Industrielle Gemeinschaftsforschung

Schlussbericht

zu IGF-Vorhaben Nr. AiF Nr. 19432 BR

Thema

Fügen von Strukturbauteilen aus hochfesten Aluminiumknetlegierungen durch Vollstanznieten aus höchstfesten Aluminiumlegierungen (Aluminium-Vollstanznieten)

Berichtszeitraum

01.04.2017 - 30.06.2019

Forschungsvereinigung

Stifterverband Metalle e.V.

Forschungseinrichtung(en)

Forschungseinrichtung 1: Fraunhofer-Einrichtung für Großstrukturen in der Produktionstechnik (FhIGP)

Forschungseinrichtung 2: Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Lehrstuhl für Werkstofftechnik (LWT)

Rostock, 10.10.2019 — Dr.-Ing. Benjamin Mickert

Rostock, 10.10.2019 — M. Sc. Karina Nowak

Ort, Datum

Name und Unterschrift aller Projektleiterinnen und Projektleiter der Forschungseinrichtung(en)

Forschungsnetzwerk Mittelstand

Gefördert durch:

Bundesministerium für Wirtschaft und Energie

aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

Forschungseinrichtung 1:	
Einrichtungsleiter:	Univ. Prof. Dr.-Ing. Wilko Flügge
Projektleiter:	Dr.-Ing. Normen Fuchs / M.Sc. Karina Nowak
Projektbearbeiter:	M.Sc. Thomas Nehls
	M.Sc. Maximilian Schlicht
Forschungseinrichtung 2:	
Einrichtungsleiter:	Univ. Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler
Projektleiter:	Dr.-Ing. Michael Reich / Dr.-Ing. Benjamin Milkereit
Projektbearbeiter:	Dr.-Ing. Julia Osten

Verfasser des Schlussberichtes:	M.Sc. Karina Nowak
	Dr.-Ing. Julia Osten
	M.Sc. Thomas Nehls
	M.Sc. Maximilian Schlicht
	Dr.-Ing. Normen Fuchs
	Dr.-Ing. Michael Reich

Projektbegleitender Ausschuss:

#	Firma	Ansprechpartner
1	Airbus Operations GmbH, Bremen	Hr. Dr. Jörg Jendrny
2	Audi AG, Neckarsulm	Hr. Dr. Martin Bangel
3	BaltiCo GmbH, Hohen Luckow	Hr. Dr. Dirk Büchler
4	Bombardier Transportation GmbH, Hennigsdorf	Hr. Thomas Schoppan
5	BTM Europe Blechverbindungstechnik GmbH, Erwitte	Hr. Hans-Werner Fisch
6	Hydro Aluminium Deutschland GmbH, Bonn	Hr. Prof. Dr. Jürgen Hirsch
7	MCC Maritimes Consulting Center GmbH, Rostock	Hr. Dr. Hans-Gerd Bannasch
8	Novelis Switzerland SA, Sierre	Hr. Christoph Radermacher
9	Scale GmbH, Dresden	Hr. Dr. Ingolf Lepenies
10	Stahlbau Stieblich GmbH, Güstrow	Herr Dipl.-Ing. Stieblich
11	TOX Pressotechnik GmbH & Co.KG, Weingarten	Hr. Marcus Matzke
12	Drahtwerk Elisental, Neuenrade	Fr. Janina Druskus
13	Siemens AG, Krefeld	Hr. René Günther
14	Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V., Düsseldorf	Hr. Wolfgang Heidrich

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis ..... **IV**
Kurzfassung ..... **VII**
Summary ..... **VIII**
Abkürzungsverzeichnis ..... **IX**
1 Einleitung **1**
1.1 Problemstellung 1
1.2 Lösungsansatz 3
2 Stand der Technik **5**
2.1 Vollstanzniettechnologie 5
2.2 Vollstanznieten von Bauteilen mit Nietelementen aus Stahl 6
2.3 Vollstanznieten von Bauteilen mit Nietelementen aus Aluminium 6
3 Eigenschaften der Versuchswerkstoffe **9**
3.1 Lieferzustand 10
3.1.1 Chemisch-physikalische Charakterisierung 11
3.1.2 Mechanisch-technologische Charakterisierung 13
3.2 Fertigungseinflüsse 19
3.3 Numerische Parameter (Schädigung, Versagen) 20
3.3.1 GISSMO Schädigungsmodell 20
3.3.2 Anpassung der Schädigungsparameter 23
3.3.3 Fließkurven 27
4 Geometrische Anpassung des Nietelements und der Werkzeuge **28**
4.1 Ergebnisse zum Einfluss verschiedener Nietgeometrien 29
4.1.1 Stanzversuche 29
4.1.2 Rillenabstreifversuche 36
4.1.3 Übersicht der optimierten Nietgeometrie 44
4.2 Ergebnisse zum Einfluss verschiedener Werkzeuggeometrien 45
4.2.1 Untersuchung verschiedener Matrizendurchmesser mit dem SK-Niet 46
4.2.2 Untersuchung verschiedener Matrizendurchmesser mit dem FK-Niet 46
5 Werkstoffliche Anpassung des Nietelements **48**
5.1 Vorgehen und angewandte Methoden 48
5.1.1 Differential (Fast) Scanning Calorimetry 49
5.1.2 Dilatometrie 50
5.1.3 Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie 50
5.1.4 Härte und Zugversuch 51

5.2 Ergebnisse zur Beeinflussung der Gefügeentwicklung während des Ausscheidungshärtens 53
5.2.1 Lösungsglühen 53
5.2.2 Kinetik der abschreckinduzierten Ausscheidungen beim Abkühlen 56
5.2.3 Auslagern 62
5.3 Ergebnisse zur Entwicklung einer effizienten Wärmebehandlung 67
5.4 Ergebnisse zur Entwicklung einer effizienten Prozesskette zur Nietherstellung 71
6 Finales Herstellkonzept für die entwickelten Niete 72
7 Validierung des Nietkonzepts 79
7.1 Fügepunktbemusterung 79
7.1.1 Referenz-Niet 79
7.1.2 Fügepunktbemusterung SK-Niet 85
7.1.3 Fügepunktbemusterung FK-Niet 94
7.2 Tragverhalten 99
7.2.1 Statisch 100
7.2.2 Zyklisch 105
7.3 Radialspannungsvergleich mit Stahl-Niet 108
8 Zusammenfassung 111
9 Literaturverzeichnis 113
10 Anhang 118
10.1 Härteprüfung nach Vickers der EN AW-2024 T351 Legierung 118
10.2 Detaillierte Ergebnisse der Versuchswerkstoffe bei quasistatischer Belastung im Zugversuch 119
10.3 Detaillierte Ergebnisse der Versuchswerkstoffe bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten im Zugversuch 122
10.4 Härteprüfung des Referenz-Niets 125
10.5 Mikroskopische Untersuchung der Fügepunkte des SK-Niets (gedreht/ wärmebehandelt) 126
10.6 Makroskopische Untersuchung und Setzprozesskurve bei Verwendung einer Matrize mit 4,3 mm Innendurchmesser 127
10.7 Detaillierte Ergebnisse der Scherzugversuche bei quasistatischer Belastung 128
10.8 Detaillierte Ergebnisse der Scherzugversuche bei zyklischer Belastung 130
11 Ergebnisse und Ausblick 132
11.1 Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Ergebnisse für KMU, ihr innovativer Beitrag und ihre industriellen Anwendungsmöglichkeiten 132
11.2 Verwendung der Zuwendung 132

11.3 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeiten 133
11.4 Plan zum Ergebnistransfer 134
11.5 Einschätzung der Realisierbarkeit des Transferkonzeptes.....135
11.6 Förderhinweis.....135

Kurzfassung

Der Aspekt des Klima- und Umweltschutzes spielt bei heutigen Entwicklungen im Mobilitätssektor eine entscheidende Rolle. Zentrale Aufgabenbereiche sind die Reduzierung des Ausstoßes von Treibhausgasen und die Steigerung der Ressourceneffizienz durch bspw. die Einsparung des Eigengewichtes bei gleichzeitiger Erhöhung der Nutzlast. Infolge dessen werden hochfeste Aluminiumlegierungen vermehrt in Primärstrukturen von Fahrzeugen eingesetzt. Ein geeignetes, effizientes Verfahren zum Fügen von hochfesten Aluminiumlegierungen ist das Vollstanznieten (VSN). Das Verfahren zeichnet sich dadurch aus, dass keine aufwändigen Vorarbeiten, wie das Vorlochen, Entgraten und Positionieren notwendig sind. Aufgrund fehlender Kenntnisse bezüglich des Einsatzes von höchstfesten Aluminiumlegierungen als Nietwerkstoff, werden Vollstanzniete aktuell in der Regel aus Stahl gefertigt und eingesetzt. Neben dem Leichtbauaspekt und der Recyclingfähigkeit ist das Fügen artgleicher Werkstoffe besonders hinsichtlich der Korrosionseigenschaften zu bevorzugen. Auf den Einsatz von Abdichtmasse im Fügebereich kann dadurch beispielsweise verzichtet werden.

Das Ziel des Forschungsvorhabens war es, Vollstanzniete aus höchstfesten Aluminiumlegierungen zu entwickeln, mit denen Strukturbauteile aus hochfesten Aluminiumknetlegierungen gefügt werden können.

Die Nietentwicklung erfolgte zum einen auf der geeigneten Auswahl und Anpassung des Nietwerkstoffs sowie zum anderen auf der geometrischen Optimierung des Niets. Ausgangslage des Forschungsprojektes bildete ein Referenz-Niet aus EN AW-7075 T73 der Firma Kerb-Konus-Vertriebs-GmbH, mit welchem eine Gesamtblechdicke von 2,2 mm EN AW-6111 PX gefügt werden kann.

Mit dem neu entwickelten Vollstanznieten aus AA 7068 kann die fügbare Gesamtblechdicke auf 3,1 mm bzw. 4,0 mm des Werkstoffes EN AW-6111 PX gesteigert werden. Zudem ist es erstmals möglich den Werkstoff EN AW-2024 T351 in einer Gesamtblechdicke von 2,6 mm mit einem Vollstanzniet aus Aluminium zu fügen.

Die Erweiterung der Einsatzgrenzen eines Aluminium-Vollstanzniets sowohl hinsichtlich der maximalen Gesamtblechdicke als auch hinsichtlich der maximalen Festigkeit der fügbaren Werkstoffe konnte im Rahmen des Projektes erfolgreich umgesetzt werden.

Das Ziel des Vorhabens wurde erreicht.

Summary

The aspect of climate and environmental protection plays a decisive role in today's developments in the mobility sector. Central tasks are the reduction of the emission of greenhouse gases and the increase of resource efficiency by e.g. saving tare weight with simultaneous increase of the payload. As a result, high-strength aluminum alloys are increasingly used in the primary structures of vehicles. A suitable, efficient process for joining high-strength aluminum alloys is solid self-pierce riveting. The process is characterized by the fact that no time-consuming preparatory work such as pre-punching, deburring and positioning is necessary. Due to a lack of knowledge regarding the use of high-strength aluminum alloys as riveting material, currently used solid self-pierce rivets are usually made of steel. In addition to the lightweight construction aspect and the recyclability, the joining of similar materials is to be preferred especially with regard to corrosive properties. This makes it possible, for example, to avoid the use of sealing compound.

The aim of the research project was to develop solid self-pierce rivets made of ultrahigh-strength aluminum alloys with which structural components made of high-strength wrought aluminum alloys can be joined.

The rivet development was based on the one hand on the suitable selection and adaptation of the rivet material, and on the other hand on the geometric optimization of the rivet. The starting point of the research project was a reference rivet made of EN AW-7075 T73 from Kerb-Konus-Vertriebs-GmbH with which a total sheet thickness of 2.2 mm EN AW-6111 PX can be joined.

With the newly developed solid self-pierce rivet made of AA 7068, the joinable total sheet thickness can be increased to 3.1 mm and 4.0 mm of the material EN AW-6111 PX respectively. For the first time, it is also possible to join the material EN AW-2024 T351 in a total sheet thickness of 2.6 mm with a solid self-pierce rivet made of aluminum.

The extension of the application limits of an aluminum solid self-pierce rivet with regard to the maximum total sheet thickness as well as the maximum strength of the joinable materials was successfully implemented within the scope of the project.

The aim of the project was achieved.

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bedeutung
PLM	*Product-Lifecycle-Management*
VSN	*Vollstanzniet (en)*
Al-VSN	*Vollstanzniet aus Aluminium*
KMU	*Kleines oder mittleres Unternehmen*
LWT	*Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock*
Fh-IGP	*Fraunhofer-Einrichtung für Großstrukturen in der Produktionstechnik*
HHSN	*Halbhohlstanznieten*
KTL	*Kathodische Tauchlackierung*
GISSMO	*Generalized incremental stress-state dependent damage model*
Referenz-Niet	*Referenz-Vollstanzniet aus EN AW-7075 bereitgestellt durch Fa. Audi*
Wb	*wärmebehandelt*
FK-Niet	*Vollstanzniet mit Flachkopfgeometrie*
SK-Niet	*Vollstanzniet mit Senkkopfgeometrie*
PB	*Paint Bake Cycle entspricht dem Zeit-Temperaturverlauf beim Lackeinbrennen im KTL-Prozess*
HBW	*Härte nach Brinell*

1 Einleitung

Der effiziente Einsatz von Ressourcen ist bei der Entwicklung neuer Produkte von grundlegender Bedeutung. Insbesondere der Mobilitätssektor, bestehend aus Flugzeug-, Schienenfahrzeug- und Kraftfahrzeugbau, bietet durch eine Steigerung der Ressourceneffizienz einen zentralen Ansatzpunkt zur Erreichung der aktuellen Klimaziele [1]. Hierbei sind sowohl die Einsparung von Gewicht als auch die Erhöhung der Nutzlast zentrale Herausforderungen. Durch diese Maßnahmen können signifikante Ressourceneinsparungen sowie die Reduzierung des Ausstoßes von Treibhausgasen erzielt werden. Auch die Wiederverwertung vorhandener Produkte und somit die Ansatzpunkte des Product-Lifecycle-Managements (PLM) rücken immer weiter in den Fokus der Entwicklung neuer, innovativer Produkte in den benannten Industriebereichen. Diese Produkte sind dadurch gekennzeichnet, dass sie nicht nur kostengünstig herzustellen, sondern auch effizient im Betrieb sind und ohne größeren Aufwand recycelt werden können. Ein unter diesen Gesichtspunkten in der Industrie verfolgter Ansatz ist der Einsatz von hochfesten Aluminiumlegierungen in der Primärstruktur von Fahrzeugen. Die Umsetzbarkeit und Wirtschaftlichkeit dieses Leichtbauansatzes wird dabei signifikant vom eingesetzten Verfahren zum Fügen dieser Bauteilstrukturen beeinflusst.

Das Vollstanznieten (VSN) ist in dieser Hinsicht als sehr effizientes Fügeverfahren zu benennen. Dies begründet den großen Erfolg des Verfahrens beim Fügen von Bauteilstrukturen aus Stahl. Herausstechendes Merkmal des VSN-Prozesses ist hierbei die Effektivität durch Kombination des Vorlochens mit dem Fügeprozess zu einem einzigen Fertigungsschritt.

Das Nietelement mit seiner Geometrie und Werkstoffauswahl wird typischerweise an die Anforderungen der Fügeaufgabe, u. A. das Umformvermögen des Fügeteilwerkstoffs, der Fügeteilfestigkeit und die Blechdickenpaarung, angepasst. Als mögliche Stellgrößen zur Beeinflussung der Fügeverbindung sind die Schneidgeometrie des Nietelements, die Rillengeometrie, die Form des Nietkopfs sowie die Form des Nietschafts zu benennen. Die werkstofflichen Eigenschaften (Festigkeit, Duktilität) des Nietwerkstoffs definieren dabei maßgeblich die erzielbare Durchstanzkraft und damit die zu fügende Werkstoff- und Blechdickenkombination [2].

1.1 Problemstellung

Bedingt durch die unzureichende Kenntnis geeigneter höchstfester Aluminiumlegierungen mit zielführenden Wärmebehandlungszuständen sowie eine unzureichende Geometrieanpassung konnten sich nach bisherigem Stand der Technik nur vereinzelt Anwendungen von VSN aus Aluminium (Al-VSN) in Bauteilstrukturen aus Aluminium etablieren. Abbildung 1 zeigt potenzielle Anwendungsbeispiele eines Al-VSN in der Montage der Primärstruktur von Fahrzeugen mit einem hohen Rationalisierungspotenzial durch Einsatz effizienter innovativer Fügeverfahren.

Abbildung 1: Potentielle Anwendungsbereiche für das Al-Vollstanznieten.

An die benannten Verbindungen werden hohe Anforderungen hinsichtlich der Korrosionseigenschaften gestellt, da bspw. die Flugzeugstruktur im Betrieb nur unter erschwerten Bedingungen bzw. in bestimmten Bereichen überhaupt nicht inspiziert werden kann. Daher muss bei Aluminiumstrukturen im Flugzeugbau, die vornehmlich aus AlCuMg- (2000er), AlZnMgCu- (7000er) sowie vereinzelnd aus weiteren hochfesten Aluminiumlegierungen bestehen [3], sichergestellt sein, dass es zu keinen Korrosionserscheinungen infolge verschiedener elektrochemischer Potentiale von Fügeteil und Fügeelement kommt. Aus diesem Grund werden derzeit Aluminiumquetschniete und Titanverbindungselemente in der Strukturmontage eingesetzt. Für diese muss ein Vorloch in die Fügeteile eingebracht werden. Dies stellt eine kosten- und zeitintensive Tätigkeit dar. Für die Montage der Rumpfsektionen eines Airbus A320 werden beispielsweise 2000 Fügepunkte mit entsprechenden Vorlöchern benötigt. Nach dem Einbringen der Vorlöcher folgen weitere Arbeitsschritte, die mit diesem Fertigungskonzept verbunden sind (bspw. das Entgraten der Vorlöcher oder das Abdichten). Durch diese arbeitsintensiven Montageabläufe entsteht ein Engpass in der Fertigung der Rumpfstruktur [4]. Die beschriebenen Problemstellungen ergeben sich ebenfalls für KMU in der Zulieferindustrie von Flugzeugherstellern, die Einbaukomponenten wie bspw. Küchenmodule herstellen, die aus einer Aluminiumstruktur bestehen.

Von großem Interesse für die industrielle Anwendung sind darüber hinaus Anforderungen an die Oberflächenbeschaffenheit nach einer Beschichtung im Fertigungsprozess, da diese ein entscheidendes Bewertungskriterium für den Endkunden darstellen. Bei der Verwendung von Stahlnieten im Sichtbereich von Aluminiumstrukturen kommt es hierbei zu unzureichenden Ergebnissen, da aufgrund der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten kein optimales Oberflächenfinish vorgenommen werden kann. Daher kann die effiziente Stanzniettechnologie bei der Verarbeitung von Aluminiumprofilen nicht eingesetzt werden, wodurch sich durch die Notwendigkeit zum Rückgriff auf konventionelle Fügeverfahren die Fertigungszeiten signifikant erhöhen. Die Verwendung von Al-VSN bietet hier ein großes Potential. Weiterhin sorgt die Angleichung der Wärmeausdehnungskoeffizienten von Fügeelement und Strukturbauteil für eine höhere konstruktiv ansetzbare Verbindungsfestigkeit bei größeren Temperaturschwankungen im Betrieb gegenüber der Verwendung von Stahlnieten.

Aufgrund der reduzierten Festigkeit von Al-VSN im Vergleich zu konventionellen Stahl-VSN kann derzeit kein beherrschbarer Prozess mit hinreichend hohem Energieaufnahmevermö-

gen bei geringer Verformung des Nietelements während der Stanzphase bereitgestellt werden. Daher sind die Prozessgrenzen konventionell verfügbarer Al-VSN sehr eng und der Einsatzbereich stark eingeschränkt. Bei Überschreitung dieser Verarbeitungsgrenzen können im Nietelement bspw. Risse entstehen, die das Ermüdungsverhalten der Verbindung signifikant verschlechtern und ein frühzeitiges Versagen des Bauteils nach sich ziehen. Bereits geringe Lateral- sowie Winkelversätze des Installationswerkzeugs, wie sie in der Produktion auftreten können, führen zu Schädigungen des Nietelements (bspw. Stauchungen des Nietelements sowie Nietkopf- oder Nietfußbrüche). Diese können ein Versagen der Verbindung und somit kostenaufwendige Nacharbeiten oder den Ausschuss des Bauteils zur Folge haben. Dadurch bedingt, können Al-VSN lediglich in Bereichen geringer Anforderungen eingesetzt werden (bspw. Anbringung von Verkleidungen). Hier werden ausschließlich Bleche mit geringen Dicken und Festigkeiten verarbeitet. In der Primär-Strukturmontage von Fahrzeugen, in der lediglich hochfeste Aluminiumlegierungen zu finden sind, können konventionelle Al-VSN aufgrund der benannten Aspekte nicht eingesetzt werden.

Hauptgründe für den beschränkten Einsatzbereich sind die mangelnden Kenntnisse zur Herstellung und Wärmebehandlung von VSN aus innovativen Aluminiumlegierungen mit höchsten Festigkeiten sowie die fehlende analytische Betrachtung des geometrischen Einflusses auf die Prozessgrenzen mit Hilfe der numerischen Simulation.

1.2 Lösungsansatz

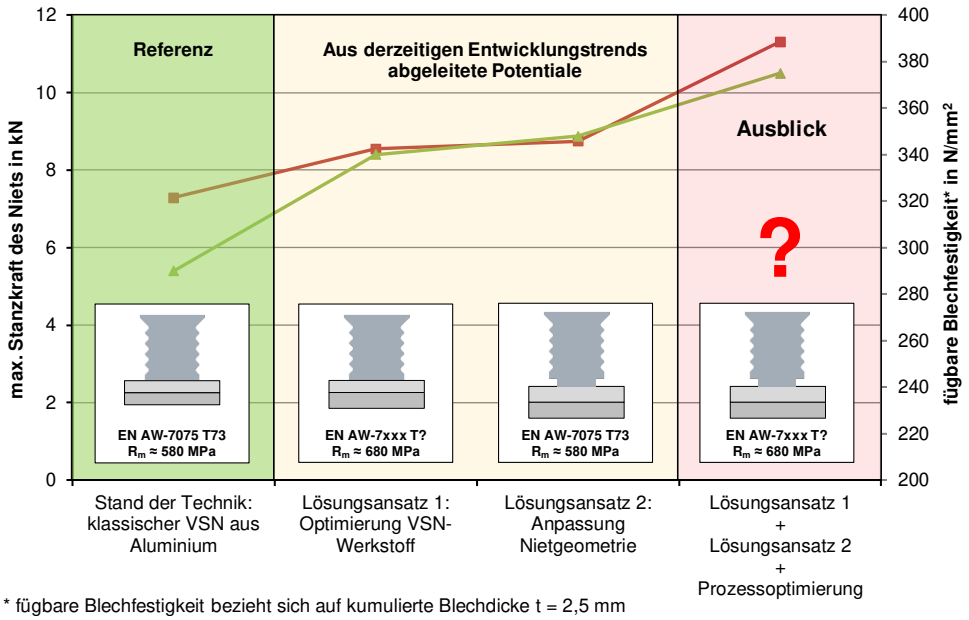
Die Analyse und Behebung der beschriebenen Problemstellung basiert auf folgenden Arbeitshypothesen:

(1) Eine Anpassung geometrischer Parameter über eine numerische Simulation führt zu verringerten Prozesskräften und einer Erweiterung der Prozessgrenzen sowie optimierten Verbindungseigenschaften.

(2) Mit Hilfe von neu verfügbaren Aluminiumlegierungen sowie angepassten Wärmebehandlungsverfahren ist es möglich, Al-Vollstanzniete mit hinreichend hoher Festigkeit bei geringer Verformung herzustellen.

(3) Das Fügen von Strukturbauteilen aus Aluminiumlegierungen mit Hilfe von Al-VSN führt zu besseren mechanischen- und Korrosionseigenschaften der Gesamtstruktur aufgrund angepasster Werkstoffstrukturen sowie mechanischer Eigenschaften der Fügeteil- und Fügeelementwerkstoffe.

Abbildung 2 stellt die Möglichkeiten der Optimierung schematisch gegenüber und zeigt das theoretische Potential gegenüber der konventionellen Al-VSN-Technologie. Die dargestellte erhöhte Stanzkraft bei Variation der Nietgeometrie wurde mittels einer eignen numerischen Voruntersuchung (2D-Simulation, LS-Dyna) des VSN-Prozesses auf Basis eines Geometrievorschlags aus dem Forschungsvorhaben [5] berechnet. Bei gleichen Randbedingungen ermöglicht die neue Geometrie eine um 20% höhere Stanzkraft im Vergleich zu einer konventionellen VSN-Geometrie.



* fügbare Blechfestigkeit bezieht sich auf kumulierte Blechdicke t = 2,5 mm

Abbildung 2: Potential zur Optimierung der Al-VSN-Technologie.

Um die vorangestellten Arbeitshypothesen zu verifizieren, erfolgte die Projektbearbeitung durch zwei Forschungsstellen. Der Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock (LWT) untersuchte Fragestellungen zu geeigneten Aluminiumlegierungen und Wärmebehandlungszuständen. An der Fraunhofer-Einrichtung für Großstrukturen in der Produktionstechnik (Fh-IGP) wurden die prozessbeeinflussenden Fügeparameter sowie die resultierenden Tragverhaltenseigenschaften näher betrachtet.

2 Stand der Technik

Das Vollstanznieten findet derzeit vor allem im Automobilbau Anwendung in der Großserienfertigung. Nachfolgend wird zunächst das Grundprinzip der Vollstanzniettechnologie erläutert. Im Anschluss erfolgen derzeitige Ansätze zur Entwicklung bzw. zum Einsatz von Vollstanznieten aus Aluminium.

2.1 Vollstanzniettechnologie

Beim Vollstanznieten wirkt der Niet im ersten Fertigungsschritt (Einstanzen + Durchstanzen) als Stanzwerkzeug. Im zweiten Schritt wird der Fügeteilwerkstoff in die umlaufende Rillengeometrie eingeformt und erzeugt somit eine formschlüssige Verbindung von Bauteilen und Nietelement. Zwischenarbeitsschritte wie bspw. Entgraten, Fixieren, Positionieren, etc. entfallen hierbei vollständig. Klassische Vollstanzniet-Geometrien sowie der Verfahrensablauf für das Vollstanznieten von Stahlstrukturen sind in Abbildung 3 dargestellt. Typische Nietdurchmesser betragen 4 bis 5 mm. Der in der Abbildung dargestellte Mehrbereichsvollstanzniet wird hierbei für verschiedene Blechdicken- und Fügeteilwerkstoffkombinationen eingesetzt. Er repräsentiert einen Standardniet. Der abgebildete Spezialvollstanzniet ist ein Nietelement, welches hinsichtlich Geometrie und Werkstoffeigenschaften speziell an die zu fügende Blechdicken- und Werkstoffkombination angepasst wurde.

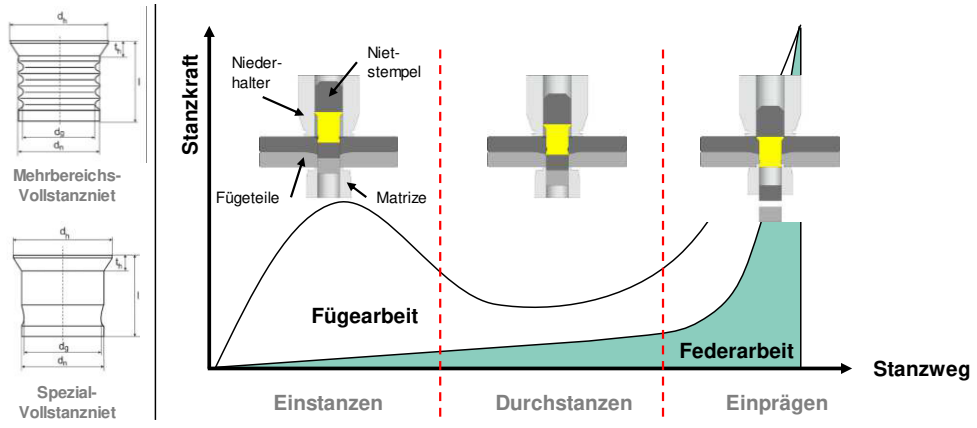


Abbildung 3: Klassische Vollstanzniet-Geometrien für das Fügen von Stahlstrukturen (links unten: Spezialniet; links oben: Mehrbereichsniet für Standardanwendungen) und Verfahrensablauf in Anlehnung an [2].

Zur erfolgreichen Herstellung der Fügeverbindung muss das Nietelement demnach bereits im Fertigungsprozess über ausreichende werkstoffliche Eigenschaften (Festigkeit, Duktilität) verfügen. Die Festlegung der Geometrieelemente (Nietfuß, Rillengeometrie, Kopfgeometrie, Innendurchmesser der Matrize relativ zum Nietfußdurchmesser) definieren dabei maßgeblich die im Setzprozess auftretenden Beanspruchungen von Nietelement und Fügeteil.

Während der Phase des Einstanzens wird der Nietfuß hohen Druckspannungen ausgesetzt. In der Phase des Durchstanzens werden die Nietrillen in Folge der im Setzprozess auftretenden Reibung auf Abscheren (Scherspannungen) beansprucht. Die Rillengeometrie und hier vor allem die Form- und Tiefe der Rillen muss so ausgelegt werden, dass der präge-

ringseitige Fügeteilwerkstoff diese möglichst vollständig ausfüllt bzw. im Falle des Mehrbereichsniets mindestens eine Rille.

2.2 Vollstanznieten von Bauteilen mit Nietelementen aus Stahl

Die Thematik des Verbindens von Aluminiumstrukturbauteilen mittels Stanznieten aus Stahl ist bereits in einigen wissenschaftlichen Arbeiten und IGF-Projekten (vgl. [6–11]) aufgegriffen worden. Der Fokus der Untersuchungen lag zumeist auf den globalen Verbindungseigenschaften wie bspw. Scher-, Kopfzugtragfähigkeit oder Korrosionsbeständigkeit sowie Berechnungsmethoden bei der Anwendung von Halbhohlstanznieten (HHSN) und Vollstanznieten. Die Relevanz der Stanzniettechnologie (VSN & HHSN) für unterschiedliche Industriebereiche wird ebenfalls durch die Analyse von Anwendungsbeispielen in verschiedenen Veröffentlichungen deutlich (vgl. [4, 12–16]).

In [13] und [14] werden die zukünftigen Herausforderungen der Stanzniettechnologie in der Automobilindustrie ausführlich beschrieben. Leichtbaukonzepte werden zunehmend Einzug in das Design haben, um ein Downsizing der Antriebstechnik sowie Sekundäreffekte zur Effizienzsteigerung (kleiner dimensionierte Fahrwerke, Tanks, etc.) nutzen zu können. Besondere Anforderungen werden dabei an die Fügetechnik gestellt, da neben der Herstellung einer tragfähigen Verbindung weitere Aspekte wie bspw. Recyclingfähigkeit oder elektrochemische Potentialunterschiede (Korrosion) berücksichtigt werden müssen. In einer Studie des VDI [16] werden hierzu konkrete Ziele im Zusammenhang mit der Verwendung von Leichtbauwerkstoffen dargestellt. Die angeführten Argumente lassen sich leicht auf weitere Industriebereiche übertragen und werfen die grundlegenden Fragestellungen für das beantragte Vorhaben auf. Die Veröffentlichung [4] zeigt beispielhaft die Anwendung der Stanzniettechnologie im Flugzeugbau und umschreibt anschaulich die Vorteile, die eine Substitution konventioneller Fügetechnik mit sich bringen würde, unter anderem da es sich bei dieser Technologie um einen sehr robusten Prozess mit guter Automatisierbarkeit handelt, wie es auch in [15] bestätigt wird. Auch international wird sich mit der Problemstellung der Stanzniettechnologie auseinandergesetzt. Die Untersuchungen in [12] zeigen das Potential bei der Verwendung von Aluminium als Werkstoff für die Fügeelemente, wobei insbesondere HHSN betrachtet werden. Die angeführten Veröffentlichungen beschäftigen sich mit dem Einsatz alternativer Fügeverfahren in unterschiedlichen Branchenbereichen, wobei die Stanzniettechnologie vielfach als Lösungsansatz herangezogen wird. Trotz der Relevanz von Aluminium-Leichtbaukonzepten wird die Möglichkeit des Fügens mittels Al-VSN nicht betrachtet.

2.3 Vollstanznieten von Bauteilen mit Nietelementen aus Aluminium

Lediglich stichprobenartige Ergebnisse zu Prozessparametern sowie resultierenden Verbindungseigenschaften bei der Verarbeitung von Al-VSN können dem Forschungsbericht [8] entnommen werden. Hier werden verbindungstechnische Merkmale für verschiedene Konfigurationen untersucht. Als zu fügende Versuchswerkstoffe dienen Aluminiumknet- und Aluminiumgusslegierungen mit Zugfestigkeiten bis zu 240 N/mm² (EN AW-6016 T4, EN AW-6060 T61, EN AW-5182 sowie EN AC-43400). Als Fügeelemente werden Mehrbereichs-VSN aus Stahl sowie stichprobenartig aus Aluminium EN AW-7075 T73 ($R_m \approx 570$ N/mm²) eingesetzt. Die Ergebnisse zeigen, dass es bis zu einer kumulierten Blechdicke von 3,1 mm im untersuchten Festigkeitsbereich möglich ist, Probenbleche miteinander zu verbinden. Dabei konnten Al-VSN gegenüber Stahl-VSN gleichwertige Ergebnisse hinsichtlich des quasistatischen Scher-, Kopf- und Schälzugtragverhaltens erzielen. Bei einer weiteren Steigerung der Blechdicken, war das Verbinden der Blechpaarungen nicht mehr möglich und die Al-VSN versagten aufgrund von plastischer Deformation in der Stanzphase des Setzprozesses. Weiterhin wurde festgestellt, dass die Verarbeitungsprozess-

grenzen aufgrund der geringeren Materialfestigkeit von Al-VSN signifikant enger sind als für Stahl-VSN. Bedingt durch die Fokussierung auf die Tragverhaltenseigenschaften wurden keine quantitativen Angaben zu den tatsächlichen Verarbeitungsgrenzen gemacht. Aus diesen Untersuchungen lässt sich ein Verhältnis von Fügeteil- zu Nietfestigkeit von ca. 2,4 ableiten, das mindestens vorhanden sein muss, um eine reproduzierbare Fügeverbindung zu erhalten.

Um die Verarbeitungsgrenzen zu quantifizieren, können numerische und experimentelle Untersuchungen herangezogen werden. In [5] wurde ein solcher Ansatz gewählt, um mit Hilfe von geometrischen Anpassungen der Schneiden- bzw. Fußgeometrie die benötigte Stanzkräfte für selbststanzende Schließringbolzen um bis zu 18 % zu senken. Eine ähnliche geometrische Anpassung kann es ermöglichen, den Einsatzbereich von Aluminium-VSN für höherfeste Aluminiumlegierungen zu erweitern. Um jedoch eine in sich geschlossene Ergebnisdarstellung bereitstellen zu können, sollten alle geometrischen Parameter einer Sensitivitätsanalyse unterzogen werden.

Ein weiterer Ansatz zur Prozessanalyse ist die Betrachtung der Werkzeuge im Verarbeitungsprozess. In [6] wird ein innovatives Werkzeugkonzept mit geteilter Matrize für den Einsatz bei VSN untersucht und erprobt. Dadurch konnten benötigte Stanz- und Prägekräfte ebenfalls gesenkt werden, wobei sich die Untersuchungen in dieser Veröffentlichung lediglich auf Stahl-VSN (Spezial-VSN, Mehrbereichs-VSN) beziehen.

In [17–19] sind Ansätze zur numerischen Abbildung des Vollstanznietprozesses bei der Verwendung unterschiedlicher Materialien und Werkzeugkonzepte dargelegt. In [17] wird zunächst ein Modell erarbeitet, das in der Lage ist, die Vorgänge während des Setzprozesses von VSN abzubilden. Der Niet wird dabei als nicht verformbar angenommen. Die Ausführungen in [18] stellen einen Ansatz für die Sensitivitätsuntersuchung einer VSN-Verbindung bereit, der speziell auf die Maximierung der Tragverhaltenseigenschaften einer VSN-Verbindung ausgerichtet ist. Da jedoch auch hier Stahl-VSN betrachtet wurden, können lediglich das methodische Vorgehen mit in das beantragte Forschungsvorhaben übernommen werden. Die Ergebnisse im Forschungsvorhaben [19] zeigen, dass neue Werkstoffkonzepte für VSN (inkl. Sensitivitätsanalyse für Niet und Werkzeug) sehr gut mit Hilfe numerischer Werkzeuge abzubilden sind. Die Tragfähigkeit einer solchen Verbindung kann ebenfalls numerisch nachvollzogen werden. Basierend auf den beschriebenen Modellierungen mit ihren Ergebnissen können eigene Simulationsmodelle entwickelt werden, mit denen eine Optimierung hinsichtlich einer robusten Verarbeitung von Al-VSN möglich ist.

Im Automobilbau sind AlMg(Mn)- (5000er-) Aluminiumlegierungen typische Fügeteilwerkstoffe. Sie haben eine mittlere Festigkeit (ca. 200-250 N/mm²) in Kombination mit guten Korrosionseigenschaften. Zunehmend ist aber auch eine Tendenz hin zu AlMgSi- (6000er-) oder 7000er-Legierungen vorhanden [20]. Im Luftfahrzeugbau werden vorzugsweise 2000er- und 7000er-Legierungen eingesetzt. Üblicherweise können so Festigkeiten von bis zu 460 N/mm² für 2xxx, bis zu 310 N/mm² für 6xxx und bis zu 570 N/mm² für 7xxx Knetlegierungen [21] erzielt werden. Bei diesen mechanischen Eigenschaften trifft die derzeitige Stanzniettechnologie unter Verwendung werkstoffähnlicher VSN auf ihre Grenzen. Jedoch erreichen neuere Aluminiumlegierungen wie beispielsweise EN AW-7278 (AlZn7Mg3Cu2) [12] oder EN AW-7068 (AlZn8Mg2,5Cu2) [22] mit höheren Anteilen an Legierungselementen höchste Festigkeiten bis 700 N/mm² und erscheinen demnach geeignet als Werkstoffe für Al-VSN.

Die mechanischen Eigenschaften dieser höchstfesten 7000er-Legierungen werden durch das Ausscheidungshärten eingestellt. Dieses Wärmebehandlungsverfahren beinhaltet die drei Prozessschritte Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern. Beim Lösungsglühen von Knetlegierungen wird der Werkstoff auf eine legierungsspezifische Temperatur i.d.R. in das Einphasengebiet des homogenen Aluminiummischkristalls erwärmt und für eine bestimmte Dauer gehalten. Ziele des Ausscheidungshärtens sind das Lösen der Legierungselemen-

tatome und die Erhöhung der Konzentration an Leerstellen im Kristallgitter. Durch das nachfolgende Abschrecken auf Raumtemperatur bleiben die Legierungselementatome zwangsgelöst und die erhöhte Leerstellenkonzentration weitestgehend eingefroren. Somit entsteht ein an Fremdatomen und Leerstellen doppelt übersättigter Mischkristall. Die Auslagerung bei Raumtemperatur oder bei leicht erhöhter Temperatur (ca. 100 bis 200 °C) führt zur Ausscheidung der Legierungselementatome aus dem Mischkristall. Dabei bilden sich festigkeitssteigernde Teilchen.

Mit zunehmender Konzentration an Legierungselementen erhöht sich die kritische Abschreckgeschwindigkeit, die beim Abkühlen nach dem Lösungsglühen notwendig ist, um einen vollständig übersättigten Aluminiummischkristall zu erhalten, bei höchstfesten 7xxx-Legierungen auf bis zu ca. 300 K/s [23]. Bei typischen Lösungsglühtemperaturen von ca. 500 °C bedeutet dies Abschreckdauern < 2 s. Für Abmessungen von Al-VSN dieser Legierungen kann bei üblichen Abschreckmethoden (wässrige Bäder) nicht mehr davon ausgegangen werden, dass der Werkstoff ausnahmslos ausscheidungsfrei abgekühlt wird. Die Bildung von festigkeitssteigernden Ausscheidungen durch das anschließende Warmauslagern ist signifikant abhängig von der Übersättigung nach dem Abschrecken [24, 25]. Die gewünschten mechanischen Eigenschaften lassen sich daher nur mit einer genauen Kenntnis des Ausscheidungsverhaltens sowie innovativer Abschreckverfahren in der Prozesskette von Al-VSN einstellen. Sie stellen jedoch bei Gelingen ein erhebliches Potential für die Al-VSN-Technologie zur Verfügung, wie es der Antragsteller im Zusammenhang mit ähnlichen Forschungsvorhaben unter Beweis gestellt hat [26–28].

