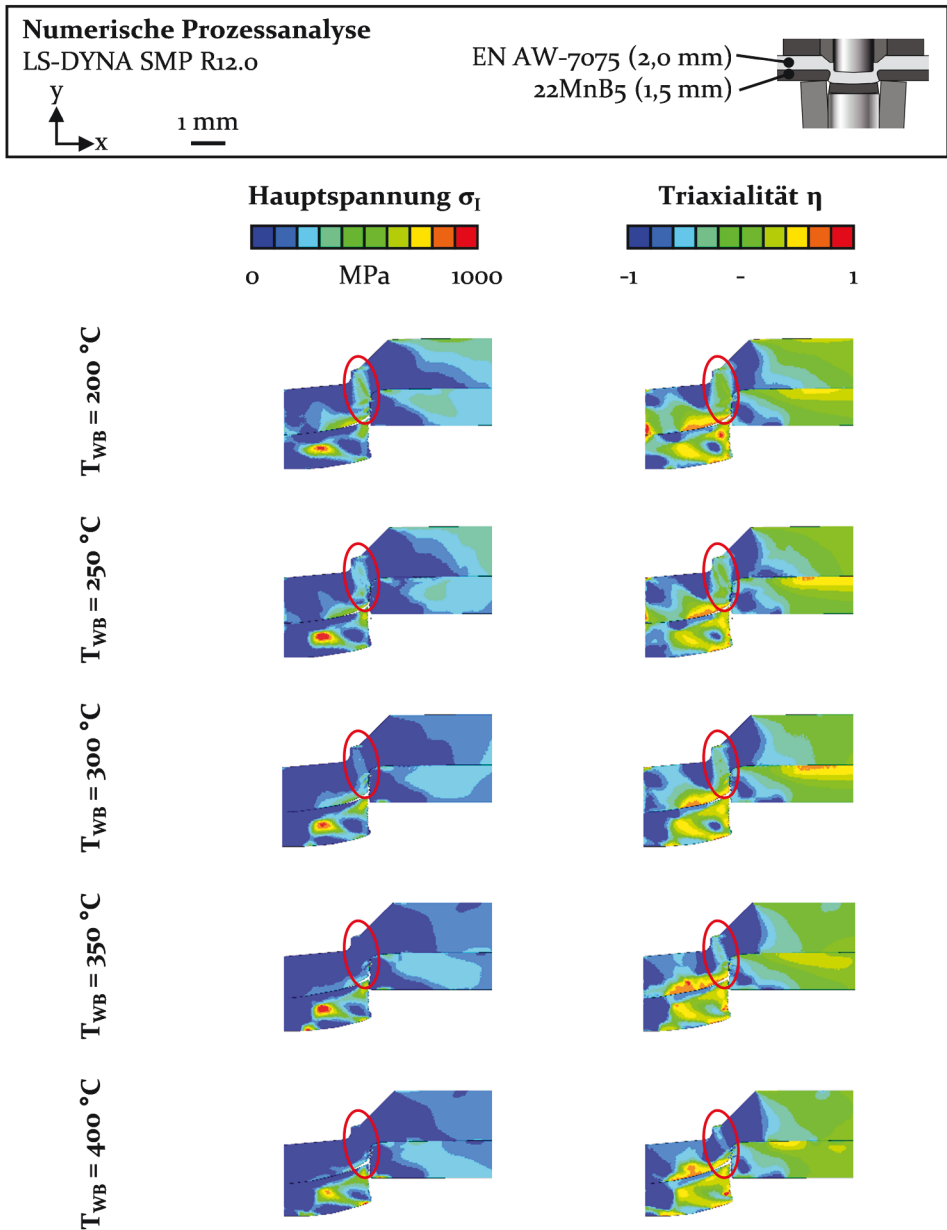


Bild 23: Hauptspannung σ_1 und Triaxialität η beim Durchsetzen (Prozessfortschritt: 69 %) in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bei der Retrogression von EN AW-7075 T6

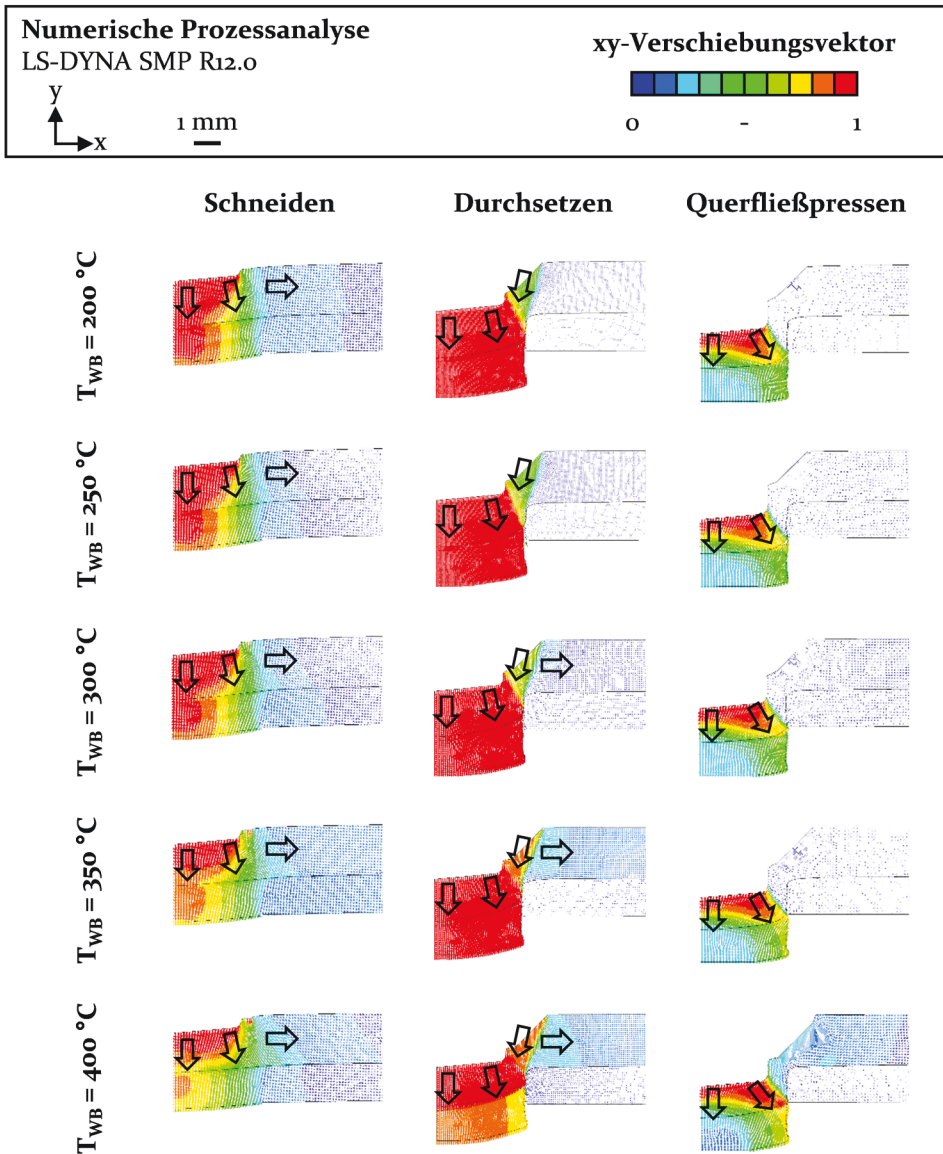


Bild 24: Stofffluss in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bei der Retrogression von EN AW-7075 T6

Analog dem Zustand T6 fließt der Werkstoff in der Schneidphase für niedrigere Wärmebehandlungstemperaturen primär in axialer Richtung. Die radiale Werkstoffverdrängung ist vergleichsweise gering. Für höhere Wärmebehandlungstemperaturen und der damit einhergehenden stärkeren Entfestigung des oberen Blechs reduziert sich der axiale Stofffluss und die radiale Verdrängung nimmt zu. Zurückzuführen ist dies auf ein verstärktes

Stauhen des oberen Fügepartners zwischen dem Innenstempel und dem unteren Blech. In der Folge nimmt der axiale Stofffluss für den unteren Fügepartner ebenfalls ab. Die zur Umformung des unteren Blechs notwendigen Prozesskräfte können nur durch die stärkere Deformation und Kaltverfestigung des oberen Blechs übertragen werden. Für $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ liegt die höchste Entfestigung des stempelseitigen Blechs vor. Das Fließverhalten der beiden Fügepartner entspricht für diese Wärmebehandlungstemperatur in etwa dem, das für den Zustand W ermittelt wurde (vgl. Bild 16). Die Folge der erhöhten radialen Werkstoffverdrängung ist die Reduzierung des Werkstoffvolumens in der Fügezone.

Die höhere Festigkeit des stempelseitigen Blechs für niedrigere Wärmebehandlungstemperaturen stellt eine Fließbehinderung dar. In der Durchsetzphase führt dies zu einer geringeren radialen Werkstoffverdrängung im Bereich des Außenstempelkonus sowie zum verringerten axialen Werkstofffluss im Bereich der Außenstempelfase. Verstärkt wird dieser Effekt durch das reduzierte Eindringen des Außenstempels in das obere Blech. Für höhere Festigkeiten des oberen Fügepartners werden die Außenstempelfedern stärker komprimiert, wodurch der Innenstempel relativ zum Außenstempel eine zunehmend höhere Geschwindigkeit aufweist. Das verringerte Eindringen des Außenstempels schlägt sich somit in der reduzierten Fließgeschwindigkeit des oberen Fügepartners im Hals- und Wangenbereich nieder. Die Folge ist das verstärkte Abscheren des durchgesetzten Blechs, was die in Bild 23 identifizierte stärkere Ausbildung des Scherbands mit dominierenden Scher- und Zugspannungen sowie die Zunahme des Zugspannungsniveaus nach sich zieht. In der Folge lokalisiert sich die Umformung im Halsbereich, was zum Überschreiten des Formänderungsvermögens und somit zum Versagen des Fügepunkts führt. Mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur erhöht sich der axiale Werkstofffluss im Halsbereich, wodurch es beim Durchsetzen des oberen Blechs nicht zum Versagen kommt. Gleichzeitig wird der radiale Stofffluss erhöht, wodurch sich das Werkstoffvolumen in der Fügezone verringert.

Während der Querfließpressphase sind für die verschiedenen Wärmebehandlungstemperaturen nur geringe Unterschiede hinsichtlich des Stoffflusses ersichtlich. Im Bodenbereich des Fügepunkts fließt der Werkstoff in axialer sowie in radialer Richtung, wodurch der Hinterschnitt geformt wird. Der Stofffluss nimmt dabei für höhere Wärmebehandlungstemperaturen zu. Ursächlich hierfür ist die Abnahme des Werkstoffvolumens in der Fügezone, was die stärkere Materialverdrängung aus der Fügepunktmitte beim Ausformen des Hinterschnitts bewirkt. Ferner wird die

Fließspannung und damit die Fließbehinderung für höhere Wärmebehandlungstemperaturen reduziert. Für $T_{WB} = 400\text{ °C}$ zeichnet sich zudem weiterhin ein leicht erhöhter Stofffluss im Hals- und Wangenbereich ab.

Es ist festzuhalten, dass die hohe Festigkeit von EN AW-7075 T6 eine Fließbehinderung im Schneidclinchprozess darstellt, wodurch es im Halsbereich zu einem verstärkten Abscheren des Blechs sowie zur Ausbildung hoher Zugspannungen kommt. Dies führt zum Überschreiten des Formänderungsvermögens des Werkstoffs und somit zum Versagen des stempelseitigen Blechs. Die in Bild 22 dargestellten Risse zeigen eine sehr gute Übereinstimmung mit der ausgebildeten Scherzone in Bild 23. Gemäß der Darstellung des Fügepunkts in Bild 22, der „teilweises Versagen“ aufweist, geht die Rissinitiierung von der Unterseite des oberen Fügepartners aus. In diesem Bereich dominieren versagenskritische Zugspannungen. Mit zunehmender Entfestigung dringt der Außenstempel stärker in das obere Blech ein, wodurch Druckspannungen im Halsbereich überlagert werden und der axiale Werkstofffluss unterhalb des Außenstempels gesteigert wird. Dabei wird gleichermaßen die radiale Werkstoffverdrängung erhöht, was zur Verringerung des Werkstoffvolumens in der Fügezone führt.

6.3 Verbindungseigenschaften in Abhängigkeit der Prozessführung während des Rückbildungsglühens

Nachfolgend wird der Einfluss der Prozessführung beim Rückbildungsglühen der Legierung EN AW-7075 T6 auf die Eigenschaften schneidedgeclinchter Verbindungen analysiert. Die Untersuchung gliedert sich in die Analyse der Fügepunktgeometrie sowie in die Analyse der Verbindungsfestigkeit. Dabei erfolgt die Beschränkung auf Wärmebehandlungstemperaturen, für die kein oder nur teilweises Versagen der Fügepunkte vorliegt. Ferner hat die Untersuchung des Einflusses der Prozessführung auf die Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 eine geringe Auswirkung der Aufheizrate ergeben, weswegen diese für die weiteren Untersuchungen konstant $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100\text{ K/s}$ beträgt. Tabelle 9 zeigt den reduzierten Versuchsplan.

Tabelle 9: Variierte Faktoren zur Analyse der Verbindungseigenschaften in Abhängigkeit der Prozessführung während der Kurzzeit-Retrogression von EN AW-7075 T6

Faktor	Ausprägung
Temperatur T_{WB} (°C)	300 / 350 / 400
Haltezeit t_{Halte} (s)	0,5 / 1,0 / 2,0

Analyse der Fügepunktgeometrie

Die Fügepunktgeometrie in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} sowie in Abhängigkeit der Haltezeit t_{Halte} geht aus Bild 25 hervor. Die Aufheizrate beträgt konstant $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 100 \text{ K/s}$.

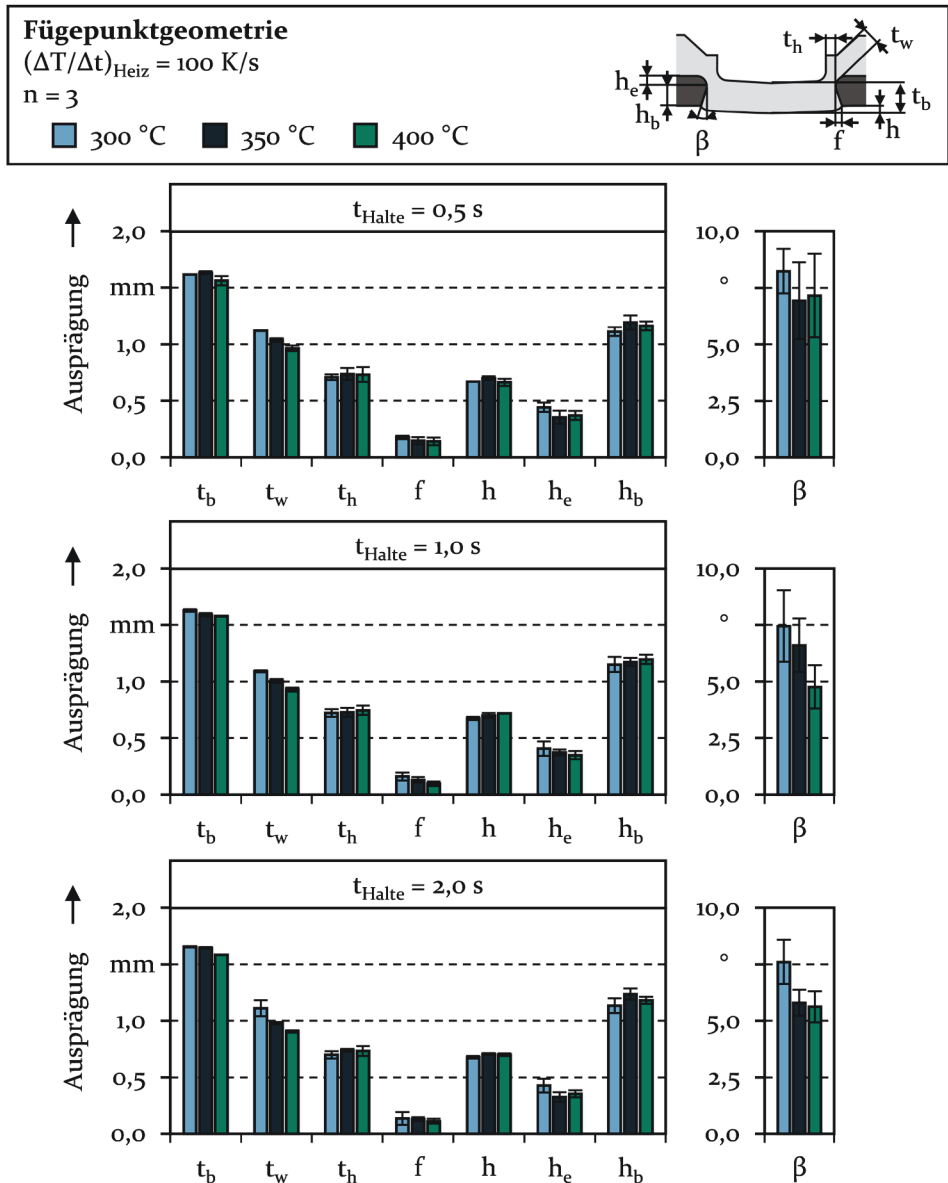


Bild 25: Fügepunktgeometrie in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und der Haltezeit t_{Halte} beim Rückbildungsglühen von EN AW-7075 T6 mit der Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 100 \text{ K/s}$

Bedingt durch die geringere Festigkeit, die für höhere Wärmebehandlungstemperaturen vorliegt, nimmt die radiale Werkstoffverdrängung für den oberen Fügepartner zu, wodurch sich das Werkstoffvolumen in der Fügezone verringert (vgl. Bild 24). Ferner taucht der Außenstempel stärker in das Blech ein. Die zunehmende Entfestigung des stempelseitigen Blechs mit ansteigender Wärmebehandlungstemperatur führt hierdurch zur Reduzierung der Restbodendicke t_b und der Wangendicke t_w . Für die Halsdicke t_h lässt sich dagegen keine Beeinflussung durch die Wärmebehandlung feststellen. Diese Kenngröße hängt in erster Linie vom Durchmesser des Innenstempels, vom Innendurchmesser der Matrize sowie vom Kanteneinzug h_e des matrizeitigen Blechs ab. Letzterer wird durch die Eigenschaften des oberen Blechs nicht nennenswert beeinflusst. Dies gilt somit auch für die Bruchhöhe h_b . Hinsichtlich des Bruchwinkels β ist aufgrund der hohen Standardabweichung kein eindeutiger Trend ableitbar. Der Hinterschnitt f nimmt mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur ab. Bedingt wird dies durch die stärkere radiale Werkstoffverdrängung im Fügeprozess. Hierdurch liegt weniger Werkstoffvolumen in der Fügezone vor, um den Hinterschnitt auszuformen.

Hinsichtlich der Haltezeit t_{Halte} sind keine nennenswerten Einflüsse auf die geometrische Ausprägung der Fügepunkte festzustellen. Die Tendenzen und absoluten Werte für die einzelnen geometrischen Kenngrößen stimmen für die drei analysierten Haltezeiten nahezu überein. Dies deckt sich mit den vergleichbaren Härtewerten (vgl. Bild 21), die für die Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$ und die drei Haltezeiten ermittelt wurden. Haupteinflussfaktor für die Verbindungsausprägung ist somit die Wärmebehandlungstemperatur. Die zunehmende Entfestigung für höhere Temperaturen bewirkt die Abnahme der Restbodendicke, der Wangendicke sowie des Hinterschnitts. Diese Größen sind als kritisch für die Verbindungsfestigkeit einzustufen [53]. Da nach einer Wärmebehandlung bei $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$ Festigkeitswerte erzielt werden, die vergleichbar zum W-Temper sind, ist die Fügepunktausprägung für die beiden Wärmebehandlungszustände nahezu identisch. Demgegenüber führt die Reduzierung der Wärmebehandlungstemperatur zur Verbesserung der Verbindungsausprägung.

Analyse der erzielbaren Verbindungsfestigkeit

Die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs sowie die prozessbedingte Umformhistorie und Geometrie des Fügepunkts beeinflussen dessen Einsatzigenschaften. Folgend wird der Einfluss der Prozessführung bei der Retrogression von EN AW-7075 T6 auf die erzielbare Verbindungsfestigkeit analysiert. Die Fügepunkte werden hierfür unter Scherzug- sowie unter

Kopfzugbelastung geprüft. An dieser Stelle sei noch einmal darauf hingewiesen, dass für die Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 300\text{ °C}$ bereits Anrisse im Halsbereich vorliegen (vgl. Bild 22). Aus den Untersuchungen in [143] geht hervor, dass Schneidclinchpunkte, die Anrisse aufweisen, eine hohe Verbindungsfestigkeit erzielen können, dabei jedoch eine ausgeprägte Richtungsabhängigkeit der Beanspruchbarkeit vorliegen kann.

Bild 26 zeigt die Verbindungsfestigkeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsparameter für die Scherzugprüfung. Für alle drei Wärmebehandlungstemperaturen lassen sich hohe Verbindungsfestigkeiten mit einer maximalen Prüfkraft von etwa $F_{SZ,max} = 5\text{ kN}$ erzielen. Die maximale Prüfkraft $F_{SZ,max}$ nimmt mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und somit mit zunehmender Entfestigung von EN AW-7075 T6 ab. Je nach Haltezeit t_{Halte} beträgt die Differenz zwischen $T_{WB} = 300\text{ °C}$ und $T_{WB} = 400\text{ °C}$ etwa 0,3 bis 0,5 kN.

Das Energieaufnahmevermögen $W_{0,3;F_{SZ,max}}$ wird mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} ebenfalls reduziert. Zwar weist die Legierung EN AW-7075 T6 nach der Kurzzeitwärmebehandlung mit $T_{WB} = 300\text{ °C}$ eine höhere Zugfestigkeit auf als für die beiden anderen Wärmebehandlungstemperaturen, jedoch liegt nach einer Wärmebehandlung bei dieser Temperatur auch die geringste Duktilität vor (vgl. Abschnitt 5). Darüber hinaus sind durch den Fügeprozess für $T_{WB} = 300\text{ °C}$ bereits Anrisse im Halsbereich vorhanden. Dennoch tritt für diese Wärmebehandlungstemperatur das Versagen bei höheren Kräften sowie bei einem höheren Prüfweg auf, wodurch das Energieaufnahmevermögen höher liegt als für die beiden anderen Wärmebehandlungstemperaturen. Eine Beeinträchtigung der Tragfähigkeit durch die Vorschädigung ist somit nicht festzustellen. Zurückzuführen ist dies auf die Position des Anrisses an der Blechunterseite sowie auf dessen geringes Ausmaß. Aus [52] geht hervor, dass beim Aufbringen einer Scherzugbelastung insbesondere der Wangenbereich beansprucht wird. Der Ort des Anrisses ist somit weniger kritisch.

Nach der Retrogression bei niedrigeren Wärmebehandlungstemperaturen weist EN AW-7075 T6 eine höhere Festigkeit auf. Zudem wird die Verbesserung der Verbindungsausprägung erzielt. Beide Faktoren führen zur Erhöhung der Tragfähigkeit. Der Einfluss der Haltezeit t_{Halte} auf die Verbindungsfestigkeit ist gegenüber der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} als gering einzustufen. Somit ergibt sich eine gute Übereinstimmung mit dem ermittelten Einfluss der Prozessparameter auf die Entfestigung von EN AW-7075 T6 sowie auf die Fügepunktgeometrie. Unabhängig von den eingestellten Wärmebehandlungsparametern versagen die Fügepunkte

durch Halsrisse. Somit wird die Tragfähigkeit der Verbindung vollständig ausgenutzt. Die Fügepunkte weisen ein sprödes Versagensverhalten auf, das durch den unmittelbaren Kraftabfall bei Eintritt des Versagens charakterisiert ist [153].

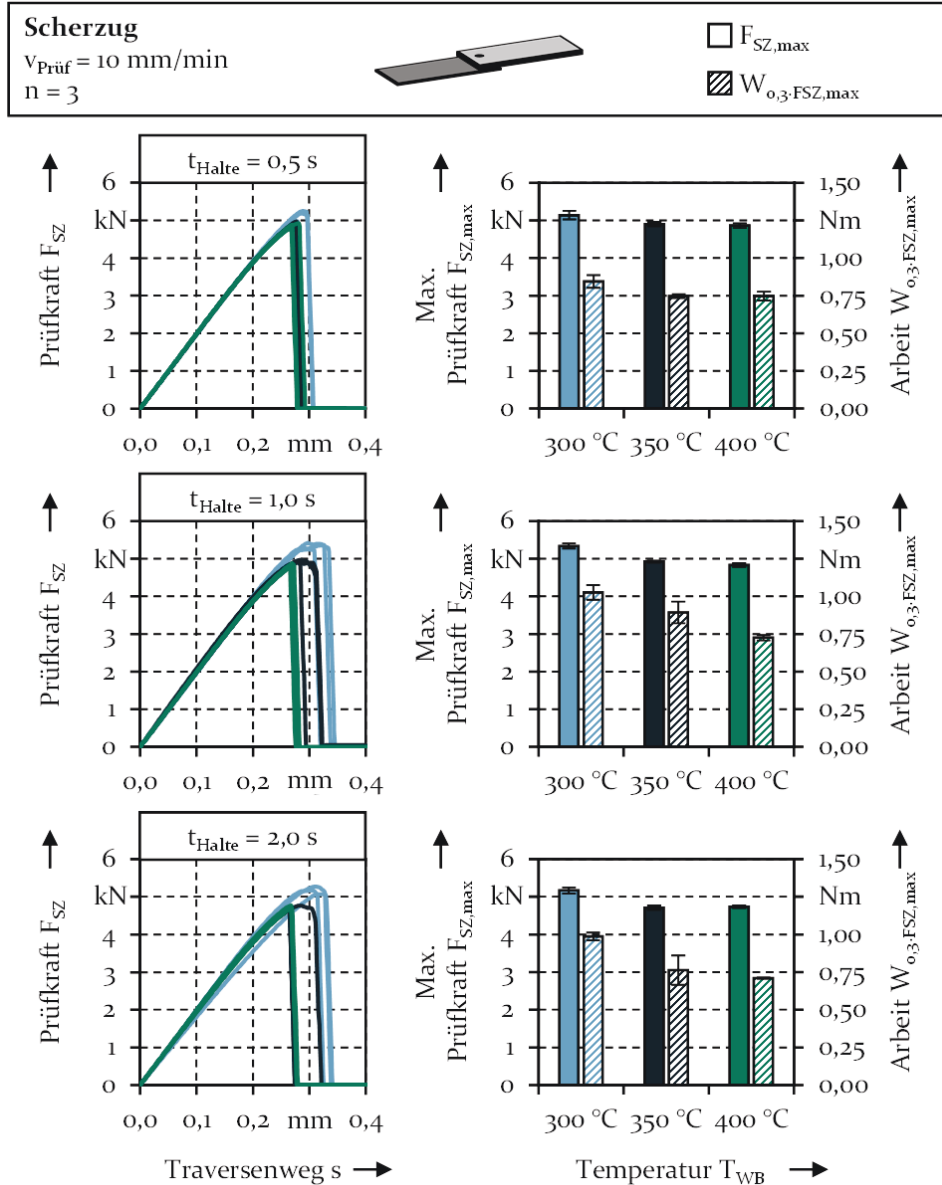


Bild 26: Verbindungsfestigkeit unter Scherzugbelastung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und der Haltezeit t_{Halte} für eine Aufheizrate von $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$

Die erzielte Verbindungsfestigkeit entspricht in etwa den Werten, die für den W-Temper ermittelt wurden (vgl. Bild 18). Somit liegt eine gute Übereinstimmung hinsichtlich der Einsatzeigenschaften für das vollständige Lösungsglühn und die Kurzzeit-Retrogression vor.

Bild 27 zeigt die Verbindungsfestigkeit unter Kopfzugbelastung. Wie bei der Scherzugprüfung wird unabhängig von der Haltezeit t_{Halte} die höchste Verbindungsfestigkeit nach einer Wärmebehandlung bei $T_{\text{WB}} = 300\text{ °C}$ erzielt. In diesem Zustand liegen die höchste Festigkeit sowie eine verbesserte Verbindungsausprägung vor. Demgegenüber stehen die geringste Duktilität sowie das Vorliegen von Anrissen im tragenden Querschnitt. Mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und somit zunehmender Entfestigung von EN AW-7075 T6 nehmen die maximale Prüfkraft $F_{\text{KKZ,max}}$ und das Energieaufnahmevermögen $W_{\text{KKZ,Fo,3} \cdot \text{max}}$ ab. Die Tragfähigkeit, die für $T_{\text{WB}} = 400\text{ °C}$ erzielt wird, entspricht in etwa der für den W-Temper. Für diesen Zustand wurde eine maximale Prüfkraft von $F_{\text{KKZ,max}} = 1,87 \pm 0,02\text{ kN}$ ermittelt. Die Fügepunkte versagen analog den Proben im W-Temper durchweg durch Halsrisse. Der ausgeformte Hinterschnitt ist somit groß genug, um ein Ausknöpfen zu verhindern. In der Folge wird die Tragfähigkeit des oberen Blechs vollständig ausgenutzt.

Durch die Erhöhung der Haltezeit von $t_{\text{Halte}} = 0,5\text{ s}$ auf $t_{\text{Halte}} = 2,0\text{ s}$ kommt es bei einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{\text{WB}} = 400\text{ °C}$ zur Zunahme der maximalen Prüfkraft $F_{\text{KKZ,max}}$ um etwa 10 % und zur Steigerung des Energieaufnahmevermögens $W_{0,3\text{-FKKZ,max}}$ um rund 24 %. Der Effekt, dass die Tragfähigkeit mit zunehmender Haltezeit erhöht wird, wird für abnehmende Wärmebehandlungstemperaturen verstärkt. Für $T_{\text{WB}} = 300\text{ °C}$ bewirkt die Erhöhung der Haltezeit von $t_{\text{Halte}} = 0,5\text{ s}$ auf $t_{\text{Halte}} = 2,0\text{ s}$ die Steigerung der maximalen Prüfkraft um circa 27 % und die Erhöhung der Energieaufnahme um rund 74 %. Da die Kreuzkopfzugproben gegenüber den Schliffproben wesentlich größere Abmessungen aufweisen, kann ein Wärmetransport durch Wärmeleitung stattfinden. Hierdurch kann sich die Probendurchwärmung ändern. Es ist davon auszugehen, dass dies insbesondere für geringe Haltezeiten in Kombination mit niedrigen Wärmebehandlungstemperaturen zutrifft. In der Folge kann eine stärkere Vorschädigung des oberen Blechs im Fügeprozess erfolgen. Eine übermäßige Beeinträchtigung der Tragfähigkeit infolge von Anrissen aus dem Schneidclinchprozess, wie in [143] beobachtet, kann jedoch nicht festgestellt werden.

6 Verbesserung der Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 durch Kurzzeit-Rückbildungsglühen

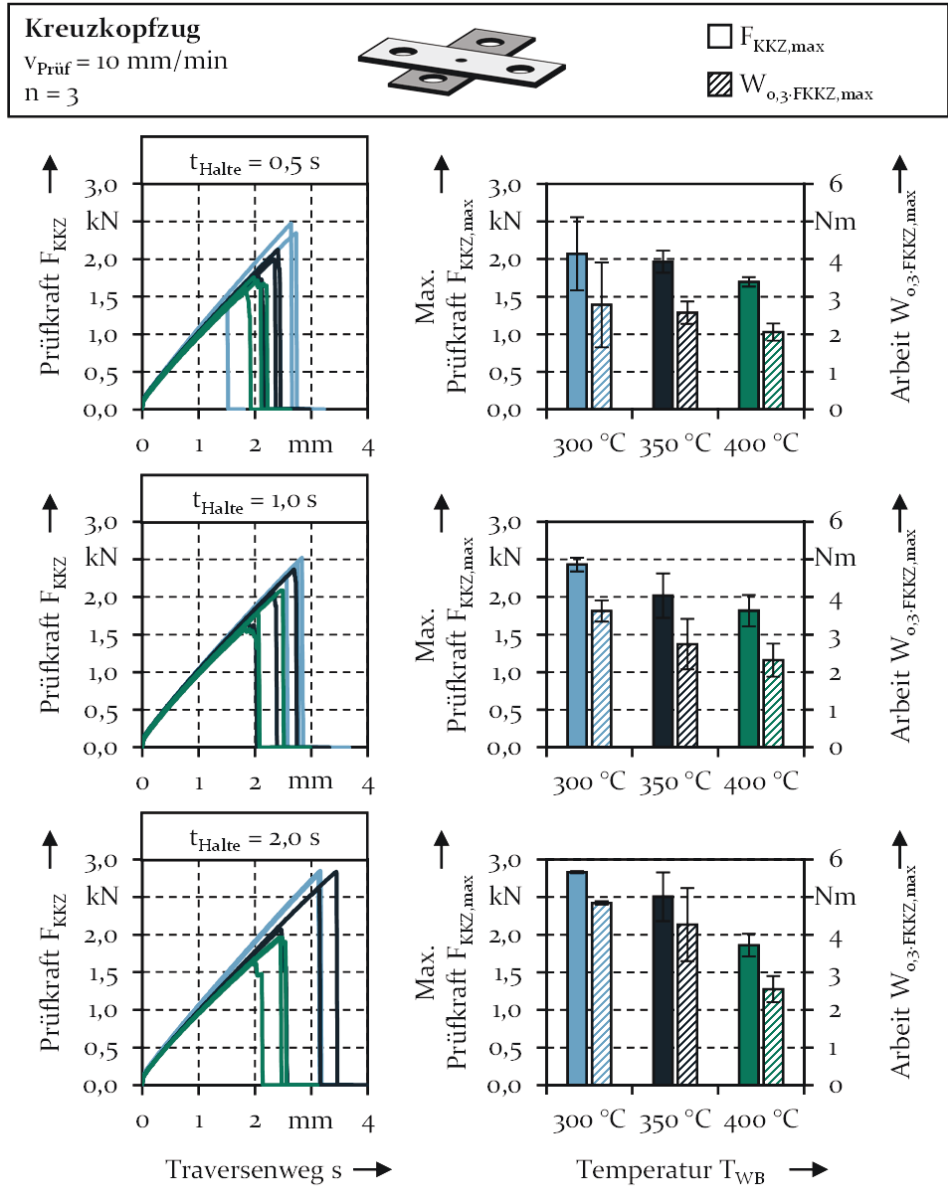


Bild 27: Verbindungsfestigkeit unter Kopfzugbelastung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und der Haltezeit t_{Halte} für eine Aufheizrate von $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$

6.4 Ableitung eines Prozessfensters für die Fügbarkeit von EN AW-7075 im Schneidclinchprozess

Auf Grundlage der Erkenntnisse aus den vorangegangenen Abschnitten wird folgend ein Prozessfenster für die Fügbarkeit der Legierung EN AW-7075 bei stempelseitiger Anordnung im Schneidclinchprozess abgeleitet. Da nur eine Materialdickenkombination analysiert wird, wird an dieser Stelle kein Anspruch auf die Allgemeingültigkeit des Prozessfensters erhoben. Die Fügbarkeit verschiedener Materialdickenkombinationen muss grundsätzlich durch eine Bemusterung evaluiert werden. Dennoch soll das abgeleitete Prozessfenster dazu dienen, zu beurteilen, bis zu welcher Festigkeit die Fügbarkeit für EN AW-7075 im Schneidclinchprozess für den vorliegenden Fall sichergestellt werden kann. Der matrizenseitig eingesetzte 22MnB5 (1,5 mm) stellt hinsichtlich seiner Festigkeit die Obergrenze der bislang für das Schneidclinch untersuchten Werkstoffe dar. In Abschnitt 6.1 wurde aufgezeigt, dass sich die radiale Werkstoffverdrängung des oberen Blechs und die versagenskritischen Zugspannungen beim Durchsetzen für einen weniger festen matrizenseitigen Fügepartner reduzieren. Somit sind die nachfolgend ermittelten Prozessgrenzen als konservative Richtwerte für weichere matrizenseitige Fügepartner anzusehen.

Um das Prozessfenster für die Fügbarkeit von EN AW-7075 abzuleiten, werden die in Abschnitt 5 ermittelten Festigkeitswerte der Legierung in Relation zu deren Brinellhärte gesetzt. Hierzu wurden an wärmebehandelten Zugproben Härtmessungen durchgeführt. Bild 28 zeigt den Zusammenhang zwischen der ermittelten Brinellhärte und der Dehngrenze $R_{p0,2}$ sowie der Zugfestigkeit R_m . Die näherungsweise Gegenüberstellung von Härtewerten und der Zugfestigkeit von Stählen ist weithin geläufig [154]. Die hohen Bestimmtheitsmaße von $R^2 = 0,983$ für die Dehngrenze $R_{p0,2}$ und $R^2 = 0,985$ für die Zugfestigkeit R_m lassen schlussfolgern, dass für den vorliegenden Fall auch für die Aluminiumlegierung EN AW-7075 in guter Näherung ein linearer Zusammenhang zwischen der Härte der Legierung und den mechanischen Kennwerten angenommen werden kann.

Die gemessenen Härtewerte aus den Schneidclinchversuchen (vgl. Bild 21) werden anhand der in Bild 28 dargestellten Geradengleichungen in die charakteristischen Festigkeitswerte umgerechnet. Fehlerfreies Fügen ist im Rahmen der Untersuchungen bis zu einer Härte von $127,5 \pm 4,5$ HBW für das stempelseitige Blech möglich. Mithilfe der bestimmten Regressionsgerade errechnet sich eine Dehngrenze von $R_{p0,2} = 305,2$ MPa sowie eine Zugfestigkeit von $R_m = 416,8$ MPa als Grenzwert für die Fügbarkeit des oberen Blechs. Um diese Eigenschaften zu erzielen, ist eine Temperatur von

zumindest $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ (vgl. Bild 10) bei der Retrogression erforderlich. Für $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ werden zwar die höchsten Verbindungsfestigkeiten erzielt, jedoch treten im Fügeprozess bereits Anrisse auf. Der Fügepunkt ist daher als fehlerhaft einzustufen [155]. Es ist davon auszugehen, dass sich die Vorschädigung insbesondere negativ auf die Dauerfestigkeit auswirkt [156].

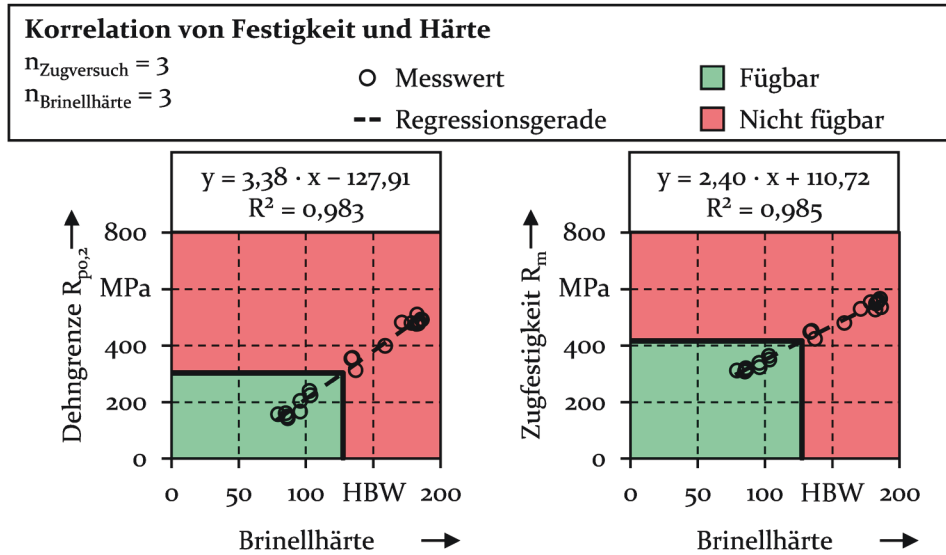


















Bild 28: Korrelation der Härtewerte mit den mechanischen Eigenschaften für rückbildungsgeglühtes EN AW-7075 T6

Die mechanischen Eigenschaften des stempelseitigen Blechs, die durch die Retrogression von EN AW-7075 aus dem warmausgelagerten Zustand T6 eingestellt werden, beeinflussen die Fügbarkeit der Legierung, die Ausprägung des Fügepunkts sowie dessen erzielbare Tragfähigkeit. Tabelle 10 fasst die Effekte zusammen. Haupteinflussfaktor bei der Retrogression von EN AW-7075 T6 ist die Temperatur. Mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur wird der Werkstoff stärker entfestigt und die Fügbarkeit verbessert. Eine Glühdauer von wenigen Sekunden ist ausreichend, um eine signifikante Entfestigung zu erzielen. Eine Erhöhung der Duktilität gegenüber dem warmausgelagerten Zustand T6 stellt sich dabei nicht ein. Mit zunehmender Entfestigung des stempelseitigen EN AW-7075 ist die Abnahme der Ausprägung verbindungskritischer Größen zu verzeichnen. Ursache hierfür ist die verstärkte radiale Werkstoffverdrängung im Fügeprozess und die damit verbundene Reduzierung des Werkstoffvolumens in der Fügezone. Ferner kommt es zur Verringerung der Tragfähigkeit. Zurückzuführen ist dies auf die zunehmend ungünstigere Ausprägung der Fügepunktgeometrie sowie auf die geringere Werkstofffestigkeit.

Tabelle 10: Einfluss der Wärmebehandlungsparameter bei der Retrogression von EN AW-7075 T6 auf den Fügeprozess und die Fügepunkteigenschaften

Erhöhter Parameter	Entfestigung EN AW-7075	Fügbareit EN AW-7075	Fügepunkt-geometrie	Trag-fähigkeit
T_{WB}				
$(\Delta T/\Delta t)_{Heiz}$			k. A.	k. A.
t_{Halte}				

Einfluss			Bewertung		
 Hoch	 Mittel	 Gering	 Positiv	 Neutral	 Negativ

Ausgehend von diesen Erkenntnissen erfolgt in Abschnitt 7 die Lokalisierung der Wärmebehandlung mit dem Ziel, den Werkstofffluss des stempel-seitigen Blechs im Schneidclinchprozess durch das Einstellen von Eigenschaftsgradienten gezielt zu steuern. Hierdurch soll eine Verbesserung der Fügepunktausprägung und damit der Verbindungsfestigkeit erreicht werden. Aus den abgeleiteten Zusammenhängen ist zu schlussfolgern, dass die Entfestigung und damit die einzubringende Wärme möglichst gering sein sollten, um die Verbesserung der Fügepunktgeometrie und der Verbindungsfestigkeit zu erzielen. Gleichzeitig muss der Werkstofffluss im Hals- und Wangenbereich ausreichend hoch sein, um die Beanspruchung des Werkstoffs beim Fügen zu reduzieren. Die Lokalisierung der Wärmebehandlung und die damit verbundene Reduzierung der einzubringenden Wärme kann zudem dazu beitragen, die Abschreckrate zu erhöhen.

6.5 Übertrag der Erkenntnisse auf matrizenseitigen HCT780X

Abschließend folgt der Übertrag der Erkenntnisse auf matrizenseitigen HCT780X (1,5 mm). Aus Abschnitt 6.1 geht hervor, dass die Verbindung von EN AW-7075 T6 und HCT780X weniger risskritisch ist. Gegenüber 22MnB5 ergibt sich ein wesentlich geringeres Zugspannungsniveau beim Durchsetzen. In der Folge ist der Spannungszustand im Hals in den Scherbereich ($\eta = 0$) verlagert. Da aufgezeigt wurde, dass insbesondere die Wärmebehandlungstemperatur die resultierenden Werkstoffeigenschaften beeinflusst, wird auf die Variation der weiteren Prozessparameter verzichtet.

Die Fügbarkeit von rückbildungsgeglühtem EN AW-7075 T6 in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} geht aus Bild 29 hervor.

Globale Wärmebehandlung EN AW-7075 (2,0 mm)
 $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 100 \text{ K/s}$ HCT780X (1,5 mm)
 $t_{Halte} = 1,0 \text{ s}$

● Vollständiges Versagen
 ● Teilweises Versagen
 ● Kein Versagen

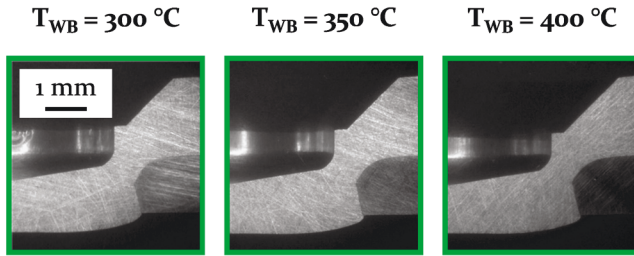


Bild 29: Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 (2,0 mm) nach Durchführung einer global applizierten Retrogression mit matrizen seitigem HCT780X (1,5 mm)

Aus den eingangs genannten Gründen kann EN AW-7075 T6 (2,0 mm) mit matrizen seitigem HCT780X (1,5 mm) auch nach einer globalen Kurzzeit-Retrogression mit $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ gefügt werden. Die erzielte Entfestigung ist ausreichend, um den Werkstofffluss aus dem Wangen- in den Halsbereich sicherzustellen und das Zugspannungsniveau im Hals durch das verstärkte Eindringen des Außenstempels in das obere Blech zu reduzieren. Bild 30 zeigt die resultierende Fügepunktgeometrie.

Fügepunktgeometrie $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 100 \text{ K/s}$ / $t_{Halte} = 1,0 \text{ s}$
 $n = 3$

300 °C
 350 °C
 400 °C

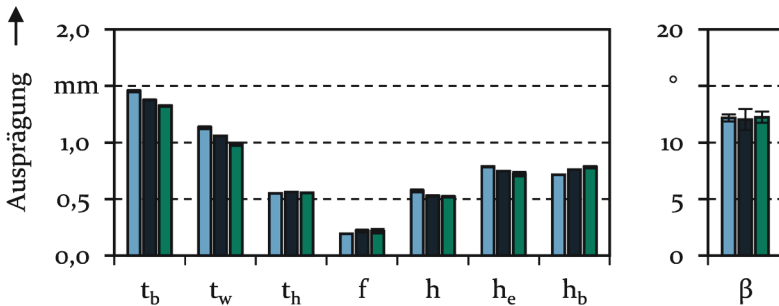
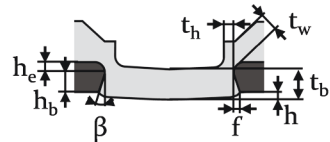


Bild 30: Fügepunktgeometrie in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bei globaler Retrogression für matrizen seitigem HCT780X (1,5 mm)

Gegenüber 22MnB5 ergeben sich grundsätzlich Abweichungen für die geometrischen Kenngrößen des unteren Fügepartners. Die Restbodendicke t_b und die Wangendicke t_w nehmen mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} ab. Als Ursachen sind eine verstärkte radiale Werkstoffverdrängung und das verstärkte Eindringen des Außenstempels in das obere Blech aufzuführen (vgl. Abschnitt 6.2). Die Halsdicke t_h wird dagegen nicht nennenswert beeinflusst. Dahingehend liegt eine gute Übereinstimmung hinsichtlich des Einflusses der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} auf die Fügepunktprägung mit matrizenseitigem 22MnB5 vor. Abweichend zu 22MnB5 ist für HCT780X die Zunahme des Hinterschnitts f mit Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur zu verzeichnen. Die stärkere Entfestigung verbessert das Hinterfließen der Bruchfläche des unteren Fügepartners. Eine Beeinflussung des Bruchwinkels β kann dabei nicht festgestellt werden. Die durch die Retrogression erzielte Verbindungsausprägung zeigt auch für HCT780X eine gute Übereinstimmung zum W-Temper.

Neben der Analyse der Fügepunktgeometrie wird die Tragfähigkeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} untersucht. Die erzielbare Verbindungsfestigkeit unter Scherzugbelastung zeigt Bild 31.

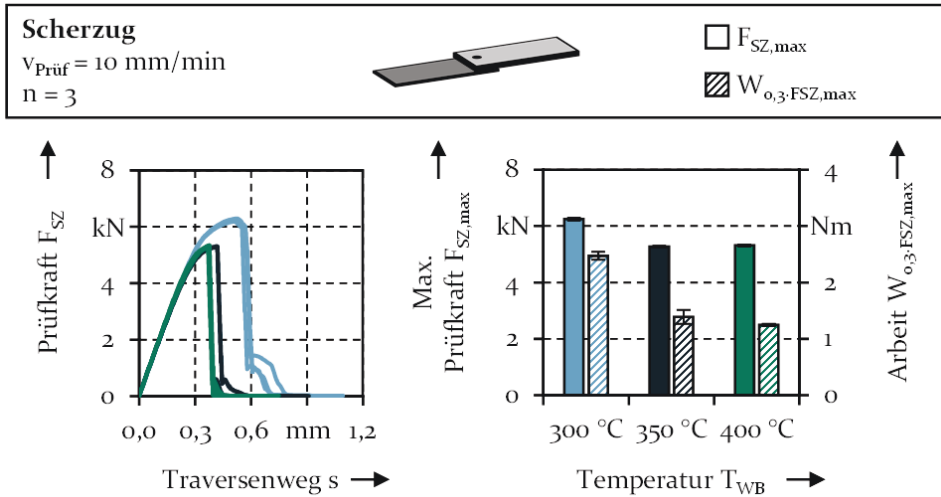


Bild 31: Verbindungsfestigkeit unter Scherzugbelastung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für matrizenseitigen HCT780X (1,5 mm)

Wie für 22MnB5 kommt es mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und somit mit zunehmender Entfestigung von EN AW-7075 T6 zur Abnahme der Verbindungsfestigkeit. In der Folge wird die höchste Prüfkraft und Energieaufnahme nach einer Wärmebehandlung bei $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ erzielt, die geringste für $T_{WB} = 400 \text{ °C}$. Für den vollständig

lösungsgeglühten W-Temper beträgt die Prüfkraft $F_{SZ,max} = 4,80 \pm 0,02$ kN. Diese entspricht der für $T_{WB} = 400$ °C erzielten Verbindungsfestigkeit. Der Wert wird für $T_{WB} = 300$ °C aufgrund der höheren Festigkeit des Werkstoffs um rund 30 % übertroffen.

Die Tragfähigkeit unter Kopfzugbelastung geht aus Bild 32 hervor. Gegenüber dem Scherzug zeigt sich ein abweichender Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} auf die Verbindungseigenschaften.

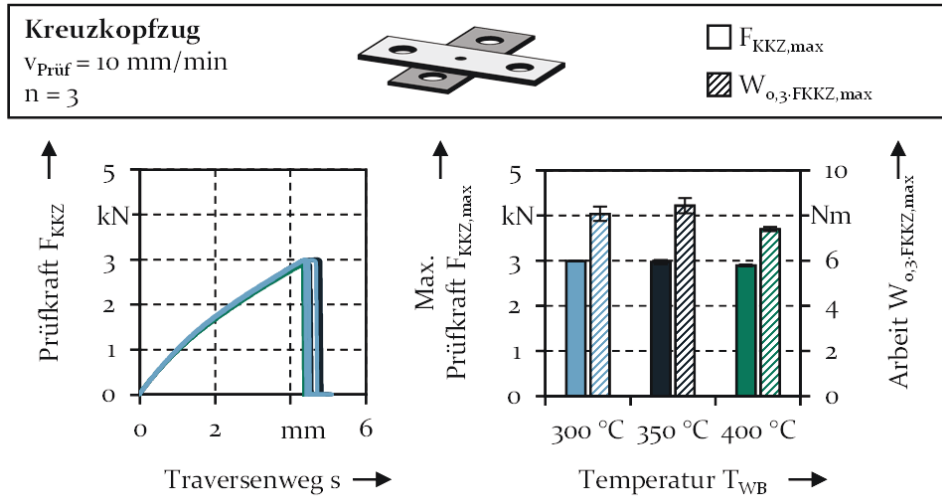


Bild 32: Verbindungsfestigkeit unter Kopfzugbelastung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für matrizenseitigen HCT780X (1,5 mm)

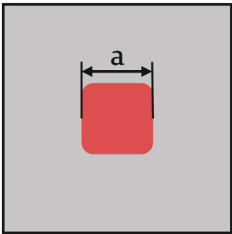
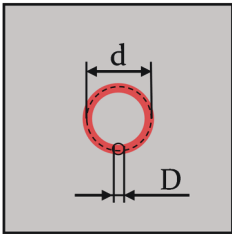
Für die drei Wärmebehandlungstemperaturen liegen vergleichbare Verbindungsfestigkeiten vor, wobei alle Fügepunkte durch das Ausknöpfen des oberen Blechs versagen. Die Prüfkraft nimmt mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur geringfügig ab, da sich der Verformungswiderstand des ausgeformten Hinterschnitts verringert. Hinsichtlich des Energieaufnahmevermögens ist dagegen keine eindeutige Tendenz festzustellen. Gegenüber dem W-Temper wird für $T_{WB} = 400$ °C eine Erhöhung der maximalen Prüfkraft um 19 % erzielt. Für den vollständig lösungsgeglühten Zustand liegt dabei das Versagen durch Halsrisse vor.

Insgesamt ist festzuhalten, dass sich die Erkenntnisse hinsichtlich der Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 nach Durchführung einer Retrogression auch auf andere matrizenseitige Werkstoffe übertragen lassen. Dabei ist festzustellen, dass sich die Fügbarkeit der Legierung bei stempelseitiger Anordnung im Schneidclinchprozess mit abnehmender Festigkeit des matrizenseitigen Fügepartners verbessert.

7 Stoffflusssteuerung durch lokal begrenztes Rückbildungsglühen

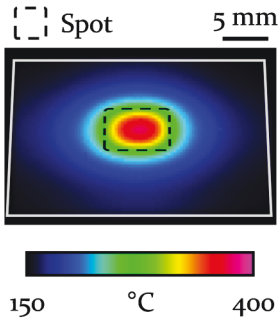
Im Folgenden erfolgt die Lokalisierung der Kurzzeitwärmebehandlung mit dem Ziel, Eigenschaftsgradienten in der Blechebene einzustellen und so den Werkstofffluss des stempelseitigen Fügepartners im Schneidclinchprozess zu steuern. Hierdurch soll die Fügepunktausprägung verbessert und die Tragfähigkeit erhöht werden. Aufgrund der Rotationssymmetrie des Fügepunkts kommen prinzipiell zwei Layouts infrage. Dabei handelt es sich um die in Tabelle 11 dargestellten punktförmigen und ringförmigen Designs. Für das punktförmige Layout erfolgt die Entfestigung in der Mitte des Fügepunkts und somit in der Kontaktfläche des Innenstempels und, je nach Größe des Layouts, in der Kontaktfläche des Außenstempels mit dem Blech. Für das ringförmige Layout folgt die weitere Reduzierung der Wärmebehandlung auf den Kontaktbereich zum Außenstempel.

Tabelle 11: Untersuchte lokale Wärmebehandlungslayouts

Layout	Punktförmig	Ringförmig
		
Bearbeitungsoptik	OTZ-2	OTS-5
Spotgeometrie	Rechteckig	Rund
Spotgröße	a = variiert	D = 1,9 mm
Bewegungsprofil	Ruhend	Kreisbahn mit d = variiert

Da die Bearbeitungsoptik OTS-5 über eine feste Spotgröße von D = 1,9 mm verfügt, ist diese ungeeignet für die Realisierung des punktförmigen Layouts. Hierfür kommt, wie bei der globalen Wärmebehandlung der Proben, die Zoomoptik OTZ-2 mit rechteckiger Spotgeometrie zum Einsatz. Aufgrund der gegenüber der Probengröße vergleichsweise geringen

Kantenlänge a des Spots stellt sich in guter Näherung ein nahezu rundes Temperaturprofil ein. Bild 33 zeigt exemplarisch die Temperaturverteilung am Ende der vorgegebenen Haltezeit für ein punktförmiges Layout.



Punktförmiges Layout

Spotgröße $a = 8 \text{ mm}$

Temperatur $T_{WB} = 400 \text{ °C}$

Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 100 \text{ K/s}$

Haltezeit $t_{Halte} = 1,0 \text{ s}$

Bild 33: Exemplarische Temperaturverteilung für das punktförmige Layout bei der Retrogression einer Schliiffprobe mit den Abmaßen $30 \times 30 \text{ mm}^2$

Für das punktförmige Layout erfolgt die Variation der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} . Der Laserspot wird während der Retrogression nicht bewegt. Weitere einzustellende Parameter sind daher die Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz}$ und die Haltezeit t_{Halte} . Tabelle 12 gibt einen Überblick über die variierten Faktoren und deren Ausprägung.

Tabelle 12: Analytierte Einflussfaktoren für die globale Kurzzeitwärmebehandlung von EN AW-7075 T6 mit punktförmigen Layouts

Faktor	Ausprägung
Spotkantenlänge a (mm)	6 / 8 / 10
Temperatur T_{WB} (°C)	300 / 350 / 400
Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz}$ (K/s)	100 / 500 / 1000
Haltezeit t_{Halte} (s)	0,5 / 1,0 / 2,0

Für die Umsetzung des ringförmigen Layouts wird die Bearbeitungsoptik OTS-5, ohne Möglichkeit zur Variation der Spotgeometrie, genutzt. Der Laserspot mit dem Durchmesser $D = 1,9 \text{ mm}$ wird in einer Kreisbahn mit dem Durchmesser d über die Probenoberfläche geführt. Bei Verwendung der Optik OTS-5 wird die aufzubringende Laserleistung vorgegeben. Auf die Leistungsregelung wird aufgrund der Fehleranfälligkeit, die aus der geringen Spotgröße resultiert, verzichtet. Bild 34 zeigt exemplarisch die Temperaturverteilung für das ringförmige Layout bei einem vorliegenden Um-drehungswinkel von $\alpha = 630^\circ$, also kurz vor Ende der Wärmebehandlung.



Bild 34: Exemplarische Temperaturverteilung für das ringförmige Layout bei der Retrogression einer Schliffprobe mit den Abmaßen $30 \times 30 \text{ mm}^2$

Für das ringförmige Layout erfolgt die Variation der eingestellten Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} , des Kreisbahndurchmessers d , der Scangeschwindigkeit v_{Scan} sowie des Umdrehungswinkels α . Tabelle 13 gibt einen Überblick über die variierten Parameter und deren Ausprägung.