3 Eigenschaften der Versuchswerkstoffe

Im Rahmen des Forschungsvorhabens wurden 2 Aluminiumknetlegierungen als Fügeteilwerkstoffe verwendet.

Die Aluminiumknetlegierung EN AW-2024 im Zustand T351 wurde von der Firma Airbus Operations GmbH in den Blechdicken 1,5 mm und 2,5 mm zur Verfügung gestellt. Diese Aluminiumknetlegierung wird typischerweise für die Primärstruktur im Flugzeugbau (wie bspw. im Rumpf- oder Flügelbereich [29]) eingesetzt. Zur Steigerung der Korrosionsbeständigkeit werden diese Bleche vielfach mit einer Oberflächenbeschichtung aus reinem Aluminium („Alclad-Schicht“) versehen [30].

Der prozentuale Anteil der Alclad-Schicht an der Gesamtblechdicke beträgt bei den im Rahmen des Projekts verwendeten 1,5 mm Blechen ca. 9 % und bei den 2,5 mm Blechen ca. 6 %. In der Abbildung 4 sind jeweils 10 Messwerte der Schichtdickenmessung für beide Blechdicken dargestellt.

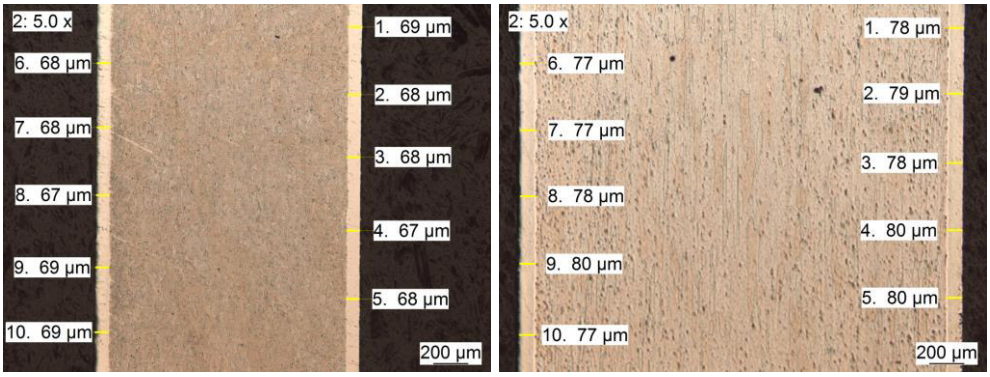


Abbildung 4: Messung der Alclad – Schicht bei den Blechen EN AW-2024 T351 der Blechdicke 1,5 mm (links) und 2,5 mm (rechts) [31].

Als zweiter Fügeteilwerkstoff wurden Bleche der Aluminiumknetlegierung EN AW-6111 im Zustand PX in den Blechdicken 1,1 mm und 2,0 mm verwendet. Diese wurden von der Firma Novelis Switzerland SA bereitgestellt. Typischerweise wird diese Aluminiumknetlegierung im Karosseriebereich im Fahrzeugbau eingesetzt. Als Einsatzbeispiele können bspw. der Front- und Heckklappenbereich sowie das Dach aufgeführt werden [32]. Die Bezeichnung „PX“ bedeutet, dass ein stabilisierter Zustand eingestellt wurde, der zu einer verbesserten Lagerungsbeständigkeit und zu einer Beschleunigung der Festigkeitssteigerung beim Lackeinbrennen am Ende des KTL-Prozess (Kathodische Tauchlackierung) führt [33]. Bei diesem Vorgang wird eine Temperatur von 180° C über eine Zeitdauer von ca. 30°min eingebracht. In den nachfolgenden Beschreibungen wird dieser Prozess mit PB (Paint Bake Cycle) abgekürzt.

Für die Bleche im PX Zustand wird von der Firma Novelis eine Lagerungsbeständigkeit von bis zu 6 Monaten gewährleistet. Um den Alterungsprozess zu verlangsamen und nahezu gleichbleibende Eigenschaften des Versuchswerkstoffs über die gesamte Projektlaufzeit zu erhalten, wurden die Bleche bei einer Temperatur von -20° C gelagert. Zur Überwachung der Werkstoffeigenschaften wurden monatliche Härteprüfungen nach Vickers vorgenommen. In der Abbildung 5 sind die Messwerte der Härteprüfung über die Monate der Projektlaufzeit dargestellt. Ein Messwert beinhaltet immer 6 Einzelmessergebnisse.

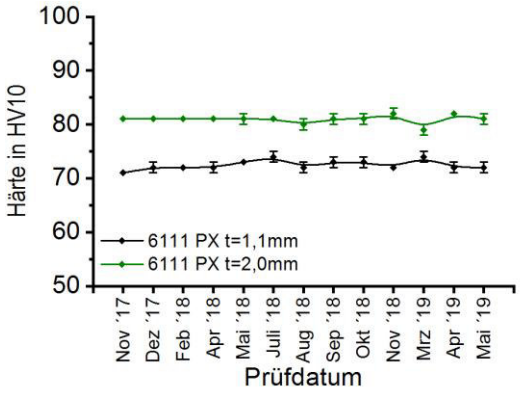


Abbildung 5: Überwachung der Werkstoffeigenschaften der Al-Legierung EN AW-6111 im Zustand PX bei der Lagerung bei -20° C anhand der Härteprüfung, durchgeführt am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock.

Als Nietwerkstoff wurde die Aluminiumlegierung AA 7068 ausgewählt. Diese wurde von der Drahtwerk Elisental W. Erdmann GmbH & Co. zur Verfügung gestellt. Die Aluminiumlegierung AA 7068 lag als Stangenmaterial im Zustand T651 mit einem Durchmesser von 8,0 mm vor. Für die Einstellung des Lieferzustands T651 wurde vom Hersteller der Werkstoff lösungsgeglüht, getrocknet, gerichtet und abschließend warmausgelagert. Die genauen Prozessparameter sind Abbildung 6 zu entnehmen.

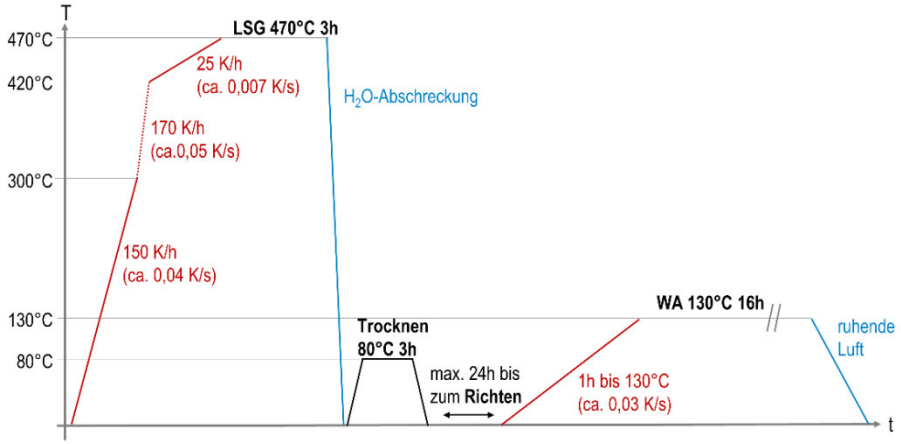


Abbildung 6: Temperaturführung zur Einstellung des Lieferzustands T651 (nach Angaben des Werkstofflieferanten).

3.1 Lieferzustand

Zur Charakterisierung der Werkstoffe der Fügeteile (EN AW-2024 und EN AW-6111) und des Vollstanzniets (AA 7068) erfolgten umfangreiche Untersuchungen. Diese werden nachfolgend in eine chemisch-physikalische Charakterisierung sowie in eine mechanisch-technologische Charakterisierung unterteilt.

3.1.1 Chemisch-physikalische Charakterisierung

Im Rahmen der chemisch-physikalischen Untersuchung wurde eine OES-Prüfung (Optische Emissionsspektrometrie) der Werkstoffe sowie eine Untersuchung der Mikrostruktur des Werkstoffs AA 7068 vorgenommen. Die Beschreibung der Durchführung und die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind nachfolgend dargestellt.

3.1.1.1 OES

Die optische Emissionsspektrometrie wurde am stationären Metallanalysegerät „Spectromaxx“ des Fraunhofer IGPs durchgeführt.

Ziel der Untersuchung ist die Bestimmung der Hauptlegierungselemente der Fügeelement- und Fügeteilwerkstoffe. Das zu prüfende Material wird dabei durch eine Funkenentladung im Schutzgas (Argon) lokal erhitzt und verdampft. Die dabei freiwerdenden charakteristischen Wellenlängen der chemischen Elemente werden vom optischen System erfasst. Im Zusammenhang mit der erfassten Intensität werden die prozentualen Massenanteile der Legierungselemente ermittelt. Das Prüfgerät und die Kenndaten zum Prüfaufbau sind in der Abbildung 7 dargestellt.

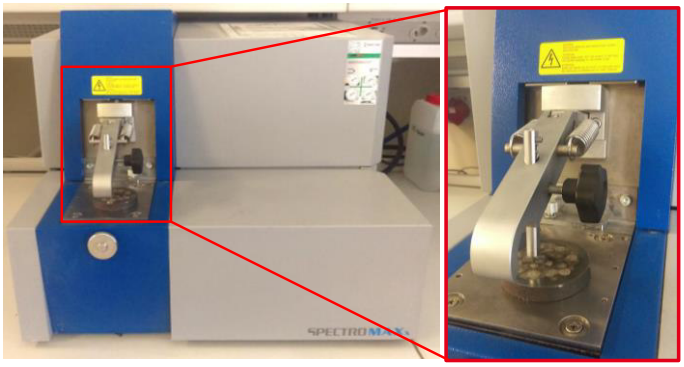
Prüfaufbau Optische Emissionspektrometrie	Maschine
	SPECTROMAXx Spectro Analytical Instruments GmbH
	Equipmentnummer
	12262664
	Kalibrierdatum
	02.2019
	Schutzgas
	Argon 4.8 DIN EN ISO 14175: I1 (99,998 %)
	Messprogramm
	Al-01-M
	Anzahl der Wiederholungsmessungen
	5

Abbildung 7: Prüfaufbau der Optischen Emissionsspektrometrie.

Die Untersuchung wurde stichprobenartig an allen Versuchswerkstoffen durchgeführt. In der nachfolgenden Tabelle 1 ist die chemische Zusammensetzung der Legierung EN AW-2024 für die Bleche der Dicke 1,5 mm und 2,5 mm aufgeführt. Im Zuge der Probenvorbereitung wurde die Alclad-Schicht mittels Schleifen entfernt. Die chemischen Elemente stimmen mit den Grenzwerten aus der Literatur überein.

Tabelle 1: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung EN AW-2024 nach [31].

Werkstoff	Massenanteile in %							
	Si	Fe	**Cu**	Mn	**Mg**	Cr	Zn	Ti
EN AW-2024 t = 1,5 mm	0,055	0,123	**4,56**	0.50	**1,46**	< 0,0003	0,018	0,030
EN AW-2024 t = 2,5 mm	0,080	0,098	**4,59**	0,45	**1,54**	0,030	0,091	0,031
EN AW-2024 DIN EN 573-3 [34]	≤ 0,50	≤ 0,50	**3,8–4,9**	0,30-0,9	**1,2–1,8**	≤ 0,10	≤ 0,25	≤ 0,15

Die chemische Zusammensetzung der im Projekt verwendeter Bleche der Legierung EN AW-6111 ist in der Tabelle 2 dargestellt. Die Messwerte liegen innerhalb der Grenzwerte, die für diese Legierung in der Literatur angegeben werden.

Tabelle 2: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung EN AW-6111 nach [31].

Werkstoff	**Massenanteile in %**							
	Si	Fe	Cu	Mn	**Mg**	Cr	Zn	Ti
EN AW-6111 t = 1,1 mm	**0,64**	0,244	0,71	0,164	**0,76**	0,0095	0,008	0,034
EN AW-6111 t = 2,0 mm	**0,69**	0,229	0,68	0,159	**0,77**	0,0081	0,0047	0,046
AA 6111 Aluminium-Schlüssel [35]	**0,6-1,1**	≤ 0,40	0,50–0,9	0,10-0,45	**0,50–1,0**	≤ 0,10	≤ 0,15	≤ 0,10

In Tabelle 3 ist die chemische Zusammensetzung der in dieser Arbeit verwendeten Charge des Werkstoffs AA 7068 angegeben. Auffällig ist, dass der Kupfergehalt mit 1,6 % an der unteren Grenze des Legierungselements liegt. Zink befindet sich mit 8,43 % leicht oberhalb des Grenzbereichs.

Tabelle 3: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung AA 7068.

Werkstoff	**Massenanteile in %**								
	Si	Fe	**Cu**	Mn	**Mg**	Cr	**Zn**	Ti	**Zr**
AA 7068	0,052	0,076	**1,60**	0,008	**2,96**	0,013	**8,43**	0,022	**0,084**
AMS 4331	≤ 0,12	≤ 0,15	**1,6-2,4**	≤ 0,10	**2,2-3,0**	≤ 0,05	**7,3-8,3**	≤ 0,10	**0,05-0,15**

3.1.1.2 Mikrostruktur

Neben der Bestimmung der chemischen Zusammensetzung wurde das Ausgangsgefüge des Fügeelementwerkstoffs am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock analysiert. Abbildung 8 zeigt ein relativ homogenes und feinkörniges Ausgangsgefüge der untersuchten Legierung AA 7068 T651.

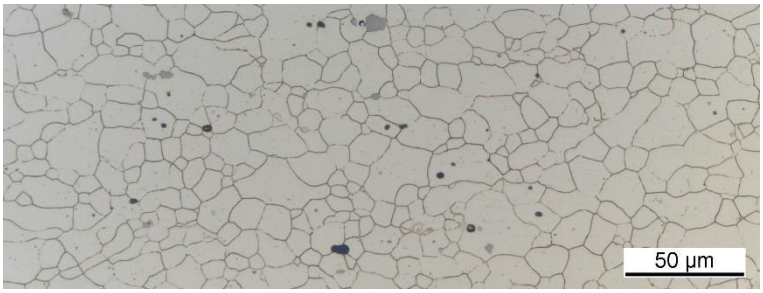


Abbildung 8: Ausgangsgefüge der Legierung AA 7068 T651, Ätzung nach WECK (Längsschliff).

3.1.2 Mechanisch-technologische Charakterisierung

Im Rahmen der mechanisch-technologischen Charakterisierung der Fügeelement- und Fügeteilwerkstoffe wurden Härteprüfungen sowie Zugversuche bei quasistatischer Belastung und bei erhöhter Dehngeschwindigkeit vorgenommen. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind nachfolgend aufgeführt.

3.1.2.1 Härteprüfung

Zur Materialcharakterisierung wurde die Härte der Versuchswerkstoffe erfasst. Verwendet wurde das Prüfverfahren nach Vickers [36]. Die Ergebnisse sind in der Tabelle 4 zusammengefasst. Bei der Legierung EN AW-2024 T351 ist die Alclad-Schicht vor der Härteprüfung mittels Schleifen entfernt worden. Sowohl die Legierung EN AW-6111 als auch die Legierung EN AW-2024 wurden kontinuierlich über die Projektlaufzeit mittels Härteprüfung überwacht. Beide Fügeteilwerkstoffe zeigten nahezu konstante Härtewerte (vgl. Abbildung 5 sowie Abbildung 87 im Anhang 10.1).

Tabelle 4: Härteprüfung nach Vickers – Ergebnis der Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand (Mittelwert ± Standardabweichung).

Werkstoff	Datum der Prüfung	Bemerkung	Härte	Verwendung
EN AW-2024 T351 t = 1,5 mm	07.2018	Alclad – Schicht entfernt; Für Prüfung kurzzeitige Entnahme aus der Tiefkühltruhe	141 ± 3 HV 10	Fügeteil
EN AW-2024 T351 t = 2,5 mm	07.2018	Alclad – Schicht entfernt; Für Prüfung kurzzeitige Entnahme aus der Tiefkühltruhe	141 ± 3 HV 10	Fügeteil
EN AW-6111 PX t = 1,1 mm	11.2017	Für Prüfung kurzzeitige Entnahme aus der Tiefkühltruhe	72 ± 0 HV 10	Fügeteil
EN AW-6111 PX t = 2,0 mm	11.2017	Für Prüfung kurzzeitige Entnahme aus der Tiefkühltruhe	81 ± 0 HV 10	Fügeteil
AA 7068 T651	02.2018	Prüfung und Lagerung bei Raumtemperatur	208 ± 1 HV 1	Fügeelement

Nach DIN EN 485-2 [21] wird für eine Nenndicke von 0,4 mm bis 3,0 mm der Legierung EN AW-2024 im Zustand T351 ein Wert von 123 HBW (Härtewert nach Brinell) angegeben. Umgerechnet bedeutet dies ein Wert von ca. 130 HV 10 [37]. Die gemessenen Werte der liegen mit 141 HV 10 leicht oberhalb der Literaturwerte. In Untersuchungen von HOLDER et al. [38] an 1,1 mm Blechen der Legierung AA6111 P4 wurden im Ausgangszustand Härtewerte von 83 HV 1 ermittelt. Das 2,0 mm Blech weist mit 81 HV10 ähnliche Werte auf. Die Werte des 1,1 mm Blechs liegen mit 72 HV 1 leicht unterhalb der Literaturwerte. In der

Werkstoffdatenbank MatWeb wird für die Legierung AA 7068 T651 ein Härtewert von 185 HBW angegeben. Nach der Umrechnung entsprechend Tabelle F.5 der DIN EN ISO 18265 ergibt sich ein Härtewert von ca. 195 HV 10. Der Mittelwert der Legierung AA 7068 T651 liegt mit 208 HV 1 etwas über dem Literaturwert. Alle gemessenen Versuchswerkstoffe verfügen über Härtewerte, vergleichbar mit denen aus der Literatur.

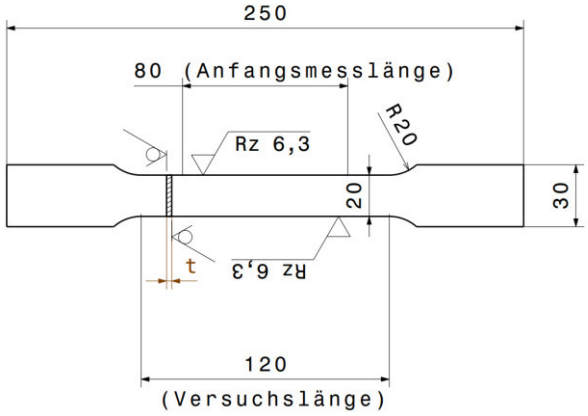
3.1.2.2 Zugversuch bei quasistatischer Belastung

Die Materialprüfung mittels Zugversuch bei quasistatischer Belastung wurde am Fraunhofer IGP durchgeführt. Verwendet wurde eine Universalprüfmaschine der Firma Zwick/ Roell, die über eine maximale Prüfkraft von 50 kN verfügt (Z050). Die Feinwegmessung erfolgte mittels Videoextensometer. Der Prüfaufbau ist in der Abbildung 9 dargestellt.

Prüfaufbau Zugversuch	Maschine
	Zwick/ Roell Z50
	Seriennummer
	722101/15
	Equipmentnummer
	12405317
	Kalibrierdatum
	03.12.2018
	Wegmessung
	Videoextensometer
	Prüfgeschwindigkeit
	Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e} = 0{,}0067\ s^{-1}$
	Versagenskriterium
	Probenbruch
	Probenform
	DIN 50125-H 20x80 DIN 50125-B 5x25

Abbildung 9: Prüfaufbau für den Zugversuch bei quasistatischer Belastung nach [31].

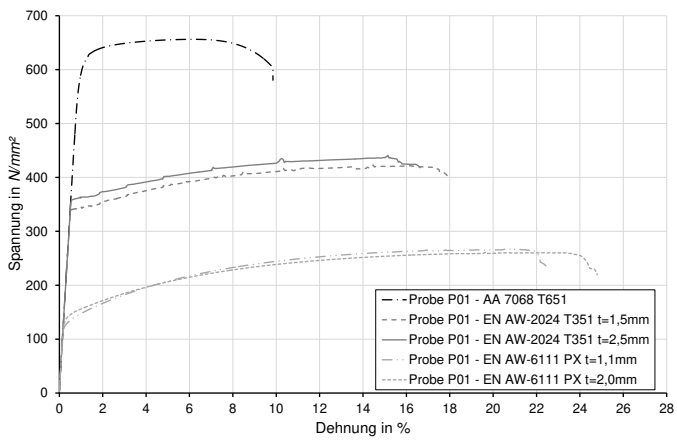
Aus den Versuchswerkstoffen der Fügeteile wurden längs zur Walzrichtung Flachzugproben mit einer Probenbreite von 20 mm, einer Anfangsmesslänge von 80 mm und einer Probenblechdicke von 1,1 mm und 2,0 mm sowie 1,5 mm und 2,5 mm nach DIN 50125 [39] (DIN 50125-H 20x80) gefertigt (siehe Abbildung 10). Die Alclad-Schicht ist bei der Legierung EN AW-2024 T351 nicht entfernt worden. Aus dem Stangenmaterial AA 7068 T651 wurden Rundzugproben nach DIN 50125 mit Gewindeköpfen M8 (DIN 50125-B 5x25, siehe Abbildung 27) gefertigt.



Probenblechdicke t	Legierung
$t_1 = 1{,}1$ mm	EN AW-6111
$t_2 = 2{,}0$ mm	EN AW-6111
$t_3 = 1{,}5$ mm	EN AW-2024
$t_4 = 2{,}5$ mm	EN AW-2024

Abbildung 10: Geometrie der Flachzugproben für Zugversuche nach DIN 50125 [39].

Die Spannungs-Dehnungsdiagramme, inklusive der spezifischen Kenndaten der Prüfung, sind für alle Versuchswerkstoffe im Anhang (siehe Kapitel 10.2) hinterlegt. In der Abbildung 11 ist jeweils eine exemplarische Spannungs-Dehnungskurve je Fügeteil- und Fügeelementwerkstoff in einem gemeinsamen Diagramm aufgeführt. Die dazugehörige Bruchdehnung A, die Dehngrenze $R_{P0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m sind in der Tabelle 5 zusammengefasst.



Probenwerkstoff
AA 7068 T651 d = 5,0 mm EN AW-2024 T351 t = 1,5 mm; 2,5 mm EN AW-6111 PX t = 1,1 mm; 2,0 mm
Prüfmaschine
Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
Wegmessung
Videoextensometer
Prüfverfahren
Quasistatischer Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1: Verfahren B
Prüfgeschwindigkeit
Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1}
Probenform
DIN 50125-H 20x80 DIN 50125-B 5x25
Probenanzahl
1 exemplarische Probe je Konfiguration

Abbildung 11: Übersicht der Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand bei quasistatischer Belastung im Zugversuch nach [31].

Tabelle 5: Kennwerte der Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand bei quasistatischer Belastung im Zugversuch (Mittelwert ± 2-fache Standardabweichung).

Werkstoff	Datum der Prüfung	Bruch-dehnung A in %	Dehngrenze $R_{P0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Verwendung
EN AW-2024 T351 t = 1,5 mm	06.2018	17 ± 2	342 ± 3	424 ± 5	Fügeteil
EN AW-2024 T351 t = 2,5 mm	06.2018	16 ± 1	361 ± 3	443 ± 5	Fügeteil
EN AW-6111 PX t = 1,1 mm	03.2018	23 ± 2	130 ± 1	267 ± 3	Fügeteil
EN AW-6111 PX t = 2,0 mm	03.2018	24 ± 3	143 ± 1	261 ± 2	Fügeteil
AA 7068 T651	03.2018	11 ± 2	603 ± 10	655 ± 5	Fügeelement

Die Dehngrenze $R_{P0,2}$ der 1,5 mm dicken Bleche aus der Legierung EN AW-2024 T351 liegt bei 342 N/mm², die Dehngrenze der 2,5 mm dicken Blech bei 361 N/mm². Bei der Zugfestigkeit R_m wird ein Wert von 424 N/mm² (1,5 mm Blech) sowie ein Wert von 443 N/mm² (2,5 mm Blech) erzielt. Die Werte der Dehngrenze liegen damit oberhalb der genormten Mindestanforderung von 290 N/mm² dieses Materials [21]. Für die Zugfestigkeit ist eine Festigkeit von mind. 435 N/mm² vorgegeben. Dieser Wert wird beim 1,5 mm dicken Blech mit einer Abweichung von ca. 11 N/mm² nicht erreicht. Das 2,5 mm Blech erreicht den geforderten Mindestwert, liegt jedoch dicht an dem Grenzwert. Eine Ursache für die reduzierte Festigkeit kann darin begründet sein, dass die geprüften Proben über eine beidseitig aufgebrachte Alclad-Schicht verfügten. Im Vergleich zur Legierung EN AW-2024 T351 besitzt diese Schicht eine geringe Festigkeit. Der prozentuale Anteil der Alclad-Schicht liegt beim 1,5 mm dicken Blech bei ca. 9% und ist damit um 3% höher als beim 2,5 mm dicken Blech.

Die Werte für die Dehngrenze $R_{P0,2}$ der Legierung EN AW-6111 PX liegen mit 130 N/mm² und 143 N/mm² um ca. 10 N/mm² oberhalb der Ausgangsmesswerte, die von der Firma Novelis direkt nach der Herstellung des Coils geprüft wurden. Bei der Zugfestigkeit von 267 N/mm² und 261 N/mm² liegen die Werte ebenfalls ca. 10 N/mm² höher. Eine Erwärmung der Proben oberhalb der Raumtemperatur sowohl bei der Fertigung als auch auf Raumtemperatur während der Prüfung war nicht zu vermeiden. Die Veränderung der Kennwerte kann darauf zurückgeführt werden.

Die Legierung AA 7068 liegt mit einer Zugfestigkeit von 655 N/mm² deutlich oberhalb der Zugfestigkeit der Fügeteile. Die Differenz zum Fügteilwerkstoff EN AW-2024 T351 liegt bei mind. 212 N/mm², die Differenz zum Fügteilwerkstoff EN AW-6111 PX bei mind. 388 N/mm².

3.1.2.3 Dehnratenabhängiger Zugversuche

Im Rahmen der Materialcharakterisierung der Fügeteil- und Fügeelementwerkstoffe erfolgten zusätzlich zu den Zugversuchen bei quasistatischer Belastung Zugversuche mit erhöhter Dehngeschwindigkeit. Als zusätzliche Dehngeschwindigkeiten wurden 0,05 s^{-1} sowie 0,068 s^{-1} definiert. Die Dehngeschwindigkeit 0,068 s^{-1} ist der Maximalwert, der an der Universalprüfmaschine Z050 bei dieser Materialprüfung eingestellt werden kann. Im Vergleich zum Zugversuch bei quasistatischer Belastung bedeutet dies eine ca. 7-fache, bzw. 10-fache Erhöhung der Dehngeschwindigkeit. Die Fachzugproben (DIN 50125-H 20x80) und Rundzugproben (DIN 50125-B 5x25) sowie der Prüfaufbau (siehe Abbildung 9) sind identisch zum Zugversuch bei quasistatischer Belastung ausgeführt worden. Die Spannungs-Dehnungsdiagramme bei erhöhter Dehngeschwindigkeit sind für alle Versuchswerkstoffe im Anhang (siehe Kapitel 10.3) hinterlegt. In der Abbildung 12 ist jeweils eine exemplarische Spannungs-Dehnungskurve je Werkstoff bei quasistatischer Belastung sowie bei erhöhter

Dehngeschwindigkeit in einem gemeinsamen Diagramm aufgeführt. Bei der Legierung EN AW-2024 T351 wurde zusätzlich die Dehngeschwindigkeit 0,068 s^{-1} geprüft. Die dazugehörige Bruchdehnung A, die Dehngrenze $R_{P0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m sind in der Tabelle 6 zusammengefasst.

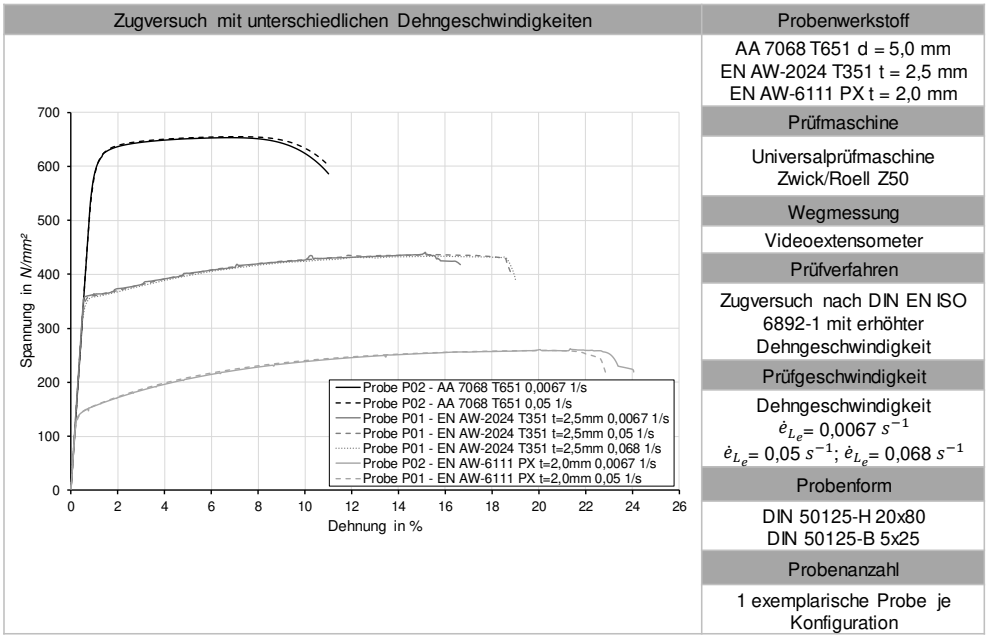


Abbildung 12: Übersicht der Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten im Zugversuch nach [31].

Tabelle 6: Kennwerte der Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten im Zugversuch (Mittelwert ± 2-fache Standardabweichung).

Werkstoff	Dehngeschw. im Zugversuch in s^{-1}	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{P0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Verwendung
EN AW-2024 T351 t = 2,5 mm	0,0067	16 ± 1	361 ± 3	443 ± 5	Fügeteil
EN AW-2024 T351 t = 2,5 mm	0,05	18 ± 1	356 ± 3	436 ± 5	Fügeteil
EN AW-2024 T351 t = 2,5 mm	0,068	17 ± 2	352 ± 4	434 ± 5	Fügeteil
EN AW-6111 PX t = 2,0 mm	0,0067	24 ± 3	143 ± 1	261 ± 2	Fügeteil
EN AW-6111 PX t = 2,0 mm	0,05	22 ± 1	143 ± 2	259 ± 2	Fügeteil
AA 7068 T651	0,0067	11 ± 2	603 ± 10	655 ± 5	Fügeelement
AA 7068 T651	0,05	9 ± 1	603 ± 5	654 ± 6	Fügeelement

Alle drei Versuchswerkstoffe zeigen ein nahezu dehnratenunabhängiges Werkstoffverhalten innerhalb des geprüften Dehnratenbereichs. Sowohl bei der Bruchdehnung als auch bei der Dehngrenze und der Zugfestigkeit sind lediglich geringe Unterschiede der innerhalb der Legierung festzustellen. Ein dehnratenunabhängiges Verhalten im Zugversuch wurde im Jahr 2013 ebenfalls von J.D. SEIDT und A. GILAT für die Legierung EN AW-2024 in einem Dehnratenbereich von 0,00009 s^{-1} bis 1860 s^{-1} bestimmt (siehe Abbildung 13) [40].

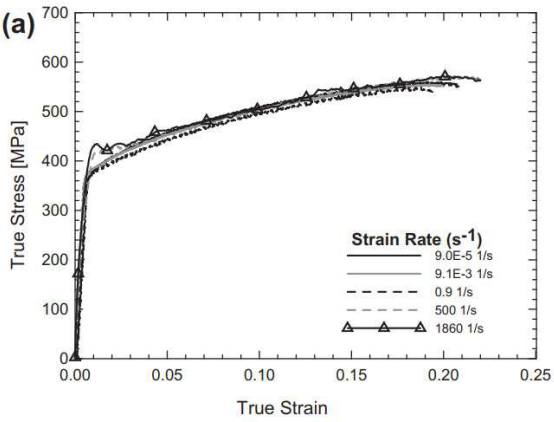


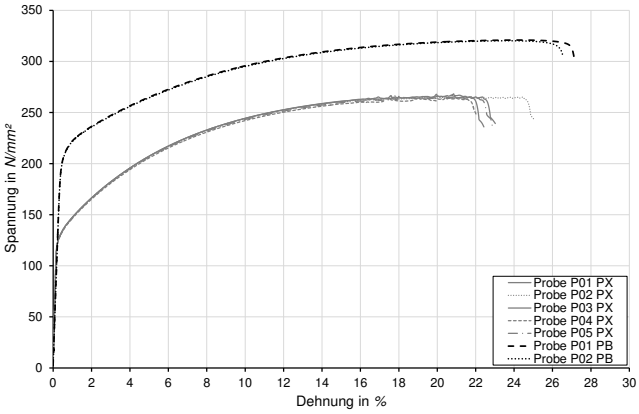
Abbildung 13: Dehnratenunabhängiges Werkstoffverhalten der Legierung EN AW-2024 [40].

Die Ergebnisse der Zugversuche mit erhöhter Dehnrate sowie die Ergebnisse der zitierten Literaturquellen machen deutlich, dass im Rahmen der nachfolgenden Untersuchungen der Faktor der Dehnratenabhängigkeit der eingesetzten Werkstoffe vernachlässigt werden kann.

3.2 Fertigungseinflüsse

Im Fahrzeugbau durchlaufen die Bauteile nach dem Fügen den KTL-Prozess. Beim Lackeinbrennen (Paint Bake Cycle - PB) wird dabei eine Temperatur von 180 °C über eine Zeitdauer von 30 min eingebracht.

Der Einfluss des PB auf die im Projekt verwendete und typischerweise im Fahrzeugbau eingesetzte Legierung EN AW-6111 wurde exemplarisch an der Blechdicke 1,1 mm getestet. Dazu wurden Flachzugproben nach DIN 50125 H20x80 gefertigt, anschließend mit dem entsprechenden Zeit-Temperaturverlauf aus dem PB beaufschlagt und bei quasistatischer Belastung im Zugversuch getestet. Die Spannungs-Dehnungskurven der beiden Zustände (PX und PB) sind gemeinsam in einem Diagramm aufgeführt (siehe Abbildung 14). Die Steigerung der Zugfestigkeit R_m beträgt ca. 54 N/mm².



Probenwerkstoff
EN AW-6111 PX t = 1,1 mm EN AW-6111 PB t = 1,1 mm PB: EN AW-6111 PX + 180°C 30min
Prüfmaschine
Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
Wegmessung
Videoextensometer
Prüfverfahren
Quasistatischer Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1: Verfahren B
Prüfgeschwindigkeit
Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1}

Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²
Ø	22,8 (PX); 26,3 (PB)	130,0 (PX); 208,6 (PB)	266,6 (PX); 320,6 (PB)
2σ	2,3 (PX); 0,9 (PB)	0,9 (PX); 0,6 (PB)	3,2 (PX); 1,0 (PB)
v in %	5,1 (PX); 1,7 (PB)	0,3 (PX); 0,2 (PB)	0,6 (PX); 0,2 (PB)

Probenform
DIN 50125-H 20x80
Probenanzahl
7

Abbildung 14: Einfluss des Paint Bake Cycle (PB) auf die Legierung EN AW-6111.

3.3 Numerische Parameter (Schädigung, Versagen)

Da der Vollstanznietprozess signifikant von den Materialparametern abhängig ist, wird zunächst auf **die Definition der Versagens- und Schädigungsparameter**, welcher auf den Versagensdehnungen beruht, mittels „reverse engineering“ eingegangen.

3.3.1 GISSMO Schädigungsmodell

Die Schädigung und das Versagen von Elementen in der numerischen Simulation mit LS-DYNA kann mit Hilfe des GISSMO Schadensmodells abgebildet werden. **GISSMO** steht dabei für „generalized incremental stress-state dependent damage model“ [41]. Das bedeutet, dass die akkumulierte Schädigung vom Spannungszustand der finiten Elemente abhängig ist.

$$\Delta D = \frac{DMGEXP * D^{\left(1-\frac{1}{DMGEXP}\right)}}{\varepsilon_f(\eta)} \Delta\varepsilon_p$$

mit
$D \;\; Schädigungsvariable$
$DMGEXP \; Schädigungsparameter$
$\varepsilon_f \;\; (Vergleich-) Versagensdehnung$
$\Delta\varepsilon_p \;\; Inkrement \; plastische \; Dehnung$

Formel 1: Berechnung der inkrementellen Schädigungsvariable ∆D [41].

Zwischen den Berechnungsschritten im Lösungsprozess wird die Änderung der plastischen Dehnung eines finiten Elementes $\Delta\varepsilon_p$ berechnet und mit dem mittleren Term in der obigen Gleichung multipliziert. Der darin angegebene Schädigungsparameter DMGEXP sollte dabei zwischen 1 und 3 liegen. Als Empfehlung wird aus numerischer Sicht der Wert 2 angegeben, da somit die Quadratwurzel der Schädigungsvariable D numerisch ermittelt werden muss. Diese wird zu Beginn der Rechnung mit $1{,}0E^{-20}$ initialisiert. Die (Vergleichs-) Versagensdehnung ist der entscheidende Parameter, der vom Spannungszustand bzw. der **Triaxialität η** des betrachteten finiten Elementes abhängt. Das Versagen eines Elementes in LS-DYNA tritt ein, sobald die Schädigungsvariable D als Summe aller ∆D den Wert 1 erreicht hat.

Der Kennwert Triaxialität, der erstmals in [42] erwähnt wurde, drückt die Verteilung der Hauptnormalspannungen in einem finiten Element in einem Skalar aus, der wie folgt definiert ist:

$$\eta = \frac{\sigma_H}{\sigma_{vM}}$$

mit
$\sigma_H \;\; hydrostatischer \; Druck$
$\sigma_{vM} \;\; Vergleichsspannung \; nach \; von \; Mises$

Formel 2: Definition der Triaxialität [41, 42].

Durch diverse experimentelle Betrachtungen, bspw. in [42] oder [43], wird für unterschiedliche Werkstoffe nachgewiesen, dass ein eindeutiger Zusammenhang zwischen Triaxialität und Versagensdehnung besteht. Somit können für verschiedene Spannungszustände die entsprechenden Versagensdehnungen über der Triaxialität aufgetragen werden.

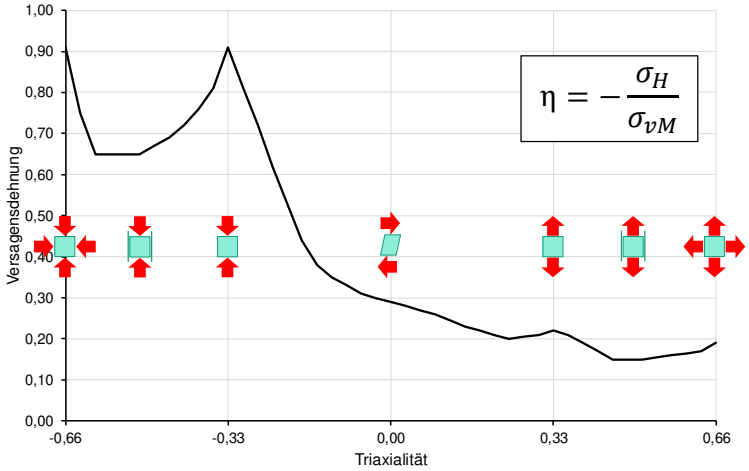


Abbildung 15: Schematische Darstellung der Versagensdehnung über der Triaxialität für unterschiedliche Spannungszustände.

Als Ergebnis erhält man Versagensdehnungskurven über der Triaxialität, die für unterschiedliche Werkstoffe im numerischen Modell hinterlegt werden können und die Grundlage für die Berechnung der inkrementellen Schädigung bilden (vgl. Formel 1).

Äquivalent zu Formel 1 wird in LS-DYNA der Kennwert der Instabilität F definiert:

$$\Delta F = \frac{DMGEXP * F^{\left(1-\frac{1}{DMGEXP}\right)}}{\varepsilon_{crit}(\eta)}\Delta\varepsilon_p$$

mit

$F \;\; Schädigungsvariable$

$DMGEXP \; Schädigungsparameter$

$\varepsilon_{crit} \;\; kritische \; (Vergleich-) Versagensdehnung$

$\Delta\varepsilon_p \;\; Inkrement \; plastische \; Dehnung$

Formel 3: Berechnung der inkrementellen Instabilität [41].

Formel 3 zeigt ebenfalls eine Abhängigkeit der Instabilität vom vorherrschenden Spannungszustand bzw. der Triaxialität im Term $\varepsilon_{crit}(\eta)$. Wie beim Schädigungsparameter D wird für jeden Berechnungsschritt die Änderung der plastischen Dehnung eines finiten Elementes $\Delta\varepsilon_p$ berechnet und daraus die Änderung der Instabilität ΔF ermittelt. Diese kann bis zu einem Wert von 1 anwachsen und anschließend wird eine Kopplung zwischen der Schädigungsvariable D und dem Spannungstensor hergestellt. Dadurch soll eine Schwächung des Materials infolge der anwachsenden Schädigungsvariable D abgebildet werden.

$$\sigma = \tilde{\sigma}\left[1 - \left(\frac{D - DCRIT}{1 - DCRIT}\right)^{FADEXP}\right]$$

mit

$\sigma \;\; berechneter \; Spannungstensor$

$\tilde{\sigma} \;\; ursprünglicher \; Spannungstensor$

$$D \ Schädigungsvariable$$
$$FADEXP \ Fading \ Exponent$$
$$DCRIT \ \ kritischer \ Schädigungsparameter$$

Formel 4: Berechnung des Spannungstensors [41].

Sobald die **Instabilität F den Wert** 1 annimmt wird die aktuelle Schädigungsvariable D als kritischer Schädigungsparameter DCRIT hinterlegt und zur Berechnung des in der Simulation zu verwendenden Spannungstensors herangezogen. Dadurch wird die Tragfähigkeit der von Schädigung betroffenen Elemente herabgesetzt und reales Materialverhalten wie bspw. das Auftreten von Einschnürungen oder Lokalisation kann abgebildet werden.

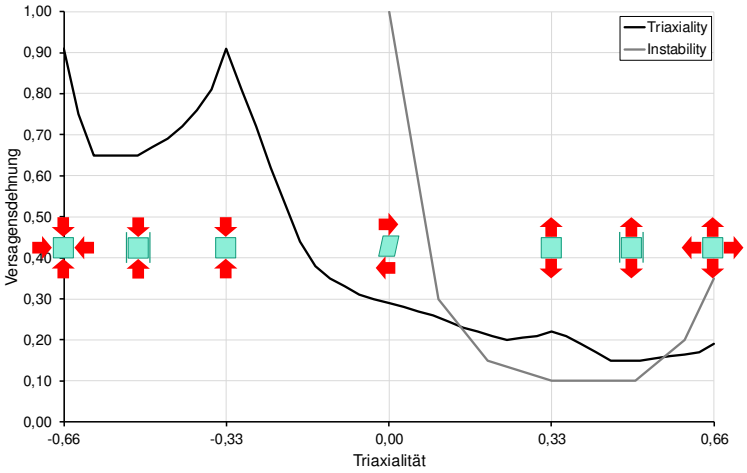


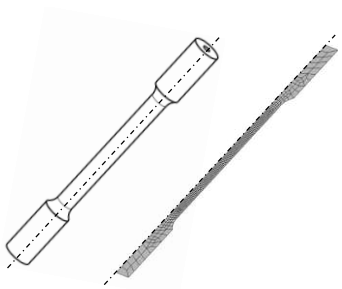
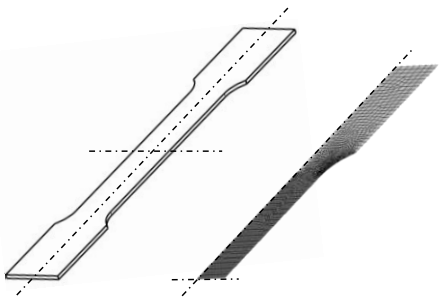
Abbildung 16: Schematische Darstellung der Versagensdehnung und Instabilität über der Triaxialität.

Die beschriebenen Effekte weisen einen starken Einfluss der Elementgröße auf, da die berechneten Dehnungen der finiten Elemente auf deren Größe basieren. Aus diesem Grund werden die Materialparameter für das GISSMO-Schädigungsmodell anhand von Zugversuchen mit unterschiedlichen Elementkantenlängen ermittelt, die auf experimentellen Untersuchungen basieren.

3.3.2 Anpassung der Schädigungsparameter

Basierend auf den experimentellen Zugversuchen wurden numerische Modelle mit entsprechenden Geometrien (vgl. Tabelle 7) aufgebaut und die Parameter des GISSMO-Schädigungsmodells iterativ angepasst.

Tabelle 7: Gegenüberstellung der verwendeten Probenformen und FE-Ansätze.

	Probenform		
	DIN 50125-B 5x40	DIN 50125-H 20x80	
Darstellung			
FE-Formulierung	▪ 2D-rotationssymmetrische Schalenelemente (ELFORM 15 in **SECTION_SHELL*) ▪ Elementgrößen: 0,5 mm, 0,1 mm und 0,05 mm	▪ 3D Schalenelemente (ELFORM 16 in **SECTION_SHELL*) ▪ Elementgrößen: 1,0 mm, 0,5 mm, 0,1 mm	
Werkstoff	AA 7068 T651	EN AW-6111 PX	EN AW-2024 T351

Insbesondere müssen der Parameter FADEXP und die Versagensdehnung für die unterschiedlichen Elementkantenlängen angepasst und auf die Versuchsergebnisse abgestimmt werden (Skalierung der Kennwerte bzw. Kurven). Die folgenden Tabellen (Tabelle 8, Tabelle 9, Tabelle 10) geben einen Überblick über die Simulationsergebnisse und vergleichen die gewonnen Daten mit den Experimenten für die betrachteten Werkstoffe.

Tabelle 8: Parameteridentifizierung für AA 7068 T651.

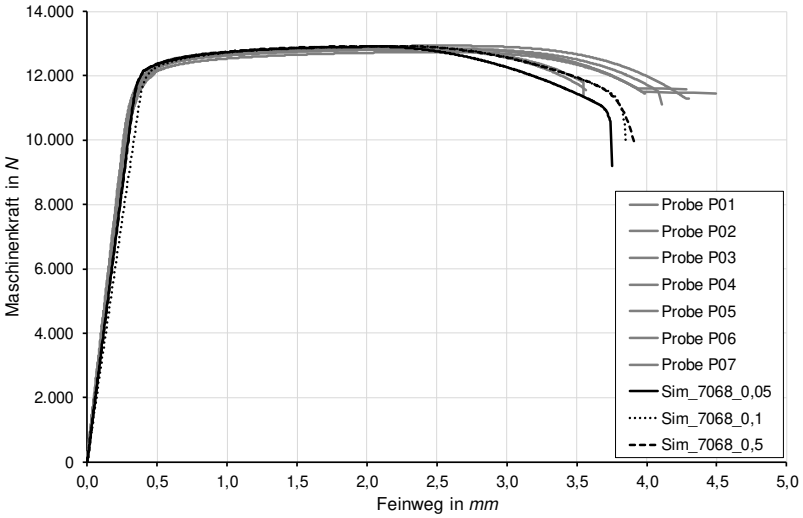
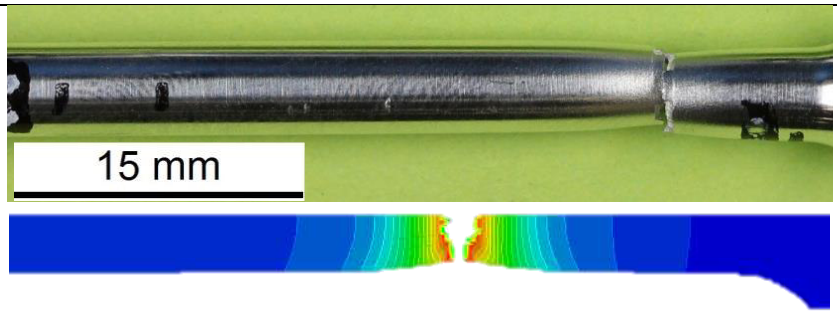
	Kraft-Verschiebung-Diagramm AA 7068 T651 (Ø 5,0 mm)		
Diagramm			
Vergleich Sim. vs. Exp.			
Detail Sim. vs. Exp.			
Element-kantenlänge	0,05	0,1	0,5
FADEXP	7,0	5,0	6,0
Skalierung Versagens-dehnung	3,5	3,0	3,0

Tabelle 9: Parameteridentifizierung für EN AW-6111 PX.

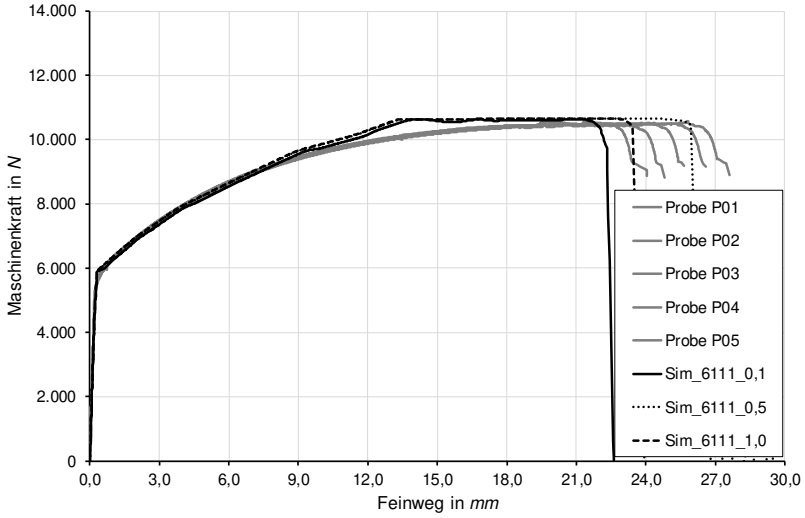
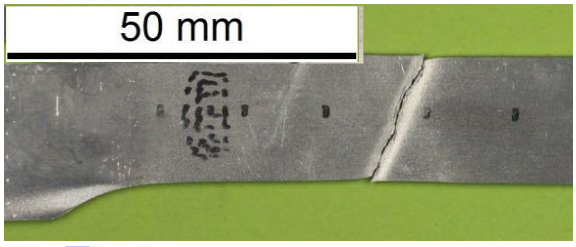
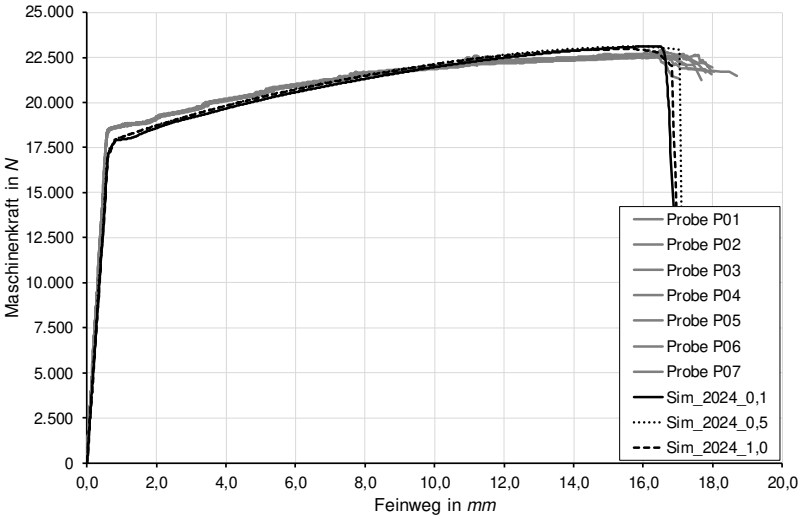
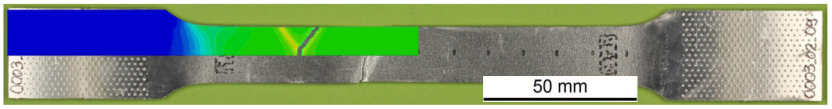
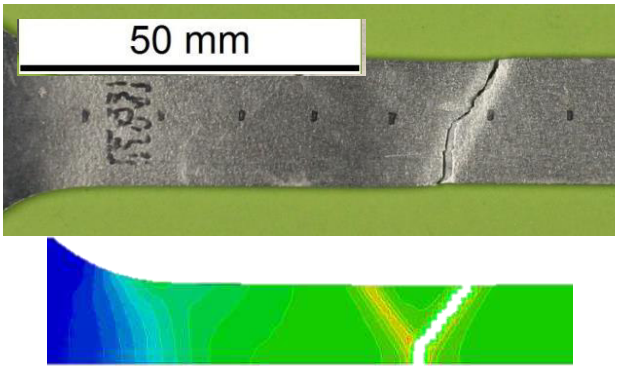
	Kraft-Verschiebung-Diagramm EN AW-6111 PX (2,0 mm)		
Diagramm			
Vergleich Sim. vs. Exp.			
Detail Sim. vs. Exp.			
Element-kantenlänge	0,10	0,50	1,00
FADEXP	6,0	5,0	4,0
Skalierung Versagens-dehnung	4,0	3,5	3,2

Tabelle 10: Parameteridentifizierung für EN AW-2024 T351.

	Kraft-Verschiebung-Diagramm EN AW-2024 T351 (2,5 mm)		
Diagramm			
Vergleich Sim. vs. Exp.			
Detail Sim. vs. Exp.			
Element-kantenlänge	0,10	0,50	0,50
FADEXP	3,0	2,3	2,0
Skalierung Versagens-dehnung	1,25	1,25	1,4

Der Vergleich der experimentellen und numerischen Ergebnisse belegt die gute Übereinstimmung nach iterativer Anpassung der Schädigungsparameter für die untersuchten Materialien. Durch Einsatz des GISSMO-Schädigungsmodells ist es möglich, eine gewisse Lokalisierung der Schädigung nachzuempfinden, jedoch wird der exakte Ort des Auftretens der Schädigung durch die Simulation nicht prognostiziert. Allerdings kann mit großer Genauigkeit das Aussehen bzw. der Verlauf der Schädigung im Material prognostiziert werden, auch wenn dieser von dem zu erwartenden Versagen unter 45 ° abweicht (vgl. Detailansicht Tabelle 10). Mit Hilfe dieser Kennwerte und den Daten der Fließkurven ist es nun möglich das GISSMO- Schädigungsmodell im Keyword `*MAT_ADD_EROSION` zu konfigurieren und weiterführende Untersuchungen durchzuführen.

3.3.3 Fließkurven

Die im Zugversuch erreichten Umformgrade sind für die Simulation des Vollstanznietprozesses und deren vorgelagerter Untersuchungen nicht ausreichend. Daher wurden die experimentell erhaltenen Spannungs-Dehnungs-Kurven in Fließkurven überführt und auf höhere Umformgrade extrapoliert. Abbildung 17 zeigt die Kurven für alle verwendeten Werkstoffe. In der Fließkurve des Werkstoffes EN AW-6111 PX ist in Anlehnung an [44, S. 193–197] eine Entfestigung mit abgebildet.

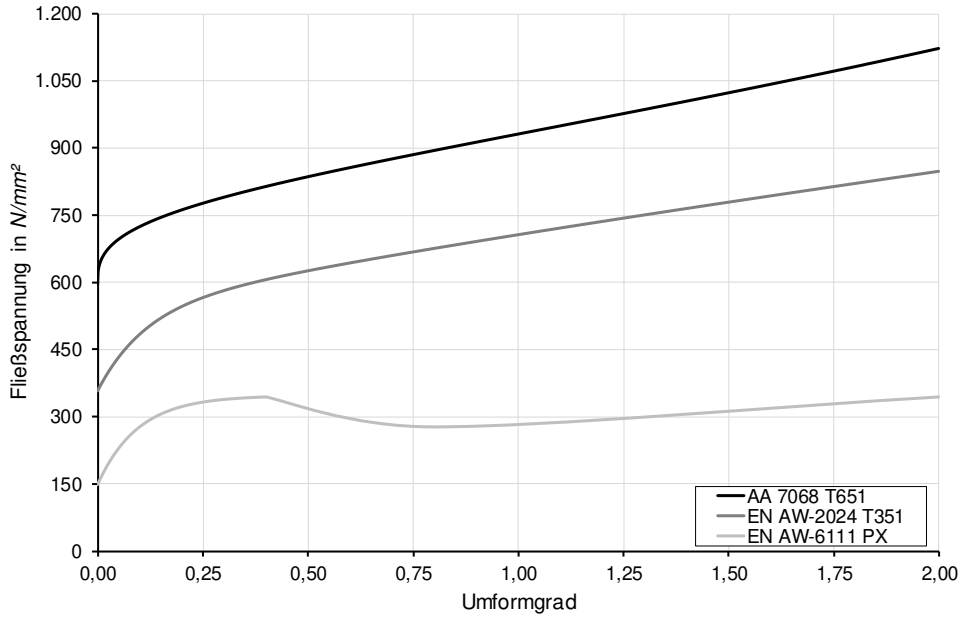


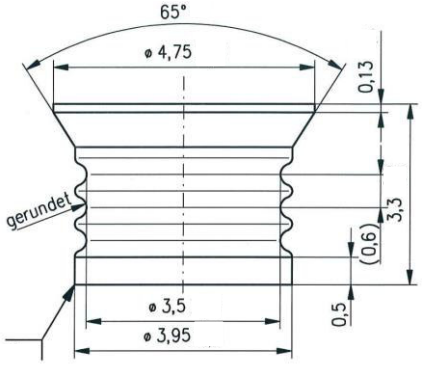
Abbildung 17: Fließkurven der Werkstoffe EN AW-2024 T351, EN AW-6111 PX und AA 7068 T651.

4 Geometrische Anpassung des Nietelements und der Werkzeuge

Die Ermittlung einer optimalen Geometrie für einen Vollstanzniet aus einer hochfesten Aluminiumknetlegierung erfolgt mit Hilfe der Numerischen Simulation in LS-DYNA. Dabei stehen die Fuß- sowie die Rillengeometrie im Vordergrund der Betrachtungen. Die Anpassung der **Fußgeometrie** soll eine Verringerung der zum Durchstanzen der Bleche benötigten Stanzkraft bewirken und somit die Belastungen in der ersten Phase des Installationsprozesses minimieren. Die **Rillengeometrie** soll so ausgelegt werden, dass diese während des Durchstanzens und des Verprägens – also der zweiten und dritten Phase des Installationsprozesses – hohe axiale sowie radiale Druckspannungen ertragen kann. Die Ansätze werden anschließend kombiniert und zusätzlich verschiedene **Kopfformen** betrachtet, die auf den jeweiligen Anwendungsfall angepasst sind. Abschließend wird die optimale Geometrie des **Prägerings** erarbeitet, um ein möglichst großes Volumen des Blechwerkstoffs in die umlaufenden Schaftrillen des Vollstanzniets zu verprägen und so eine optimale Festigkeit der Verbindung zu erzielen.

Zuvor soll der Referenz-Niet als Ausgangspunkt der Untersuchungen vorgestellt werden. In Tabelle 11 ist der Mehrbereichsniet dargestellt. Der 3,3 mm hohe Niet ist mit einem Senkkopf versehen, sodass sich eine maximale Klemmlänge von 3,3 mm ergibt. Diese schränkt die Einsatzmöglichkeiten des Niets für die zu untersuchenden Blechkombinationen, welche bis 4 mm Gesamtblechdicke reichen, ein. In Kapitel 7.1.1 wird auf die Prozessgrenzen des Referenz-Niets und die daraus entstehende Notwendigkeit einer geometrischen Anpassung näher eingegangen.

Tabelle 11: Referenz-Mehrbereichsniet der Fa. Kerb-Konus-Vertriebs-GmbH.

Darstellung	
Bezeichnung	Tuk-Rivet-MB
Nr.	492 100 005.700
Werkstoff	EN AW-7075 T73

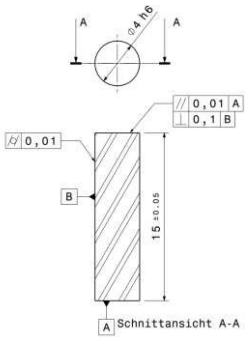
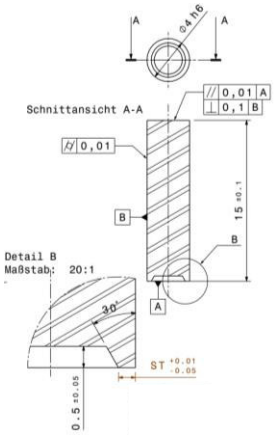
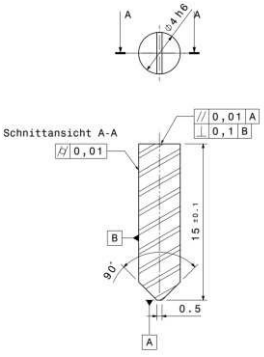
4.1 Ergebnisse zum Einfluss verschiedener Nietgeometrien

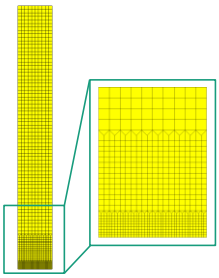
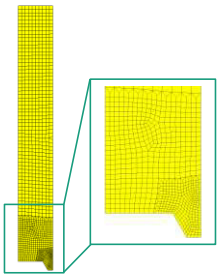
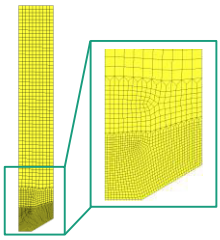
Die Optimierung der Nietgeometrie erfolgt anhand vereinfachter experimenteller Versuche sowie Simulationsmodelle der Fuß- sowie der Rillengeometrie. Ziel ist die Reduzierung der Stanzkraft und die Erhöhung der Widerstandfähigkeit des Nietelements in den unterschiedlichen Prozessschritten. Zur Validierung des aufgebauten Modells wurden jeweils Experimente durchgeführt.

4.1.1 Stanzversuche

Die Fußgeometrie hat insbesondere in der ersten Phase des Installationsprozesses einen signifikanten Einfluss auf die benötigte Stanzkraft. Dies konnte bereits in Untersuchungen zu selbststanzenden Schließringbolzen [5] aber auch für Vollstanznieten [45] bestätigt werden. Aufbauend auf diesen Ergebnissen und in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss wurden drei unterschiedliche Fußgeometrien festgelegt (vgl. Tabelle 12), die zur Betrachtung des Einflusses herangezogen werden sollen.

Tabelle 12: Übersicht der untersuchten Fußgeometrien.

	Geometrievariation		
	Flach	Hohl	Fase
Experimentelle Geometrie			
Variationen	▪ keine	▪ Abmessung „ST“: ▪ 0,3 mm ▪ 0,4 mm ▪ 0,5 mm	▪ für 2D-rotationssymmetrische Rechnung wird eine Fase vorgesehen ▪ Variation der Fasengeometrie

	Geometrievariation		
	Flach	Hohl	Fase
Vernetzung			
FE-Netz Parameter	▪ Gemischtes Netz aus quadratischen und dreieckigen Elementen ▪ Elementkantenlänge in der Schneidzone am Fuß: 0,05 mm ▪ Elementkantenlänge im Übergansbereich zum Schaft: 0,10 mm ▪ Elementkantenlänge im Schaftbereich: 0,20 mm		

Für die numerischen Untersuchungen der Fußgeometrie wurden für die in Abbildung 18 beschriebenen Stanzstempel gleichartige Modelle aufgebaut.

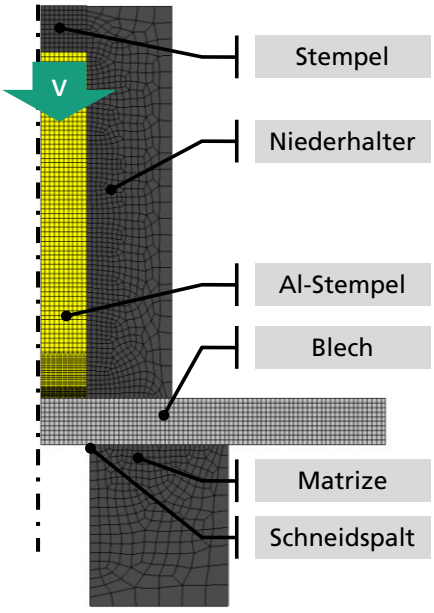
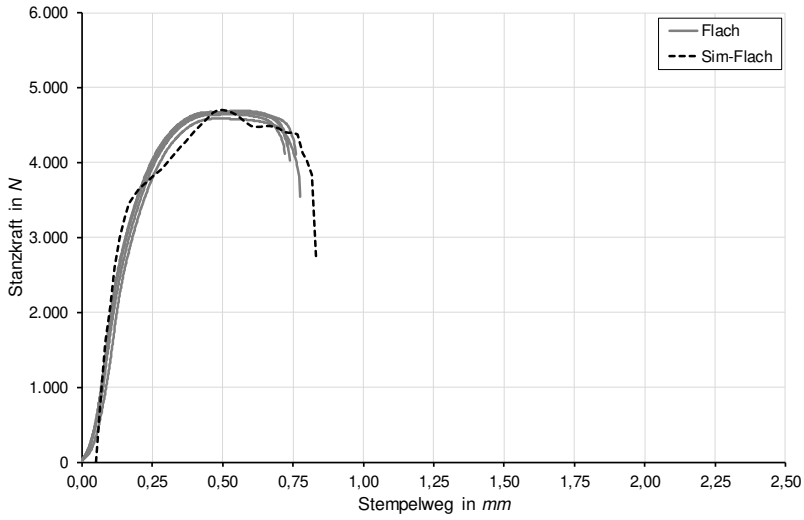


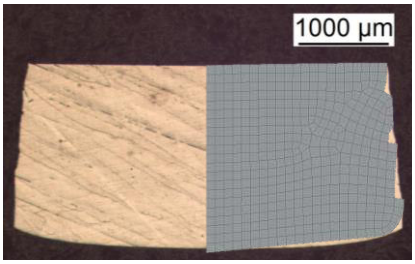
Abbildung 18: Rotationssymmetrisches Modell zur Simulation des Einflusses der Fußgeometrie für die Geometrievariante „Flach“ (Beispiel).

Die Simulation des Durchstanzens orientiert sich an experimentellen Versuchen, die der Verifizierung und Kontrolle der iterativ ermittelten Parameter des GISSMO-Schädigungsmodells dienen. Die Stempelgeschwindigkeit *v* entspricht den an der Prüfmaschine eingestellten Werten und wird im Keyword `*BOUNDARY_PRESCRIBED_MOTION_RIGID` über eine hinterlegte Kurve konstant bei 0,16667 mm/s über die Laufzeit der Simulation gehalten. Äquivalent zu den Simulationen zur Ermittlung der Werkstoffkennwerte für AA 7068 T651 sind die Modelle mit 2D rotationssymmetrischen Schalenelementen aufgebaut (ELFORM 15 in `*SECTION_SHELL`). Der Kontakt zwischen den Bauteilen wird im Keyword `*CONTACT_2D_AUTOMATIC_SURFACE_TO_SURFACE` definiert, wobei statische (FS = 0,21) und dynamische (FD = 0,20) Reibung im zugrundeliegenden Coulomb-Reibmodell berücksichtigt werden. Folgend werden die Ergebnisse für die betrachteten Variationen vorgestellt und mit den experimentellen Ergebnissen verglichen.

Die Simulation der Fußgeometrie „Flach“ ist in der Lage, die Prozesskurven der Experimente sehr gut abzubilden (vgl. Tabelle 13).

Tabelle 13: Übersicht der Simulationsergebnisse mit der Fußgeometrie "Flach".

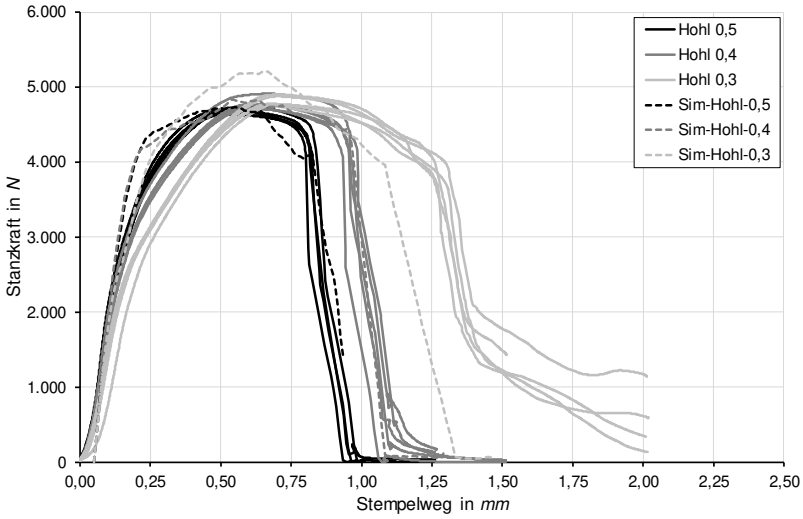
	Verlauf der Stanzkraft für die Fußgeometrie „Flach“ (2,0 mm EN AW-6111 PX)
Prozesskurven	
Geometrie Stempel	

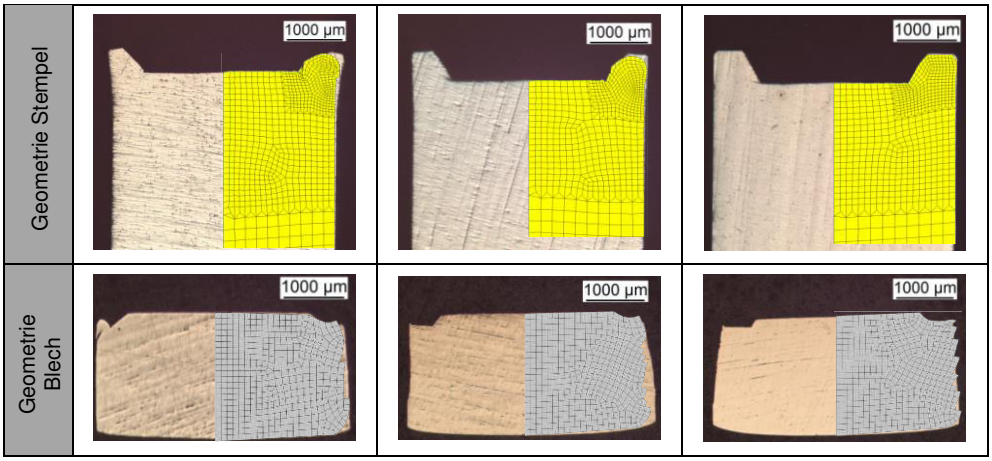
Geometrie Blech	

Sowohl die maximale Kraft als auch die Versagenscharakteristik werden in Übereinstimmung mit den Experimenten ermittelt. Die Verformungen passen gut zu den mikroskopischen und makroskopischen Auswertungen. Am Rand des Blechbutzens kommt es aufgrund der verwendeten Elementlöschung in Kombination mit der gewählten Netzfeinheit in der Simulation zu Einkerbungen in der Kontur, welche im Experiment nicht beobachtet werden konnten. Dies ist jedoch ein minimaler Fehler, der auf das Simulationsergebnis keinen Einfluss hat und daher vernachlässigbar ist.

Bei der Fußgeometrievariante „Hohl“ stimmen Experiment und Simulation relativ gut überein (vgl. Tabelle 14).

Tabelle 14: Übersicht der Simulationsergebnisse mit der Fußgeometrie "Hohl".

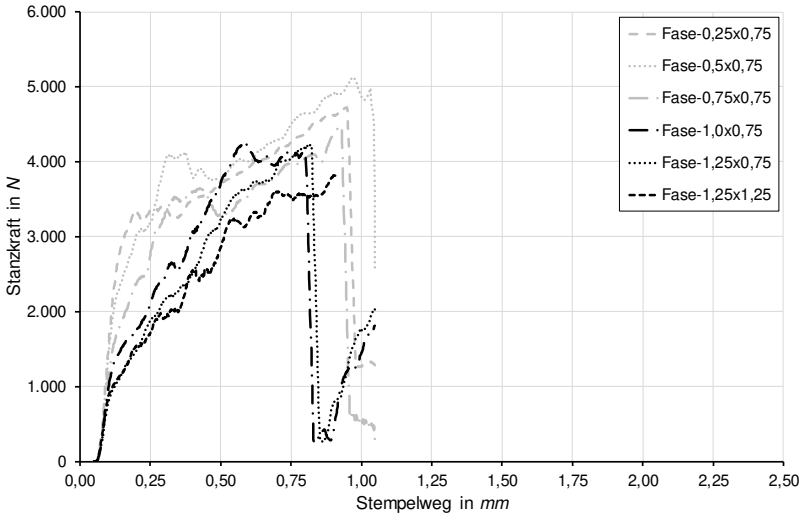
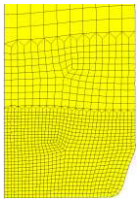
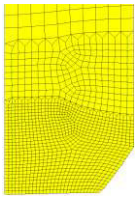
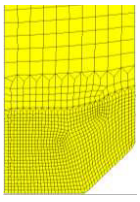
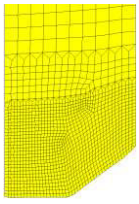
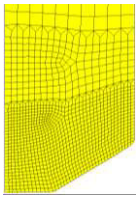
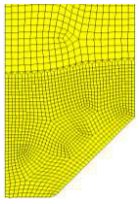
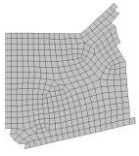
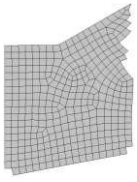
	Verlauf der Stanzkraft für die Fußgeometrie „Hohl“ (2,0 mm EN AW-6111 PX)		
Prozesskurven			
	Hohl 0,3	Hohl 0,4	Hohl 0,5



Die Versagenscharakteristik ist gut abgebildet, jedoch können max. Stanzkraft und max. Stempelweg, besonders von der Simulation der Geometrievariante „Hohl 0,3“, nicht richtig abgebildet werden. Beim Vergleich der Geometrie der Stempel aus den Experimenten und Simulationen ist eine zu große Stauchung des Nietfußes in der Simulation zu erkennen. Ein Grund hierfür könnten die, dem Materialmodell zugrunde gelegten, Kurven und Kennwerte aus dem Zugversuch sein, welche das Materialverhalten im Stauchungsbereich nicht richtig erfassen können. Demzufolge geht die ursprünglich definierte Schneidkante des Niets verloren, wodurch es zu einem „Durchdrücken“ des Blechmaterials kommt und die Abdrücke des Nietfußes im Blechbutzen kleiner als im Experiment sind. Der Butzenrand ist aufgrund der Elementlöschung erneut deutlich rauer.

Die für die experimentellen Untersuchungen konstruierte „Fasen“-Form ist in einem 2D-axialsymmetrischen Modell nicht abbildbar. Um die Berechnungen untereinander konsistent in 2D zu halten, wurde die Fußgeometrie so angepasst, dass sie rotationssymmetrisch ist (vgl. Tabelle 15).

Tabelle 15: Übersicht der Simulationsergebnisse mit der Fußgeometrie "Fase".

	Verlauf der Stanzkraft für die Fußgeometrie „Fase“ (2,0 mm EN AW-6111 PX)		
Prozesskurven			
Geom. Stempel			
			
Geom. Blech		Kein Butzen vorhanden	
			Kein Butzen vorhanden

Aus der Vereinfachung entsteht eine Diskrepanz zwischen Experiment und Simulation, so dass die Prozesskurven und resultierenden Makroskopischen Analysen nicht vergleichbar sind. Da das Simulationsmodell die Versuche mit den Geometrien „Flach“ und „Hohl“ in guter Übereinstimmung abbilden kann, lässt die Simulation zur „Fasen“-Form, trotz eines fehlenden Abgleichs, eine qualitative Aussage im Vergleich unter den Fußgeometrien zu. Aufgrund dessen werden nur die Simulationsergebnisse dargestellt. Die Prozesskurven der Simulation zeigen den prinzipiell gleichen Verlauf wie die anderen Fußgeometrien. Auffällig ist der flachere Kraftanstieg ab ca. 1 kN (Variante „1,25 x 1,25“) bis zum Kraftmaximum, welcher durch eine sich signifikant ändernde Steifigkeit der Bleche erklärt werden kann.

Die in Abbildung 19 dargestellten max. Stanzkräfte für Experiment und Simulation der jeweiligen Variante weisen eine gute Übereinstimmung auf. Die Simulation kann hier das Experiment bestätigen.

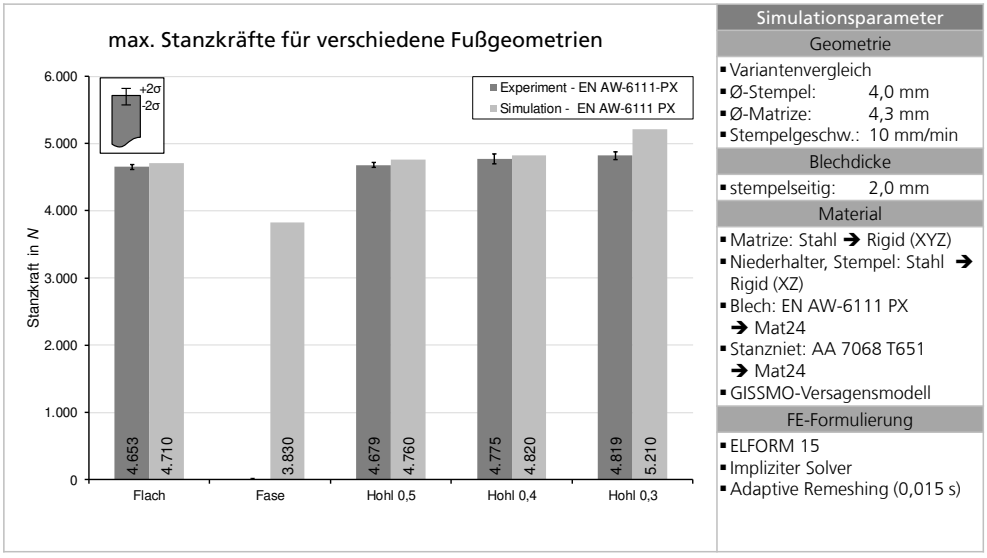


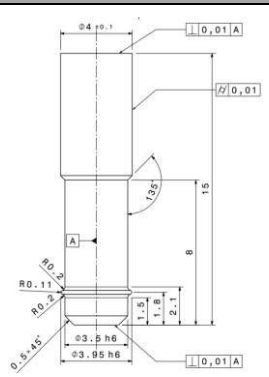
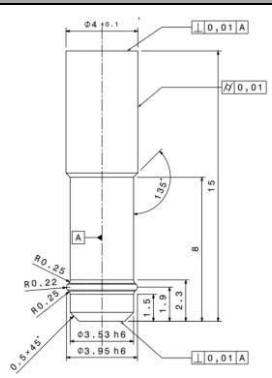
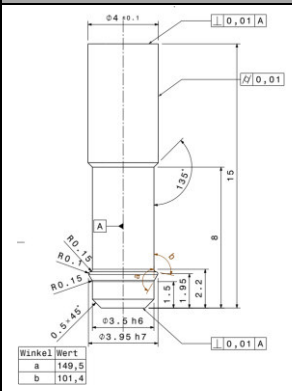
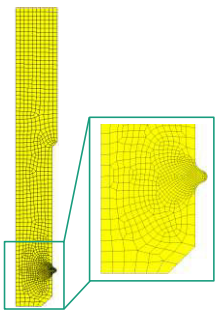
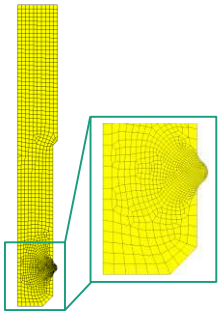
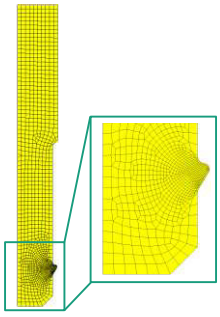
Abbildung 19: Übersicht der Stanzkräfte der unterschiedlichen Fußgeometrien.

Insgesamt kann aus den Untersuchungen zur Fußgeometrie geschlussfolgert werden, dass die Simulation die Experimente hinreichend gut abbilden kann. Die Stanzkräfte und Stempelwege können nicht immer exakt abgebildet werden, die Versagenscharakteristik wird jedoch in den meisten Fällen gut dargestellt. Das Ziel einer Minimierung der Stanzkraft konnte mit der vereinfachten „Fasen“ Geometrie am besten erreicht werden. Diese wurde daher als Vorzugsvariante für die Fußgeometrie gewählt.