Tabelle 13: Analytierte Einflussfaktoren für die globale Kurzzeitwärmebehandlung von EN AW-7075 T6 mit ringförmigen Layouts

Faktor	Ausprägung
Temperatur T_{WB} (°C)	350 / 400
Kreisbahndurchmesser d (mm)	6 / 8
Scangeschwindigkeit v_{Scan} (mm/s)	2,5 / 5,0
Umdrehungswinkel α (°)	360 / 720

Bedingt durch die unterschiedlichen Herangehensweisen zur Umsetzung des Wärmebehandlungslayouts und die in der Folge abweichenden einzustellenden Parameter ergeben sich unterschiedliche Temperatur-Zeit-Verläufe für die bestrahlten Bereiche. Diese sind exemplarisch in Bild 35 gegenübergestellt. Die Auswertung für das ringförmige Layout erfolgt anhand eines Teils der Kreisbahn, der die Breite des Spots aufweist. Für das punktförmige Layout, für dessen Umsetzung der Laserstrahl nicht bewegt werden muss, können die Aufheizrate und die Haltezeit vorgegeben werden. Für die bewegte Wärmequelle ergibt sich dagegen eine Abhängigkeit der beiden Größen von der Scangeschwindigkeit v_{Scan} (vgl. Abschnitt 5).

Die sich für das ringförmige Layout einstellenden Haltezeiten liegen in der Größenordnung von $t_{Halte} = 1,0 \text{ s}$ für $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$ sowie von $t_{Halte} = 0,5 \text{ s}$ für $v_{Scan} = 5,0 \text{ mm/s}$. Durch die Erhöhung des Umdrehungswinkels von

$\alpha = 360^\circ$ auf $\alpha = 720^\circ$ und dem daraus folgenden zweifachen Bestrahlen der Probe wird die effektive Haltezeit verdoppelt. Die Werte liegen somit für das punkt- und das ringförmige Layout in derselben Größenordnung sowie innerhalb des in Abschnitt 6 untersuchten Parameterraums.

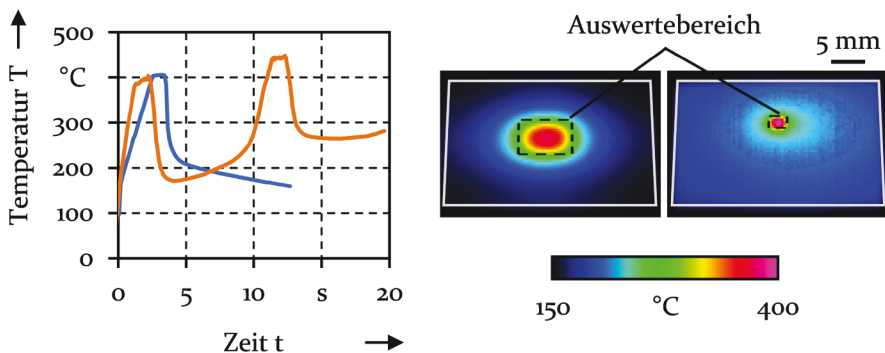
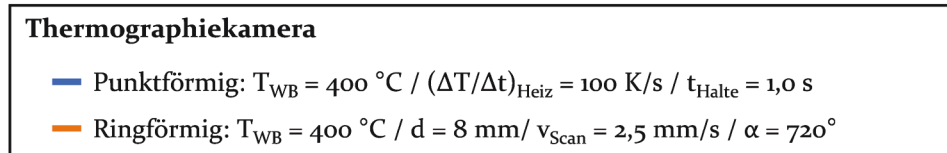


Bild 35: Exemplarische Temperatur-Zeit-Verläufe in Abhängigkeit des Wärmebehandlungs-layouts

Um die Genauigkeit und Reproduzierbarkeit der Wärmebehandlung zu beurteilen, werden folgend die tatsächlich vorliegenden Werte für die Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$, die maximale Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB,\text{max}}$ sowie für die Abschreckgeschwindigkeit $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ ermittelt. Bild 36 zeigt die sich einstellenden Größen für das punktförmige Layout.

Die vorgegebene Aufheizrate von $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$ wird für alle Spotgrößen a und Wärmebehandlungstemperaturen T_{WB} erreicht. Es liegen maximale Abweichungen von $2,9 \text{ K/s}$ für $a = 10 \text{ mm}$ und $T_{WB} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ vor. Die eingestellten Solltemperaturen werden geringfügig unterschritten, jedoch wiederholgenau erreicht. Die Abweichungen sind mit maximal $6,5 \%$ für $a = 6 \text{ mm}$ und $T_{WB} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ gering. Ein Zusammenhang zwischen den Abweichungen und den eingestellten Parametern ist nicht festzustellen.

Durch die Lokalisierung der Wärmebehandlung erfolgt das Abschrecken durch Strahlung und Konvektion sowie durch Wärmeleitung in nicht bestrahlte Bereiche. Die Abschreckgeschwindigkeit wird dadurch im Vergleich zu global wärmebehandelten Proben gesteigert. Für alle drei Spotgrößen wird die für EN AW-7075 kritische Abschreckgeschwindigkeit von

$(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 100 \text{ K/}$ in der Folge überschritten. Die Abschreckrate nimmt dabei im Mittel mit zunehmender Spotgröße a ab. Ursächlich hierfür ist die Zunahme des Verhältnisses aus bestrahltem und nicht bestrahltem Bereich, wodurch weniger Werkstoffvolumen für den Wärmetransport zur Verfügung steht. Ferner verringert sich der Temperaturgradient zwischen der Probenmitte und dem Rand. Durch die Vergrößerung der bestrahlten Fläche wird mehr Energie in die Probe eingebracht, wodurch sich die Durchwärmung der gesamten Probe erhöht. Für den Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} lässt sich kein eindeutiger Trend feststellen.

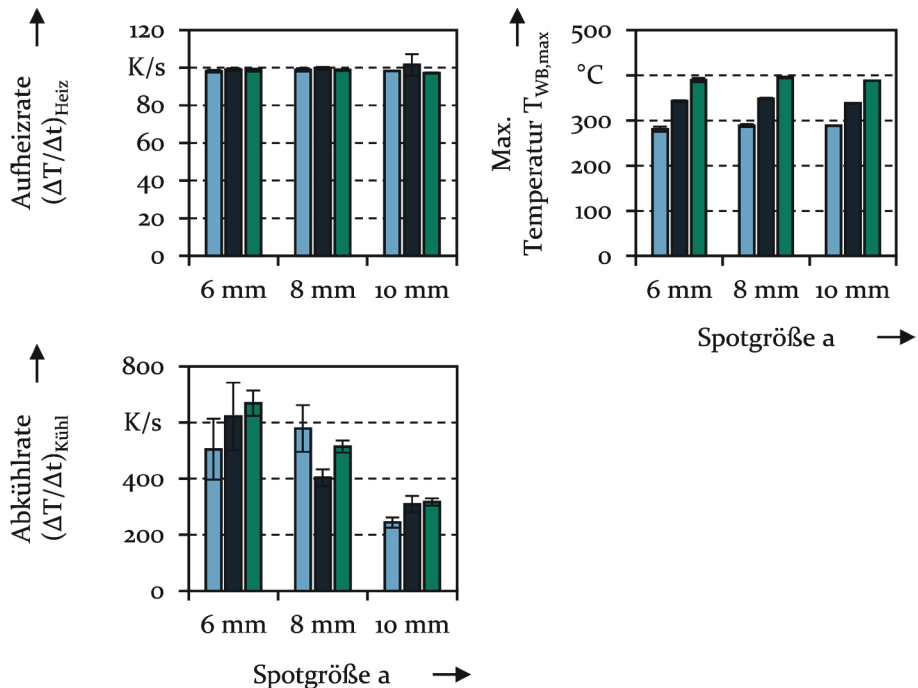
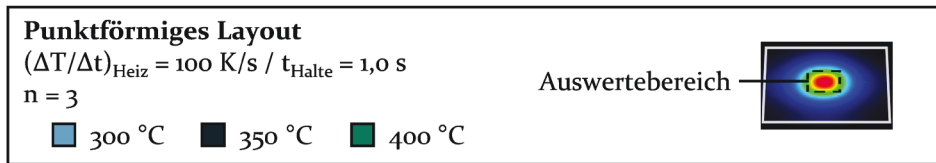


Bild 36: Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$, maximale Wärmebehandlungstemperatur $T_{\text{WB,max}}$ und Abschreckgeschwindigkeit $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und der Spotgröße a für punktförmige Layouts

Im Hinblick auf die Reproduzierbarkeit der Abschreckrate ist anzumerken, dass die Standardabweichung für höhere Abkühlraten zunimmt. Ursächlich hierfür ist die limitierte Aufnahme­frequenz der Wärmebildkamera,

wodurch die Anzahl der Datenpunkte im kritischen Temperaturbereich reduziert wird. Anders als die Aufheizrate und die Wärmebehandlungstemperatur hängt die Abkühlrate ausschließlich von äußeren Randbedingungen ab. Sie kann nicht durch die Lasersteuerung kontrolliert werden.

Der Einfluss des Wärmebehandlungslayouts auf die Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$, die maximale Wärmebehandlungstemperatur $T_{\text{WB,max}}$ sowie auf die Abschreckgeschwindigkeit $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ für das ringförmige Layout geht aus Bild 37 hervor. Die Auswertung bei einem Umdrehungswinkel von $\alpha = 720^\circ$ erfolgt anhand des zweiten Temperaturpeaks, da sich die Aufheizrate und die Abschreckrate aufgrund der zunehmenden Durchwärmung der Probe ändern und die Temperatur-Zeit-Kurve nach dem ersten Durchlauf identisch zu $\alpha = 360^\circ$ ist. Im Hinblick auf die Wärmebehandlungstemperatur wird der über den gesamten Verlauf auftretende Maximalwert angegeben. Grundsätzlich ergibt sich beim ersten Durchlauf ($\alpha = 360^\circ$) eine höhere Aufheizrate als für den zweiten Bestrahlungsvorgang ($\alpha = 720^\circ$). Ursächlich hierfür ist, dass die Temperatur im Blech im Verlauf der Wärmebehandlung kontinuierlich ansteigt und sich die zum Erreichen der Solltemperatur notwendige Laserleistung in der Folge reduziert. Ferner liegt auch für die höhere Scangeschwindigkeit eine höhere Aufheizrate vor. Für $v_{\text{Scan}} = 2,5 \text{ mm/s}$ beträgt diese etwa 100 K/s bis 200 K/s beim ersten Durchlauf sowie 50 K/s bis 100 K/s beim zweiten Bestrahlen. Für $v_{\text{Scan}} = 5,0 \text{ mm/s}$ werden Aufheizraten von etwa 200 K/s bis 350 K/s im ersten sowie von etwa 150 K/s bis 200 K/s im zweiten Durchlauf erzielt. Die höheren Werte liegen dabei jeweils für den Kreisbahndurchmesser $d = 8 \text{ mm}$ vor, da sich aufgrund des größeren Abstands zur Probenmitte weniger Wärme anstaut, was eine höhere Laserleistung bei der Erwärmung erfordert. Derselbe Effekt kommt bei der Erhöhung der Scangeschwindigkeit zum Tragen. Die ermittelten Werte weisen eine geringe Standardabweichung und somit eine hohe Wiederholgenauigkeit auf.

Hinsichtlich der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} ist das tendenzielle Überschreiten des Sollwerts festzustellen. Die größte Abweichung von rund 13 % liegt für $v_{\text{Scan}} = 2,5 \text{ mm/s}$ und $T_{\text{WB}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ vor. Bedingt durch die geringe Spotgröße von $D = 1,9 \text{ mm}$ reduziert sich die für die Probenerwärmung notwendige Laserleistung gegenüber dem punktförmigen Layout. In der Folge wirken sich Leistungsfuktuationen des Lasers stärker auf den Wärmebehandlungsprozess aus. Gegenüber dem punktförmigen Layout ist folglich die Erhöhung der Standardabweichung festzustellen. Die maximale Wärmebehandlungstemperatur wird dennoch mit hoher Wiederholgenauigkeit erreicht.

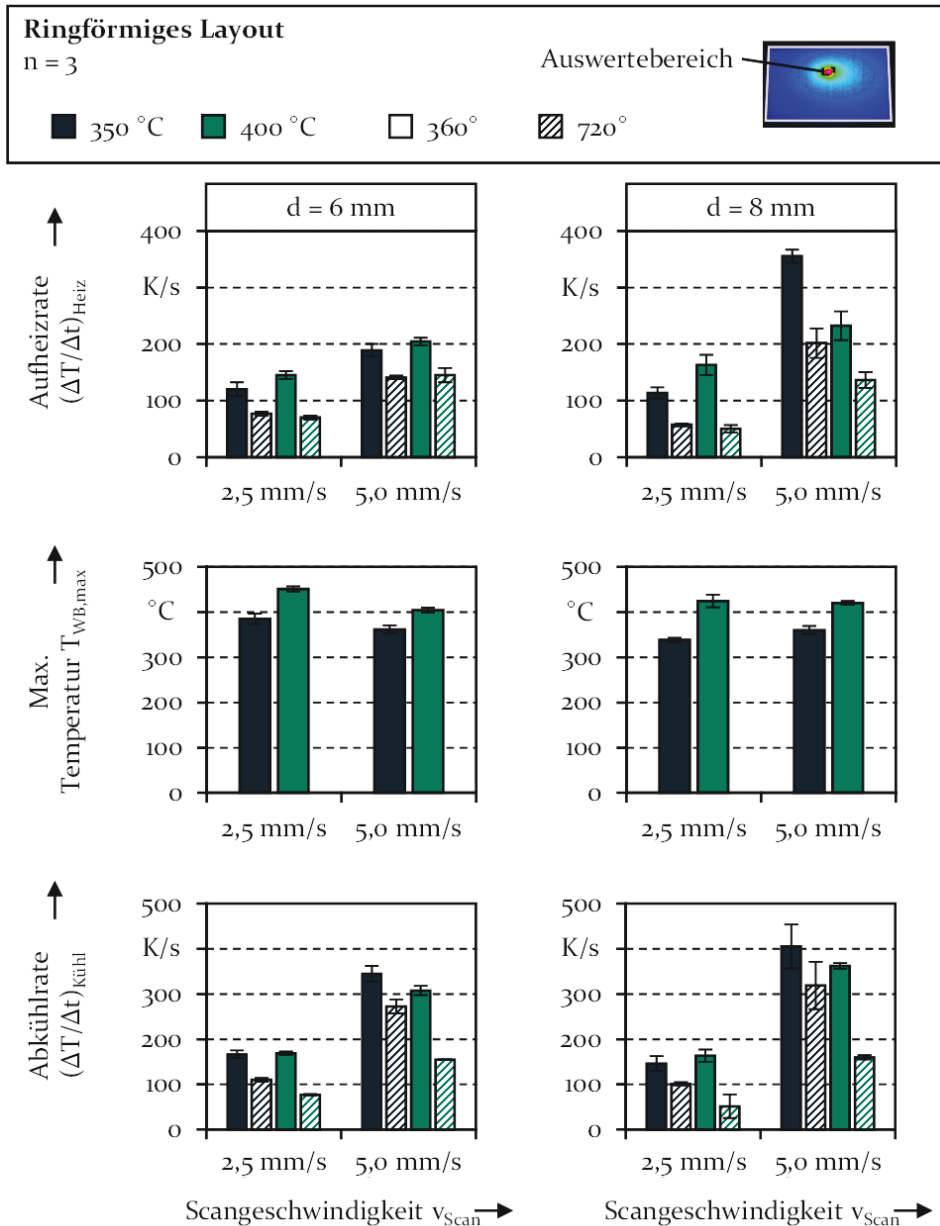


Bild 37: Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}}$, maximale Wärmebehandlungstemperatur $T_{\text{WB,max}}$ und Abschreckgeschwindigkeit $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} , des Bahndurchmessers d , der Scangeschwindigkeit v_{Scan} sowie des Umdrehungswinkel α für ringförmige Layouts

Die Abkühlgeschwindigkeit nimmt aufgrund der abnehmenden Streckenenergie mit zunehmender Scangeschwindigkeit v_{Scan} zu. Zudem ist die

Abschreckrate für den ersten Temperaturpeak ($\alpha = 360^\circ$) höher als für den zweiten ($\alpha = 720^\circ$). Zurückzuführen ist dies auf die zunehmende Durchwärmung des Blechs und den damit verbundenen Abfall des Temperaturgradienten zu den nicht bestrahlten Bereichen. Wie für das punktförmige Layout lässt sich kein eindeutiger Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur T auf die Abschreckrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}}$ ableiten. Hinsichtlich der Wirkung des Bahndurchmessers d ist ebenso kein eindeutiger Zusammenhang erkennbar. Prinzipiell liegen die Abschreckgeschwindigkeiten über der legierungsspezifischen kritischen Rate von $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 100 \text{ K/s}$. Lediglich für die Parameterkombination $T_{\text{WB}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ und $v_{\text{Scan}} = 2,5 \text{ mm/s}$ wird die kritische Abschreckrate beim zweiten Durchlauf ($\alpha = 720^\circ$) unterschritten.

Auch bei Applikation ringförmiger Layouts lässt sich die Wärmebehandlung der Aluminiumbleche mit hoher Wiederholgenauigkeit durchführen. Bedingt durch den geringen Spotdurchmesser von $D = 1,9 \text{ mm}$ und die in der Folge geringe aufzubringende Laserleistung wirken sich Schwankungen der Leistung stärker auf die Leistungsdichte, also die Leistung bezogen auf den Spotquerschnitt, und damit auf den Wärmebehandlungsprozess aus. In der Folge wird die Reproduzierbarkeit gegenüber dem punktförmigen Layout geringfügig reduziert.

7.1 Eigenschaftsgradierung durch lokal begrenztes Rückbildungsglügen

Zunächst erfolgt die Analyse des Einflusses des Wärmebehandlungslayouts und der Prozessführung während der Retrogression auf das sich im Blech einstellende Temperaturprofil und die resultierende Festigkeitsgradierung. Zur Ermittlung der an der Oberfläche vorliegenden Maximaltemperaturen wird ein MatLab-Skript genutzt. Die Aufnahme der Wärmebildkamera wird als ASCII-basierte Textdatei abgespeichert, die für jeden erfassten Zeitschritt die Temperatur jedes Pixels enthält. Die Maximaltemperatur jedes einzelnen Pixels wird über die Zeitschritte hinweg erfasst und pixelweise in einem Bild zusammengesetzt. Da sich das Temperaturprofil rotations-symmetrisch ausbildet, erfolgt die Darstellung der Ergebnisse für eine Linie ausgehend von der Blechmitte zum Rand der Probe. Bei den Proben handelt es sich um Blechzuschnitte mit den Abmessungen $30 \times 30 \text{ mm}^2$.

Wird EN AW-7075 im warmausgelagerten Zustand T6 gefügt, tritt das Versagen der Fügepunkte im Halsbereich auf (vgl. Abschnitt 6.1). Bedingt durch die Geometrie des Innenstempels, dessen Durchmesser $d_{\text{IS}} = 5,4 \text{ mm}$ misst, sowie durch die Matrize, die einen Innendurchmesser von $d_{\text{A}} = 7 \text{ mm}$ aufweist, befindet sich der versagenskritische Bereich daher zwischen den

beiden Durchmessern. Bezogen auf die Darstellung der Härtegradienten entspricht dies den Koordinaten $x = 2,7 \text{ mm}$ und $x = 3,5 \text{ mm}$. Im Fügeprozess wird der Werkstoff im Bereich des Außenstempels vom Wangenbereich in den Halsbereich gedrückt, weshalb der Werkstofffluss in diesem Bereich prinzipiell zu erleichtern ist. Der Außenstempel weist einen Innendurchmesser von $d_{IS} = 5,4 \text{ mm}$ und einen Außendurchmesser von $d_{AS} = 9 \text{ mm}$ (entspricht $x = 2,7 \text{ mm}$ und $x = 4,5 \text{ mm}$) auf.

Bild 38 zeigt die Temperatur- und Härteprofile für das punktförmige Layout in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und der Spotgröße a . Aufheizrate und Haltezeit betragen $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 100 \text{ K/s}$ respektive $t_{Halte} = 1,0 \text{ s}$.

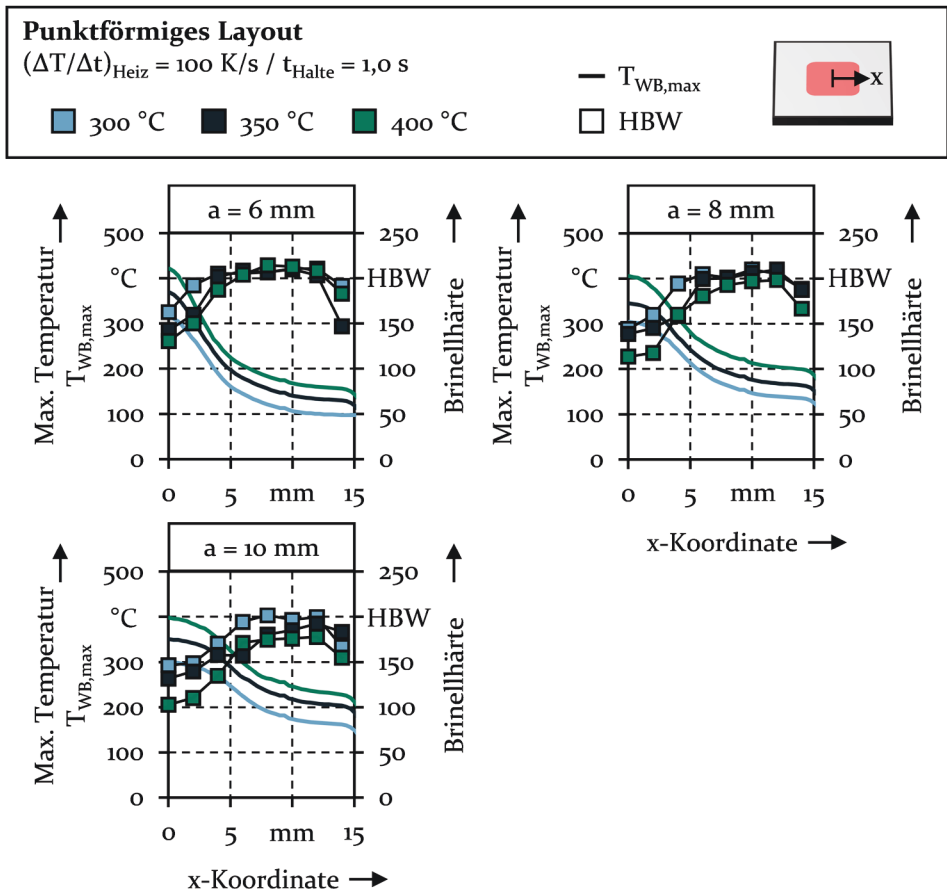


Bild 38: Verteilung der Maximaltemperatur $T_{WB,max}$ und daraus resultierende Festigkeitsgradierung in Abhängigkeit der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für punktförmige Wärmebehandlungslayouts

Grundsätzlich gilt, dass höhere Temperaturen zu einer stärkeren Entfestigung des Aluminiumblechs führen (vgl. Abschnitt 5). Trotz der homogenen Leistungsdichte des Laserspots stellen sich Temperaturgradienten von der Probenmitte zum Rand ein, sodass die eingestellte Wärmebehandlungstemperatur nur in einem Bereich erreicht wird, der wesentlich kleiner als der Spot ist. Ursächlich hierfür ist die Wärmeleitung in an den Spot angrenzende, nicht bestrahlte Bereiche der Blechproben. Ausgehend von der Mitte des Blechs stellt sich in der Folge ein Härtegradient zum Rand der Probe ein. Die geringste Härte wird jeweils in der Mitte, also am Ort der höchsten Temperatur erzielt, die höchste Härte in den nicht bestrahlten Bereichen. Aufgrund eines für die Härtemessung zu geringen Randabstands fällt die Härte bei $x = 14$ mm ab, was aus dem genannten Grund zu vernachlässigen ist.

Aus Abschnitt 5 geht hervor, dass sich die Festigkeit von EN AW-7075 T6 ab einer Wärmebehandlungstemperatur von etwa $T_{WB} = 250$ °C reduziert. Diese Erkenntnis ist in guter Übereinstimmung mit den sich einstellenden Härtegradienten. Entsprechend werden Bereiche, in denen während der Wärmebehandlung Temperaturen von zumindest $T_{WB,max} = 250$ °C vorherrschen, durch das Rückbildungsglühen entfestigt. Der Grad der Entfestigung nimmt mit der Wärmebehandlungstemperatur zu. Ferner wird ein größerer Bereich entfestigt, da durch Wärmeleitung auch an den Spot angrenzende Bereiche stärker erwärmt werden. Beispielhaft sei dies anhand der Spotgröße $a = 6$ mm dargelegt. Für $T_{WB} = 300$ °C liegt die Maximaltemperatur von $T_{WB,max} = 250$ °C bei $x = 2,6$ mm vor. Diese befindet sich somit innerhalb des Spots. Durch die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur auf $T_{WB} = 350$ °C verbreitert sich das Temperaturfeld und die Maximaltemperatur $T_{WB,max} = 250$ °C wird außerhalb des Spots bei $x = 3,3$ mm gemessen. Durch die weitere Erhöhung der Temperatur auf $T_{WB} = 400$ °C liegt an der Stelle $x = 4,3$ mm eine Maximaltemperatur von $T_{WB,max} = 250$ °C vor. Diese befindet sich somit ebenfalls außerhalb des Spots.

Die Vergrößerung des Laserspots führt ebenfalls zu einer stärkeren Durchwärmung des gesamten Blechs, wodurch die Entfestigung in den nicht bestrahlten Bereichen zunimmt und sich ein geringerer Temperaturgradient zwischen der Mitte und dem Rand einstellt. Beispielsweise verschiebt sich für $T_{WB} = 400$ °C die Position, an der eine Maximaltemperatur von $T_{WB,max} = 250$ °C gemessen wird, von $x = 4,3$ mm für $a = 6$ mm auf $x = 6,5$ mm für $a = 8$ mm und auf $x = 9,7$ mm für $a = 10$ mm. Ferner wird der Werkstoff in der Probenmitte stärker entfestigt. Für $T_{WB} = 400$ °C ergibt sich für $a = 6$ mm eine minimale Härte von rund 131 HBW. Für $a = 8$ mm reduziert sich die Härte auf einen Minimalwert von etwa 114 HBW. Für

$a = 10$ mm wird ein Wert von circa 103 HBW gemessen. Ursächlich hierfür ist eine stärkere Durchwärmung der Probe in Dickenrichtung. Dieser Sachverhalt wird im weiteren Verlauf näher untersucht.

In Abschnitt 6.4 wurde ein Härtewert von rund $127,5 \pm 4,5$ HBW als versagenkritisch identifiziert. Dieser Wert liegt bei einer Spotgröße von $a = 6$ mm für eine Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 400$ °C in der Probenmitte vor. An der Position $x = 2$ mm wird der Wert bereits überschritten. In diesem Bereich liegt lediglich die Wirkfläche des Innenstempels. Der entfestigte Bereich ist folglich unkritisch für das Versagen des Blechs im Fügeprozess. Die Entfestigung im versagenkritischen Halsbereich ist demgegenüber reduziert. Für $x = 4$ mm entspricht die Härte mit rund 187 HBW dem Ausgangswert des Zustands T6. Für die Spotgröße $a = 8$ mm steigt die Härte erst ab $x = 4$ mm wesentlich an. Für die Temperaturen $T_{WB} = 350$ °C und $T_{WB} = 400$ °C wird an dieser Stelle ein Härtebeiwert von etwa 160 HBW gemessen. Dagegen liegt nach einer Wärmebehandlung mit $T_{WB} = 300$ °C an dieser Messposition eine Härte von rund 194 HBW vor. Misst die Spotgröße $a = 10$ mm, stellt sich ebenfalls ab der Messposition $x = 4$ mm ein Anstieg der Härte ein. Der Anstieg ist mit einem Härtewert von rund 135 HBW an dieser Position geringer als für die beiden anderen Spotgrößen. Für die Wärmebehandlungstemperaturen $T_{WB} = 350$ °C und $T_{WB} = 400$ °C kommt es bedingt durch Wärmeleitung und die Erhöhung der eingebrachten Wärmemenge sogar zur geringfügigen Entfestigung der nicht bestrahlten Bereiche auf rund 175 HBW.

Die Spotgröße a und die Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} wirken sich auf die während der Wärmebehandlung eingebrachte Wärmemenge und infolge dessen auf das in der Blechebene ausgebildete Temperaturfeld aus. Weitere Stellgrößen mit Einfluss auf die eingebrachte Wärmemenge sind die Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz}$ und die Haltezeit t_{Halte} . Der Einfluss der beiden Größen auf die Temperaturverteilung und die daraus folgende Entfestigung ist für die Spotgröße $a = 8$ mm und die Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 400$ °C in Bild 39 gegenübergestellt.

Die Erhöhung der Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz}$ bewirkt die Reduzierung der Durchwärmung des Probenkörpers, da sich die Dauer der Wärmebehandlung in Summe reduziert und weniger Wärme in die Probe eingebracht wird. In der Folge liegen im nicht bestrahlten Bereich geringfügig höhere Härtewerte für $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 500$ K/s und $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 1.000$ K/s vor als für $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 100$ K/s. Im bestrahlten Bereich sind die Unterschiede entsprechend des sich einstellenden Temperaturprofils gering. Die Variation der Haltezeit t_{Halte} bewirkt neben der geänderten Probenerwärmung im

nicht bestrahlten Bereich die Änderung des Temperaturgradienten am Rand des Spots. Die Zunahme der Haltezeit führt durch die Erhöhung der eingebrachten Wärmemenge zur geringfügig stärkeren Entfestigung des bestrahlten sowie des nicht bestrahlten Bereichs.

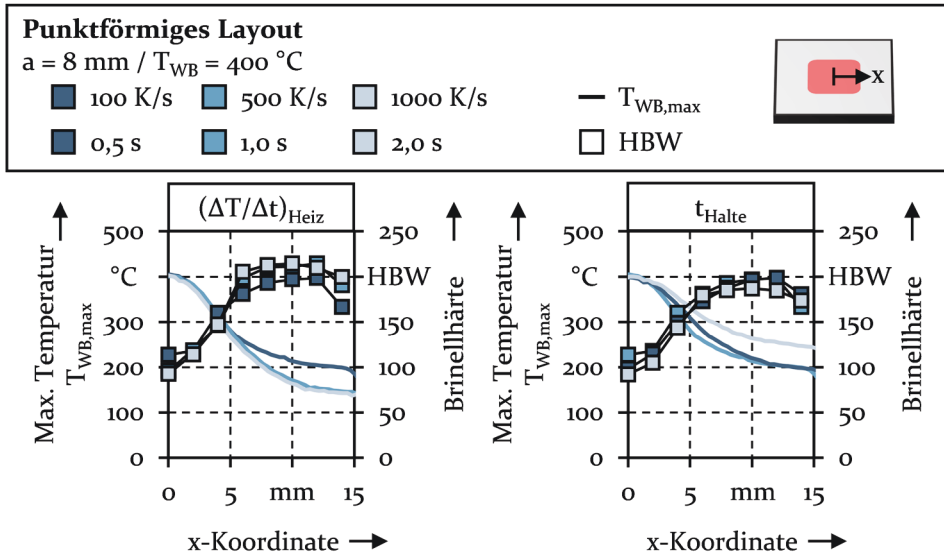


Bild 39: Verteilung der Maximaltemperatur $T_{WB,max}$ und der daraus resultierende Festigkeitsgrädierung in Abhängig der Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz}$ und der Haltezeit t_{Halte} für punktförmige Wärmebehandlungslayouts

Es ist festzuhalten, dass es bei Applikation des punktförmigen Layouts verstärkt zur Entfestigung des Blechs in der Probenmitte kommt sowie dass der versagenskritische, spätere Halsbereich nur bei ausreichend hohen Temperaturen sowie einer Spotgröße von zumindest $a = 8 \text{ mm}$ nennenswert entfestigt wird. Gegenüber der Variation der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} ist der Einfluss der Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz}$ und der Haltezeit t_{Halte} auf die erzielte Entfestigung gering.

Aufgrund der relativ hohen Blechdicke von $s_o = 2 \text{ mm}$ und der gegenüber den Halbzeugmaßen deutlich geringeren Spotgröße a kommt es während der Wärmebehandlung der Bleche, bei der die Wärmeenergie lediglich über eine der Blechoberflächen eingebracht wird, zum Wärmetransport durch Wärmeleitung in alle drei Raumrichtungen. Um die Temperaturgradienten in Dickenrichtung zu ermitteln, wird der Wärmebehandlungsprozess numerisch simuliert. Wie in Abschnitt 4.6 aufgeführt, wurde das zum Einsatz kommende Simulationsmodell in [135] detailliert vorgestellt und validiert. Nach Durchführung der Wärmebehandlungssimulation wird mithilfe eines Python-Skripts die an jedem Knoten über den Prozessverlauf

vorliegende Maximaltemperatur ermittelt. Bild 40 zeigt die Verteilung der Maximaltemperatur im Querschnitt für das punktförmige Layout in Abhängigkeit der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} .

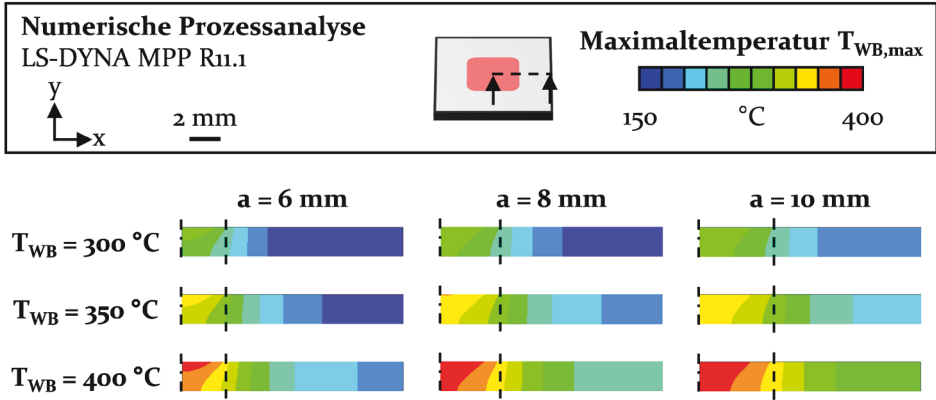


Bild 40: Verteilung der Maximaltemperatur $T_{WB,max}$ im Blechquerschnitt für punktförmige Layouts in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und der Spotgröße a

Wie aufgezeigt, stellt sich für alle Spotgrößen a und Wärmebehandlungstemperaturen T_{WB} ein Temperatur- und damit Festigkeitsgradient in x -Richtung ein. Mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und Spotgröße a erhöht sich die eingebrachte Wärmemenge, wodurch die Durchwärmung des gesamten Probenkörpers gesteigert wird. Des Weiteren bildet sich ein Temperaturgradient in Dickenrichtung aus. Die eingestellte Zieltemperatur liegt in der Folge lediglich an der Blechoberfläche vor. Der Temperaturgradient in Dickenrichtung zeigt sich insbesondere abhängig von der eingestellten Spotgröße a . So wird für $a = 6$ mm und eine Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 400$ °C mittig an der Blechunterseite eine Temperatur von $T = 358$ °C erzielt. Der Wert steigt auf $T = 380$ °C für $a = 8$ mm und auf $T = 384$ °C für $a = 10$ mm. Mit zunehmender Spotgröße a geht somit eine gesteigerte Homogenität der Temperatur an der Ober- und der Unterseite des Blechs einher. Gleichzeitig kommt es zur verstärkten unerwünschten Erwärmung der nicht bestrahlten Bereiche.

Bild 41 zeigt die Temperatur- und Härtegradierung bei Applikation ringförmiger Layouts. Dabei wird das Ziel verfolgt, ausschließlich den versagenskritischen Halsbereich sowie den Wangenbereich zu entfestigen. Der Kontaktbereich zum Innenstempel soll möglichst keiner Eigenschaftsänderung unterzogen werden. Zunächst wird der Einfluss der Prozessführung für einen Bahndurchmesser von $d = 6$ mm untersucht. Der Spot weist eine Größe von $D = 1,9$ mm auf. In der Folge wird ein Ring mit einem Innendurchmesser von etwa $d_i = 5,05$ mm sowie einem Außendurchmesser

von etwa $d_a = 6,95$ mm bestrahlt. Dies entspricht folglich dem versagenskritischen Halsbereich. Variiert werden die Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} , die Scangeschwindigkeit v_{Scan} sowie der Umdrehungswinkel α .

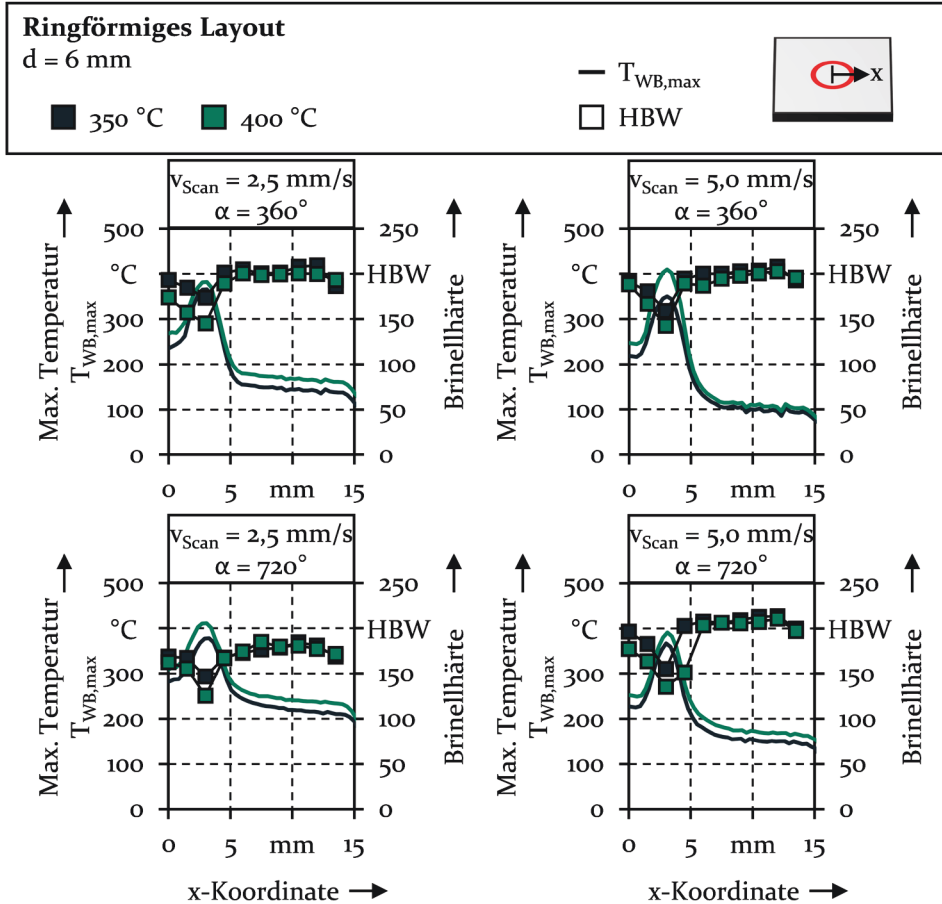


Bild 41: Verteilung der Maximaltemperatur $T_{WB,max}$ und resultierende Festigkeitsgradierung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} , der Scangeschwindigkeit v_{Scan} und des Umdrehungswinkels α für ringförmige Layouts mit dem Bahndurchmesser $d = 6$ mm

Die höchste Temperatur und infolge dessen die stärkste Entfestigung stellt sich im Bereich der bestrahlten Kreisbahn ein. Da die Wärme zur Probenmitte hin schlechter abfließen kann als zum Probenrand, ist die Temperatur in der Probenmitte gegenüber dem Rand deutlich erhöht. Infolge dessen ist der Härtegradient zur Mitte hin geringer. Mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} sowie für geringere Scangeschwindigkeiten v_{Scan} und den höheren Umdrehungswinkel $\alpha = 720^\circ$ nimmt die Temperatur in den nicht bestrahlten Bereichen bedingt durch die

Erhöhung der eingebrachten Wärmemenge zu. Die Härte am Probenrand wird jedoch nur für die Parameterkombination $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$ und $\alpha = 720^\circ$ reduziert. Bei dieser Kombination wird im Vergleich die größte Wärmemenge in den Probenkörper eingebracht, wodurch die Temperatur im nicht bestrahlten Bereich auf über 200°C steigt. Für die genannte Parameterkombination wird im bestrahlten Bereich die geringste Festigkeit erzielt. Nach der Retrogression liegt für $T_{WB} = 350^\circ\text{C}$ ein Härtebeiwert von rund 147 HBW vor, für $T_{WB} = 400^\circ\text{C}$ beträgt die Härte etwa 126 HBW. Die Werte liegen somit auf einem vergleichbaren Niveau zu denen, die für das punktförmige Layout ermittelt wurden. Der Einfluss des Kreisbahndurchmessers d auf den Härtegradienten geht aus dem Vergleich mit Bild 42 hervor.

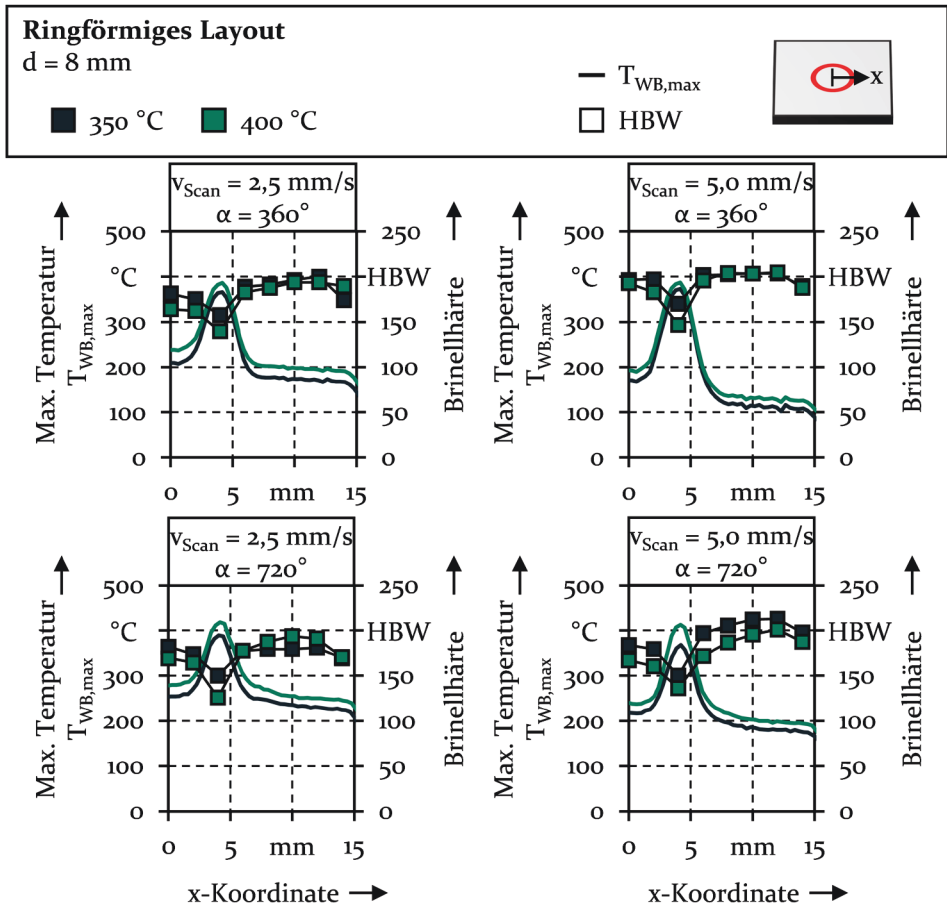


Bild 42: Verteilung der Maximaltemperatur $T_{WB,max}$ und resultierende Festigkeitsgradierung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} , der Scangeschwindigkeit v_{Scan} und des Umdrehungswinkels α für ringförmige Layouts mit dem Bahndurchmesser $d = 8 \text{ mm}$

Der Bahndurchmesser wird zu $d = 8$ mm variiert. Der bestrahlte Ring weist folglich einen Innendurchmesser von etwa $d_i = 7,05$ mm und einen Außendurchmesser von $d_a = 8,95$ mm auf. Dies bewirkt die Entfestigung des Wangenbereichs, aus dem der Werkstofffluss in den Halsbereich stattfindet. Durch den geänderten Bahndurchmesser verschiebt sich der Bereich der stärksten Entfestigung. Die resultierenden Härtewerte erreichen ein vergleichbares Niveau zu denen, die für den Durchmesser $d = 6$ mm ermittelt wurden. Aufgrund der im Vergleich am größten eingebrachten Wärmemenge liegt die stärkste Entfestigung wiederum für die Parameterkombination $v_{\text{Scan}} = 2,5$ mm/s und $\alpha = 720^\circ$ vor. Da sich bedingt durch den größeren Kreisbahndurchmesser die Prozesszeit zur Durchführung der Wärmebehandlung verlängert, findet eine geringfügig stärkere Durchwärmung der Proben statt. Abgesehen von der genannten Parameterkombinationen bleiben die Temperaturen am Probenrand dabei unterhalb von 200 °C, weshalb der Werkstoff nicht entfestigt wird.

Es ist festzuhalten, dass sich mittels der Applikation ringförmiger Layouts vergleichsweise große Eigenschaftsgradienten einstellen lassen. Die Entfestigung findet stark lokalisiert statt. Auch für ringförmige Layouts stellt die Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} den größten Einflussfaktor für die Entfestigung dar. Durch die Wahl des Kreisbahndurchmessers d werden unterschiedliche, für den Werkstofffluss relevante Bereiche entfestigt. Der Grad der Entfestigung ist vergleichbar zum punktförmigen Layout.

Analog dem punktförmigen Layout wird die Temperaturgradierung in Dickenrichtung mithilfe der numerischen Simulation ermittelt. Bild 43 zeigt die Verteilung der Maximaltemperatur im Blechquerschnitt für das ringförmige Layout in Abhängigkeit der variierten Prozessparameter. Gegenüber dem punktförmigen Layout findet eine gezieltere Erwärmung des Blechs statt. Da die Spotgröße $D = 1,9$ mm misst, sie ist somit kleiner als die Blechdicke, reduziert sich die Durchwärmung in Dickenrichtung gegenüber dem punktförmigen Layout. Bedingt durch die dreidimensionale Wärmeleitung wird die Temperatur nur oberflächennah erreicht. Die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und des Umdrehungswinkels α sowie die verringerte Scangeschwindigkeit $v_{\text{Scan}} = 2,5$ mm/s führen zur Erhöhung der eingebrachten Wärmemenge und somit zur stärkeren Durchwärmung der Probe in x - und y -Richtung. Aufgrund der Verlängerung der Prozesszeit trägt auch der größere Kreisbahndurchmesser $d = 8$ mm zur stärkeren Durchwärmung der Probe bei. Lediglich für Parameterkombinationen mit $v_{\text{Scan}} = 2,5$ mm/s und $\alpha = 720^\circ$ liegt eine Temperatur von zumindest 300 °C, die in Abschnitt 6.2 als versagenskritisch für matrizenseitigen 22MnB5 identifiziert wurde, an der Blechunterseite vor.

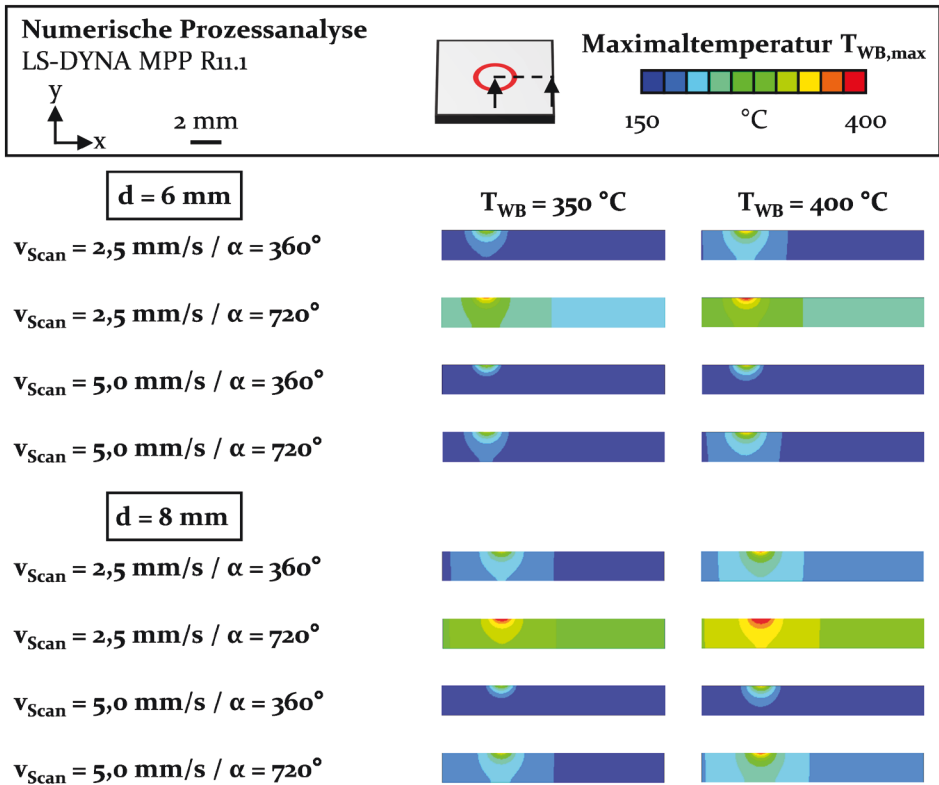


Bild 43: Verteilung der Maximaltemperatur $T_{WB,max}$ im Blechquerschnitt für ringförmige Layouts in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} , des Kreisbahndurchmessers d , der Scangeschwindigkeit v_{Scan} und des Umdrehungswinkels α

7.2 Punktförmige Wärmebehandlungslayouts

Nachfolgend wird der Einfluss punktförmiger Wärmebehandlungslayouts auf das Schneidclinch von rückbildungsgeglühtem EN AW-7075 T6 untersucht. Die Analyse gliedert sich in die grundlegende Untersuchung der Fügbarkeit der Legierung und des aus der Eigenschaftsgradierung folgenden Stoffflusses sowie in die Ermittlung der Fügepunkteigenschaften.

7.2.1 Analyse der Fügbarkeit und des Stoffflusses

Bild 44 zeigt die Fügepunkte für das punktförmige Layout und 22MnB5 (1,5 mm) als matrizenseitigen Fügepartner. Auf die Variation der Aufheizrate $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz}$ und Haltezeit t_{Halte} wird in den weiteren Untersuchungen verzichtet. Wie in Abschnitt 7.1 aufgezeigt, ist der Einfluss der beiden Größen auf das sich einstellende Eigenschaftsprofil gering.

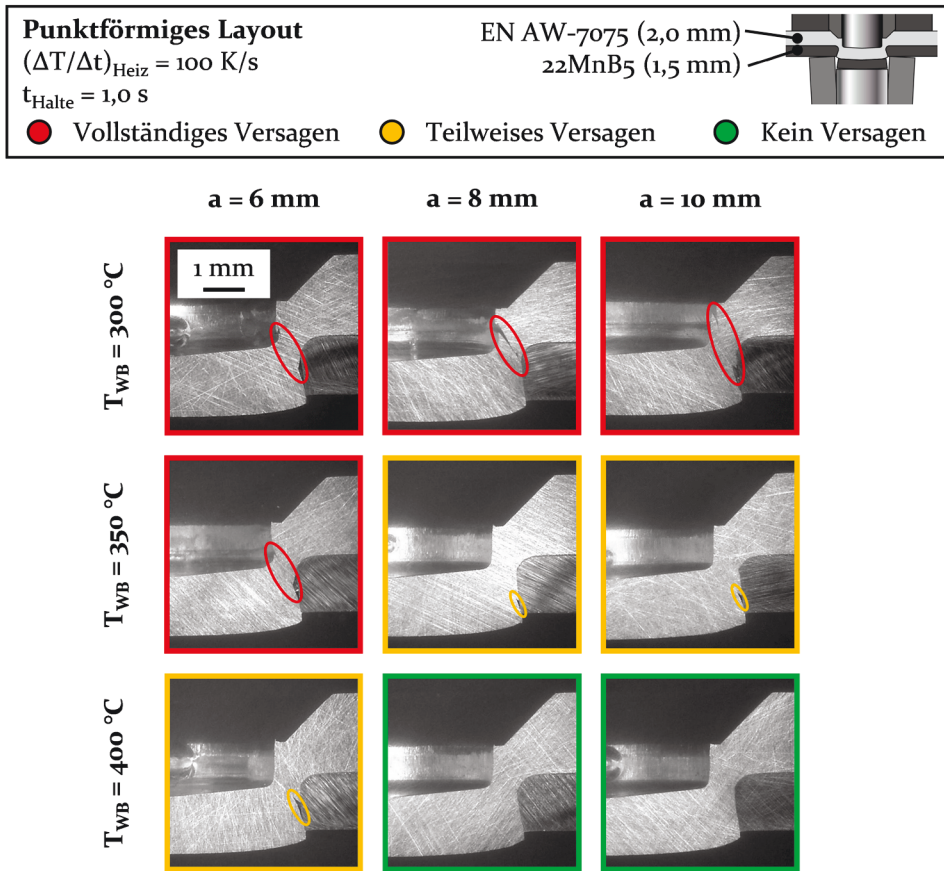


Bild 44: Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 (2,0 mm) für matrizenseitigen 22MnB5 (1,5 mm) und punktförmige Layouts in Abhängigkeit der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB}

Unabhängig von der Spotgröße a liegt für eine Wärmebehandlungstemperatur von $T_{\text{WB}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ vollständiges Versagen im tragenden Querschnitt vor. Die auftretenden Risse verlaufen ausgehend von der Blechunterseite durch den Halsbereich des Fügepunkts zum Radienauslauf des Innenstempels. Dies deckt sich mit dem in Abschnitt 6.4 ermittelten Prozessfenster für die Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 bei Durchführung einer globalen Wärmebehandlung und dem ermittelten Versagensverhalten. Die Entfestigung ist nicht ausreichend, um die Aluminiumlegierung versagensfrei zu fügen, wenn matrizenseitig 22MnB5 (1,5 mm) zum Einsatz kommt. Die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur führt zur Verbesserung der Fügbarkeit. Dabei ergibt sich eine Wechselwirkung mit der Spotgröße. Für a = 6 mm und $T_{\text{WB}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ kommt es zum vollständigen Versagen, für $T_{\text{WB}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ liegen lediglich Anrisse an der Blechunterseite vor. Für

$a = 8 \text{ mm}$ kommt es durch die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ auf $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ nur noch zur Bildung von Anrissen. Wird die Temperatur auf $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ gesteigert, ist versagensfreies Fügen möglich. Im Falle von $d = 10 \text{ mm}$ kommt es bei $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ ebenfalls zum vollständigen Versagen der Fügepunkte. Für die Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ werden lediglich Anrisse gebildet. Nach einer Wärmebehandlung bei $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ ist das Fügen versagensfrei möglich.

Wie aus Abschnitt 7.1 hervorgeht, führen kleine Spotgrößen und niedrigere Wärmebehandlungstemperaturen zu einer geringen Entfestigung des Aluminiumblechs im versagenskritischen Halsbereich sowie im Wangenbereich. Um die Ursachen für die Rissbildung zu ermitteln, wird nachfolgend der Einfluss des Wärmebehandlungslayouts auf den Spannungszustand beim Durchsetzen sowie auf den Stofffluss numerisch untersucht. Bild 45 zeigt die Hauptspannung σ_1 im Fügepunktquerschnitt beim Durchsetzen für das punktförmige Layout und matrizenseitigen 22MnB5 (1,5 mm).

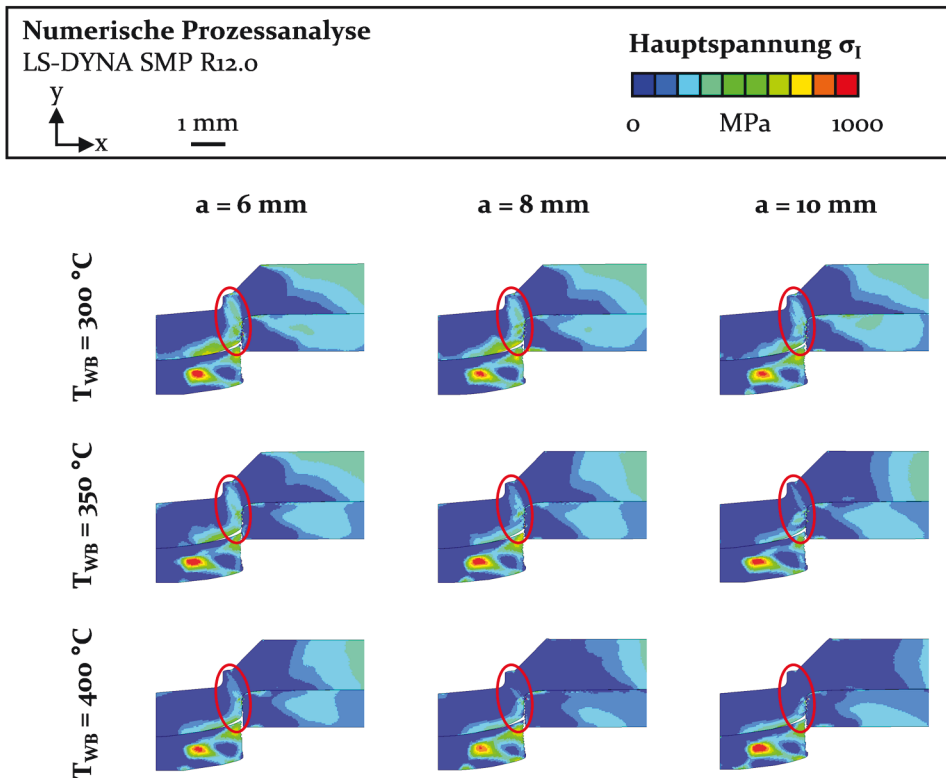


Bild 45: Hauptspannung σ_1 beim Durchsetzen (Prozessfortschritt: 69 %) in Abhängigkeit der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bei matrizenseitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm)

Die Vergrößerung der Spotkantenlänge a und die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bewirken die zunehmende Entfestigung des Boden- sowie des Hals- und Wangenbereichs des Fügepunkts. Die Erhöhung beider Parameter führt in der Folge zur Reduzierung versagenskritischer Zugspannungen im Hals. Für $a = 6 \text{ mm}$ und $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ liegt eine maximale Spannung von etwa $\sigma_1 = 400 \text{ MPa}$ vor. Für $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ reduziert sich der Wert auf rund $\sigma_1 = 300 \text{ MPa}$. Die zusätzliche Vergrößerung des Spots auf $a = 10 \text{ mm}$ führt zur Reduzierung der maximalen Hauptspannung auf etwa $\sigma_1 = 100 \text{ MPa}$. Zurückzuführen ist dies auf die Reduzierung der Fließspannung des Werkstoffs infolge der Wärmebehandlung. Ferner dringt der Außenstempel durch die geringere Festigkeit des Blechs stärker in dieses ein, wodurch im Bereich der Außenstempelfase Druckspannungen überlagert werden. Die Entfestigung bewirkt somit die Reduzierung des Zugspannungsniveaus sowie die Verschiebung des Spannungszustands in den Druckbereich ($\eta < 0$) (Bild 46).