4.1.2 Rillenabstreifversuche

Die Nietrillen werden besonders in den Phasen des Durchstanzens und Einprägens stark belastet und sollten folglich hohe Scherfestigkeiten aufweisen. Eventuell auftretende Verformungen der Rillen sind während des Durchstanzens soweit zulässig, dass ihre Funktion gewährleistet bleibt. Im Vorgang des Einprägens sind Deformationen jedoch unzulässig. Um die Rillengeometrie hinsichtlich einer maximal ertragbaren Scherbeanspruchung zu optimieren wurden drei unterschiedliche Rillengeometrien näher betrachtet (vgl. Tabelle 16).

Tabelle 16: Übersicht der untersuchten Rillengeometrien.

	Geometrievariation		
	Referenz	Stabil	Tropfen
Experimentelle Geometrie			
Vernetzung			
FE-Netz Parameter	▪ Netz aus quadratischen Elementen ▪ Elementkantenlänge an der Rille: 0,03 mm ▪ Elementkantenlänge im Übergansbereich zum Schaft: 0,09 mm ▪ Elementkantenlänge im Schaftbereich: 0,20 mm		

Für die Untersuchung der Rillengeometrie wurden die Simulationsmodelle zur Analyse der Fußgeometrie leicht abgeändert und je Rillengeometrie angepasst (vgl. Abbildung 20).

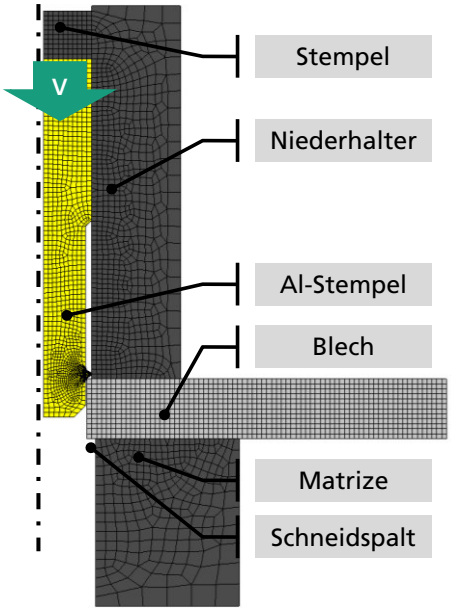
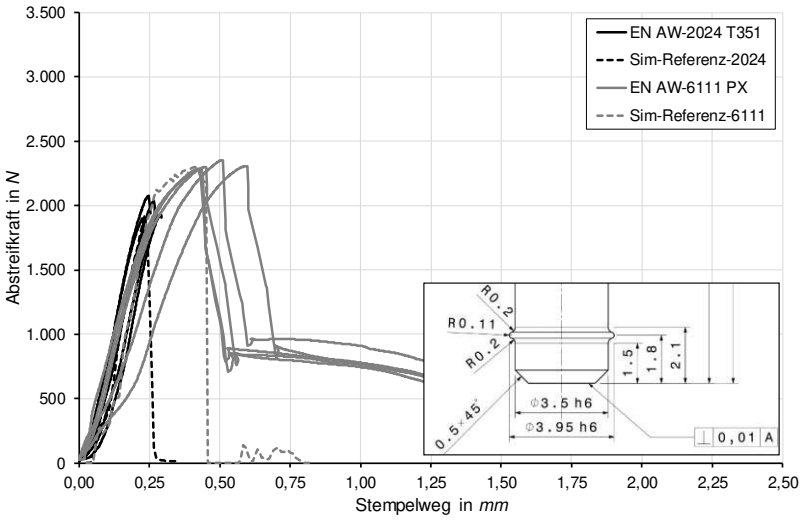
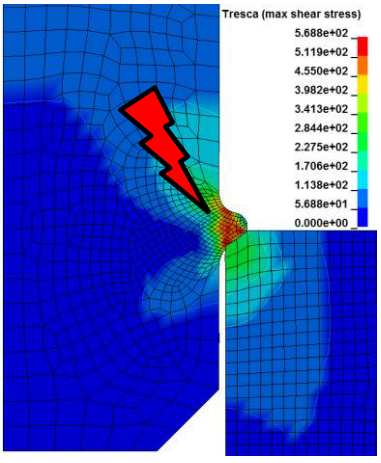
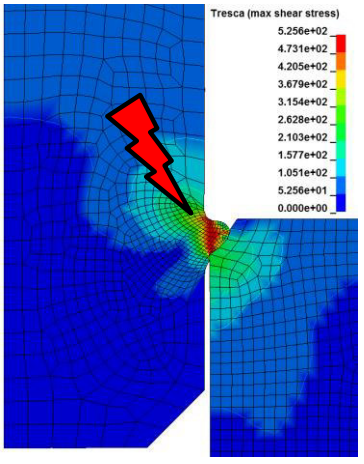


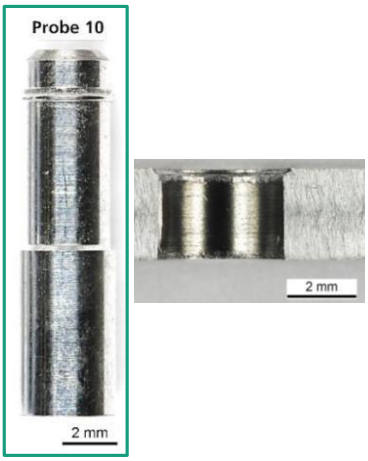
Abbildung 20: Rotationssymmetrisches Modell zur Simulation des Einflusses der Rillengeometrie für die Geometrievariante „Referenz“.

Zur erneuten Verifizierung der ermittelten GISSMO-Schadensparameter wurden gleichartige experimentelle Versuche durchgeführt. Die Einstellungen für die Stempelgeschwindigkeit, die Kontaktdefinitionen, die Elementdefinition etc. wurden aus den vorherigen Simulationen übernommen. Der statische Reibwert für das Coulomb-Reibmodell wurde auf FS = 0,10, der dynamische Reibwert auf FD = 0 (default) gesetzt. Die folgenden Tabellen 17-19 geben einen Überblick über die erlangten Simulationsergebnisse und vergleichen diese mit den Ergebnissen aus den Experimenten.

Die Gegenüberstellung der Prozesskurven von Experiment und Simulation der Variante „Referenz“ zeigen eine sehr gute Übereinstimmung (vgl. Tabelle 17).

Tabelle 17: Übersicht der Simulationsergebnisse mit der Rillengeometrie "Referenz".

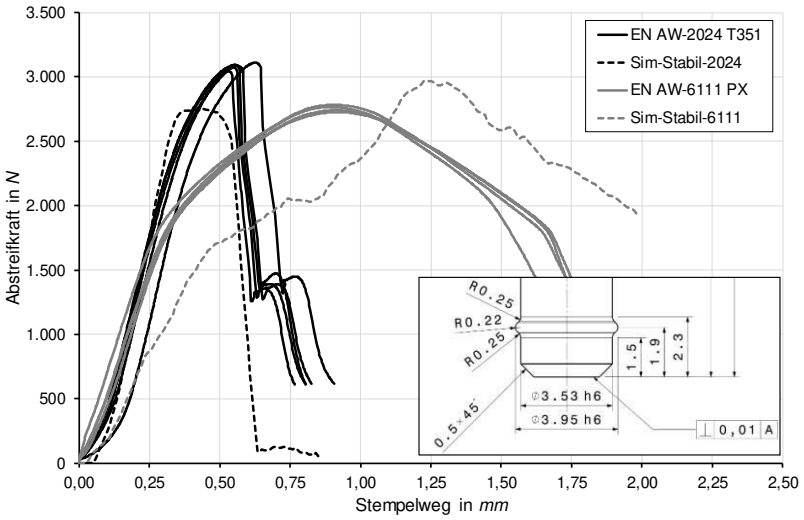
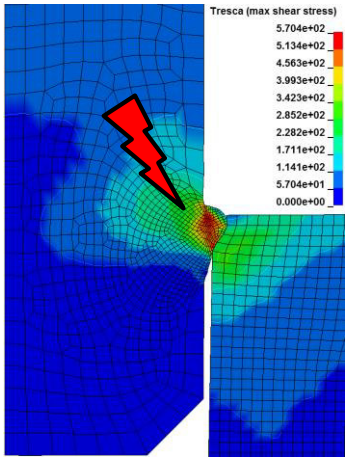
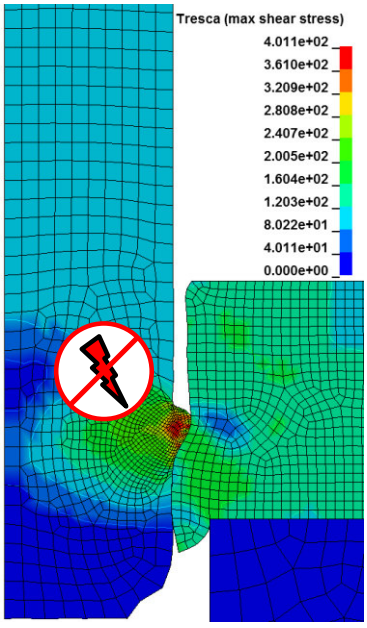
	Vergleich der Abstreifkraft der Rillengeometrie „Referenz“ (2,5 mm EN AW-2024 T351 bzw. EN AW-6111 PX)	
Prozesskurven		
Beanspruchung während des Prozesses	EN AW-2024 T351	EN AW-6111 PX
		

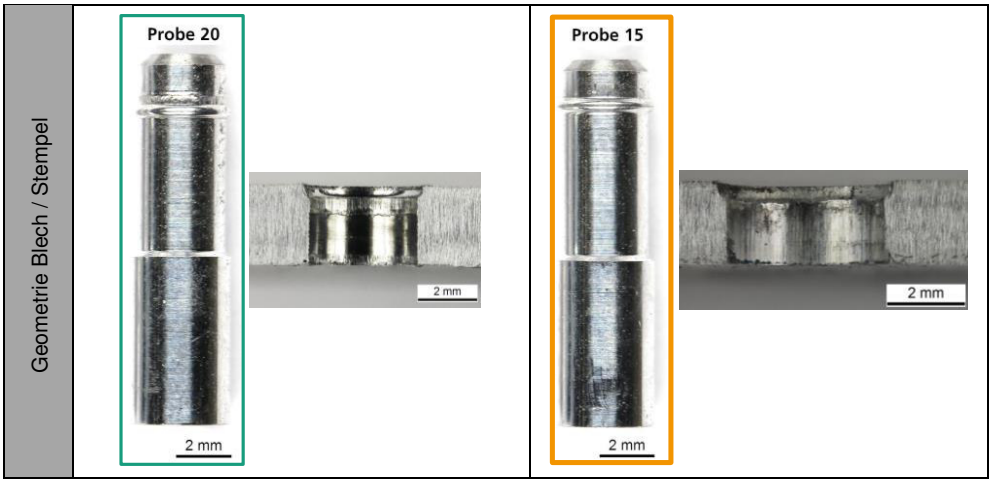
Geometrie Blech / Stempel		
		

Maximale Abstreifkräfte, Stempelwege und die Versagenscharakteristik werden gut abgebildet. Das frühere Versagen der Rille bei den Blechen aus EN AW-2024 T351 ist auf die höhere Festigkeit des Werkstoffs gegenüber EN AW-6111 PX zurückzuführen. Das Blech bietet der Rille mehr Widerstand, sodass die maximal ertragbare Kraft der Rille bei einem geringeren Stempelweg erreicht wird und Versagen eintritt. Die Art der Beanspruchung während des Prozesses ist jedoch unabhängig vom Werkstoff und führt zu gleichen Versagensbildern.

Bei der Rillengeometrie „Stabil“ kann die Simulation die experimentellen Befunde nicht exakt wiedergeben (vgl. Tabelle 18).

Tabelle 18: Übersicht der Simulationsergebnisse mit der Rillengeometrie "Stabil".

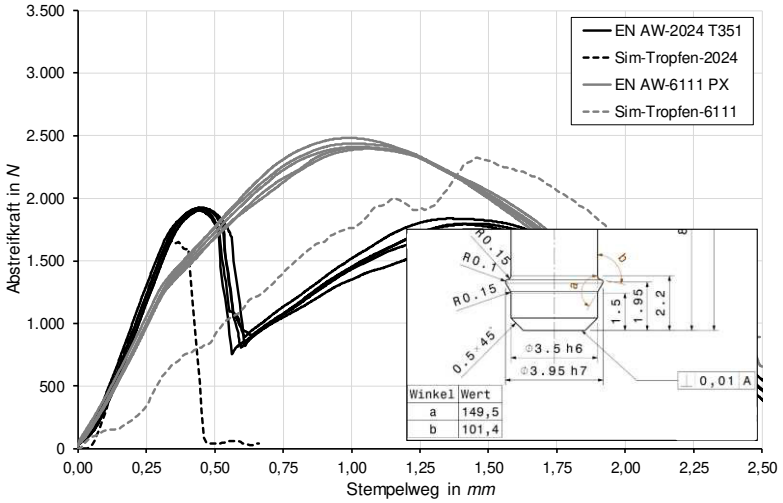
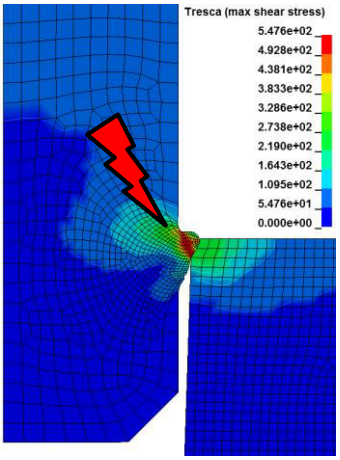
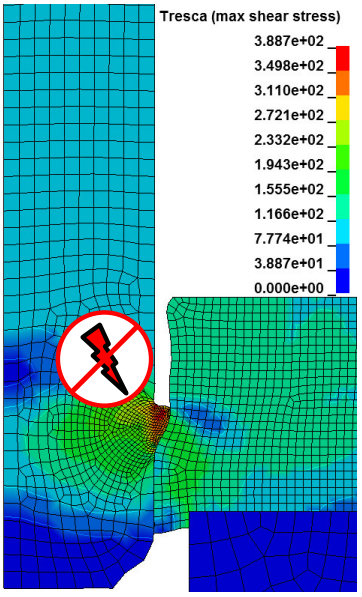
	Vergleich der Abstreifkraft der Rillengeometrie „Stabil“ (2,5 mm EN AW-2024 T351 bzw. EN AW-6111 PX)	
Prozesskurven		
	EN AW-2024 T351	EN AW-6111 PX
Beanspruchung während des Prozesses		

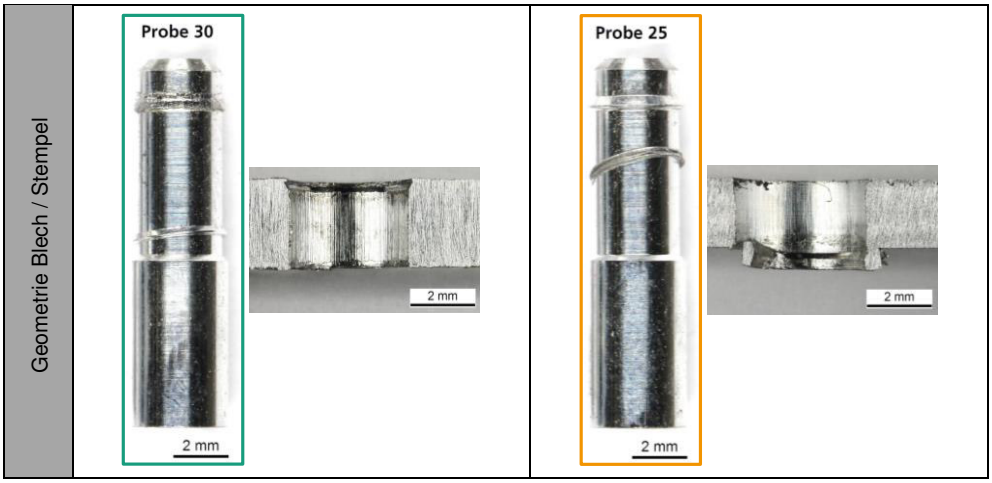


Bei den Blechen aus EN AW-2024 T351 wird die maximale Abstreifkraft von der Simulation unterschätzt. Ein Grund hierfür könnten die im GISSMO-Modell hinterlegten Kurven sein, welche das Versagensverhalten unter der auftretenden Belastung nicht vollkommen richtig wiedergeben. Der plötzliche Kraftabfall durch den Abriss der Rille bei ca. 0,6 mm Stempelweg wird hingegen gut durch die Simulation erfasst. Bei Verwendung des Blechwerkstoffs EN AW-6111 PX versagt die Rille während des Abstreifens nicht, sodass sich, besonders nachdem die max. Kraft erreicht wird, ein anderer Kurvenverlauf einstellt. Der Versatz der Prozesskurve der Simulation zum experimentellen Verlauf ist in der nur angenäherten Abbildung des Materialverhaltens zu begründen.

Der Vergleich von Experiment und Simulation der Rillenvariante „Tropfen“ illustriert, dass die Simulation von den durchgeführten Rillenabstreifversuchen abweicht (vgl. Tabelle 19).

Tabelle 19: Übersicht der Simulationsergebnisse mit der Rillengeometrie "Tropfen".

	Vergleich der Abstreifkraft der Rillengeometrie „Tropfen“ (2,5 mm EN AW-2024 T351 bzw. EN AW-6111 PX)	
Prozesskurven		
Beanspruchung während des Prozesses	EN AW-2024 T351	EN AW-6111 PX
		



Bei Verwendung des Materials EN AW-2024 T351 unterschätz die Simulation die maximale Abstreifkraft in ähnlicher Weise wie bei der Rillenform „Stabil“. Die Versagenscharakteristik wird jedoch erneut gut dargestellt. In Kombination mit EN AW-6111 PX versagt diese Variante der Rillengeometrie ebenfalls nicht. In Übereinstimmung mit der „Stabilen“ Geometrie ist auch hier die Prozesskurve aus der Simulation aus oben genannten Gründen verschoben.

In Abbildung 21 sind die maximalen Abstreifkräfte von allen Varianten zusammengefasst.

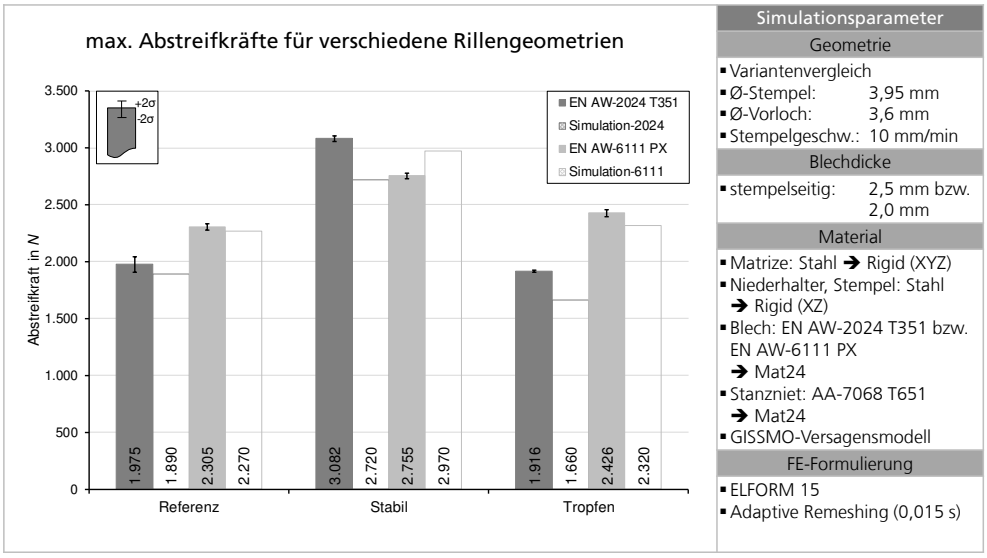


Abbildung 21: Übersicht über die Abstreifkräfte der unterschiedlichen Rillengeometrien.

Es ist zu erkennen, dass die Simulation die Kräfte tendenziell konservativ abbildet. Die Geometrie „Stabil“ kann insgesamt die größten Abstreifkräfte ertragen. Durch den früheren

Abriss der Rille beim Werkstoff EN AW-2024 T351 liegt die maximale Kraft leicht unter dem Kraftniveau der Versuche mit Blechen aus EN AW-6111 PX.

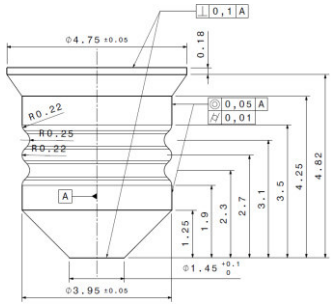
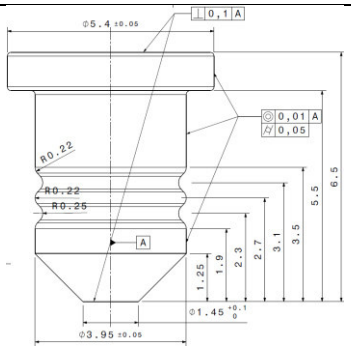
Die Untersuchungen zur Rillengeometrie lassen die Schlussfolgerung zu, dass die Geometrie „Stabil“ als Vorzugsvariante zu wählen ist. Dabei wurden die Parameter der Materialmodelle verifiziert, auch wenn nicht alle Effekte nachweisbar sind bzw. exakt abgebildet werden können. Abweichungen kommen insbesondere durch die Elementformulierung bzw. die zur Materialtrennung eingesetzte Elementlöschung zustande. Es wurde jedoch der Nachweis erbracht, dass die Simulation für die Untersuchungen hinreichend genau ist.

Mit den Erkenntnissen aus den Untersuchungen zu den Fuß- und Rillengeometrien und den daraus gewonnenen Vorzugsvarianten kann ein neuer Niet konstruiert werden.

4.1.3 Übersicht der optimierten Nietgeometrie

Aus den in den vorigen Kapiteln durchgeführten Untersuchungen haben sich die Varianten „Fase“ für die Fußgeometrie und „Stabil“ für die Rillengeometrie herauskristallisiert und wurden folgend in einer neuen Nietgeometrie kombiniert. Anhand der neuen Niete soll untersucht werden, ob die engen Verfahrensgrenzen des Referenz-Niets erweitert werden können.
Um mehrere Einsatzbereiche zu bedienen, wurden zwei unterschiedliche Kopfgeometrien für die Niete verwendet. Der SK-Niet (Tabelle 20, links) ist für Anwendungen in der Automobilindustrie vorgesehen. Der FK-Niet (Tabelle 20, rechts) für Anwendungen im Flugzeugbau. Zusätzlich wurde der Niet mit Flachkopf länger dimensioniert, um größere Blechstärken fügen zu können. Je nach Prägeringhöhe der verwendeten Matrize ergibt sich ein minimaler Klemmbereich 2,6 mm bis 2,8 mm beim SK-Niet und 3,1 mm bis 3,3 mm beim FK-Niet. Der maximale Klemmbereich der beiden Nietvarianten unterscheidet sich um 0,5 mm.

Tabelle 20: Übersicht der optimierten Nietgeometrie (rechts: SK-Niet; links FK-Niet).

Darstellung		
Bezeichnung	SK-Niet	FK-Niet
Nr.	M1-4-017-1-022-A	M1-4-017-1-023-A
Werkstoff	AA 7068 T651	AA 7068 T651
min. l_K	2,6 mm - 2,8 mm	3,1 mm - 3,3 mm
max. l_K	3,75 mm	4,25 mm

4.2 Ergebnisse zum Einfluss verschiedener Werkzeuggeometrien

Die im vorherigen Kapitel vorgestellten Nietgeometrien wurden mit unterschiedlichen Matrizen kombiniert. Dabei wurde der Matrizendurchmesser sowie die davon abhängige Prägeringgeometrie variiert. Ziel ist es, eine optimale Matrizengeometrie für den jeweiligen Anwendungsfall zu ermitteln. Dazu wurden numerische Betrachtungen als Vorauswahl getätigt, um den experimentellen Aufwand in Grenzen zu halten.

Die Beschreibung des Aufbaus des hier verwendeten numerischen Modells erfolgt aus Gründen der Übersichtlichkeit erst in den Kapiteln 7.1.2 und 7.1.3. Die hier gezeigten Ergebnisse der Simulationen werden zur Veranschaulichung des Untersuchungsgegenstands dieses Kapitels hier schon gezeigt.

Die folgenden Tabellen geben einen Überblick über die gerechneten Varianten mit 3,1 mm Gesamtblechstärke (Tabelle 21) und 4,0 mm Gesamtblechstärke (Tabelle 22).

Tabelle 21: Übersicht der untersuchten Niet-Matrizen-Kombinationen für 3,1 mm Gesamtblechstärke.

	Blechkombination: EN AW-6111 1,1 mm + EN AW-6111 2,0 mm			
Matrizen-durch-messer in mm	4,2	4,3	4,4	4,5
Nietvariante	▪ SK-Niet ▪ FK-Niet	▪ SK-Niet	▪ SK-Niet ▪ FK-Niet	-

Tabelle 22: Übersicht der untersuchten Niet-Matrizen-Kombinationen für 4,0 mm Gesamtblechstärke.

	Blechkombination: EN AW-6111 2,0 mm + EN AW-6111 2,0 mm			
Matrizen-durch-messer in mm	4,2	4,3	4,4	4,5
Nietvariante	▪ FK-Niet	▪ FK-Niet	▪ FK-Niet	▪ FK-Niet

Die Matrizengeometrie wird anhand von zwei verschiedenen Konfigurationen mit EN AW-6111 PX angepasst. Aufgrund seiner Größe eignet sich der SK-Niet für eine Gesamtblechdicke von 4 mm nicht mehr. Daher wird in diesem Bereich nur der FK-Niet untersucht.

4.2.1 Untersuchung verschiedener Matrizendurchmesser mit dem SK-Niet

Für den SK-Niet wurden Matrizendurchmesser von 4,2 mm bis 4,4 mm, bei einer Gesamtblechdicke von 3,1 mm, untersucht. In Abbildung 22 sind die Varianten gegenübergestellt.

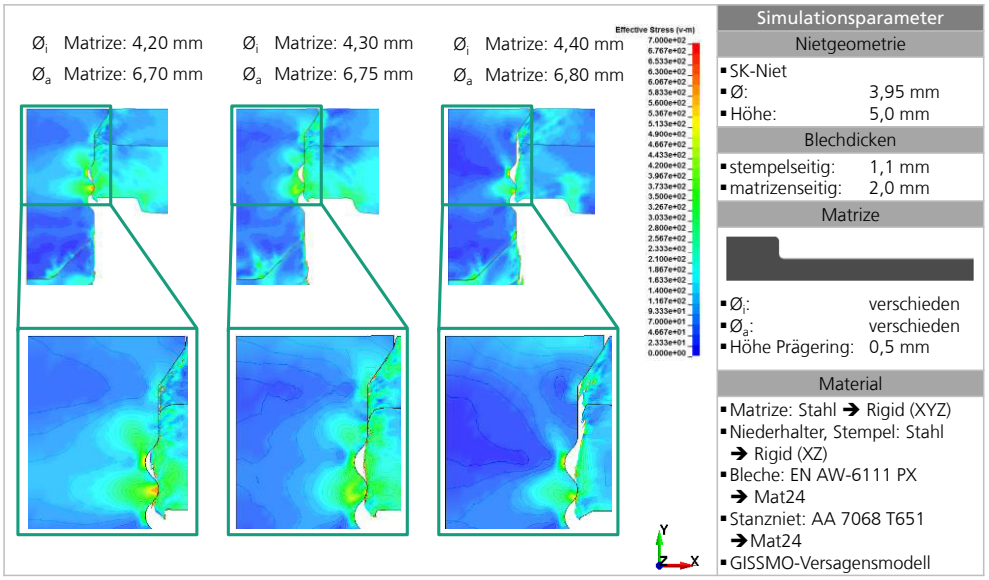


Abbildung 22: Beanspruchung des Fügepunkts des SK-Niets mit unterschiedlichen Matrizendurchmessern.

Zu sehen ist der Fügepunkt am Ende des Installationsprozesses mit der vorherrschenden Beanspruchung, visualisiert durch die v.Mises-Spannung. Mit steigendem Matrizendurchmesser ist ein klarer Trend zu geringerem Rillenfüllgrad ersichtlich. Ist bei 4,2 mm Innendurchmesser die obere Rille noch gut gefüllt, ist bei 4,4 mm Innendurchmesser kein Material mehr in den Rillen vorhanden. Das Blechmaterial wird außerdem nicht mehr richtig an den Nietschaft angepresst, sodass der Formschluss zum Großteil nicht mehr vorhanden ist. Ein höherer Füllgrad geht mit einer höheren Beanspruchung der Rillen einher. Diese liegen jedoch im elastischen Bereich, sodass die Rillen kaum verformt werden. Aus der Simulation stellt sich die Matrize mit 4,2 mm Innendurchmesser als beste Variante heraus.

4.2.2 Untersuchung verschiedener Matrizendurchmesser mit dem FK-Niet

Der FK-Niet hat aufgrund seiner Länge das Potential, größere Blechdicken zu fügen als der SK-Niet. Daher wurden die Untersuchungen zur Matrizengeometrie für den FK-Niet mit einer Gesamtblechdicke von 4,0 mm durchgeführt. Die in Abbildung 23dargestellten Bilder zeigen den gleichen Trend, wie bei der Untersuchung mit dem SK-Niet.

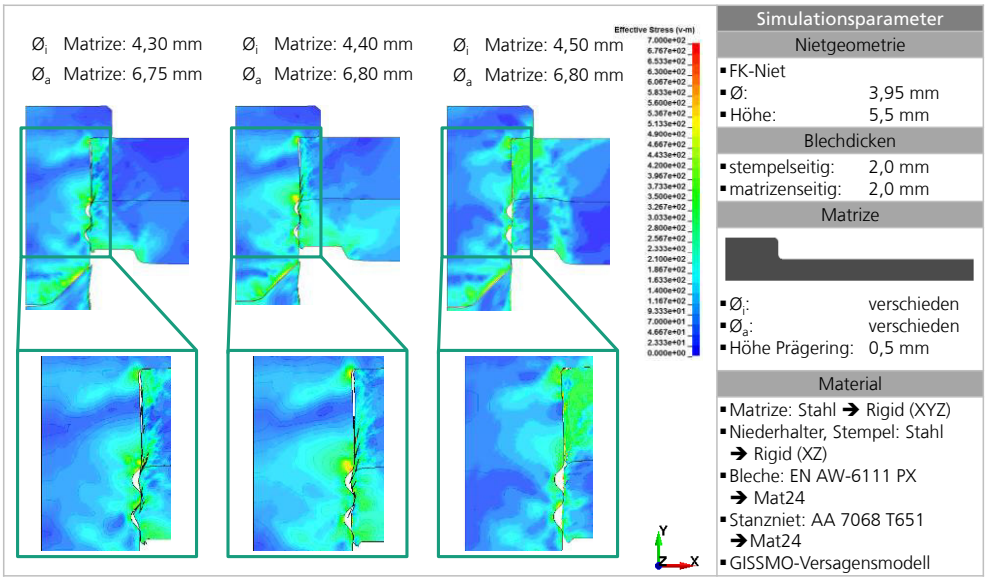


Abbildung 23: Beanspruchung des Fügepunkts des FK-Niets mit unterschiedlichen Matrizendurchmessern.

Je größer der Matrizeninnendurchmesser desto weniger Rillenfüllgrad wird erreicht und desto geringer ist die Beanspruchung und damit die Deformation der Rille. Zusätzlich kann ein Aufbauchen des Niets beobachtet werden. Dies führt dazu, dass nicht das gesamte obere Blech am Nietschaft anliegt. Aus den simulativen Untersuchungen zur Matrizengeometrie für den FK-Niet lässt sich keine eindeutige Vorzugsvariante herausstellen. Beim kleinsten Matrizeninnendurchmesser baucht der Niet stark auf, dafür werden die Rillen gut gefüllt. Beim größten Innendurchmesser ist kaum Rillenfüllgrad vorhanden, der Niet baucht jedoch nicht so stark auf, wodurch das obere Blech besser am Nietschaft anliegt.

5 Werkstoffliche Anpassung des Nietelements

In diesem Vorhaben wurde die aushärtbare Aluminiumknetlegierung AA 7068 in Bezug auf ihre Eignung als Nietwerkstoff detailliert untersucht. Dieser hochlegierte Werkstoff des AlZnMgCu-Systems (7xxx) zählt zu den derzeit höchstfesten Aluminiumlegierungen und eignet sich damit grundsätzlich für die Anwendung als Werkstoff für das Nietelement. Die hohen Festigkeiten von aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen werden mit dem Wärmebehandlungsverfahren Ausscheidungshärten, welches die wesentlichen Schritte Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern beinhaltet, eingestellt. Zunächst wird während des Lösungsglühens der Werkstoff auf eine legierungsspezifische Temperatur erwärmt und für eine bestimmte Dauer gehalten. Während des Glühens werden die Legierungselementatome gelöst und die Konzentration an Leerstellen im Kristallgitter erhöht. Durch das nachfolgende Abschrecken auf Raumtemperatur wird angestrebt die Legierungselementatome in Zwangslösung zu halten und die erhöhte Leerstellenkonzentration weitestgehend einzufrieren, wodurch ein an Fremdatomen und Leerstellen doppelt übersättigter Mischkristall entsteht [46, 47]. Mit zunehmender Legierungselementkonzentration und Keimstellendichte erhöht sich die kritische Abschreckgeschwindigkeit, die notwendig ist, um einen vollständig übersättigten Aluminiummischkristall einzustellen [48–50]. Der finale Schritt des Auslagerns (Kalt- oder Warmauslagerung) bewirkt die Bildung nanoskaliger, festigkeitssteigernder Teilchen [51]. Die Teilchenausscheidung ist signifikant abhängig von der Übersättigung nach dem Abschrecken [49, 51]. Die gewünschten mechanischen Eigenschaften lassen sich daher nur mit einer genauen Kenntnis der Wachstumskinetik der Teilchenausscheidungen entlang der gesamten Prozesskette von Aluminium-Vollstanznieten – insbesondere während des Ausscheidungshärtens – einstellen [52]. Für die erfolgreiche Nutzung von Aluminium-Legierungen als Niet-Werkstoff bedarf es erheblicher Festigkeiten sowie einer guten Duktilität. Die Festigkeit muss dabei insbesondere deutlich höher sein als die der gefügten Blechwerkstoffe und hängt, wie alle anderen Werkstoffeigenschaften, direkt von der inneren Struktur ab. Diese wird durch im Produktionsprozess zum Teil unumgänglich vorhandene und zum Teil gezielt eingesetzte thermo-mechanische Behandlungen eingestellt.

5.1 Vorgehen und angewandte Methoden

Ziel der Untersuchungen in diesem Teilaspekt des Projekts war es daher eine Kombination von Parametern der thermo-mechanischen Behandlungen zu identifizieren, welche eine als Nietwerkstoff geeignete Balance zwischen Festigkeit und Duktilität ermöglicht. Hierfür wurden alle relevanten Prozessschritte des Ausscheidungshärtens systematisch variiert und die Auswirkungen in Bezug auf die jeweils angestrebten Werkstoffzustände hin analysiert. Im Detail wurden zunächst geeignete Lösungsglüh-Parameter identifiziert, welche eine vollständige Auflösung der Hauptlegierungselemente sicherstellen sollen. Anschließend wurde das kinetische Verhalten der abschreck-induzierten Ausscheidungen untersucht und die obere kritische Abschreckgeschwindigkeit der Legierung A7068 identifiziert. Abrundend wurde die Aushärtungskinetik bei verschiedenen Aushärtungsprozessen analysiert. Für die Untersuchungen von Probeneigenschaften während einer Wärmebehandlung eignen sich insbesondere die thermischen Analysemethoden Kalorimetrie und Dilatometrie [53, 54] in Kombination mit mechanischen Prüfverfahren sowie Mikro- und Nanostruktur-Untersuchungen [49, 55]. In den vergangenen Jahren wurden mit Hilfe dieser Methoden zahlreiche Untersuchungen zum Ausscheidungsverhalten von verschiedenen aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen der AlCu(Mg) (2xxxer), AlMgSi (6xxxer) und AlZnMg(Cu) (7xxxer) Serien am Lehrstuhl für Werkstofftechnik durchgeführt (z. B. [48, 49, 56–58]). Die Kopplung dieser unterschiedlichen Verfahren ermöglicht die Untersuchung einer großen Bandbreite an Erwärm- sowie Abkühlgeschwindigkeiten und damit Werkstoff-(Ungleichgewichts)Zuständen. Die Korrelation zwischen Ausscheidungskinetik und Gefügestruktur wird mit Hilfe Licht- und Rasterelektronenmikroskopie untersucht. Um die Auswir-

kung der Phasenumwandlungen auf die notwendigen mechanischen Eigenschaften nach dem Auslagern abzusichern erfolgten Untersuchungen der Werkstoffhärte und Zugversuche. Einen Überblick über das experimentelle Vorgehen mit den wesentlichen Untersuchungsparametern wird in Abbildung 24 gezeigt.

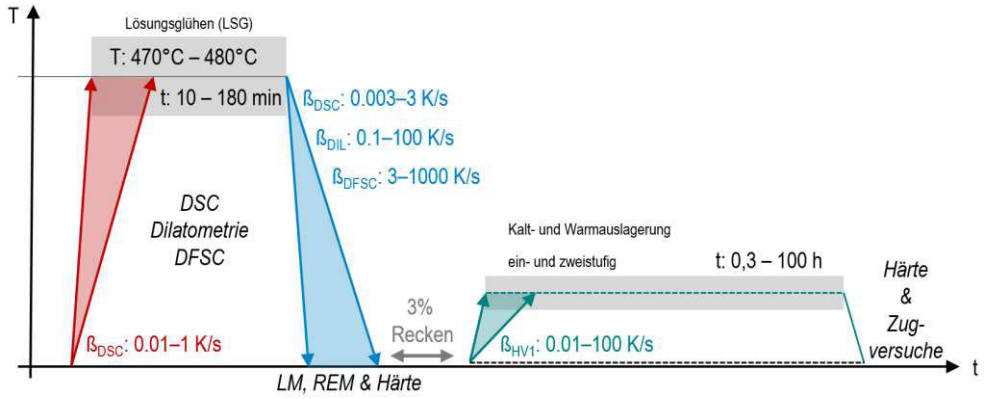


Abbildung 24: Systematisches experimentelles Vorgehen bei der Untersuchung der einzelnen Prozessschritte der thermomechanischen Behandlung Ausscheidungshärten (teilweise inklusive Recken nach Abschrecken).

5.1.1 Differential (Fast) Scanning Calorimetry

Die Dynamische Differenz-Kalorimetrie oder auch Differential Scanning Calorimetry (DSC) eignet sich dazu kleine Wärmemengen von Phasenumwandlungen zu messen. Während eines definierten Temperatur-Zeit-Verlaufs kann dabei die ausgetauschte Energie des Probenmaterials AA 7068 vergleichend zu einem Referenzmaterial (hier Rein-Aluminium) über die Wärmeströme gemessen werden [53]. Die DSC ermöglicht auch die Erfassung spezifischer Wärmekapazitäten [59].

In den vergangenen Jahren wurden die kalorimetrischen Untersuchungen für das Ausscheidungsverhalten von 6xxxer Aluminiumlegierungen, aber auch die des 2xxxer sowie 7xxxer Systems, am Lehrstuhl für Werkstofftechnik während kontinuierlicher Abkühlung etabliert [53, 60].

Kommt es zur Bildung von Ausscheidungen wird Energie freigesetzt (exotherm), während für eine Auflösung einer Ausscheidung zusätzliche Energie (endotherm) notwendig ist. Während Abkühlungen nach Lösungsglühen, die langsamer als die obere kritische Abschreckgeschwindigkeit sind, werden eine oder mehrere Phasen ausgeschieden, wohingegen beim Erwärmen aus verschiedenen Ausgangszuständen immer komplexe Ausscheidungs- und Auflösungssequenzen stattfinden [60].

Probengröße und -masse richten sich nach der Art des genutzten Kalorimeters. Langsamere Erwärm- und Abkühlgeschwindigkeiten im Bereich von 0,003–0,1 K/s wurden in einem Wärmestrom-Kalorimeter Setaram DSC 121 untersucht. Die Proben besitzen für die untersuchte Legierung AA 7068 einen Durchmesser von Ø6 mm und eine Höhe von 21,65 mm. Für die leistungskompensierten Kalorimeter der Firma PerkinElmer (Pyris 1 DSC und Pyris Diamond DSC), welche für die schnelleren Scanraten 0,3–3 K/s verwendet wurden, liegen die Probenabmessungen bei einem Durchmesser von Ø6,4 mm und einer Höhe von 1,0 mm. Um Kurvenverkrümmungen aufgrund von Wärmestrahlungsverlusten zu vermeiden, die das Messsignal erheblich beeinflussen [53, 60], wurden die Proben in Reinalumini-

umtiegel verpackt. Gerätebedingte Fehler können durch eine sogenannte Basislinienmessung beseitigt werden. Dafür wird auf beiden Ofenseiten das Referenzmaterial Rein-Aluminium positioniert.

Generell erfolgt die Beurteilung der kalorimetrischen Daten anhand der ausgewerteten spezifischen Exzesswärmekapazität. Das bedeutet, dass die Überschusswärmekapazität zwischen Aluminiumlegierung und reinem Aluminium betrachtet wird. Die spezifische Wärmekapazität der Aluminiumlegierung setzt sich dabei aus der Wärmekapazität der Werkstoffmasse sowie der latenten Wärme ggf. auftretender Phasenumwandlungen zusammen. Die spezifische Exzesswärmekapazität errechnet sich aus der Differenz der Wärmeströme aus Probenmessung und Basislinienmessung und einer Normierung mit Scanraten und Probenmassen [60]. Eine genaue Beschreibung zur DSC-Datenauswertung von aushärtbaren Aluminiumlegierungen ist in [56] für das Erwärmen dargelegt. Für das Abkühlen findet sich eine ausführliche Erläuterung in [61, 62].

Für die Untersuchung sehr hoher Abkühlgeschwindigkeiten wurde die Differential Fast Scanning Calorimetry (DFSC) genutzt [63]. Dafür wurden aus dem Stangenmaterial AA 7068 Folien (ca. 100 µm x 100 µm x 40 µm) hergestellt und die Differenzielle Wiedererwärm-Methode (Differential Reheating Method (DRM)) angewandt. Die untersuchten Kühlraten wurden hier in einem Bereich von 3 bis 1000 K/s variiert. Eine detaillierte Beschreibung zum experimentellem Vorgehen und der Datenauswertung ist in [64] und [65] nachzulesen.

5.1.2 Dilatometrie

Die Dilatometrie erfasst Volumenänderungen eines Werkstoffs über der Temperatur oder der Zeit und dient so beispielsweise der Bestimmung des Wärmeausdehnungsverhaltens oder Analyse von Phasenübergängen, die mit Dichteänderungen einhergehen. Gegenüber Stählen, sind Umwandlungsdehnungen bei Aluminiumlegierungen klein gegenüber den thermischen Dehnungen. Die Dilatometrie zur Darstellung von Phasenumwandlungen für das Abschrecken der AA 7068 erfordert dementsprechende eine spezielle Vorgehensweise (siehe auch [54, 60]).

Für die dilatometrischen Untersuchungen im Rahmen dieses Projektes wurde ein Abschreckdilatometer des Typs DIL 805A der Firma BÄHR genutzt. Die verwendeten Rundproben haben einen Durchmesser Ø4 mm und eine Länge von 10 mm. Für die Abkühlgeschwindigkeit 0,1 K/s wurden Vollproben genutzt. Eine Erweiterung des Untersuchungsspektrums konnte durch die Nutzung von Hohlproben realisiert werden – bei 1 K/s betrug die Wandstärke 1 mm und für 10 K/s bzw. 100 K/s 0,2 mm. Insofern für die zu erzielende Temperaturrate eine aktive Kühlung erforderlich ist, wurde die Probe temperaturgeregelt mit Helium abgeschreckt.

Für die Auswertung wurde in einem ersten Schritt aus den aufgenommenen Längenänderungen von einer Probenmessung AA 7068 und einem Referenzmaterial Rein-Aluminium die Dehnungen berechnet. Über die Differenz der beiden Dilatometerkurven erhält man die Umwandlungsdehnungen. Für eine Vergleichbarkeit mit den kalorimetrischen Ergebnissen ist es sinnvoll die erste Ableitung der Dehnungsdifferenz nach der Temperatur zu berechnen [54].

5.1.3 Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie

Für die licht- und rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen wurden die Proben der Legierung AA 7068 standardmäßig präpariert. Diese wurden zunächst in Epoxidharz kalt eingebettet, um den definiert eingestellten Wärmebehandlungszustand zu erhalten. Anschließend erfolgte das Schleifen auf SiC-Papier der Körnungen P320 bis zu P2500. Die Vorpolitur erfolgte wasserfrei bei Körnungen der Stufen 6 µm, 3 µm und 1 µm mit einer Diamantsuspension auf Alkoholbasis. Die Feinpolitur wurde mit oxidischer Poliersuspension

(OPS) der Stufe 0,05 µm durchgeführt. Um eine gleichzeitige Eignung der Proben für die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen zu gewährleisten reichten die Proben, für eine elektrische Kontaktierung mit dem REM-Probenhalter, bis auf dem Boden des eingebetteten Schliffes. Die Proben wurden mit einem selbstklebenden Kohlenstofffilm auf dem Probenträger befestigt. Für eine bessere Leitfähigkeit wurden Probenhalter und eingebettete Probe vorsichtig mit einem Aluminiumklebeband kontaktiert. Zusätzlich wurden die Proben mit Kohlenstoff bedampft. Die REM-Untersuchungen erfolgten am Elektronenmikroskopischen Zentrum der Universität Rostock an einem Zeiss MERLIN VP Compact welches mit einem Xflash 6130 EDX-System von Bruker ausgestattet ist. Für die REM-Abbildungen wurden Sekundärelektronen bei einer Beschleunigungsspannung von 5 kV mit einem hocheffizienten Evenhart-Thornley Detektor genutzt. Für die EDX-Analysen wurde die Beschleunigungsspannung auf bis zu 20 kV erhöht.

5.1.4 Härte und Zugversuch

Umfangreiche Untersuchungen zum Auslagerungsverhalten erfolgten zunächst anhand des mechanischen Kennwertes Vickershärte nach DIN EN ISO 6507-1:2005. Die Probenoberflächen wurden vor der Härteprüfung poliert und anschließend mit einem Kleinlasthärteprüfgerät HMV-2 der Firma Shimadzu mit einer Prüfkraft von 9,81 N (HV1) geprüft.

Abbildung 25 verdeutlicht die grundlegenden Prüfzustände anhand eines Temperatur-Zeit-Profils der durchgeführten Wärmebehandlungen:

1) nach Abkühlen mit verschiedenen Abkühlraten
2) nach unterschiedlicher Abkühlung und anschließender Warmauslagerung
3) nach Kalt- und Warmauslagerung (verschiedene Temperaturen & Zeiten),
4) einstufiges und zweistufiges Auslagern,
5) mit/ohne RT-Zwischenlagerung.

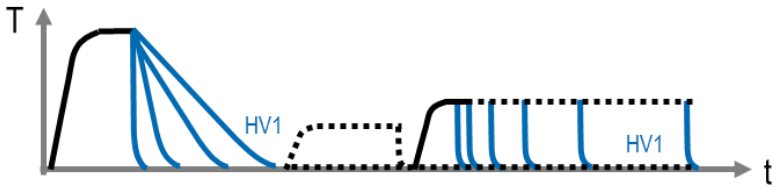


Abbildung 25: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf der Wärmebehandlung mit anschließender Härteprüfung HV1.

Anschließend erfolgten an ausgewählten Zuständen (Variation der Auslagerung) für die Auswahl geeigneter Wärmebehandlungsparameter der Aluminium-Vollstanznieten – insbesondere mit Hinblick auf hohe Festigkeit - Zugversuche nach DIN EN ISO 6892-1:2017. Ein schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf für die Zugproben ist Abbildung 26 zu entnehmen.

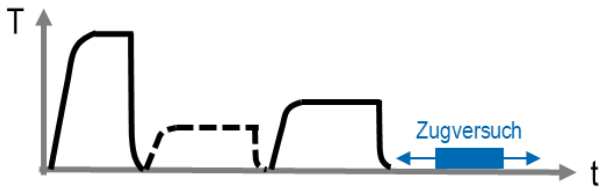


Abbildung 26: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf der Wärmebehandlung mit anschließender Zugprüfung.

In einem weiteren Schritt wurde in den Wärmebehandlungsprozess des Ausscheidungshärtens das Recken integriert und anschließend Zugversuche durchgeführt. Die genaueren Parameter sind im Zusammenhang mit den Ergebnissen im nachfolgenden dargestellt.

Es wurden Rundzugproben nach DIN 50125 mit glatten Zylinderköpfen zum Einspannen in Spannkeilen (DIN 50125-A 5x25) sowie Proben mit Gewindeköpfen M8 (DIN 50125-B 5x25, siehe Abbildung 27) verwendet. Für die Zugprüfungen wurden Universalprüfmaschinen der Firma Zwick/Roell genutzt: Z030 mit taktilem Extensometer und Z050 mit Videoextensometer.

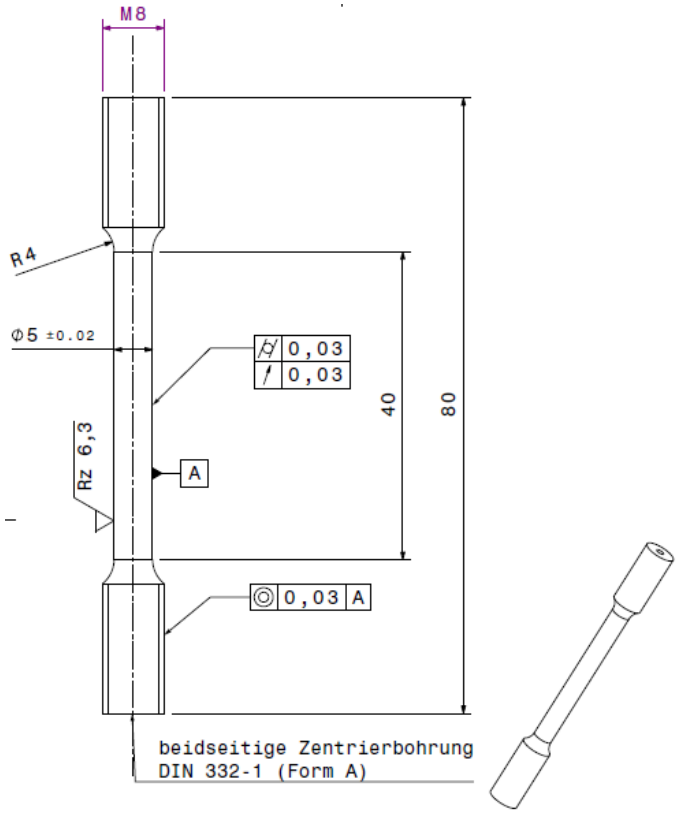


Abbildung 27: Zugprobe DIN 50125-B 5x25.

5.2 Ergebnisse zur Beeinflussung der Gefügeentwicklung während des Ausscheidungshärtens

5.2.1 Lösungsglühen

Zunächst wurden für die Festlegung optimaler Lösungsglühbedingungen (Temperatur und Dauer) DSC-Untersuchungen durchgeführt. Die Auswahl der Lösungsglühtemperatur muss sehr sorgfältig erfolgen, da bei der Legierung AA 7068 die Solvus- und Solidustemperatur sehr dicht beieinanderliegen. Einerseits kann es bei einer zu hohen Lösungsglühtemperatur zu lokalen Anschmelzungen im Material kommen. Das sollte für die Einstellung optimaler mechanischer Eigenschaften unbedingt vermieden werden, da derartige lokale Anschmelzungen Inhomogenitäten erzeugen, welche bei mechanischer Beanspruchung eine Kerbwirkung mit sich bringen. Andererseits führt eine zu niedrige Lösungsglühtemperatur ggf. zu einem unvollständigen Auflösen der Legierungselemente, womit in einem solchen Fall das maximale Potential der Teilchenverfestigung für die Legierung nicht vollständig ausgeschöpft werden kann.

In Abbildung 28 sind ausgewählte DSC-Erwärmkurven des Ausgangszustands T651 (Abbildung 28a) und im abgeschreckten Zustand (Abbildung 28b) dargestellt.

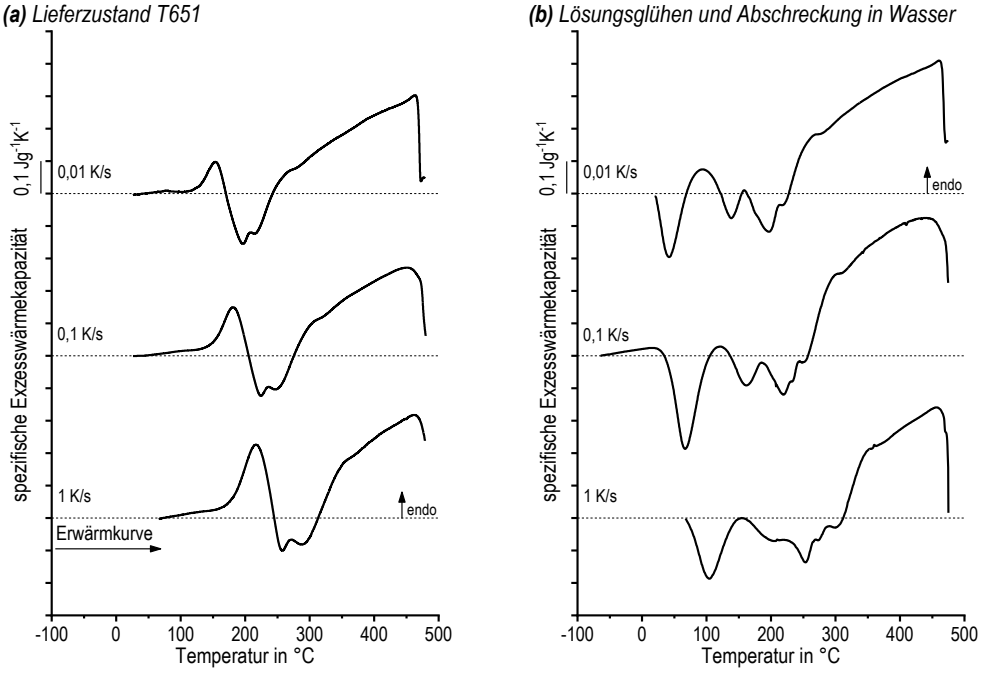


Abbildung 28: Ausgewählte DSC-Erwärmkurven der Legierung AA 7068: (a) Erwärmen aus dem Lieferzustand T651, (b) Erwärmen nach Lösungsglühen und Abschrecken in Wasser.

Das Erwärmen erfolgte im Temperaturbereich von 20 °C (teilweise von -70 °C) bis 485 °C. Die Kurven zeigen für alle drei untersuchten Scanraten 0,01 K/s, 0,1 K/s und 1 K/s eine komplexe Sequenz aus endothermen Auflösungs- und exothermen Ausscheidungspeaks. Die einzelnen Reaktionen überlappen sich stark. Die Überlagerung von endo- und exothermen Reaktionen führt dazu, dass möglicher Weise die im DSC erkennbaren Peaks nicht mit

dem Maximum der Transformationsrate der zu Grunde liegenden Mikrostrukturreaktion gleichzusetzen sind weshalb letztlich eine Separation der einzelnen Reaktionen nicht oder nur mit Hilfe von komplexen Modellen möglich ist [56]. Zwischen beiden Ausgangszuständen zeigen sich für das Erwärmen bis etwa 300 °C erhebliche Unterschiede, welche im initialen Wärmebehandlungszustand begründet sind. Oberhalb von 300 °C kommt es ausschließlich zu Auflösungsreaktionen zuvor gebildeter Ausscheidungen. Insbesondere die langsamen DSC-Kurven mit einer Erwärmrate von 0,01 K/s lassen die Ermittlung einer geeigneten Lösungsglühtemperatur zu, da das DSC-Signal des letzten Auflösungspeaks bei einer Temperatur von 472 °C rasch gegen Null abfällt und anschließend kontant weiterverläuft. Das bedeutet, dass der Auflösungsprozess für eine Erwärmung mit 0,01 K/s bei ca. 472 °C vollständig beendet wurde. Daher kann angenommen werden, dass die Solvustemperatur im Gleichgewichtsfall unter 472 °C liegt. DSC-Schmelztests mit einer Scanrate von 0,3 K/s ergaben eine Solidustemperatur von 491 °C. Dementsprechend sollte die Lösungsglühtemperatur oberhalb 472 °C, jedoch deutlich unterhalt 491 °C liegen.

Ebenso spielt auch die Wahl der Lösungsglühdauer eine wesentliche Rolle bei der Einstellung maximaler Festigkeit. Es sollte ausreichend lange geglüht werden, um eine vollständige Auflösung und gleichmäßige Verteilung aller Legierungselemente, die einen Festigkeitsbeitrag beim nachfolgenden Auslagern liefern können, zu ermöglichen. Gleichzeitig soll ein Kornwachstum durch übermäßig langes Glühen verhindert werden. Es gilt, dass niedrigere Glühtemperaturen längere Glühdauern erfordern und umgekehrt, da die Diffusionsgeschwindigkeit der Legierungselementatome mit steigender Temperatur zunimmt. Zudem führt die unvollständige Auflösung potenziell zu einer Erhöhung der oberen kritischen Abschreckgeschwindigkeit, da nach dem Lösungsglühen noch vorhanden Sekundärphasenpartikel ggf. ohne zusätzliche Keimbildung wachsen können [50, 66].

Der Erfolg des Lösungsglühens im Sinne einer vollständigen Auflösung lässt sich mit DSC indirekt anhand von Abkühlexperimenten untersuchen [50]. Zunächst wurden daher DSC-Abkühlkurven nach Lösungsglühen bei 470 °C, 475 °C und 480 °C betrachtet (siehe Abbildung 29a). Grundsätzlich ähnelt sich der Verlauf des exothermen Ausscheidungssignals aller drei DSC-Kurven sehr. Für eine Lösungsglühtemperatur von 470 °C nach 20 min ist jedoch ein Start des exothermen Ausscheidungspeaks mit Beginn der Abkühlung zu erkennen. Das deutet auf eine zuvor unzureichende Lösungsglühung und somit unvollständige Auflösung der Hauptlegierungselemente hin [50, 66]. Um eine vollständige Lösung (bei vertretbaren Glühdauern) zu erzielen, aber gleichzeitig die Lösungsglühtemperatur deutlich unterhalb der Solidustemperatur zu halten, wurde für das Lösungsglühen im weiteren Verlauf der Untersuchungen eine Temperatur von 475 °C festgelegt. Weiterhin wurden unterschiedliche Lösungsglühdauern zwischen 10 min und 180 min untersucht. Einige ausgewählte DSC-Abkühlkurven unterschiedlicher Lösungsglühdauer (siehe Abbildung 29b) zeigen ein sehr ähnliches Ausscheidungsverhalten. Um die Lösungsglühdauer entsprechend einer industriellen Umsetzung kurz zu halten, wurde für den weiteren Verlauf der Untersuchungen eine Lösungsglühdauer von 30 min definiert.

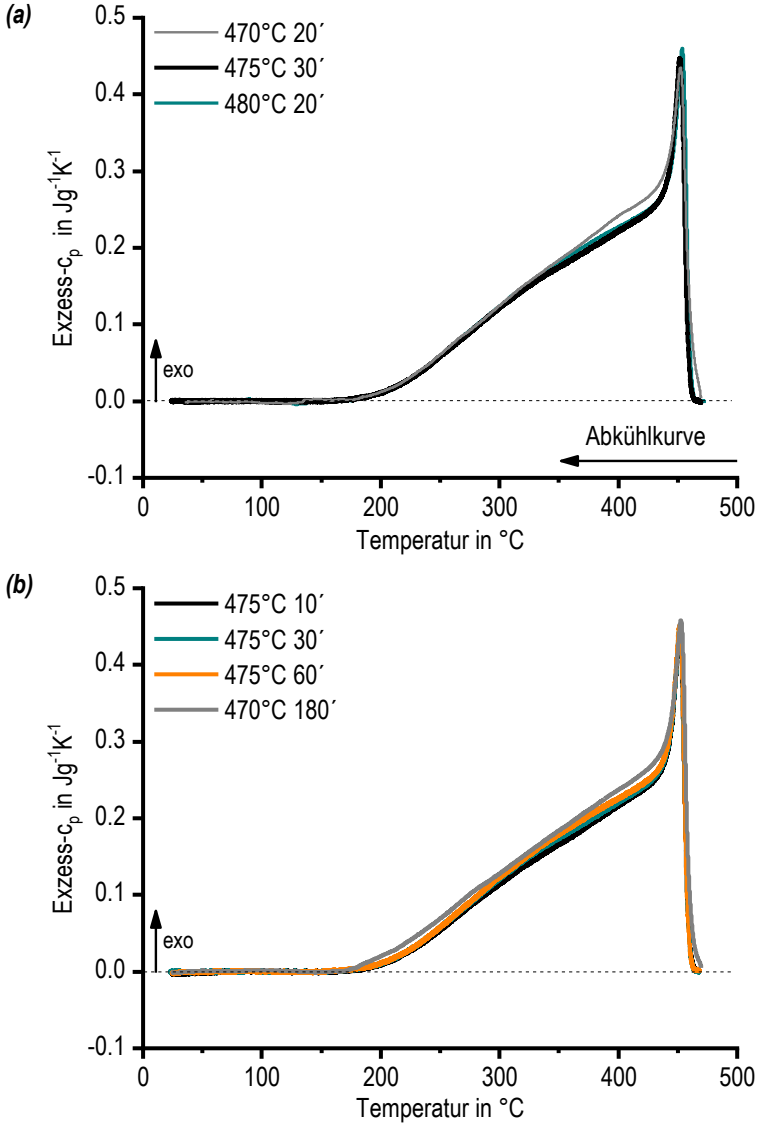


Abbildung 29: Ausgewählte DSC-Abkühlkurven (0,01 K/s) der Legierung AA 7068: (a) Abkühlen von unterschiedlichen Lösungsglühtemperaturen, (b) Abkühlen nach verschiedenen Lösungsglühdauern.

5.2.2 Kinetik der abschreckinduzierten Ausscheidungen beim Abkühlen

Die Charakterisierung des kinetischen Ausscheidungsverhaltens beim Abkühlen nach Lösungsglühen erfolgte zunächst mittels DSC zur Bestimmung der Temperaturbereiche unterschiedlicher Ausscheidungsreaktionen und der kritischen Abkühlrate zur vollständigen Unterdrückung dieser Reaktionen. Abbildung 30a zeigt die DSC-Abkühlkurven unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten von 0,003–3 K/s. Alle untersuchten Raten zeigen einen deutlichen breiten exothermen Ausscheidungspeak. Die Ergebnisse lassen – insbesondere in Kombination mit publizierten Erkenntnissen zu ähnlichen Legierungen [49, 55, 67, 51] – auf die Überlagerung mehrerer Reaktionen schließen. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit nimmt die Peakfläche (= Enthalpieänderung der Ausscheidungsreaktion, proportional zum Volumenanteil gebildeter Ausscheidungen) ab, d.h. die Ausscheidungsreaktionen während des Abkühlens werden zunehmend unterdrückt. Außerdem werden die Reaktionspeaks mit steigender Abkühlrate zu niedrigeren Temperaturen verschoben. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit der untersuchten Legierung AA 7068 liegt jedoch höher als die mittels konventioneller DSC analysierbaren Scanraten.

Eine Erweiterung des Untersuchungsspektrums konnte mittels der Differenz-Dilatometrie erzielt werden. In Abbildung 30b sind die Abkühlkurven mit Scanraten im Bereich von 0,1–100 K/s nach einer Lösungsglühung bei 480 °C 10 min dargestellt. In Abbildung 30b kennzeichnen Ausschläge der dilatometrischen Messkurven oberhalb der gestrichelten Nulllinie eine relative Probenverkürzung, während Abweichungen nach unten als relative Probenverlängerung angesehen werden können.

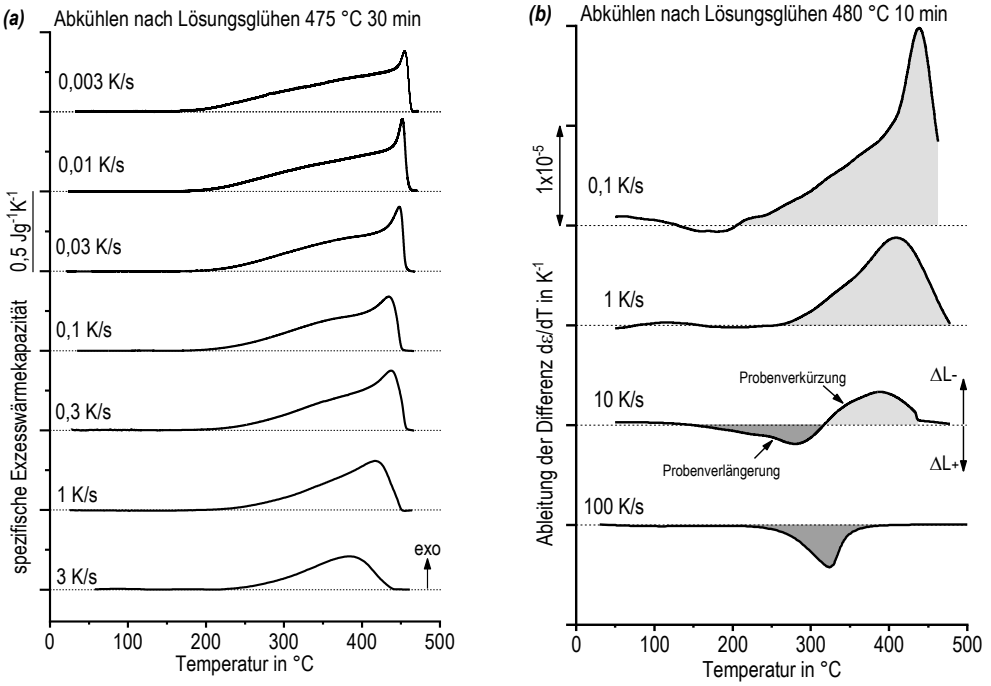


Abbildung 30: Ausgewählte Abkühlkurven der Legierung AA 7068 nach dem Lösungsglühen: (a) DSC und (b) Differenz-Dilatometrie.

Für die Abkühlungen mit 0,1 K/s und 1 K/s kann festgestellt werden, dass die auftretenden Reaktionspeaks bei DSC- und Differenz-Dilatometrie-Untersuchungen in einem sehr ähnlichen Temperaturbereich liegen und auch die Kurvenformen übereinstimmen. Eine große Herausforderung bei der Volumen-Dilatometrie ist die Separierung und Interpretation auftretender Reaktionen, da immer nur die Summe von Volumenkontraktion und -dilatation gemessen wird. Einige Ausscheidungsreaktionen führen zu einer Erhöhung des Gesamtvolumens der Probe und dementsprechend zu einer Probenverlängerung. Dem überlagert wirken Ausscheidungsreaktionen anderer Phasen allerdings Volumen verringernd und führen entsprechend zu einer Probenverkürzung [9]. Für die Legierung AA 7068 ist insbesondere bei der Abkühlung mit 10 K/s eine deutliche Überlagerung unterschiedlicher Reaktionen festzustellen entsprechend der komplexen Ausscheidungssequenz von AlZnMgCu-Legierungen. Abbildung 30b zeigt außerdem, dass auch die schnelleren Abkühlgeschwindigkeiten 10 K/s und 100 K/s beim Abkühlen nach Lösungsglühen immer noch deutlich Reaktionen nachweisen, was darauf hindeutet, dass die kritische Abkühlgeschwindigkeit für die Legierung AA 7068 höher als 100 K/s liegt. Im Dilatometer ist eine schnellere Abkühlung als 100 K/s prinzipiell möglich, praktisch aber begrenzt, da die verwendete Hohlprobe bereits nur noch eine Wandstärke von 0,2 mm besitzt und für eine Erhöhung der erzielbaren Kühlraten eine weitere Reduktion der Probenmasse (bzw. der absoluten Wärmekapazität der Probe) notwendig wäre. Dennoch verdeutlichen die Ergebnisse, dass die Methode der Differenz-Dilatometrie geeignet ist, das Untersuchungsspektrum für das beim Abkühlen nach Lösungsglühen zu höheren Scanraten zu erweitern.

Für die Identifizierung der kritischen Abkühlrate der Legierung AA 7068 wurden deshalb zusätzlich DFSC-Experimente durchgeführt. Abbildung 31a zeigt die Rohdaten aus den DFSC-Wiedererwärm-Experimenten. Für eine Vergleichbarkeit mit den DSC-Daten wurden diese Daten mit der Probenmasse normiert (siehe Abbildung 31b). Die Herausforderung hierbei ist die genaue Massenbestimmung der Proben im Mikrometerbereich, für die es aktuell kein geeignetes Wägesystem gibt. Daher muss hier die Probenmasse anhand der mit DSC-Messdaten bei gleicher Abkühlgeschwindigkeit (hier 3 K/s) bestimmten Ausscheidungsenthalpien (ΔH = 1J/g) abgeschätzt werden. Die spezifische Enthalpieänderung (Integral der normierten DSC-Kurve) aus den DSC-Untersuchungen ergab für 3 K/s einen Wert von rund 21 J/g. Dieser Wert sollte demnach auch für die DFSC-Abkühlung mit 3 K/s vorliegen. Dividiert man die für eine Abkühlrate von 3 K/s per DFSC ermittelte absolute Enthalpieänderung mit der per DSC bestimmten spezifischen Enthalpieänderung, ergibt sich daraus die Masse der jeweiligen DFSC Probe. Mit der nun abgeschätzten Probenmasse lassen sich die mittels DFSC gemessenen Enthalpieänderungen für alle anderen untersuchten Scanraten errechnen. In Abbildung 31 sind für die drei im DFSC analysierten Proben deutliche Unterscheide zu erkennen. Die Abweichungen der drei untersuchten Proben in Abbildung 31b lassen sich mit der verwendeten Probengröße und entsprechend der vorliegenden chemischen Zusammensetzung (z.B. lokale Seigerungen) und Gefügestruktur (insbesondere Keimstellendichte z. B. durch unterschiedliche Dispersoid- und Korngrenzenverteilung) begründen. Dennoch zeigen alle drei Proben den gleichen Trend und die gemessene Ausscheidungsenthalpie nimmt mit steigender Abkühlgeschwindigkeit deutlich ab. In einem Kühlratenbereich von 600 bis 800 K/s geht der gemessene Wert jeweils gegen Null. Daher kann aus den DFSC-Ergebnissen eine physikalische obere kritische Abkühlgeschwindigkeit von 600–800 K/s abgeschätzt werden.

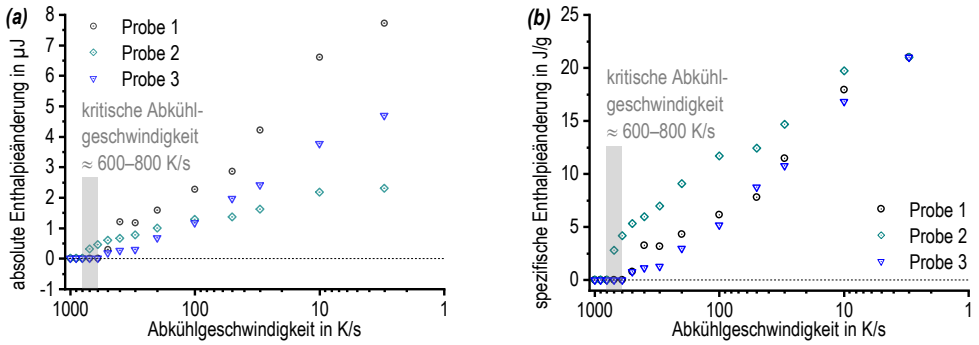


Abbildung 31: DFSC-DRM: (a) absolute Enthalpieänderung, (b) spezifische Enthalpieänderung.

Die Ergebnisse aus Kalorimetrie (DSC, DFSC) und Dilatometrie zum Ausscheidungsverhalten von AA 7068 während des Abkühlens nach Lösungsglühen lassen sich in einem kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramm (Abbildung 32) zusammenfassen.

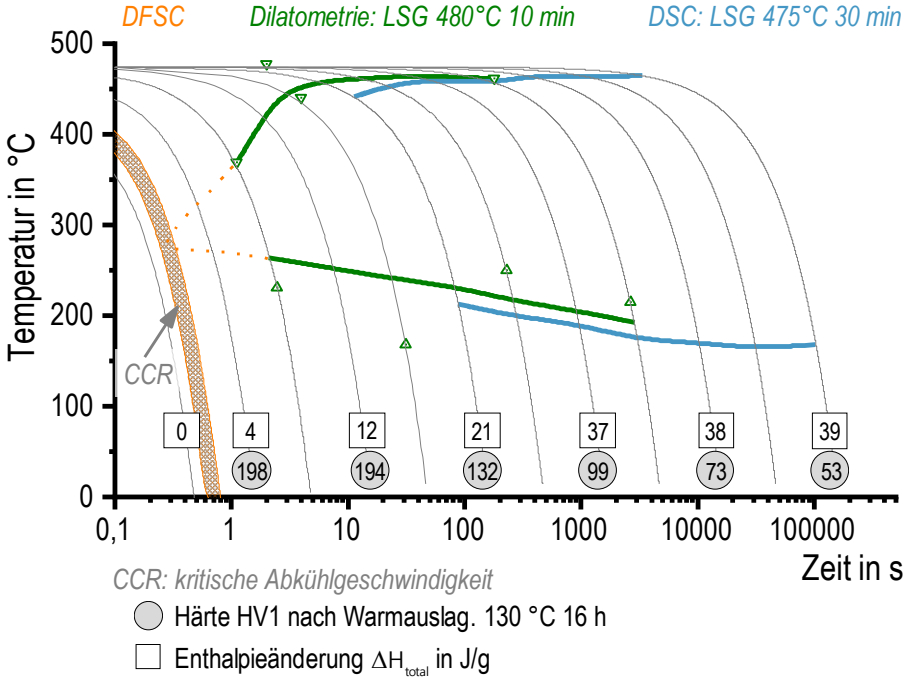


Abbildung 32: Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramm der Legierung AA 7068.

Weiterhin erfolgt eine Darstellung der Enthalpieänderung in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit im Vergleich mit den Ergebnissen der Härte nach Abschrecken und nach Warmauslagerung bei 130 °C (vgl. Abbildung 33).

Für die Bestimmung der Härte nach der Wasserabschreckung wurden jeweils zwei DSC-Proben (h: 1 mm, d: 6,4 mm) in einem Ofen bei 475 °C für 30 min lösungsgeglüht. Die zwei

Proben wurden auf einem Stahlblech liegend in dem Ofen geglüht. Eine DSC-Probe wurde mit einem angeschweißten Thermoelement versehen. Über ein Hochgeschwindigkeitsmesssystem wurde die Temperatur der Probe während der Wärmebehandlung und der Wasserabschreckung aufgenommen. Die zwei Proben wurden gleichzeitig aus dem Ofen genommen und direkt in dem Eiswasser abgeschreckt. Die Härte der Probe ohne Thermoelement wurde direkt im Anschluss mit drei Eindrücken auf HV1 geprüft. Diese Versuche wurde vier Mal wiederholt, sodass die Härte an vier verschiedenen Proben geprüft wurde und über die Thermoelemente vier Abkühlkurven aufgenommen wurden. Die Abkühlgeschwindigkeit wurde zwischen 400 – 150 °C gemittelt. Die Versuche wurden mit Eiswasser, sowie Wasser (ca. 20 °C) als Abschreckmedium durchgeführt.

Folgende Kernaussagen lassen sich für die untersuchte Aluminiumlegierung AA 7068 treffen:

1. Die Härte nach Warmauslagerung erreicht für Kühlraten schneller als ca. 100–300 K/s ein Sättigungsniveau von ca. 200 HV1, das heißt auch bei rascherer Abschreckung steigt die Härte nicht weiter an und es ist zu schlussfolgern, dass die technologische kritische Abschreckgeschwindigkeit für die untersuchte Legierung AA7068 im Bereich von 100–300 K/s liegt.
2. Da bei Kühlraten zwischen 100 und etwa 800 K/s noch Ausscheidungen beim Abschrecken gebildet werden, bewirken die abschreckinduzierten Teilchen, die in diesem Kühlratenbereich gebildet werden, offenbar eine direkte Verfestigung. Die Verfestigungswirkung wird vermutlich durch sehr dünne Zn und Cu reiche Plattenausscheidungen der Y-Phase mit Plattenstärken von nur wenigen nm erzielt [55, 49].
3. Die Ergebnisse aus DFSC-Untersuchungen zeigen, dass die obere physikalische kritische Abkühlgeschwindigkeit im Bereich von 600–800 /s liegen muss.
4. Die Ergebnisse „Härte nach Abschrecken“ zeigen, dass bereits während des Abschreckens festigkeitssteigernde Teilchen gebildet werden. Das Härtemaximum direkt nach Abschrecken wird bei Abkühlgeschwindigkeiten zwischen 30–260 K/s erreicht. Bei weiterer Erhöhung der Abkühlrate sinkt die Härte im abgeschreckten Zustand wieder auf ca. 175 HV1 ab.

Die technologische kritische Abschreckgeschwindigkeit für die Legierung AA 7068 von ca. 100-300 K/s liegt bei demnach deutlich unterhalb der physikalischen oberen kritischen Abschreckgeschwindigkeit, und erleichtert somit die Auswahl sowie Umsetzung einer geeigneten Abschrecktechnologie zur gezielten Einstellung maximaler Festigkeiten für diese Legierung.

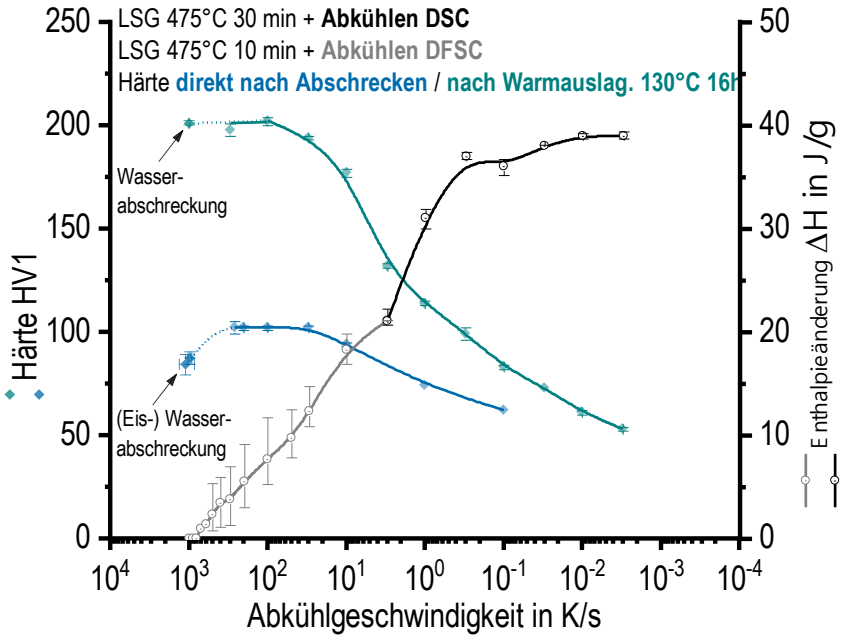


Abbildung 33: Vergleich von Härte (nach Abkühlen und Warmauslagerung) mit der Enthalpieänderung nach Abkühlen mittels DSC und DFSC für die Legierung AA 7068.

Die Ergebnisse aus Licht- und Rasterelektronenmikroskopie (siehe Abbildung 34) zeigen, dass über die Variation der Abkühlgeschwindigkeit von 0,01 bis 10 K/s ein wesentlicher Einfluss auf das Gefüge erzielt werden kann. Während es bei einer sehr langsamen Abkühlung zu sehr großen Ausscheidungen kommt, werden die Ausscheidungen hin zu schnelleren Abkühlungen immer kleiner, wobei gröbere Teilchen bevorzugt an Korngrenzen festzustellen sind. Es ist zu beachten, dass ein Teil der abschreckinduzierten Teilchen nicht durch REM detektiert werden kann und vielmehr Transmissions-Elektronenmikroskopie (TEM) hierfür notwendig wäre. Dennoch kann mit den REM-Aufnahmen gezeigt werden, dass das eingestellte Gefüge mit den eingestellten mechanischen Eigenschaften korreliert (vgl. Entwicklung der Härte in Abbildung 33 mit Abbildung 34). Durch die Bildung der relativ groben abschreckinduzierten Teilchen, welche im REM sichtbar sind, wird die nach dem auslagern maximal erreichbare Härte signifikant reduziert.