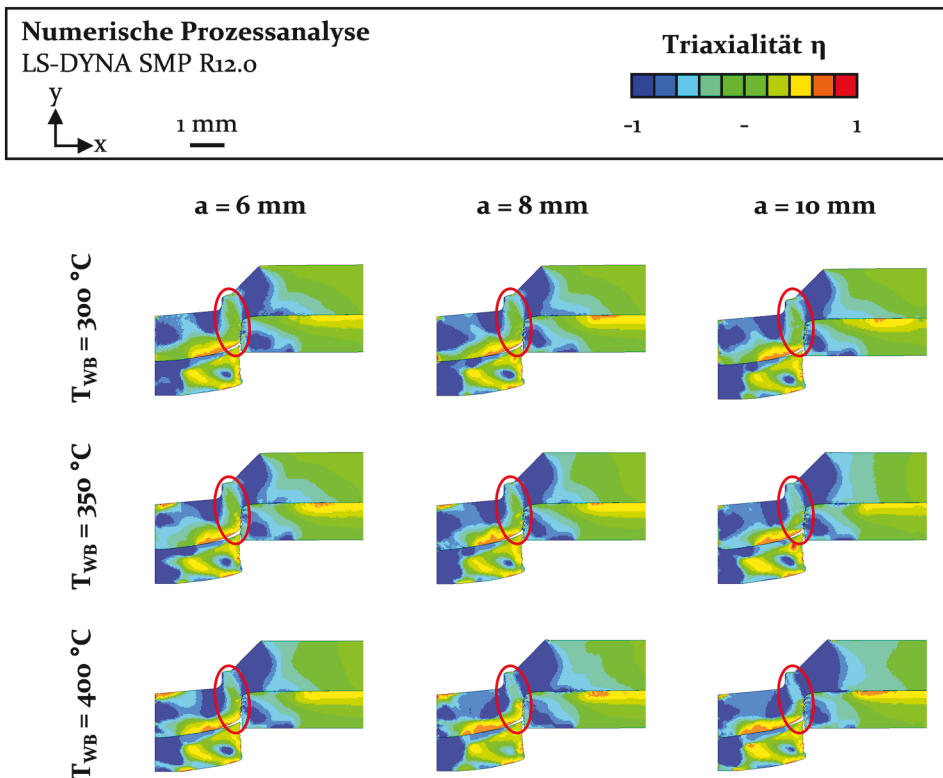


Bild 46: Triaxialität η beim Durchsetzen (Prozessfortschritt: 69 %) in Abhängigkeit der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bei matrizenseitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm)

Die Analyse der Triaxialität η in Bild 46 zeigt, dass während der Durchsetzphase ein- und zweiachsige Zugspannungen an der Blechunterseite vorliegen. Ferner bildet sich im Halsbereich ein Scherband aus, das in Richtung des Radiauslaufs des Innenstempels verläuft. Für geringe Spotgrößen und Temperaturen dominieren in diesem Zug- sowie Scherspannungen. Für größere Spots und höhere Wärmebehandlungstemperaturen verlagert sich der Spannungszustand am Radiauslauf dagegen zunehmend in den Druckbereich. Dieser ist vergleichsweise unkritisch für das Versagen des oberen Blechs. Analog der globalen Wärmebehandlung wirkt sich eine zunehmende Entfestigung des Werkstoffs somit auch bei lokal punktförmigen Layouts positiv auf die Spannungsverhältnisse im Halsbereich aus.

Wie aus der numerischen Analyse hervorgeht, erweisen sich hohe Zugspannungen im Hals und der sich in der Folge einstellende Spannungszustand als versagenskritisch. Voraussetzung zum versagensfreien Fügen von EN AW-7075 T6 im Schneidclinchprozess ist folglich die ausreichende Entfestigung des Wangenbereichs, um das Eintauchen des Außenstempels in das Blech und hierdurch das Überlagern von Druckspannungen im Halsbereich zu ermöglichen. Dahingehend liegt eine sehr gute Übereinstimmung zwischen der numerischen Analyse und dem Versagen des oberen Blechs im Realprozess vor. Eine deutliche Reduzierung des Spannungsniveaus im Hals wird für die Spotgröße $a = 6$ mm erst ab einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 400$ °C sowie für $a = 8$ mm und $a = 10$ mm ab $T_{WB} = 350$ °C erzielt. Für die genannten Kombinationen liegen nur Anrisse nach dem Fügen vor. Diese liegen an der Blechunterseite, wo versagenskritische ein- und zweiachsige Zugspannungen dominieren. Für die beiden größeren Spots wird das Zugspannungsniveau für $T_{WB} = 400$ °C erheblich verringert, sodass versagensfreies Fügen möglich ist. Dabei gilt es zu berücksichtigen, dass sich auch in Dickenrichtung Temperaturgradienten einstellen und die Temperatur und damit auch die Entfestigung an der Blechunterseite geringer ist. Ein hohes Zugspannungsniveau, das Vorliegen von ein- und zweiachsigen Zugspannungen an der Blechunterseite sowie die inhomogene Entfestigung in Dickenrichtung tragen somit zur Rissbildung an der Unterseite des oberen Blechs bei.

Folgend wird der Einfluss des Wärmebehandlungslayouts auf den Stofffluss vergleichend gegenübergestellt. Bild 47 zeigt den Werkstofffluss in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für die Spotgröße $a = 8$ mm. Der Stoffzusammenhalt des oberen Blechs bleibt im Rahmen der Analysen erhalten, um den Einfluss der Festigkeitsgradienten auf den Werkstofffluss in den drei charakteristischen Prozessphasen Schneiden, Durchsetzen und Querfließpressen zu ermitteln.

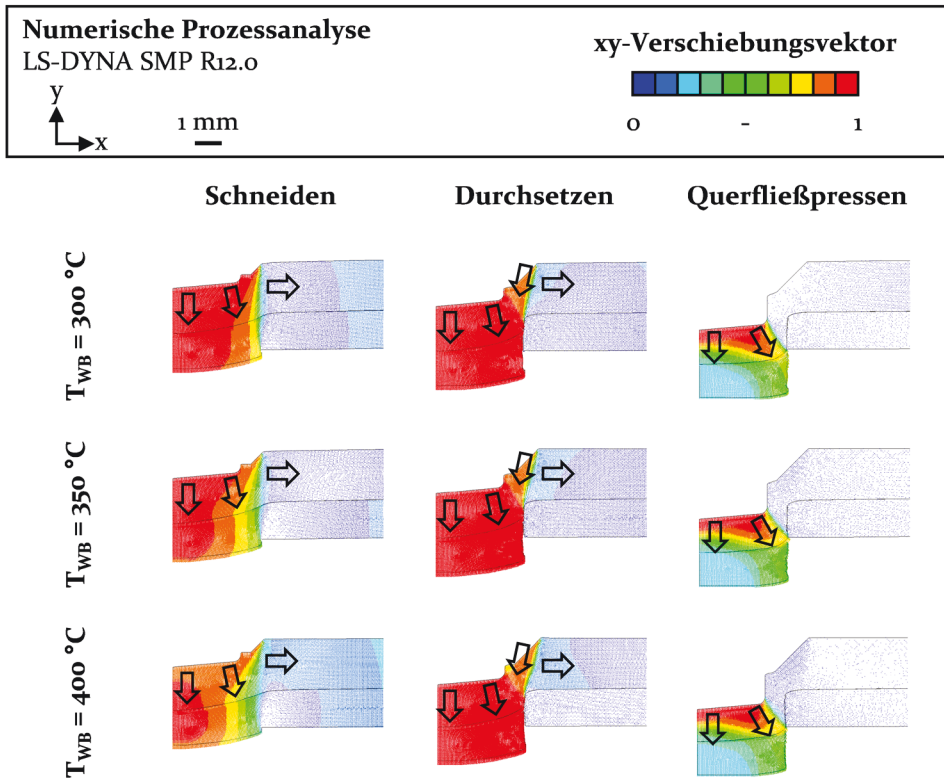


Bild 47: Stofffluss in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für die Spotgröße $a = 8\text{ mm}$ bei Applikation punktförmiger Wärmebehandlungslayouts sowie bei matzenseitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm)

Die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und die daraus folgende stärkere Entfestigung von EN AW-7075 T6 bewirkt die Zunahme des radialen Werkstoffflusses während der Schneidphase. Der axiale Werkstofffluss unterhalb des Innenstempels wird dagegen verringert. Während der Durchsetzphase liegt demgegenüber mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur nur noch eine geringfügig erhöhte Werkstoffverdrängung in radialer Richtung vor. Beim Querfließpressen sind nahezu keine Unterschiede hinsichtlich des Stoffflusses im Bauteilboden festzustellen. Lediglich im Hals und Wangenbereich ist mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur ein etwas stärkerer Stofffluss vorhanden. Die größten Unterschiede für die drei Wärmebehandlungstemperaturen ergeben sich somit für die Schneidphase und den dabei auftretenden radialen Stofffluss.

Gegenüber der globalen Entfestigung des oberen Fügepartners wird für alle drei Wärmebehandlungstemperaturen die erhebliche Verringerung der

radialen Werkstoffverdrängung bei gleichzeitiger Erhöhung des axialen Werkstoffflusses (vgl. Bild 24) festgestellt. Der nicht entfestigte Werkstoff im Wirkungsbereich des Außenstempels und des Niederhalters fungiert als Armierung. Die sich ausbildenden Spannungen im an die Fügezone angrenzenden Bereich sind nicht ausreichend, um den Werkstoff zum Fließen zu bringen. Im Vergleich zur globalen Retrogression verringert sich außerdem der Werkstofffluss im Boden während der Fließpressphase. Bedingt durch die reduzierte radiale Werkstoffverdrängung in der Schneid- und Durchsetzphase ist ein größeres Werkstoffvolumen in der Fügezone vorhanden, um den Hinterschnitt auszuformen. Daher wird beim Querfließpressen weniger Material aus der Fügepunktmitte verdrängt.

Der Einfluss der Spotgröße a wird in Bild 48 gegenübergestellt. Die Wärmebehandlungstemperatur beträgt für alle drei Spotgrößen $T_{WB} = 400\text{ °C}$.

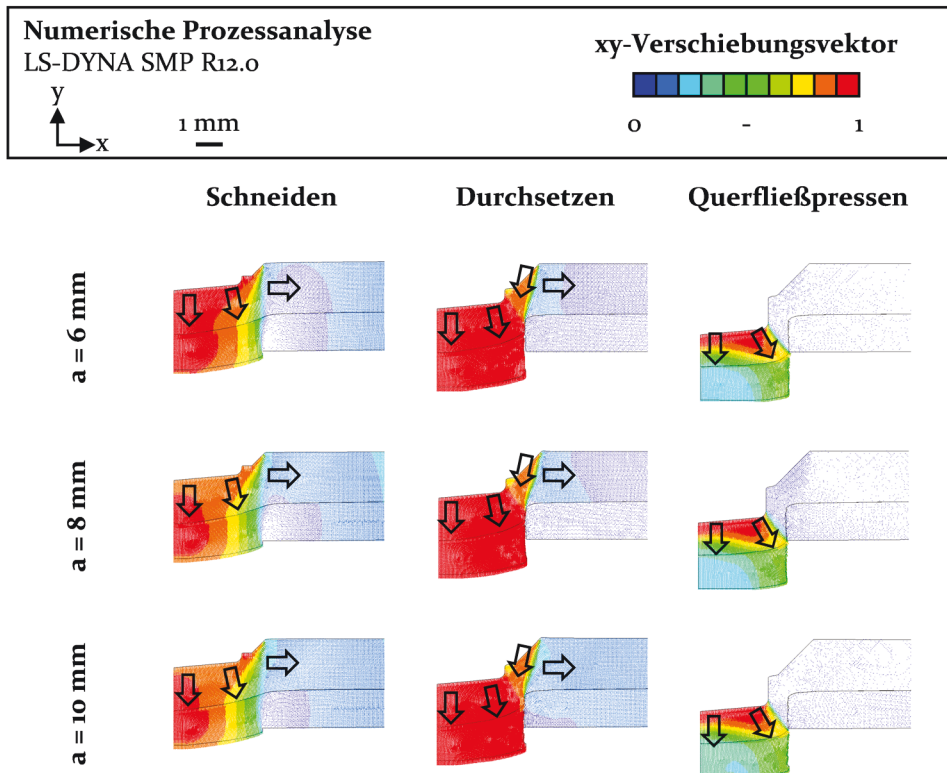


Bild 48: Stofffluss in Abhängigkeit der Spotgröße a für die Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 400\text{ °C}$ bei Applikation punktförmiger Wärmebehandlungslayouts sowie bei matri-zenseitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm)

Mit zunehmender Spotgröße a und somit mit zunehmender Entfestigung des Hals- und Wangenbereichs ist die Steigerung der radialen Werkstoffverdrängung während der Schneidphase zu verzeichnen. Im Gegenzug wird der axiale Stofffluss unter dem Innenstempel verringert. Während der Durchsetzphase liegen dagegen nur geringe Unterschiede vor. Mit zunehmender Spotgröße kommt es zur etwas stärkeren radialen Werkstoffverdrängung im Bereich des Außenstempelkonus. Beim Querfließpressen des Fügepunktbodens sind keine Unterschiede zu erkennen.

Das in Abschnitt 6.4 ermittelte Temperaturfenster für die Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 bei matrizenseitiger Anordnung von 22MnB5 wird durch die lokale Interaktion der Werkzeugaktivelemente und des gradierten Blechs weiter eingeschränkt. Bedingt durch Wärmeleitungseffekte kann nur für $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ und eine Mindestgröße des Spots von $a = 8 \text{ mm}$ eine ausreichende Entfestigung des oberen Blechs aus EN AW-7075 T6 im versagenskritischen Halsbereich sichergestellt werden.

Die Fügbarkeit in Abhängigkeit des Wärmebehandlungslayouts für matrizenseitig angeordneten HCT780X (1,5 mm) geht aus Bild 49 hervor. Durch die geringere Festigkeit des Werkstoffs ist versagenstheoretisches Fügen von stempelseitigem EN AW-7075 bei Durchführung einer globalen Wärmebehandlung bereits für $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ möglich (vgl. Abschnitt 6.4).

Bei Verwendung des weniger festen und deutlich duktileren Dualphasenstahls vergrößert sich das Prozessfenster für die Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 gegenüber dem ultrahochfesten 22MnB5. So kann mit einer Spotgröße von $a = 6 \text{ mm}$ und der Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ sowie mit der Spotgröße $a = 10 \text{ mm}$ und einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ versagensfrei gefügt werden. Für die Spotgröße $a = 8 \text{ mm}$ ist die Fügbarkeit bereits nach einer Wärmebehandlung mit $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ gegeben. Wie aus Abschnitt 7.1 hervorgeht, führt die Vergrößerung des Spots ebenfalls zur Erhöhung der Temperatur im nicht bestrahlten Bereich. Hierdurch wird auch bei geringeren Wärmebehandlungstemperaturen eine für matrizenseitig angeordneten HCT780X ausreichende Entfestigung von EN AW-7075 T6 im Hals- und Wangenbereich erzielt. Bedingt durch die geringere Festigkeit des Dualphasenstahls und den erhöhten Kanteneintrag liegt während des Durchsetzens ein geringeres Zugspannungsniveau als für matrizenseitigen 22MnB5 vor (vgl. Abschnitt 6.1). Zudem dominieren Scherspannungen im Halsbereich. Im Vergleich zu biaxialen Zugspannungen sind diese weniger kritisch für das Versagen des Werkstoffs.

Punktförmiges Layout $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$ $t_{\text{Halte}} = 1,0 \text{ s}$	EN AW-7075 (2,0 mm) HCT780X (1,5 mm)		
	● Vollständiges Versagen	● Teilweises Versagen	● Kein Versagen

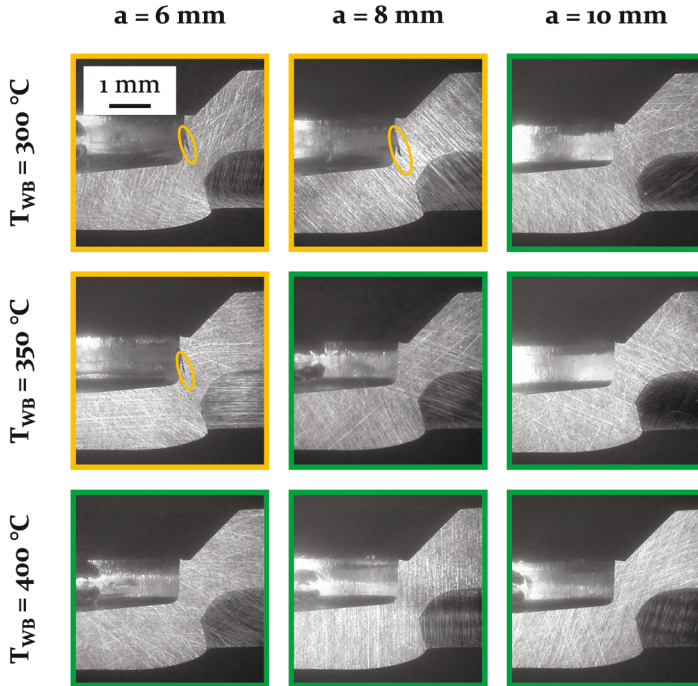


Bild 49: Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 (2,0 mm) für matrizenseitigen HCT780X (1,5 mm) und das punktförmige Layout in Abhängigkeit der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB}

Treten Risse auf, verlaufen diese mittig aus dem Bereich des Eindrucks der Innenstempelmantelfläche in Richtung des Übergangs von Kanteneinzug und Bruchfläche des unteren Fügepartners. Für den Zustand T6 verläuft der Riss durch den Radienauslauf des Innenstempels. Über die Ursache für das geänderte Versagensverhalten gibt die Analyse der Spannungszustände in Bild 50 Aufschluss. Beim Durchsetzen des oberen Blechs bildet sich ein Scherband im Halsbereich aus. Nach Durchführung der Wärmebehandlung liegen dort Scherspannungen sowie einachsige Zugspannungen vor. Die Hauptspannung beträgt etwa $\sigma_1 = 300 \text{ MPa}$. Während der Fließpressphase findet nahezu kein Werkstofffluss aus dem Wangen- in den Halsbereich mehr statt. Bedingt durch die Verfestigung des Werkstoffs im Wangenbereich dringt der Außenstempel nur noch verlangsamt in das obere Blech ein, während sich der Innenstempel weiter mit konstanter

Geschwindigkeit bewegt. Hierdurch kommt es zur Ausbildung zweiachsiger Zugspannungen am Kontaktbereich zur Mantelfläche des Innenstempels. Das reduzierte Eindringen des Außenstempels in dieser Prozessphase führt zur lokalisierten Erhöhung des Zugspannungsniveaus und folglich zur Rissbildung durch das Überschreiten des Formänderungsvermögens.

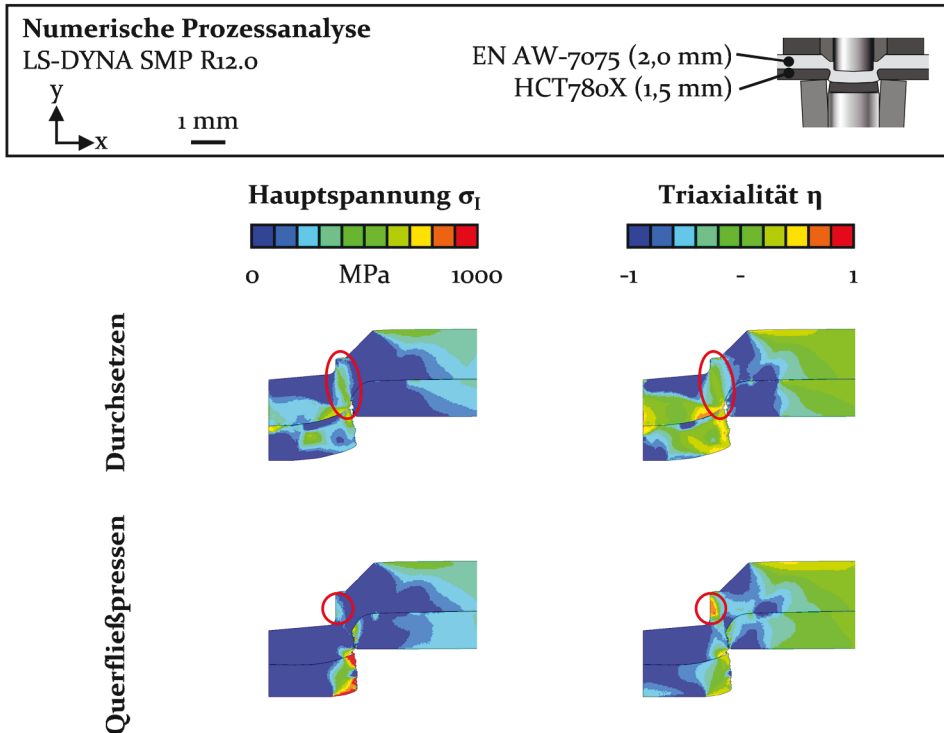


Bild 50: Hauptspannung σ_1 und Triaxialität η beim Durchsetzen und Querfließpressen von lokal wärmebehandeltem EN AW-7075 T6 mit $a = 6 \text{ mm}$ und $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ sowie matrizenseitiger Anordnung von HCT780X (1,5 mm)

Prinzipiell lassen sich die weiteren Erkenntnisse aus der numerischen Analyse des Einflusses des Layouts auf den Schneidclinchprozess auch auf matrizenseitigen HCT780X anwenden. Aufgrund der geringeren Festigkeit des Dualphasenstahls gegenüber 22MnB5 ist der Einfluss der Eigenschaftsgradierung auf den Werkstofffluss dabei weniger stark ausgeprägt [135].

7.2.2 Analyse der Fügepunktgeometrie

Bild 51 zeigt die resultierende Fügepunktgeometrie für das punktförmige Layout. Die Analyse ist auf jene Parameter beschränkt, die zumindest größtenteils zu intakten Fügepunkten führen und deren Vermessung gestatten.

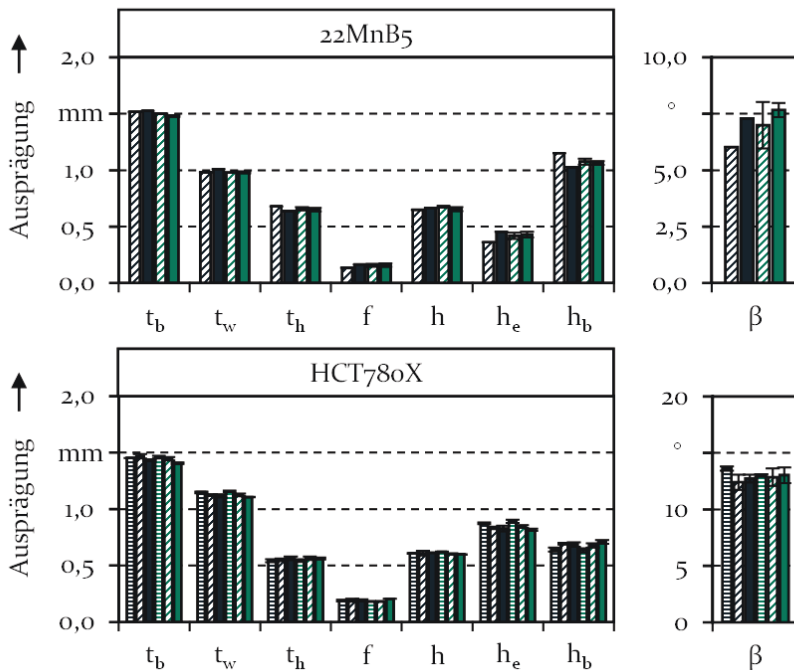
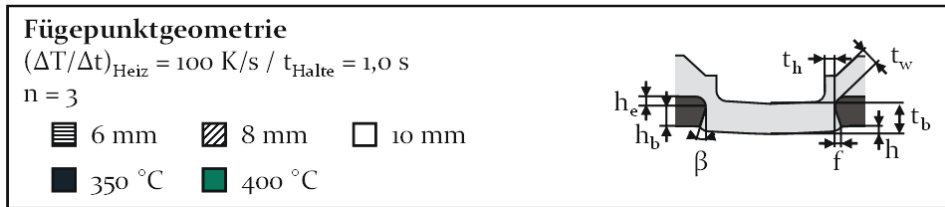


Bild 51: Fügestückgeometrie in Abhängigkeit der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für punktförmige Layouts

Generell liegt für matrizenseitigen 22MnB5 eine geringere Wangendicke t_w sowie eine größere Halsdicke t_h als für HCT780X vor. Zurückzuführen ist dies auf den erhöhten Kanteneinzug h_e , der aus der geringeren Festigkeit von HCT780X resultiert. Bedingt durch den in der Folge größeren Bruchwinkel β ist zudem der ausgeformte Hinterschnitt f für HCT780X größer. Diese Effekte stimmen mit den bisherigen Erkenntnissen zum Schneidclinchen überein [50]. Abweichend von bisherigen Untersuchungen liegt für 22MnB5 eine geringfügig höhere Restbodendicke t_b vor als für HCT780X. Aus [52] geht hervor, dass sich die Restbodendicke mit zunehmender Festigkeit des oberen Fügestückpartners vergrößert. Dabei wurde für den Vergleich von 22MnB5 und HCT780X festgestellt, dass sich die Restbodendicken mit zunehmender Festigkeit des stempelseitigen Blechs angleichen, während bei geringerer Festigkeit des oberen Fügestückpartners die Restbodendicke für

HCT780X deutlich größer ist als für 22MnB5. Ursächlich hierfür ist der geringere radiale Werkstofffluss für das stempelseitige Blech, wenn matrizenseitig weichere Werkstoffe zum Einsatz kommen [52]. Durch die Lokalisierung der Wärmebehandlung wird die Reduzierung des radialen Werkstoffflusses erzielt und das Werkstoffvolumen in der Fügezone erhöht. Bedingt durch die unterschiedliche Deformation des ausgeschnittenen Butzens und der daraus resultierenden Fügepunktkontur im Boden ergibt sich für 22MnB5 eine etwas höhere Restbodendicke. Für HCT780X weist der ausgeschnittene Butzen einen geringeren Verformungswiderstand auf als für 22MnB5 [50]. Hierdurch wird der radiale Werkstofffluss während des Querfließpressens erleichtert und mehr Werkstoff aus der Fügepunktmitte verdrängt.

Für die ausgewerteten Parameterkombinationen, für die versagensfreies Fügen möglich ist oder zumindest nur teilweises Versagen vorliegt, ergeben sich in Summe nur geringe Unterschiede für die erzielte Fügepunktgeometrie. Hinsichtlich des Einflusses des Wärmebehandlungs-layouts auf die geometrische Ausprägung des stempelseitigen Fügepartners ist festzustellen, dass die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und die Vergrößerung der Spotgröße a zur geringfügigen Reduzierung der Restbodendicke t_b und der Wangendicke t_w führen. Im Gegenzug wird der ausgeformte Hinterschnitt f tendenziell vergrößert. Größere Laserspots und höhere Wärmebehandlungstemperaturen bewirken eine stärkere Entfestigung von EN AW-7075 T6, insbesondere im Wangen- und Halsbereich, wodurch sich die radiale Werkstoffverdrängung erhöht. Die Stützwirkung des nicht bestrahlten Bereichs ist dabei ausreichend, um einen übermäßigen radialen Werkstofffluss zu verhindern. Das verstärkte Eindringen des Außenstempels bewirkt die Reduzierung der Wangendicke.

Bezüglich des Einflusses der Eigenschaften des oberen Blechs auf die geometrische Ausprägung des unteren, indirekt schergeschnittenen Fügepartners ist kein eindeutiger Trend festzustellen. Der Einfluss ist zudem gering. Im Fall von HCT780X liegt die tendenzielle Verringerung des Kanteneinzugs h_e mit zunehmender Spotgröße a vor. Für 22MnB5 ist das umgekehrte Verhalten zu beobachten. Die Tendenzen hinsichtlich des Kanteneinzugs stimmen mit den Beobachtungen in [52], wo stempelseitig drei Aluminiumlegierungen unterschiedlicher Festigkeit zum Einsatz kamen, überein. Ferner kommt es für 22MnB5 mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und Spotgröße a zur tendenziellen Zunahme des Bruchwinkels β , was die Ausformung des Hinterschnitts f verbessert. Dagegen ist für HCT780X keine Beeinflussung des Bruchwinkels durch das Wärmebehandlungs-layout festzustellen. Die grundsätzlich geringere Beeinflussung des

Werkstoffflusses und der resultierenden Fügepunktgeometrie durch das Wärmebehandlungslayout für das obere Blech bei matrizenseitigem HCT780X gegenüber 22MnB5 geht aus [135] hervor. Ursächlich hierfür ist der geringere Festigkeitsunterschied zwischen EN AW-7075 und HCT780X. Für 22MnB5 wirkt sich die Festigkeit des oberen Fügepartners dagegen stärker auf dessen Werkstofffluss und damit auf das Werkstoffvolumen in der Fügezone aus. Wie in [52] gezeigt, erfolgt der Schnitt des unteren Blechs aus 22MnB5 für weniger feste stempelseitige Bleche bei höheren Stempelwegen. Dies hat den verstärkten Kanteneinzug bei gleichzeitiger Abnahme der Bruchhöhe und Zunahme des Bruchwinkels zur Folge. Für HCT780X dagegen wird der Schneidweg nur in geringem Maße durch die Eigenschaften des oberen Blechs beeinflusst [52]. Der erhöhte axiale Materialfluss für stärker entfestigte Bleche bewirkt dabei die Erhöhung des Kanteneinzugs am unteren Blech.

Im Vergleich zu den global wärmebehandelten Proben (vgl. Abschnitt 6.3) ist für 22MnB5 nur eine geringe Änderung der Restbodendicke t_b durch die Lokalisierung der Wärmebehandlung zu verzeichnen. Dennoch weist der Fügepunkt eine abweichende Kontur auf (Bild 52).

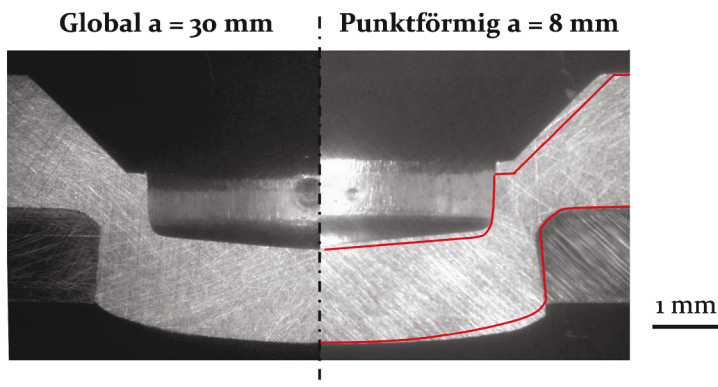


Bild 52: Vergleich der Fügepunktausprägung bei globaler und lokal punktförmiger Wärmebehandlung für matrizenseitigen 22MnB5 (1,5 mm)

Die Lokalisierung der Wärmebehandlung bewirkt die Reduzierung der radialen Werkstoffverdrängung während des Fügevorgangs. Hierdurch erhöht sich das Werkstoffvolumen in der Fügezone. Für das globale Layout

findet eine stärkere Verdrängung des Werkstoffs aus der Fügepunktmitte statt. Das größere Werkstoffvolumen für die lokale Wärmebehandlung bewirkt dagegen eine stärkere Stauchung des ausgeschnittenen Butzens. Dadurch reduziert sich die Krümmung an der Bodenunterseite und der Hinterschnitt nimmt um rund 15 % zu. Der Außenstempel dringt zudem weniger stark in das obere Blech ein. Die Wangendicke wird in der Folge durch die Lokalisierung der Wärmebehandlung größer. Außerdem verstärkt sich der Kanteneinzug am unteren Blech, wodurch die gemessene Halsdicke abnimmt. Der Bruchwinkel wird durch die Lokalisierung tendenziell erhöht, was die Ausformung des Hinterschnitts verbessert.

Für HCT780X führt die Lokalisierung der Wärmebehandlung zur Zunahme der Restbodendicke t_b sowie der Wangendicke t_w (Bild 53). Hinterschnitt f und Halsdicke t_h ändern sich dagegen nicht, obwohl es für das matrizen- seitige Blech zur Zunahme des Kanteneinzugs h_e und zur geringen Erhöhung des Bruchwinkels β kommt. Auch für den Dualphasenstahl bewirkt die lokalisierte Entfestigung die Reduzierung der radialen Werkstoffverdrängung im Fügeprozess und somit die Erhöhung des Werkstoffvolumens in der Fügezone. Gegenüber 22MnB5 sind die Effekte aufgrund der geringeren Festigkeit des Dualphasenstahls jedoch weniger stark ausgeprägt.

Fügepunktgeometrie	EN AW-7075 (2,0 mm) HCT780X (1,5 mm)	
$T_{WB} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$		
$(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$		
$t_{\text{Halte}} = 1,0 \text{ s}$		

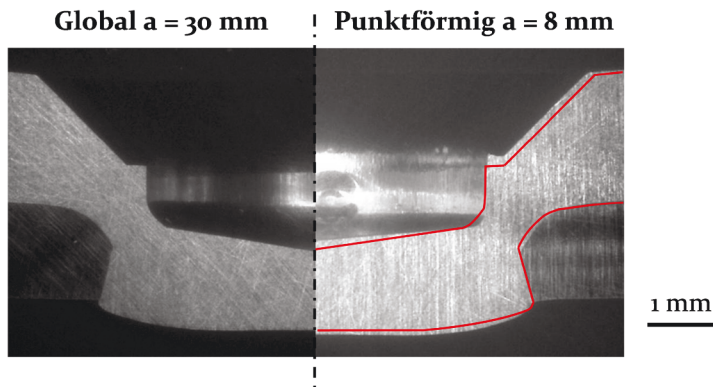


Bild 53: Vergleich der Fügepunktausprägung bei globaler und lokal punktförmiger Wärmebehandlung für matrizen- seitigen HCT780X (1,5 mm)

7.2.3 Analyse der erzielbaren Verbindungsfestigkeit

Die Fügungspunktgeometrie wirkt sich auf die erzielbare Verbindungsfestigkeit aus, ist jedoch nicht alleiniges Kriterium. Daneben beeinflussen die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs sowie die bereits im Fügeprozess eingebrachten plastischen Dehnungen die Belastbarkeit des Fügungspunkts. Folgend wird die erzielbare Verbindungsfestigkeit für das punktförmige Layout analysiert. Ausgehend von den Erkenntnissen aus Abschnitt 7.2.1 erfolgt die Beschränkung auf die Spotgrößen $a = 8 \text{ mm}$ und $a = 10 \text{ mm}$ sowie auf die Wärmebehandlungstemperaturen $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ und $T_{WB} = 400 \text{ °C}$. Die Festigkeit unter Scherzugbelastung zeigt Bild 54.

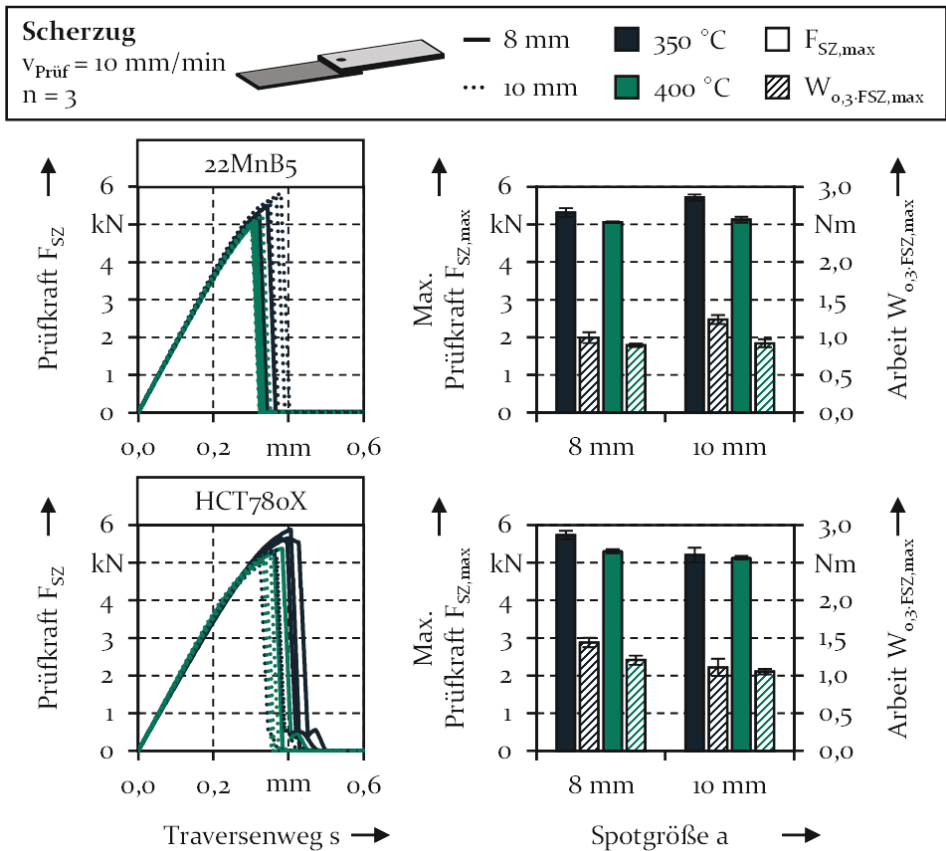


Bild 54: Verbindungsfestigkeit unter Scherzugbelastung in Abhängigkeit der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für lokal punktförmige Layouts mit $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100 \text{ K/s}$ und $t_{\text{Halte}} = 1,0 \text{ s}$

Unabhängig vom matrizenseitigen Werkstoff und der Spotgröße a wird für $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ eine höhere Verbindungsfestigkeit erzielt als für die

Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 400\text{ °C}$. Aus Bild 44 geht die Vorschädigung des tragenden Querschnitts für die Parameterkombination $a = 8\text{ mm}$ und $T_{WB} = 350\text{ °C}$ bei matrizenseitigem 22MnB5 hervor. Dennoch wird gegenüber $T_{WB} = 400\text{ °C}$ eine höhere Festigkeit erreicht. Dahingehend zeigen die lokal wärmebehandelten Proben dasselbe Verhalten wie global wärmebehandelte (vgl. Abschnitt 6.3). Trotz Vorschädigung wird die jeweils höhere Tragfähigkeit für den Zustand, für den die höhere Festigkeit des Werkstoffs vorliegt, erzielt. Vorzeitiges Versagen des Fügepunkts infolge der Vorschädigung ist nicht festzustellen. Unabhängig vom matrizenseitigen Werkstoff und den Prozessparametern während der Wärmebehandlung versagen alle Fügepunkt durch Halsrisse.

Während für matrizenseitigen 22MnB5 die höchste Festigkeit für eine Spotgröße von $a = 10\text{ mm}$ erzielt wird, liegt diese für HCT780X für $a = 8\text{ mm}$ vor. Für den Dualphasenstahl wird mit dem kleineren Spot eine höhere Prüfkraft sowie eine höhere Energieaufnahme erzielt. Für die kleinere Spotgröße weist der Fügepunkt die jeweils größere Restboden- und Wangendicke auf. Zudem führt der kleinere Spot zu einer geringeren Entfestigung des Werkstoffs im tragenden Querschnitt. Dagegen konnte für 22MnB5 nur eine geringe Beeinflussung der Restboden- und Wangendicke durch die Wahl der Prozessparameter festgestellt werden. Gegenüber den global wärmebehandelten Proben ist für 22MnB5 die temperaturbezogene Zunahme der Verbindungsfestigkeit zu verzeichnen. Dies gilt für beide Spotgrößen. Beträgt die Spotgröße $a = 10\text{ mm}$, wird nach einer Wärmebehandlung bei $T_{WB} = 350\text{ °C}$ die Steigerung der maximalen Prüfkraft um 16 % gegenüber der globalen Retrogression erzielt. Für $T_{WB} = 400\text{ °C}$ beträgt die Erhöhung rund 6 %. Dabei wird durch die Lokalisierung der Wärmebehandlung für $T_{WB} = 400\text{ °C}$ sogar eine höhere Festigkeit erzielt als bei globaler Wärmebehandlung mit $T_{WB} = 350\text{ °C}$. Dasselbe gilt für die lokale Wärmebehandlung mit $T_{WB} = 350\text{ °C}$ und die globale Retrogression bei $T_{WB} = 300\text{ °C}$. Für HCT780X führt dagegen nur eine Wärmebehandlung mit $a = 8\text{ mm}$ und $T_{WB} = 350\text{ °C}$ zur Steigerung der Verbindungsfestigkeit gegenüber der globalen Wärmebehandlung um etwa 9 %. Für die drei weiteren Parameterkombinationen ist das Festigkeitsniveau vergleichbar zur globalen Entfestigung der Bleche aus EN AW-7075 T6.

Die Verbindungsfestigkeit der lokal wärmebehandelten Proben unter Kopfzugbelastung geht aus Bild 55 hervor. Abweichend zur Scherzugfestigkeit wird für matrizenseitigen 22MnB5 die jeweils höhere Tragfähigkeit für $T_{WB} = 400\text{ °C}$ erzielt. Insbesondere für die Kombination $a = 8\text{ mm}$ und $T_{WB} = 350\text{ °C}$, für die eine hohe Festigkeit unter Scherzugbelastung vorliegt, wird im Vergleich eine wesentlich geringere Tragfähigkeit erreicht.

Zurückzuführen ist dies auf die bereits vorangegangene Vorschädigung des tragenden Querschnitts (vgl. Abschnitt 7.2.1). Bereits nach dem Fügen sind für diese Parameterkombination Anrisse im tragenden Querschnitt vorhanden. Für den größeren Spot $a = 10\text{ mm}$ erhöht sich die Prüfkraft deutlich, dennoch wird im Gegensatz zur Beanspruchung unter Scherzug die höchste Festigkeit für $T_{WB} = 400\text{ °C}$ erzielt. Beträgt die Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 400\text{ °C}$, wird für $a = 8\text{ mm}$ eine tendenziell höhere Festigkeit erreicht. Der Unterschied zwischen den Spotgrößen ist jedoch gering. Unabhängig von der Wärmebehandlungstemperatur und der Spotgröße versagen die Fügepunkte durch den Halsriss des oberen Blechs.

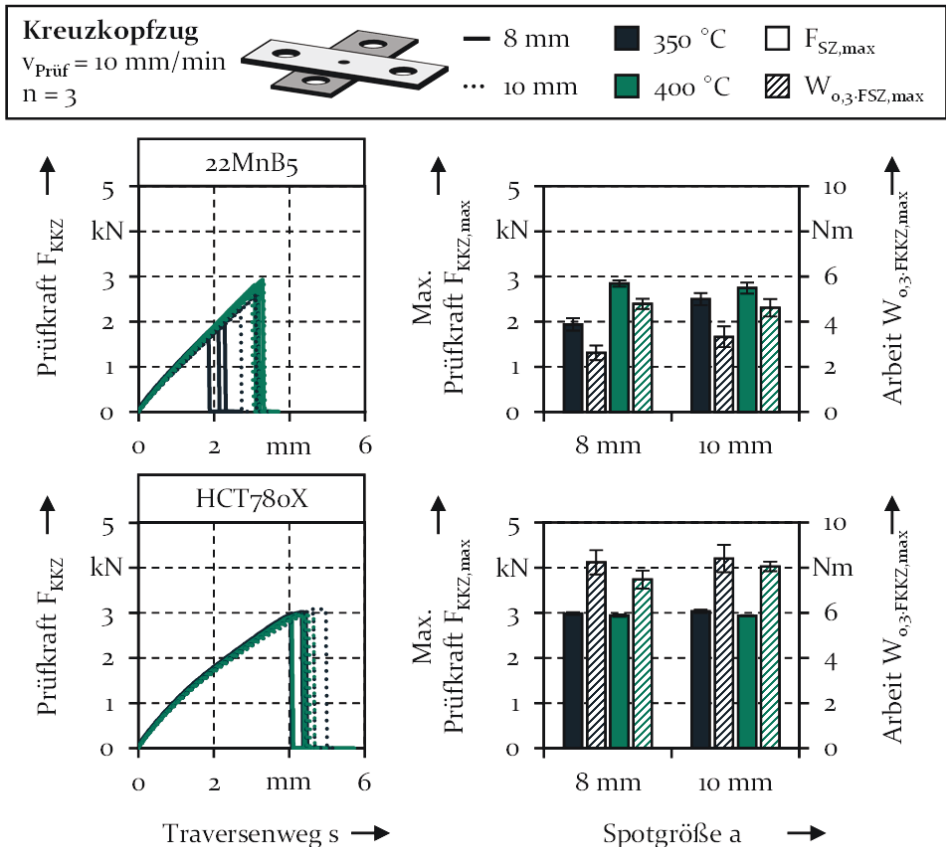


Bild 55: Verbindungsfestigkeit unter Kopffzugbelastung in Abhängigkeit der Spotgröße a und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für lokal punktförmige Layouts mit $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Heiz}} = 100\text{ K/s}$ und $t_{\text{Halte}} = 1,0\text{ s}$

Für matrizenseitigen HCT780X erfolgt das Versagen der Fügepunkte teilweise durch Halsrisse sowie teilweise durch Ausknöpfen. Lediglich für $a = 10\text{ mm}$ und $T_{WB} = 400\text{ °C}$ versagen die Fügepunkte ausschließlich durch

Ausknöpfen, obwohl für diese Kombination der größte Hinterschnitt geformt wird. Demgegenüber steht die stärkste Entfestigung, die den Verformungswiderstand des Hinterschnitts verringert. Das Versagensverhalten wirkt sich nicht nennenswert auf die Tragfähigkeit aus. Für die vier untersuchten Parameterkombinationen werden vergleichbare Werte erreicht.

Im Fall von 22MnB5 wird für $a = 8 \text{ mm}$ und $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ trotz Schädigung des tragenden Querschnitts ein Festigkeitsniveau erzielt, welches vergleichbar zu den global wärmebehandelten Proben ist. Für die drei weiteren Parameterkombinationen wird eine erheblich höhere Verbindungsfestigkeit erreicht. Das Festigkeitsniveau für HCT780X ist dagegen ähnlich den global wärmebehandelten Proben. Auch für diese liegt unabhängig von der Temperatur eine Verbindungsfestigkeit von etwa $F_{KKZ,max} = 3 \text{ kN}$ vor.

7.3 Ringförmige Wärmebehandlungslayouts

Nachfolgend erfolgt die Untersuchung des Einflusses ringförmiger Wärmebehandlungslayouts auf das Schneidclinchen von rückbildungsgeglühtem EN AW-7075 T6. Die Analyse gliedert sich analog den punktförmigen Layouts in die Untersuchung der Fügbarkeit und des Werkstoffflusses sowie in die Ermittlung der Einseitzigenschaften der Fügepunkte.


7.3.1 Analyse der Fügbarkeit und des Stoffflusses

Bild 56 zeigt die Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 bei Applikation eines ringförmigen Wärmebehandlungslayouts und der matrizeitigen Anordnung von 22MnB5. Aufgrund der unzureichenden Durchwärmung des Blechs in Dickenrichtung und der nur oberflächennahen Entfestigung des oberen Blechs kommt es für den Umdrehungswinkel $\alpha = 360^\circ$ grundsätzlich zum Versagen der Fügepunkte. Für $d = 6 \text{ mm}$, $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$ und $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ bilden sich Anrisse an der Blechunterseite. Für alle weiteren Kombinationen kommt es zum vollständigen Durchreißen der Proben.

Wird die Oberfläche doppelt bestrahlt ($\alpha = 720^\circ$), zeigen die Proben lediglich Anrisse auf. Für den Kreisbahndurchmesser $d = 6 \text{ mm}$ befinden sich diese an der Blechunterseite. Für $d = 8 \text{ mm}$ wird die Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 zumindest für eine Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ und einen Vorschub von $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$ hergestellt. Für diese Parameterkombination wird die höchste Wärmemenge eingebracht. In der Folge liegt die höchste Entfestigung vor. Ferner erfolgt die stärkste Durchwärmung in Dickenrichtung. Für die drei weiteren Parameterkombinationen weisen die Proben für $d = 8 \text{ mm}$ ebenfalls Anrisse auf.

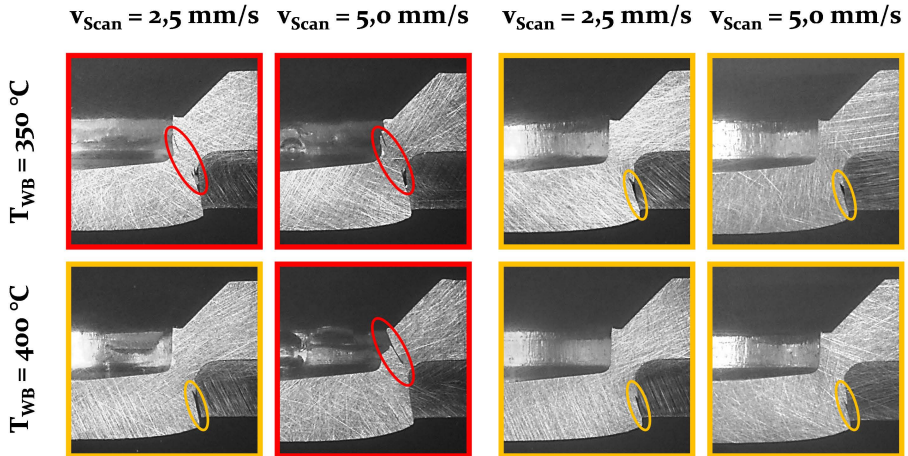
Ringförmiges Layout

EN AW-7075 (2,0 mm)
22MnB5 (1,5 mm)



● Vollständiges Versagen ● Teilweises Versagen ● Kein Versagen

d = 6 mm $\alpha = 360^\circ$ $\alpha = 720^\circ$



d = 8 mm $\alpha = 360^\circ$ $\alpha = 720^\circ$

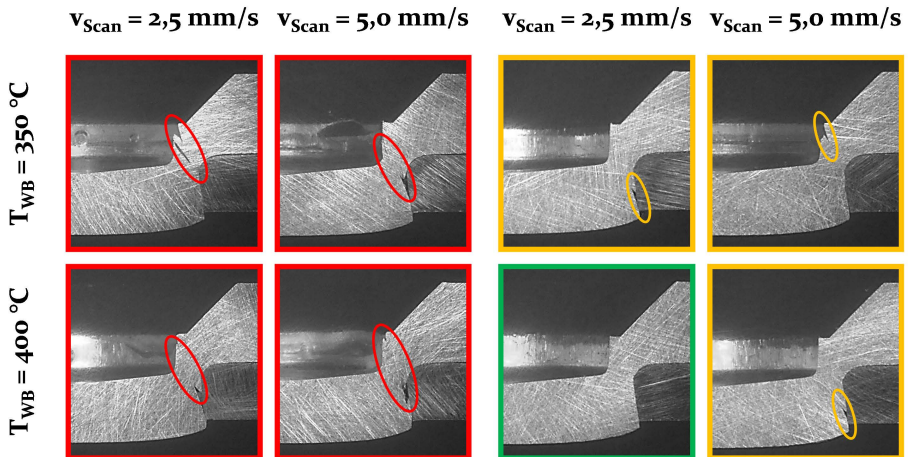


Bild 56: Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 (2,0 mm) für matrizen seitigen 22MnB5 (1,5 mm) und ringförmige Layouts in Abhängigkeit des Kreisbahndurchmessers d , der Scangeschwindigkeit v_{Scan} , des Umdrehungswinkels α und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB}

Folgend wird der Einfluss des ringförmigen Wärmebehandlungslayouts auf den Schneidlinchprozess numerisch analysiert. Bild 57 zeigt die

Hauptspannungen σ_1 während des Durchsetzens für das ringförmige Layout mit dem Kreisbahndurchmesser $d = 6$ mm.

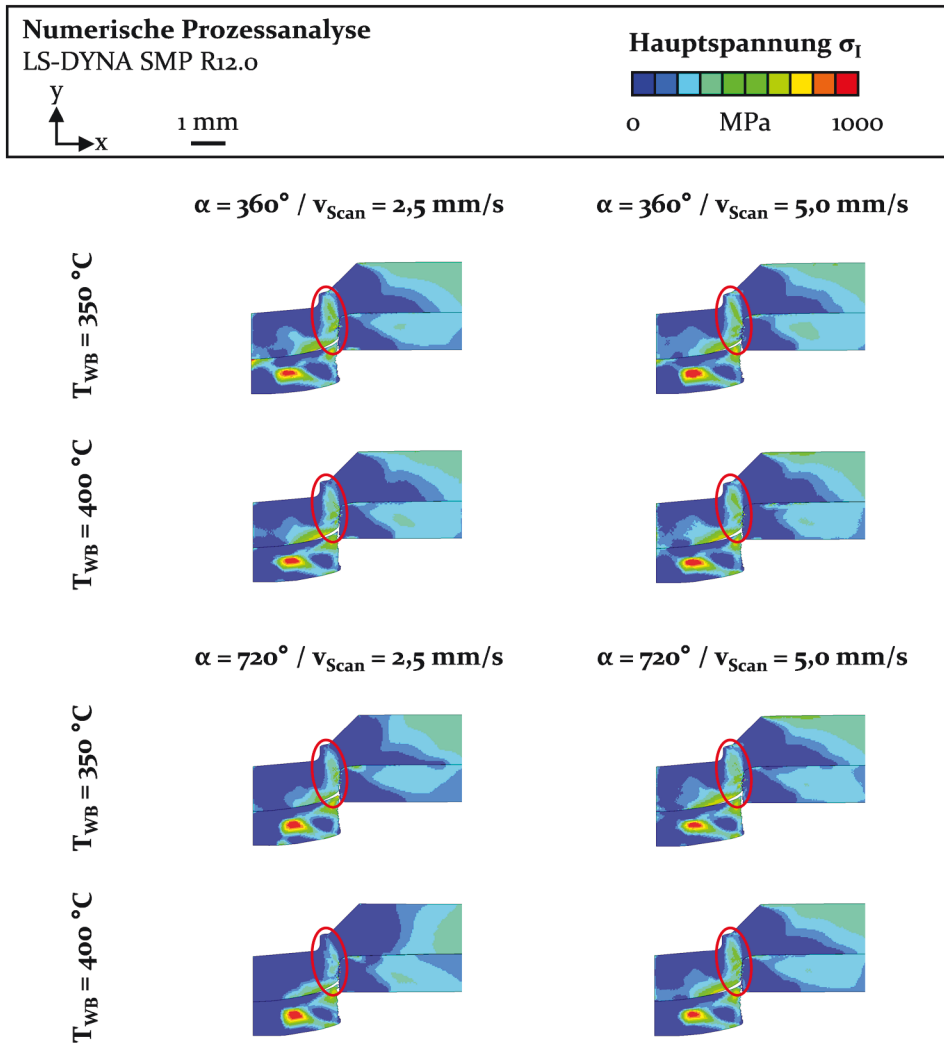


Bild 57: Hauptspannung σ_1 beim Durchsetzen (Prozessfortschritt: 69 %) in Abhängigkeit des Umdrehungswinkels α , der Scangeschwindigkeit v_{Scan} und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bei matrixseitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm) und einem ringförmigen Layout mit dem Kreisbahndurchmesser $d = 6$ mm

Das Zugspannungsniveau im Halsbereich nimmt mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} , zunehmendem Umdrehungswinkel α sowie abnehmender Scangeschwindigkeit v_{Scan} ab. Für Parameterkombinationen mit geringer Wärme einbringung und damit geringer Entfestigung liegen Hauptspannungen σ_1 von 500 bis 600 MPa vor. Wird mehr Wärme

eingbracht und der der Werkstoff stärker entfestigt, verringert sich das Spannungsniveau auf etwa 300 bis 400 MPa. Dieses ist somit deutlich höher als für das punktförmige Layout (vgl. Abschnitt 7.2.1). Die reduzierte Entfestigung im Wangenbereich bewirkt ein verringertes Eindringen des Außenstempels in den oberen Fügepartner, weshalb geringere Druckspannungen im Halsbereich überlagert werden und im ausgebildeten Scherband Scher- und Zugspannungen dominieren (Bild 58).

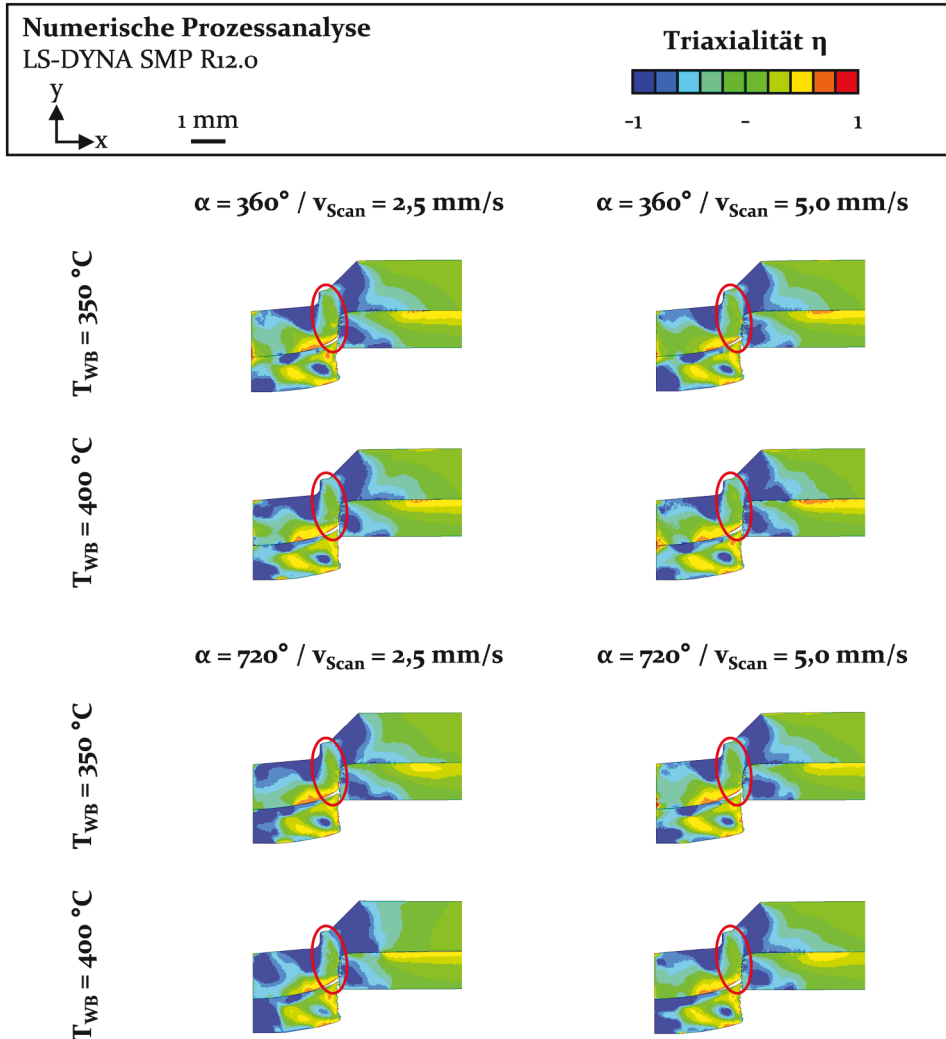


Bild 58: Triaxialität η beim Durchsetzen (Prozessfortschritt: 69 %) in Abhängigkeit des Umkehrungswinkels α , der Scangeschwindigkeit v_{Scan} und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bei matrizenseitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm) und einem ringförmigen Layout mit dem Kreisbahndurchmesser $d = 6 \text{ mm}$

Die stärkere Entfestigung des Werkstoffs führt somit nur zu einer geringfügigen positiven Beeinflussung des vorherrschenden Spannungszustands, jedoch zu einer Reduzierung des Zugspannungsniveaus im versagenskritischen Halsbereich (vgl. Bild 57). Versagensfreies Fügen ist für $d = 6 \text{ mm}$ dennoch für keine Parameterkombination möglich. Für $\alpha = 720^\circ$ liegen für alle Wärmebehandlungstemperaturen und Scangeschwindigkeiten Anrisse vor. Für $\alpha = 360^\circ$ kommt es zum vollständigen Versagen des tragenden Querschnitts. Ausgenommen hiervon ist die Kombination $T_{WB} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ und $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$, für die die Proben lediglich Anrisse aufweisen.

Die Fügbarkeit in Abhängigkeit des Zugspannungsniveaus beim Durchsetzen steht in guter Übereinstimmung mit dem punktförmigen Layout. Werden nur unzureichend Druckspannungen im Bereich der Außenstempelfase überlagert, führt dies zu hohen Zugspannungen im Hals und folglich zum Versagen des oberen Blechs. Dabei entsprechen die Rissverläufe in Bild 56 der beim Durchsetzen ausgebildeten Scherzone im Halsbereich.

Bild 59 zeigt den Einfluss des Kreisbahndurchmessers d auf die Hauptspannung σ_1 beim Durchsetzen. Gegenübergestellt sind die beiden Kreisbahndurchmesser für $\alpha = 720^\circ$ und $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$, also für Parameter, für die eine vergleichsweise hohe Entfestigung erzielt wird.

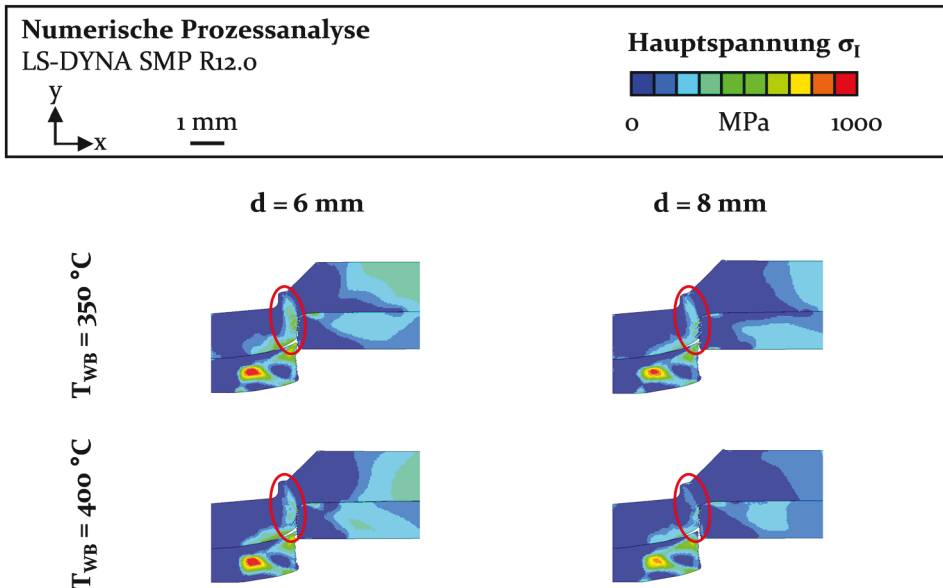


Bild 59: Hauptspannung σ_1 beim Durchsetzen (Prozessfortschritt: 69 %) in Abhängigkeit des Kreisbahndurchmessers d und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bei matrizeitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm) und einem ringförmigen Layout mit dem Umdrehungswinkel $\alpha = 720^\circ$ und der Scangeschwindigkeit $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$

Die gezielte Entfestigung des Wangenbereichs ($d = 8 \text{ mm}$) bewirkt das verstärkte Eindringen des Außenstempels in das obere Blech. Hierdurch werden vermehrt Druckspannungen im Halsbereich überlagert. Das Zugspannungsniveau wird in der Folge durch die Vergrößerung des Kreisbahndurchmessers reduziert. Dies gilt insbesondere für die Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 400 \text{ °C}$. Ausgehend von der Blechoberseite verschieben sich die Spannungen im versagenskritischen Halsbereich entsprechend zunehmend in den Druckbereich ($\eta < 0$) (Bild 60). Analog dem punktförmigen Layout liegen jedoch weiter ein- und zweiachsige Zugspannungen an der Blechunterseite vor. Lediglich für die Parameterkombination $d = 8 \text{ mm}$, $T_{WB} = 400 \text{ °C}$, $\alpha = 720^\circ$ und $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$ ist die Entfestigung des Wangenbereichs ausreichend, um das Zugspannungsniveau im Halsbereich so weit zu senken, dass versagensfreies Fügen möglich ist.

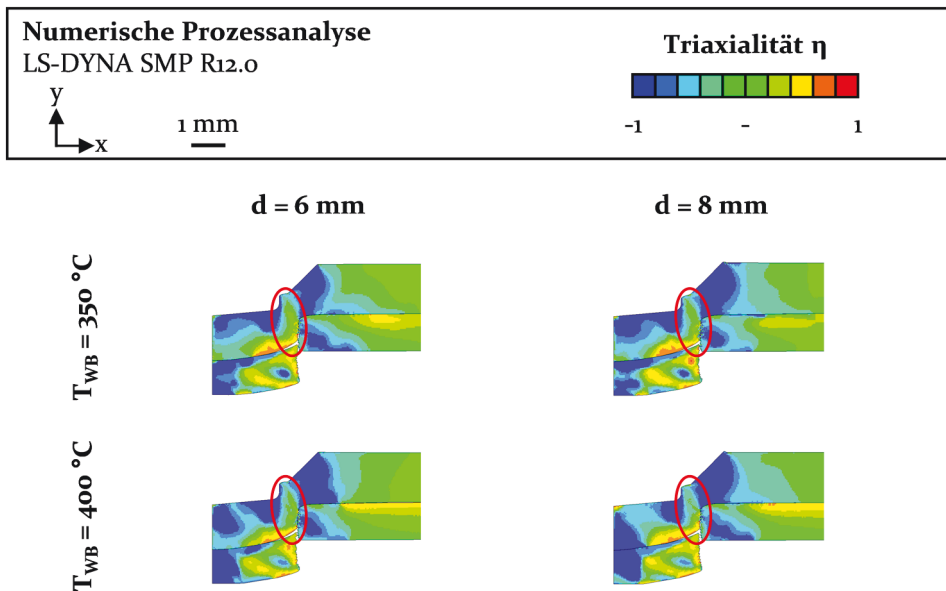


Bild 60: Triaxialität η beim Durchsetzen (Prozessfortschritt: 69 %) in Abhängigkeit des Kreisbahndurchmessers d und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bei matrizenseitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm) und einem ringförmigen Layout mit dem Umdrehungswinkel $\alpha = 720^\circ$ und der Scangeschwindigkeit $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$

Bild 61 zeigt den Werkstofffluss bei Applikation eines ringförmigen Layouts für $d = 6 \text{ mm}$ sowie für $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$. Die zunehmende Entfestigung des stempelseitigen Blechs, die aus der Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} und des Umdrehungswinkels α folgt, führt während der Schneidphase zur geringfügigen Erhöhung der radialen Werkstoffverdrängung bei gleichzeitiger Verringerung des axialen Werkstoffflusses unter der

Außenstempelfase, obwohl die Entfestigung im Halsbereich erhöht wird. Der Einfluss der Prozessparameter auf den Werkstofffluss in der Durchsetz- und Querfließpressphase ist gering.

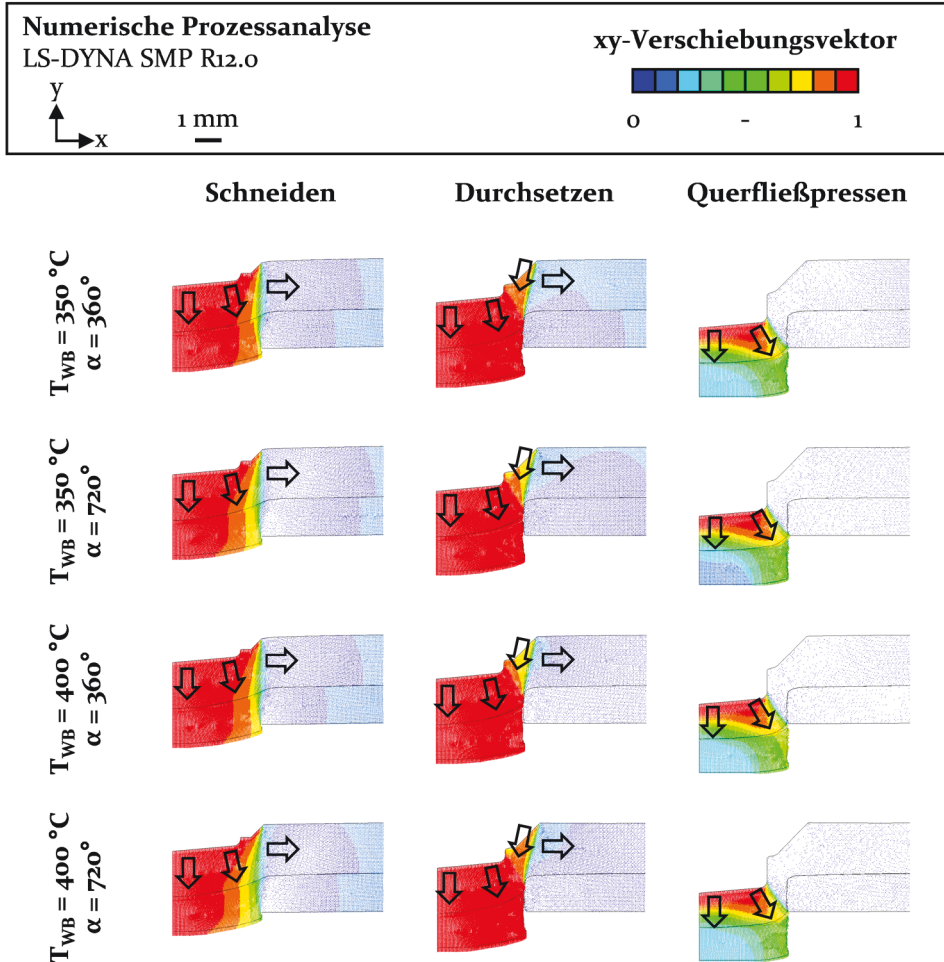


Bild 61: Stofffluss in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 400\text{ °C}$ und des Umdrehungswinkels α für die Scangeschwindigkeit $v_{Scan} = 2,5\text{ mm/s}$ bei Applikation eines ringförmigen Wärmebehandlungslayouts mit dem Kreisbahndurchmesser $d = 6\text{ mm}$ sowie bei matrizenseitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm)

Gegenüber dem punktförmigen Layout erhöht sich während der Schneidphase der axiale Werkstofffluss unter dem Innenstempel, der radiale Anteil wird dagegen verringert. Beim Durchsetzen und insbesondere beim Querfließpressen liegen trotz der reduzierten Entfestigung des Bodenbereichs dagegen nur geringe Unterschiede vor. Für das ringförmige Layout wird der radiale Werkstofffluss beim Durchsetzen gegenüber dem punktförmigen

Layout geringfügig reduziert. In Bild 62 folgt die Variation des Kreisbahndurchmessers d . Die Wärmebehandlungstemperatur beträgt $T_{WB} = 400\text{ °C}$, die Scangeschwindigkeit $v_{Scan} = 2,5\text{ mm/s}$.

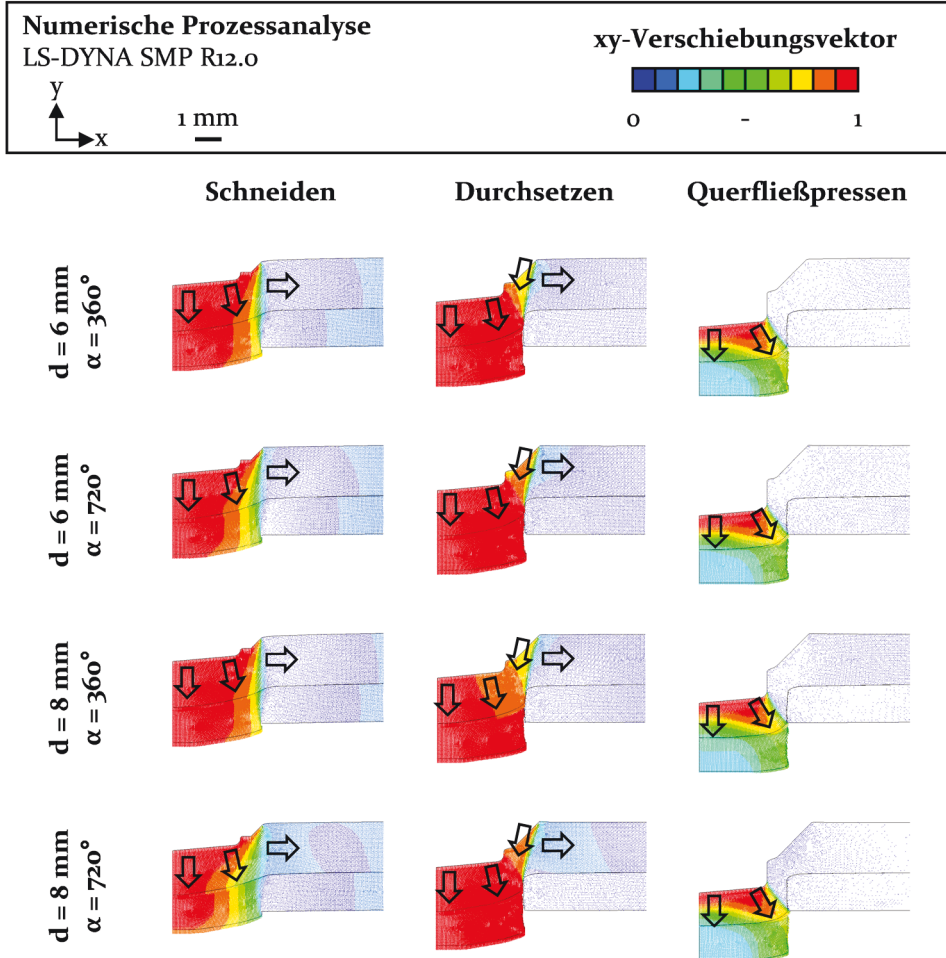


Bild 62: Stofffluss in Abhängigkeit des Kreisbahndurchmessers d und des Umdrehungswinkels α für die Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 400\text{ °C}$ bei Applikation eines ringförmigen Wärmebehandlungslayouts mit der Scangeschwindigkeit $v_{Scan} = 2,5\text{ mm/s}$ sowie bei matrizenseitiger Anordnung von 22MnB5 (1,5 mm)

Die Vergrößerung des Kreisbahndurchmessers d bewirkt die Erhöhung der radialen Werkstoffverdrängung während der Schneid- und der Durchsetzphase. Im Gegenzug verringert sich der axiale Werkstofffluss unter dem Innenstempel. Dies gilt insbesondere für den Umdrehungswinkel $\alpha = 720^\circ$. Die gezielte Entfestigung des Wangenbereichs führt zum stärkeren

Eindringen des Außenstempels in den oberen Fügepartner. In der Folge wird mehr Werkstoff durch den Außenstempelkonus verdrängt.

In der Durchsetzphase ist für den Kreisbahndurchmesser $d = 8 \text{ mm}$ und den Umdrehungswinkel $\alpha = 720^\circ$ ein geringfügig höherer radialer Werkstofffluss festzustellen als für die anderen Parameterkombinationen. Als Ursache ist die im Vergleich stärkste Entfestigung im bestrahlten sowie im nicht bestrahlten Bereich zu nennen. Gegenüber der globalen Wärmebehandlung wird eine erhebliche Verringerung der Werkstoffverdrängung erzielt. Der Stofffluss ist vergleichbar zu dem für das punktförmige Layout.

Die Fügbarkeit des lokal rückbildungsgeglühten EN AW-7075 T6 bei Verwendung von matrizenseitigem HCT780X und der Applikation ringförmiger Layouts geht aus Bild 63 hervor. Abgesehen von der Parameterkombination $T_{WB} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ und $v_{Scan} = 2,5 \text{ mm/s}$ kommt es für den Umdrehungswinkel $\alpha = 360^\circ$ zum Versagen des oberen Blechs während des Fügeprozesses. Lediglich für die genannte Kombination ist ein Fügen ohne Versagen möglich. Dies gilt für beide Kreisbahndurchmesser.

Die auftretenden Anrisse für $d = 6 \text{ mm}$ verlaufen von der Mitte der Mantelfläche des Innenstempeldrucks in Richtung des Übergangs des Kanteneinzugs und der Bruchfläche am matrizenseitigen Blech. Für $d = 8 \text{ mm}$ hingegen liegt vollständiges Versagen vor. Die Risse verlaufen durch den Auslauf des Stempelradius. Somit liegt in Abhängigkeit des Orts der Entfestigung abweichendes Versagensverhalten vor. Entsprechend der Analyse für das punktförmige Layout ist davon auszugehen, dass für $d = 6 \text{ mm}$ die Rissinitiierung in der Querfließpressphase eintritt, für $d = 8 \text{ mm}$ dagegen beim Durchsetzen. Für $d = 8 \text{ mm}$ wird der Wangenbereich entfestigt. Dies erleichtert zwar das Eindringen des Außenstempels in das Blech und die Überlagerung von Druckspannungen im Halsbereich, der Werkstofffluss im Hals wird dennoch zu stark behindert, sodass es bereits während des Durchsetzens zur Rissbildung kommt und der Rissverlauf in der Folge ähnlich dem Zustand T6 ist.

Für den Umdrehungswinkel $\alpha = 720^\circ$ und einen Kreisbahndurchmesser von $d = 6 \text{ mm}$ ist die Fügbarkeit von EN AW-7075 für alle vier untersuchten Parameterkombinationen gegeben. Hierdurch bestätigt sich das größere Prozessfenster bei Verwendung von HCT780X als Fügepartner, welches aus dem gegenüber der Verwendung von 22MnB5 deutlich geringeren Spannungsniveau während des Fügeprozesses folgt. Die Entfestigung im Halsbereich ist folglich für alle vier Parameterkombinationen ausreichend, um die Verbesserung des Werkstoffflusses zu erreichen und die Abstreckung des oberen Fügepartners im Halsbereich zu reduzieren.

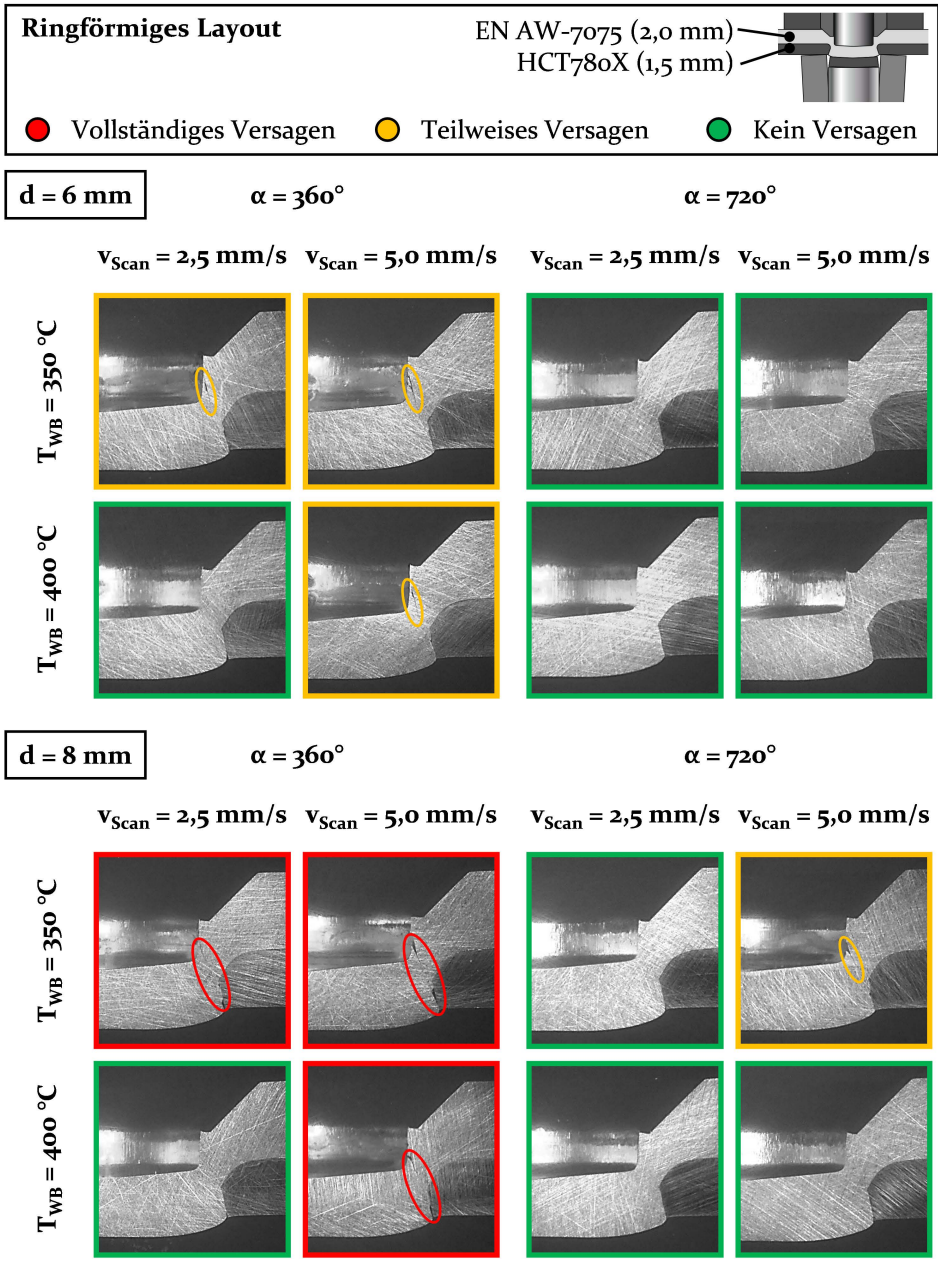


Bild 63: Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 (2,0 mm) für matrizeitigen HCT780X (1,5 mm) und ringförmige Layouts in Abhängigkeit des Kreisbahndurchmessers d , der Scangeschwindigkeit v_{Scan} , des Umdrehungswinkels α und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB}

Auch für $d = 8 \text{ mm}$ wird die Fügbarkeit von EN AW-7075 durch die lokal ringförmige Wärmebehandlung sichergestellt, sofern die Kreisbahn

doppelt bestrahlt wird ($\alpha = 720^\circ$). Lediglich für die Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 350^\circ\text{C}$ und die Geschwindigkeit $v_{Scan} = 5,0\text{ mm/s}$, also für die Parameterkombination mit der geringsten Wärmeeinbringung, liegen am Auslauf des Stempelradius Anrisse vor.

7.3.2 Analyse der Fügepunktgeometrie

Bild 64 zeigt die Fügepunktgeometrie für das ringförmige Layout bei Verwendung von matrizenseitigem 22MnB5 (1,5 mm) sowie in Abhängigkeit des Kreisbahndurchmessers d und der Scangeschwindigkeit v_{Scan} . Für den Umdrehungswinkel $\alpha = 360^\circ$ kommt es durchweg zum Versagen der Fügepunkte. Lediglich für $\alpha = 720^\circ$ liegen mit Ausnahme von $T_{WB} = 350^\circ\text{C}$ und $v_{Scan} = 5,0\text{ mm/s}$ Anrisse oder kein Versagen vor. Daher erfolgt die Analyse der Geometrie ausschließlich anhand von Proben mit $\alpha = 720^\circ$. Da für die Kombination $d = 8\text{ mm}$, $T_{WB} = 350^\circ\text{C}$, $v_{Scan} = 5,0\text{ mm/s}$ die Beschädigung des tragenden Querschnitts während des Fügeprozesses zu schwerwiegend ist, wird diese von der Analyse ausgeschlossen.

Das kreisförmige Wärmebehandlungsdesign bewirkt die gezielte Entfestigung des Hals- und Wangenbereichs. Die Mitte des Fügepunkts, also der Bodenbereich, wird im Vergleich weniger stark entfestigt. Gegenüber dem punktförmigen Layout, für das die Entfestigung in erster Linie in der Mitte des Fügepunkts erfolgt, ergeben sich jedoch nur geringfügige Unterschiede für die Fügepunktgeometrie. Lediglich für die Restbodendicke t_b und den Hinterschnitt f lässt sich in Abhängigkeit der Prozessführung eine Vergrößerung der Abmessungen für das ringförmige Layout erkennen. Dahingehend liegt eine gute Übereinstimmung mit der Beeinflussung des Werkstoffflusses durch das Wärmebehandlungslayout vor. Für das ringförmige Layout wurde nur die geringe Abnahme der radialen Werkstoffverdrängung im Fügeprozess gegenüber dem punktförmigen Design festgestellt.

Hinsichtlich des Einflusses der Prozessführung bei der Applikation eines ringförmigen Layouts ist festzuhalten, dass die Restbodendicke t_b mit zunehmender Scangeschwindigkeit v_{Scan} vergrößert wird, jedoch nahezu unbeeinflusst von der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} ist. Wie aufgezeigt, wirkt sich die Scangeschwindigkeit stärker auf das sich ausbildende Temperaturfeld im Blechquerschnitt und damit auf die Entfestigung des Werkstoffs in nicht bestrahlten Bereichen aus als die Wärmebehandlungstemperatur. Dennoch ist mit zunehmender Temperatur der Rückgang der Wangendicke t_w und die Verkleinerung des Hinterschnitts f zu verzeichnen. Bedingt wird dies durch die gesteigerte Entfestigung des stempelseitigen Blechs im bestrahlten Bereich. Hierdurch kann der Außenstempel

stärker in den Werkstoff eindringen und die Wangendicke wird reduziert. Ferner werden der Kanteneinzug h_e und der Bruchwinkel β des unteren Blechs mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur verringert. Dies führt zur Reduzierung des ausgebildeten Hinterschnitts f .

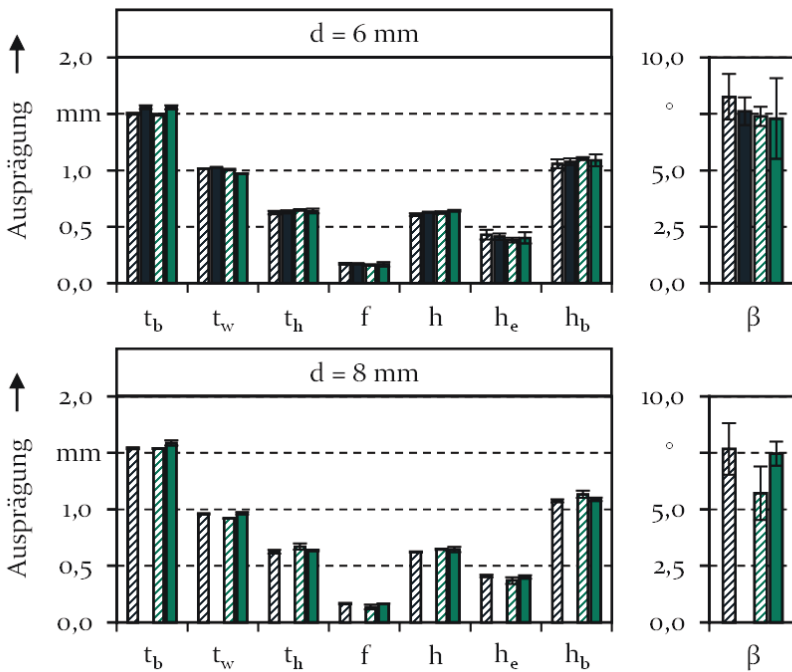
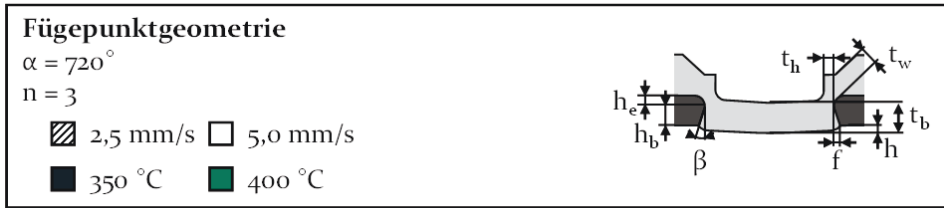


Bild 64: Fügepunktgeometrie in Abhängigkeit des Kreisbahndurchmessers d , der Scangeschwindigkeit v_{scan} und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für ringförmige Layouts und matrizenseitigen 22MnB5 (1,5 mm)

Die Erhöhung des Kreisbahndurchmessers d und die daraus resultierende Entfestigung im Bereich des Außenstempelkonus bewirkt die geringe Reduzierung der Wangendicke t_w , der Restbodendicke t_b sowie des Hinterschnitts f gegenüber $d = 6$ mm. Ursächlich hierfür ist die erhöhte radiale Werkstoffverdrängung im Fügeprozess (vgl. Bild 62). Für den Einfluss des Kreisbahndurchmessers auf die Ausprägung des unteren Fügepartners ist kein eindeutiger Trend ableitbar.

Für HCT780X ist bei einmaligem Bestrahlen der Probenoberfläche ($\alpha = 360^\circ$) nur für $T_{WB} = 400^\circ\text{C}$ und $v_{Scan} = 2,5\text{ mm/s}$ das Fügen von EN AW-7075 ohne Versagen möglich. Aus diesem Grund erfolgt die Auswertung der geometrischen Kenngrößen für den Dualphasenstahl ebenfalls ausschließlich anhand von Proben mit $\alpha = 720^\circ$ (Bild 65). Wie für 22MnB5 ist auch bei Verwendung von HCT780X und den Parametern $T_{WB} = 350^\circ\text{C}$, $v_{Scan} = 5,0\text{ mm/s}$ sowie $d = 8\text{ mm}$ das Vermessen der Proben aufgrund der starken Schädigung des oberen Blechs im Fügeprozess nicht möglich.

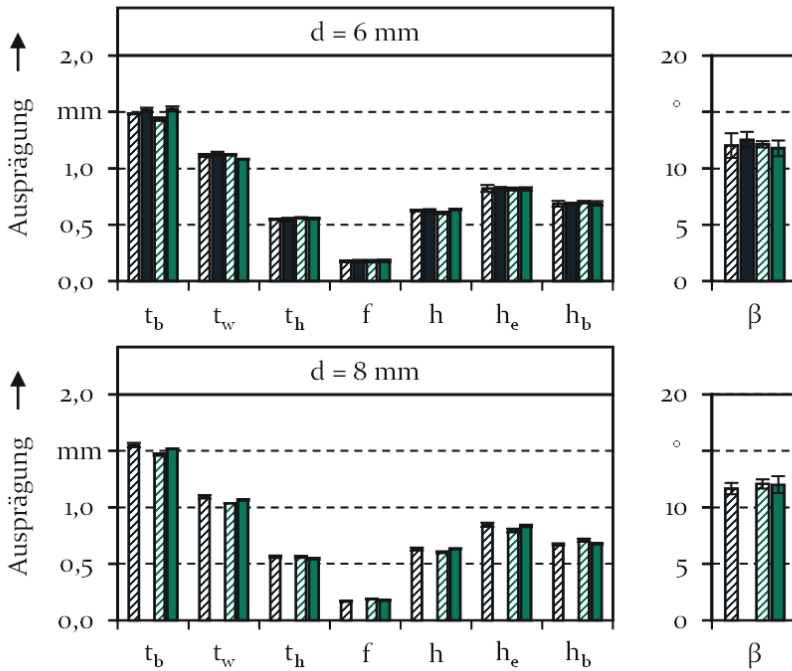
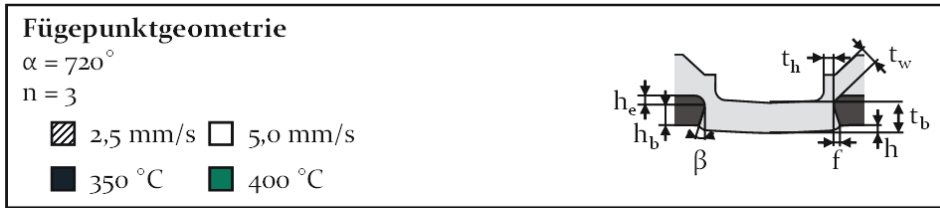


Bild 65: Fügeknotenpunktegeometrie in Abhängigkeit des Kreisbahndurchmessers d , der Scangeschwindigkeit v_{Scan} und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für ringförmige Layouts und matrizen seitig HCT780X (1,5 mm)

Analog zur Verwendung von matrizen seitigem 22MnB5 bewirkt das ringförmige Layout gegenüber dem punktförmigen Design eine geringfügige Erhöhung der Restbodendicke t_b . Der Hinterschnitt f nimmt dagegen ab.

Dies gilt auch für den Kanteneinzug h_e und den Bruchwinkel β des unteren Fügepartners. Grund für die Zunahme der Restbodendicke ist die geringfügige Reduzierung der radialen Werkstoffverdrängung im Vergleich zum punktförmigen Layout.

Eine Erhöhung der Scangeschwindigkeit v_{Scan} führt auch für HCT780X zur Zunahme der Restbodendicke t_b , während diese von der Temperatur nahezu unbeeinflusst ist. Ursächlich hierfür ist der stärkere Einfluss der Scangeschwindigkeit auf die Probendurchwärmung im nicht bestrahlten Bereich und damit auf den radialen Werkstofffluss. Die Wangendicke t_w nimmt dagegen durch die Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur ab. Für den Hinterschnitt f ist kein eindeutiger Trend ableitbar.

Die Erhöhung des Kreisbahndurchmessers auf $d = 8 \text{ mm}$ bewirkt die geringfügige Abnahme der Wangendicke t_w gegenüber $d = 6 \text{ mm}$. Bedingt wird dies durch das stärkere Eintauchen des Außenstempels in das obere Blech. Für die Ausprägung des unteren Fügepartners ist weder ein Einfluss durch die Prozessführung, noch durch die Spottrajektorie festzustellen.

7.3.3 Analyse der erzielbaren Verbindungsfestigkeit

Für die Analyse der Verbindungsfestigkeit bei Applikation ringförmiger Layouts erfolgt ausgehend von den Erkenntnissen aus Abschnitt 7.3.1 die Beschränkung auf die Variation des Kreisbahndurchmessers zu $d = 6 \text{ mm}$ und $d = 8 \text{ mm}$ sowie der Wärmebehandlungstemperaturen zu $T_{\text{WB}} = 350 \text{ °C}$ und $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$. Der Umdrehungswinkel und die Scangeschwindigkeit werden konstant bei $\alpha = 720^\circ$ respektive $v_{\text{Scan}} = 2,5 \text{ mm/s}$ gehalten. Die ermittelte Verbindungsfestigkeit unter Scherzugbelastung zeigt Bild 66.

Für 22MnB5 hat die Wahl des Layouts nur einen vergleichsweise geringen Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit. Höhere Werte werden jeweils für den größeren Kreisbahndurchmesser d sowie für die höhere Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} erreicht. Dies gilt ebenso für HCT780X. Für den Dualphasenstahl liegen die Verbindungsfestigkeiten für $T_{\text{WB}} = 350 \text{ °C}$ jedoch deutlich niedriger als bei Verwendung des 22MnB5, für $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$ wiederum deutlich höher. Allerdings ist für $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$ die gleichzeitige Abnahme der Prozesssicherheit zu verzeichnen, was sich in der Erhöhung der Standardabweichung bemerkbar macht.

Grundsätzlich wird gegenüber dem punktförmigen Layout sowie gegenüber der global durchgeführten Wärmebehandlung eine wesentlich geringere Verbindungsfestigkeit erzielt. Für beide matrizen seitigen Werkstoffe wird die höchste Verbindungsfestigkeit für $d = 8 \text{ mm}$ und $T_{\text{WB}} = 400 \text{ °C}$

erreicht. Gegenüber der globalen Retrogression mit $T_{WB} = 400\text{ °C}$, $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 100\text{ K/s}$ und $t_{Halte} = 1,0\text{ s}$ reduziert sich die maximale Prüfkraft für matrizenseitigen 22MnB5 um rund 43 %, für HCT780X um etwa 15 %.

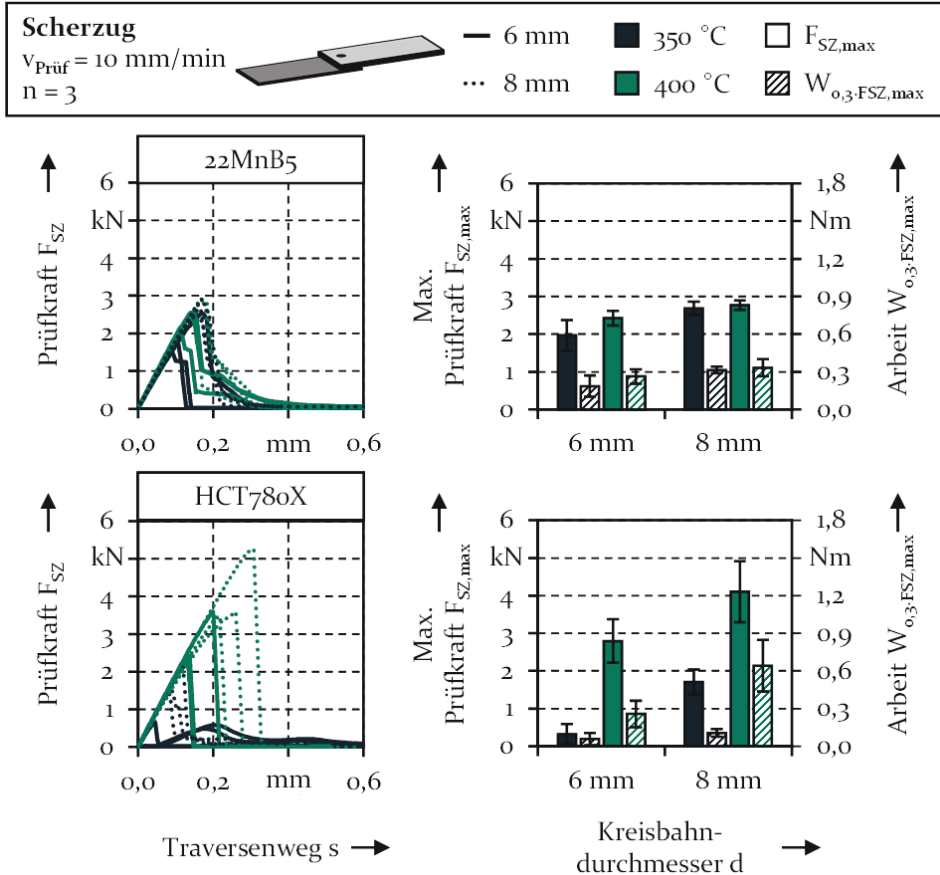


Bild 66: Verbindungsfestigkeit unter Scherzugbelastung in Abhängigkeit des Kreisbahndurchmessers d und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für lokal ringförmige Layouts mit $v_{Scan} = 2,5\text{ mm/s}$ und $\alpha = 720^\circ$

Obwohl die Schlibilder im Fall von HCT780X keine Anrisse aufweisen und die Fügepunktausprägung verbessert wird, kann das Restformgebungsvermögen durch den Fügeprozess bereits erheblich reduziert werden. Dies schlägt sich in einem frühzeitigen Versagen der Fügepunkte bei bereits vergleichsweise geringen Belastungen nieder. Im Fall von 22MnB5 liegen für drei der vier Parameterkombinationen bereits Anrisse im tragenden Querschnitt vor. Die Tragfähigkeit wird in diesem Fall jedoch nur in geringem Maße durch die Vorschädigung beeinflusst. Aus [52] geht hervor, dass die stärkere Ausprägung des Kanteneinzugs und des Bruchwinkels für

HCT780X zu einer erhöhten Kerbwirkung und lokalen Spannungsüberhöhung im Halsbereich führt, wenn der Fügepunkt eine Scherzugbelastung erfährt. Es ist davon auszugehen, dass sich eine Vorschädigung daher stärker auf die Tragfähigkeit auswirkt. Für 22MnB5 liegt demgegenüber bedingt durch die Fügepunktgeometrie vor allem die Beanspruchung des dickeren Wangenbereichs vor, weshalb die Anrisse im Hals weniger kritisch sind. In Bild 67 ist die Verbindungsfestigkeit unter Kopfzugbelastung für das ringförmige Layout in Abhängigkeit des matrizenseitigen Werkstoffs sowie der Wärmebehandlungsparameter gegenübergestellt.

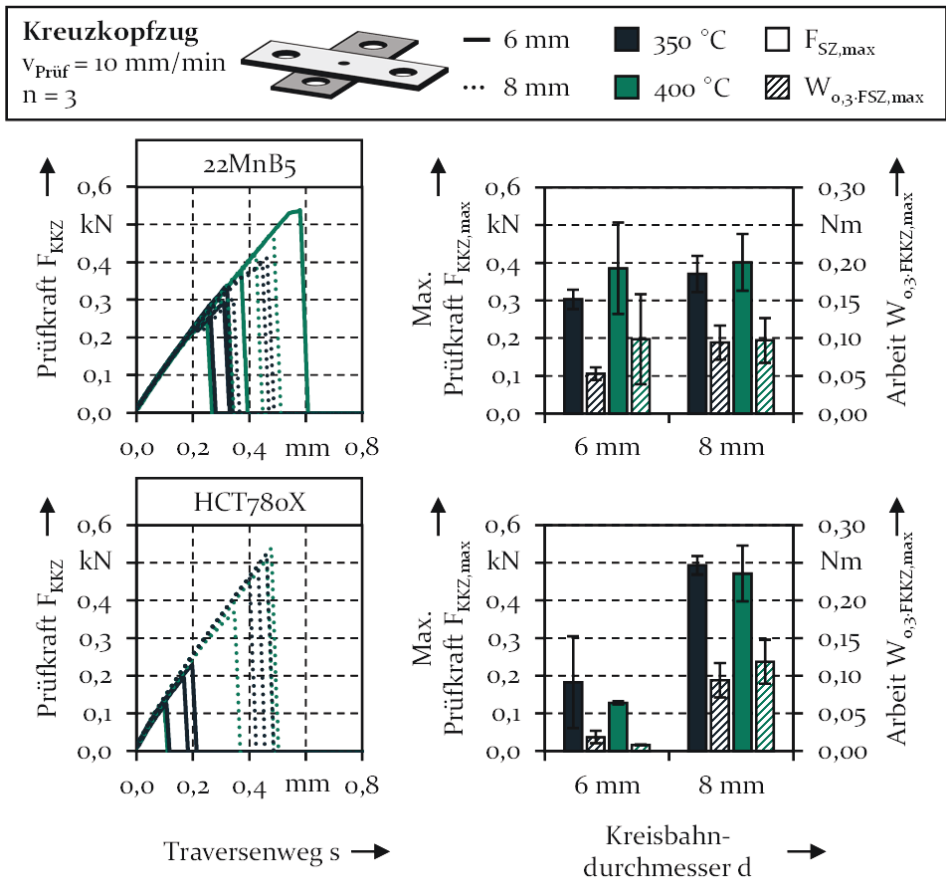


Bild 67: Verbindungsfestigkeit unter Kopfzugbelastung in Abhängigkeit des Kreisbahndurchmessers d und der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} für lokal ringförmige Layouts mit $v_{\text{Scan}} = 2,5 \text{ mm/s}$ und $\alpha = 720^\circ$

Der größere Einfluss der Wärmebehandlungsparameter auf die Verbindungsfestigkeit bei matrizenseitig angeordnetem HCT780X geht auch aus der Analyse der Festigkeit unter Kopfzugbelastung hervor. Gegenüber dem

punktförmigen Layout sowie gegenüber der globalen Wärmebehandlung wird für beide matrizenseitigen Werkstoffe nur ein Bruchteil der Verbindungsfestigkeit erzielt. Bedingt wird dies vermutlich durch die Vorschädigung des tragenden Querschnitts im Fügeprozess. In der Folge weisen die Fügepunkte eine ausgeprägte Richtungsabhängigkeit der erzielbaren Verbindungsfestigkeit auf. Dieses Verhalten wurde in [143] ebenfalls festgestellt. Zurückzuführen ist die Vorschädigung auf die mangelnde Probendurchwärmung bei zunehmenden Probenabmessungen. Daher erweist sich die Übertragbarkeit der für die Schlißproben ermittelten Zusammenhänge auf Probengeometrien größerer Abmessungen als problematisch. Die Zunahme des Probenvolumens begünstigt den Wärmetransport während der Wärmebehandlung, wodurch die Erwärmung der Proben im nicht bestrahlten Bereich verringert wird (Bild 68).

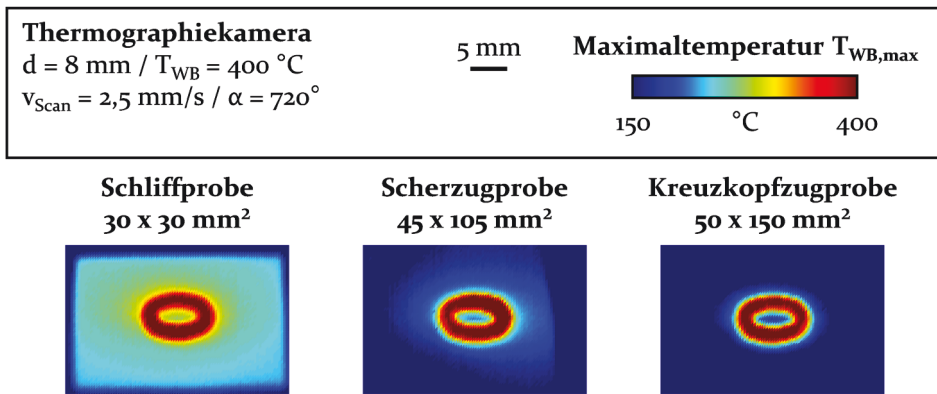


Bild 68: Verteilung der Maximaltemperatur bei Applikation ringförmiger Layouts in Abhängigkeit der Probengeometrie

Aufgrund der vergleichsweise geringen Probenabmessungen liegt für die Schlißproben eine Erwärmung der nicht bestrahlten Bereiche auf über 200 °C vor. Für die Scherzugproben wird die Durchwärmung deutlich reduziert. Aufgrund des geringeren Abstands zwischen dem Bahnmittelpunkt und dem Probenrand von 11 mm , der sich aus dem Überlapp beim Fügen von $l_{\text{ü}} = 22 \text{ mm}$ ergibt, kommt es für diese Geometrie zur geringfügigen, jedoch asymmetrischen Erwärmung der nicht bestrahlten Bereiche. Für die Kreuzkopffzugprobe ist keine Erwärmung der nicht bestrahlten Bereiche über die Minimaltemperatur der verwendeten Kamera von 150 °C festzustellen. Für diese Geometrie erfolgt die Wärmebehandlung mittig zur Probe. Der kleinste Randabstand zum Bahnmittelpunkt misst somit 25 mm . Es ist davon auszugehen, dass die Durchwärmung in Dickenrichtung ebenfalls reduziert wird und sich das Verhalten von EN AW-7075 im Fügeprozess ändert, sodass es zu einer Vorschädigung des tragenden

Querschnitts im Fügeprozess kommt. Ersichtlich wird dies anhand des Versagensverhaltens der Fügepunkte, das in Bild 69 gegenübergestellt ist. Für das punktförmige Layout liegt unter Scherzugbelastung das Abscheren des Halses vor. Für den Kopfzug und matrizenseitigen 22MnB5 verlaufen die Risse im Hals ebenfalls nahezu parallel zur Blechebene. Für das kreisförmige Layout verlaufen die Risse dagegen diagonal durch den Halsbereich. Der Rissverlauf entspricht jenem, der in Abschnitt 7.3.1 ermittelt wurde. Die (An-)Risse treten somit bereits im Fügeprozess auf.

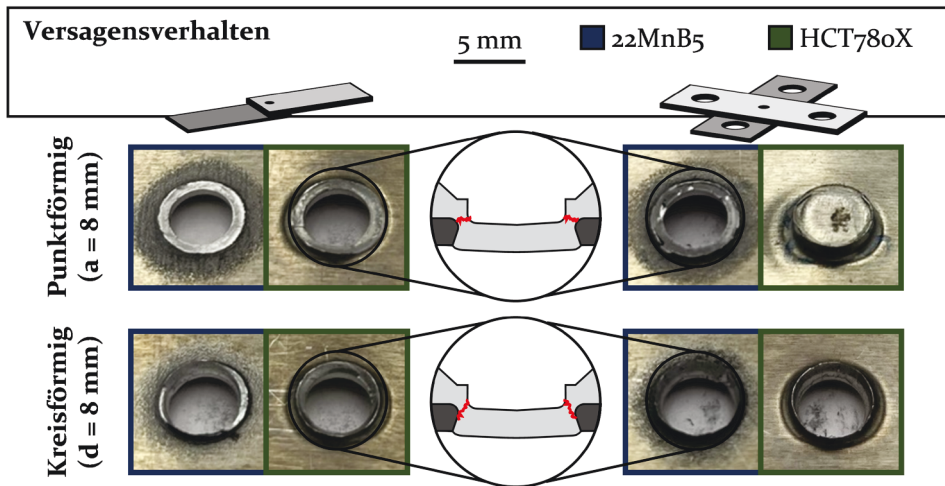


Bild 69: Versagensverhalten in Abhängigkeit des Wärmebehandlungslayouts

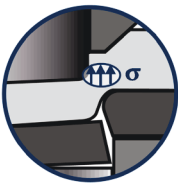
7.4 Zusammenfassende Bewertung der Wirksamkeit lokaler Kurzzeitwärmebehandlungen beim Fügen durch Umformen hochfester 7000er Legierungen

Nachfolgend werden die wesentlichen Erkenntnisse zur gezielten Stoffflusssteuerung von hochfestem 7000er Aluminium in mechanischen Fügeprozessen mittels lokalem Vorkonditionieren zusammengefasst und bewertet. Die Durchführung einer lokal begrenzten Wärmebehandlung zur Verbesserung der Umformbarkeit hat seine Ursprünge im Tiefziehen. Dabei kommen zwei wesentliche Mechanismen zum Tragen. Diese sind die Reduzierung der Reaktionskräfte in kritischen Zonen des Bauteils sowie der Erhalt des tragenden Querschnitts durch das Schaffen von Bereichen mit begünstigtem Werkstofffluss [102]. Beim Schneidclinchen, das an dieser Stelle stellvertretend für mechanische Fügeverfahren stehen soll, ergeben sich gegenüber dem hauptsächlich untersuchten Tiefziehen [13] grundlegend abweichende Lastpfade und Spannungszustände, die zudem über

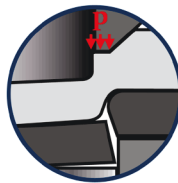
den Prozessverlauf lokal variieren. Während beim Tiefziehen die Krafteinleitung über den Bauteilboden erfolgt und die eigentliche Umformung im Flanschbereich stattfindet, wird die Kraft beim Schneidclinchen über den zweiteiligen Stempel in den Boden-, Hals- und Wangenbereich eingeleitet. In der Schneid- und in der Durchsetzphase erfolgt die Umformung in erster Linie im Hals- und Wangenbereich, während der Fließpressphase im Hals und im Boden. Als rissskritisch sind die beim Durchsetzen und Querfließpressen auftretenden Zugspannungen im Hals einzustufen. Somit entspricht die Umformzone dem Bereich der Krafteinleitung und gleichzeitig dem rissskritischen Bereich.

Besonderheit des untersuchten Schneidclinchverfahrens ist der zweiteilige Stempel. Vor allem dem Außenstempel kommt im Hinblick auf den Stofffluss im Fügeprozess eine wichtige Rolle zu [48]. Eine hohe Festigkeit des oberen Fügepartners im Wangenbereich erschwert das Eindringen des Außenstempels in das Blech und damit das Überlagern von Druckspannungen sowie das Fließen des Werkstoffs aus der Wange in den Hals. In diesem Fall erfolgt die Krafteinleitung auf das Blech verstärkt im Bereich des Innenstempels, während die Umformung weiterhin im Halsbereich stattfindet. In der Folge wird der Werkstoff stärker abgestreckt und es bilden sich lokal hohe Zugspannungen, die zum Versagen in der Umformzone führen (vgl. Abschnitt 6.1). Durch das Konditionieren von EN AW-7075 T6 vor dem Schneidclinchprozess wird die Fügbarkeit der Legierung verbessert. Dabei kommen drei grundlegende Wirkmechanismen zum Tragen (Bild 70).

Reduzierung der Beanspruchung durch erleichterten Stofffluss



Überlagerung von Druckspannungen



Förderung des Stoffflusses aus Opferzonen

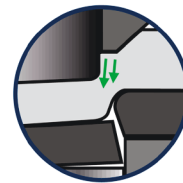
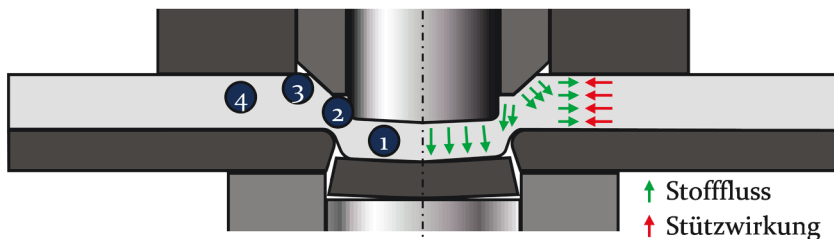


Bild 70: Wirkmechanismen der (lokalen) Wärmebehandlung beim Schneidclinchen nach Vorkonditionieren von stempelseitigem EN AW-7075 T6 in Anlehnung an [102]

Die Wärmebehandlung führt durch die Entfestigung des Werkstoffs zur Erleichterung des Stoffflusses. Hierdurch reduziert sich die Beanspruchung des oberen Fügepartners im versagenskritischen Halsbereich. Auf das Schneidclinchen bezogen gestattet die Entfestigung des Hals- und Wangenbereichs das verstärkte Eindringen des Außenstempels in das obere Blech. Dies führt zur Überlagerung von Druckspannungen im Halsbereich

des Fügepunkts, wodurch der vorliegende Spannungszustand in für das Versagen des Werkstoffs unkritischere Bereiche verschoben wird. Des Weiteren wird durch das Eindringen des Außenstempels in das obere Blech der Werkstofffluss in den Hals sichergestellt. Die drei Mechanismen führen zur Verbesserung der Fügbarkeit mit zunehmender Entfestigung des stempelseitigen Blechs. Nachteil einer stärkeren Entfestigung ist die Zunahme der radialen Werkstoffverdrängung und die damit verbundene Abnahme des axialen Werkstoffflusses unterhalb des Innenstempels. Hierdurch wird das Werkstoffvolumen in der Fügezone reduziert, was zur Verschlechterung der Fügepunktausprägung führt. Mit zunehmender Entfestigung wird zudem die Belastbarkeit der Fügepunkte verringert. Daraus resultiert ein Widerspruch zwischen den Anforderungen an die Wärmebehandlung zur Verbesserung der Fügbarkeit sowie zur Maximierung der Tragfähigkeit. Bedingt durch die Werkzeuggeometrie und -kinematik ergibt sich für das Schneidclinchen in der Folge die in Tabelle 14 dargestellte Einteilung in vier prozesscharakteristische Bereiche mit abweichenden Spannungszuständen und unterschiedlichem Werkstofffluss und damit die Einteilung in vier wesentliche Wärmebehandlungszonen für das stempelseitige Blech.