Im Rasterelektronenmikroskop können mittels Energiedispersiver Röntgenspektroskopie (kurz: EDX) Rückschlüsse auf die Elementzusammensetzung einer Probe im mikroskopischen Maßstab gezogen werden. Die Kombination von bildgebenden Verfahren mit der Elementanalyse ermöglicht die Aufnahme von Elementverteilungsbilder. In Abbildung 35 sind die Verteilungsbilder der Elemente Zink, Magnesium und Kupfer – welches die Hauptlegierungselemente des Werkstoffes AA 7068 sind – für die zwei Abkühlraten 1 K/s und 10 K/s dargestellt. Durch vorhergehende Untersuchungen ist bekannt, dass die wesentlichen beim unterkritisch langsamen Abschrecken gebildeten Ausscheidungen in ähnlichen AlZuMgCu-Legierungen aus den Phasen S-Al_2CuMg und η-$Mg(Zn,Cu,Al)_2$ sowie der ZnCu-reichen Y-Platten bestehen. Die EDX-Ergebnisse in Abbildung 35 zeigen eine gleichmäßige Verteilung aller drei Elemente auf alle vorhandenen Partikel, sodass hier keine strenge Unterscheidung einzelner abschreckinduzierter Phasen vorgenommen werden kann. Da die Elemente Zn, Mg und Cu in diesem Legierungstyp jedoch im Wesentlichen für die Bildung der festigkeitssteigernden Ausscheidungen beim Auslagern benötigt werden, wird deutlich,

dass die im REM identifizierten groben abschreckinduzierten Teilchen erheblich das Auslagerungspotenzial reduzieren.

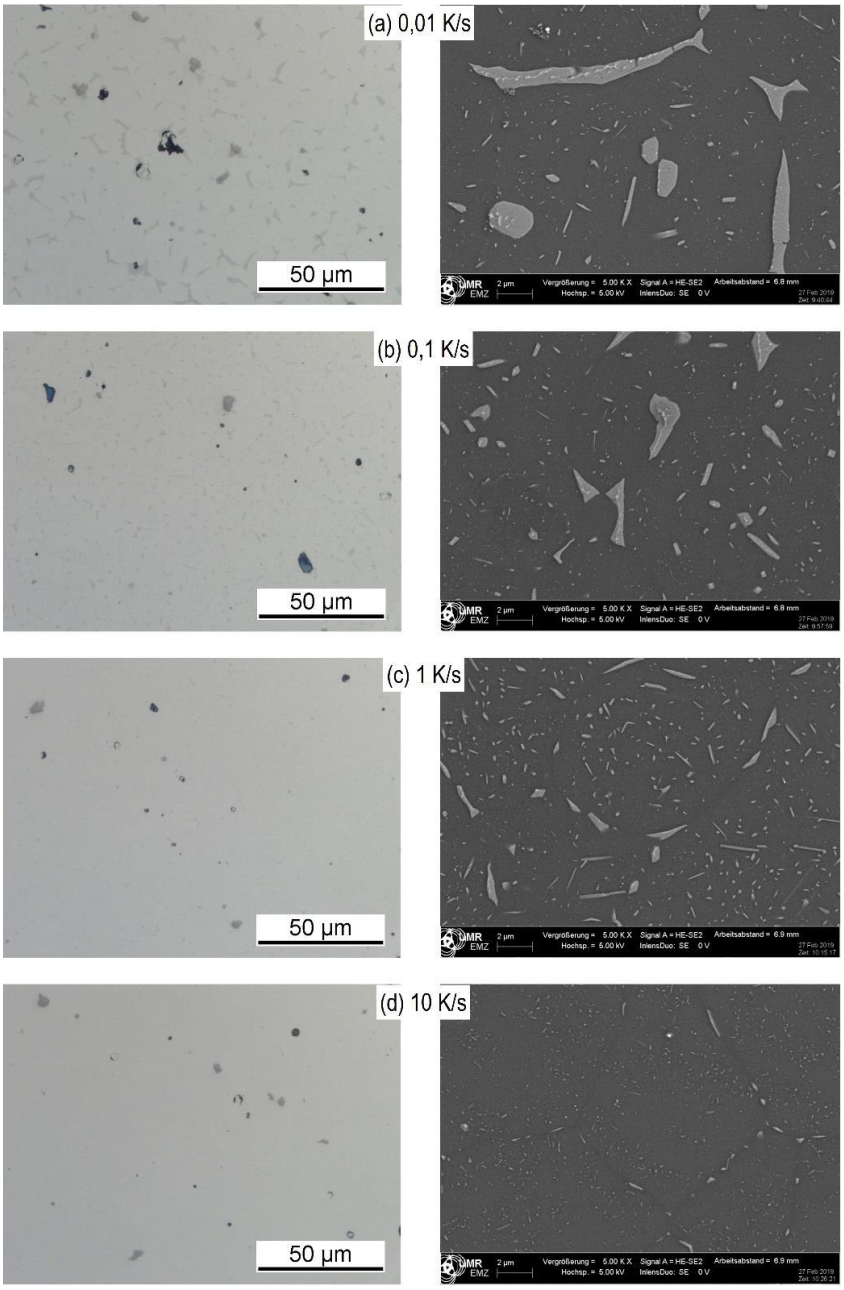


Abbildung 34: Licht- und Rasterelektronenmikroskopie unterschiedlich abgekühlter Proben nach Lösungsglühen 475 °C 30 min: (a) 0,01 K/s; (b) 0,1 K/s; (c) 1 K/s; (d) 10 K/s.

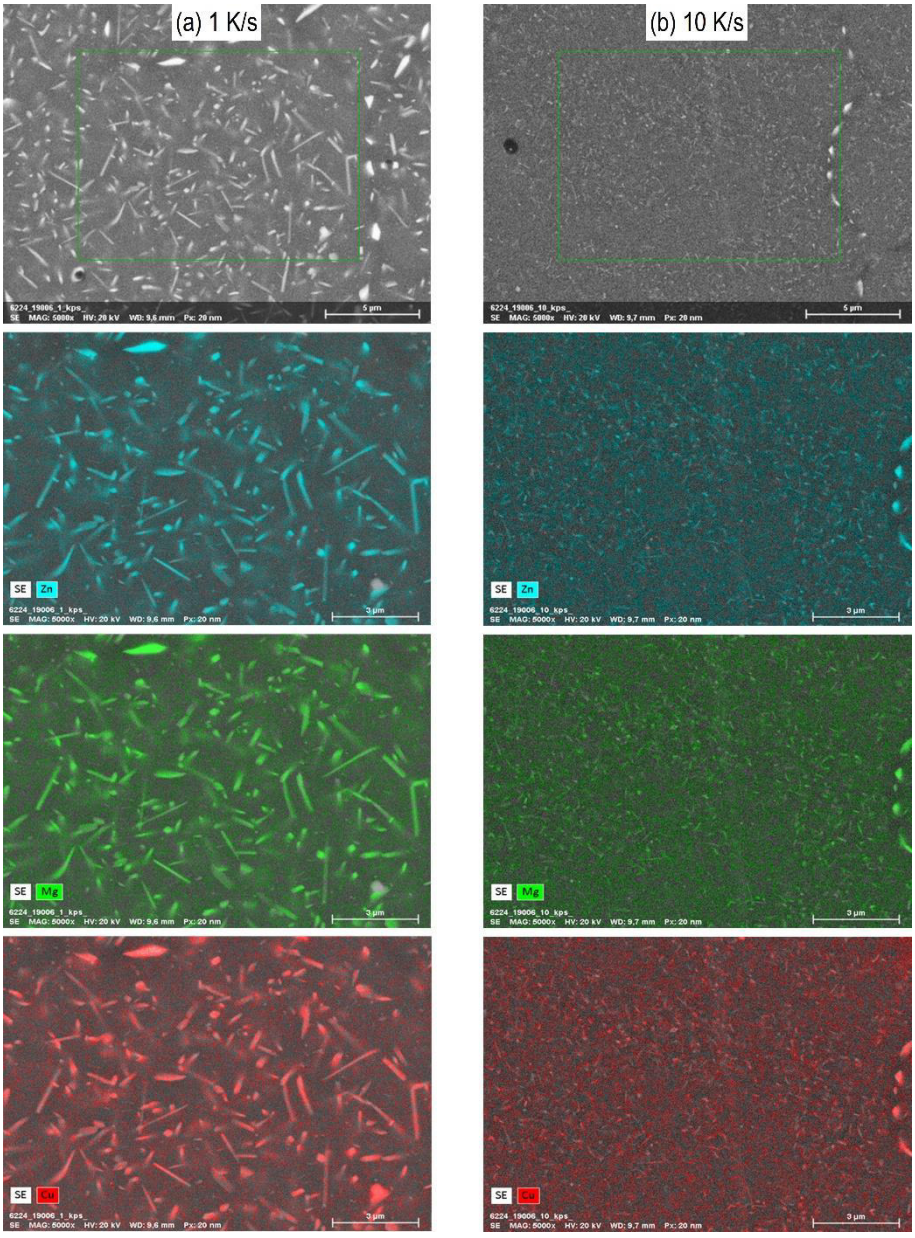


Abbildung 35: Elementverteilungsbilder für Zn, Mg und Cu aus Energiedispersiver Röntgenspektroskopie unterschiedlich abgekühlter Proben nach Lösungsglühen 475 °C 30 min: (a) 1 K/s und (b) 10 K/s.

5.2.3 Auslagern

Während des Auslagerungsschritts (nach Lösungsglühen und Abschrecken) bilden sich feinverteilte Ausscheidungen mit Größen im nm-Bereich, die die Festigkeit steigern. Es wird

in Kaltauslagerung bei Raumtemperatur und Warmauslagerung bei erhöhten Temperaturen im Bereich von ca. 100 bis 200 °C unterschieden. Im Wesentlichen legierungsabhängig können ein- oder mehrstufige Auslagerungen durchgeführt werden, die zu maximalen Festigkeiten führen, aber ebenfalls die Duktilität des Materials bestimmen [47]. Auch die Lagerzeit bei Raumtemperatur zwischen Abschrecken und Warmauslagern sowie die Erwärmgeschwindigkeit auf die Warmauslagerungstemperatur sind für das Erreichen hoher Festigkeitseigenschaften entscheidend [33]. Diese Ansätze sind für die Legierung AA 7068 intensiv untersucht worden und nachfolgend dargestellt.

Einstufiges Auslagern

Abbildung 36 zeigt die erreichbare Härte Kaltauslagerung sowie nach Warmauslagerung bei 130 °C zu unterschiedlichen Zeiten nach zuvor erfolgter Lösungsglühbehandlung (475 °C, 30 min) und Wasserabschreckung von Proben Ø6,4x1 mm. Die Lagerung bei Raumtemperatur wurde für die Legierung AA 7068 bis zu einer Dauer von 4800 Stunden (200 Tage) durchgeführt und erzielt danach eine Härte von 174 ± 2 HV1. Ein Härtemaximum ist im untersuchten Zeitbereich nicht erkennbar. Im Gegensatz dazu wird mit der Warmauslagerung von 130 °C (Erwärmen mit 0,01 K/s) schon bei 30 Stunden ein Härtemaximum von 221 ± 2 HV1 erreicht. Bis zu einer Haltedauer von 100 Stunden bleibt dieser Härtewert etwa konstant, danach fällt die Härte wieder ab und es kommt zu einer Überalterung des Materials.

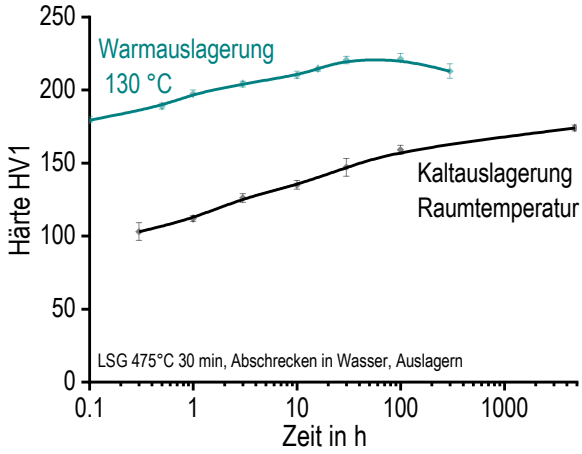


Abbildung 36: Härteverläufe der Legierung AA 7068 nach Kalt- und Warmauslagerung bei 130 °C in Abhängigkeit der Zeit.

In Abbildung 37 zeigt sich für die Legierung AA 7068, dass die Erwärmgeschwindigkeit bei der Warmauslagerung von 130 °C 16 h (Wärmebehandlungsparameter in Anlehnung an den Lieferzustand – siehe Abbildung 6) keinen wesentlichen Einfluss auf die erreichbare Härte nimmt.

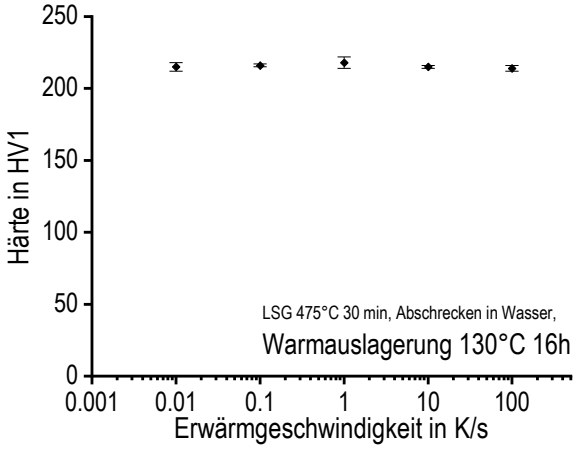


Abbildung 37: Härte nach Warmauslagerung bei 130 °C für 16 h in Abhängigkeit von der Erwärmgeschwindigkeit.

Zweistufiges Auslagern

Des Weiteren wurden zweistufige Warmauslagerungen durchgeführt, die das Ziel verfolgten mehr Keimstellen für festigkeitssteigernde Ausscheidungen zu bilden [33] (s. Abbildung 38).

In Anlehnung an die DSC-Untersuchungen, bei denen sich für eine Erwärmgeschwindigkeit von 0,01 K/s ein erste exothermer Ausscheidungspeak bei ca. 50 °C zeigte (siehe Abbildung 28b), wurde dementsprechend für die erste Stufe eine Temperatur von 50 °C gewählt. Zusätzlich wurde hier die Dauer von 1, 3 und 10 Stunden variiert. Auf Grundlage der Wärmebehandlungsparameter des Werkstoff-Lieferanten (siehe Abbildung 6) wurde im Gegensatz dazu dort eine Temperatur von 80 °C und eine Dauer von 3 Stunden gewählt. Im zweiten Warmauslagerungsschritt wurden die Dauern 0,3–100 Stunden für die Temperaturen 130 °C und 160 °C variiert. Die Wahl der Temperaturen erfolgte ebenfalls auf Grundlage der DSC-Untersuchungen aus Abbildung 28b. Hier ließen sich für eine Erwärmgeschwindigkeit von 0,01 K/s zwei wesentliche exotherme Ausscheidungspeaks bei ca. 130 °C sowie bei ca. 160 °C identifizieren. Den Analysen zufolge zeigt sich, dass völlig unabhängig des ersten Warmauslagerungsschrittes die Härteverläufe für die jeweiligen Temperaturen von 130 °C bzw. 160 °C sehr ähnlich sind. Wie zu erwarten, kommt es bei 160 °C im Vergleich zu 130 °C bereits bei erheblich kürzeren Auslagerungsdauern (ab 3 Stunden) zur Überalterung. Das Härtemaximum der Auslagerung bei 160 °C liegt zudem niedriger als bei 130 °C. Maximale Härten von 210–220 HV1 lassen sich durch zweistufiger Warmauslagerung bei 130 °C im zweiten Wärmebehandlungsschritt erzielen. Diese liegen in vergleichbaren Größenordnungen, wie bei der einstufigen Warmauslagerung bei 130 °C (siehe Abbildung 36). Demzufolge lässt sich schlussfolgern, dass die zweistufige Warmauslagerung für die untersuchten Temperaturen und Zeiten keinen wesentlichen Einfluss auf die einstellbare maximale Härte nimmt. Ein entsprechender technologischer Mehraufwand der zweistufigen Aushärtung wird durch die damit einstellbaren Härtewerte nicht gerechtfertigt. Dennoch kann eine zweistufige Auslagerung, wenn sie aus praktischen Gründen (z.B. Trocknung des Coils nach Abschrecken) angebracht ist, im Sinne der mechanischen Kennwerte toleriert werden.

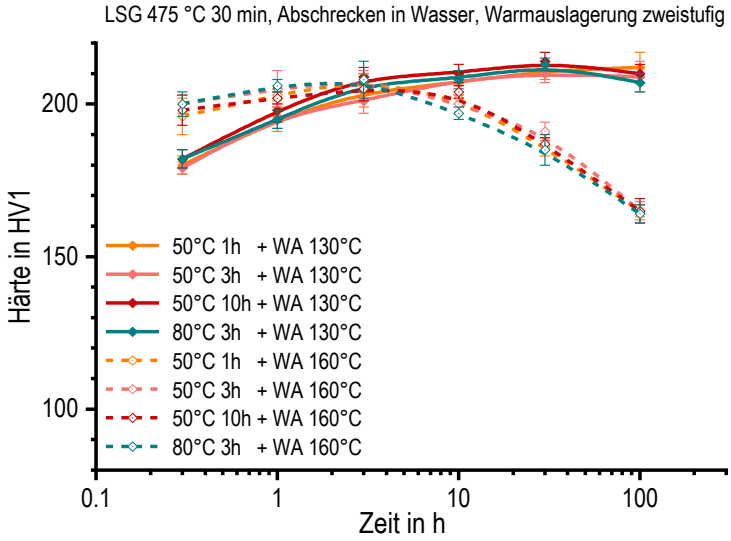


Abbildung 38: Härte nach unterschiedlichen zweistufigen Warmauslagerungen.

Um den Effekt des ersten Warmauslagerungsschrittes zu untersuchen, wurden DSC-Analysen nach unterschiedlichen Auslagerungen durchgeführt. Abbildung 39 zeigt die DSC-Wiedererwärmkurven direkt nach Abschrecken, nach 100-stündiger Raumtemperaturlagerung sowie die zuvor aufgeführten Parameter der ersten Warmauslagerungsstufe (80 °C 3 h, 50 °C 1/3/10 h). Die Ergebnisse zeigen vor allem im unteren Temperaturbereich einen signifikanten Unterschied. Wie zu erwarten ist direkt nach Abschrecken ein erster ausgeprägter exothermer Ausscheidungspeak bei ca. 60 °C zu erkennen. Das liegt daran, dass sich zuvor alle Legierungselemente in vollständiger Lösung befanden (übersättigter Mischkristall). Bei allen anderen initialen Wärmebehandlungen unterschiedlicher Parameterkombination wurden zuvor Ausscheidungen gebildet, wodurch bei Wiedererwärmung im DSC zunächst ein endothermer Auflösungspeak festzustellen ist. Deutlich zeigt sich auch ein signifikanter Einfluss der Dauer bei einer Temperatur von 50 °C. Je länger die Glühdauer anhielt, desto intensiver ist der endotherme Peak. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass der Volumenanteil und/oder die Größe der Ausscheidungen mit zunehmender Dauer steigen. Die Lagerung bei Raumtemperatur für 100 Stunden zeigt einen ähnlichen Verlauf wie die Kurve bei 50 °C 10 h, sodass davon ausgegangen werden kann, dass in beiden Wärmebehandlungen ähnliche Ausscheidungen in ähnlicher Anzahl und Größe gebildet wurden. Einen wesentlichen Unterschied zeigt die Kurve bei 80 °C 3 h. Der erste endotherme Peak liegt bei etwas höheren Temperaturen als die DSC-Erwärmkurven für 50 °C. Dies könnte in der vermutlich unterschiedlichen Art der ausgeschiedenen Teilchen (Zusammensetzung/Struktur) begründet sein.

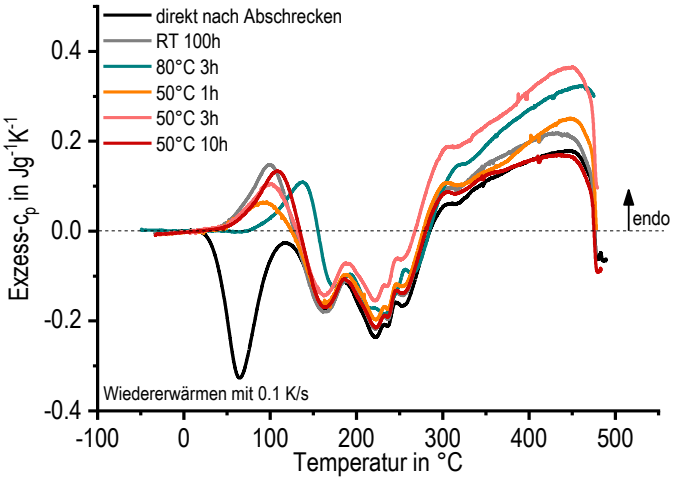


Abbildung 39: DSC-Erwärmkurven: direkt nach Abschrecken sowie nach unterschiedlichen Auslagerungen.

Raumtemperatur-Zwischenlagerung

Für die Legierung AA 7068 wurde ebenfalls der Effekt der Raumtemperatur-Zwischenlagerung analysiert. Die Ergebnisse in Abbildung 40 zeigen, dass die Härte nach 100-stündiger Raumtemperaturlagerung und anschließender Warmauslagerung bei 130 °C auf einem ähnlichen Niveau liegen, wie die zweistufige Warmauslagerung bei einer Stunde 50 °C und anschließender Auslagerung bei 130 °C. Dieses Ergebnis bestätigt die zuvor diskutierten DSC-Ergebnisse. Die höchsten Härtewerte werden mit der einstufigen Auslagerung bei 130 °C erreicht, sodass in den nachfolgenden Untersuchungen nur noch die einstufige Warmauslagerung betrachtet wurde.

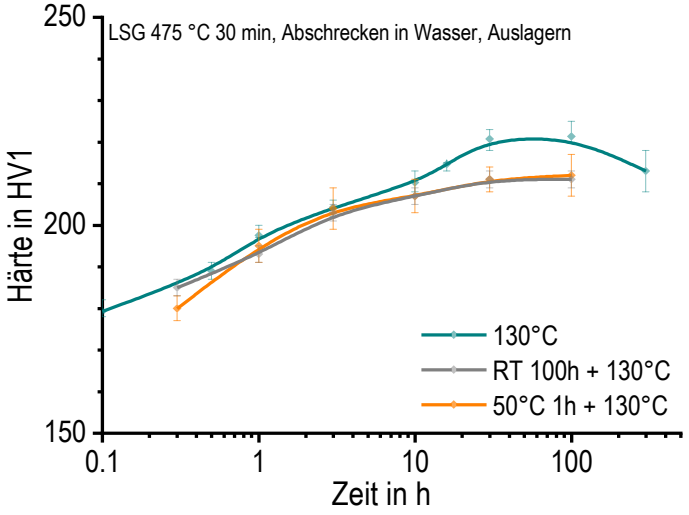


Abbildung 40: Effekt der Raumtemperatur-Zwischenlagerung mit anschließender Warmauslagerung sowie ausgewählte Ergebnisse der ein- und zweistufigen Warmauslagerung.

5.3 Ergebnisse zur Entwicklung einer effizienten Wärmebehandlung

Für die Auswahl einer geeigneten Wärmebehandlung für den Vollstanzniet aus AA 7068 wurden Zugversuche an verschiedenen Wärmebehandlungszuständen durchgeführt. Die Parameterauswahl für das Ausscheidungshärten wurde entsprechend der zuvor dargestellten Untersuchungen zum Ausscheidungsverhalten sowie zur Härteentwicklung getroffen. Das Ziel war hier zunächst die Einstellung einer hohen Festigkeit. Mit den Zugversuchen ist es zudem möglich das Duktilitätsverhalten zu analysieren.

Ein schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf des Ausscheidungshärtens mit ein- und zweistufiger Warmauslagerung sowie anschließender Zugprüfung wurde bereits in Abbildung 26 gezeigt. Die Ergebnisse Zugfestigkeit, Fließgrenze und Bruchdehnung ausgewählter Wärmebehandlungen sind in Tabelle 23 dargestellt. Die höchsten Festigkeitswerte werden, wie auch bei den Untersuchungen zur Härte, mit der einstufigen Warmauslagerung eingestellt. Die Ergebnisse liegen auf einem ähnlichen Niveau wie die des Lieferzustands. Diese hohen Festigkeits-Werte konnten hier nach Wärmebehandlung ohne Recken erzielt werden. Das gelieferte Stangenmaterial wurde hingegen nach dem Lösungsglühen mit 1–3 % gereckt, sodass hier von einer zusätzlichen Festigkeitssteigerung ausgegangen werden kann, welche durch eine Erhöhung der Keimstellendichte für die Auslagerung bedingt ist. Mit dem Parametersatz 50 °C 1 h und anschließend 130 °C 10 h wird die niedrigste Fließgrenze eingestellt. Damit geht einher, dass die Bruchdehnung den größten Wert der fünf untersuchten Wärmebehandlungszustände aufweist.

Tabelle 23: Vergleich der mechanischen Eigenschaften unterschiedlicher Wärmebehandlungszustände (LSG 475 °C 30 min, Abschrecken, ein- und zweistufiges Warmauslagern).

WB-Zustand	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Fließgrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Bruchdehnung A in %
T651 (Lieferzustand)	655 ± 2	603 ± 5	10,6 ± 0,8
***T6* (130 °C 30 h)**	**645 ± 3**	**609 ± 3**	**10,8 ± 0,9**
50 °C 1 h + 130 °C 10 h	636 ± 3	582 ± 3	12,7 ± 0,7
50 °C 1 h + 130 °C 30 h	642 ± 2	605 ± 4	10,9 ± 1,5
50 °C 10 h + 130 °C 30 h	642 ± 2	604 ± 3	10,6 ± 0,8
50 °C 1 h + 160 °C 3 h	629 ± 2	605 ± 2	9,8 ± 1,5

Weiterhin wurde im Laufe des Projekts ein in das Ausscheidungshärten integrierter Schritt des Reckens von 3 % realisiert. Der Wärmebehandlungsablauf ist in Abbildung 41 dargestellt. Nach dem Lösungsglühen bei 475 °C für 30 min und Abschrecken in Eiswasser erfolgte eine 3-tägige Kaltauslagerung mit dem Ziel höchste Festigkeit einzustellen. Die Auswahl erfolgte auf Grundlage von Ostermann [33], der für AlZnMgCu-Legierungen eine Mindest-Kaltauslagerungszeit von 3 Tagen vor der Warmauslagerung empfiehlt. Anschließend wurde eine einstufige Warmauslagerung bei 130 °C entsprechend der vorangegangenen Ergebnisse durchgeführt. Die Warmauslagerungszeit betrug 1, 3, 10 und 30 Stunden.

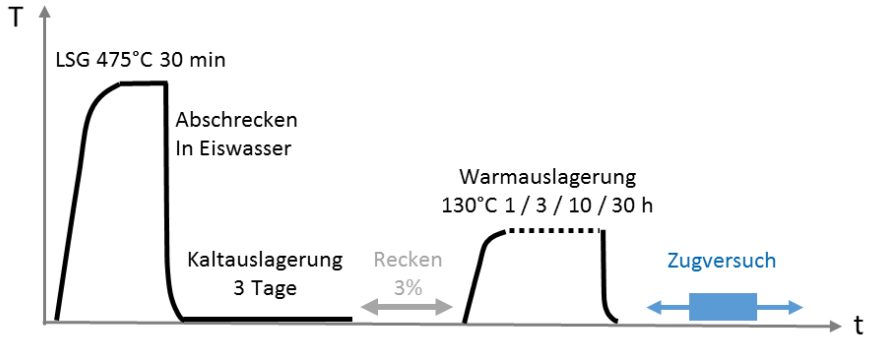


Abbildung 41: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf des Ausscheidungshärtens mit integriertem Recken.

Die Ergebnisse der Zugversuche zeigen, dass Festigkeit (R_m = 651 N/mm²) und Fließgrenze ($R_{p0,2}$ = 626 N/mm²) das Maximum bei 10 Stunden Warmauslagerung erreichen und danach wieder abfallen. Im Vergleich zur reinen Wärmebehandlung ohne Recken werden vergleichbare Festigkeitswerte jedoch nach deutlichen geringeren Auslagerungsdauern erreicht. Das stellt aus technologisch-wirtschaftlicher Sicht eine vorteilhafte Verkürzung der Gesamt-Prozessdauer dar. Die Bruchdehnung zeigt mit zunehmender Auslagerungsdauer einen Abfall, welche bei 10-stündiger Auslagerung einen Wert von 10 % aufweist und damit bei vergleichbaren Werten wie der Zustand ohne Recken liegt. Insbesondere wird dadurch eine für diese Charge optimale Kombination aus hoher Festigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität eingestellt.

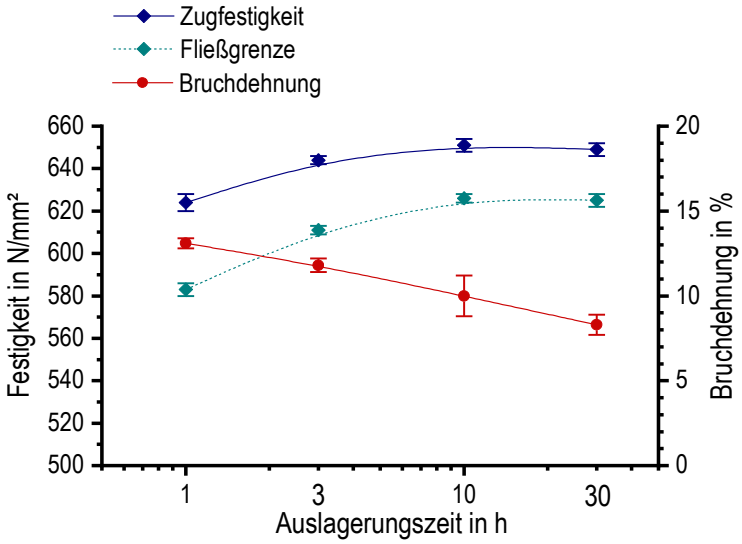


Abbildung 42: Zugfestigkeit, Fließgrenze und Bruchdehnung der Legierung AA 7068 nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen mit Recken.

Weiterhin wurden drei Wärmebehandlungszustände mit integriertem Recken (siehe Abbildung 43) hinsichtlich der Lösungsglühdauer (30 min oder 3 h) sowie der Reihenfolge von Kaltauslagerung und Recken untersucht. Beim Wärmebehandlungszustand 2 wurde zudem gänzlich auf eine Kaltauslagerung verzichtet. Das Warmauslagern erfolgte für alle drei Zustände einstufig bei 130 °C für 10 Stunden.

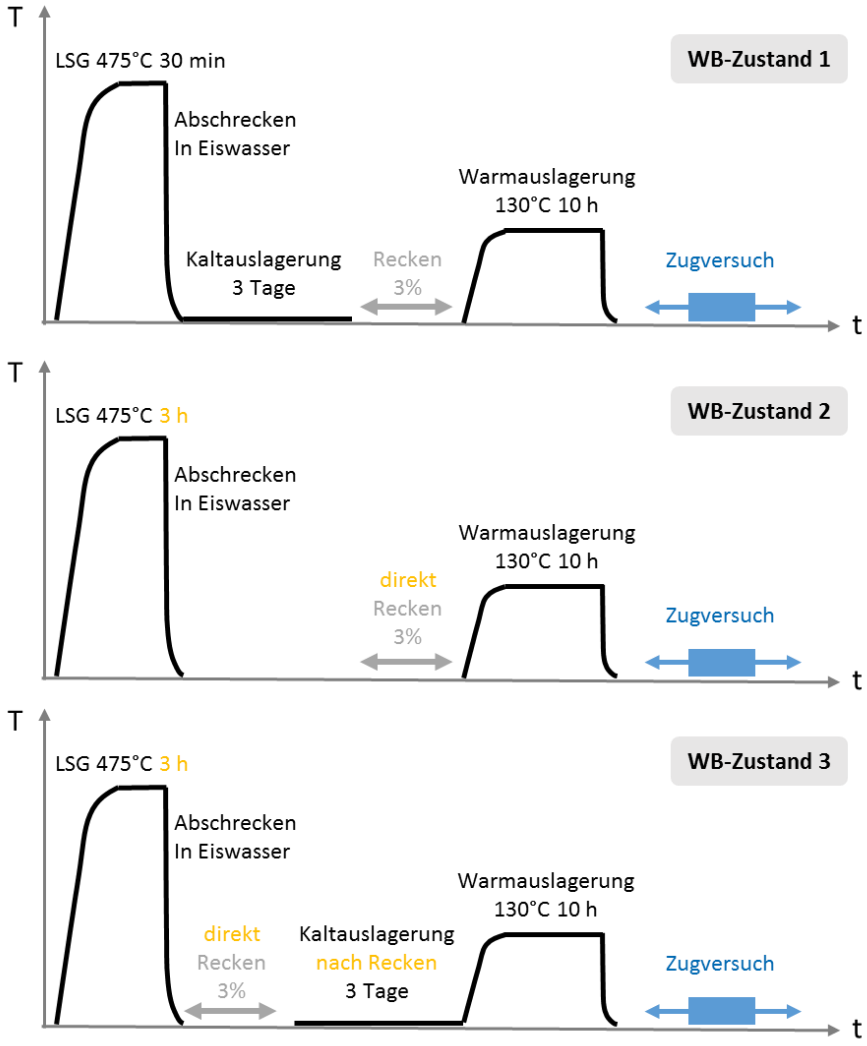


Abbildung 43: Schematische Temperatur-Zeit-Verläufe von drei unterschiedlichen Prozessrouten mit integriertem Recken (Unterschiede orange markiert).

Die Ergebnisse der Zugversuche (siehe Abbildung 44) zeigen für alle drei Prozessrouten sehr ähnliche Festigkeits- und Duktilitätswerte, sodass bestätigt werden kann, dass für die Legierung AA 7068 eine Lösungsglühdauer von 30 min geeignet ist. Zudem lässt sich aus den Ergebnissen ableiten, dass die mechanischen Eigenschaften dieser Legierung relativ unempfindlich auf eine integrierte Kaltauslagerung reagieren.

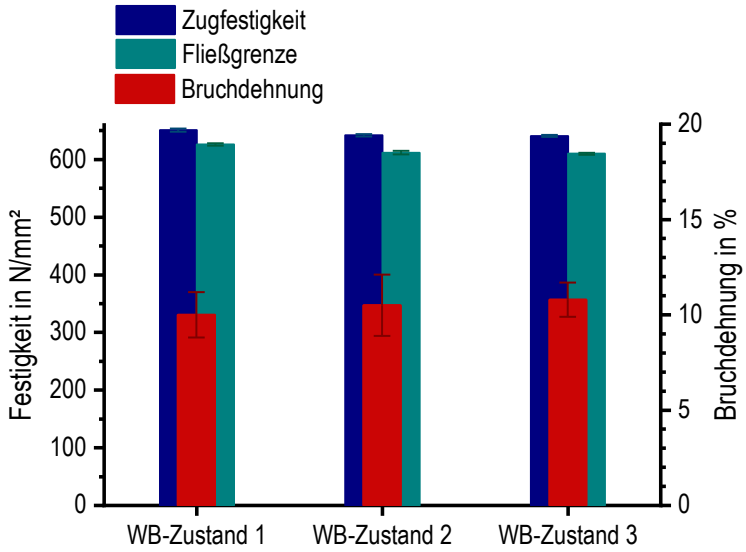


Abbildung 44: Zugfestigkeit, Fließgrenze und Bruchdehnung der Legierung AA 7068 nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen mit Recken.

Die Mindestfestigkeitswerte nach AMS4331 [68] gelten für den Zustand T6511, d.h. Lösungsglühen, Abschrecken, Recken, Warmauslagern und Richten zur Einhaltung der Halbzeug-Abmessungen. Die nach AMS4331 für den Zustand T6511 geforderten Mindestzugfestigkeiten von $R_m \geq 683$ N/mm² sowie Mindestfließgrenzen von $R_{p0,2} \geq 655$ N/mm² wurden im Laufe dieses Projektes nicht erzielt. Das finale Richten führt zu einer zusätzlichen plastischen Kalt-Verformung und damit zu einer Festigkeitssteigerung durch die Erhöhung der Versetzungsdichte. Die in diesem Projekt durchgeführten Wärmebehandlungen entsprechen den Zuständen T6 bzw. T651, d.h. ohne abschließendes Richten und ohne die damit verbundene Festigkeitssteigerung. Dies kann erklären, warum die Festigkeiten aus den vorliegenden Untersuchungen mit ca. 650 N/mm² nicht die Mindestwerte des Zustands T6511 erreichen. Ein weiterer Grund hierfür ist vermutlich die für diese Legierung relativ geringe Konzentration von Cu (Tabelle 3). Positiv ist hervorzuheben, dass entgegen der Forderung aus der AMS4331 zu einer Mindestbruchdehnung von $A \geq 5$ % bei allen durchgeführten Wärmebehandlungen mit und ohne Recken nahezu der doppelte Wert erreicht wurde.

Die in diesem Projekt untersuchte Charge weist einen Kupfergehalt von 1,6 % auf, wobei dieses laut AMS4331 das Minimum dargestellt. Eine weitere Festigkeitserhöhung, die für den Setzprozess notwendig werden könnte, ließe sich vermutlich mit einer weiteren Charge mit höherem Kupfergehalt erzielen, da Kupfer einen wichtigen Beitrag zu den die festigkeitssteigenden Teilchen liefert [69, 70].

5.4 Ergebnisse zur Entwicklung einer effizienten Prozesskette zur Nietherstellung

Grundsätzlich ergeben sich für die Herstellung der Niete verschiedene Prozessrouten, welche schon bei der Form des Halbzeugs (z.B. Draht auf Coil vs. Stangenmaterial) beginnt. In Tabelle 24 erfolgt eine prinzipielle Betrachtung der Vor- und Nachteile für das Abschrecken nach Lösungsglühen, das Recken sowie das Warmauslagern der verschiedenen möglichen Prozessführungen 1. Wärmebehandlung Coil, 2. Wärmebehandlung Stangenmaterial und 3. Wärmebehandlung Niet.

Tabelle 24: Betrachtung möglicher Fertigungsketten und Beeinflussung in Bezug auf die Einstellung maximaler Festigkeit des Nietmaterials.

Fertigungskette	Abschreck-geschwindigkeit nach LSG	Recken	Warmauslagern
Coil **d > 1 m** (Ausgangszustand)	ca. 1–10 K/s, unterkritisch	Recken 1–3 %, Erhöhung der Versetzungsdichte (Keimstellen für Ausscheidungen)	einstufig oder mehrstufig (Keimstellen für Ausscheidungen)
Stangenmaterial **Ø 8 mm** (Projekt)	ca. 100 K/s, technologisch kritische Abkühlgeschwindigkeit erreicht?		
Niet **Ø < 8 mm** (Projekt)	ca. 100–300 K/s, > Stangenmaterial ≈ technologisch kritische Abkühlgeschwindigkeit	nicht möglich, kürzere Fertigungskette	

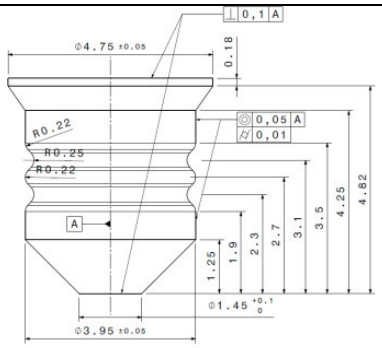
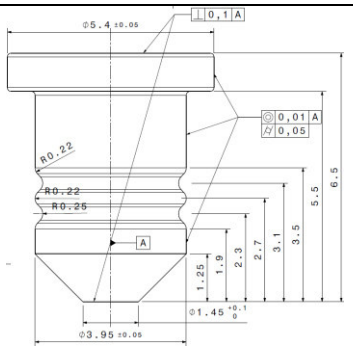
Hieraus geht hervor, dass sich bei der Wärmebehandlung der zwei Halbzeuge Coil und Stange im Gegensatz zur Wärmebehandlung einzelner Niete unterschiedliche Potenziale bieten, wodurch die erreichbaren finalen Festigkeiten und Duktilitäten maßgeblich bestimmt werden. Darüber hinaus wird der technologisch-wirtschaftliche Aufwand ggf. erheblich beeinflusst. Für eine hohe Festigkeit ist zunächst eine ausreichend hohe Abkühlgeschwindigkeit nach dem Lösungsglühen sicherzustellen, um nachfolgend den maximalen Anteil an Legierungselementen für die Einstellung festigkeitssteigender Teilchen übersättigt in Lösung zu erhalten. Für das Coil wird nicht die technologische kritische Abkühlgeschwindigkeit erreicht. Der Niet erreicht aufgrund der kleinen Probengeometrie in jedem Fall die technologisch kritische Abkühlgeschwindigkeit, während das Stangenmaterial diese nur knapp erzielt. Das Recken bietet prinzipiell die Möglichkeit die Versetzungsdichte zu erhöhen und damit die Anzahl an Keimstellen für die sich im Warmauslagerungsschritt bildenden festigkeitssteigernden Teilchen zu erhöhen. Für das Coil und das Stangenmaterial ist ein Recken von 1–3 % möglich. Beim finalen Niet ist dies nicht gegeben, jedoch ist hier eine Fertigungskette mit reduziertem technologischem Aufwand von Vorteil. Beim letzten Schritt des Warmauslagerns kann für alle drei Fertigungsketten eine ein- oder mehrstufige Warmauslagerung erfolgen, wobei das mehrstufige Auslagern grundsätzlich den Vorteil bietet, dass weitere Keimstellen für festigkeitssteigernde Ausscheidungen geschaffen werden können.

Die Fertigungsketten 2. Stangenmaterial und 3. Niet bieten entsprechend dieser Betrachtung das Potenzial für maximale Festigkeit im finalen Niet und wurden daher weitergehend verfolgt. Ein wesentlicher Unterschied besteht in der Reihenfolge Fertigung Niet und Wärmebehandlung Niet, welches auch einen Einfluss auf die finale Oberflächenqualität des Niets darstellt.

6 Finales Herstellkonzept für die entwickelten Niete

Ziel der vorliegenden Forschungsarbeit war es, Vollstanzniete aus höchstfesten Aluminiumlegierungen zu entwickeln, mit denen es möglich ist, Bauteile aus hochfeste Aluminiumknetlegierungen zu fügen. Dazu wurden die Erkenntnisse der geometrischen und werkstofflichen Anpassung, dargestellt in den vorangegangenen Abschnitten, zusammengeführt. Es ergeben sich zwei unterschiedliche Herstellungsvarianten. Auf Wunsch des projektbegleitenden Ausschusses wurden zusätzlich Niete mit einer Beschichtung versehen und getestet, sodass die Anzahl der Varianten von zwei auf insgesamt vier erhöht wurde. Die gewählten geometrischen Anpassungen wurden in Abschnitt 4.1.3 bereits vorgestellt, diese Geometrien sind zur besseren Übersicht nachfolgend in Tabelle 25 nochmals dargestellt.

Tabelle 25: Übersicht der optimierten Nietgeometrie (rechts: SK-Niet; links FK-Niet).

Darstellung		
Bezeichnung	SK-Niet	FK-Niet
Nr.	M1-4-017-1-022-A	M1-4-017-1-023-A
min. l_K	2,6 mm - 2,8 mm	3,1 mm - 3,3 mm
max. l_K	3,75 mm	4,25 mm

Beide Varianten unterscheiden sich hinsichtlich der Kopfform (Flachkopf = FK; Senkkopf = SK) sowie hinsichtlich des minimalen (SK-Niet = 2,6 mm bis 2,8 mm; FK-Niet = 3,1 mm bis 3,3 mm) sowie maximalen Klemmbereichs (SK-Niet = 3,75 mm; FK-Niet = 4,25 mm). Die Nietelemente sind jeweils als Mehrbereichsniete und daher jeweils zwei Rillen ausgeführt. Rillengeometrie (Variante „Stabil“) und für die kegelstumpfförmige Fußform (Varianten „Fase“).

Die im Projekt umgesetzten Prozessrouten zur Nietherstellung sind in Abbildung 45 dargestellt. Die wesentlichen Prozessschritte wie die Fertigung der Niete, die Wärmebehandlung sowie das Beschichten werden nachfolgend detaillierter erläutert.

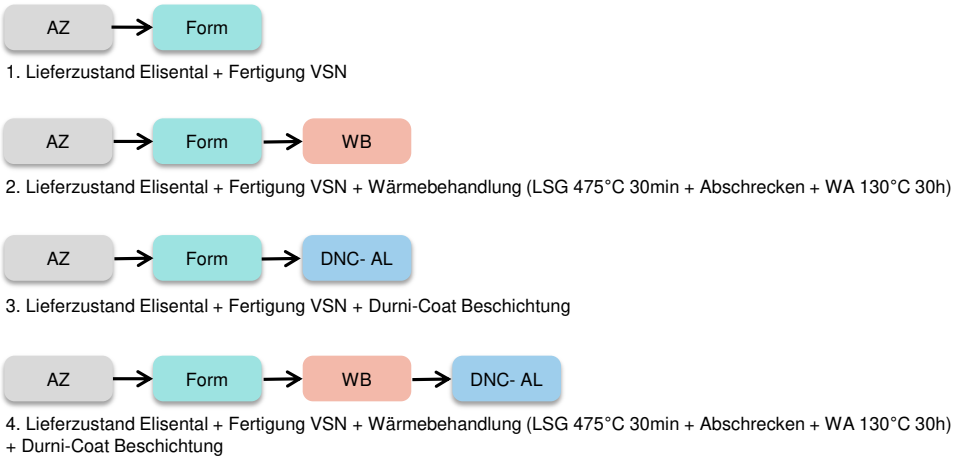


Abbildung 45: Prozessrouten zur Nietherstellung.

Bei der **Variante 1** ist das Stangenmaterial AA 7068 T651 im Ausgangszustand der Firma Drahtwerk Elisental W. Erdmann GmbH & Co. verwendet worden. Die SK-Niete und die FK-Niete sind mittels Drehen aus dem Stangenmaterial hergestellt worden. Die hergestellten Niete besitzen eine homogene Härte über den gesamten Nietquerschnitt (siehe Abbildung 46).

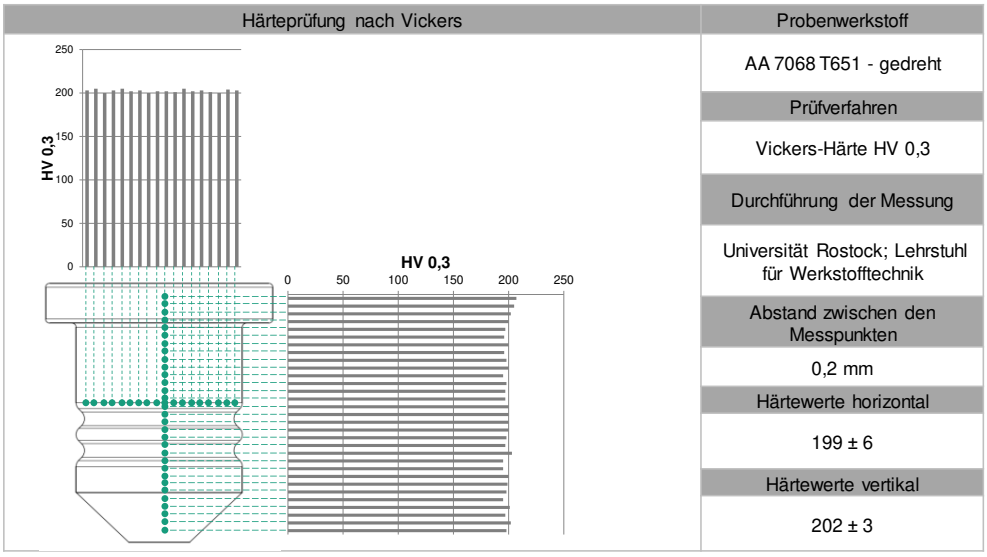


Abbildung 46: Überprüfung der Werkstoffhomogenität des gedrehten FK-Niets über den Nietquerschnitt mittels Härteprüfung nach Vickers – Variante 1.

Bei der **Variante 2** sind die SK-Niete und FK-Niete ebenfalls mittels Drehen aus dem Stangematerial AA 7068 T651 im Ausgangszustand der Firma Drahtwerk Elisental W. Erdmann GmbH & Co. gefertigt worden. Die gefertigten Niete wurden im Anschluss wärmebehandelt.

Die Wärmebehandlung der Niete erfolgte für die im Projekt vorgesehenen Setzversuche mit Aluminium-Vollstanznieten, welche aus AA 7068 mit folgenden Parametern wärmebehandelt:

LSG 475 °C 30 min → Abschrecken in Eiswasser → Auslagern einstufig 130 °C 30 h.

Von weiteren Wärmebehandlungsparametern wurde abgesehen, da die ebenfalls untersuchten Prozessrouten mit integriertem „Recken“ oder einer „längeren Lösungsglühdauer“ keine weiteren signifikanten Änderungen der Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften zeigten. Die mit Variante 2 gefertigten Niete zeigen ebenfalls eine homogene Härte über den gesamten Nietquerschnitt (siehe Abbildung 47).

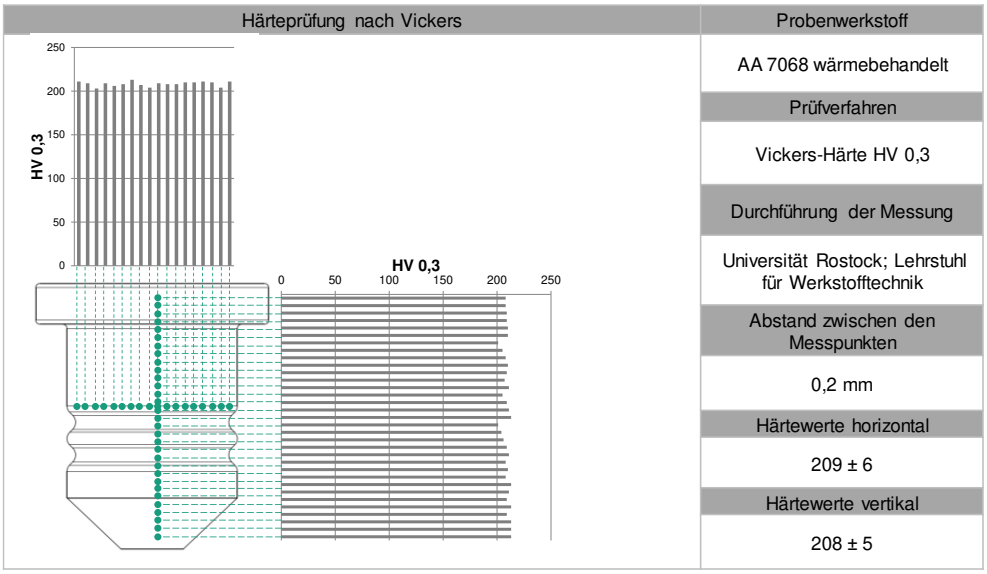


Abbildung 47: Überprüfung der Werkstoffhomogenität des wärmebehandelten FK-Niets über den Nietquerschnitt mittels Härteprüfung nach Vickers – Variante 2.

Als **Variante 3** wurden die SK-Niete und FK-Niete aus dem Stangenmaterial AA 7068 T651 im Ausgangszustand der Firma Drahtwerk Elisental W. Erdmann GmbH & Co. gefertigt und anschließend beschichtet. Ziel war es, die Festigkeit im Randbereich des Niets lokal zu erhöhen, sodass der Niet im Fügeprozess höhere Stanzkräfte ertragen kann und ggf. Verfahrensgrenzen erweitert werden können.

Die Beschichtung der Niete wurde bei der Firma AHC Oberflächentechnik GmbH durchgeführt. Aufgebracht wurde eine Nickel-Phosphor Beschichtung („Durni-Coat 520-AL“). Der Temperatur-Zeitverlauf während des Beschichtungsvorgangs beträgt 90 °C über eine Dauer von ca. 2 Stunden.

Diese Beschichtung findet Anwendung in verschiedenen Bereichen wie bspw. bei Bauteilen der Elektrotechnik oder des Fahrzeugbaus. Die Beschichtung zeichnet sich durch eine gleichmäßige Schichtdicke bei komplexer Bauteilgeometrie aus und ist besonders korrosions- und verschleißfest. Als Sollschichtdicke werden 22 ± 3 µm vorgegeben [71].

Anhand der Abbildung 48 ist zu erkennen, dass bei den Nieten eine gleichmäßige Beschichtung entlang der gesamten Oberflächenkontur erzielt wurde. Die gemessene Schichtdicke beträgt 24,3 ± 0,6 µm und befindet sich damit im vorgegebenen Sollbereich.

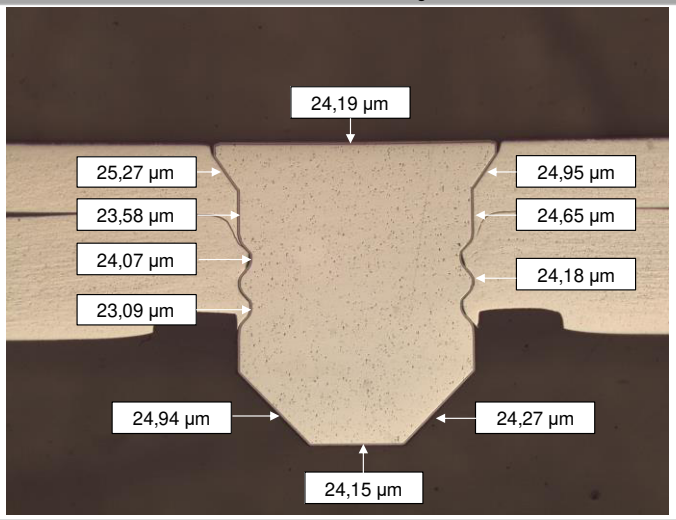


Abbildung 48: Überprüfung der Beschichtungsqualität am Beispiel der SK-Niet Kontur – Variante 3.

Die Überprüfung der Werkstoffhomogenität erfolgte mittels Härtemapping des gesamten Nietquerschnittes. Anstelle von HV 0,3 wurde die Messung mit HV 1 durchgeführt. Dadurch ergeben sich größere Messpunktabstände zur Außenkontur und zwischen den Messpunkten sowie eine reduzierte Gesamtanzahl. Die Beschichtung wird beim Härtemapping nicht miterfasst. Zur Abschätzung der Härteverteilung über den Nietquerschnitt ist dieses Verfahren jedoch ausreichend. Anhand der Abbildung 49 ist zu erkennen, dass ein homogene Verteilung mit einem Mittelwert von 212 HV 1.

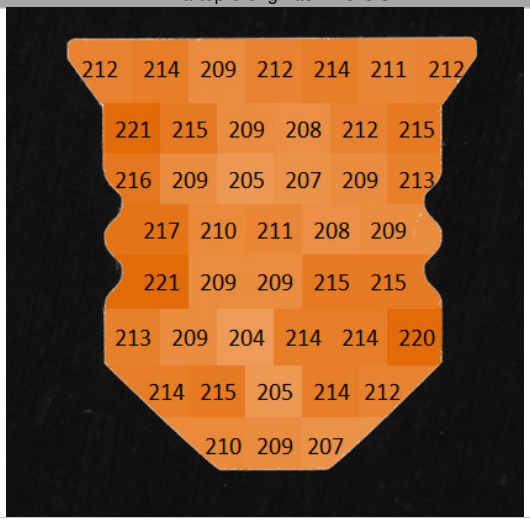


Abbildung 49: Überprüfung der Werkstoffhomogenität des beschichteten SK-Niets über den Nietquerschnitt mittels Härteprüfung nach Vickers – Variante 3

Bei der **Variante 4** handelt es sich um eine Kombination aus der Variante 2 und 3. Die Geometrie der SK-Niete und FK-Niete ist ebenfalls mittels Drehen aus dem Stangenmaterial AA 7068 T651 im Ausgangszustand der Firma Drahtwerk Elisental W. Erdmann GmbH & Co. hergestellt worden. Im Anschluss daran erfolgte eine Wärmebehandlung der gefertigten Niete entsprechend der Parameter der Variante 2. Die wärmebehandelten Niete wurden im letzten Fertigungsschritt mit der Durni-Coat Beschichtung, äquivalent zur Variante 3, versehen. Das in Abbildung 50 dargestellten Ergebnis des Härtemappings zeigt eine homogene Verteilung der Härte über den Nietquerschnitt. Der Mittelwert liegt bei 210 HV 1.

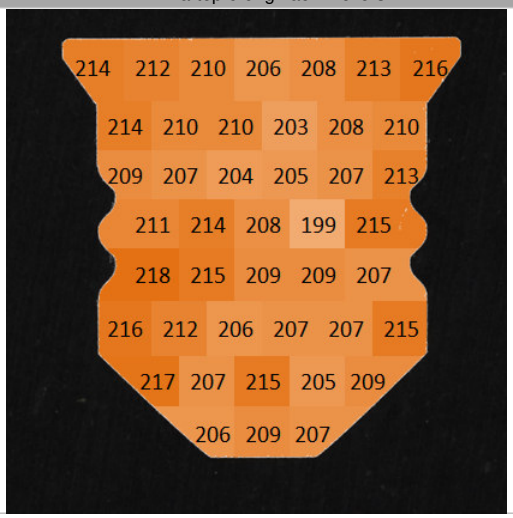
Härteprüfung nach Vickers	Probenwerkstoff
	AA 7068 wärmebehandelt und beschichtet
	Prüfverfahren
	Vickers-Härte HV 1
	Durchführung der Messung
	Fraunhofer IGP
	Abstand zwischen den Messpunkten
	0,6 mm
	Härtewerte
	210 ± 4

Abbildung 50: Überprüfung der Werkstoffhomogenität des wärmebehandelt und beschichteten SK-Niets über den Nietquerschnitt mittels Härteprüfung nach Vickers – Variante 4

Um den **Einfluss der Herstellungsvarianten auf die Werkstoffeigenschaften** des Niets zu bestimmen, ist in der Abbildung 51 der Mittelwert und die Standardabweichung der Härtewerte je Herstellungsvariante für den SK-Niet und FK-Niet dargestellt.

Es ist kein signifikanter Unterschied zwischen den Herstellungsvarianten vorhanden. Der Mittelwert aller 4 Varianten liegt im Bereich zwischen 210 – 214 HV1. Die Streuung der Messwerte um den Mittelwert ist ebenfalls bei allen 4 Varianten ähnlich. Insgesamt liegt die Härte der SK- und FK-Niete deutlich oberhalb der Härte des Referenz-Niets. Dieser liegt bei 185 HV1 und hat somit eine geringere Härte von ca. 25 HV1. Die Abbildung zum Härteverteilung des Referenz-Niets ist im Anhang 10.4 hinterlegt.

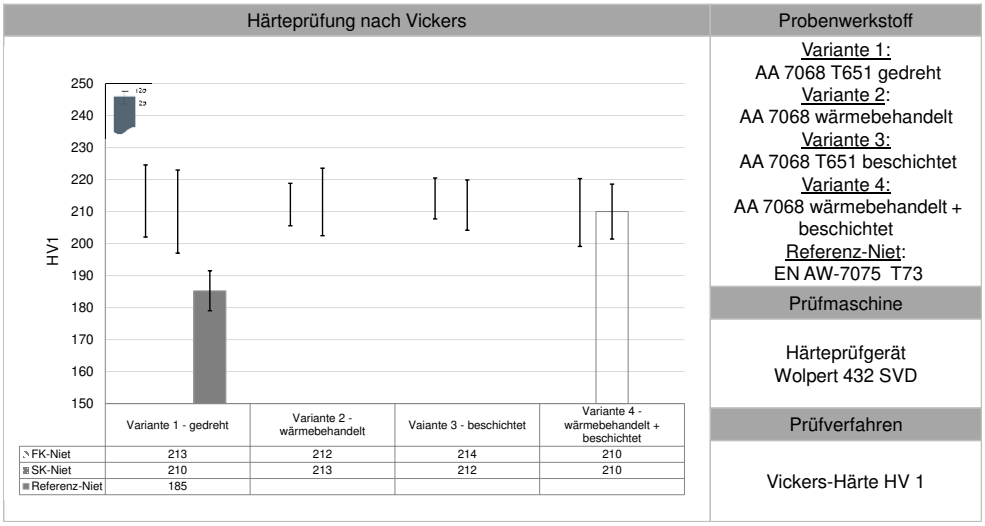
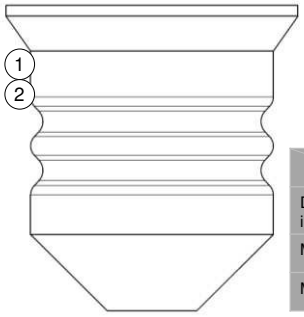


Abbildung 51: Überprüfung des Einflusses der Herstellungsvarianten auf die Härte der SK-Niete und FK-Niete im Vergleich zum Referenz-Niet.

Die Beschichtung hat jedoch einen Einfluss auf den resultierenden Durchmesser des Niets. In der Abbildung 52 sind schematisch die Messpunkte am SK-Niet sowie die ermittelten Durchmesser in Abhängigkeit von der Herstellungsvariante der Niete dargestellt. Die Ergebnisse der stichprobenartig durchgeführten Untersuchungen zeigen, dass der beschichtete, sowie der wärmebehandelte und beschichtete SK-Niet einen größeren Durchmesser aufweisen, als der gedrehte und der wärmebehandelte Niet.



	SK-Niet			
Durchmesser in mm	gedreht	wärme-behandelt	beschichtet	wärmebehandelt + beschichtet
Messpunkt 1	3,97	3,97	3,99	4,01
Messpunkt 2	3,97	3,97	3,99	4,02

Abbildung 52: Überprüfung des Einflusses der Herstellungsvarianten auf den Nietdurchmesser (Schaftmaß) am Beispiel des SK-Niets.

Der Vergleich mit den in Tabelle 25 dargestellten technischen Zeichnungen der Nietelemente, und den dort enthaltenen Toleranzangaben für das Schaftmaß (Ø 3,95 ±0,05 mm) zeigt, dass somit bis auf die Variante 4 (wärmebehandelt + beschichtet) alle Nietelemente innerhalb der zulässigen Toleranz liegen. Die Nietelemente der Variante 4 liegen knapp oberhalb des tolerierten Bereichs. Dies kann einen Einfluss auf die auszuwählende, optimale Werkzeuggeometrie beim Fügeprozess haben.

7 Validierung des Nietkonzepts

Bei der Validierung des Nietkonzepts wurde die Eignung der entwickelten SK-Niete und FK-Niete für das Fügen von hochfesten Aluminiumlegierungen geprüft und der Einsatzbereich dieser Vollstanzniete aufgezeigt. Als wesentlicher Bewertungsgrundlage diente die Fügepunktbemusterung.

Als Vergleich mit dem aktuellen Stand der Technik wurde der Referenz-Niet der Firma Kerb-Konus verwendet. Mit diesem wurden Setzversuche (simulativ und experimentell) an den für das Projekt als Untersuchungsgegenstand definierten Fügeteilen (Bleche der Legierung EN AW-6111 PX und EN AW-2024 T351) vorgenommen und die Einsatzgrenze des Niets aufgezeigt. Analog zu diesem Vorgehen wurden die entwickelten SK-Niete und FK-Niete in den verschiedenen Herstellungsvarianten geprüft und bewertet.

Im Anschluss daran wurde das Tragverhalten bei statischer und zyklischer Belastung geprüft. Dabei lag der Fokus neben dem Aufzeigen der Verfahrensgrenzen auf dem Vergleich der Herstellungsvarianten der Niete. Es wurde überprüft, ob im Fügeprozess und im Tragverhalten Vorzugsvarianten vorliegen. Abschließend erfolgte eine Überprüfung der notwendigen Randabstände bei der Verwendung des SK-Niets.

7.1 Fügepunktbemusterung

Die Fügepunktbemusterung erfolgte am Referenz-Niet, am SK-Niet und am FK-Niet nach dem gleichen Ablauf. Im ersten Schritt wurde eine numerische Simulation des Setzprozesses aufgebaut und kurz erläutert. Diese wurde zur **Bestimmung der zu erwartenden Beanspruchungen beim Setzprozess** eingesetzt und diente zur **ersten Abschätzung der Verfahrensgrenzen** der Niete. Im Anschluss daran erfolgte eine kritische Auseinandersetzung der numerischen Simulationsergebnisse durch einen Abgleich mit Schliffbildern und Fügeprozesskurven aus den experimentellen Untersuchungen. Auf Basis der Simulationsergebnisse erfolgte eine **gezielte experimentelle Untersuchung** der Niete hinsichtlich der zu **fügenden Blechdickenkombinationen** und **Werkstoffe**.

7.1.1 Referenz-Niet

Die Untersuchungen mit dem Referenz-Niet (vgl. Tabelle 11) dienten zur Darstellung des aktuellen Stands der Technik in Bezug auf das Fügen von Aluminiumbauteilen mit Vollstanznieten aus Aluminium.

7.1.1.1 Setzprozess in der Simulation

In Anlehnung an die Voruntersuchungen wurde für die numerische Simulation des Vollstanznietprozesses ein axialsymmetrisches Modell aufgebaut (siehe Abbildung 53).

Die Werkzeuge wurden als starre Körper angenommen. Der Niet sowie die Bleche wurden elastisch-plastisch modelliert. Zusätzlich wurde für die Bleche das GISSMO-Schädigungsmodell hinterlegt. Die Stempelgeschwindigkeit wurde auf 1,685 mm/s festgelegt. Die 2D-rotationssymmetrischen Schalenelemente wurden wie in den Voruntersuchungen gewählt. Die Kontaktdefinition wurde ebenfalls beibehalten. Lediglich die hinterlegten statischen (FS = 0,20) und dynamischen (FD = 0,18) Reibkoeffizienten wurden angepasst.

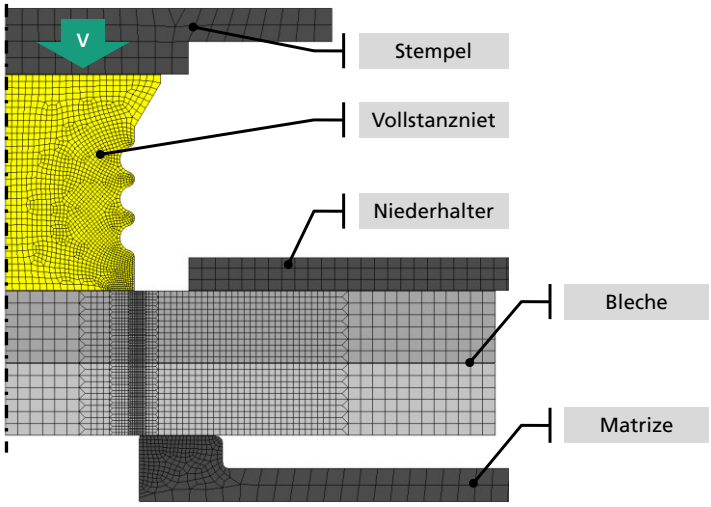


Abbildung 53: Rotationssymmetrisches Modell zur Simulation des Vollstanznietprozesses mit dem Referenz-Niet.

Abbildung 54 stellt die Beanspruchung des Niets in verschiedenen Phasen des Setzprozesses dar. Verwendet wurden stempelseitig Bleche mit einer Blechdicke von 1,1 mm und matrizenseitig mit einer Blechdicke von 2,0 mm und einer Fließkurve des Materials EN AW-6111 PX. Die Gesamtdicke befindet sich damit innerhalb der maximal zu fügenden Gesamtblechdicke von 3,3 mm.

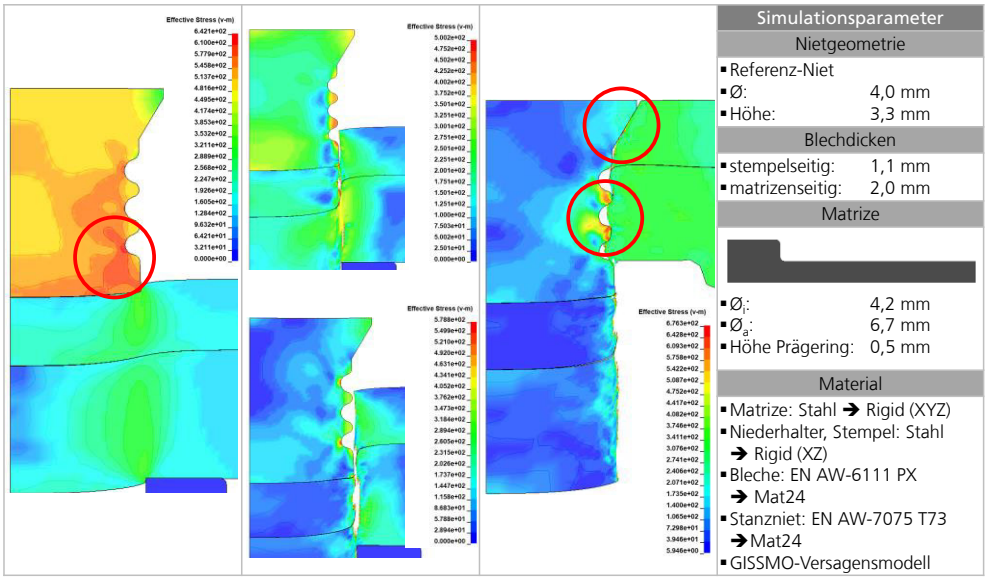


Abbildung 54: Beanspruchung des Referenz-Niets und der Bleche während des Setzprozesses am Beispiel der Blechdickenkombination 1,1 mm und 2,0 mm.

In der Phase des **Einstanzens** treten lokale Beanspruchungen besonders im Nietfuß auf. Hohe Schneidkräfte von ca. 5-6 kN und die daraus resultierenden Spannungen im Nietfuß (VON MISES Vergleichsspannung) von ca. 600 N/mm^2 führen zu einer Verformung des Niets in diesem Bereich.

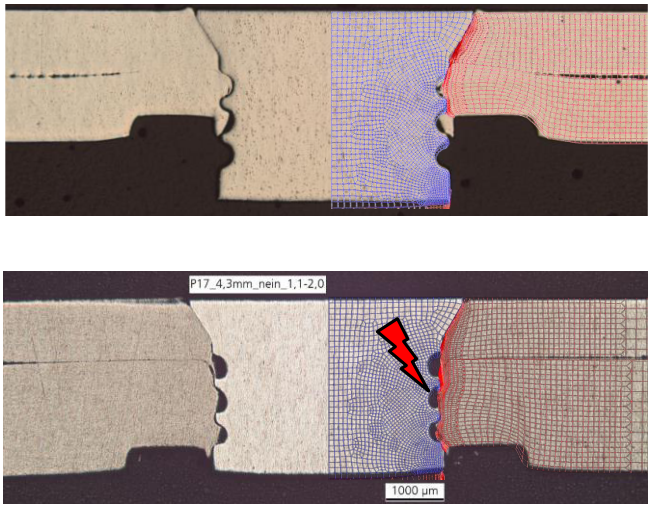
Über die Dauer des **Durchstanzens** treten vor allem an den Rillen des Referenz-Niets hohe Spannungen auf. Dies ist im Vergleich zur praktischen Anwendung insofern kritisch, als dass während dieser Phase bereits der Schädigungsparameter in der Simulation aktiviert wird und die daraus folgende Elementlöschung zu einem Volumenverlust an den Kontaktzonen führt. Es ist demnach davon auszugehen, dass in der praktischen Anwendung noch höhere Beanspruchungen des Nietelements vorliegen, als durch die Simulation abgebildet. Die in der Simulation berechneten Beanspruchungen haben jedoch bereits Deformationen der Rillen zur Folge.

Hervorgerufen durch Spannungen > 600 N/mm^2 werden die Rillen beim **Einprägen** weiter stark verformt. Örtlich kommt es in den Blechen erneut zu einer Aktivierung des Schädigungsparameters, welches durch eine Elementlöschung realisiert wird.

In der Simulation kommt es aufgrund der genannten Phänomene zu keiner „in Ordnung" Verbindung bei der ausgewählten Werkstoff- und Blechdickenkombination. Die Berechnungsergebnisse zeigen, dass die derzeitige Kombination aus Niet (werkstoffliche Eigenschaften, Geometrie) mit die untersuchten Fügeteilwerkstoffen und Blechdickenkombinationen an ihre Verfahrensgrenzen stoßen.

In Abbildung 55 ist zur Validierung das Netz des simulativ ermittelten Fügepunkts über das Schliffbild des entsprechenden Versuchs gelegt.

Im oberen Blech (Gesamtblechdicke 2,2 mm) ist zu erkennen, dass die Simulation den Fügepunkt annähernd abbilden kann. Die in der Simulation verwendete Elementlöschung führt zu einem Volumenverlust im Blech, wodurch der Rillenfüllgrad, besonders in der unteren Rille, deutlich geringer ist als im Experiment. Die Blechverformung sowie die Einprägung des Prägerings sind gut abgebildet. Die Stauchung des Niets, welcher im Prozess unter starker Druckbelastung steht, wird in der Simulation aufgrund der hinterlegten, teilweise abgeschätzten Materialeigenschaften (z.B. extrapolierte Fließkurve) unterschätzt. Im unteren Bild (Gesamtblechdicke 3,1 mm) sind größtenteils die gleichen Phänomene zu sehen. Der Volumenverlust in der Simulation hat hier keinen maßgeblichen Einfluss, da das Material auch im Experiment kaum in die Rillen gedrückt wird. Die starke Stauchung wird leicht unterschätzt, die große Deformation der Rillen kann gut abgebildet werden.



Simulationsparameter

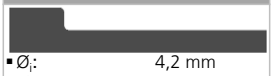
Geometrie

- Referenz-Niet
- Ø-VSN: 4,0 mm
- Höhe: 3,3 mm
- Stempelgeschw.: 1,6 mm/s

Blechdicke

- stempelseitig: 1,1 mm
- matrizenseitig: 1,1 mm bzw. 2,0 mm

Matrize



- $Ø_i$: 4,2 mm
- $Ø_a$: 6,7 mm
- Höhe Prägering: 0,5 mm

FE-Formulierung

- Matrize: Stahl ➔ Rigid (XYZ)
- Niederhalter, Stempel: Stahl ➔ Rigid (XZ)
- Bleche: EN AW-6111 PX ➔ Mat24
- Stanzniet: EN AW-7075 T73 ➔ Mat24
- GISSMO-Versagensmodell

Abbildung 55: Gegenüberstellung von Schliffbild und Fügepunktgeometrie der Simulation des Referenz-Niets.

Der Vergleich der Prozesskurven aus der Simulation mit denen aus dem Experiment sind in der Abbildung 56 dargestellt. Die Simulation ist in der Lage, die Charakteristik der Prozesskurve abzubilden. Auffällig sind die höheren Kraftgradienten der simulativ ermittelten Kurve. Diese sind zum einen auf die nicht berücksichtigte Steifigkeit der Maschine zurückzuführen, zum anderen kommt es durch die Annahme starrer Werkzeuge zu einem geringen Fehler in der Steifigkeit des gesamten Aufbaus. Dadurch wird zusätzlich die Verschiebung der experimentellen Versuche nicht erreicht. Die Beanspruchungen in der Phase des Durchstanzprozesses kann im Modell bisher nicht abgebildet werden. Hier müsste anstatt einer Elementlöschung bei Aktivierung der Schädigungsvariable eine Elementkantentrennung eingesetzt werden. Diese würde einen zu großen Volumenverlust verhindern, und somit die Reibbeanspruchung in der Kontaktzone zwischen Niet und Blechen besser abbilden. Das Verfahren war allerdings zum Zeitpunkt der Untersuchungen in LS-Dyna noch nicht in Kombination mit dem GISSMO-Versagensmodell implementiert, so dass es keine Anwendung finden konnte.

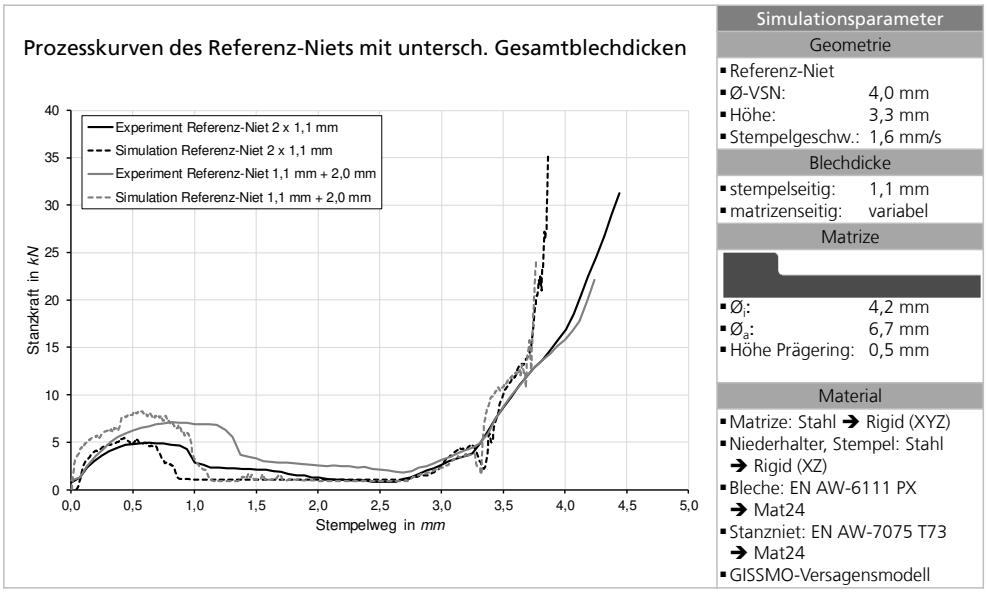
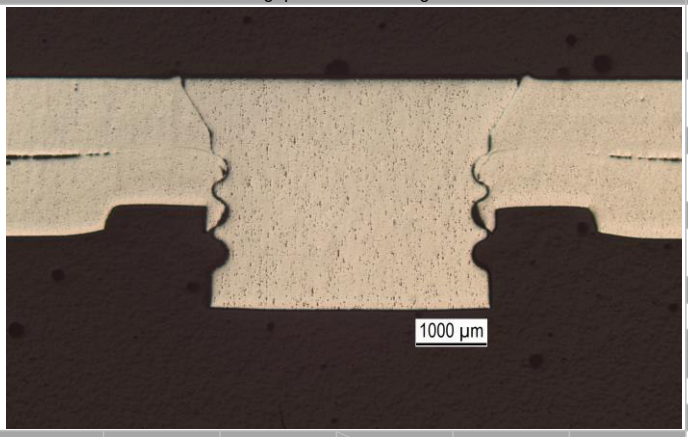


Abbildung 56: Vergleich der Prozesskurven von Experiment und Simulation mit dem Referenz-Niet.

7.1.1.2 Experimentelle Untersuchung

Auf Basis der Erkenntnisse aus der numerischen Simulation wurde nur der Fügeteilwerkstoff EN AW-6111 PX in den Blechkombinationen 1,1 mm + 1,1 mm und 1,1 mm + 2,0 mm näher untersucht. Analog zu der numerischen Simulation konnte ausschließlich mit der Blechkombination 1,1 mm + 1,1 mm eine „in Ordnung“ Verbindung hergestellt werden. Das Schliffbild sowie die ermittelten Kennwerte der Fügepunktbemusterung sind in der Abbildung 57 dargestellt. Die Nietstauchung liegt bei ca. 2 %.



Fügepunktbemusterung						Niet
						Referenz-Niet EN AW-7075 T73 Ø 4 mm
						Probenwerkstoff (stempelseitig)
						EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
						Probenwerkstoff (matrizenseitig)
						EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
						Fügeaggregat
						TOX ElectricDrive (EPMR)
						Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
						204 N/ 4,9 kN/ 32 kN
						Fügegeschwindigkeit
	Füllung Rille 1 in %	Füllung Rille 2 in %		Stauchung Niet in %	Nietkopfend- lage in mm	3 mm/min
						Probenform
Rille links	88,54	69,38	Gesamter Niet	2,22	0	Blechronde
Rille rechts	91,83	55,38		Lateral- /Winkelversatz	Prägeringtiefe in mm	Probenanzahl
Bemerkung	Rille 1 rechte Seite über 50% von stempelseitigem Blech		Gesamter Niet	i.O.	0,453	2

Abbildung 57: Fügepunktbemusterung des Referenz-Niets in Kombination mit den Fügeteilen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 1,1 mm.

7.1.1.3 Fazit zum Referenz-Niet

Aus den Untersuchungen zum Referenz-Niet kann geschlussfolgert werden, dass die Simulation den experimentellen Befund bestätigt, allerdings nur die Charakteristik des Prozesses abbilden kann. Abweichungen in den Prozesskurven sind auf getroffene Annahmen, besonders in Bezug auf die Steifigkeiten der Setzanlage und die zur Darstellung der Schädigung verwendete Elementlöschung zurückzuführen. Jedoch zeigt die Simulation in Übereinstimmung mit den Experimenten die Prozessgrenzen bzw. Schwachstellen des Referenz-Niets auf.