Tabelle 14: Einteilung des stempelseitigen Blechs in vier Wärmebehandlungszonen



Zone	Dominierender Spannungszustand			Stofffluss	Einfluss auf Stofffluss	Grad der Entfestigung
	Schneiden	Durchsetzen	Fließpressen			
1	Druck	Zug	Druck	Axial		
2	Druck	Zug	Zug	Axial		
3	Druck	Druck	Druck	Axial/ radial		
4	Zug	Zug	Zug	Radial		

In Zone (1) erfolgt die Krafteinleitung über den Innenstempel. Während der Schneidphase und der Fließpressphase liegen hier vornehmlich Druckspannungen vor. Beim Durchsetzen bilden sich insbesondere Zugspannungen an der Blechunterseite aus. Der Werkstoff fließt entsprechend der

Bewegungsrichtung des Innenstempels in axialer Richtung. Der Bodenbereich erwies sich im Rahmen der Untersuchungen als versagensunkritisch. Ferner wird der Werkstofffluss durch die Eigenschaften des Bodens nur in geringem Maße beeinflusst. Der Grad der Entfestigung von Zone (1) nimmt daher eine untergeordnete Rolle ein, ist prinzipiell jedoch niedrig zu halten. Zone (2) ist der Bereich der größten plastischen Formänderung sowie der versagenskritische Bereich. Innerhalb von Zone (2) bildet sich eine Scherzone aus, in der Scher- und Zugspannungen dominieren. Wird das axiale Nachfließen von Werkstoff aus dem Wangenbereich behindert, erhöht sich das Spannungsniveau. Der Halsbereich ist folglich zu entfestigen, um den Werkstofffluss zu erleichtern und das Spannungsniveau im belasteten Querschnitt zu senken. Ferner führt das Eindringen des Außenstempels zur Überlagerung von Druckspannungen, wodurch die risskritischen Zugspannungen weiter in ihrem Betrag verringert werden und sich der Spannungszustand im Hals zunehmend in den weniger kritischen Druckbereich verlagert. Zone (3) stellt den Kontaktbereich des oberen Fügepartners zum Außenstempelkonus dar. Da die Fügepartner an dieser Stelle zwischen dem Außenstempel und der Matrize geklemmt werden, dominieren hier Druckspannungen, die wesentlich unkritischer für das Versagen des Werkstoffs sind. Um das verstärkte Eindringen des Außenstempels in das stempelseitige Blech und damit das Nachfließen von Werkstoff in Zone (2) zu ermöglichen, muss Zone (3) ausreichend entfestigt werden. Das bloße Entfestigen von Zone (2) führt zwar zur Verringerung der Fließspannung, das Nachfließen aus dem Wangenbereich wird dennoch behindert, da der Außenstempel nur unzureichend in das Material eindringen kann. Da die zunehmende Entfestigung von Zone (3) den unerwünschten radialen Materialfluss fördert, ist der entfestigte Bereich sowie der Grad der Entfestigung zu begrenzen. Entsprechend ist Zone (4) so wenig wie möglich zu entfestigen. Der Randbereich dient als Armierung und verhindert die radiale Werkstoffverdrängung des stempelseitigen Blechs. In dieser Zone dominieren Zugspannungen, wobei sich das Spannungsniveau mit zunehmender Festigkeit des stempelseitigen Blechs erhöht. Dieses liegt für festere Bleche unterhalb der Fließgrenze, sodass die plastische Formänderung für Bleche mit höherer Festigkeit insgesamt abnimmt.

Für die Applikation der lokal begrenzten Wärmebehandlung ist ein Laser eine geeignete Wärmequelle, die die flexible Gestaltung des Wärmebehandlungslayouts sowie die schnelle Probenerwärmung gestattet. Durch die Wahl des Wärmebehandlungslayouts und der -parameter lassen sich gezielt Eigenschaftsgradienten in Bleche aus ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen einbringen, die die oben aufgeführten Anforderungen

erfüllen. Punkt- sowie kreisförmige Layouts stellen mögliche Varianten für rotationssymmetrische Fügeprozesse dar. Wie aufgezeigt, können durch die Applikation beider Layouts versagensfrei Fügepunkte im Schneidclinchprozess hergestellt werden. Nachteil der Erwärmung mittels Laserstrahlung ist die einseitige Wärmezufuhr über eine der Oberflächen. In der Folge bilden sich Temperaturgradienten in der Blechebene und in Blechdickenrichtung aus. Insbesondere die Spotgröße hat großen Einfluss auf die erzielte Durchwärmung in Dickenrichtung und damit auf die sich einstellenden Festigkeitsgradienten. Für punktförmige Layouts wurde der in Tabelle 15 zusammengefasste Zusammenhang zwischen der Prozessführung und der Entfestigung ermittelt. Haupteinflussfaktoren für den Grad der Entfestigung und die Größe des entfestigten Bereichs sind die Spotgröße a und die Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} . Bedingt durch das Layout und den Wärmetransport im Material findet ausgehend von der Fügepunktmitte die gradierte Entfestigung der Zonen (1), (2) und (3) statt. Eine übermäßige nachteilige Beeinflussung des Werkstoffflusses durch die Entfestigung von Zone (1) konnte nicht festgestellt werden. Das versagensfreie Fügen mit matrizenartigem 22MnB5 war nur für $T_{WB} = 400\text{ °C}$ möglich. Somit ergibt sich gegenüber der globalen Retrogression die weitere Einschränkung des in Abschnitt 6.4 ermittelten Prozessfensters.












Tabelle 15: Einfluss der Wärmebehandlungsparameter auf den erzielten Grad der Entfestigung und die Größe des entfestigten Bereichs für punktförmige Layouts

Parameter	a	T_{WB}	$(\Delta T/\Delta t)_{Heiz}$	t_{Halte}
Grad der Entfestigung				
Entfestigter Bereich				
Empfohlene Parameter	8 mm / 10 mm	400 °C	100 K/s	1,0 s
Einfluss Hoch Mittel Gering				

Tabelle 16 zeigt den Einfluss der Wärmebehandlungsparameter auf die erzielte Entfestigung für das ringförmige Layout. Bedingt durch die Reduzierung der bestrahlten Fläche wirken sich die weiteren Parameter, die den Wärmeeintrag definieren, stärker auf die Entfestigung aus als für das punktförmige Design. Während die Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} , die Scangeschwindigkeit v_{Scan} und der Umdrehungswinkel α insbesondere

den Grad der Entfestigung beeinflussen, wird die Lage des entfestigten Bereichs durch den Kreisbahndurchmesser d bestimmt. Die gezieltere Entfestigung der Zonen (2) und (3) führt zur Ausbildung größerer Temperatur- und damit Festigkeitsgradienten und damit prinzipiell zur weiteren Verringerung der radialen Werkstoffverdrängung gegenüber dem punktförmigen Layout. Eine ausreichend hohe Entfestigung des Hals- und Wangenbereichs kann dabei jedoch nur für Parameterkombinationen mit vergleichsweise hohem Wärmeeintrag sichergestellt werden. Für 22MnB5 war versagensfreies Fügen ausschließlich für die aufgeführte Parameterkombination möglich.

Tabelle 16: Einfluss der Wärmebehandlungsparameter auf den erzielten Grad der Entfestigung und die Größe des entfestigten Bereichs für ringförmige Layouts

Parameter	d	T_{WB}	V_{Scan}	α
Grad der Entfestigung				
Entfestigter Bereich				
Empfohlene Parameter	8 mm	400 °C	2,5 mm/s	720°
Einfluss	 Hoch	 Mittel	 Gering	

Findet die Wärmebehandlung stark lokalisiert statt, führt dies in Abhängigkeit der gewählten Prozessparameter und der Bauteilgeometrie zur mangelnden Durchwärmung und damit zur reduzierten Entfestigung des Blechquerschnitts. Für beide Layouts hat sich daher gezeigt, dass sich die Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 mit Zunahme der eingebrachten Wärmemenge verbessert. Wie bei der Durchführung der globalen Retrogression festgestellt, muss EN AW-7075 T6 bei Verwendung des weicheren HCT780X aufgrund des geringeren Spannungsniveaus im Fügeprozess weniger stark entfestigt werden als für 22MnB5, um die Fügbarkeit sicherzustellen. Somit richtet sich der einzustellende Grad der Entfestigung ebenfalls nach den Eigenschaften des unteren Fügepartners.

Beide untersuchten Wärmebehandlungslayouts führen gegenüber der globalen Retrogression und dem Fügen im W-Temper zur Verbesserung des Werkstoffflusses des stempelseitigen Blechs und damit zur geringfügig verbesserten Ausbildung der Fügepunkte. Durch die gezielte Entfestigung

des Werkstoffs im Interaktionsbereich des Innen- und des Außenstempels fungiert der nicht bestrahlte Bereich unter dem Niederhalter als Armierung, die die radiale Verdrängung des Werkstoffs verringert. Hierdurch wird das Werkstoffvolumen in der Fügezone erhöht und die Zunahme der Wangendicke und des Hinterschnitts erzielt. Diese geometrischen Kenngrößen sind als versagenskritisch einzustufen. Die Entfestigung des Fügepunktbodens bei Applikation des punktförmigen Layouts führt im Vergleich zum ringförmigen Layout, für das der Boden nur in geringem Maße entfestigt wird, zu einem leicht reduzierten axialen Werkstofffluss unterhalb des Innenstempels. Die Entfestigung des Fügepunktbodens wirkt sich daher nur geringfügig auf die erzielte Fügepunktgeometrie aus und nimmt eine untergeordnete Rolle ein. Insgesamt ist der Einfluss der lokalisierten Wärmebehandlung auf die Fügepunktgeometrie gering.

Im Hinblick auf das Einsatzverhalten der Fügepunkte konnte für das punktförmige Layout die Verbesserung der Verbindungsfestigkeit gegenüber global rückbildungsgeglühten Proben festgestellt werden. Für das ringförmige Layout kommt es dagegen zur Beeinträchtigung der Tragfähigkeit. Die Applikation ringförmiger Layouts für Bauteile größerer Abmessungen erwies sich als problematisch. Bedingt durch die Zunahme des Werkstoffvolumens erhöht sich der Wärmetransport. In der Folge stellen sich im Vergleich zur Bemusterung anhand von Schliiffproben mit den Abmessungen $30 \times 30 \text{ mm}^2$ abweichende Temperaturprofile im Blech ein. Die mangelnde Durchwärmung des Blechs führt zur verminderten Entfestigung und damit zur Schädigung des tragenden Querschnitts im Fügeprozess, was eine ausgeprägte Richtungsabhängigkeit der Verbindungsfestigkeit nach sich zieht. Insbesondere das ringförmige Layout weist somit eine eingeschränkte Skalierbarkeit auf, weshalb die Eignung des Layouts zur Stoffflusssteuerung beim Fügen durch Umformen in Abhängigkeit der Bauteilgeometrie und der physikalischen Randbedingungen überprüft werden muss. Tabelle 17 fasst den ermittelten Einfluss des Wärmebehandlungslayouts auf den Fügeprozess und die Fügepunkteigenschaften zusammen. Aus Bild 71 gehen die Faktoren hervor, die die Wirksamkeit der prozessangepassten, lokalen Kurzzeitwärmebehandlung limitieren. Der Stofffluss und die resultierende Fügepunktgeometrie werden in erster Linie durch die Geometrie des Fügewerkzeugs und durch dessen Kinematik bestimmt. Weiterer Einflussfaktor für die genannten Punkte ist die Festigkeit des matrizenseitigen Fügepartners und dessen Schneidverhalten sowie das Festigkeitsverhältnis der Fügepartner. Wie aufgezeigt, liegt für den weicheren Dualphasenstahl HCT780X eine grundsätzlich geringere radiale Werkstoffverdrängung des stempelseitigen Blechs vor als für 22MnB5. Hierdurch

wird der Einfluss der Eigenschaftsgradierung des stempelseitigen Blechs auf den Prozess reduziert. Die physikalischen Randbedingungen, wie die Wärmeleitfähigkeit des wärmebehandelten Blechs, limitieren weiter die Gradierbarkeit der mechanischen Eigenschaften. Hierdurch ergeben sich Einschränkungen bei der Gestaltung der Wärmebehandlungslayouts im Hinblick auf die Größe des bestrahlten Bereichs und der einzubringenden Wärmemenge. Gegenüber einer globalen Retrogression wird das Prozessfenster für die Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 somit weiter eingeschränkt.

Tabelle 17: Bewertung der untersuchten Wärmebehandlungslayouts zur Stoffflusssteuerung

Layout	Punktförmig	Ringförmig
Festigkeitsgradierung		
Skalierbarkeit		
Stofffluss		
Fügapunktgeometrie		
Verbindungsfestigkeit		

Einfluss			Bewertung		
Hoch	Mittel	Gering	Positiv	Neutral	Negativ



Bild 71: Limitierende Faktoren für die Applikation lokal begrenzter Wärmebehandlungen zur Steuerung des Stoffflusses beim mechanischen Fügen

8 Integration des Fügens durch Umformen nach lokal begrenztem Rückbildungsglühen in Prozessketten zur Herstellung von Blechbaugruppen mit 7000er Aluminium

Folgend werden das Auslagerungsverhalten von EN AW-7075 in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsstrategie sowie der Einfluss des Warmauslagerns auf das Einsatzverhalten der schneidgedlinchten Fügepunkte untersucht. Das Auslagerungsverhalten ist für die Integration des Rückbildungsglühens in Prozessketten zur Herstellung von Blechbaugruppen von großer Bedeutung, da sich Wärmebehandlungen, wie das Lackeinbrennen bei Karosserien, auf die mechanischen Eigenschaften ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen auswirken. Bild 72 zeigt die zwei im Rahmen der Untersuchungen gegenübergestellten Prozessrouten zur Herstellung von Blechbaugruppen mit Bauteilen aus 7000er Aluminium.

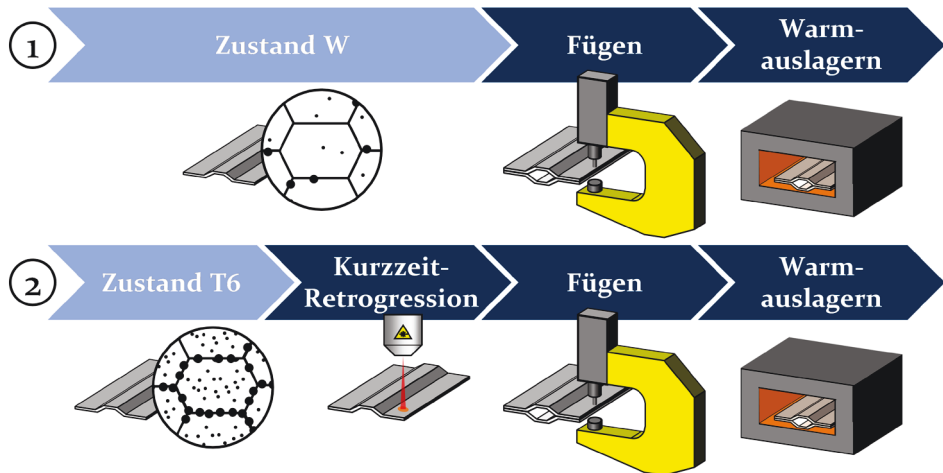


Bild 72: Analyzierte Prozessrouten zur Herstellung von Blechbaugruppen mit hochfesten, aushärtbaren Aluminiumlegierungen der 7000er Serie

Das W-Temper Formen und das Abschreckumformen sind geeignete Verfahren zur Herstellung von Bauteilen aus hochfestem 7000er Aluminium. In beiden Fällen liegt das Bauteil unmittelbar nach der Umformoperation im vollständig lösungsgeglühten und abgeschreckten W-Temper vor. Dieser Zustand entspricht dem Ausgangszustand der Bleche für Route (1). Wie in Abschnitt 6.1 aufgezeigt, ist das Fügen von EN AW-7075 W versagensfrei möglich. Zusätzliches Rückbildungsglühen ist daher nicht erforderlich.

Anders verhält es sich, wenn das Bauteil im warmausgelagerten Zustand T6 vorliegt. Das Warmauslagern nach der Umformung kann erforderlich sein, um die Einsatzigenschaften der Bauteile einzustellen sowie um einen zeitlich stabilen Wärmebehandlungszustand hervorzurufen. An dieser Stelle setzt das Rückbildungsglühen der ausgelagerten Aluminiumlegierungen an (Route (2)). Durch die lokale Retrogression werden die Werkstoffeigenschaften nur im Bereich der durchzuführenden Fügeoperation verändert. Das restliche Bauteil bleibt hiervon unbeeinflusst.

Da der W-Temper und der rückbildungsgeglühte Zustand zeitlich instabil sind, sollte nach Durchführung der Fügeoperation die (Wieder-)Auslagerung des Werkstoffs erfolgen. Im Karosseriebau findet das Auslagern ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen durch einen Lackeinbrennprozess statt. Daher wird der Einfluss der Warmauslagerung auf das Einsatzverhalten der Schneidclinchverbindungen sowie die Wechselwirkung mit der vorausgegangenen Wärmebehandlung anhand der vollständigen Aushärtung (T6) und des Paint Bakes untersucht.

8.1 Einfluss der Wärmebehandlungsstrategie auf das Auslagerungsverhalten

Im Folgenden wird der Einfluss der Wärmebehandlungsstrategie auf das Auslagerungsverhalten von EN AW-7075 analysiert. Hierzu werden gemäß Tabelle 18 das vollständige Lösungsglühen und Abschrecken (W-Temper) und das aus dem warmausgelagerten Zustand T6 durchgeführte Rückbildungsglühen gegenübergestellt. Die Analyse für das Rückbildungsglühen erfolgt anhand von Zugproben, die mit der Temperatur $T_{WB} = 400\text{ °C}$ und einer Scangeschwindigkeit von $v_{Scan} = 1,0\text{ mm/s}$ wärmebehandelt wurden.

Die Proben werden nach der Wärmebehandlung vorgedehnt, um den Einfluss einer Umformung, wie sie durch das mechanische Fügen erfolgt, auf das Auslagerungsverhalten der eingesetzten Legierung zu ermitteln. Die plastische Vordehnung ϵ_{pl} wird dabei definiert zu 2 %, 4 % und 6 % eingestellt. Die Werte liegen unter der Gleichmaßdehnung, um die homogene Dehnungsverteilung über den gesamten Prüfbereich sicherzustellen.

Im Anschluss an das Vordehnen der Proben erfolgt deren Kaltauslagerung. Die Kaltauslagerungsdauer t_{KA} wird in den Stufen 1 h, 24 h, 72 h und 168 h variiert. Das anschließende Warmauslagern der Proben wird anhand des T6 Zustands und einer verkürzten Warmauslagerung, die einen Lackeinbrennprozess (Paint Bake) simuliert, gegenübergestellt. Durch das Glühen von EN AW-7075 für $t_{WA} = 24\text{ h}$ bei $T_{WA} = 120\text{ °C}$ wird die Legierung

vollständig ausgehärtet (T6). Der Paint Bake findet dagegen bei höheren Temperaturen ($T_{WA} = 185 \text{ °C}$) sowie für eine kürzere Dauer ($t_{WA} = 20 \text{ min}$) statt. Die Dauer der Kaltauslagerung vor dem Warmauslagern wird in beiden Fällen zu $t_{KA} = 1 \text{ h}$ und $t_{KA} = 168 \text{ h}$ variiert.

Bei der Prüfung nach dem Vordehnen und Auslagern wird die Prüfkraft weiterhin auf den Ausgangsquerschnitt bezogen, da die charakteristischen mechanischen Kennwerte anhand des Spannungs-Dehnungs-Diagramms ermittelt werden. Dieses bezieht sich zur Berechnung der technischen Spannung auf den Ausgangsquerschnitt [130].

Tabelle 18: Analytierte Einflussfaktoren für das Auslagerungsverhalten von EN AW-7075

Faktor	Ausprägung	
Wärmebehandlung	Rückbildungs- glühen aus T6 ($T_{WB} = 400 \text{ °C}$ und $v_{Scan} = 1,0 \text{ mm/s}$) und Abschrecken an Luft	Vollständiges Lösungsglühen ($T_{LG} = 480 \text{ °C}$ für $t_{LG} = 15 \text{ min}$) und Abschrecken im Wasserbad
Plastische Vordehnung ϵ_{pl} (%)	0 / 2 / 4 / 6	
Kaltauslagerungsdauer t_{KA} (h)	1 / 24 / 72 / 168	
Warmauslagerungsart	T6 ($T_{WA} = 120 \text{ °C}$ für $t_{WA} = 24 \text{ h}$)	Paint Bake ($T_{WA} = 185 \text{ °C}$ für $t_{WA} = 20 \text{ min}$)
Kaltauslagerungsdauer t_{KA} vor der Warmauslagerung (h)	1 / 168	

Der Einfluss des Warmauslagerns auf die mechanischen Eigenschaften der matrizenseitigen Fügepartner wird im Rahmen der Arbeit nicht untersucht. Für den Vergütungsstahl 22MnB5 [157] sowie für den Dualphasenstahl HCT780X [158] ist die Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften durch den Paint Bake, auch als Paint Bake Response bezeichnet [159], bekannt. Für beide Stähle liegt eine geringe Änderung der mechanischen Eigenschaften durch den Paint Bake vor. Ursächlich hierfür ist die Bildung von Cottrell-Wolken durch die Diffusion interstitiell gelöster Kohlenstoffatome sowie das Ausscheiden kohärenter Karbide [160]. Das Antwortverhalten zeigt sich dabei abhängig vom Kohlenstoffgehalt [161] und den

Wärmebehandlungsparametern [160]. Da der tragende Querschnitt mittels Schneidclinchin gefügter Verbindungen durch den stempelseitigen Fügepartner gebildet wird, ist der Einfluss der Eigenschaftsänderung des unteren Blechs auf die Verbindungsfestigkeit als vernachlässigbar einzustufen.

8.1.1 Kaltauslagerungsverhalten

Zunächst wird das Kaltauslagerungsverhalten von EN AW-7075 in Abhängigkeit der vorausgehenden Wärmebehandlung und plastischen Formänderung untersucht. Bild 73 stellt die Dehngrenze $R_{p0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m für den rückbildungsgeglühten und den vollständig lösungsgeglühten Wärmebehandlungszustand gegenüber.

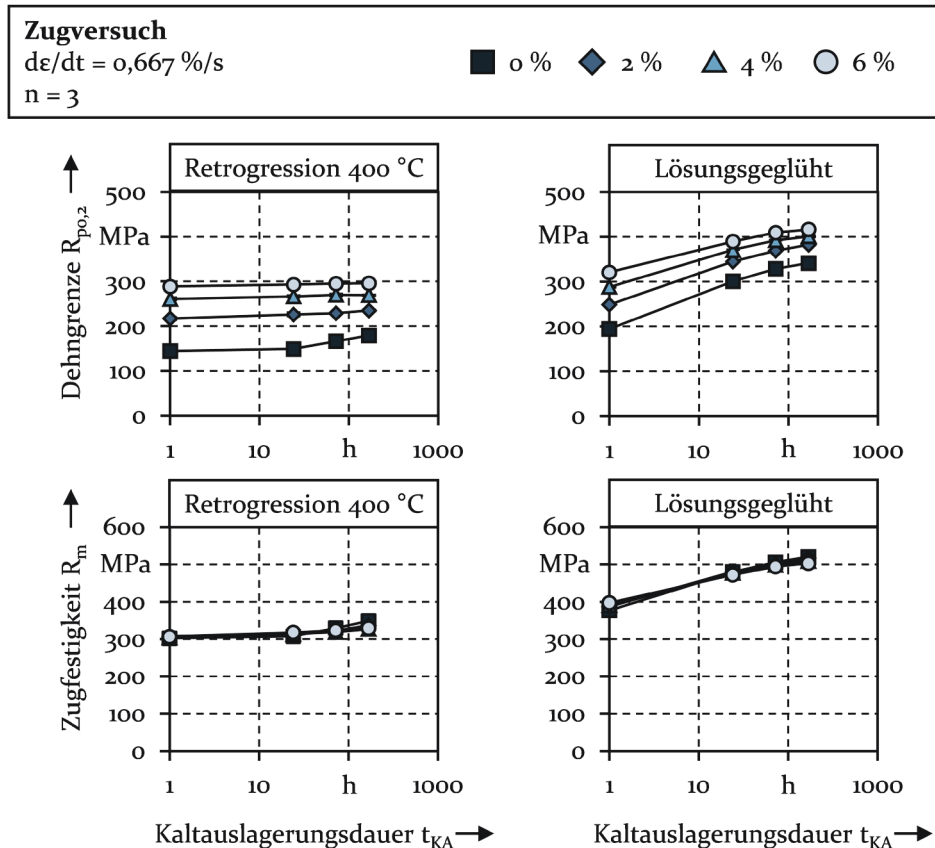


Bild 73: Einfluss der Kaltauslagerungsdauer t_{KA} auf die Festigkeit von EN AW-7075 in Abhängigkeit der vorangegangenen Wärmebehandlung und der plastischen Dehnung ε_{pl}

Für beide Wärmebehandlungszustände ist die Erhöhung der Festigkeit mit zunehmender Kaltauslagerungsdauer t_{KA} zu verzeichnen. Dabei ist die Festigkeitssteigerung für den vollständig lösungsgeglühten Zustand höher als für den rückbildungsgeglühten. Die höchste Festigkeitssteigerung für den W-Temper liegt nach $t_{KA} = 24$ h vor. Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ erhöht sich gegenüber $t_{KA} = 1$ h um 55 %, die Zugfestigkeit R_m um 27 %. Die Zunahme der Festigkeit ist im Anschluss verringert. Demgegenüber ist für den rückbildungsgeglühten Zustand erst nach $t_{KA} = 72$ h eine signifikante Steigerung der Festigkeit zu verzeichnen. Gegenüber dem Ausgangszustand ($t_{KA} = 1$ h) erhöht sich die Dehngrenze $R_{p0,2}$ um 15 % und die Zugfestigkeit R_m um 9 %.

Die auslagerungsbedingte Festigkeitssteigerung nimmt mit zunehmender Vordehnung ab. Folglich treten die größten Änderungen für $\epsilon_{pl} = 0$ % und die geringsten für $\epsilon_{pl} = 6$ % auf. Dahingehend stimmt das Verhalten für den rückbildungsgeglühten und den vollständig lösungsgeglühten Zustand überein. Die Unterschiede hinsichtlich der Dehngrenze $R_{p0,2}$ für die verschiedenen Vordehnungsstufen sind vor allem auf die Kaltverfestigung des Werkstoffs zurückzuführen. Demgegenüber zeigt die Zugfestigkeit R_m erwartungsgemäß eine geringere Beeinflussung durch die Vordehnung. Das geänderte Auslagerungsverhalten führt mit ansteigender plastischer Formänderung zur verringerten Zunahme der Festigkeit. Dieser Effekt wird mit zunehmender Auslagerungsdauer verstärkt.

Der Einfluss der Wärmebehandlung und der Kaltauslagerungsdauer auf die Duktilität von EN AW-7075 geht aus Bild 74 hervor. Dargestellt sind die Gleichmaßdehnung A_g und die Bruchdehnung A_{50} für den nicht vorgedehnten Zustand. Da sich das Restformgebungsvermögen infolge der Vordehnung anteilig reduziert, ist die Gegenüberstellung der Duktilität für die unterschiedlichen Vordehnungsstufen nicht zielführend.

Mit einer Gleichmaßdehnung von $A_g = 12,24 \pm 1,12$ % und einer Bruchdehnung von $A_{50} = 15,60 \pm 0,44$ % weist der rückbildungsgeglühte Zustand unmittelbar nach der Wärmebehandlung eine wesentlich geringere Duktilität auf als der W-Temper, für den die Kennwerte $A_g = 24,12 \pm 0,11$ % und $A_{50} = 24,91 \pm 0,20$ % betragen. Nach einer Kaltauslagerung bei Raumtemperatur für $t_{KA} = 168$ h liegt für den rückbildungsgeglühten Zustand eine Gleichmaßdehnung von $A_g = 11,23 \pm 0,75$ % und eine Bruchdehnung von $A_{50} = 13,71 \pm 1,41$ % vor. Für den W-Temper verringern sich die Kennwerte auf $A_g = 19,91 \pm 0,86$ % und $A_{50} = 22,65 \pm 1,12$ %. Für beide Zustände ist somit die tendenzielle Abnahme der Dehnungswerte mit zunehmender Kaltauslagerungsdauer t_{KA} zu verzeichnen.

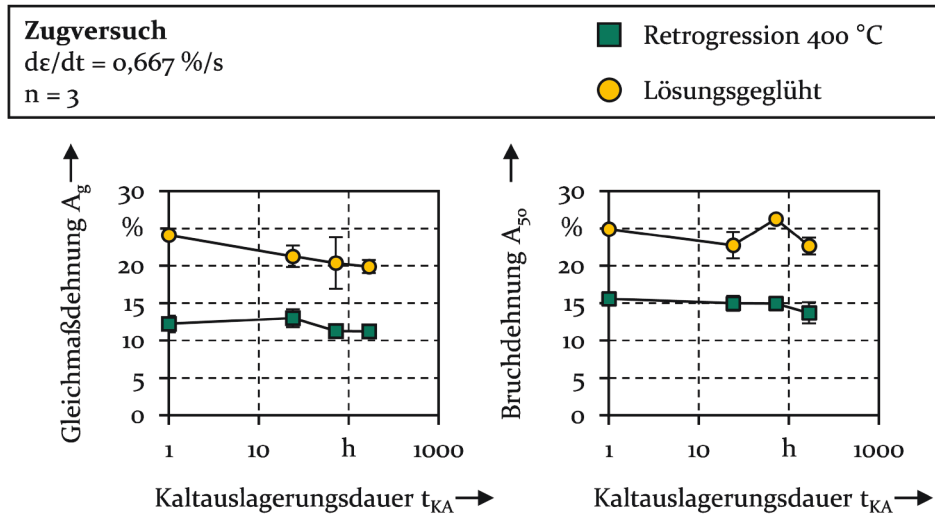


Bild 74: Einfluss der Kaltauslagerungsdauer t_{KA} auf die Duktilität von EN AW-7075 in Abhängigkeit der vorangegangenen Wärmebehandlung

Prinzipiell führt das Lösungsglühen zum Lösen von Fremdatomen sowie zur Bildung von thermischen Leerstellen im Kristall [145]. Diese werden beim Abschrecken eingefroren [162]. Die Leerstellenbildung zeigt sich dabei abhängig von der Lösungsglühtemperatur und der Abschreckrate [145]. Ist die Abschreckrate gering, kommt es zum Ausheilen der Leerstellen, wodurch weniger davon im Kristall vorliegen [163]. Die Leerstellen dienen als Keime für die Bildung von GP-Zonen beim Kaltauslagern [164]. Bedingt durch die plastische Deformation der Proben beim Vordehnen kommt es zum Versetzungsgleiten im Kristall sowie zur Bildung neuer Versetzungen. Diese Vorgänge führen zur Bildung neuer Leerstellen sowie zur Beseitigung thermischer Leerstellen [19]. In der Folge kann der Kaltauslagerungsprozess durch die plastische Deformation des Werkstoffs beschleunigt oder verzögert werden [19]. Für die vorliegenden Untersuchungen ist davon auszugehen, dass das verformungsinduzierte Auslösen von thermischen Leerstellen dominiert und dadurch verringert GP-Zonen gebildet werden. Folglich reduziert sich die auslagerungsbedingte Festigkeitszunahme mit zunehmendem Vordehnungsgrad. Im Gegensatz zu den η' -Ausscheidungen können GP-Zonen von den Versetzungen geschnitten werden [165]. Dadurch wird im kaltausgelagerten Zustand weiterhin eine im Vergleich zum Zustand T6 höhere Duktilität erzielt.

Es ist anzunehmen, dass die Kurzzeit-Retrogression nur zur reduzierten Bildung thermischer Leerstellen führt, da das Lösen der Ausscheidungen aufgrund der reduzierten Temperatur und Dauer unvollständig ist. Ferner

begünstigen die vergleichsweise geringen Abschreckraten an ruhender Luft das Ausheilen von Leerstellen [163]. In der Folge liegen weniger Keime für die Bildung von GP-Zonen beim Kaltauslagern vor. Des Weiteren wurde in Abschnitt 5 aufgezeigt, dass das teilweise Lösen der Ausscheidungen zum Wachstum nicht gelöster Ausscheidungen führt, wodurch die gelösten Atome zum Teil direkt wieder gebunden werden und sich die Anzahl der freien Atome für die Bildung von GP-Zonen reduziert. Dies schlägt sich in der verzögerten sowie verringerten Festigkeitszunahme mit zunehmender Auslagerungsdauer nieder. Durch die zusätzliche Versetzungsbewegung und -neubildung während des Vordehnens reduziert sich die Zahl der Leerstellen weiter, wodurch die Festigkeitssteigerung mit zunehmendem Vordehnungsgrad zusätzlich verringert wird.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass sich das Kaltauslagerungspotential von EN AW-7075 durch das Rückbildungsglühen aus dem Zustand T6 gegenüber dem vollständig Lösungsglühen reduziert. Grundsätzlich nimmt die Festigkeit für beide Wärmebehandlungsarten mit zunehmender Kaltauslagerungsdauer zu, die Duktilität dagegen ab. Eine dem Kaltauslagern vorausgehende Umformung wirkt sich negativ auf das Auslagerungsverhalten aus und bewirkt die verminderte Festigkeitssteigerung. Dies gilt für das Rückbildungs- sowie für das vollständige Lösungsglühen. Die während der Kaltauslagerung stattfindenden Änderungen des Gefüges beeinflussen die Ausscheidungsbildung beim Warmauslagern hochfester 7000er Aluminiumlegierungen [58]. Die Untersuchung des Kaltauslagerungsverhaltens von EN AW-7075 bildet somit die Grundlage für die folgende Analyse des Warmauslagerungsverhaltens in Abhängigkeit des Zwischenlagerns.

8.1.2 Warmauslagerungsverhalten

Wie aufgezeigt, ist EN AW-7075 im kaltausgelagerten Zustand T4 instabil. Die Legierung EN AW-7075 wird daher im Allgemeinen im warmausgelagerten Zustand T6 verwendet. In der Regel wird der Werkstoff hierfür für 24 h bei etwa 120 °C gegläht [19]. Im Karosseriebau, wo derzeit vorrangig Legierungen der 5000er und 6000er Serie zum Einsatz kommen, erfolgt das Einbrennen des Lacks (Paint Bake) bei höheren Temperaturen von etwa 185 °C [128]. Die Temperatur wird dabei für rund 20 min gehalten. Um die Nutzung von EN AW-7075 im Automobilbau sowie die Evaluierung des Auslagerungspotentials in Abhängigkeit einer der Umformung nachgelagerten Warmauslagerung zu beurteilen, wird folgend das Warmaushärtungspotential untersucht. In Bild 75 werden der rückbildungsgeglühte und der vollständig lösungsgeglühte Zustand sowie eine der Umformung

anschließende T6 und PB Auslagerung gegenübergestellt. Um die Umformung durch den Fügeprozess zu simulieren, werden die Proben mit 2 %, 4 % und 6 % plastischem Dehnungsanteil ϵ_{pl} vorgedehnt. Der Einfluss des Zwischenlagerns wird durch die Variation der Kaltauslagerungsdauer zu $t_{KA} = 1 \text{ h}$ und $t_{KA} = 168 \text{ h}$ analysiert. Mit zunehmender Kaltauslagerungsdauer kommt es zur verstärkten Änderung der mechanischen Eigenschaften von EN AW-7075. Die gewählten Kaltauslagerungsdauern stellen das Minimum und das Maximum des analysierten Parameterraums dar.

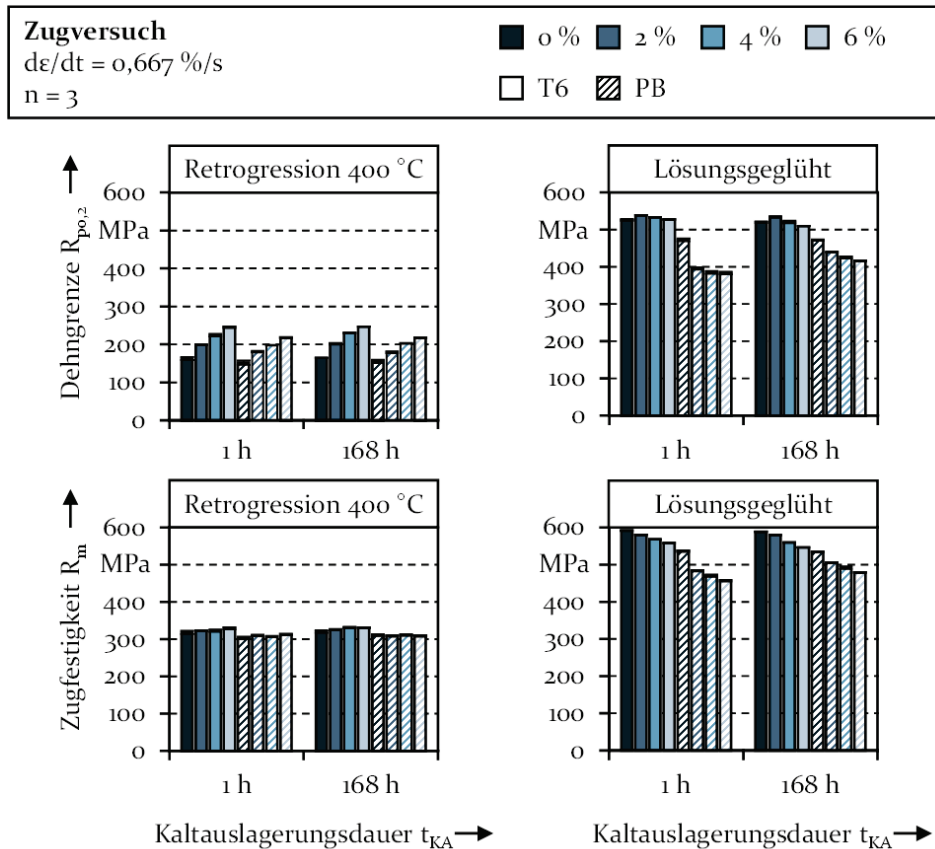


Bild 75: Einfluss der Vordehnung ϵ_{pl} , der Wärmebehandlungs- und der Warmauslagerungsart sowie der Kaltauslagerungsdauer t_{KA} auf die Festigkeit von EN AW-7075

Unabhängig von der anschließenden Warmauslagerung ergibt sich für den rückbildungsgeglühten Zustand eine vergleichsweise geringe Steigerung der Festigkeit für nicht gedehnte Proben und die Kaltauslagerungsdauer $t_{KA} = 1 \text{ h}$. Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ nimmt durch die T6 Wärmebehandlung um etwa 20 MPa zu, die Zugfestigkeit R_m um rund 10 MPa. Für den Paint Bake Zustand erhöht sich die Dehngrenze $R_{p0,2}$ um circa 10 MPa, während für

die Zugfestigkeit R_m keine Änderung zu verzeichnen ist. Liegt eine Vordehnung des Werkstoffs vor, wird die Dehngrenze $R_{p0,2}$ durch das Warmauslagern reduziert, die Zugfestigkeit R_m dagegen geringfügig erhöht. Für $t_{KA} = 1 \text{ h}$ und $\varepsilon_{pl} = 6 \%$, das hier als Beispiel genannt sei, beträgt die Dehngrenze vor dem Warmauslagern $R_{p0,2} = 289,0 \pm 1,5 \text{ MPa}$, die Zugfestigkeit $R_m = 307,2 \pm 2,0 \text{ MPa}$. Durch das T6 Auslagern wird die Dehngrenze $R_{p0,2}$ um rund 43 MPa reduziert. Die Zugfestigkeit wird dagegen auf $R_m = 330,9 \pm 1,1 \text{ MPa}$ erhöht. Für den Paint Bake reduziert sich die Dehngrenze $R_{p0,2}$ um 71 MPa, die Zugfestigkeit R_m wird um etwa 6 MPa erhöht. Somit werden durch das T6 Auslagern grundsätzlich höhere Festigkeiten erzielt als für den Paint Bake. Die Kaltauslagerungsdauer t_{KA} hat dabei nur einen vergleichsweise geringen Einfluss auf die erzielbare Festigkeit, wobei tendenziell höhere Festigkeiten für die längere Kaltauslagerungsdauer $t_{KA} = 168 \text{ h}$ erzielt werden. Durch das Warmauslagern ist für die Kaltauslagerungsdauer $t_{KA} = 168 \text{ h}$ dennoch der Rückgang der Festigkeit gegenüber dem kaltausgelagerten Zustand festzustellen. Dies gilt selbst für nicht vorgedehnte Proben und die T6 Auslagerung, für die die Dehngrenze um rund 15 MPa und die Zugfestigkeit um rund 19 MPa reduziert wird.

Für den vollständig lösungsgeglühten Zustand führt das Warmauslagern zu einer erheblichen Steigerung der Festigkeit. Dies gilt für die Dehngrenze $R_{p0,2}$ sowie für die Zugfestigkeit R_m . Die Festigkeitssteigerung durch die T6 Wärmebehandlung ist dabei höher als für den Paint Bake. So werden für $t_{KA} = 1 \text{ h}$ und $\varepsilon_{pl} = 0 \%$ die Dehngrenze $R_{p0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m durch die T6 Wärmebehandlung um 170 % respektive um 57 % gesteigert. Im Falle des Paint Bakes erhöht sich die Dehngrenze $R_{p0,2}$ um 143 %, die Zugfestigkeit R_m um 42 %. Im Gegensatz zum rückbildungsgeglühten Zustand stellen sich nach Durchführung des T6 Warmauslagerns vergleichbare Dehngrenzen $R_{p0,2}$ für die verschiedenen Vordehnungsgrade ein, obwohl diese eine Kaltverfestigung aufweisen. Die Zugfestigkeit R_m nimmt dagegen mit zunehmender Vordehnung ab. Für den Paint Bake ist durch das Vordehnen neben der Reduzierung der Zugfestigkeit ebenso der der Abfall der Dehngrenze nach dem Warmauslagern zu verzeichnen. Die Unterschiede zwischen den verschiedenen Vordehnungsstufen sind dabei geringer als der gegenüber dem nicht gedehnten Zustand. Hierdurch ergibt sich für $t_{KA} = 1 \text{ h}$ und $\varepsilon_{pl} = 2 \%$ die Reduzierung der Dehngrenze $R_{p0,2}$ um etwa 16 % gegenüber dem nicht vorgedehnten Zustand. Durch das Vordehnen mit $\varepsilon_{pl} = 6 \%$ verringert sich die Dehngrenze $R_{p0,2}$ nur wenig stärker um rund 19 % gegenüber $\varepsilon_{pl} = 0 \%$.

Entgegen Angaben in der Literatur [19] führt die erhöhte Kaltauslagerungsdauer für das T6 Auslagern zur geringfügigen Abnahme der Festigkeit. Auf

den Paint Bake Zustand wirkt sich die zunehmende Dauer der Kaltauslagerung dagegen positiv aus. Dies gilt insbesondere für die vorgedehnten Proben. Bezogen auf die vorherige Kaltauslagerung ist für $t_{KA} = 1$ h eine deutliche Festigkeitssteigerung festzustellen. Demgegenüber ist für $t_{KA} = 168$ h die Steigerung der Festigkeit durch das Warmauslagern reduziert. Entsprechend wird durch die Erhöhung der Kaltauslagerungsdauer auf $t_{KA} = 168$ h für $\epsilon_{pl} = 0$ % und die T6 Wärmebehandlung eine Erhöhung der Dehngrenze $R_{p0,2}$ um 53 % sowie die Zunahme der Zugfestigkeit R_m um 13 % erzielt. Im Falle des Paint Bakes erhöht sich die Dehngrenze $R_{p0,2}$ um 38 %, die Zugfestigkeit R_m lediglich um 3 %.

Analog des verringerten Auslagerungspotentials beim Kaltauslagern reduziert sich auch das Potential zur Warmaushärtung von EN AW-7075 nach Durchführung der Retrogression. Verglichen zum vollständigen Lösungs-glühen ist folglich nur eine geringe Festigkeitssteigerung erzielbar. Beim Vorliegen einer vorausgehenden Umformung sowie bei Durchführung der Paint Bake Wärmebehandlung ist sogar die teilweise Verschlechterung der Eigenschaften festzustellen. Die Ursachen für das ermittelte Auslagerungsverhalten werden der Analyse der duktilitätsbezogenen Kennwerte, welche in Bild 76 gegenübergestellt sind, folgend dargelegt.

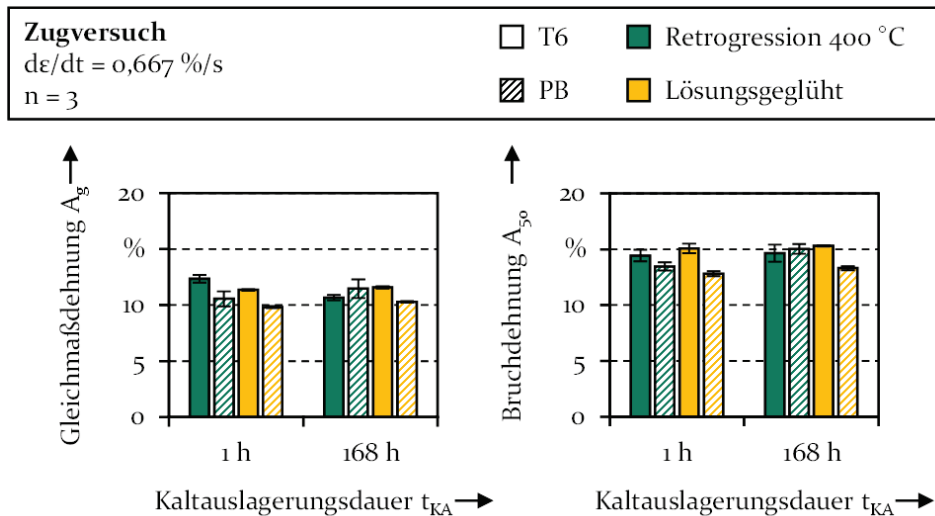


Bild 76: Einfluss der Wärmebehandlungs- und der Warmauslagerungsart sowie der Kaltauslagerungsdauer t_{KA} auf die Duktilität von EN AW-7075

Für den rückbildungsgeglühten Zustand stellen sich nach der T6 Wärmebehandlung Dehnungswerte ein, die vergleichbar mit dem vollständig lösungsgeglühten und anschließend warmausgelagerten Zustand sind.

Während für den vollständig lösungsgeglühten Zustand das Warmauslagern zu einer erheblichen Verringerung der Duktilität führt, ergibt sich für den rückbildungsgeglühten Zustand nahezu keine Änderung der Dehnungswerte gegenüber dem Zustand, der unmittelbar nach dem Rückbildungsgeglühen vorliegt. Entsprechend ergibt sich für das Rückbildungsgeglühen und $t_{KA} = 1$ h die Reduzierung der Gleichmaßdehnung A_g um 0,1 % und der Bruchdehnung A_{50} um 7 % durch die T6 Wärmebehandlung. Für den W-Temper als Ausgangszustand reduzieren sich die Gleichmaß- und die Bruchdehnung dagegen um 53 % respektive um 39 %. Mit Änderungen von etwa 14 % nehmen die charakteristischen Dehnungswerte für die rückbildungsgeglühten Proben durch den Paint Bake geringfügig stärker ab. Auch für die vollständig lösungsgeglühten Proben führt der Paint Bake zu einer stärkeren Abnahme der Duktilität ($\Delta A_g = -59$ %, $\Delta A_{50} = -49$ %) im Vergleich zum T6 Auslagern. Grundsätzlich ergeben sich für das längere Zwischenlagern ($t_{KA} = 168$ h) höhere Dehnungswerte. Ausgenommen hiervon ist die Gleichmaßdehnung für den rückbildungsgeglühten Zustand.

Beim Warmauslagern von vollständig lösungsgeglühtem EN AW-7075 in den Zustand T6 werden η' -Phasen ausgeschieden [166]. Da diese teilkohärent sind, müssen die Ausscheidungen von den Versetzungen umgangen werden, was eine höhere Spannung im Vergleich zum Schneiden der GP-Zonen, die beim Kaltauslagern ausgeschieden werden, erfordert [165]. Als Keime für die Ausscheidungsbildung dienen GP-Zonen [167] und Versetzungen [168]. Die in Abschnitt 8.1 durchgeführten Analysen lassen aufgrund der geringeren Festigkeitszunahme während der Kaltauslagerung auf eine reduzierte Bildung von GP-Zonen infolge der vorausgehenden Dehnung schließen. Dies hat zur Konsequenz, dass prinzipiell weniger Keime für die Bildung der festigkeitssteigernden η' -Ausscheidungen beim Warmauslagern zu Verfügung stehen [167]. Demgegenüber steht, dass die Versetzungen selbst als Keime für η' -Ausscheidungen dienen und deren Wachstum begünstigen [168]. Durch die Versetzungen reduziert sich daher die optimale Dauer für die Warmauslagerung und das Härtemaximum wird bei geringeren Auslagerungsdauern erreicht [169]. Danach kommt es durch die Vergrößerung der Ausscheidungen zum Abfall der Festigkeit [170]. Die Auslagerungsdauer wird im Rahmen der Untersuchungen konstant bei $t_{WA} = 24$ h gehalten. Mit ansteigender Vordehnung kommt es daher zur zunehmenden Überalterung des Werkstoffs [61].

Nach Deschamps et al. [61] bedingt die verformungsinduzierte Zunahme der Anzahl an Versetzungen neben der Beschleunigung der Ausscheidungskinetik auch die Abnahme der erzielbaren Festigkeit. Begründet wird dies durch die Bildung größerer Ausscheidungen an den Versetzungen.

Diese wirken sich prinzipiell negativ auf die Festigkeit aus [170]. In den Untersuchungen von Jung et al. [169] dagegen wurde unabhängig vom Vordehnungsgrad dieselbe Maximalhärte erzielt. Der Effekt, dass sich die optimale Auslagerungsdauer mit zunehmender Vorverfestigung verringert, wurde dabei ebenfalls beobachtet. Während Jung et al. [169] die Warmauslagerung bei 120 °C durchführten, wurden die Proben bei Deschamps et al. [61] mit 160 °C gegläht. Dies legt die zusätzliche Wechselwirkung der Warmauslagerungstemperatur und des Vordehnungsgrads nahe, was ebenfalls aus den Untersuchungen von Kilic et al. [171] hervorgeht. Der temperaturbedingte Einfluss auf die Größe der Ausscheidungen wird in [172] gezeigt. Ab einer Wärmebehandlungstemperatur von 160 °C dominiert das Wachstum der Ausscheidungen gegenüber der Neubildung. Dahingehend liegt eine gute Übereinstimmung mit dem beobachteten stärkeren Einfluss der Vordehnung auf den Paint Bake Prozess, der bei $T_{WA} = 185$ °C durchgeführt wurde, gegenüber der T6 Auslagerung bei $T_{WA} = 120$ °C vor. Durch das verstärkte Wachstum der Ausscheidungen bei höheren Auslagerungstemperaturen wird durch den Paint Bake zudem eine grundsätzlich geringere Festigkeit und Duktilität erzielt.

Trotz Vordehnung der vollständig lösungsgeglühten Proben liegen für diese unabhängig vom Grad der Kaltverfestigung vergleichbare Dehngrenzen nach dem Warmauslagern vor. Neben der Überhärtung infolge einer beschleunigten Ausscheidungskinetik stellen Erholungsvorgängen einen weiteren Erklärungsansatz hierfür dar. Grundsätzlich kommt es beim Erholungsglühen zu Platzwechseln von Atomen und Leerstellen, die zu deren Ausheilen führen, sowie mitunter zur Annihilation von Versetzungen [76]. In der Folge wird die Werkstofffestigkeit verringert. In den Untersuchungen von Souza et al. [173] wurde aufgezeigt, dass es im Temperaturbereich der im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Warmauslagerung zur Reduzierung der Härte von überhärtetem sowie vorverfestigtem EN AW-7075 durch Erholungsvorgänge kommt. Dabei nahm die Härte der Legierung mit zunehmender Temperatur ab. Das Angleichen der Dehngrenzen nach dem Vordehnen mit variierendem plastischen Dehnungsanteil und einer anschließenden Wärmebehandlung wurde auch in [108] für Zugproben aus EN AW-6016 identifiziert. Die Proben wurden mit bis zu 15 % plastischem Dehnungsanteil vorgedehnt und anschließend mittels Laser wärmebehandelt. Trotz Kaltverfestigung glichen sich die Dehngrenzen der Proben im Weiterzug nach der Wärmebehandlung mit ansteigender Wärmebehandlungstemperatur zunehmend an. Neben dem Auflösen von MgSi-Clustern wurden Erholungseffekte als Ursache hierfür benannt.

Bei der Retrogression von EN AW-7075 T6 kommt es bedingt durch das partielle Auflösen von Ausscheidungen und die geringe Abkühlrate an ruhender Luft zur Vergrößerung nicht gelöster Phasen (vgl. Abschnitt 5). Das anschließende Wiederauslagern führt somit prinzipiell zur Bildung neuer sowie zum weiteren Wachstum der nicht gelösten Ausscheidungen [170]. Die Ergebnisse aus Abschnitt 8.1 legen nahe, dass beim Kaltauslagern nur eine geringe Anzahl an GP-Zonen, die als Keime für η' -Phasen beim Warmauslagern dienen, gebildet wird. Als Ursache ist die geringe Abschreckgeschwindigkeit zu nennen. Aus den Untersuchungen von Ivanoff et al. [174] geht allerdings hervor, dass es bei der Retrogression von EN AW-7075 T6 auch beim Vorliegen einer höheren Abschreckrate zur Verminderung des Wiederauslagerungspotentials kommt, wenn das Rückbildungsglühen bei Temperaturen von mehr als 300 °C erfolgt. Ivanoff et al. [174] machen dies am Fehlen eines lokalen Härteminimums für den Einfluss der Glühdauer fest, geben aber an, dass es für Glühdauern unterhalb von 10 s ein Minimum geben kann, sodass sich die Härte infolge einer Wiederauslagerung auch für Temperaturen von 300 °C und mehr steigern lässt. Aufgrund des Wachstums nicht gelöster Ausscheidungen während der Retrogression kommt es beim anschließenden Warmauslagern statt der Neubildung von η' -Ausscheidungen vermutlich zum verstärkten Wachstum der bestehenden Ausscheidungen. Die festigkeitssteigernde Wirkung der vergrößerten Phasen ist geringer als die der GP-Zonen [175]. Bei höherer Kaltauslagerungsdauer ergibt sich hierdurch der Rückgang der Festigkeit durch das anschließende Warmauslagern.

Während ohne das Vordehnen der rückbildungsgeglühten Proben eine Festigkeitssteigerung durch die T6 Wärmebehandlung erzielt werden kann, ist dies nach dem Vordehnen nicht mehr der Fall. Die verformungsinduzierte, beschleunigte Ausscheidungskinetik führt vermutlich zur verstärkten Bildung grober Ausscheidungen an den Versetzungen. Dabei schlägt sich auch für die Retrogression die Reduzierung der optimalen Auslagerungsdauer und die Überalterung des Werkstoffs beim Überschreiten selbiger in den Eigenschaftsänderungen nieder. In der Folge wird nach dem Vordehnen kein Festigkeitszuwachs erreicht. Durch die höheren Temperaturen beim Paint Bake und der damit verbundenen Ausscheidungsvergrößerung kommt es in Verbindung mit der Zunahme der Anzahl der Versetzungen zur Abnahme der Festigkeit gegenüber dem Zustand unmittelbar nach der Retrogression. Dies geschieht unabhängig von der vorherigen Kaltauslagerung. Wie in Abschnitt 8.1 erläutert, kommt es bedingt durch das langsame Abkühlen des Werkstoffs an ruhender Luft zur Reduzierung der Leerstellen sowie der freien Atome nach der Retrogression.

Daher ist davon auszugehen, dass die Erholungseffekte, die auf dem Platzwechsel von Atomen und Leerstellen beruhen, weit weniger ausgeprägt sind als für vollständiges lösungsgeglühtes und im Wasserbad abgeschrecktes EN AW-7075. In der Folge bleibt die durch die Kaltverformung induzierte Zunahme der Dehngrenze auch nach dem Warmauslagern erhalten.

Es ist festzuhalten, dass sich das Warmauslagerungspotential von EN AW-7075 durch das Rückbildungsglühen aus dem Zustand T6 gegenüber dem vollständig lösungsgeglühten Zustand verringert. Ursächlich hierfür ist das nur partielle Lösen der Ausscheidungen sowie die Unterschreitung der kritischen Abschreckgeschwindigkeit von 100 K/s. Beide Faktoren führen zur Vergrößerung nicht gelöster Ausscheidungen sowie zur möglichen Bildung von η -Phasen. Bedingt durch den Einfluss von Versetzungen auf die Ausscheidungskinetik ergibt sich beim Vorliegen einer Umformung unter Umständen die Abnahme der Festigkeit infolge des Warmauslagerns.

8.2 Einfluss des Warmauslagerns auf die Verbindungseigenschaften

Im Folgenden wird der Einfluss der Warmauslagerung auf die Verbindungseigenschaften in Abhängigkeit der vorhergehenden Wärmebehandlung analysiert. Dem vollständigen Lösungsglühen werden rückbildungsgeglühte Proben mit globaler Wärmebehandlung sowie Proben mit lokal punktförmigem Layout gegenübergestellt. Die Wärmebehandlung mit dem globalen (Spotgröße $a = 30$ mm) und dem lokal punktförmigen Layout ($a = 8$ mm) erfolgt bei $T_{WB} = 400$ °C. Die Wärmebehandlungstemperatur wird mit einer Aufheizrate von $(\Delta T/\Delta t)_{Heiz} = 100$ K/s eingestellt und für $t_{Halte} = 1,0$ s gehalten. Die Proben werden nach dem Fügen für $t_{KA} = 168$ h kalt- und anschließend warmausgelagert. Das Warmauslagern erfolgt durch das vollständige Aushärten der Proben (Zustand T6) sowie durch einen simulierten Lackeinbrennprozess (Paint Bake, kurz: PB). Auf die Analyse des Auslagerungsverhaltens rückbildungsgeglühter Proben mit kreisförmigen Layouts wird an dieser Stelle verzichtet. Wie aufgezeigt, kommt es insbesondere für die Kreuzkopfzugproben zur Beeinträchtigung der Tragfähigkeit durch die Vorschädigung des Fügepunkts im Schneidclinchprozess. Daher ist die weitere Untersuchung der Verbindungsfestigkeit nach dem Warmauslagern nicht zielführend. Die Verbindungsfestigkeit unter Scherzugbelastung für die Zustände, die unmittelbar nach dem Fügen sowie nach dem Warmauslagern vorliegen, geht aus Bild 77 hervor.

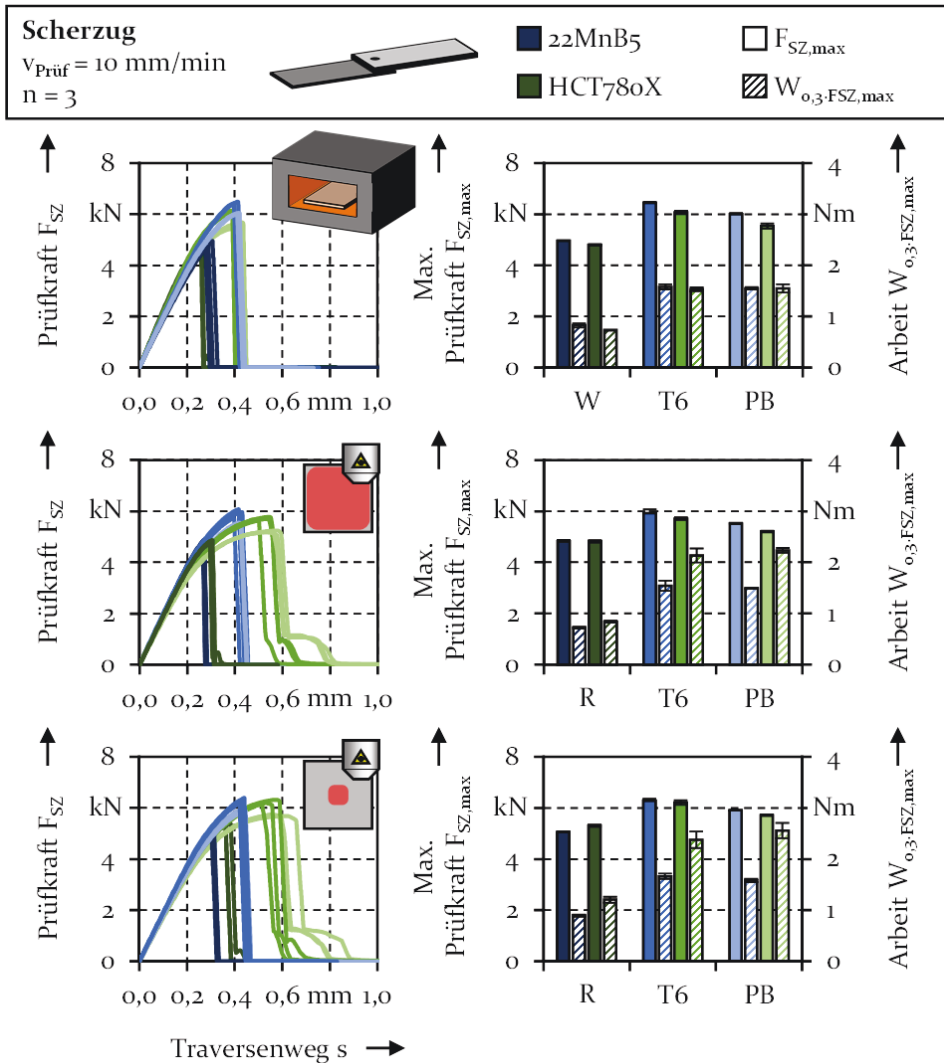


Bild 77: Verbindungsfestigkeit unter Scherzugbelastung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsstrategie und der Auslagerungsart

Im W-Temper erreichen die Verbindungen unter Scherzugbelastung eine maximale Prüfkraft von knapp unter $F_{\text{SZ,max}} = 5 \text{ kN}$ sowie eine Energieaufnahme von etwa $W_{0,3\text{-FSZ,max}} = 0,75 \text{ Nm}$. Durch das Warmauslagern wird die Verbindungsfestigkeit signifikant gesteigert. Für 22MnB5 ergibt sich durch das T6 Auslagern eine Erhöhung der maximalen Prüfkraft um 30 %, für den Paint Bake um 21 %. Im Falle des HCT780X beträgt die Steigerung 26 % für T6 und 15 % für PB. Die Energieaufnahme wird für beide matrizenseitigen Fügepartner nahezu verdoppelt, da die Maximalkraft bei wesentlich

höheren Prüfwegen erreicht wird. Die Zunahme der Festigkeit ist somit unabhängig vom matrizenseitigen Werkstoff für das T6 Auslagern höher als für den Paint Bake. Die Ursachen wurden in Abschnitt 8.1.2 dargelegt.

Ferner ist die Festigkeitssteigerung für matrizenseitigen HCT780X geringer als für 22MnB5. Aus Bild 78 geht hervor, dass das Fügen von EN AW-7075 W mit 22MnB5 zu höheren Umformgraden führt, diese sich aber tendenziell im Wangenbereich befinden. Für HCT780X liegen die höchsten Dehnungen nach dem Fügeprozess im Halsbereich vor. Wie aufgezeigt, bewirkt die Zunahme der plastischen Formänderung die Abnahme der erzielbaren Festigkeit, wenn keine Anpassung der Glühdauer erfolgt. Die zunehmende Überalterung des Werkstoffs im Halsbereich bewirkt die reduzierte Erhöhung der Scherzugfestigkeit durch das Warmauslagern gegenüber 22MnB5.

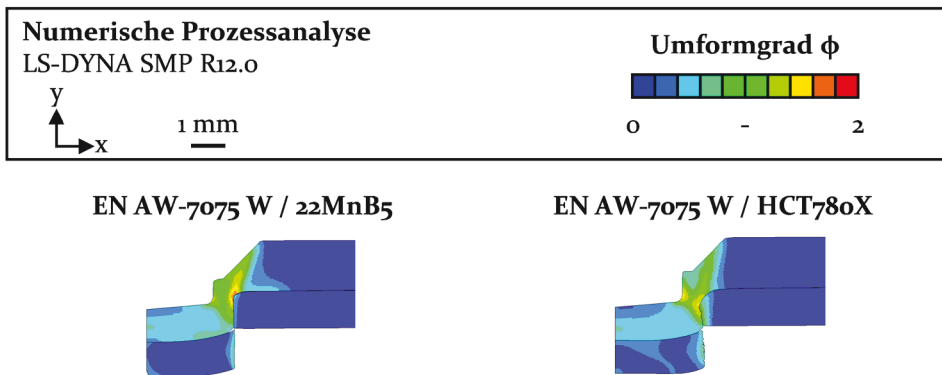


Bild 78: Verteilung des Umformgrads nach dem Schneidclinchen von EN AW-7075 W in Abhängigkeit des matrizenseitigen Fügepartners

Die Steigerung der Verbindungsfestigkeit durch das Warmauslagern ist gegenüber der festgestellten Änderung der mechanischen Eigenschaften (vgl. Abschnitt 8.1.2) geringer. Ursächlich hierfür ist die Zunahme der Versetzungsdichte durch den Fügeprozess, insbesondere im tragenden Querschnitt. Folglich verringert sich die Festigkeitssteigerung beim Warmauslagern durch Überaltern. In den in Abschnitt 8.1 durchgeführten Untersuchungen wurden die Zugproben mit maximal $\epsilon_{pl} = 6\%$ plastischem Dehnungsanteil vorgedehnt. Bereits bei dieser vergleichsweise geringen Umformung kam es zum deutlichen Abfall der Festigkeit gegenüber nicht gedehnten Proben. Durch den Fügeprozess ergeben sich Umformgrade von $\phi > 1$. Somit ist bei Beibehaltung der Auslagerungsdauer von der verstärkten lokalen Überalterung des Werkstoffs auszugehen, was dazu führt, dass sich die Verbindungsfestigkeit durch das Warmauslagern weniger stark steigern lässt als für die Zugproben festgestellt.

Werden die Proben vor dem Fügen großflächig rückbildungsgeglüht, ergibt sich unmittelbar nach dem Fügen eine dem W-Temper vergleichbare Verbindungsfestigkeit. Wie in Abschnitt 5 aufgezeigt, führt die Retrogression von EN AW-7075 T6 bei $T_{WB} = 400\text{ °C}$ zu einer ähnlichen Festigkeit wie das vollständige Lösungsglühen. Analog dem W-Temper bewirkt das Warmauslagern nach dem Fügen die Erhöhung der Verbindungsfestigkeit. Aus den bereits genannten Gründen ist für 22MnB5 eine stärkere Zunahme der Tragfähigkeit festzustellen als für HCT780X. Ferner bewirkt das T6 Auslagern eine höhere Zunahme der Fügepunktfestigkeit als der Lackeinbrennprozess. Hierdurch ergibt sich für 22MnB5 und die T6 Auslagerung die Zunahme der maximalen Prüfkraft um 23 % und für den Paint Bake um 14 %. Für HCT780X nimmt die Prüfkraft nach dem T6 Auslagern um 19 % zu. Für den Paint Bake wird die maximale Prüfkraft um 8 % gesteigert.

Entsprechend den Erkenntnissen aus Abschnitt 8.1.2 ist der Festigkeitszuwachs beim Auslagern rückbildungsgeglühter Proben gegenüber dem vollständig lösungsgeglühten Zustand reduziert. Jedoch nicht in dem Maß, wie anhand der Zugproben festgestellt. Als Ursache hierfür ist aufzuführen, dass der Laserspot mit $a = 30\text{ mm}$ wesentlich kleiner als die Scherzugprobe ist, deren Abmessungen $45 \times 105\text{ mm}^2$ betragen. Infolge dessen stellt sich ein Wärmetransport durch Wärmeleitung in die nicht bestrahlten Bereiche ein, wodurch die Abkühlrate im kritischen Temperaturbereich bis 290 °C [76] bei $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 40 \pm 1\text{ K/s}$ ($n = 3$) liegt. Die gesteigerte Abschreckgeschwindigkeit bewirkt die Erhöhung des Auslagerungspotentials gegenüber den Zugproben. Für diese liegt eine Abschreckrate von etwa $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 2\text{ K/s}$ vor (vgl. Abschnitt 5). Die ermittelte Steigerung der Tragfähigkeit infolge des Warmauslagerns bekräftigt die Vermutung von Ivanoff et al. [174], dass bei einer Retrogression von EN AW-7075 T6 mit Temperaturen von mehr als 300 °C die Festigkeit des Werkstoffs durch das Wiederauslagern gesteigert werden kann, wenn die Glühdauer ausreichend gering ist. Die Haltezeit beträgt im Rahmen der Untersuchungen $t_{\text{Halte}} = 1,0\text{ s}$. Diese liegt somit deutlich unterhalb der von Ivanoff et al. [174] untersuchten minimalen Dauer von 10 s .

Abweichend vom vollständig lösungsgeglühten Zustand wird für HCT780X durchweg ein höheres Energieaufnahmevermögen als für 22MnB5 erzielt. Dies gilt insbesondere für die Zustände nach dem Warmauslagern. Für das T6 Auslagern sowie für den Paint Bake liegt für HCT780X zudem ein höheres Energieaufnahmevermögen vor als für Proben, die vollständig lösungsgeglüht und anschließend warmausgelagert wurden. Die maximale Prüfkraft wird bei höheren Prüfwegen erzielt. Die Zunahme der Prüfkraft mit dem Prüfweg ist dabei gegenüber 22MnB5 sowie gegenüber den vollständig

lösungsgeglühten Proben reduziert. Während unmittelbar nach der Retrogression das Versagen der Fügepunkte durch einen Halsriss festzustellen ist, kommt es nach dem Warmauslagern zum anteiligen Ausknöpfen des oberen Blechs (Bild 79). Der damit einhergehende Steifigkeitsverlust schlägt sich in einer reduzierten Kraftzunahme mit dem Prüfweg sowie in dem Versagen bei höheren Stempelwegen nieder. Der Effekt ist für den Paint Bake stärker ausgeprägt als für das T6 Auslagern.

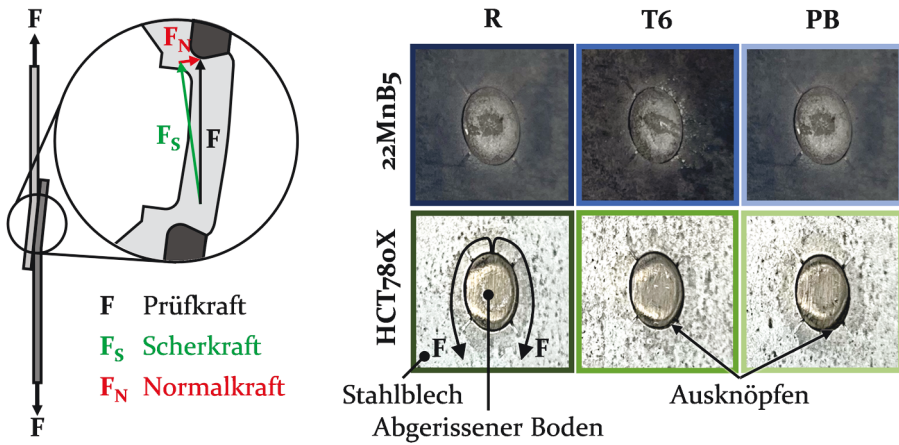


Bild 79: Effekt des kombinierten Halsrisses und Ausknöpfens durch den Normalkraftanteil bei der Scherzugprüfung für global rückbildungsgeglühte Proben

Bedingt durch den Versatz der überlappenden Bleche in Dickenrichtung ergibt sich ein Hebelarm zwischen den Kraftangriffspunkten. In der Folge wirkt ein Biegemoment auf den Fügepunkt. Mit zunehmendem Prüfweg wird die Probe stärker gebogen. Neben der Scherkraft bildet sich eine zunehmend größere Normalkraftkomponente aus, wodurch das Ausknöpfen des Fügepunkts begünstigt wird. Das Ausknöpfen erfolgt an der Seite des durchgesetzten oberen Blechs, die der Krafteinleitung abgewandt ist. Hier findet entsprechend des Lastpfads eine Entlastung des Kontakts zwischen den Blechen statt. Der Übergang des Kanteneinzugs und der Bruchfläche dient als Drehgelenk, über das der Auszug des Fügepunkts erfolgt. Da für 22MnB5 der Kanteneinzug und der Bruchwinkel reduziert sind, ist der Effekt für den Vergütungsstahl deutlich geringer ausgeprägt.

Durch die Lokalisierung der Wärmebehandlung ist direkt nach dem Fügen die Zunahme der Verbindungsfestigkeit gegenüber den global wärmebehandelten sowie gegenüber den vollständig lösungsgeglühten Proben festzustellen (vgl. Abschnitt 7.2.3). Analog den global rückbildungsgeglühten

Proben weisen die lokal wärmebehandelten Scherzugproben mit matrizen-seitigem HCT780X ein höheres Energieaufnahmevermögen als Proben im W-Temper auf. Zurückzuführen ist dies auf das Versagen der Fügepunkte bei höheren Prüfwegen. Für 22MnB5 erhöht sich die maximale Prüfkraft für T6 um 24 %, für den Paint Bake um 17 %. Für HCT780X ist die Steigerung der Festigkeit für T6 um 17 % und für den Paint Bake um 8 % festzustellen. Auch bei lokalem Rückbildungsglühen bewirkt das T6 Auslagern somit eine stärkere Festigkeitssteigerung als der Paint Bake Die prozentuale Zunahme der Festigkeit ist in etwa so hoch wie für die global rückbildungsgeglühten Proben. Da unmittelbar nach dem Fügen höhere Werte für die lokal wärmebehandelten Proben vorliegen, wird nach dem Auslagern eine Festigkeit erreicht, die vergleichbar zu den vollständig lösungsgeglühten und ausgelagerten Proben ist. Bei einer Spotkantenlänge von $a = 8 \text{ mm}$ und der Wärmebehandlungstemperatur $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ beträgt die Abkühlrate $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 537 \pm 2 \text{ K/s}$ ($n = 3$). Die kritische Abschreckrate für EN AW-7075 von $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 100 \text{ K/s}$ wird folglich überschritten und das Auslagerungspotential gegenüber den Zugproben erhöht. Die Steigerungsraten des W-Tempers werden trotz der erhöhten Abschreckgeschwindigkeit nicht erreicht. Durch das Auslagern der lokal rückbildungsgeglühten ergibt sich gegenüber den vollständig lösungsgeglühten Proben allerdings die erhebliche Zunahme der Energieaufnahme für matrizen-seitigen HCT780X um über 50 %. Ursache hierfür ist, dass das Versagen der Fügepunkte aus oben aufgeführten Gründen bei wesentlich höheren Prüfwegen eintritt.

Der Einfluss der Wärmebehandlungskette auf die Verbindungsfestigkeit der schneidedgeclinchten Fügepunkte unter Kopfzugbelastung geht aus Bild 80 hervor. Das jeweilige Versagensverhalten ist in Bild 81 dargestellt. Im vollständig lösungsgeglühten Zustand wird für HCT780X eine höhere Prüfkraft sowie insbesondere ein höheres Energieaufnahmevermögen als für 22MnB5 erzielt (vgl. Abschnitt 6.1). Bedingt wird dies durch die stärkere plastische Deformation des unteren Blechs im Vergleich zu 22MnB5 und das Versagen der Fügepunkte bei höheren Prüfwegen. Das an den Fügeprozess anschließende Warmauslagern führt zur deutlichen Erhöhung der Verbindungsfestigkeit. Für 22MnB5 wird die maximale Prüfkraft durch das T6 Auslagern um 72 % erhöht. Im Falle des Paint Bakes beträgt der Festigkeitszuwachs 69 %. Für HCT780X beträgt der Unterschied 36 % für T6 und 32 % für den Paint Bake. Für beide matrizen-seitigen Werkstoffe werden nach dem Warmauslagern ähnlich hohe Prüfkraften von etwa $F_{KKZ, \text{max}} = 3 \text{ kN}$ erreicht. Während das Energieaufnahmevermögen für 22MnB5 durch die Erhöhung der Prüfkraft und das Versagen bei höheren Prüfwegen

gesteigert wird, ist für HCT780X dahingehend keine nennenswerte Änderung festzustellen. Gegenüber dem W-Temper reduziert sich der Prüfweg beim Versagen der Fügepunkte. Dies wird durch die Zunahme der maximalen Prüfkraft kompensiert.

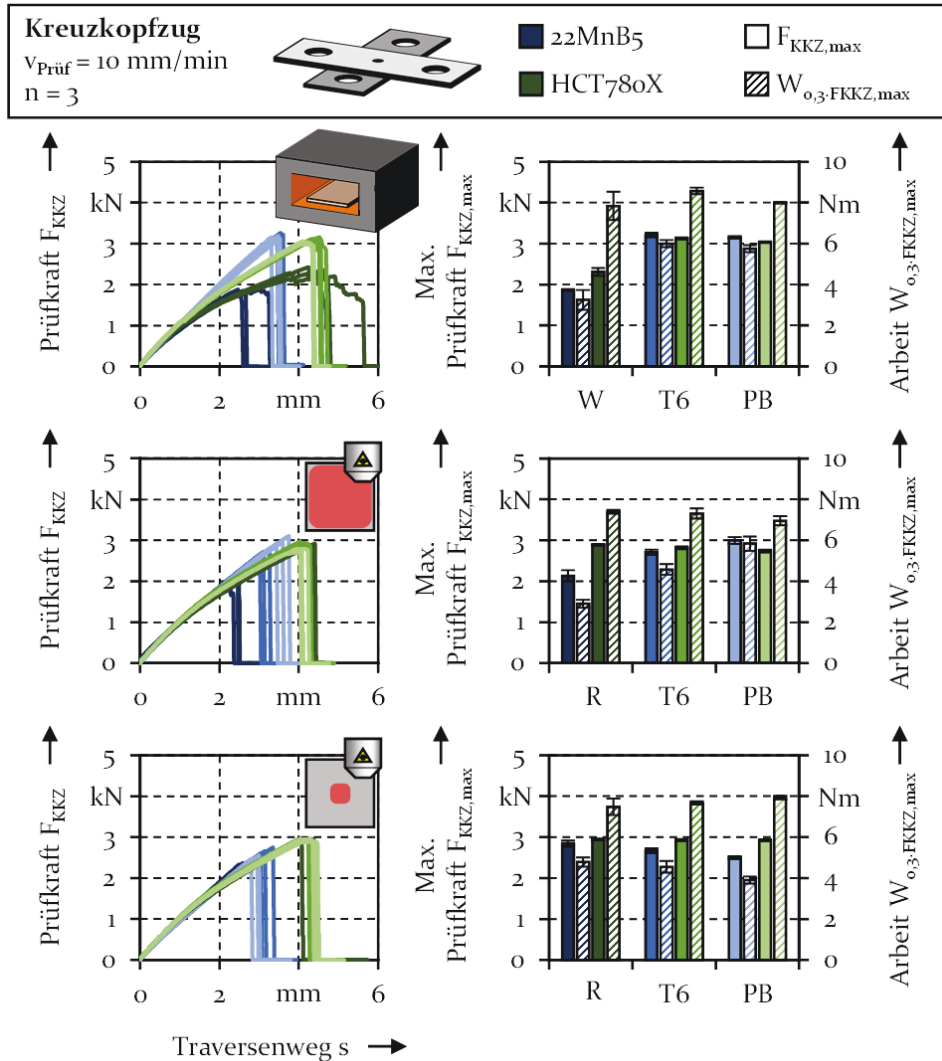


Bild 80: Verbindungsfestigkeit unter Kopfzugbelastung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsstrategie und der Auslagerungsart

Vor dem Warmauslagern liegt für beide matrizenseitigen Werkstoffe Versagen durch Halsrisse vor (Bild 81). Für 22MnB5 ist dies auch nach dem Auslagern der Fall. Im Gegensatz dazu versagen die warmausgelagerten Proben für HCT780X trotz des deutlich größeren Hinterschnitts durch das

Ausknöpfen des oberen Fügepartners. In der Folge hängt die Tragfähigkeit vom ausgeformten Hinterschnitt und dessen Verformungswiderstand ab. Begünstigt wird das Ausknöpfen für HCT780X durch die stärkere Durchbiegung des Blechs während der Prüfung. Dabei kommt es zum Weiten des ausgeschnittenen Lochs.

Durch das Rückbildungsglühen aus dem Zustand T6 wird bereits für das globale Layout eine Erhöhung der maximalen Prüfkraft gegenüber dem vollständig lösungsgeglühten Zustand festgestellt (vgl. Abschnitte 6.3 und 6.5). Das Versagen der Fügepunkte tritt dabei bei geringeren Stempelwegen ein, weswegen die Energieaufnahme gegenüber dem W-Temper verringert ist. Ursächlich hierfür ist, dass aufgrund der begrenzten Spotgröße von $a = 30 \text{ mm}$ die Wärmebehandlung der Kreuzkopfbzugprobe mit den Abmaßen $50 \times 150 \text{ mm}^2$ nur zur Entfestigung im Bereich des Fügepunkts führt. Das restliche Blech bleibt im Zustand T6. In der Folge ist die Durchbiegung des Blechs geringer und das Versagen des Fügepunkts tritt im Vergleich zum W-Temper bei einem geringeren Prüfweg ein. Das Auslagern führt für HCT780X zu einer geringfügigen Reduzierung der maximalen Prüfkraft um 3 % für T6 und 5 % für den Paint Bake. Für 22MnB5 ist dagegen die deutliche Zunahme der Verbindungsstärke um 27 % für T6 und 41 % für den Paint Bake zu verzeichnen. Die Prüfkraft nach dem Auslagern beträgt analog den lösungsgeglühten Proben für beide matrizenseitigen Werkstoffe in etwa $F_{\text{KKZ,max}} = 3 \text{ kN}$.

Unmittelbar nach dem Fügen versagen die Proben unabhängig vom unteren Fügepartner durch einen Halsriss (Bild 81). Für 22MnB5 liegt auch nach dem Auslagern das Versagen durch Halsrisse vor. Für HCT780X dagegen versagen die Proben nach dem Auslagern durch das Ausknöpfen des oberen Fügepartners. Dies erfolgt analog den lösungsgeglühten und anschließend ausgelagerten Proben. Trotz des geänderten Versagensverhaltens ist keine nennenswerte Beeinflussung der Kraft-Weg-Verläufe festzustellen.

Da die Kreuzkopfbzugprobe größere Abmessungen aufweist als die Scherzugprobe, wird der Wärmetransport durch Wärmeleitung verstärkt, wodurch Abkühlraten von $(\Delta T/\Delta t)_{\text{Kühl}} = 80 \pm 1 \text{ K/s}$ vorliegen. Hierdurch wird das Auslagerungspotential prinzipiell weiter gesteigert. Für HCT780X ist trotz des geänderten Versagensverhaltens keine signifikante Änderung der Verbindungsfestigkeit durch das Warmauslagern zu verzeichnen. Die erzielte maximale Prüfkraft von rund $F_{\text{KKZ,max}} = 3 \text{ kN}$ stellt eine Grenze dar. Für keine Wärmebehandlungs- und Auslagerungsart kann die Prüfkraft nennenswert über diesen Wert gesteigert werden. Der Grenzwert ist dabei unabhängig vom Versagensverhalten der Fügepunkte.

Die Lokalisierung der Wärmebehandlung bewirkt für 22MnB5 eine deutliche Erhöhung der Verbindungsfestigkeit unmittelbar nach dem Rückbildungsglühen und Fügen (vgl. Abschnitt 7.2.3). Für HCT780X ist dagegen gegenüber dem globalen Layout nur eine geringfügige Steigerung der Festigkeit festzustellen. Für beide Layouts beträgt die maximale Prüfkraft rund $F_{KKZ,max} = 3$ kN. Das anschließende Warmauslagern führt im Fall von 22MnB5 zur geringfügigen Abnahme der Verbindungsfestigkeit. Mit $\Delta F_{KKZ,max} = -12\%$ ist die Abnahme für den Paint Bake dabei stärker als für die T6 Auslagerung ($\Delta F_{KKZ,max} = -6\%$). Für HCT780X ist dagegen keine signifikante Änderung der Verbindungsfestigkeit durch die Warmauslagerung festzustellen. Wie dargelegt, liegt mit $F_{KKZ,max} = 3$ kN ein Grenzwert für die erzielbare Festigkeit unter Kopfbelastung vor.

Kommt matrizenseitig der Stahl 22MnB5 zum Einsatz, versagen die Fügepunkte vor und nach dem Warmauslagern durch Halsrisse (Bild 81). Für HCT780X kommt es durchweg zum Versagen durch Ausknöpfen. Somit weicht das Versagensverhalten unmittelbar nach dem Rückbildungsglühen vom W-Temper und dem globalen Layout ab.

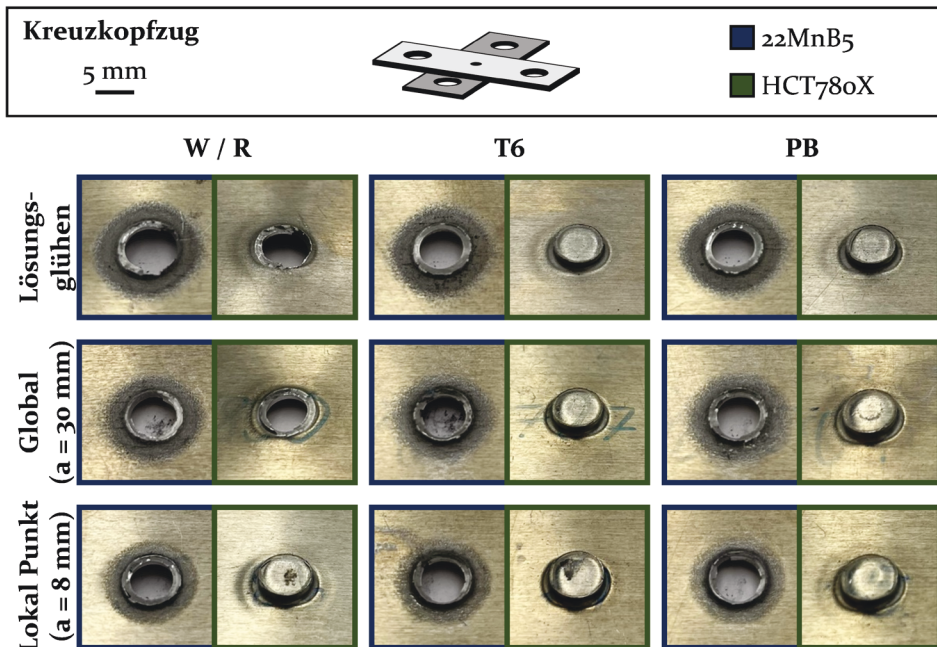


Bild 81: Versagensverhalten bei der Kopfbelastung in Abhängigkeit des matrizenseitigen Fügepartners und des Wärmebehandlungszustands

Durch die Lokalisierung des Rückbildungsglühens erhöht sich die Abschreckrate auf $(\Delta T/\Delta t)_{Kühl} = 730 \pm 35$ K/s ($n = 3$). Eine weitere Steigerung

der Verbindungsfestigkeit durch das schnellere Abschrecken gegenüber den global rückbildungsgeglühten Proben ist nicht festzustellen. Für alle Layouts ergibt sich die Limitierung der erzielten Prüfkraft auf etwa $F_{KKZ,max} = 3 \text{ kN}$.

8.3 Zusammenfassende Bewertung der Gestaltung von Prozessketten für das Fügen durch Umformen hochfester 7000er Legierungen










Hinsichtlich der Integration der Fügeoperation von EN AW-7075 in Prozessketten zur Fertigung von Blechbaugruppen ist festzuhalten, dass die Legierung grundsätzlich im vollständig lösungsgeglühten und anschließend abgeschreckten Zustand (W-Temper) gefügt werden kann. Der Werkstoff weist in diesem Zustand eine im Vergleich zum Zustand T6 wesentlich geringere Festigkeit und erhöhte Duktilität auf. Dieser Zustand liegt prinzipiell nach dem W-Temper Formen und dem Abschreckumformen vor. Sofern das Fügen im W-Temper aus produktionstechnischer Sicht möglich ist, sollte die Fügeoperation daher in diesem Zustand erfolgen. Hierdurch kann ohne zusätzlichen Energieaufwand die Fügbarkeit der Legierung in mechanischen Fügeprozessen bei Erzielung einer hohen Verbindungsfestigkeit sichergestellt werden.




Liegen die Bauteile vor dem Fügen im warmausgelagerten Zustand T6 vor, ist die lokale Entfestigung durch eine Kurzzeit-Retrogression im Bereich des Fügepunkts ausreichend, um die Fügbarkeit der Legierung im Schneidclinchprozess herzustellen. Ein Laser stellt hierzu eine geeignete Wärmequelle mit hoher Gestaltungsfreiheit hinsichtlich der anwendbaren Layouts dar. Hierdurch ergibt sich die Möglichkeit, durch das Design des Wärmebehandlungslayouts Einfluss auf die Verbindungseigenschaften zu nehmen. Bei Applikation einer großflächigen sowie insbesondere einer lokal punktförmigen Retrogression lassen sich Festigkeiten erreichen, die auf dem Niveau des vollständig lösungsgeglühten Zustands sind oder dieses bedingt durch die Verbesserung der Fügepunktausprägung sogar überschreiten. Da auch der rückbildungsgeglühte Zustand instabil ist, sollte die Retrogression kurze Zeit vor dem Fügeprozess erfolgen.

Das an den Fügeprozess anschließende Warmauslagern von EN AW-7075 wirkt sich positiv auf die Verbindungsfestigkeit der Fügepunkte aus. Für den W-Temper sowie für den quasi-lösungsgeglühten Zustand, der nach der Retrogression vorliegt, wird die Tragfähigkeit durch das Warmauslagern gesteigert. Die Erhöhung der Verbindungsfestigkeit ist dabei für den

quasi-lösungsgeglühten Zustand geringer, da das Auslagerungspotential von EN AW-7075 durch das nur partielle Lösen der Ausscheidungen bei der Retrogression gegenüber dem vollständig lösungsgeglühten Zustand reduziert wird. Für beide Wärmebehandlungsarten wird durch das vollständige Warmaushärten (Zustand T6) sowie für eine verkürzte Auslagerung in Form eines Lackeinbrennprozesses (Paint Bake) die Erhöhung der Tragfähigkeit erzielt. Tabelle 19 fasst die beschriebenen Zusammenhänge zusammen. An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass eine rein qualitative Beurteilung der Tragfähigkeit vorgenommen wird. Bereits im W-Temper sowie unmittelbar nach einer Retrogression werden vergleichsweise hohe Prüfkkräfte erzielt.

Tabelle 19: Verbindungsfestigkeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlung und der an das Fügen anschließenden Auslagerungsart

Wärmebehandlung	Nach Fügen	T6	PB
Vollständiges Lösungsglühen			
Retrogression			
Lokale Retrogression			

Verbindungsfestigkeit  Hoch  Mittel  Gering

Auch wenn die Festigkeitssteigerung für den Paint Bake weniger stark ausgeprägt ist, ist das erneute vollständige Warmauslagern nach dem Fügen nicht notwendig, um eine signifikante Verbesserung der Verbindungseigenschaften zu erzielen. Somit lassen sich die Kurzzeitwärmebehandlung und die nachfolgende Fügeoperation in bestehende Fertigungsabläufe zur Herstellung von Rohkarossen integrieren. Die Reduzierung der Anzahl der Wärmebehandlungsschritte und das Warmauslagern der ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung durch den zeitlich deutlich reduzierten Paint Bake tragen zur verbesserten Energieeffizienz sowie zur Ressourcenschonung bei.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Um den Herausforderungen des modernen Fahrzeugbaus zu begegnen, ist der umfassende Einsatz von Hochleistungswerkstoffen mit hohen spezifischen Festigkeiten erforderlich. Bedingt durch die meist eingeschränkte Umformbarkeit dieser Werkstoffe sowie durch die Schwierigkeit, artungleiche Werkstoffe prozesssicher zu fügen, müssen die Grenzen etablierter Prozesse erweitert und neue Verfahren entwickelt werden. Ein innovatives Verfahren zum Fügen durch Umformen artungleicher Werkstoffe ist das Schneidclinchen. Die Technologie erlaubt das Fügen von Werkstoffen höchster Festigkeit auf der Matrizen­seite. Hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften des stempelseitigen Fügepartners bestehen jedoch Limitationen. So kann die hochfeste Aluminiumlegierung EN AW-7075 im warmausgelagerten Zustand T6 nicht ohne das Versagen des Blechs im tragenden Querschnitt gefügt werden. Die mechanischen Eigenschaften ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen können durch eine Wärmebehandlung definiert eingestellt werden. Ziele der vorliegenden Arbeit waren es daher, die Prozessgrenzen beim mechanischen Fügen von hochfesten 7000er Aluminiumlegierungen durch eine dem Fügeprozess vorge­lagerte Kurzzeit-Retrogression zu erweitern sowie durch die Applikation prozessspezifischer Wärmebehandlungs­layouts die Steuerung des Stoff­flusses im Fügeprozess zu ermöglichen.

Zunächst wurde der Einfluss der Prozessführung während der Retrogression, die mittels Laserstrahlung durchgeführt wurde, auf die Entfestigung von EN AW-7075 T6 ermittelt. Dabei wurde die Wärmebehandlungstemperatur als Haupteinflussfaktor identifiziert. Eine nennenswerte Entfestigung gegenüber dem warmausgelagerten Zustand T6 stellt sich für Temperaturen von zumindest 300 °C ein. Mit weiterer Zunahme der Wärmebehandlungstemperatur wird eine stärkere Entfestigung erzielt. Für eine Wärmebehandlung mit 400 °C ergibt sich eine Festigkeit, die dem des vollständig lösungsgeglühten Zustands (W-Temper) entspricht. Die Retrogression bewirkt das partielle Lösen festigkeitssteigernder Ausscheidungen. Da sich beim Abschrecken an ruhender Luft nur vergleichsweise geringe Abkühlgeschwindigkeiten einstellen, kommt es zur Vergrößerung nicht gelöster Ausscheidungen. Das Wachstum der Ausscheidungen führt zur Reduktion der Festigkeit, jedoch nicht zur Erhöhung der Duktilität.

Die Analyse der Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 im Schneidclinchenprozess mit matrizenseitig angeordnetem 22MnB5 ergab, dass versagensfreies Fügen der Legierung eine vorherige Kurzzeit-Retrogression bei zumindest

350 °C erfordert. Für eine Wärmebehandlungstemperatur von 300 °C kommt es zur Bildung von Anrissen. Bei niedrigeren Wärmebehandlungstemperaturen kann nicht ohne das Versagen des oberen Blechs im Prozess gefügt werden. Die Variation der Aufheizrate und der Haltezeit zeigte gegenüber der Temperatur nur einen geringen Einfluss auf die erzielte Entfestigung und infolge dessen auf den Fügeprozess. Die zunehmende Entfestigung des stempelseitigen Fügepartners führt zur Verbesserung des Werkstoffflusses und der Spannungsverhältnisse im versagenskritischen Halsbereich sowie zur Zunahme der radialen Werkstoffverdrängung. Infolge dessen nimmt das vorhandene Werkstoffvolumen in der Fügezone ab und die Fügepunktausprägung wird verschlechtert. Trotz Anrissen wurde die höchste Verbindungsfestigkeit unter quasi-statischer Belastung für Proben erzielt, die mit 300 °C wärmebehandelt wurden. Die zunehmende Entfestigung, die sich für höhere Wärmebehandlungstemperaturen einstellt, führt zur Verringerung der Tragfähigkeit.

Die Lokalisierung der Wärmebehandlung wurde anhand punkt- und ringförmiger Layouts unter Variation der Prozessparameter untersucht. Dabei erfolgte die Begrenzung der durch den Laser bestrahlten Bereiche auf den Interaktionsbereich des oberen Blechs mit dem Innen- und dem Außenstempel für das punktförmige Layout sowie auf den Interaktionsbereich mit dem Außenstempel für ringförmige Designs. Durch die Wahl des Wärmebehandlungslayouts und der -parameter können gezielt Festigkeitsgradienten im Bereich des Fügepunkts in das Blech eingebracht werden. Bedingt durch die Wärmeleitung in nicht bestrahlte Bereiche ergeben sich Einschränkungen hinsichtlich der anwendbaren Parameter, für die die Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 sichergestellt werden kann. Eine geringe Wärmezufuhr führt zur mangelnden Durchwärmung der Bleche in Dickenrichtung, wodurch sich nicht nur in der Blechebene Eigenschaftsgradienten einstellen. Die Folge ist eine nur oberflächennahe Entfestigung des Blechs und dessen Versagen im Fügeprozess. Durch die lokale Begrenzung der Wärmebehandlung wird die signifikante Reduzierung der radialen Werkstoffverdrängung im Fügeprozess erreicht. In der Folge wird das Werkstoffvolumen in der Fügezone erhöht und die Fügepunktausprägung verbessert. Wichtigster Einflussfaktor für die Gestaltung der Wärmebehandlung ist die ausreichende Entfestigung des Hals- und Wangenbereichs. Hierdurch wird das Eindringen des Außenstempels in das Blech erleichtert und der Werkstofffluss aus dem Wangen- in den Halsbereich gefördert. Ferner reduziert sich das versagenskritische Zugspannungsniveau im Hals. Bereiche außerhalb des Interaktionsbereichs des Außenstempels dürfen dagegen nicht entfestigt werden, um die radiale Werkstoffverdrängung zu vermeiden. Die

Eigenschaften des Fügepunktbodens nehmen eine untergeordnete Rolle ein. Die Analyse der Verbindungsfestigkeit ergab die Erhöhung der Tragfähigkeit für punktförmige Layouts gegenüber der großflächigen Entfestigung der Fügestelle. Dagegen erwies sich der Übertrag der Erkenntnisse auf Probengeometrien größerer Abmessungen für das ringförmige Layout aufgrund des sehr kleinen bestrahlten Bereichs als problematisch. Die Zunahme des Werkstoffvolumens begünstigt den Wärmetransport in nicht bestrahlte Bereiche, wodurch sich die Probendurchwärmung verringert. Durch die resultierende Vorschädigung der Proben im Fügeprozess werden nur vergleichsweise geringe Festigkeiten für das ringförmige Layout erzielt. Unter der Voraussetzung, dass die Fügepunkte versagensfrei gesetzt werden können, kann durch das Wärmebehandlungslayout und die Wahl der Wärmebehandlungsparameter somit Einfluss auf den Werkstofffluss und die resultierenden Verbindungseigenschaften genommen werden. Dabei ergeben sich Limitierungen durch die physikalischen Randbedingungen.

Die abschließende Untersuchung des Auslagerungspotentials von rückbildungsgeglühtem EN AW-7075 T6 zeigte nur eine geringe Änderung der Eigenschaften durch das Kalt- und Warmauslagern der Legierung. Als Ursache hierfür wurde die geringe Abschreckrate, die sich für die verwendeten Zugproben einstellte, identifiziert. Diese führt zur Vergrößerung nicht gelöster Ausscheidungen. Entsprechend konnte auch für global wärmebehandelte Fügeproben eine gegenüber dem W-Temper geringere Steigerung der Verbindungsfestigkeit durch das Warmauslagern in den Zustand T6 sowie für einen simulierten Lackeinbrennprozess (Paint Bake) erzielt werden. Die Lokalisierung der Wärmebehandlung bewirkt dagegen die Zunahme der Abschreckgeschwindigkeit, wodurch die Festigkeitssteigerung durch das Warmauslagern gesteigert wird. Unabhängig von der dem Fügen vorausgehenden Wärmebehandlung lassen sich durch das vollständige Aushärten (Zustand T6) höhere Festigkeiten erzielen als für den Paint Bake, für den aber dennoch eine signifikante Erhöhung der Tragfähigkeit gegenüber dem (quasi-)lösungsgeglühten Zustand erreicht wird.

Die Erkenntnisse der vorliegenden Arbeit müssen zukünftig durch die Analyse der sich einstellenden Eigenschaften und des Auslagerungspotentials von EN AW-7075 in Abhängigkeit der Abkühlrate nach der Retrogression erweitert werden. Ferner ist die Übertragbarkeit der Erkenntnisse auf andere mechanische Fügeverfahren und Aluminiumlegierungen der 7000er Serie zu überprüfen. Im Hinblick auf das Schneidclinchen ist zudem die Untersuchung der Wechselwirkung des Wärmebehandlungslayouts mit der Werkzeuggeometrie und Prozessparametern, wie der Vorspannung der Außenstempelfedern, vorzunehmen.

10 Summary and outlook

To meet the challenges of modern vehicle construction, the extensive use of high-performance materials with high specific strengths is required. Due to the usually limited formability of these materials and the difficulty of joining dissimilar materials, the limits of established processes have to be extended and new technologies must be developed. Shear-clinching is an innovative technology for joining by forming of dissimilar materials. The process enables the joining of high-strength materials on the die-side. However, there are limitations regarding the mechanical properties of the punch-sided joining partner. Thus, the high-strength aluminum alloy EN AW-7075 cannot be joined in the artificially aged T6 temper without the failure of the sheet in the load-bearing cross-section. The mechanical properties of precipitation-hardenable aluminum alloys can be adjusted by a heat treatment. Thus, the objectives of this present work were to enhance the process limits of joining by forming of high-strength 7000 series alloys by performing a short-term retrogression prior to the joining operation and to enable the control of the material flow by the application of process specific heat treatment layouts.

First, the influence of the process control during the laser-assisted retrogression on the softening of EN AW-7075 T6 was determined. The heat treatment temperature was identified as main influencing factor. Distinct softening in comparison to the T6 temper is achieved for temperatures of at least 300 °C. With increasing temperatures, higher softening occurs. For a heat treatment temperature of 400 °C, the set material strength is equal to the fully solution-annealed W temper. Retrogression causes the partial dissolution of strength-increasing precipitations. Due to quenching at still air, the cooling rates are relatively low, which leads to the coarsening of non-dissolved precipitates. The growth of the precipitates causes the reduction in strength, but not the increase in ductility.

The analysis of the joinability of EN AW-7075 T6 in shear-clinching with die-sided 22MnB5 showed that joining of the alloy requires retrogression with a temperature of at least 350 °C. For a temperature of 300 °C, cracks are initiated. For lower heat treatment temperatures, joining is not feasible without the failure of the upper sheet. In comparison to the temperature, the influence of the heating rate and the soaking time on the softening of the aluminum alloy and therefore on the joining process is minor. The increasing softening of the punch-sided sheet leads to an improvement in the material flow and in the stress condition in the lower neck, which is

critical for failure, as well as to an enhanced radial material displacement. Therefore, the material volume in the joining zone decreases and the joint formation is negatively affected. Despite the formation of cracks, the highest joint strength for quasi-static loading was obtained for specimens, which were heat treated at 300 °C. The increasing softening, which occurs for higher heat treatment temperatures, leads to the reduction of the load-bearing capacity. The localization of the heat treatment was investigated for circular and ring-shaped layouts with varying process parameters. The area, which was irradiated by the laser, was limited to the interaction area of the upper sheet with the inner and the outer punch for circular layouts and to the interaction area with the outer punch for ring-shaped designs. By selecting the heat treatment layout and parameters, it is possible to introduce targeted strength gradients into the sheet. Due to heat conduction into non-exposed areas, there are restrictions regarding the applicable parameters, for which the joinability of EN AW-7075 T6 can be ensured. A low heat input leads to insufficient heating of the sheets in thickness direction, resulting in property gradients not only in the sheet plane. Consequently, the sheets are only softened near to the surface leading to their failure in the joining process.

By the local limitation of the heat treatment, the significant reduction of the radial material displacement within the joining process is achieved. As a result, the material volume in the joining zone is increased and the joint formation is improved. The most important factor influencing the design of the heat treatment is sufficient softening of the lower neck and the upper neck. Hereby, penetration of the outer punch into the sheet is facilitated and the material flow from the upper to the lower neck is promoted. Furthermore, the failure-critical tensile stress level in the lower neck is reduced. Areas outside the interaction area of the outer punch must not be softened in order to avoid radial material displacement. The properties of the bottom are secondary. The analysis of the joint strength showed the increase of the load-bearing capacity for circular layouts compared to the large-area softening of the joint. In contrast, for ring-shaped designs, the transfer of the findings to specimen geometries of larger dimensions proved to be problematic due to the very small irradiated area. The increase in material volume favors heat transfer to non-exposed areas, which reduces the specimen's heating. Due to the resulting pre-damaging of the specimens in the joining process, only comparatively low strengths are achieved for the ring-shaped layout. If the joints can be set without failure, the heat treatment layout and the choice of heat treatment parameters can thus influence the material flow and the resulting joint properties. However, there are limitations, which are defined by the physical boundary conditions.

The final investigation of the ageing potential of retrogression-annealed EN AW 7075 T6 showed only a slight change in properties due to natural and artificial ageing. The low quenching rate that occurred for the tensile specimens was identified as reason, leading to the coarsening of non-dissolved precipitates. Accordingly, a lower increase in joint strength is also achieved for globally heat-treated joining specimens in comparison to the W temper by artificial peak ageing (T6 temper) and for a simulated paint bake process. The localization of the heat treatment causes the increase of the quenching rate, which enhances the strength increase caused by artificial ageing. Independent of the heat treatment preceding the joining process, for the T6 temper higher strengths are achieved than for the paint bake, for which a significant increase in load-bearing capacity is nevertheless achieved compared to the (quasi-)solution-annealed condition.

In the future, the findings of the present work must be extended by analyzing the properties and the ageing potential of EN AW-7075 in dependence on the cooling rate after retrogression. Furthermore, the transferability of the findings to other mechanical joining processes and aluminum alloys of the 7000 series must be verified. With regard to shear-clinching, the interaction of the heat treatment layout with the tool geometry and process parameters, such as the preload of the outer punch springs, has to be investigated, too.

Literaturverzeichnis

- [1] <https://www.zukunftsinstitut.de/dossier/megatrends/#12-mega-trends> (aufgerufen am 28.10.2022)
- [2] Vollset, S. E.; Goren, E.; Yuan, C.-W.; Cao, J.; Smith, A. E.; Hsiao, T.; Bisignano, C.; Azhar, G. S.; Castro, E.; Chalek, J.; Dolgert, A. J.; Frank, T.; Fukutaki, K.; Hay, S. I.; Lozano, R.; Mokdad, A. H.; Nandakumar, V.; Pierce, M.; Pletcher, M.; Robalik, T.; Steuben, K. M.; Wunrow, H. Y.; Zlavog, B. S.; Murray, C. J. L.: Fertility, mortality, migration, and population scenarios for 195 countries and territories from 2017 to 2100: a forecasting analysis for the Global Burden of Disease Study. *The Lancet* 396(2020)10258, S. 1285–1306
- [3] Verordnung (EG) Nr. 443/2009 des Europäischen Parlaments und des Rates vom 23. April 2009 zur Festsetzung von Emissionsnormen für neue Personenkraftwagen im Rahmen des Gesamtkonzepts der Gemeinschaft zur Verringerung der CO₂-Emissionen von Personenkraftwagen und leichten Nutzfahrzeugen. Europäische Union, 2009
- [4] Vorschlag für eine Richtlinie des Europäischen Parlaments und des Rates zur Änderung der Richtlinien 2013/34/EU, 2004/109/EG und 2006/43/EG und der Verordnung (EU) Nr. 537/2014 hinsichtlich der Nachhaltigkeitsberichterstattung von Unternehmen. Europäische Union, 2021
- [5] <https://www.vda.de/de/themen/automobilindustrie/standards-und-normung/euro-ncap-anforderungen> (aufgerufen am 04.01.2023)
- [6] Friedrich, H. E. (Hrsg.): *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013
- [7] Kraus, C.; Mauermann, R.; Neugebauer, R.: Fügetechnologien für hochfeste Stähle in Mischbauweise. In: Neugebauer, R. (Hrsg.): *6. Chemnitzer Karosseriekolloquium*, 2011, S. 311–330
- [8] Graser, M.; Wiesenmayer, S.; Müller, M.; Merklein, M.: Application of Tailor Heat Treated Blanks technology in a joining by forming process. *Journal of Materials Processing Technology* 264(2019), S. 259–272
- [9] Franz, U.; Lorenz, B.; Remfrey, J.; Schöneburg, R.; Kramer, F. (Hrsg.): *Integrale Sicherheit von Kraftfahrzeugen*. Wiesbaden: Springer Fachmedien, 2013

- [10] Tschöke, H.; Gutzmer, P.; Pfund, T. (Hrsg.): Elektrifizierung des Antriebsstrangs - Grundlagen - vom Mikro-Hybrid zum vollelektrischen Antrieb. Berlin: Springer Vieweg, 2019
- [11] <https://www.bmwi.de/Redaktion/DE/Dossier/leichtbau.html> (aufgerufen am 06.01.2021)
- [12] Goede, M.; Ferkel, H.; Stieg, J.; Dröder, K.: Mischbauweisen Karosseriekonzepte - Innovation durch bezahlbaren Leichtbau. In: Pischinger, S.; Henning, W. (Hrsg.): 14. Aachener Kolloquium Fahrzeug- und Motorentechnik, 2005, S. 1-17
- [13] Birkert, A.; Haage, S.; Straub, M.: Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile - Auslegung von Ziehanlagen. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2013
- [14] Pischinger, S.; Seiffert, U. (Hrsg.): Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2016, 8., aktualisierte und erweiterte Auflage
- [15] Karbasian, H.; Tekkaya, A. E.: A review on hot stamping. Journal of Materials Processing Technology 210(2010)15, S. 2103-2118
- [16] <https://www.audi-mediacyber.com/de/dynamisch-wie-nie-der-neue-audi-a3-sportback-und-die-neue-a3-limousine-12974/raumkonzept-und-karosserie-12980> (aufgerufen am 05.01.2021)
- [17] Merklein, M.; Lechler, J.: Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. Journal of Materials Processing Technology 177(2006)1-3, S. 452-455
- [18] <https://www.voestalpine.com/ultralights/Produkte/Warmumformung/phs-directform-R> (aufgerufen am 06.01.2021)
- [19] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2014, 3. neu bearbeitete Auflage
- [20] Schneider, R.; Heine, B.; Grant, R. J.; Zouaoui, Z.: Mechanical behaviour of aircraft relevant aluminium wrought alloys at low temperatures. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications 229(2015)2, S. 126-136
- [21] Schneider, R.; Kelsch, R.: Neue Entwicklungen in der Aluminiumblechumformung. Lightweight Design 7(2014)5, S. 10-15

- [22] N. N.: Sicherheit und Leichtbau mit AMAG Aluminium - AMAG TopForm UHS: Durchbruch im Karosserieleichtbau. AluReport (2014)3, S. 14-15
- [23] Wu, C.; Yuan, Y.; Kamat, R.: A New Approach to Implement High Strength 7075 Aluminum for Automotive Application. MATEC Web of Conferences 326(2020), S. 3004
- [24] Romeyn, A.: Welding Al-Zn-Mg (7xxx series) alloys - A literature review: Report / Department of Defence, Materials Research Laboratories, Bd. MRL-R-888, Ascot Vale: Materials Research Laboratories, 1983
- [25] Jäckel, M.; Grimm, T.; Landgrebe, D.: Approaches for mechanical joining of 7xxx series aluminum alloys: ESAFORM 2016: Proceedings of the 19th International ESAFORM Conference on Material Forming, 2016, 100010
- [26] <https://www.ingenieur.de/fachmedien/konstruktion/werkstoffe/ultrahochfeste-aluminiumlegierungen-eine-marktluecke-im-fahrzeugbau/> (aufgerufen am 17.02.2021)
- [27] Achar, D. R. G.; Ruge, J.; Sundaresan, S.: Verbindung von Aluminium mit Stahl besonders durch Schweißen. Aluminium 56(1980)2, S. 147-149
- [28] Radscheit, R. R.: Laserstrahlfügen von Stahl und Aluminium. Dissertation, Universität Bremen, 1996
- [29] Groche, P.; Wohletz, S.; Brenneis, M.; Pabst, C.; Resch, F.: Joining by forming - A review on joint mechanisms, applications and future trends. Journal of Materials Processing Technology 214(2014)10, S. 1972-1994
- [30] Meschut, G.; Janzen, V.; Olfermann, T.: Innovative and Highly Productive Joining Technologies for Multi-Material Lightweight Car Body Structures. Journal of Materials Engineering and Performance 23(2014)5, S. 1515-1523
- [31] Fahrenwaldt, H. J.; Schuler, V.; Twrdek, J. (Hrsg.): Praxiswissen Schweißtechnik. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2014
- [32] Varis, J.: Economics of clinched joint compared to riveted joint and example of applying calculations to a volume product. Journal of Materials Processing Technology 172(2006)1, S. 130-138

- [33] Dietrich, J.: Praxis der Umformtechnik - Umform- und Zerteilverfahren, Werkzeuge, Maschinen. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2018, 12., überarbeitete und erweiterte Auflage
- [34] DVS-EFB Merkblatt 3410: Stanznieten - Überblick. Düsseldorf: DVS-Verlag, 2005
- [35] Skovron, J.; Mears, L.; Ulutan, D.; Detwiler, D.; Paolini, D.; Baeumler, B.; Claus, L.: Characterization of Flow Drill Screwdriving Process Parameters on Joint Quality. SAE International Journal of Materials and Manufacturing 8(2015)1, S. 35-44
- [36] van Geffen, J. A.: Methods and apparatuses for forming by frictional heat and pressure holes surrounded each by a boss in a metal plate or the wall of a metal tub. US 4175413A, 1979
- [37] Sønstabø, J. K.; Morin, D.; Langseth, M.: Static and dynamic testing and modelling of aluminium joints with flow-drill screw connections. International Journal of Impact Engineering 115(2018), S. 58-75
- [38] DVS-EFB Merkblatt3420: Clinchen - Überblick. Düsseldorf: DVS-Verlag, 2002
- [39] Abe, Y.; Mori, K.; Kato, T.: Joining of high strength steel and aluminium alloy sheets by mechanical clinching with dies for control of metal flow. Journal of Materials Processing Technology 212(2012)4, S. 884-889
- [40] Steinfelder, C.; Acksteiner, J.; Guillaume, C.; Brosius, A.: Analysis of the interactions between joint and component properties during clinching. Production Engineering 16(2022)2-3, S. 235-245
- [41] DVS-EFB Merkblatt3420-2: Clinchen - Sonderverfahren. Düsseldorf: DVS-Verlag, 2002
- [42] Füssel, U.; Kalich, J.: Mechanical joining of hot stamp steel: Future trends in steel development, processing technologies and applications, Verl. Stahleisen, 2011, S. 498-508
- [43] Varis, J.P.: The suitability of clinching as a joining method for high-strength structural steel. Journal of Materials Processing Technology 132(2003)1-3, S. 242-249
- [44] Lee, C.-J.; Lee, J.-M.; Ryu, H.-Y.; Lee, K.-H.; Kim, B.-M.; Ko, D.-C.: Design of hole-clinching process for joining of dissimilar materials - Al6061-T4 alloy with DP780 steel, hot-pressed 22MnB5 steel, and

- carbon fiber reinforced plastic. *Journal of Materials Processing Technology* 214(2014)10, S. 2169–2178
- [45] Meschut, G.; Amedick, J.; Peitz, V.; Hahn, O.; Kurzok, J.; Timmermann, R.; Letsch, S.: Fügeverfahren und Fügevorrichtung zum Verbinden von überlappend angeordneten Fügeteilen. DE 102 50 342 A1, 19.05.2004
- [46] Letsch, S.; Meschut, G.; Küting, J.; Peitz, V.; Timmermann, R.; Schmid, L.: Mechanische Füge-technik für die Mischbauweise – Teil 2: Neuartige Fügeverfahren. *Schweißen und Schneiden* 56(2004)10, S. 518–526
- [47] Busse, S.; Merklein, M.; Roll, K.; Ruther, M.; Zürn, M.: Development of a mechanical joining process for automotive body-in-white production. *International Journal of Material Forming* 3(2010)1, S. 1059–1062
- [48] Müller, M.: Untersuchung des kombinierten Trenn- und Umformprozesses beim Fügen artungleicher Werkstoffe mittels Schneidclinchverfahren. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2018
- [49] Hörhold, R.: Untersuchungen zum methodenbasierten Prozessverständnis des radialsymmetrischen Schneidclinchens. Dissertation, Universität Paderborn, 2018
- [50] Weikermann, A.: Weiterentwicklung des Schneidclinchens in Kombination mit dem Kleben für Leichtbaustrukturen in Mischbauweise. Dissertation, Universität Paderborn, 2017
- [51] Han, D.: Deformationsarme Fügeverbindungen mittels prozessoptimiertem Schneidclinchen. Dissertation, Universität Paderborn, 2022
- [52] Wiesenmayer, S.; Graser, M.; Merklein, M.: Influence of the properties of the joining partners on the load-bearing capacity of shear-clinched joints. *Journal of Materials Processing Technology* 283(2020), S. 116696
- [53] Busse, S.: Entwicklung und Qualifizierung des Schneidclinchverfahrens. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2013
- [54] Wiesenmayer, S.; Müller, M.; Dornberger, P.; Han, D.; Hörhold, R.; Meschut, G.; Merklein, M.: Numerical Investigation of the Tool Load in Joining by Forming of Dissimilar Materials Using Shear-

- Clinching Technology. *Key Engineering Materials* 767(2018), S. 397–404
- [55] Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Influence of Tool Wear on the Load-Bearing Capacity of Shear-Clinched Joints. *Defect and Diffusion Forum* 404(2020), S. 3–10
- [56] Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Potential of Shear-Clinching Technology for Joining of Three Sheets. *Journal of Advanced Joining Processes* 3(2021), 100043
- [57] Murray, J. L.: The Al–Zn (Aluminum–Zinc) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams* 4(1983)1, S. 55–73
- [58] Bryant, A. J.: Einfluß von Abschreckgeschwindigkeit auf die Auslagerungsbedingungen von Aluminium–Zink–Magnesium–Legierungen. *Zeitschrift für Metallkunde* 58(1967), S. 684–691
- [59] Dupasquier, A.; Ferragut, R.; Iglesias, M. M.; Macchi, C. E.; Masazza, M.; Mengucci, P.; Riontino, G.; Somoza, A.: Early Solute Clustering in an AlZnMg Alloy. *Materials Science Forum* 445–446(2004), S. 16–20
- [60] Nicolas, M.; Deschamps, A.: Characterisation and modelling of precipitate evolution in an Al–Zn–Mg alloy during non-isothermal heat treatments. *Acta Materialia* 51(2003)20, S. 6077–6094
- [61] Deschamps, A.; Livet, F.; Bréchet, Y.: Influence of predeformation on ageing in an Al–Zn–Mg alloy—I. Microstructure evolution and mechanical properties. *Acta Materialia* 47(1998)1, S. 281–292
- [62] Hatch, J. E.: *Aluminum - Properties and Physical Metallurgy*. Ohio: ASM International, 1984, 1. Auflage
- [63] Merklein, M.; Johannes, M.; Lechner, M.; Kuppert, A.: A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation. *Journal of Materials Processing Technology* 214(2014)2, S. 151–164
- [64] Klaus, K.: Erstellung eines werkstofforientierten Fertigungsprozessfensters zur Steigerung des Formgebungsvermögens von Aluminiumlegierungen unter Anwendung einer zwischengeschalteten Wärmebehandlung. Dissertation, Friederich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2015
- [65] Cina, B. M.: Reducing the susceptibility of alloys, particularly aluminium alloys, to stress corrosion cracking. *US* 3856584, 1974

- [66] Kiethe, H.-H.: Festigkeit von AlZnMg₁-Blechen nach Rückbilden. *Aluminium* 56(1980), S. 445–448
- [67] Aran, A.: Optimization of the strength and intergranular corrosion properties of the 7075 Al alloy by retrogression and reaging. *Zeitschrift für Metallkunde* 80(1989), S. 170–172
- [68] Unger, N.: Untersuchung einer thermisch unterstützten Fertigungskette zur Herstellung umgeformter Bauteile aus der härtesten Aluminiumlegierung EN AW-7020. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2017
- [69] Smeyers, A. A.; Kholsa, S.: Verfahren zur Herstellung von Automobilstrukturteilen aus AA7xxx-Aluminiumlegierung. EP 2 581 218 B2, 2012
- [70] Kumar, M.; Ross, N. G.: Influence of temper on the performance of a high-strength Al–Zn–Mg alloy sheet in the warm forming processing chain. *Journal of Materials Processing Technology* 231(2016), S. 189–198
- [71] Zheng, K.; Politis, D. J.; Wang, L.; Lin, J.: A review on forming techniques for manufacturing lightweight complex—shaped aluminium panel components. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* 1(2018)2, S. 55–80
- [72] Degner, J.: Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2020
- [73] Foster, A.; Dean, T. A.; Lin, J.: Process for Forming Aluminium Alloy Sheet Components. WO 2010/032002, 2010
- [74] Milkereit, B.; Österreich, M.; Schuster, P.; Kirov, G.; Mukeli, E.; Kessler, O.: Dissolution and Precipitation Behavior for Hot Forming of 7021 and 7075 Aluminum Alloys. *Metals* 8(2018)7, S. 531
- [75] Lin, J.; Dean, T. A.; Garrett, R. P.; Foster, A.: Process for forming metal alloy sheet components. WO 2008/059242 A2, 2008
- [76] Drossel, G.; Friedrich, S.; Kammer, C.; Lehnert, W.; Liesenberg, O. (Hrsg.): *Aluminium-Taschenbuch*. Düsseldorf, Berlin: Aluminium-Verlag, Beuth, 2011, 16. Auflage

- [77] Merklein, M.: Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau. Habilitation, Friederich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2006
- [78] Finch, D. M.; Wilson, S. P.; Dorn, J. E.: Deep drawing aluminum alloys at elevated temperatures - Part I: Deep drawing cylindrical cups. *Trans ASM* 36(1946), S. 254-289
- [79] Toros, S.; Ozturk, F.; Kacar, I.: Review of warm forming of aluminum-magnesium alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 207(2008)1-3, S. 1-12
- [80] Kumar, M.; Sotirov, N.; Chimani, C. M.: Investigations on warm forming of AW-7020-T6 alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology* 214(2014)8, S. 1769-1776
- [81] Wang, H.; Luo, Y.-b.; Friedman, P.; Chen, M.-h.; Gao, L.: Warm forming behavior of high strength aluminum alloy AA7075. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 22(2012)1, S. 1-7
- [82] Smolej, A.; Gnamuš, M.; Slaček, E.: The influence of the thermomechanical processing and forming parameters on superplastic behaviour of the 7475 aluminium alloy. *Journal of Materials Processing Technology* 118(2001)1-3, S. 397-402
- [83] Saunders, F. I.; Wagoner, R. H.: Forming of tailor-welded blanks. *Metallurgical and Materials Transactions A* 27(1996)9, S. 2605-2616
- [84] Streitberger, H.-J.; Dössel, K.-F.: Automotive paints and coatings. Weinheim: WILEY-VCH, 2008, 2., vollständig überarbeitete und erweiterte Auflage
- [85] Kusuda, H.; Takasago, T.; Natsumi, F.: Formability of tailored blanks. *Journal of Materials Processing Technology* 71(1997)1, S. 134-140
- [86] Lamprecht, K.; Merklein, M.; Geiger, M.: Manufacturing Complex Sheet Metal Components by hydromforming of Deep-Drawn Preforms. In: Boudeau, N. (Hrsg.): 24th IDDRG Congress, 2005, S. 275-283
- [87] Abbasi, M.; Ketabchi, M.; Shakeri, H. R.; Hasannia, M. H.: Formability Enhancement of Galvanized IF-Steel TWB by Modification of Forming Parameters. *Journal of Materials Engineering and Performance* 21(2012)4, S. 564-571

- [88] Kopp, R.; Wiedner, C.; Meyer, A.: Flexibly Rolled Sheet Metal and Its Use in Sheet Metal Forming. *Advanced Materials Research* 6-8(2005), S. 81–92
- [89] Breiter, P.: Untersuchungen und Prozessgestaltungsempfehlungen zum maßhaltigen Rollprofilieren von Tailor Rolled Blanks. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, 2013
- [90] Kopp, R.; Böhlke, P.: A New Rolling Process for Strips with a Defined Cross Section. *CIRP Annals* 52(2003)1, S. 197–200
- [91] Ryabkov, N.; Jackel, F.; van Putten, K.; Hirt, G.: Production of blanks with thickness transitions in longitudinal and lateral direction through 3D-Strip Profile Rolling. *International Journal of Material Forming* 1(2008)S1, S. 391–394
- [92] Groche, P.; Mirtsch, M.: Tailored Profiles Made of Tailor Rolled Strips by Roll Forming - Part 2 of 2. *steel research international* 83(2012)1, S. 106–114
- [93] Geiger, M.; Merklein, M.; Vogt, U.: Aluminum tailored heat treated blanks. *Production Engineering* 3(2009)4-5, S. 401–410
- [94] Pischinger, S.; Seiffert, U.: *Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2016, 8., aktualisierte und erweiterte Auflage
- [95] Merklein, M.; Geiger, M.; Staud, D.; Vogt, U.: Tailored heat treated blanks applied on car body parts under quasi-series conditions. *International Journal of Microstructure and Materials Properties* 4(2009)5/6, S. 525
- [96] Hogg, M.: Herstellung und Umformung lokal wärmebehandelter Platinen. Dissertation, Universität Stuttgart, 2006
- [97] Siebel, E.; Beisswänger, H.: Ziehversuche mit hartgewalzten und partiell geglähten Ronden zur Erhöhung des Ziehverhältnisses. *Mitteilungen für die Mitglieder der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung*, (1953)7, S. 89–93
- [98] Dirks, F.-J.: Tiefziehen vorverfestigter und partiell geglähter Ronden aus Aluminium und Aluminiumlegierungen. Dissertation, Technische Universität Berlin, 1971
- [99] Vollertsen, F.; Lange, K.: Enhancement of drawability by local heat treatment. *Annals of the CIRP* 47.1(1998), S. 181–184

- [100] Hofmann, A.: Erweiterung der Formgebungsgrenzen beim Umformen von Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz prozessangepasster Platinen. Dissertation, Friederich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2002
- [101] Machhammer, M.; Sommitsch, C.: The interaction between short-term heat-treatment and the formability of an Al-Mg-Si alloy regarding deep drawing processes. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 159(2016), 12001
- [102] Vogt, U.: Seriennahe Auslegung von Aluminium Tailored Heat Treated Blanks. Dissertation, Friederich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2009
- [103] Vogt, U.; Merklein, M.: Design Principles of Tailored Heat Treated Blanks for the Manufacturing of Complex Body Parts. In: Asnafi, N. (Hrsg.): IDDRG 2008, Swedish Deep Drawing Research Group, 2008, S. 557-569
- [104] Kerausch, M.: Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplatinen. Dissertation, Friederich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2007
- [105] Staud, D.: Effiziente Prozesskettenauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter und geschweißter Aluminiumbleche. Dissertation, Friederich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2010
- [106] Nguyen, H.: Qualifizierung des Potentials von Verfestigungseffekten zur Erweiterung des Umformvermögens aushärtbarer Aluminiumlegierungen. Dissertation, Friederich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2015
- [107] Lechner, M.: Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen. Dissertation, Friederich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2015
- [108] Merklein, M.; Lechner, M.; Kuppert, A.: Enhancement of formability of aluminum alloys in multi-stage forming operations by a local intermediate heat treatment. Production Engineering 6(2012)6, S. 541-549
- [109] Merklein, M.; Vogt, U.: Enhanced Formability of Ultrafine-Grained Aluminum Blanks by Local Heat Treatments. Key Engineering Materials 410-411(2009), S. 169-176

- [110] Merklein, M.; Lechner, M.; Schneider, T.; Plettke, R.: Tailored Heat Treated Profiles - Enhancement of the Forming Limit of Aluminum Profiles under Bending Load. *Key Engineering Materials* 504-506(2012), S. 375-380
- [111] Degner, J.; Suttner, S.; Tsoupis, I.; Lechner, M.; Merklein, M.: Manufacturing of Innovative Aluminium Components by Combining Shear Cutting Operation and Tailor Heat Treated Blank Technology. In: Landgrebe, D.; Drossel, W.-G.; Putz, M. (Hrsg.): 22. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, Verlag Wissenschaftliche Schriften, 2015, S. 193-208
- [112] Maier, H. J.; Behrens, B.-A.; Nürnberger, F.; Hübner, S.; Wölki, K.; Vogt, H.; Golovko, O.: Erzeugung von maßgeschneiderten Eigenschaften in Blechen des borlegierten Vergütungsstahls 22MnB5 und der Aluminiumlegierung EN AW-7075 mittels (Wasser-)Luft-Kühlung: 15. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Lehrstuhl für Fertigungstechnologie, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2020, S. 27-46
- [113] Hahn, O.; Tan, Y.; Schroeder, M.; Horstmann, M.: Thermally Supported Mechanical Joining of Magnesium Components. *Materials Science Forum* 488-489(2005), S. 365-370
- [114] Hahn, O.; Horstmann, M.: Mechanical Joining of Magnesium Components by Means of Inductive Heating - Realization and Capability. *Materials Science Forum* 539-543(2007), S. 1638-1643
- [115] Neugebauer, R.; Dietrich, S.; Kraus, C.: Dieless Clinching and Dieless Rivet-Clinching of Magnesium. In: Micari, F. (Hrsg.): *Sheet metal 2007, 12th International Conference on Sheet Metal. Proceedings* : University of Palermo, Italy, April 1st-4th 2007, Trans Tech Publ, 2007, S. 693-698
- [116] Lambiase, F.: Clinch joining of heat-treatable aluminum AA6082-T6 alloy under warm conditions. *Journal of Materials Processing Technology* 225(2015), S. 421-432
- [117] Herwig, P.; Kalich, J.: Laserclinchen – Eine erfolgreiche Kooperation von TU Dresden und Fraunhofer IWS: X. Dresdner Fügetechnisches Kolloquium 2013, 2013
- [118] Reich, M.; Osten, J.; Milkereit, B.; Kalich, J.; Füssel, U.; Kessler, O.: Short-time heat treatment of press hardened steel for laser assisted clinching. *Materials Science and Technology* 30(2014)11, S. 1287-1296

- [119] Jäckel, M.; Maul, S.; Kraus, C.; Drossel, W.-G.: Numerical simulation of thermal supported self-pierce riveting of an ultra high-strength aluminium alloy. *Journal of Physics: Conference Series* 1063(2018), 12074
- [120] Jäckel, M.; Mauermann, R.: Developments in mechanical joining of materials with limited ductility - Joining in Car Body Engineering 2015 Bad Nauheim 25.03.2016, 2015
- [121] Jäckel, M.; Grimm, T.; Falk, T.: Process development for mechanical joining of 7xxx series aluminum alloys, 2017
- [122] Meschut, G.; Matzke, M.; Olfermann, T.; Maier, H. J.; Reimche, W.; Mroz, G.; Drossel, W.-G.; Ahnert, M.; Broschwitz, E.; Kraus, C.: Lokale Konditionierung von presshartem Vergütungsstahl für das Hybridfügen von Mischbaustrukturen - Ergebnisse eines Vorhabens der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF), Bd. 391, Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB), 2014
- [123] DIN EN573-3: Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug – Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen. Berlin: Beuth-Verlag, 2019
- [124] Stopp, R.; Schaller, L.; Lamprecht, K.; Keupp, E.; Deinzer, G.: Warmblechumformung in der Automobil-Serienfertigung - Status, Trends und Potenziale. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2007
- [125] https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/PHS/usi-bor_ductibor (aufgerufen am 12.09.2021)
- [126] DIN EN10346: Kontinuierlich schmelztauchveredelte Flacherzeugnisse aus Stahl zum Kaltumformen – Technische Lieferbedingungen. Berlin: Beuth-Verlag, 2015
- [127] [https://www.bfs.de/DE/themen/opt/ir/einfuehrung/einfuehrung_node.html#:~:text=Infrarotstrahlung%20\(%20IR%20%2DStrahlung\)%20%2D,780%20Nanometer%20bis%201%20Millimeter](https://www.bfs.de/DE/themen/opt/ir/einfuehrung/einfuehrung_node.html#:~:text=Infrarotstrahlung%20(%20IR%20%2DStrahlung)%20%2D,780%20Nanometer%20bis%201%20Millimeter) (aufgerufen am 12.09.2021)
- [128] VDA239-300: Experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Walzprodukten. Bietigheim-Bissingen: Dokumentation Kraftfahrwesen, 2015

- [129] SEP1240: Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Feinblech aus Stahl für die CAE-Berechnung. Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 2006
- [130] DIN EN ISO6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Berlin: Beuth-Verlag, 2020
- [131] DIN EN ISO6506-1: Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Brinell – Teil 1: Prüfverfahren. Berlin: Beuth-Verlag, 2015
- [132] Busse, S.; Laue, H.; Lenk, V.; Ruther, M.: Fügevorrichtung. DE 10 2006 028 568 A1, 2007
- [133] DVS-EFB Merkblatt3480-1: Prüfung von Verbindungseigenschaften - Prüfung der Eigenschaften mechanisch und kombiniert mittels Kleben gefertigter Verbindungen. Düsseldorf: DVS-Verlag, 2007
- [134] Clough, R. W.: Original formulation of the finite element method. Finite Elements in Analysis and Design 7(1990)2, S. 89–101
- [135] Wiesenmayer, S.; März, R.; Merklein, M.: Numerical study on local short-term heat treatments for joining by forming of high-strength 7xxx aluminum. Production Engineering 17(2023)6, S. 829–845
- [136] <https://gleich.de/wp-content/uploads/2020/11/produktdatenblatten-aw-7075-aluminium-walzplatte.pdf> (aufgerufen am 06.01.2023)
- [137] Haufe, A., et al.: GISSMO – Material Modeling with a sophisticated Failure Criteria, LS-Dyna Developer Forum 2011, Stuttgart, 2011
- [138] Hockett, J. E.; Sherby, O. D.: Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 23(1975)2, S. 87–98
- [139] Swift, H. W.: Plastic instability under plane stress. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 1(1952)1, S. 1–18
- [140] Müller, M.; Vierzigmann, U.; Hörhold, R.; Meschut, G.; Merklein, M.: Development of a Testing Method for the Identification of Friction Coefficients for Numerical Modeling of the Shear-Clinching Process. Key Engineering Materials 639(2015), S. 469–476
- [141] Portevin, A.; Le Chatelier, F.: Sur un phénomène observé lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation. Comptes rendus de l'Académie des sciences, (1923)176, S. 507–510

- [142] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe: Studium, Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2008, 3., durchgesehene und korrigierte Auflage
- [143] Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Investigation of the joinability of the high-strength aluminum alloy AA7075 in shear-clinching processes. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications 236(2021)6, 146442072110679
- [144] Reuther, F.; Lieber, T.; Heidrich, J.; Kräusel, V.: Numerical Investigations on Thermal Forming Limit Testing with Local Inductive Heating for Hot Forming of AA7075. Materials 14(2021)8, 1882
- [145] Nicolas, M.; Deschamps, A.: Precipitate microstructures and resulting properties of Al-Zn-Mg metal inert gas-weld heat-affected zones. Metallurgical and Materials Transactions A 35(2004)5, S. 1437-1448
- [146] Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Shear-clinching of the high-strength aluminum alloy AA7075 with laser-assisted retrogression. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, (2022), 095440542211351
- [147] Viana, F.; Pinto, A.M.P.; Santos, H.M.C.; Lopes, A.B.: Retrogression and re-ageing of 7075 aluminium alloy: microstructural characterization. Journal of Materials Processing Technology 92-93(1999), S. 54-59
- [148] Gräf, M.; Hornbogen, E.: Observation of ductile intercrystalline fracture of an Al-Zn-Mg-alloy. Acta Metallurgica 25(1977)8, S. 883-889
- [149] Hornbogen, E.; Gräf, M.: Fracture toughness of precipitation hardened alloys containing narrow soft zones at grain boundaries. Acta Metallurgica 25(1977)8, S. 877-881
- [150] Pedersen, K. O.; Roven, H. J.; Lademo, O.-G.; Hopperstad, O. S.: Strength and ductility of aluminium alloy AA7030. Materials Science and Engineering: A 473(2008)1-2, S. 81-89
- [151] Jäckel, M.; Grimm, T.; Landgrebe, D.: Mechanisches Fügen 7000er Aluminiumlegierungen: EFB-Forschungsbericht, Bd. Nr. 487, Hannover: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V., 2018

- [152] Moon, C.; Thuillier, S.; Lee, J.; Lee, M.-G.: Mechanical properties of solution heat treated Al-Zn-Mg-Cu (7075) alloy under different cooling conditions: Analysis with full field measurement and finite element modeling. *Journal of Alloys and Compounds* 856(2021), 158180
- [153] DIN EN ISO 12996: Mechanisches Fügen - Zerstörende Prüfung von Verbindungen - Probenmaße und Prüfverfahren für die Scherzugprüfung von Einpunktproben. Berlin: Beuth-Verlag, 2013
- [154] Meyer, R. J.; Pietsch, E.: Beziehung zwischen Härte und Zugfestigkeit. In: Meyer, R. J.; Pietsch, E. (Hrsg.): Eisen, Springer Berlin Heidelberg, 1974, S. 130–144
- [155] Hörhold, R.; Müller, M.; Merklein, M.; Meschut, G.: Mechanical properties of an innovative shear-clinching technology for ultra-high-strength steel and aluminium in lightweight car body structures. *Welding in the World* 60(2016)3, S. 613–620
- [156] Maier, B.; Klingler, M.; Böhm, S.; Awiszus, B.: Influence of material damage during the forming process on the vibration fatigue behaviour of a clinched connection. *MATEC Web of Conferences* 190(2018), 12002
- [157] Järvinen, H.; Honkanen, M.; Järvenpää, M.; Peura, P.: Effect of paint baking treatment on the properties of press hardened boron steels. *Journal of Materials Processing Technology* 252(2018), S. 90–104
- [158] Ji, D.; Zhang, M.; Zhu, D.; Luo, S.; Li, L.: Influence of microstructure and pre-straining on the bake hardening response for ferrite-martensite dual-phase steels of different grades. *Materials Science and Engineering: A* 708(2017), S. 129–141
- [159] Bryant, J. D.: The effects of preaging treatments on aging kinetics and mechanical properties in AA6111 aluminum autobody sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A* 30(1999)8, S. 1999–2006
- [160] Elsen, P.; Hougardy, H. P.: On the mechanism of bake-hardening. *Steel Research* 64(1993)8-9, S. 431–436
- [161] Waterschoot, T.; De, A. K.; Vandeputte, S.; Cooman, B. C. de: Static strain aging phenomena in cold-rolled dual-phase steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 34(2003)13, S. 781–791

- [162] ROMETSCH, P. A.; ZHANG, Y.; KNIGHT, S.: Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys—Some recent developments. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 24(2014)7, S. 2003–2017
- [163] Detert, K.; Ständer, I.: Über die Ausheilung von thermisch erzeugten Leerstellen in Aluminium. *International Journal of Materials Research* 52(1961)10, S. 677–681
- [164] Waterloo, G.; Hansen, V.; Gjønnnes, J.; Skjervold, S. R.: Effect of pre-deformation and preaging at room temperature in Al–Zn–Mg–(Cu,Zr) alloys. *Materials Science and Engineering: A* 303(2001)1–2, S. 226–233
- [165] Kovács, I.; Lendvai, J.; Ungar, T.; Groma, G.; Lakner, J.: Mechanical properties of AlZnMg alloys. *Acta Metallurgica* 28(1980)12, S. 1621–1631
- [166] Embury, J. D.; Nicholson, R. B.: The nucleation of precipitates: The system Al–Zn–Mg. *Acta Metallurgica* 13(1965)4, S. 403–417
- [167] Lotz, S.; Scharifi, E.; Weidig, U.; Steinhoff, K.: Effect of Combined Forming and Aging Processes on the Mechanical Properties of the Precipitation-Hardenable High-Strength Aluminum Alloys AA6082 and AA7075. *Metals* 12(2022)8, S. 1250
- [168] Kolar, M.; Pedersen, K. O.; Gulbrandsen-Dahl, S.; Marthinsen, K.: Combined effect of deformation and artificial aging on mechanical properties of Al–Mg–Si Alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 22(2012)8, S. 1824–1830
- [169] Jung, S.-H.; Lee, J.; Kawasaki, M.: Effects of Pre-Strain on the Aging Behavior of Al 7075 Alloy for Hot-Stamping Capability. *Metals* 8(2018)2, S. 137
- [170] Danh, N. C.; Rajan, K.; Wallace, W.: A TEM study of microstructural changes during retrogression and reaging in 7075 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A* 14(1983)9, S. 1843–1850
- [171] Kilic, S.; Kacar, I.; Sahin, M.; Ozturk, F.; Erdem, O.: Effects of Aging Temperature, Time, and Pre-Strain on Mechanical Properties of AA7075. *Materials Research* 22(2019)5
- [172] Ungár, T.; Lendvai, J.; Kovács, I.; Groma, G.; Kovács-Csetényi, E.: The decomposition of the solid solution state in the temperature range 20 to 200° C in an Al–Zn–Mg alloy. *Journal of Materials Science* 14(1979)3, S. 671–679

- [173] Souza, S. H. de; Padilha, A. F.; Kliauga, A. M.: Softening Behavior During Annealing of Overaged and Cold-rolled Aluminum Alloy 7075. *Materials Research* 22(2019)3
- [174] Ivanoff, T. A.; Carter, J. T.; Hector, L. G.; Taleff, E. M.: Retrogression and Reaging Applied to Warm Forming of High-Strength Aluminum Alloy AA7075-T6 Sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A* 50(2019)3, S. 1545–1561
- [175] Inoue, H.; Sato, T.; Kojima, Y.; Takahashi, T.: The Temperature Limit for GP Zone Formation in an Al-Zn-Mg Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* 12(1981)8, S. 1429–1434

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Wiesenmayer, S.; Müller, M.; Dornberger, P.; Han, D.; Hörhold, R.; Meschut, G.; Merklein, M.: Numerical Investigation of the Tool Load in Joining by Forming of Dissimilar Materials Using Shear-Clinching Technology. *Key Engineering Materials* 767(2018), S. 397–404
- [P2] Han, D.; Hörhold, R.; Müller, M.; Wiesenmayer, S.; Merklein, M.; Meschut, G.: Shear-Clinching of Multi-Element Specimens of Aluminium Alloy and Ultra-High-Strength Steel. *Key Engineering Materials* 767(2018), S. 389–396
- [P3] Han, D.; Hörhold, R.; Wiesenmayer, S.; Merklein, M.; Meschut, G.: Investigation of the influence of tool-sided parameters on deformation and occurring tool loads in shear-clinching processes. *Procedia Manufacturing* 15(2018), S. 1346–1353
- [P4] Graser, M.; Wiesenmayer, S.; Müller, M.; Merklein, M.: Application of Tailor Heat Treated Blanks technology in a joining by forming process. *Journal of Materials Processing Technology* 264(2019), S. 259–272
- [P5] Wiesenmayer, S.; Han, D.; Meschut, G.; Merklein, M.: Investigation of the tool wear behaviour in shear-clinching processes during the running-in phase ESAFORM 2019: Proceedings of the 22nd International ESAFORM Conference on Material Forming, AIP Publishing, 2019, 50005
- [P6] Han, D.; Wiesenmayer, S.; Merklein, M.; Meschut, G.: Geometric and corrosive influences on load-bearing capacity of multi-element shear-clinching specimen ESAFORM 2019: Proceedings of the 22nd International ESAFORM Conference on Material Forming, AIP Publishing, 2019, 50001
- [P7] Wiesenmayer, S.; Han, D.; Müller, M.; Hörhold, R.; Meschut, G.; Merklein, M.: Fundamental mechanisms and their interactions in shear-clinching technology and investigation of the process

- robustness. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 50(2019)8, S. 987–1005
- [P8] Wiesenmayer, S.; Han, D.; Meschut, G.; Merklein, M.: Untersuchung der Werkzeugbeanspruchung und des Verschleißes beim Schneidclinchen. In: Stockinger, M. (Hrsg.): XXXVIII. Verformungskundliches Kolloquium, Montanuniversität Leoben, 2019, S. 63–68
- [P9] Wiesenmayer, S.; Graser, M.; Merklein, M.: Influence of the Material Combination on the Load-bearing Capacity of Shear-clinched Joints. In: Da Silva, L. F. M. (Hrsg.): 1st International Conference on Advanced Joining Processes AJP 2019, 2019
- [P10] Wiesenmayer, S.; Graser, M.; Merklein, M.: Influence of the properties of the joining partners on the load-bearing capacity of shear-clinched joints. *Journal of Materials Processing Technology*, (2020)283, 116696
- [P11] Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Influence of Tool Wear on the Load-Bearing Capacity of Shear-Clinched Joints. *Defect and Diffusion Forum* 404(2020), S. 3–10
- [P12] Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Potential of Shear-Clinching Technology for Joining of Three Sheets. *Journal of Advanced Joining Processes*, (2021)3, 100043
- [P13] Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Joinability of the High-strength Aluminium Alloy AA7075 in Shear-clinching Processes. In: Da Silva, L. F. M. (Hrsg.): 2nd International Conference on Advanced Joining Processes AJP 2021, Quântica Editora, Lda, 2021
- [P14] Zettl, B.; Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Investigation of the shear-clinching behavior of single- and multilayered AA6014 sheets produced via cyclic accumulative roll bonding. In: Da Silva, L. F. M. (Hrsg.): 2nd International Conference on Advanced Joining Processes AJP 2021, Quântica Editora, Lda, 2021

- [P15] Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Investigation of the joinability of the high-strength aluminum alloy AA7075 in shear-clinching processes. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications, (2021), 146442072110679
- [P16] Zettl, B.; Wiesenmayer, S.; Kraus, M.; Merklein, M.: Investigation of the joinability of single- and multi-layered AA6014 sheets produced by accumulative roll bonding in the shear-clinching process. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications 236(2022)6, S. 1258–1269
- [P17] Buffa, G.; Fratini, L.; La Commare, U.; Römisch, D.; Wiesenmayer, S.; Wituschek, S.; Merklein, M.: Joining by forming technologies: current solutions and future trends. International Journal of Material Forming 15(2022)3, S. 817
- [P18] Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Shear-clinching of the high-strength aluminum alloy AA7075 with laser-assisted short-term heat treatment. In: Da Silva, L. F. M. (Hrsg.): 1st International Conference on Engineering Manufacture 2022, Quântica Editora, Lda, 2022, S. 43
- [P19] Wiesenmayer, S.; Merklein, M.: Shear-clinching of the high-strength aluminum alloy AA7075 with laser-assisted retrogression. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture (2022), 095440542211351
- [P20] Wiesenmayer, S.; März, R.; Merklein, M.: Numerical study on local short-term heat treatments for joining by forming of high-strength 7xxx aluminum. Production Engineering 17(2023)6, S. 829–845

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten

- [S1] Dornberger, P.: Numerische Analyse der Werkzeugbeanspruchung beim umformtechnischen Fügen artungleicher Werkstoffe mittels Schneidclinchtechnologie. Erlangen, 2017
- [S2] Hohagen, H.: Numerische und experimentelle Untersuchung der Beanspruchung und des Einlaufverhaltens von Werkzeugaktivteilen beim Schneidclinchen. Erlangen, 2018
- [S3] Beneder, M.: Untersuchung zur numerischen Auslegung von Schneidclinchverbindungen. Erlangen, 2018
- [S4] Casna, A.: Analysis of the wear behaviour of active tool elements during the running-in phase in shear-clinching processes. Erlangen, 2018
- [S5] Schlichting, M.-L.: Untersuchung des werkstoffseitigen Einflusses der Fügepartner auf den Werkzeugverschleiß beim Schneidclinchen. Erlangen, 2019
- [S6] Reutelhuber, C.: Untersuchung werkzeugseitiger Einflüsse auf den Werkzeugverschleiß beim Schneidclinchen. Erlangen, 2019
- [S7] Hetzner, M.: Einfluss der Prozessführung bei der Kurzzeitwärmebehandlung mittels Laserstrahlung auf die mechanischen Eigenschaften von EN AW-7075. Erlangen, 2021
- [S8] Ngyuen, T.: Erweiterung der Prozessgrenzen beim Schneidclinchen der höchstfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 mittels Kurzzeitwärmebehandlung. Erlangen, 2021
- [S9] März, R.: Numerische Auslegung einer lokal begrenzten Kurzzeitwärmebehandlung zur Verbesserung der Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 im Schneidclinchprozess. Erlangen, 2022
- [S10] Rindl, M.: Verbesserung der Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 im Schneidclinchprozess mittels lokaler Kurzzeitwärmebehandlung. Erlangen, 2022
- [S11] Drummer, M.: Verbesserung der Fügbarkeit von EN AW-7075 T6 beim Clinchen mit Vorlochen mittels lokaler Kurzzeitwärmebehandlung. Erlangen, 2023

Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2024):
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, www.mb.fau.de/diss/

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308
FAU Studien aus dem Maschinenbau
ISSN 2625-9974
FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

FAPS	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
FMT	Lehrstuhl für Fertigungsmesstechnik
KTmfk	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LGT	Lehrstuhl für Gießereitechnik
LPT	Lehrstuhl für Photonische Technologien
REP	Lehrstuhl für Ressourcen- und Energieeffiziente Produktionsmaschinen

Band 1: Andreas Hemberger

Innovationspotentiale in der rechnerintegrierten Produktion durch wissensbasierte Systeme
FAPS, 208 Seiten, 107 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15234-2.

Band 2: Detlef Classe

Beitrag zur Steigerung der Flexibilität automatisierter Montagesysteme durch Sensorintegration und erweiterte Steuerungskonzepte
FAPS, 194 Seiten, 70 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15529-5.

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting

Projektierung von Montagesystemen
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter

Nutzungsgradsteigerung von Montagesystemen durch den Einsatz der Simulationstechnik
FAPS, 177 Seiten, 97 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15542-2.

Band 5: Shir-Kuan Lin

Aufbau von Modellen zur Lageregelung von Industrierobotern
FAPS, 168 Seiten, 46 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15546-5.

Band 6: Rudolf Nuss

Untersuchungen zur Bearbeitungsqualität im Fertigungssystem Laserstrahlschneiden
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15783-2.

Band 7: Wolfgang Scholz

Modell zur datenbankgestützten Planung automatisierter Montageanlagen
FAPS, 194 Seiten, 89 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15825-1.

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier

Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhaltens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15921-5.

Band 9: Rainer Eisele

Konzeption und Wirtschaftlichkeit von Planungssystemen in der Produktion
FAPS, 183 Seiten, 86 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16107-4.

Band 10: Rolf Pfeiffer

Technologisch orientierte Montageplanung am Beispiel der Schraubtechnik
FAPS, 216 Seiten, 102 Bilder, 16 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16161-9.

Band 11: Herbert Fischer

Verteilte Planungssysteme zur Flexibilitätssteigerung der rechnerintegrierten Teilefertigung
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam

CAD/CAP: Rechnergestützte Montagefeinplanung
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen

Pulvermetallurgische Verarbeitung eines übereutektoiden verschleißfesten Stahls
LFT, XIII u. 217 Seiten, 67 Bilder, 34 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16133-3.

Band 14: Stephan Biermann

Untersuchungen zur Anlagen- und Prozeßdiagnostik für das Schneiden mit CO₂-Hochleistungslasern
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16269-0.

Band 15: Uwe Geißler

Material- und Datenfluß in einer flexiblen Blechbearbeitungszelle
LFT, 124 Seiten, 41 Bilder, 7 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16358-1.

Band 16: Frank Oswald Hake

Entwicklung eines rechnergestützten Diagnosesystems für automatisierte Montagezellen
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel

Optimierung der Werkzeugbereitstellung durch rechnergestützte Arbeitsfolgenbestimmung
FAPS, 198 Seiten, 73 Bilder, 2 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16453-7.

Band 18: Josef Scheller

Modellierung und Einsatz von Softwaresystemen für rechnergeführte Montagezellen
FAPS, 198 Seiten, 65 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16454-5.

Band 19: Arnold vom Ende

Untersuchungen zum Biegeumformung mit elastischer Matrize
LFT, 166 Seiten, 55 Bilder, 13 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16493-6.

Band 20: Joachim Schmid

Beitrag zum automatisierten Bearbeiten von Keramikguß mit Industrierobotern
FAPS, XIV u. 176 Seiten, 111 Bilder, 6 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16560-6.

Band 21: Egon Sommer

Multiprozessorsteuerung für kooperierende Industrieroboter in Montagezellen
FAPS, 188 Seiten, 102 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-17062-6.

Band 22: Georg Geyer

Entwicklung problemspezifischer Verfahrensketten in der Montage
FAPS, 192 Seiten, 112 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16552-5.

Band 23: Rainer Flohr

Beitrag zur optimalen Verbindungstechnik in der Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 186 Seiten, 79 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16568-1.

Band 24: Alfons Rief

Untersuchungen zur Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden und -schweißen in der Rohkarosseriefertigung
LFT, VI u. 145 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16593-2.

Band 25: Christoph Thim

Rechnerunterstützte Optimierung von Materialflußstrukturen in der Elektronikmontage durch Simulation
FAPS, 188 Seiten, 74 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17118-5.

Band 26: Roland Müller

CO₂-Laserstrahlschneiden von kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17104-5.

Band 27: Günther Schäfer

Integrierte Informationsverarbeitung bei der Montageplanung
FAPS, 195 Seiten, 76 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17117-7.

Band 28: Martin Hoffmann

Entwicklung einer CAD/CAM-Prozesskette für die Herstellung von Blechbiegeteilen
LFT, 149 Seiten, 89 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17154-1.

Band 29: Peter Hoffmann

Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden und -schweißen: Prozeßführung und Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbearbeitung von Blechformteilen
LFT, 186 Seiten, 92 Bilder, 10 Tab. 1992. ISBN 3-446-17153-3.

Band 30: Olaf Schrödel

Flexible Werkstattsteuerung mit objektorientierten Softwarestrukturen
FAPS, 180 Seiten, 84 Bilder. 1992. ISBN 3-446-17242-4.

Band 31: Hubert Reinisch

Planungs- und Steuerungswerkzeuge zur impliziten Geräteprogrammierung in Roboterzellen
FAPS, XI u. 212 Seiten, 112 Bilder. 1992. ISBN 3-446-17380-3.

Band 32: Brigitte Bärnreuther

Ein Beitrag zur Bewertung des Kommunikationsverhaltens von Automatisierungsgeräten in flexiblen Produktionszellen
FAPS, XI u. 179 Seiten, 71 Bilder. 1992. ISBN 3-446-17451-6.

Band 33: Joachim Hutfless

Laserstrahlregelung und Optikdiagnostik in der Strahlführung einer CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993. ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel

Entwicklung und Einsatz eines Simulationsverfahrens für operative und strategische Probleme der Produktionsplanung und -steuerung
FAPS, XIV u. 170 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab. 1993. ISBN 3-446-17604-7.

Band 35: Bertram Ehmann

Operatives Fertigungscontrolling durch Optimierung auftragsbezogener Bearbeitungsabläufe in der Elektronikfertigung
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993. ISBN 3-446-17658-6.

Band 36: Harald Kolléra

Entwicklung eines benutzerorientierten Werkstattprogrammiersystems für das Laserstrahlschneiden
LFT, 129 Seiten, 66 Bilder, 1 Tab. 1993. ISBN 3-446-17719-1.

Band 37: Stephanie Abels

Modellierung und Optimierung von Montageanlagen in einem integrierten Simulationssystem
FAPS, 188 Seiten, 88 Bilder. 1993. ISBN 3-446-17731-0.

Band 38: Robert Schmidt-Heibel

Laserstrahlbohren durchflußbestimmender Durchgangslöcher
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993. ISBN 3-446-17778-7.

Band 39: Norbert Lutz

Oberflächenfeinbearbeitung keramischer Werkstoffe mit XeCl-Excimerlaserstrahlung
LFT, 187 Seiten, 98 Bilder, 29 Tab. 1994. ISBN 3-446-17970-4.

Band 40: Konrad Grampp

Rechnerunterstützung bei Test und Schulung an Steuerungssystemen von SMD-Bestücklinien
FAPS, 178 Seiten, 88 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18173-3.

Band 41: Martin Koch

Wissensbasierte Unterstützung der Angebotsbearbeitung in der Investitionsgüterindustrie
FAPS, 169 Seiten, 68 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18174-1.

Band 42: Armin Gropp

Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim Schneiden mit einem gepulsten Nd:YAG-Laser
LFT, 160 Seiten, 88 Bilder, 7 Tab. 1995. ISBN 3-446-18241-1.

Band 43: Werner Heckel

Optische 3D-Konturerfassung und on-line Biegewinkelmessung mit dem Lichtschnittverfahren
LFT, 149 Seiten, 43 Bilder, 11 Tab. 1995. ISBN 3-446-18243-8.

Band 44: Armin Rothhaupt

Modulares Planungssystem zur Optimierung der Elektronikfertigung
FAPS, 180 Seiten, 101 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18307-8.

Band 45: Bernd Zöllner

Adaptive Diagnose in der Elektronikproduktion
FAPS, 195 Seiten, 74 Bilder, 3 Tab. 1995. ISBN 3-446-18308-6.

Band 46: Bodo Vormann

Beitrag zur automatisierten Handhabungsplanung komplexer Blechbiegeteile
LFT, 126 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 1995. ISBN 3-446-18345-0.

Band 47: Peter Schnepf

Zielkostenorientierte Montageplanung
FAPS, 144 Seiten, 75 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18397-3.

Band 48: Rainer Klotzbücher

Konzept zur rechnerintegrierten Materialversorgung in flexiblen Fertigungssystemen
FAPS, 156 Seiten, 62 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18412-0.

Band 49: Wolfgang Greska

Wissensbasierte Analyse und Klassifizierung von Blechteilen
LFT, 144 Seiten, 96 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18462-7.

Band 50: Jörg Franke

Integrierte Entwicklung neuer Produkt- und Produktionstechnologien für räumliche spritzgegossene Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 196 Seiten, 86 Bilder, 4 Tab. 1995. ISBN 3-446-18448-1.

Band 51: Franz-Josef Zeller

Sensorplanung und schnelle Sensorregelung für Industrieroboter
FAPS, 190 Seiten, 102 Bilder, 9 Tab. 1995. ISBN 3-446-18601-8.

Band 52: Michael Solvie

Zeitbehandlung und Multimedia-Unterstützung in Feldkommunikationssystemen
FAPS, 200 Seiten, 87 Bilder, 35 Tab. 1996. ISBN 3-446-18607-7.

Band 53: Robert Hopperditzel

Reengineering in der Elektro- und Elektronikindustrie
FAPS, 180 Seiten, 109 Bilder, 1 Tab. 1996. ISBN 3-87525-070-2.

Band 54: Thomas Rebhahn
Beitrag zur Mikromaterialbearbeitung mit Excimerlasern - Systemkomponenten und Verfahrensoptimierungen
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 10 Tab.
1996. ISBN 3-87525-075-3.

Band 55: Henning Hanebuth
Laserstrahlhartlöten mit Zweistrahltechnik
LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab.
1996. ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr
Steuerung und Sensordatenintegration für flexible Fertigungszellen mitkooperierenden Robotern
FAPS, 188 Seiten, 116 Bilder, 3 Tab.
1996. ISBN 3-87525-076-1.

Band 57: Stefan Holzer
Berührungslose Formgebung mit Laserstrahlung
LFT, 162 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab.
1996. ISBN 3-87525-079-6.

Band 58: Markus Schultz
Fertigungsqualität beim 3D-Laserstrahlschweißen von Blechformteilen
LFT, 165 Seiten, 88 Bilder, 9 Tab.
1997. ISBN 3-87525-080-X.

Band 59: Thomas Krebs
Integration elektromechanischer CA-Anwendungen über einem STEP-Produktmodell
FAPS, 198 Seiten, 58 Bilder, 8 Tab.
1997. ISBN 3-87525-081-8.

Band 60: Jürgen Sturm
Prozeßintegrierte Qualitätssicherung in der Elektronikproduktion
FAPS, 167 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab.
1997. ISBN 3-87525-082-6.

Band 61: Andreas Brand
Prozesse und Systeme zur Bestückung räumlicher elektronischer Baugruppen (3D-MID)
FAPS, 182 Seiten, 100 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-087-7.

Band 62: Michael Kauf
Regelung der Laserstrahlleistung und der Fokusparameter einer CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab.
1997. ISBN 3-87525-083-4.

Band 63: Peter Steinwasser
Modulares Informationsmanagement in der integrierten Produkt- und Prozeßplanung
FAPS, 190 Seiten, 87 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-084-2.

Band 64: Georg Liedl
Integriertes Automatisierungskonzept für den flexiblen Materialfluß in der Elektronikproduktion
FAPS, 196 Seiten, 96 Bilder, 3 Tab.
1997. ISBN 3-87525-086-9.

Band 65: Andreas Otto
Transiente Prozesse beim Laserstrahlschweißen
LFT, 132 Seiten, 62 Bilder, 1 Tab.
1997. ISBN 3-87525-089-3.

Band 66: Wolfgang Blöchl
Erweiterte Informationsbereitstellung an offenen CNC-Steuerungen zur Prozeß- und Programmoptimierung
FAPS, 168 Seiten, 96 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-091-5.

Band 67: Klaus-Uwe Wolf
Verbesserte Prozeßführung und Prozeßplanung zur Leistungs- und Qualitätssteigerung beim Spulnwickeln
FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-092-3.

Band 68: Frank Backes
Technologieorientierte Bahnplanung für die 3D-Laserstrahlbearbeitung
LFT, 138 Seiten, 71 Bilder, 2 Tab.
1997. ISBN 3-87525-093-1.

Band 69: Jürgen Kraus
Laserstrahlumformen von Profilen
LFT, 137 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab.
1997. ISBN 3-87525-094-X.

Band 70: Norbert Neubauer
Adaptive Strahlführungen für CO₂-Laseranlagen
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab.
1997. ISBN 3-87525-095-8.

Band 71: Michael Steber
Prozeßoptimierter Betrieb flexibler Schraubstationen in der automatisierten Montage
FAPS, 168 Seiten, 78 Bilder, 3 Tab.
1997. ISBN 3-87525-096-6.

Band 72: Markus Pfestorf
Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen in der Umformtechnik
LFT, 162 Seiten, 84 Bilder, 15 Tab.
1997. ISBN 3-87525-097-4.

Band 73: Volker Franke
Integrierte Planung und Konstruktion von Werkzeugen für die Biegebearbeitung
LFT, 143 Seiten, 81 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-098-2.

Band 74: Herbert Scheller
Automatisierte Demontagesysteme und recyclinggerechte Produktgestaltung elektronischer Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 104 Bilder, 17 Tab. 1998. ISBN 3-87525-099-0.

Band 75: Arthur Meßner
Kaltmassivumformung metallischer Kleinstteile - Werkstoffverhalten, Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung
LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab.
1998. ISBN 3-87525-100-8.

Band 76: Mathias Glasmacher
Prozeß- und Systemtechnik zum Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 184 Seiten, 104 Bilder, 12 Tab.
1998. ISBN 3-87525-101-6.

Band 77: Michael Schwind
Zerstörungsfreie Ermittlung mechanischer Eigenschaften von Feinblechen mit dem Wirbelstromverfahren
LFT, 124 Seiten, 68 Bilder, 8 Tab.
1998. ISBN 3-87525-102-4.

Band 78: Manfred Gerhard
Qualitätssteigerung in der Elektronikproduktion durch Optimierung der Prozeßführung beim Löten komplexer Baugruppen
FAPS, 179 Seiten, 113 Bilder, 7 Tab.
1998. ISBN 3-87525-103-2.

Band 79: Elke Rauh
Methodische Einbindung der Simulation in die betrieblichen Planungs- und Entscheidungsabläufe
FAPS, 192 Seiten, 114 Bilder, 4 Tab.
1998. ISBN 3-87525-104-0.

Band 80: Sorin Niederkorn

Mefseinrichtung zur Untersuchung der Wirkflächenreibung bei umformtechnischen Prozessen
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab.
1998. ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schubert

Regelung der Fokuslage beim Schweißen mit CO₂-Hochleistungslasern unter Einsatz von adaptiven Optiken
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab.
1998. ISBN 3-87525-106-7.

Band 82: Armando Walter Colombo

Development and Implementation of Hierarchical Control Structures of Flexible Production Systems Using High Level Petri Nets
FAPS, 216 Seiten, 86 Bilder. 1998. ISBN 3-87525-109-1.

Band 83: Otto Meedt

Effizienzsteigerung bei Demontage und Recycling durch flexible Demontagetechnologien und optimierte Produktgestaltung
FAPS, 186 Seiten, 103 Bilder. 1998. ISBN 3-87525-108-3.

Band 84: Knuth Götz

Modelle und effiziente Modellbildung zur Qualitätssicherung in der Elektronikproduktion
FAPS, 212 Seiten, 129 Bilder, 24 Tab. 1998. ISBN 3-87525-112-1.

Band 85: Ralf Luchs

Einsatzmöglichkeiten leitender Klebstoffe zur zuverlässigen Kontaktierung elektronischer Bauelemente in der SMT
FAPS, 176 Seiten, 126 Bilder, 30 Tab. 1998. ISBN 3-87525-113-7.

Band 86: Frank Pöhlau

Entscheidungsgrundlagen zur Einführung räumlicher spritzgeossener Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 144 Seiten, 99 Bilder. 1999. ISBN 3-87525-114-8.

Band 87: Roland T. A. Kals

Fundamentals on the miniaturization of sheet metal working processes
LFT, 128 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab.
1999. ISBN 3-87525-115-6.

Band 88: Gerhard Luhn

Implizites Wissen und technisches Handeln am Beispiel der Elektronikproduktion
FAPS, 252 Seiten, 61 Bilder, 1 Tab.
1999. ISBN 3-87525-116-4.

Band 89: Axel Sprenger

Adaptives Streckbiegen von Aluminium-Strangpreßprofilen
LFT, 114 Seiten, 63 Bilder, 4 Tab.
1999. ISBN 3-87525-117-2.

Band 90: Hans-Jörg Pucher

Untersuchungen zur Prozeßfolge Umformen, Bestücken und Laserstrahllöten von Mikrokontakten
LFT, 158 Seiten, 69 Bilder, 9 Tab.
1999. ISBN 3-87525-119-9.

Band 91: Horst Arnet

Profilbiegen mit kinematischer Gestalterzeugung
LFT, 128 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab.
1999. ISBN 3-87525-120-2.

Band 92: Doris Schubart

Prozeßmodellierung und Technologieentwicklung beim Abtragen mit CO₂-Laserstrahlung
LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab.
1999. ISBN 3-87525-122-9.

Band 93: Adrianus L. P.

Coremans
Laserstrahlsintern von Metallpulver - Prozeßmodellierung, Systemtechnik, Eigenschaften laserstrahlgesinterter Metallkörper
LFT, 184 Seiten, 108 Bilder, 12 Tab.
1999. ISBN 3-87525-124-5.

Band 94: Hans-Martin Biehler

Optimierungskonzepte für Qualitätsdatenverarbeitung und Informationsbereitstellung in der Elektronikfertigung
FAPS, 194 Seiten, 105 Bilder. 1999. ISBN 3-87525-126-1.

Band 95: Wolfgang Becker

Oberflächenausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter Hochleistungskeramiken
LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab.
1999. ISBN 3-87525-127-X.

Band 96: Philipp Hein

Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren: Modellierung, Prozeßauslegung und Prozeßführung
LFT, 129 Seiten, 57 Bilder, 7 Tab.
1999. ISBN 3-87525-128-8.

Band 97: Gunter Beitinger

Herstellungs- und Prüfverfahren für thermoplastische Schaltungsträger
FAPS, 169 Seiten, 92 Bilder, 20 Tab.
1999. ISBN 3-87525-129-6.

Band 98: Jürgen Knoblach

Beitrag zur rechnerunterstützten verursachungsgerechten Angebotskalkulation von Blechteilen mit Hilfe wissensbasierter Methoden
LFT, 155 Seiten, 53 Bilder, 26 Tab.
1999. ISBN 3-87525-130-X.

Band 99: Frank Breitenbach

Bildverarbeitungssystem zur Erfassung der Anschlußgeometrie elektronischer SMT-Bauelemente
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab.
2000. ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk

Simulationsbasierte Lebensdauer vorhersage für Werkzeuge der Kaltmassivumformung
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab.
2000. ISBN 3-87525-136-9.

Band 101: Wolfgang Schlögl

Integriertes Simulationsdaten-Management für Maschinenentwicklung und Anlagenplanung
FAPS, 169 Seiten, 101 Bilder, 20 Tab. 2000. ISBN 3-87525-137-7.

Band 102: Christian Hinsel

Ermüdungsbruchversagen hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle in der Kaltmassivumformung
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab.
2000. ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert

Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000. ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer
Modulares Planungswerkzeug zum Produktionsmanagement in der Elektronikproduktion
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-139-3.

Band 105: Thomas Hennige
Flexible Formgebung von Blechen durch Laserstrahlumformen
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel
Wissensbasierte Methoden für die rechnergestützte Charakterisierung und Bewertung innovativer Fertigungsprozesse
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel
Kommunikationstechnische Integration der Prozeßebene in Produktionssysteme durch Middleware-Frameworks
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter
Verfügbarkeitssteigerung von Werkzeugmaschinen durch Einsatz mechatronischer Sensorlösungen
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001. ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli
Integration lokaler CAP-Systeme in einen globalen Fertigungsdatenverbund
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001. ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller
Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern - Prozeßparameter und Modelle zur Aktorkonstruktion
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001. ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer
Integrierte Telediagnose via Internet zum effizienten Service von Produktionssystemen
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein
Qualitäts- und kosteneffiziente Integration neuer Bauelementetechnologien in die Flachbaugruppenfertigung
FAPS, 161 Seiten, 99 Bilder, 10 Tab. 2001. ISBN 3-87525-151-2.

Band 113: Marcus Reichenberger
Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten alternativer Elektroniklote in der Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 165 Seiten, 97 Bilder, 18 Tab. 2001. ISBN 3-87525-152-0.

Band 114: Alexander Huber
Justieren vormontierter Systeme mit dem Nd:YAG-Laser unter Einsatz von Aktoren
LFT, 122 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-153-9.

Band 115: Sami Krimi
Analyse und Optimierung von Montagesystemen in der Elektronikproduktion
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 3 Tab. 2001. ISBN 3-87525-157-1.

Band 116: Marion Merklein
Laserstrahlumformen von Aluminiumwerkstoffen - Beeinflussung der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften
LFT, 122 Seiten, 65 Bilder, 15 Tab. 2001. ISBN 3-87525-156-3.

Band 117: Thomas Collisi
Ein informationslogistisches Architekturkonzept zur Akquisition simulationsrelevanter Daten
FAPS, 181 Seiten, 105 Bilder, 7 Tab. 2002. ISBN 3-87525-164-4.

Band 118: Markus Koch
Rationalisierung und ergonomische Optimierung im Innenausbau durch den Einsatz moderner Automatisierungstechnik
FAPS, 176 Seiten, 98 Bilder, 9 Tab. 2002. ISBN 3-87525-165-2.

Band 119: Michael Schmidt
Prozeßregelung für das Laserstrahl-Punktschweißen in der Elektronikproduktion
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002. ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler
Grundlegende Untersuchungen zum Fließpressen metallischer Kleinstteile
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002. ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche
Methoden zur technologieorientierten Programmierung für die 3D-Lasermikrobearbeitung
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002. ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel
Prozeßkontrolle beim Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002. ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel
Prozeßkontrolle und -steuerung beim Laserstrahlschweißen mit den Methoden der nichtlinearen Dynamik
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002. ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd Eßer
Laserstrahlunterstützte Erzeugung metallischer Leiterstrukturen auf Thermoplastsubstraten für die MID-Technik
LFT, 148 Seiten, 60 Bilder, 6 Tab. 2002. ISBN 3-87525-171-7.

Band 125: Marc Fleckenstein
Qualität laserstrahl-gefügter Mikroverbindungen elektronischer Kontakte
LFT, 159 Seiten, 77 Bilder, 7 Tab. 2002. ISBN 3-87525-170-9.

Band 126: Stefan Kaufmann
Grundlegende Untersuchungen zum Nd:YAG- Laserstrahlfügen von Silizium für Komponenten der Optoelektronik
LFT, 159 Seiten, 100 Bilder, 6 Tab. 2002. ISBN 3-87525-172-5.

Band 127: Thomas Fröhlich
Simultanes Löten von Anschlußkontakten elektronischer Bauelemente mit Diodenlaserstrahlung
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002. ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann

Erweiterung der Formgebungsgrenzen beim Umformen von Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz prozessangepasster Platinen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab.
2002. ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch

3 - D MID Technologie in der Automobilelektronik
FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab.
2002. ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl

Fertigungsqualität und Umformbarkeit laserstrahlgeschweißter Formplatinen aus Aluminiumlegierungen
LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab.
2002. ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk

Entwicklung eines konfigurierbaren Steuerungssystems für die flexible Sensorführung von Industrierobotern
FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab.
2002. ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Nегendanck

Neue Sensorik und Aktorik für Bearbeitungsköpfe zum Laserstrahlschweißen
LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab.
2002. ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis

Integrierte Fertigung - Verfahrensintegration durch Innenhochdruck-Umformen, Trennen und Laserstrahlschweißen in einem Werkzeug sowie ihre tele- und multimediale Präsentation
LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab.
2002. ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner

Technische Umsetzung produktbezogener Instrumente der Umweltpolitik bei Elektro- und Elektronikgeräten
FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab.
2002. ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier

Strategien für einen produktorientierten Einsatz räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.
2002. ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich

Kostensimulation - Simulationsbasierte Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer Produktionssysteme
FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab.
2002. ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny

Innenhochdruck-Umformen von Blechen aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei erhöhter Temperatur
LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab.
2002. ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha

Flexible Montageautomatisierung zur Komplettmontage flächenhafter Produktstrukturen durch kooperierende Industrieroboter
FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab.
2003. ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth

Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und Verbindungstechnik für mechatronische Baugruppen
FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab.
2003. ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph

Durchgängige simulationsgestützte Planung von Fertigungseinrichtungen der Elektronikproduktion
FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab.
2003. ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah

Simulationsbasierte Bestimmung der zu erwartenden Maßhaltigkeit für das Blechbiegen
LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab.
2003. ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein

Scherschneiden und Biegen metallischer Kleinstteile - Materialeinfluss und Materialverhalten
LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab.
2003. ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff

Excimerlaserstrahlbiegen dünner metallischer Folien mit homogener Lichtlinie
LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab.
2003. ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach

Rechnergestützte Anpassung von Laserstrahlschneidbahnen an Bauteilabweichungen
LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab.
2004. ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl

System- und Prozesstechnik für das simultane Löten mit Diodenlaserstrahlung von elektronischen Bauelementen
LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab.
2004. ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker

Tribologische Eigenschaften keramischer Blechumformwerkzeuge - Einfluss einer Oberflächenendbearbeitung mittels Excimerlaserstrahlung
LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab.
2004. ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger

Prozessoptimierung in der Wickeltechnik durch innovative maschinenbauliche und regelungstechnische Ansätze
FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab.
2004. ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama

Effizienzsteigerung in der Montage durch marktorientierte Montagestrukturen und erweiterte Mitarbeiterkompetenz
FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab.
2004. ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm

Laserstrahljustieren mittels Aktoren - Entwicklung von Konzepten und Methoden für die rechnerunterstützte Modellierung und Optimierung von komplexen Aktorsystemen in der Mikrotechnik
LFT, 122 Seiten, 51 Bilder, 9 Tab.
2004. ISBN 3-87525-206-3.

Band 150: Martino Celeghini
Wirkmedienbasierte Blechumformung: Grundlagenuntersuchungen zum Einfluss von Werkstoff und Bauteilgeometrie
LFT, 146 Seiten, 77 Bilder, 6 Tab.
2004. ISBN 3-87525-207-1.

Band 151: Ralph Hohenstein
Entwurf hochdynamischer Sensor- und Regelsysteme für die adaptive Laserbearbeitung
LFT, 282 Seiten, 63 Bilder, 16 Tab.
2004. ISBN 3-87525-210-1.

Band 152: Angelika Hutterer
Entwicklung prozessüberwachender Regelkreise für flexible Formgebungsprozesse
LFT, 149 Seiten, 57 Bilder, 2 Tab.
2005. ISBN 3-87525-212-8.

Band 153: Emil Egerer
Massivumformen metallischer Kleinstteile bei erhöhter Prozesstemperatur
LFT, 158 Seiten, 87 Bilder, 10 Tab.
2005. ISBN 3-87525-213-6.

Band 154: Rüdiger Holzmann
Strategien zur nachhaltigen Optimierung von Qualität und Zuverlässigkeit in der Fertigung hochintegrierter Flachbaugruppen
FAPS, 186 Seiten, 99 Bilder, 19 Tab.
2005. ISBN 3-87525-217-9.

Band 155: Marco Nock
Biegeumformen mit Elastomerwerkzeugen Modellierung, Prozessauslegung und Abgrenzung des Verfahrens am Beispiel des Rohrbiegens
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 13 Tab.
2005. ISBN 3-87525-218-7.

Band 156: Frank Niebling
Qualifizierung einer Prozesskette zum Laserstrahlsintern metallischer Bauteile
LFT, 148 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-219-5.

Band 157: Markus Meiler
Großserientauglichkeit trocken-schmierstoffbeschichteter Aluminiumbleche im Presswerk Grundlegende Untersuchungen zur Triologie, zum Umformverhalten und Bauteilversuche
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab.
2005. ISBN 3-87525-221-7.

Band 158: Agus Sutanto
Solution Approaches for Planning of Assembly Systems in Three-Dimensional Virtual Environments
FAPS, 169 Seiten, 98 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-220-9.

Band 159: Matthias Boiger
Hochleistungssysteme für die Fertigung elektronischer Baugruppen auf der Basis flexibler Schaltungsträger
FAPS, 175 Seiten, 111 Bilder, 8 Tab.
2005. ISBN 3-87525-222-5.

Band 160: Matthias Pitz
Laserunterstütztes Biegen höchstfester Mehrphasenstähle
LFT, 120 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab.
2005. ISBN 3-87525-223-3.

Band 161: Meik Vahl
Beitrag zur gezielten Beeinflussung des Werkstoffflusses beim Innenhochdruck-Umformen von Blechen
LFT, 165 Seiten, 94 Bilder, 15 Tab.
2005. ISBN 3-87525-224-1.

Band 162: Peter K. Kraus
Plattformstrategien - Realisierung einer varianz- und kostenoptimierten Wertschöpfung
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 0 Tab.
2005. ISBN 3-87525-226-8.

Band 163: Adrienn Cser
Laserstrahlschmelzabtrag - Prozessanalyse und -modellierung
LFT, 146 Seiten, 79 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-227-6.

Band 164: Markus C. Hahn
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung von Leichtbauverbundstrukturen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab.
2005. ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimierung von Vorschubachsen
FAPS, 146 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab.
2005. ISBN 3-87525-230-6.

Band 166: Markus Stark
Auslegung und Fertigung hochpräziser Faser-Kollimator-Arrays
LFT, 158 Seiten, 115 Bilder, 11 Tab.
2005. ISBN 3-87525-231-4.

Band 167: Yurong Zhou
Kollaboratives Engineering Management in der integrierten virtuellen Entwicklung der Anlagen für die Elektronikproduktion
FAPS, 156 Seiten, 84 Bilder, 6 Tab.
2005. ISBN 3-87525-232-2.

Band 168: Werner Enser
Neue Formen permanenter und lösbarer elektrischer Kontaktierungen für mechatronische Baugruppen
FAPS, 190 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab.
2005. ISBN 3-87525-233-0.

Band 169: Katrin Melzer
Integrierte Produktpolitik bei elektrischen und elektronischen Geräten zur Optimierung des Product-Life-Cycle
FAPS, 155 Seiten, 91 Bilder, 17 Tab.
2005. ISBN 3-87525-234-9.

Band 170: Alexander Putz
Grundlegende Untersuchungen zur Erfassung der realen Vorspannung von armierten Kaltfließpresswerkzeugen mittels Ultraschall
LFT, 137 Seiten, 71 Bilder, 15 Tab.
2006. ISBN 3-87525-237-3.

Band 171: Martin Prechtel
Automatisiertes Schichtverfahren für metallische Folien - System- und Prozesstechnik
LFT, 154 Seiten, 45 Bilder, 7 Tab.
2006. ISBN 3-87525-238-1.

Band 172: Markus Meidert
Beitrag zur deterministischen Lebensdauerabschätzung von Werkzeugen der Kaltmassivumformung
LFT, 131 Seiten, 78 Bilder, 9 Tab.
2006. ISBN 3-87525-239-X.

Band 173: Bernd Müller
Robuste, automatisierte Montagesysteme durch adaptive Prozessführung und montageübergreifende Fehlerprävention am Beispiel flächiger Leichtbauteile
FAPS, 147 Seiten, 77 Bilder, 0 Tab.
2006. ISBN 3-87525-240-3.

Band 174: Alexander Hofmann
Hybrides Laserdurchstrahlschweißen von Kunststoffen
LFT, 136 Seiten, 72 Bilder, 4 Tab.
2006. ISBN 978-3-87525-243-9.

Band 175: Peter Wölflick

Innovative Substrate und Prozesse mit feinsten Strukturen für blei-freie Mechatronik-Anwendungen
FAPS, 177 Seiten, 148 Bilder, 24 Tab. 2006.

ISBN 978-3-87525-246-0.

Band 176: Attila Komlodi

Detection and Prevention of Hot Cracks during Laser Welding of Aluminium Alloys Using Advanced Simulation Methods

LFT, 155 Seiten, 89 Bilder, 14 Tab. 2006. ISBN 978-3-87525-248-4.

Band 177: Uwe Popp

Grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahlstrukturieren von Kaltmassivumformwerkzeugen
LFT, 140 Seiten, 67 Bilder, 16 Tab. 2006. ISBN 978-3-87525-249-1.

Band 178: Veit Rückel

Rechnergestützte Ablaufplanung und Bahngenerierung Für kooperierende Industrieroboter
FAPS, 148 Seiten, 75 Bilder, 7 Tab. 2006. ISBN 978-3-87525-250-7.

Band 179: Manfred Dirscherl

Nicht-thermische Mikrojustier-technik mittels ultrakurzer Laserpulse

LFT, 154 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-251-4.

Band 180: Yong Zhuo

Entwurf eines rechnergestützten integrierten Systems für Konstruktion und Fertigungsplanung räumlicher spritzgegossener Schal-tungsträger (3D-MID)

FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-253-8.

Band 181: Stefan Lang

Durchgängige Mitarbeiterinforma-tion zur Steigerung von Effizienz und Prozesssicherheit in der Pro-duktion

FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-257-6.

Band 182: Hans-Joachim Krauß

Laserstrahlinduzierte Pyrolyse prä-keramischer Polymere

LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-258-3.

Band 183: Stefan Junker

Technologien und Systemlösungen für die flexibel automatisierte Be-stückung permanent erregter Läu-fer mit oberflächenmontierten Dauermagneten

FAPS, 173 Seiten, 75 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-259-0.

Band 184: Rainer Kohlbauer

Wissensbasierte Methoden für die simulationsgestützte Auslegung wirkmedienbasierter Blechum-formprozesse

LFT, 135 Seiten, 50 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-260-6.

Band 185: Klaus Lamprecht

Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßge-schneiderter Halbzeuge

LFT, 135 Seiten, 81 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-265-1.

Band 186: Bernd Zolleiß

Optimierte Prozesse und Systeme für die Bestückung mechatroni-scherBaugruppen

FAPS, 180 Seiten, 117 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-266-8.

Band 187: Michael Kerausch

Simulationsgestützte Prozessausle-gung für das Umformen lokal wär-mebehandelter Aluminiumplatin-en

LFT, 146 Seiten, 76 Bilder, 7 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-267-5.

Band 188: Matthias Weber

Unterstützung der Wandlungsfä-higkeit von Produktionsanlagen durch innovative Softwaresysteme
FAPS, 183 Seiten, 122 Bilder, 3 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-269-9.

Band 189: Thomas Frick

Untersuchung der prozessbestim-menden Strahl-Stoff-Wechselwir-kungen beim Laserstrahlschwei-ßen von Kunststoffen

LFT, 104 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-268-2.

Band 190: Joachim Hecht

Werkstoffcharakterisierung und Prozessauslegung für die wirk-medienbasierte Doppelblech-Um-formung von Magnesiumlegierun-gen

LFT, 107 Seiten, 91 Bilder, 2 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-270-5.

Band 191: Ralf Völkl

Stochastische Simulation zur Werkzeuglebensdaueroptimierung und Präzisionsfertigung in der Kaltmassivumformung

LFT, 178 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-272-9.

Band 192: Massimo Tolazzi

Innenhochdruck-Umformen ver-stärkter Blech-Rahmenstrukturen
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-273-6.

Band 193: Cornelia Hoff

Untersuchung der Prozesseinfluss-größen beim Presshärten des höchstfesten Vergütungsstahls 22MnB5

LFT, 133 Seiten, 92 Bilder, 5 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-275-0.

Band 194: Christian Alvarez

Simulationsgestützte Methoden zur effizienten Gestaltung von Löt-prozessen in der Elektronikpro-duktion

FAPS, 149 Seiten, 86 Bilder, 8 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-277-4.

Band 195: Andreas Kunze

Automatisierte Montage von mak-romechatronischen Modulen zur flexiblen Integration in hybride Pkw-Bordnetzsysteme

FAPS, 160 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2008.

ISBN 978-3-87525-278-1.

Band 196: Wolfgang Hußnätter

Grundlegende Untersuchungen zur experimentellen Ermittlung und zur Modellierung von Fließ-ortkurven bei erhöhten Tempera-turen

LFT, 152 Seiten, 73 Bilder, 21 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-279-8.

Band 197: Thomas Bigl

Entwicklung, angepasste Herstellungsverfahren und erweiterte Qualitätssicherung von einsatzgerechten elektronischen Baugruppen
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab.
2008.
ISBN 978-3-87525-280-4.

Band 198: Stephan Roth

Grundlegende Untersuchungen zum Excimerlaserstrahl-Abtragen unter Flüssigkeitsfilmen
LFT, 113 Seiten, 47 Bilder, 14 Tab.
2008. ISBN 978-3-87525-281-1.

Band 199: Artur Giera

Prozesstechnische Untersuchungen zum Rührreißschweißen metallischer Werkstoffe
LFT, 179 Seiten, 104 Bilder, 36 Tab.
2008. ISBN 978-3-87525-282-8.

Band 200: Jürgen Lechler

Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 154 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-286-6.

Band 201: Andreas Blankl

Untersuchungen zur Erhöhung der Prozessrobustheit bei der Innenhochdruck-Umformung von flächigen Halbzeugen mit vor- bzw. nachgeschalteten Laserstrahlfügeoperationen
LFT, 120 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-287-3.

Band 202: Andreas Schaller

Modellierung eines nachfrageorientierten Produktionskonzeptes für mobile Telekommunikationsgeräte
FAPS, 120 Seiten, 79 Bilder, 0 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-289-7.

Band 203: Claudius Schimpf

Optimierung von Zuverlässigkeitsuntersuchungen, Prüfabläufen und Nacharbeitsprozessen in der Elektronikproduktion
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab.
2009.
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich

Sensoriken zur Schwerpunktslagebestimmung der optischen Prozessmissionen beim Laserstrahlfließschweißen
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf

Entwicklung eines agentenbasierten Steuerungssystems zur Materialflussorganisation im wandelbaren Produktionsumfeld
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder.
2009. ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster

Laserdurchstrahlschweißen transparenter Polymerbauteile
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-294-1.

Band 207: Stephan Manuel Dörfler

Rührreißschweißen von walzplattiertem Halbzeug und Aluminiumblech zur Herstellung flächiger Aluminiumschaum-Sandwich-Verbundstrukturen
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt

Seriennahe Auslegung von Aluminium Tailored Heat Treated Blanks
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann

Qualitative und quantitative Bewertung der Crashtauglichkeit von höchstfesten Stählen
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl

Größeneffekte bei Biegeprozessen-Entwicklung einer Methodik zur Identifikation und Quantifizierung
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud

Effiziente Prozesskettenauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter und geschweißter Aluminiumbleche
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann

Prozesssicherung beim Laserdurchstrahlschweißen thermoplastischer Kunststoffe
LPT, 129 Seiten, 74 Bilder, 13 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-305-4.

Band 213: Stephan Weidel

Grundlegende Untersuchungen zum Kontaktzustand zwischen Werkstück und Werkzeug bei umformtechnischen Prozessen unter tribologischen Gesichtspunkten
LFT, 144 Seiten, 67 Bilder, 11 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-307-8.

Band 214: Stefan Geißdörfer

Entwicklung eines mesoskopischen Modells zur Abbildung von Größeneffekten in der Kaltmassivumformung mit Methoden der FE-Simulation
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner

Konzeption produktspezifischer Lösungen zur Robustheitssteigerung elektronischer Systeme gegen die Einwirkung von Betaung im Automobil
FAPS, 165 Seiten, 93 Bilder, 14 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-309-2.

Band 216: Florian Schüßler

Verbindungs- und Systemtechnik für thermisch hochbeanspruchte und miniaturisierte elektronische Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 93 Bilder, 18 Tab.
2010.
ISBN 978-3-87525-310-8.

Band 217: Massimo Cojutti

Strategien zur Erweiterung der Prozessgrenzen bei der Innenhochdruck-Umformung von Rohren und Blechpaaren
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke

Mehrkriterielle Optimierung komplexer Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren
LFT, 152 Seiten, 25 Bilder, 3 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-315-3.

- Band 219: Andreas Dobroschke**
Flexible Automatisierungslösungen für die Fertigung wickeltechnischer Produkte
FAPS, 184 Seiten, 109 Bilder, 18 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-317-7.
- Band 220: Azhar Zam**
Optical Tissue Differentiation for Sensor-Controlled Tissue-Specific Laser Surgery
LPT, 99 Seiten, 45 Bilder, 8 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-318-4.
- Band 221: Michael Rösch**
Potenziale und Strategien zur Optimierung des Schablonendruckprozesses in der Elektronikproduktion
FAPS, 192 Seiten, 127 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-319-1.
- Band 222: Thomas Rechtenwald**
Quasi-isothermes Laserstrahl-sintern von Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-320-7.
- Band 223: Daniel Craiovan**
Prozesse und Systemlösungen für die SMT-Montage optischer Bauelemente auf Substrate mit integrierten Lichtwellenleitern
FAPS, 165 Seiten, 85 Bilder, 8 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-324-5.
- Band 224: Kay Wagner**
Beanspruchungsangepasste Kaltmassivumformwerkzeuge durch lokal optimierte Werkzeugoberflächen
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-325-2.
- Band 225: Martin Brandhuber**
Verbesserung der Prognosegüte des Versagens von Punktschweißverbindungen bei höchstfesten Stahlgüten
LFT, 155 Seiten, 91 Bilder, 19 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-327-6.
- Band 226: Peter Sebastian Feuer**
Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimulation und funktionale Untersuchung
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-328-3.
- Band 227: Murat Arbak**
Material Adapted Design of Cold Forging Tools Exemplified by Powder Metallurgical Tool Steels and Ceramics
LFT, 109 Seiten, 56 Bilder, 8 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-330-6.
- Band 228: Indra Pitz**
Beschleunigte Simulation des Laserstrahlumformens von Aluminiumblechen
LPT, 137 Seiten, 45 Bilder, 27 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-333-7.
- Band 229: Alexander Grimm**
Prozessanalyse und -überwachung des Laserstrahlhartlötens mittels optischer Sensorik
LPT, 125 Seiten, 61 Bilder, 5 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-334-4.
- Band 230: Markus Kaupper**
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerkstoffen - Umformverhalten und Grenzen der Biegebarkeit
LFT, 160 Seiten, 57 Bilder, 10 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-339-9.
- Band 231: Thomas Kroiß**
Modellbasierte Prozessauslegung unter Berücksichtigung der Werkzeug- und Pressenauffederung
LFT, 169 Seiten, 50 Bilder, 19 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-341-2.
- Band 232: Christian Goth**
Analyse und Optimierung der Entwicklung und Zuverlässigkeit räumlicher Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 176 Seiten, 102 Bilder, 22 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-340-5.
- Band 233: Christian Ziegler**
Ganzheitliche Automatisierung mechatronischer Systeme in der Medizin am Beispiel Strahlentherapie
FAPS, 170 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-342-9.
- Band 234: Florian Albert**
Automatisiertes Laserstrahllöten und -reparaturlöten elektronischer Baugruppen
LPT, 127 Seiten, 78 Bilder, 11 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-344-3.
- Band 235: Thomas Stöhr**
Analyse und Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-346-7.
- Band 236: Christian Kägeler**
Prozessdynamik beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche im Überlappstoß
LPT, 145 Seiten, 80 Bilder, 3 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-347-4.
- Band 237: Andreas Sulzberger**
Seriennahe Auslegung der Prozesskette zur wärmeunterstützten Umformung von Aluminiumblechwerkstoffen
LFT, 153 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-349-8.
- Band 238: Simon Opel**
Herstellung prozessangepasster Halbzeuge mit variabler Blechdicke durch die Anwendung von Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 165 Seiten, 108 Bilder, 27 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-350-4.
- Band 239: Rajesh Kanawade**
In-vivo Monitoring of Epithelium Vessel and Capillary Density for the Application of Detection of Clinical Shock and Early Signs of Cancer Development
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-351-1.
- Band 240: Stephan Busse**
Entwicklung und Qualifizierung eines Schneidclinchverfahrens
LFT, 119 Seiten, 86 Bilder, 20 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-352-8.

Band 241: Karl-Heinz Leitz
Mikro- und Nanostrukturierung mit kurz und ultrakurz gepulster Laserstrahlung
LPT, 154 Seiten, 71 Bilder, 9 Tab.
2013. ISBN 978-3-87525-355-9.

Band 242: Markus Michl
Webbasierte Ansätze zur ganzheitlichen technischen Diagnose
FAPS, 182 Seiten, 62 Bilder, 20 Tab.
2013.
ISBN 978-3-87525-356-6.

Band 243: Vera Sturm
Einfluss von Chargenschwankungen auf die Verarbeitungsgrenzen von Stahlwerkstoffen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 9 Tab.
2013. ISBN 978-3-87525-357-3.

Band 244: Christian Neudel
Mikrostrukturelle und mechanisch-technologische Eigenschaften widerstandspunktgeschweißter Aluminium-Stahl-Verbindungen für den Fahrzeugbau
LFT, 178 Seiten, 171 Bilder, 31 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-358-0.

Band 245: Anja Neumann
Konzept zur Beherrschung der Prozessschwankungen im Presswerk
LFT, 162 Seiten, 68 Bilder, 15 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-360-3.

Band 246: Ulf-Hermann Quentin
Laserbasierte Nanostrukturierung mit optisch positionierten Mikrolinsen
LPT, 137 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-361-0.

Band 247: Erik Lamprecht
Der Einfluss der Fertigungsverfahren auf die Wirbelstromverluste von Stator-Einzelzahnblechpaketen für den Einsatz in Hybrid- und Elektrofahrzeugen
FAPS, 148 Seiten, 138 Bilder, 4 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-362-7.

Band 248: Sebastian Rösel
Wirkmedienbasierte Umformung von Blechhalbzeugen unter Anwendung magnetorheologischer Flüssigkeiten als kombiniertes Wirk- und Dichtmedium
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-363-4.

Band 249: Paul Hippchen
Simulative Prognose der Geometrie indirekt pressgehärteter Karosseriebauteile für die industrielle Anwendung
LFT, 163 Seiten, 89 Bilder, 12 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-364-1.

Band 250: Martin Zubeil
Versagensprognose bei der Prozesssimulation von Biegeumform- und Falzverfahren
LFT, 171 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-365-8.

Band 251: Alexander Kühn
Flexible Automatisierung der Statormontage mit Hilfe einer universellen ambidexteren Kinematik
FAPS, 142 Seiten, 60 Bilder, 26 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-367-2.

Band 252: Thomas Albrecht
Optimierte Fertigungstechnologien für Rotoren getriebeintegrierter PM-Synchronmotoren von Hybridfahrzeugen
FAPS, 198 Seiten, 130 Bilder, 38 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-368-9.

Band 253: Florian Risch
Planning and Production Concepts for Contactless Power Transfer Systems for Electric Vehicles
FAPS, 185 Seiten, 125 Bilder, 13 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-369-6.

Band 254: Markus Weigl
Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen korrosionsbeständigen Stahlwerkstoffen
LPT, 184 Seiten, 110 Bilder, 6 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-370-2.

Band 255: Johannes Noneder
Beanspruchungserfassung für die Validierung von FE-Modellen zur Auslegung von Massivumformwerkzeugen
LFT, 161 Seiten, 65 Bilder, 14 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-371-9.

Band 256: Andreas Reinhardt
Ressourceneffiziente Prozess- und Produktionstechnologie für flexible Schaltungsträger
FAPS, 123 Seiten, 69 Bilder, 19 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-373-3.

Band 257: Tobias Schmuck
Ein Beitrag zur effizienten Gestaltung globaler Produktions- und Logistiknetzwerke mittels Simulation
FAPS, 151 Seiten, 74 Bilder.
2014.
ISBN 978-3-87525-374-0.

Band 258: Bernd Eichenhüller
Untersuchungen der Effekte und Wechselwirkungen charakteristischer Einflussgrößen auf das Umformverhalten bei Mikroumformprozessen
LFT, 127 Seiten, 29 Bilder, 9 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-375-7.

Band 259: Felix Lütteke
Vielseitiges autonomes Transportsystem basierend auf Weltmodellerstellung mittels Datenfusion von Deckenkameras und Fahrzeugsensoren
FAPS, 152 Seiten, 54 Bilder, 20 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-376-4.

Band 260: Martin Grüner
Hochdruck-Blechumformung mit formlos festen Stoffen als Wirkmedium
LFT, 144 Seiten, 66 Bilder, 29 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-379-5.

Band 261: Christian Brock
Analyse und Regelung des Laserstrahl-tiefschweißprozesses durch Detektion der Metall dampffackelposition
LPT, 126 Seiten, 65 Bilder, 3 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-380-1.

Band 262: Peter Vatter
Sensitivitätsanalyse des 3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der Finite Elemente Methode
LFT, 145 Seiten, 57 Bilder, 26 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-381-8.

Band 263: Florian Klämpfl
Planung von Laserbestrahlungen durch simulationsbasierte Optimierung
LPT, 169 Seiten, 78 Bilder, 32 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-384-9.

Band 264: Matthias Domke

Transiente physikalische Mechanismen bei der Laserablation von dünnen Metallschichten
LPT, 133 Seiten, 43 Bilder, 3 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-385-6.

Band 265: Johannes Götz

Community-basierte Optimierung des Anlagenengineerings
FAPS, 177 Seiten, 80 Bilder, 30 Tab.
2015.
ISBN 978-3-87525-386-3.

Band 266: Hung Nguyen

Qualifizierung des Potentials von Verfestigungseffekten zur Erweiterung des Umformvermögens aus-härtbarer Aluminiumlegierungen
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert

Erweiterung und Verbesserung von Versuchs- und Auswertetechniken für die Bestimmung von Grenzformänderungskurven
LFT, 138 Seiten, 82 Bilder, 2 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-388-7.

Band 268: Kathleen Klaus

Erstellung eines Werkstofforientierten Fertigungsprozessfensters zur Steigerung des Formgebungsvermögens von Aluminiumlegierungen unter Anwendung einer zwischengeschalteten Wärmebehandlung
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-391-7.

Band 269: Thomas Svec

Untersuchungen zur Herstellung von funktionsoptimierten Bauteilen im partiellen Presshärteprozess mittels lokal unterschiedlich temperierter Werkzeuge
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader

Grundlegende Untersuchungen zur Verschleißcharakterisierung beschichteter Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela

Untersuchung von Magnetfeld-Messmethoden zur ganzheitlichen Wertschöpfungsoptimierung und Fehlerdetektion an magnetischen Aktoren
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland

Entwicklung einer Methode zur Prognose adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen für das direkte Presshärten
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm

Strukturierte additive Metallisierung durch kaltaktives Atmosphärendruckplasma
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner

Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas

Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim Kaltfließpressen
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum

Laser Consolidation of ITO Nanoparticles for the Generation of Thin Conductive Layers on Transparent Substrates
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider

Umformtechnische Herstellung dünnwandiger Funktionsbauteile aus Feinblech durch Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof

Sematische Modellierung automatisierter Produktionssysteme zur Verbesserung der IT-Integration zwischen Anlagen-Engineering und Steuerungsebene
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian Zöllner

Erarbeitung von Grundlagen zur Abbildung des tribologischen Systems in der Umformsimulation
LFT, 126 Seiten, 51 Bilder, 3 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-403-7.

Band 280: Christian Hezler

Einsatz technologischer Versuche zur Erweiterung der Versagensvorhersage bei Karosseriebauteilen aus höchstfesten Stählen
LFT, 147 Seiten, 63 Bilder, 44 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-404-4.

Band 281: Jochen Böning

Integration des Systemverhaltens von Automobil-Hochvoltleitungen in die virtuelle Absicherung durch strukturmechanische Simulation
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-405-1.

Band 282: Johannes Kohl

Automatisierte Datenerfassung für diskret ereignisorientierte Simulationen in der energieflexiblen Fabrik
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold

Mikroschockwellenumformung mittels ultrakurzer Laserpulse
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger

Laserstrahlschweißen thermoplastischer Kohlenstoffaserverbundwerkstoffe mit spezifischem Zusatzdraht
LPT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin Borschlegl
Methods-Energy Measurement -
Eine Methode zur Energieplanung
für Fügeverfahren im Karosseriebau
FAPS, 136 Seiten, 72 Bilder, 46 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-409-9.

Band 286: Tobias Rackow
Erweiterung des Unternehmenscontrollings um die Dimension Energie
FAPS, 164 Seiten, 82 Bilder, 29 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-410-5.

Band 287: Johannes Koch
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung zyklisch-symmetrischer Bauteile mit Nebenformelementen durch Blechmassivumformung
LFT, 125 Seiten, 49 Bilder, 17 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-411-2.

Band 288: Hans Ulrich Vierzigmann
Beitrag zur Untersuchung der tribologischen Bedingungen in der Blechmassivumformung - Bereitstellung von tribologischen Modellversuchen und Realisierung von Tailored Surfaces
LFT, 174 Seiten, 102 Bilder, 34 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-412-9.

Band 289: Thomas Senner
Methodik zur virtuellen Absicherung der formgebenden Operation des Nasspressprozesses von Gelege-Mehrschichtverbunden
LFT, 156 Seiten, 96 Bilder, 21 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-414-3.

Band 290: Sven Kreitlein
Der grundoperationsspezifische Mindestenergiebedarf als Referenzwert zur Bewertung der Energieeffizienz in der Produktion
FAPS, 185 Seiten, 64 Bilder, 30 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-415-0.

Band 291: Christian Roos
Remote-Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche in Kehlnahtgeometrie
LPT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-416-7.

Band 292: Alexander Kahrmanidis
Thermisch unterstützte Umformung von Aluminiumblechen
LFT, 165 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-417-4.

Band 293: Jan Tremel
Flexible Systems for Permanent Magnet Assembly and Magnetic Rotor Measurement / Flexible Systeme zur Montage von Permanentmagneten und zur Messung magnetischer Rotoren
FAPS, 152 Seiten, 91 Bilder, 12 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-419-8.

Band 294: Ioannis Tsoupis
Schädigungs- und Versagensverhalten hochfester Leichtbauwerkstoffe unter Biegebeanspruchung
LFT, 176 Seiten, 51 Bilder, 6 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-420-4.

Band 295: Sven Hildering
Grundlegende Untersuchungen zum Prozessverhalten von Silizium als Werkzeugwerkstoff für das Mikroscherschneiden metallischer Folien
LFT, 177 Seiten, 74 Bilder, 17 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-422-8.

Band 296: Sasia Mareike Hertweck
Zeitliche Pulsformung in der Lasermikromaterialbearbeitung - Grundlegende Untersuchungen und Anwendungen
LPT, 146 Seiten, 67 Bilder, 5 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-423-5.

Band 297: Paryanto
Mechatronic Simulation Approach for the Process Planning of Energy-Efficient Handling Systems
FAPS, 162 Seiten, 86 Bilder, 13 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-424-2.

Band 298: Peer Stenzel
Großserientaugliche Nadelwickeltechnik für verteilte Wicklungen im Anwendungsfall der E-Traktionsantriebe
FAPS, 239 Seiten, 147 Bilder, 20 Tab.
2017.
ISBN 978-3-87525-425-9.

Band 299: Mario Lušić
Ein Vorgehensmodell zur Erstellung montageführender Werkerinformationssysteme simultan zum Produktentstehungsprozess
FAPS, 174 Seiten, 79 Bilder, 22 Tab.
2017.
ISBN 978-3-87525-426-6.

Band 300: Arnd Buschhaus
Hochpräzise adaptive Steuerung und Regelung robotergeführter Prozesse
FAPS, 202 Seiten, 96 Bilder, 4 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-427-3.

Band 301: Tobias Laumer
Erzeugung von thermoplastischen Werkstoffverbunden mittels simultanem, intensitätsselektivem Laserstrahlschmelzen
LPT, 140 Seiten, 82 Bilder, 0 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-428-0.

Band 302: Nora Unger
Untersuchung einer thermisch unterstützten Fertigungskette zur Herstellung umgeformter Bauteile aus der härtesten Aluminiumlegierung EN AW-7020
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin
Design of Manufacturing Processes for the Cold Bulk Forming of Small Metal Components from Metal Strip
LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy
Experimental Investigation, Modeling, Simulation and Optimization of Molded Interconnect Devices (MID) Based on Laser Direct Structuring (LDS) / Experimentelle Untersuchung, Modellierung, Simulation und Optimierung von Molded Interconnect Devices (MID) basierend auf Laser Direktstrukturierung (LDS)
FAPS, 168 Seiten, 120 Bilder, 26 Tab.
2017.
ISBN 978-3-87525-431-0.

Band 305: Michael Spahr
Automatisierte Kontaktierungsverfahren für flachleiterbasierte Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 197 Seiten, 98 Bilder, 17 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-432-7.

Band 306: Sebastian Suttner
Charakterisierung und Modellierung des Spannungszustandsabhängigen Werkstoffverhaltens der Magnesiumlegierung AZ31B für die numerische Prozessauslegung LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017. ISBN 978-3-87525-433-4.

Band 307: Bhargav Potdar
A reliable methodology to deduce thermo-mechanical flow behaviour of hot stamping steels LFT, 203 Seiten, 98 Bilder, 27 Tab. 2017. ISBN 978-3-87525-436-5.

Band 308: Maria Löffler
Steuerung von Blechmassivumformprozessen durch maßgeschneiderte tribologische Systeme LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller
Untersuchung des kombinierten Trenn- und Umformprozesses beim Fügen artungleicher Werkstoffe mittels Schneidclinverfahren LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab. 2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle
Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vipavc
Eine Simulationsmethode für das 3-Rollen-Schubbiegen LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer
Arbeitsraumüberwachung und autonome Bahnplanung für ein sicheres und flexibles Roboter-Assistenzsystem in der Fertigung FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer
Der Einfluss von Poren auf die Zuverlässigkeit der Lötverbindungen von Hochleistungs-Leuchtdioden FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner
Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja
Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab. 2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub
Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel
Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand
Entwicklung einer Methodik zur Herstellung von Tailored Blanks mit definierten Halbzeugeigenschaften durch einen Taumelprozess LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad
Simulative Auslegung der Spann- und Fixierkonzepte im Karosserierohbau: Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit unter Berücksichtigung schwankender Einflussgrößen LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel
Architektur applikationsspezifischer Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren am Beispiel modularer Triebzüge FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann
Grundlegende Untersuchungen zum Einfluss fertigungsbedingter Eigenschaften auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassivumgeformter Bauteile LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann
Simulative Prognose der Geometrie nassgepresster Karosseriebauteile aus Gelege-Mehrschichtverbunden LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner
Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeugoberflächen LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöller
Mapping Individual Subjective Values to Product Design KTMfK, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-202-4.

Band 325: Stefan Lutz
Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärtender Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungssimulation LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Band 326: Tobias Gnibl
Modellbasierte Prozesskettenabildung rührreibgeschweißter Aluminiumhalbzeuge zur umformtechnischen Herstellung höchstfester Leichtbau-strukturteile LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner
Technisch-wirtschaftliche Optionen zur Lastflexibilisierung durch intelligente elektrische Wärmespeicher
FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm
Verbesserung des Umformverhaltens von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge
LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-227-7.

Band 329: Stefan Landkammer
Grundsatzuntersuchungen, mathematische Modellierung und Ableitung einer Auslegungsmethodik für Gelenkantriebe nach dem Spinnenbeinprinzip
LFT, xii u. 200 Seiten, 83 Bilder, 13 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-229-1.

Band 330: Stephan Rapp
Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung transients optischer Materialeigenschaften bei der Ultrakurzpuls-Lasermaterialbearbeitung
LPT, xi u. 143 Seiten, 49 Bilder, 2 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-235-2.

Band 331: Michael Scholz
Intralogistics Execution System mit integrierten autonomen, servicebasierten Transportentitäten
FAPS, xi u. 195 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-237-6.

Band 332: Eva Bogner
Strategien der Produktindividualisierung in der produzierenden Industrie im Kontext der Digitalisierung
FAPS, ix u. 201 Seiten, 55 Bilder, 28 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-246-8.

Band 333: Daniel Benjamin Krüger
Ein Ansatz zur CAD-integrierten muskuloskelettalen Analyse der Mensch-Maschine-Interaktion
KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn
Qualität und Zuverlässigkeit laserdirektstrukturierter mechatronisch integrierter Baugruppen (LDS-MID)
FAPS, ix u. 152 Seiten, 69 Bilder, 12 Tab. 2019.
ISBN: 978-3-96147-252-9.

Band 335: Hans Fleischmann
Modellbasierte Zustands- und Prozessüberwachung auf Basis sozio-cyber-physischer Systeme
FAPS, xi u. 214 Seiten, 111 Bilder, 18 Tab. 2019.
ISBN: 978-3-96147-256-7.

Band 336: Markus Michalski
Grundlegende Untersuchungen zum Prozess- und Werkstoffverhalten bei schwingungsüberlagerter Umformung
LFT, xii u. 197 Seiten, 93 Bilder, 11 Tab. 2019.
ISBN: 978-3-96147-270-3.

Band 337: Markus Brandmeier
Ganzheitliches ontologiebasiertes Wissensmanagement im Umfeld der industriellen Produktion
FAPS, xi u. 255 Seiten, 77 Bilder, 33 Tab. 2020.
ISBN: 978-3-96147-275-8.

Band 338: Stephan Purr
Datenerfassung für die Anwendung lernender Algorithmen bei der Herstellung von Blechformteilen
LFT, ix u. 165 Seiten, 48 Bilder, 4 Tab. 2020.
ISBN: 978-3-96147-281-9.

Band 339: Christoph Kiener
Kaltfließpressen von gerad- und schrägverzahnten Zahnrädern
LFT, viii u. 151 Seiten, 81 Bilder, 3 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-287-1.

Band 340: Simon Spreng
Numerische, analytische und empirische Modellierung des Heißerimpprozesses
FAPS, xix u. 204 Seiten, 91 Bilder, 27 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-293-2.

Band 341: Patrik Schwingenschlögl
Erarbeitung eines Prozessverständnisses zur Verbesserung der tribologischen Bedingungen beim Presshärten
LFT, x u. 177 Seiten, 81 Bilder, 8 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-297-0.

Band 342: Emanuela Affronti
Evaluation of failure behaviour of sheet metals
LFT, ix u. 136 Seiten, 57 Bilder, 20 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-303-8.

Band 343: Julia Degner
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess
LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-307-6.

Band 344: Maximilian Wagner
Automatische Bahnplanung für die Aufteilung von Prozessbewegungen in synchrone Werkstück- und Werkzeugbewegungen mittels Multi-Roboter-Systemen
FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter
Qualifizierung des Montageprozesses hochminiaturisierter elektronischer Bauelemente
FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-314-4.

Band 346: Toni Donhauser
Ressourcenorientierte Auftragsregelung in einer hybriden Produktion mittels betriebsbegleitender Simulation
FAPS, xix u. 242 Seiten, 97 Bilder, 17 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-316-8.

Band 347: Philipp Amend

Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen LPT, xv u. 154 Seiten, 67 Bilder. 2020. ISBN 978-3-96147-326-7.

Band 348: Matthias Ehlert

Simulationsunterstützte funktionale Grenzlagenabsicherung KTmfk, xvi u. 300 Seiten, 101 Bilder, 73 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-328-1.

Band 349: Thomas Sander

Ein Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung des Verbundes von Kunststoffsubstraten mit harten Dünnschichten KTmfk, xiv u. 178 Seiten, 88 Bilder, 21 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-330-4.

Band 350: Florian Pilz

Fließpressen von Verzahnungselementen an Blechen LFT, x u. 170 Seiten, 103 Bilder, 4 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-332-8.

Band 351: Sebastian Josef Katona

Evaluation und Aufbereitung von Produktsimulationen mittels abweichungsbehafteter Geometriemodelle KTmfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

Band 352: Jürgen Herrmann

Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014 LFT, x u. 157 Seiten, 64 Bilder, 5 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-344-1.

Band 353: Christof Küstner

Assistenzsystem zur Unterstützung der datengetriebenen Produktentwicklung KTmfk, xii u. 219 Seiten, 63 Bilder, 14 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-348-9.

Band 354: Tobias Gläsel

Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenumwicklungen für automobiler Traktionsantriebe FAPS, xiv u. 206 Seiten, 89 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-356-4.

Band 355: Andreas Meinel

Experimentelle Untersuchung der Auswirkungen von Axialschwingungen auf Reibung und Verschleiß in Zylinderrollenlagern KTmfk, xii u. 162 Seiten, 56 Bilder, 7 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-358-8.

Band 356: Hannah Riedle

Haptische, generische Modelle weicher anatomischer Strukturen für die chirurgische Simulation FAPS, xxx u. 179 Seiten, 82 Bilder, 35 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-367-0.

Band 357: Maximilian Landgraf

Leistungselektronik für den Einsatz dielektrischer Elastomere in aktorischen, sensorischen und integrierten sensomotorischen Systemen FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 71 Bilder, 10 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-380-9.

Band 358: Alireza Esfandiyari

Multi-Objective Process Optimization for Overpressure Reflow Soldering in Electronics Production FAPS, xviii u. 175 Seiten, 57 Bilder, 23 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-382-3.

Band 359: Christian Sand

Prozessübergreifende Analyse komplexer Montageprozessketten mittels Data Mining FAPS, XV u. 168 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-398-4.

Band 360: Ralf Merkl

Closed-Loop Control of a Storage-Supported Hybrid Compensation System for Improving the Power Quality in Medium Voltage Networks FAPS, xxvii u. 200 Seiten, 102 Bilder, 2 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-402-8.

Band 361: Thomas Reitberger

Additive Fertigung polymerer optischer Wellenleiter im Aerosol-Jet-Verfahren FAPS, xix u. 141 Seiten, 65 Bilder, 11 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-400-4.

Band 362: Marius Christian Fechter

Modellierung von Vorentwürfen in der virtuellen Realität mit natürlicher Fingerinteraktion KTmfk, x u. 188 Seiten, 67 Bilder, 19 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-404-2.

Band 363: Franziska Neubauer

Oberflächenmodifizierung und Entwicklung einer Auswertemethodik zur Verschleißcharakterisierung im Presshärteprozess LFT, ix u. 177 Seiten, 42 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-406-6.

Band 364: Eike Wolfram Schäfer

Web- und wissensbasierter Engineering-Konfigurator für roboterzentrierte Automatisierungslösungen FAPS, xxiv u. 195 Seiten, 108 Bilder, 25 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-410-3.

Band 365: Daniel Gross

Untersuchungen zur kohlenstoffdioxidbasierten kryogenen Minimalmengenschmierung REP, xii u. 184 Seiten, 56 Bilder, 18 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-412-7.

Band 366: Daniel Junker

Qualifizierung laser-additiv gefertigter Komponenten für den Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung LFT, vii u. 142 Seiten, 62 Bilder, 5 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-416-5.

Band 367: Tallal Javied

Totally Integrated Ecology Management for Resource Efficient and Eco-Friendly Production FAPS, xv u. 160 Seiten, 60 Bilder, 13 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-418-9.

Band 368: David Marco Hochrein
Wälzlager im Beschleunigungsfeld – Eine Analysestrategie zur Bestimmung des Reibungs-, Axial-schub- und Temperaturverhaltens von Nadelkränzen –
KTmfk, xiii u. 279 Seiten, 108 Bilder, 39 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-420-2.

Band 369: Daniel Gräf
Funktionalisierung technischer Oberflächen mittels prozessüberwachter aerosolbasierter Drucktechnologie
FAPS, xxii u. 175 Seiten, 97 Bilder, 6 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-433-2.

Band 370: Andreas Gröschl
Hochfrequent fokusbandsmodulierte Konfokalsensoren für die Nanokoordinatenmesstechnik
FMT, x u. 144 Seiten, 98 Bilder, 6 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-435-6.

Band 371: Johann Tüchsen
Konzeption, Entwicklung und Einführung des Assistenzsystems D-DAS für die Produktentwicklung elektrischer Motoren
KTmfk, xii u. 178 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-437-0.

Band 372: Max Marian
Numerische Auslegung von Oberflächenmikrotexturen für geschmierte tribologische Kontakte
KTmfk, xviii u. 276 Seiten, 85 Bilder, 45 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-439-4.

Band 373: Johannes Strauß
Die akustooptische Strahlformung in der Lasermaterialbearbeitung
LPT, xvi u. 113 Seiten, 48 Bilder. 2021. ISBN 978-3-96147-441-7.

Band 374: Martin Hohmann
Machine learning and hyper spectral imaging: Multi Spectral Endoscopy in the Gastro Intestinal Tract towards Hyper Spectral Endoscopy
LPT, x u. 137 Seiten, 62 Bilder, 29 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-445-5.

Band 375: Timo Kordaß
Lasergestütztes Verfahren zur selektiven Metallisierung von epoxidharzbasierten Duromeren zur Steigerung der Integrationsdichte für dreidimensionale mechatronische Package-Baugruppen
FAPS, xviii u. 198 Seiten, 92 Bilder, 24 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-443-1.

Band 376: Philipp Kestel
Assistenzsystem für den wissensbasierten Aufbau konstruktionsbegleitender Finite-Elemente-Analysen
KTmfk, xviii u. 209 Seiten, 57 Bilder, 17 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-457-8.

Band 377: Martin Lerchen
Messverfahren für die pulverbettbasierte additive Fertigung zur Sicherstellung der Konformität mit geometrischen Produktspezifikationen
FMT, x u. 150 Seiten, 60 Bilder, 9 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-463-9.

Band 378: Michael Schneider
Inline-Prüfung der Permeabilität in weichmagnetischen Komponenten
FAPS, xxii u. 189 Seiten, 79 Bilder, 14 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-465-3.

Band 379: Tobias Sprügel
Sphärische Detektorflächen als Unterstützung der Produktentwicklung zur Datenanalyse im Rahmen des Digital Engineering
KTmfk, xiii u. 213 Seiten, 84 Bilder, 33 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-475-2.

Band 380: Tom Häfner
Multipulseffekte beim Mikro-Materialabtrag von Stahllegierungen mit Pikosekunden-Laserpulsen
LPT, xxviii u. 159 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-479-0.

Band 381: Björn Heling
Einsatz und Validierung virtueller Absicherungsmethoden für abweichungs-behaftete Mechanismen im Kontext des Robust Design
KTmfk, xi u. 169 Seiten, 63 Bilder, 27 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-487-5.

Band 382: Tobias Kolb
Laserstrahl-Schmelzen von Metallen mit einer Serienanlage – Prozesscharakterisierung und Erweiterung eines Überwachungssystems
LPT, xv u. 170 Seiten, 128 Bilder, 16 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-491-2.

Band 383: Mario Meinhardt
Widerstandselementschweißen mit gestauchten Hilfsfügeelementen - Umformtechnische Wirkzusammenhänge zur Beeinflussung der Verbindungsfestigkeit
LFT, xii u. 189 Seiten, 87 Bilder, 4 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-473-8.

Band 384: Felix Bauer
Ein Beitrag zur digitalen Auslegung von Fügeprozessen im Karosseriebau mit Fokus auf das Remote-Laserstrahlschweißen unter Einsatz flexibler Spanntechnik
LFT, xi u. 185 Seiten, 74 Bilder, 12 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-498-1.

Band 385: Jochen Zeitler
Konzeption eines rechnergestützten Konstruktionssystems für optomechatronische Baugruppen
FAPS, xix u. 172 Seiten, 88 Bilder, 11 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-499-8.

Band 386: Vincent Mann
Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle
LPT, xiii u. 172 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-503-2.

Band 387: Chen Chen

Skin-equivalent opto-/elastofluidic in-vitro microphysiological vascular models for translational studies of optical biopsies

LPT, xx u. 126 Seiten, 60 Bilder, 10 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-505-6.

Band 388: Stefan Stein

Laser drop on demand joining as bonding method for electronics assembly and packaging with high thermal requirements

LPT, x u. 112 Seiten, 54 Bilder, 10 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-507-0

Band 389: Nikolaus Urban

Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor zur additiven Herstellung von Permanentmagneten

FAPS, x u. 174 Seiten, 88 Bilder, 18 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-501-8.

Band 390: Yiting Wu

Großflächige Topographiemessungen mit einem Weißlichtinterferenzmikroskop und einem metrologischen Rasterkraftmikroskop FMT, xii u. 142 Seiten, 68 Bilder, 11 Tab. 2022.

ISBN: 978-3-96147-513-1.

Band 391: Thomas Papke

Untersuchungen zur Umformbarkeit hybrider Bauteile aus Blechgrundkörper und additiv gefertigter Struktur

LFT, xii u. 194 Seiten, 71 Bilder, 16 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-515-5.

Band 392: Bastian Zimmermann

Einfluss des Vormaterials auf die mehrstufige Kaltumformung vom Draht

LFT, xi u. 182 Seiten, 36 Bilder, 6 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-519-3.

Band 393: Harald Völkl

Ein simulationsbasierter Ansatz zur Auslegung additiv gefertigter FLM-Faserverbundstrukturen

KTmfk, xx u. 204 Seiten, 95 Bilder, 22 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-523-0.

Band 394: Robert Schulte

Auslegung und Anwendung prozessangepasster Halbzeuge für Verfahren der Blechmassivumformung

LFT, x u. 163 Seiten, 93 Bilder, 5 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-525-4.

Band 395: Philipp Frey

Umformtechnische Strukturierung metallischer Einleger im Folgeverbund für mediendichte Kunststoff-Metall-Hybridbauteile

LFT, ix u. 180 Seiten, 83 Bilder, 7 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-534-6.

Band 396: Thomas Johann Luft

Komplexitätsmanagement in der Produktentwicklung - Holistische Modellierung, Analyse, Visualisierung und Bewertung komplexer Systeme

KTmfk, xiii u. 510 Seiten, 166 Bilder, 16 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-540-7.

Band 397: Li Wang

Evaluierung der Einsetzbarkeit des lasergestützten Verfahrens zur selektiven Metallisierung für die Verbesserung passiver Intermodulation in Hochfrequenzanwendungen

FAPS, xxii u. 151 Seiten, 72 Bilder, 22 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-542-1.

Band 398: Sebastian Reitelshöfer

Der Aerosol-Jet-Druck Dielektrischer Elastomere als additives Fertigungsverfahren für elastische mechatronische Komponenten

FAPS, xxv u. 206 Seiten, 87 Bilder, 13 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-547-6.

Band 399: Alexander Meyer

Selektive Magnetmontage zur Verringerung des Rastmomentes permanenterregter Synchronmotoren

FAPS, xv u. 164 Seiten, 90 Bilder, 8 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-555-1.

Band 400: Rong Zhao

Design verschleißreduzierender amorpher Kohlenstoffschichtsysteme für trockene tribologische Gleitkontakte

KTmfk, x u. 148 Seiten, 69 Bilder, 14 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-557-5.

Band 401: Christian P. J. Schwarzer

Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik

FAPS, xxvii u. 234 Seiten, 125 Bilder, 24 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-566-7.

Band 402: Alexander Horn

Grundlegende Untersuchungen zur Gradierung der mechanischen Eigenschaften pressgehärteter Bauteile durch eine örtlich begrenzte Aufkohlung

LFT, xii u. 204 Seiten, 58 Bilder, 6 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-568-1.

Band 403: Artur Klos

Werkstoff- und umformtechnische Bewertung von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen für den Karosseriebau

LFT, x u. 192 Seiten, 73 Bilder, 12 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-572-8.

Band 404: Harald Schmid

Ganzheitliche Erarbeitung eines Prozessverständnisses von Tiefziehprozessen mit Ziehstücken auf Basis mechanischer und tribologischer Analysen

LFT, xiii u. 211 Seiten, 78 Bilder, 5 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-577-3.

Band 405: Johannes Henneberg

Blechmassivumformung von Funktionsbauteilen aus Bandmaterial

LFT, viii u. 176 Seiten, 101 Bilder, 2 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-579-7.

Band 406: Anton Schmailzl

Festigkeits- und zeitoptimierte Prozessführung beim quasi-simultanen Laser-Durchstrahlschweißen

LPT, xiii u. 157 Seiten, 84 Bilder, 7 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-583-4.

Band 407: Alexander Wolf
Modellierung und Vorhersage menschlichen Interaktionsverhaltens zur Analyse der Mensch-Produkt Interaktion
KTmfk, x u. 207 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-585-8.

Band 408: Tim Weikert
Modifikationen amorpher Kohlenstoffschichten zur Anpassung der Reibungsbedingungen und zur Erhöhung des Verschleißschutzes
KTmfk, xvii u. 258 Seiten, 91 Bilder, 9 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-589-6.

Band 409: Stefan Götz
Frühzeitiges konstruktionsbegleitendes Toleranzmanagement
KTmfk, ix u. 276 Seiten, 127 Bilder, 13 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-593-3.

Band 410: Markus Hubert
Einsatzpotenziale der Rotationsschneidtechnologie in der Verarbeitung von metallischen Funktionsfolien für mechatronische Produkte
FAPS, xviii u. 139 Seiten, 86 Bilder, 7 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-603-9.

Band 411: Manfred Vogel
Grundlagenuntersuchungen und Erarbeitung einer Methodik zur Herstellung maßgeschneiderter Halbzeuge auf Basis eines neuartigen flexiblen Walzprozesses
LFT, ix u. 176 Seiten, 61 Bilder, 11 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-605-3.

Band 412: Michael Weigelt
Multidimensionale Optionenanalyse alternativer Antriebskonzepte für die individuelle Langstreckenmobilität
FAPS, xv u. 222 Seiten, 89 Bilder, 38 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-607-7.

Band 413: Frank Bodendorf
Machine Learning im Cost Engineering des Supply Managements
FAPS, xiii u. 165 Seiten, 75 Bilder, 13 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-609-1.

Band 414: Maximilian Metzner
Planung und Simulation taktiler, intelligenter und kollaborativer Roboterfähigkeiten in der Montage
FAPS, xix u. 174 Seiten, 72 Bilder, 3 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-611-4.

Band 415: Tina Buker
Ein Ansatz zur Reduktion produktinduzierter Nutzerstigmatisierung durch Förderung einer gleichermaßen gebrauchstauglichen wie emotionalen Produktgestalt
KTmfk, x u. 236 Seiten, 54 Bilder, 44 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-613-8.

Band 416: Marlene Kuhn
Model-based Traceability System Development for Complex Manufacturing Applying Blockchain and Graphs
FAPS, xv u. 167 Seiten, 63 Bilder, 10 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-615-2.

Band 417: Benjamin Lengenfelder
Remote photoacoustic sensing using speckle-analysis for biomedical imaging
LPT, xv u. 124 Seiten, 86 Bilder, 10 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-617-6.

Band 418: Benjamin Pohrer
Analyse des Zusammenhangs zwischen dem tribochemischen Aufbau von Grenzschichten und der Ausbildung von White Etching Crack-Schäden
KTmfk, xv u. 258 Seiten, 103 Bilder, 10 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-621-3.

Band 419: Matthias Friedlein
Zuverlässigkeitsmethoden zur Beschleunigung von Qualifizierungsuntersuchungen für Steckkontakte
FAPS, xxv u. 162 Seiten, 98 Bilder, 7 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-625-1.

Band 420: Thomas Stoll
Laser Powder Bed Fusion von Kupfer auf Aluminiumoxid-Keramik
FAPS, xxvii u. 236 Seiten, 103 Bilder, 11 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-631-2.

Band 421: Eric Eschner
Relation of Particle Motion and Process Zone Formation as a Basis for Sensing Approaches within PBF-LB/M
LPT, xiv u. 143 Seiten, 87 Bilder, 0 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-633-6.

Band 422: Fanuel Mehari
Laser-induced Breakdown Spectroscopy (LIBS) as a diagnostics tool for biological tissue analysis.
LPT, xv u. 145 Seiten, 68 Bilder, 12 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-641-1.

Band 423: Uwe Leicht
Ultraschallüberlagertes Umformen und Verstemmen von Stahlwerkstoffen
LFT, xi u. 165 Seiten, 65 Bilder, 6 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-643-5.

Band 424: Thomas Braun
Potenzialanalyse der plasmabasierten, strukturierten Metallisierung thermoaktiver Oberflächen im industriellen Hausbau
FAPS, xvii u. 152 Seiten, 72 Bilder, 11 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-653-4.

Band 425: Reinhardt Seidel
Modellbasierte Optimierung des Selektivwellenlötprozesses
FAPS, xxii u. 167 Seiten, 73 Bilder, 23 Tab. 2023.
ISBN: 978-3-96147-651-0.

Band 426: Matthias Lenzen
Maßgeschneiderte Werkstoffcharakterisierung für die numerische Auslegung von Blechumformprozessen
LFT, xi u. 187 Seiten, 77 Bilder, 13 Tab. 2023.
ISBN: 978-3-96147-663-3.

Band 427: Matthias Graser
Analyse lokaler Kurzzeitwärmebehandlungsmethoden zur Verbesserung des Umformverhaltens und der Bauteileigenschaften von Aluminiumstrangpresshohlprofilen
LFT, xi u. 169 Seiten, 81 Bilder, 1 Tab. 2023.
ISBN: 978-3-96147-666-4.

Band 428: Markus Lieret

Sicheres autonomes Flugroboter-system für den Einsatz im Produktions- und Logistikumfeld
FAPS, xix u. 198 Seiten, 54 Bilder, 7 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-668-8.

Band 429: Petar Vukovic

Simulation komplexer Kommunikationssysteme in der Fertigungs-automatisierung
FAPS, xiv u. 163 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-673-2.

Band 430: Fabian Knieps

Finite Elemente Simulation dünns-ter Verpackungsstähle: Entwick- lung einer geeigneten Charakteri- sierungs- und Validierungsstrate- gie
LFT, xix, 189 Seiten, 122 Bilder, 17 Tab. 2023
ISBN 978-3-96147-689-3

Band 431: Julian Seßner

Multimodale Bildsegmentierung gering strukturierter Umgebungen für die Navigation am Beispiel eines Assistenzsystems für sehbe- einträchtige Personen
FAPS, xxv, 203 Seiten, 57 Bilder, 25 Tab. 2023
ISBN 978-3-96147-697-8

Band 432: Benjamin Samuel

Lutz

Smart Manufacturing System for Process Optimization Regarding Deviations among Material Batches
FAPS, xix, 208 Seiten, 77 Bilder, 14 Tab. 2023
ISBN 978-3-96147-703-6

Band 433: Michael Jüttner

Bewertung von Kantenpressungen auf Basis von Simulationen mehr- fach überrollter elasto-plastischer Kontakte
KTmfk, xii, 162 Seiten, 59 Bilder, 7 Tab. 2024
ISBN 978-3-96147-713-5

Band 434: Sebastian Wiesen- mayer

Untersuchungen zur Stofffluss- steuerung beim Fügen durch Um- formen von hochfesten Alumini- umlegierungen mittels lokaler Kurzzeitwärmebehandlung
LFT, xii u. 197 S., 81 Bilder, 19 Tab. 2024.
ISBN 978-3-96147-715-9.

Abstract

Mechanical joining processes take an important role in the production of multi-material car bodies. Due to the high strength and usually limited formability of modern high-performance materials, established joining processes are reaching their limits. This applies in particular to the joining of high-strength 7xxx alloys. Heat treatment can be used to adapt the properties of precipitation-hardenable alloys in order to improve their forming characteristics. If the heat treatment is locally limited, the material flow in forming processes can be controlled by the interaction of softened and not-softened areas. The aim of the present work was to fundamentally investigate the control of the material flow during joining by forming of 7xxx aluminum by means of a process-adapted, locally limited short-term heat treatment and to derive a comprehensive understanding of the process. For this purpose, the influence of short-time retrogression annealing of EN AW-7075 T6 aluminum alloy on its mechanical properties was determined, and the process limits when joining the alloy by shear-clinching with die-sided 22MnB5 and HCT780X were identified. By varying the heat treatment parameters, circular and ring-shaped layouts were compared and their influence on the joining process and the joint properties were investigated. Since the material re-ages after retrogression, the work further focusses on the analysis of the joint properties after artificial ageing as well as on the interaction with the heat treatment preceding the joining process.

Mechanische Fügeprozesse nehmen eine wichtige Rolle bei der Herstellung von Fahrzeugkarosserien in Mischbauweise ein. Aufgrund der hohen Festigkeit und der meist eingeschränkten Umformbarkeit moderner Hochleistungswerkstoffe stoßen etablierte Fügeverfahren an ihre Grenzen. Dies gilt insbesondere für das Fügen hochfester AlZnMg-Legierungen der 7000er Serie. Durch eine Wärmebehandlung können die Eigenschaften der ausscheidungshärtbaren Legierungen angepasst und die Umformeigenschaften verbessert werden. Wird die Wärmebehandlung lokal begrenzt, kann der Stofffluss bei Umformprozessen durch die Interaktion fester sowie entfestigter Bereiche gesteuert werden. Ziel der vorliegenden Arbeit war es, die Steuerung des Stoffflusses beim Fügen durch Umformen von 7000er Aluminium mittels einer prozessangepassten, lokal begrenzten Kurzzeitwärmebehandlung grundlegend zu erforschen und ein umfassendes Prozessverständnis abzuleiten. Zu diesem Zweck wurde der Einfluss von kurzzeitigem Rückbildungsglügen der Aluminiumlegierung EN AW-7075 T6 auf deren mechanische Eigenschaften ermittelt und die Prozessgrenzen beim Fügen der Legierung im Schneidclinchprozess bei matrizenseitiger Anordnung von 22MnB5 und HCT780X bestimmt. Unter Variation der Wärmebehandlungsparameter wurden punkt- und ringförmige Layouts gegenübergestellt und deren Einfluss auf den Fügeprozess und die Einseitzigenschaften der Fügepunkte untersucht. Da der Werkstoff nach dem Rückbildungsglügen wiederauslagert, stellte die Analyse der Einseitzigenschaften der Fügepunkte nach einer Warmauslagerung sowie der Wechselwirkung mit der dem Fügen vorgelagerten Wärmebehandlung einen weiteren Schwerpunkt der Arbeit dar.

ISBN 978-3-96147-715-9