Die Grenze bei der Legierung EN AW-6111 PX liegt bei einer Blechdickenkombination aus 1,1 mm + 1,1 mm. Bleche der Legierung EN AW-2024 T351 sind mit dem Referenz-Niet nicht zu fügen. Experimentelle Untersuchungen mit dem EN AW-2024 T351 Werkstoff zeigten eine unzulässige Deformation des Niets.

Die entwickelten SK-Niete und FK-Niete sollen eine Erweiterung des Einsatzbereichs von Vollstanznieten aus Aluminium ermöglichen.

7.1.2 Fügepunktbemusterung SK-Niet

Der SK-Niet ist für einen Blechdickenbereich von 2,8 bis 3,75 mm ausgelegt. Bei der Fügepunktbemusterung mit der Legierung EN AW-6111 PX steht daher die Blechdickenkombination 1,1 mm mit 2,0 mm im Fokus der Untersuchung. Bei der Legierung EN AW-2024 T351 wird grundsätzlich geprüft, ob eine Verbindung mittels SK-Niet hergestellt werden kann.

7.1.2.1 Setzprozess in der Simulation

Zur Beschreibung der Beanspruchungen des SK-Niets im Setzprozess wurde das Simulationsmodell des Referenz-Niets verwendet und an den SK-Niet angepasst. Dazu wurde der Referenz-Niet durch den SK-Niet substituiert und die Nietgeometrie, zusammen mit den entsprechenden Werkstoffeigenschaft angepasst (siehe Abbildung 58). Die Bewegung des Stempels wurde im Simulationsmodell als Verschiebung und nicht wie zuvor als Geschwindigkeit vorgegeben. Dies beruht darauf, dass als Auswertungskriterium die Kraft-Weg-Kurven herangezogen werden und die Vergleichbarkeit zwischen Experiment und Simulation so ohne Umrechnung (Geschwindigkeit in Weg) erfolgen kann. Zusätzlich wurden beide Varianten verglichen und keine Abweichung in der Bewegung des Stempels festgestellt. Die Element- und Kontaktdefinitionen sowie andere Parameter wurden beibehalten.

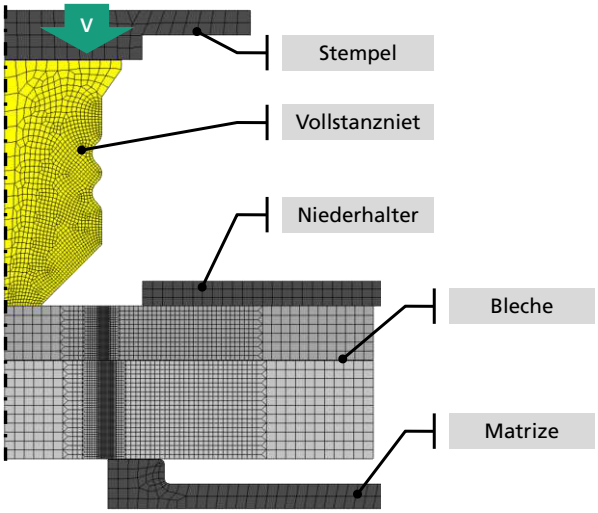


Abbildung 58: Rotationssymmetrisches Modell zur Simulation des Vollstanznietprozesses mit dem neu entworfenen SK-Niet.

Abbildung 59 stellt die Beanspruchung des SK-Niets innerhalb des Setzprozesses beispielhaft an einer simulierten Blechdickenkombination von 1,1 mm mit 2,0 mm der Legierung EN AW-6111 PX dar. Mit der neuen Nietgeometrie treten die höheren Spannungen prinzipiell an den gleichen Stellen im Niet auf, wie beim Referenzniet.

Im Nietfuß sind diese, während des **Einstanzens**, mit ca. 560 N/mm^2 niedriger als beim Referenz-Niet (vgl. Abbildung 54, ca. 600 N/mm^2). Darüber hinaus hat der Werkstoff des neuen SK-Niets eine höhere Dehngrenze, sodass der Niet sich insgesamt deutlich weniger stark verformt als der Referenz-Niet.

Im weiteren Verlauf des Setzprozesses (**Durchstanzen**) nimmt die Beanspruchung ab und verteilt sich auf den gesamten Niet. Analog zur Simulation des Setzprozesses des Referenz-

Niets wird in dieser Phase die tatsächliche Beanspruchung unterschätzt, bedingt durch die Elementlöschung in Folge der Aktivierung der Schädigungsvariable und dem damit einhergehenden Volumenverlust in der Kontaktzone zwischen Nietelement und Blechen.

Beim **Einprägen** der Bleche wird die obere Rille stark beansprucht, wodurch sie sich plastisch verformt. Die Rille wird jedoch gleichzeitig gefüllt, sodass eine in Ordnung Verbindung entsteht.

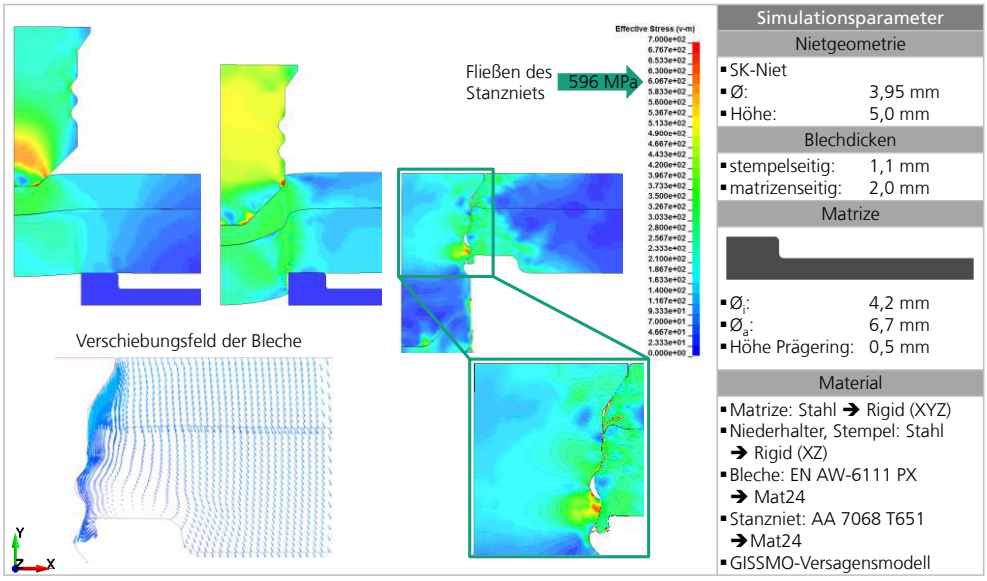
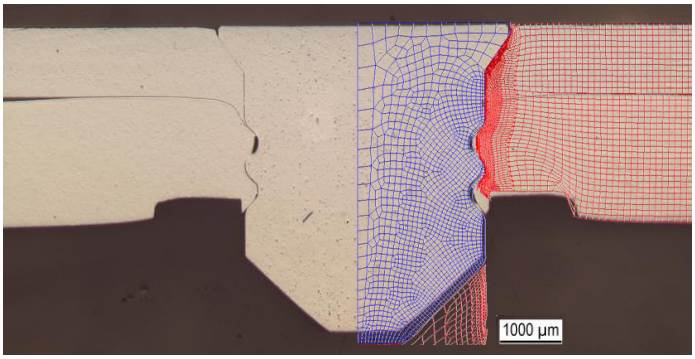


Abbildung 59: Beanspruchung des SK-Niets und der Bleche während des Setzprozesses mit Matrizendurchmesser 4,2 mm.

Die Simulation des SK-Niets zeigt grundsätzlich eine gut angenäherte Abbildung des Fügepunkts (vgl. Abbildung 60). Ungenauigkeiten wie die unterschätzte Stauchung des Nietelements oder der geringere Rillenfüllgrad sind auf genannte Ursachen (vgl. Kapitel 7.1.1.1) zurückzuführen. Trotz dessen kann die Simulation die tendenzielle Ausbildung des Fügepunkts darstellen. Sowohl in der Simulation als auch in den experimentellen Untersuchungen kann eine „in Ordnung“ Verbindung hergestellt werden, welche in Hinblick auf den Rillenfüllgrad und die Höhe der Einprägung vergleichbar sind.

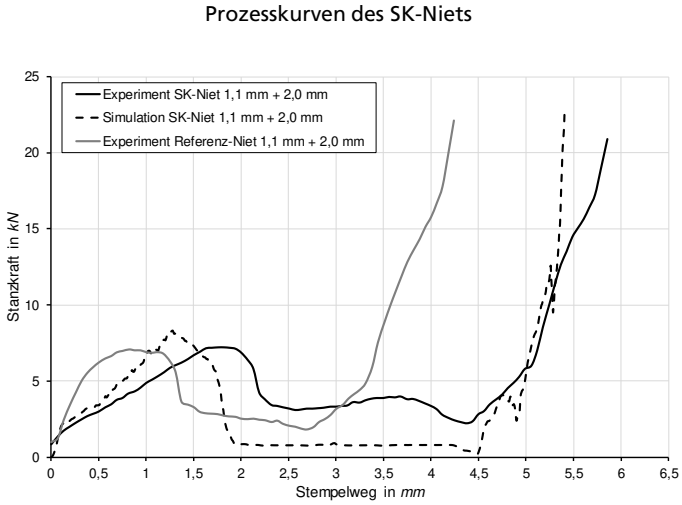
Der Vergleich der Prozesskurven in Abbildung 61 zeigt, dass die Simulation die Charakteristik des Prozesses abbilden kann.

Wie bei den Untersuchungen zum Referenz-Niet können wichtige Kenngrößen wie max. Stanzkraft oder Prägekraft in guter Näherung dargestellt werden. Abweichungen durch Elementlöschung etc. wurden in Kapitel 7.1.1.1 bereits erläutert. Zum Vergleich wurde die Prozesskurve des Referenz-Niets in Kombination mit der gleichen Gesamtblechdicke mit abgebildet. Dieser zeigt, dass die maximalen Kräfte in den einzelnen Phasen des Setzprozesses im gleichen Bereich liegen.



Simulationsparameter	
Nietgeometrie	
▪ SK-Niet	
▪ Ø:	3,95 mm
▪ Höhe:	5,0 mm
Blechdicken	
▪ stempelseitig:	1,1 mm
▪ matrizenseitig:	2,0 mm
Matrize	
▪ $Ø_i$:	4,2 mm
▪ $Ø_a$:	6,7 mm
▪ Höhe Prägering:	0,5 mm
Material	
▪ Matrize: Stahl ➔ Rigid (XYZ)	
▪ Niederhalter, Stempel: Stahl ➔ Rigid (XZ)	
▪ Bleche: EN AW-6111 PX ➔ Mat24	
▪ Stanzniet: AA 7068 T651 ➔Mat24	
▪ GISSMO-Versagensmodell	

Abbildung 60: Gegenüberstellung von Schliffbild und Fügepunktgeometrie der Simulation des SK-Niets.



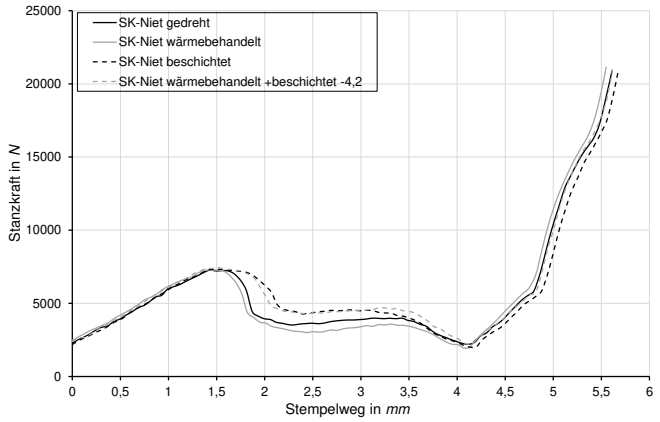
Simulationsparameter	
Nietgeometrie	
▪ SK-Niet	
▪ Ø:	3,95 mm
▪ Höhe:	5,0 mm
▪ Stempelgeschw.	1,6 mm/s
Blechdicken	
▪ stempelseitig:	1,1 mm
▪ matrizenseitig:	2,0 mm
Matrize	
▪ $Ø_i$:	4,2 mm
▪ $Ø_a$:	6,7 mm
▪ Höhe Prägering:	0,5 mm
Material	
▪ Matrize: Stahl ➔ Rigid (XYZ)	
▪ Niederhalter, Stempel: Stahl ➔ Rigid (XZ)	
▪ Bleche: EN AW-6111 PX ➔ Mat24	
▪ Stanzniet: AA 7068 T651 ➔Mat24	
▪ GISSMO-Versagensmodell	

Abbildung 61: Vergleich der Prozesskurven von Experiment und Simulation mit dem SK-Niet.

7.1.2.2 Experimentelle Untersuchung

Die nachfolgenden Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen bestätigen, dass der SK-Niet grundsätzlich für eine Gesamtfügeteildicke von 3,1 mm der Legierung EN AW-6111 PX geeignet ist.

Mit den SK-Nieten aller vier Herstellungsvarianten sind Fügepunkte mit gleichen Fügeparametern hergestellt worden. Stempelseitig wurden 1,1 mm dicke Bleche der Legierung EN AW-6111 PX eingesetzt, matrizenseitig Bleche der Legierung EN AW-6111 PX mit einer Blechdicke von 2,0 mm. Die verwendete Matrize verfügt über einen Innendurchmesser von 4,2 mm, einen Außendurchmesse von 6,7 mm sowie einer Prägeringhöhe von 0,5 mm. Die Fügegeschwindigkeit lag konstant bei 3 mm/min. Alle vier Varianten zeigen ähnliche Fügeprozesskurven (siehe Abbildung 62).



	SK-Niet gedreht	SK-Niet wärmebehandelt	SK-Niet beschichtet	SK-Niet wärmebehandelt + beschichtet
Stanzkraft in *kN*	7,27	7,27	7,32	7,44

Niet
SK-Niet AA 7068 Ø 4 mm Nachbehandlung: Variierend
Probenwerkstoff (stempelseitig)
EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
Probenwerkstoff (matrizenseitig)
EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
Matrize
$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_i$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
Fügeaggregat
TOX ElectricDrive (EPMR)
Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
204 N/ variierend / 22 kN
Fügegeschwindigkeit
3 mm/min

Abbildung 62: Einfluss der Herstellungsvarianten 1 bis 4 auf die Fügeprozesskurve des SK-Niets gefügt in 3,1 mm Gesamtblechdicke der Legierung EN AW-6111 PX, bei der Verwendung eines Matrizeninnendurchmesser von 4,2 mm.

Lediglich im Bereich des Durchstanzens liegen Unterschiede vor. Die Fügeprozesskurve des beschichteten Niets (Variante 3) sowie des wärmebehandelt und beschichteten Niets (Variante 4) weisen in diesem Bereich tendenziell höhere Prozesskräfte auf als die Fügeprozesskurve des gedrehten und des wärmebehandelten Niets. Dies kann zum einen auf den vergrößerten Durchmesser der beschichteten Niete sowie zum anderen auf veränderte Reibbeiwerte in der Kontaktzone zwischen Nietelement und Bleche in Folge der Oberflächenbeschichtung zurückzuführen sein.

Bei makroskopischer Betrachtung können die Fügepunkte, die mit dem SK-Niet aller vier Herstellungsvarianten und Bleche der Legierung EN AW-6111 PX (1,1 mm + 2,0 mm) hergestellt wurden, als „in Ordnung“ Fügeverbindung eingeordnet werden. Bei dieser Blechdickenpaarung kam es allerdings teilweise zu einem Anhaften des Butzens am Nietfuß nach Abschluss des Setzprozesses. Vor allem bei den beschichteten SK-Nieten (Variante 3 und Variante 4) ist dies aufgetreten. Der Füllgrad der Rillen liegt zwischen 70 und 95 %. Es ist

keine Nietstauchung vorhanden sowie kein Winkel- oder Lateralversatz. Die genauen Kennwerte des Setzprozesses und der Fügepunktbemusterung sind den Abbildung 63 bis Abbildung 66 zu entnehmen.

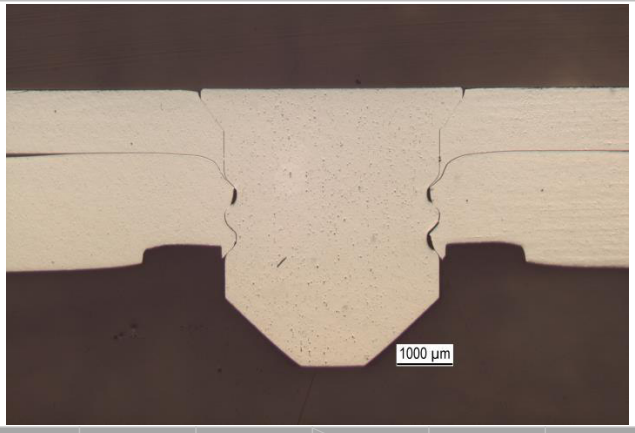
Fügepunktbemusterung						Niet
						SK-Niet gedreht AA 7068 T651 Ø 4 mm
						Probenwerkstoff (stempelseitig)
						EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
						Probenwerkstoff (matrizenseitig)
						EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_i$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
						Fügeaggregat
						TOX ElectricDrive (EPMR)
						Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
						204 N /7,27 kN / 22 kN
						Fügegeschwindigkeit
	Füllung Rille 1 in %	Füllung Rille 2 in %		Stauchung Niet in %	Nietkopfend- lage in mm	3 mm/min
						Probenform
Rille links	81,85	92,26	Gesamter Niet	0	0	Blechronde
Rille rechts	83,26	70,49		Lateral- /Winkelversatz	Prägeringtiefe in mm	Probenanzahl
Bemerkung			Gesamter Niet	i.O.	0,47	2

Abbildung 63: Fügepunktbemusterung des SK-Niets der Herstellungsvariante 1 (gedreht) in Kombination mit den Blechen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 2,0 mm.

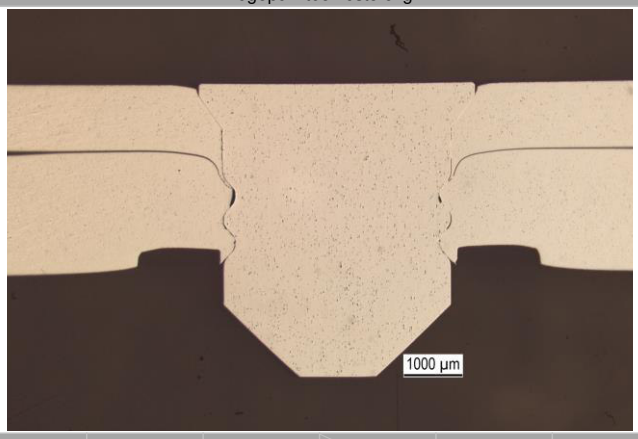
Fügepunktbemusterung						Niet
						SK-Niet wärmebehandelt AA 7068 Ø 4 mm
						Probenwerkstoff (stempelseitig)
						EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
						Probenwerkstoff (matrizenseitig)
						EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_i$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
						Fügeaggregat
						TOX ElectricDrive (EPMR)
						Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
						204 N/ 7,27 kN /22 kN
						Fügegeschwindigkeit
	Füllung Rille 1 in %	Füllung Rille 2 in %		Stauchung Niet in %	Nietkopfend-lage in mm	3 mm/min
						Probenform
Rille links	85,95	89,91	Gesamter Niet	0	0	Blechronde
Rille rechts	90,65	96,25		Lateral-/Winkelversatz	Prägeringtiefe in mm	Probenanzahl
Bemerkung			Gesamter Niet	i.O.	0,462	2

Abbildung 64: Fügepunktbemusterung des SK-Niets der Herstellungsvariante 2 (wärmebehandelt) in Kombination mit den Blechen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 2,0 mm.

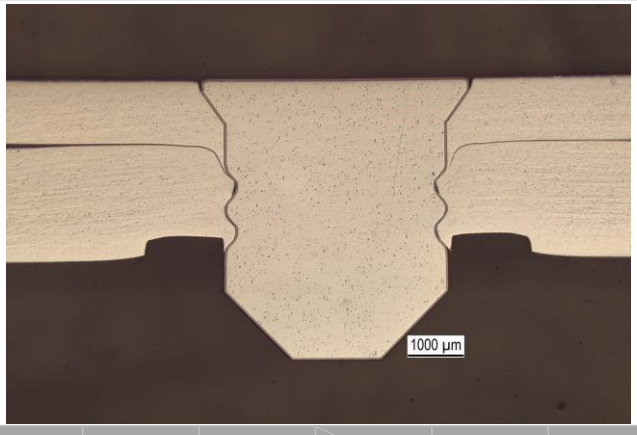
Fügepunktbemusterung						Niet
						SK-Niet beschichtet AA 7068 T651 Ø 4 mm
						Probenwerkstoff (stempelseitig)
						EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
						Probenwerkstoff (matrizenseitig)
						EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_i$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
						Fügeaggregat
						TOX ElectricDrive (EPMR)
						Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
						204 N /7,32 kN / 22 kN
						Fügegeschwindigkeit
	Füllung Rille 1 in %	Füllung Rille 2 in %		Stauchung Niet in %	Nietkopfend-lage in mm	3 mm/min
						Probenform
Rille links	81,27	87,86	Gesamter Niet	0	0	Blechronde
Rille rechts	86,70	86,07		Lateral-/Winkelversatz	Prägeringtiefe in mm	Probenanzahl
Bemerkung			Gesamter Niet	i.O.	0,448	2

Abbildung 65: Fügepunktbemusterung des SK-Niets der Herstellungsvariante 3 (beschichtet) in Kombination mit den Blechen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 2,0 mm.

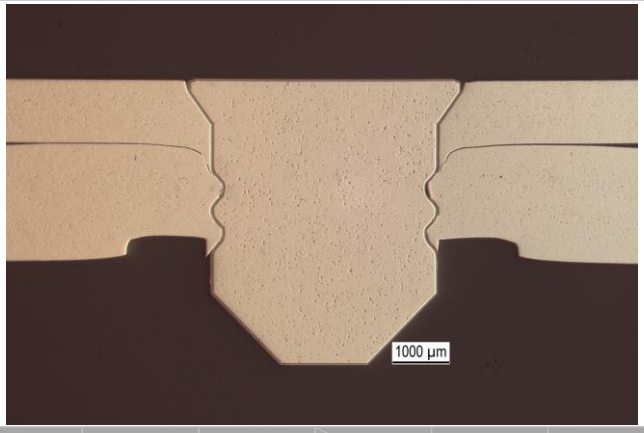
Fügepunktbemusterung						Niet
						SK-Niet wärmebehandelt + beschichtet AA 7068 Ø 4 mm
						Probenwerkstoff (stempelseitig)
						EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
						Probenwerkstoff (matrizenseitig)
						EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: **4,2 mm**; H: 0,5 mm
						Fügeaggregat
						TOX ElectricDrive (EPMR)
						Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
						204 N /7,44 kN/ 22 kN
						Fügegeschwindigkeit
	Füllung Rille 1 in %	Füllung Rille 2 in %		Stauchung Niet in %	Nietkopfend-lage in mm	3 mm/min
						Probenform
Rille links	75,33	86,47	Gesamter Niet	0	0	Blechronde
Rille rechts	86,47	89,13		Lateral-/Winkelveratz	Prägeringtiefe in mm	Probenanzahl
Bemerkung			Gesamter Niet	i.O.	0,452	2

Abbildung 66: Fügepunktbemusterung des SK-Niets der Herstellungsvariante 4 (wärmebehandelt + beschichtet) in Kombination mit den Fügeteilen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 2,0 mm.

Die mikroskopische Untersuchung der Fügepunkte erfolgte am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock und zeigt, dass nach dem Setzprozess Risse im beschichteten (Variante 3), sowie im wärmebehandelt und beschichteten Niet (Variante 4) vorliegen.

In der Abbildung 67 und Abbildung 68 ist jeweils eine Gesamtaufnahme des Fügepunkts sowie die Detailnahmen der Risse mit der Zuordnung zu der Position am Fügepunkt dargestellt. Die Risse befinden sich zum einen im Übergangsbereich zwischen Nietkopf und Schaft. Zum anderen liegen sie im Kerbgrund der oberen Rille vor. Die Risse breiten sich vom äußeren Bereich des Niets nach Innen aus.

Die gedrehten und der wärmebehandelten SK-Niet weisen bei dieser Fügeaufgabe keine Risse auf (vgl. Abbildung 99 und Abbildung 100 im Anhang 10.5).

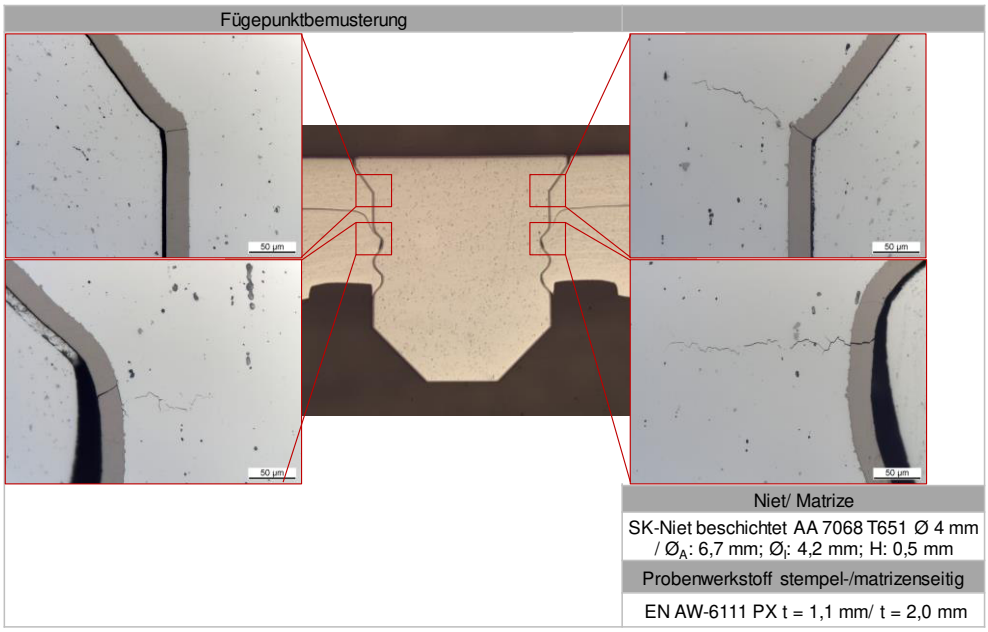


Abbildung 67: Rissanalyse des Fügepunkts bestehend aus SK-Niet der Herstellungsvariante 3 (beschichtet) mit Fügeteilen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 2,0 mm.

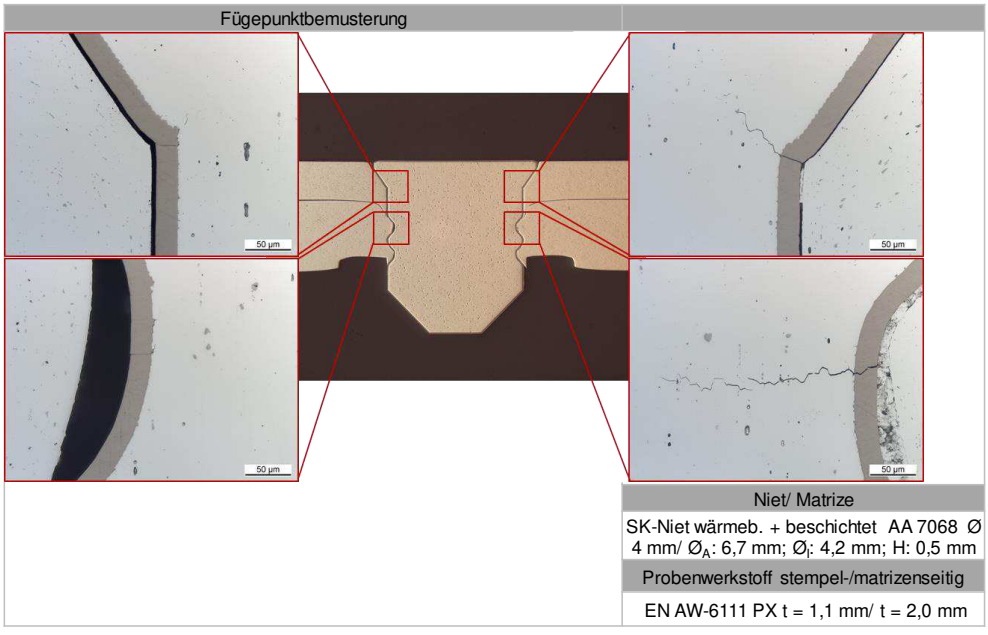


Abbildung 68: Rissanalyse des Fügepunkts bestehend aus SK-Niet der Herstellungsvariante 4 (wärmebehandelt und beschichtet) mit Fügeteilen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 2,0 mm.

Zusätzlich zur Fügepunktbemusterung mit dem Blechen der Legierung EN AW-6111 PX wurden umfangreiche Untersuchungen mit den Blechen der Legierung EN AW-2024 T351 durchgeführt. Ergebnis der Untersuchungen ist, dass mit dem SK-Niet eine Blechdickenkombination von 1,2 mm + 1,4 mm der Legierung EN AW-2024 T351 zu fügen ist. Die Stauchung des Niets beträgt ca. 3,5 %. Aufgrund der Lage der Schaftnuten ist ausschließlich die obere Rille mit matrizenseitigem Blech gefüllt. In der Abbildung 69 ist die Fügepunktbemusterung am gedrehten SK-Niet dargestellt.

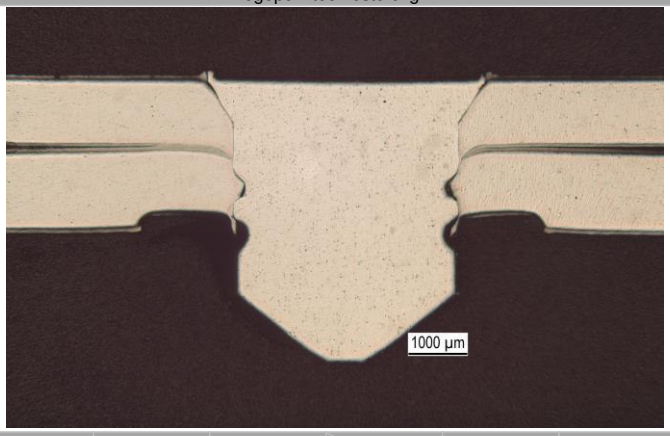
Fügepunktbemusterung						Niet
						SK-Niet gedreht AA 7068 T651 Ø 4 mm
						Probenwerkstoff (stempelseitig)
						EN AW-2024 T351 **t = 1,2 mm**
						Probenwerkstoff (matrizenseitig)
						EN AW-2024 T351 **t = 1,4 mm**
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
						Fügeaggregat
						TOX ElectricDrive (EPMR)
						Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
						204 N/ 7,87 kN / 42 kN
						Fügegeschwindigkeit
	Füllung Rille 1 in %	Füllung Rille 2 in %		Stauchung Niet in %	Nietkopfend- lage in mm	3 mm/min
						Probenform
Rille links	79,29	/	Gesamter Niet	3,46	0	Blechronde
Rille rechts	60,08	/		Lateral- /Winkelversatz	Prägeringtiefe in mm	Probenanzahl
Bemerkung			Gesamter Niet	i.O.	0,30	2

Abbildung 69: Fügepunktbemusterung des SK-Niets der Herstellungsvariante 1 (gedreht) in Kombination mit den Fügeteilen der Legierung EN AW-2024 T351 in der Dicke 1,2 mm + 1,4 mm.

7.1.2.3 Fazit zum SK-Niet

Mit den hergestellten SK-Nieten kann die angestrebte Prozessgrenzenerweiterung beim Fügen von Strukturbauteilen aus Aluminium mit Vollstanznieten aus Aluminium erfolgreich nachgewiesen werden. Die Prozessgrenzenerweiterung ist sowohl hinsichtlich der Gesamtblechdicke von 1,1 mm + 1,1 mm beim Referenz-Niet auf 1,1 mm + 2,0 mm bei der Legierung EN AW-6111 PX als auch hinsichtlich der zulässigen max. Festigkeit der fügbaren Blechwerkstoffe erfolgt. Bleche der Legierung EN AW-2024 T351 sind erstmals mittels Vollstanzniet aus Aluminium zu fügen.

Ein Vergleich der Herstellungsvarianten stellt eindeutig den gedrehten (Variante 1) und den wärmebehandelten Niet (Variante 2) als Vorzugvarianten heraus. Ausschlaggebendes Kriterium im Vergleich zu den Varianten 3 und 4 ist die festgestellte setzprozessbedingte Rissbildung. Die verwendete Methode zur Beschichtung der Nietelemente erscheint somit ungeeignet. Die gewünschte Aufhärtung des Randschichtbereichs konnte ebenfalls nicht nachgewiesen werden. Ursache dafür ist, dass aufgrund der verwendeten, relativ hohen Prüfkräfte die Härte der dünnen Ni-P Schicht nicht bestimmt werden konnte. Typischerweise beträgt

die Härte von Ni-P Schichten ca. 1000 HV [72]. Sie liegt damit deutlich höher als die Härte des Niets und erklärt die Rissbildung in der spröden Schicht.

7.1.3 Fügepunktbemusterung FK-Niet

Die Ergebnisse zum FK-Niet, als zweite optimierte Nietvariante, werden in diesem Kapitel näher betrachtet. Der FK-Niet ist für einen Blechdickenbereich von 3,3 mm bis 4,25 mm ausgelegt. Bei der Fügepunktbemusterung mit der Legierung EN AW-6111 PX steht daher die Kombination 2,0 mm + 2,0 mm im Fokus der Untersuchung.

7.1.3.1 Installationsprozess in der Simulation

Das Simulationsmodell (vgl. Abbildung 70) ist, bis auf die Nietgeometrie, identisch zum bereits aufgebauten Modell des SK-Niets.

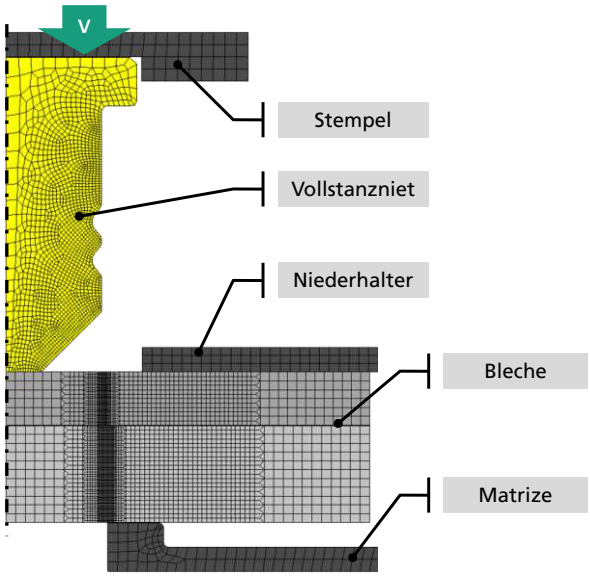


Abbildung 70: Rotationssymmetrisches Modell zur Simulation des Vollstanznietprozesses mit dem neu entworfenen FK-Niet.

Analog zu den vorherigen Kapiteln ist in Abbildung 71 die Beanspruchung des FK-Niets während des Setzprozesses beispielhaft dargestellt. Abgebildet ist eine Matrize mit einem Innendurchmesser von 4,5 mm bei einer Blechdickenkombination von 2,0 mm + 2,0 mm der Legierung EN AW-6111 PX.

Der Nietfuß wird in der ersten Phase des **Einstanzens** am stärksten beansprucht. Spannungen von ca. 650 N/mm^2 haben eine plastische Verformung des Niets in diesem Bereich zur Folge. Auf Grund der Aktivierung der Schädigungsvariablen und der damit verbundenen Elementlöschung werden die auftretenden Beanspruchungen (vor allem Reibspannung) in dieser Phase durch die Simulation unterschätzt.

In der zweiten Phase des **Durchstanzens** treten im kompletten Rillen- und Schaftbereich des Niets hohe Spannungen von ca. 700 N/mm^2 auf, welche eine starke plastische Verformung des Nietschafts bewirken und den Niet aufbauchen lassen.

In der Phase des **Einprägens** wird in der Simulation aufgrund der Elementlöschung kaum Material in die Rillen gedrückt. Im Vergleich zum SK-Niet wird der FK-Niet deutlich höher

beansprucht, welches auf die höhere Gesamtblechdicke von 4,0 mm zurückgeführt werden kann.

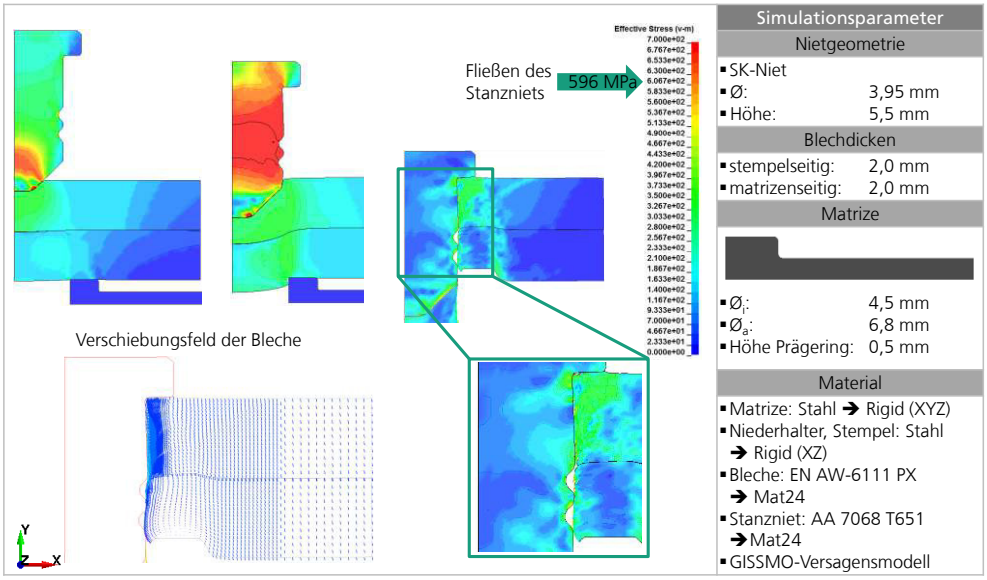
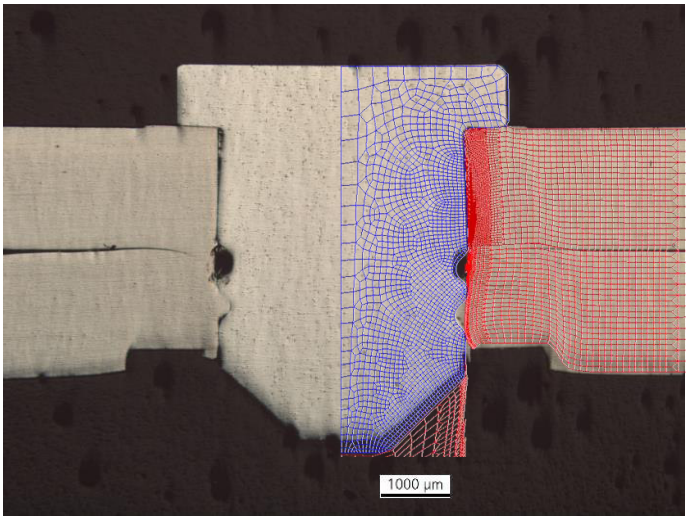


Abbildung 71: Beanspruchung des FK-Niets und der Bleche während des Setzprozesses mit Matrizendurchmesser 4,5 mm.

Der in Abbildung 72 vorgenommen Vergleich von Schliffbild und FE-Netz des FK-Niets zeigt die Ungenauigkeiten in gleicher Weise wie die im Rahmen der Bemusterung der SK-Niete vorgenommen Vergleiche. Die nicht gefüllte obere Rille und die Tendenz der Füllung der unteren Rille können jedoch abgebildet werden. Das Aufbauchen und somit die Stauchung des Niets werden in dieser Konfiguration ebenfalls unterschätzt, welches die Annahme einer nicht ausreichenden Hinterlegung der Materialeigenschaften als Ursache bestätigt. Die Materialeigenschaften wurden in einem Zugversuch ermittelt, die im Vollstanznietsetzprozess auftretenden Beanspruchungen entsprechen jedoch einem Materialdruckversuch. Bei sehr hohen Verformungen können somit die festgestellten Abweichungen begründet werden.

Die in der Folge der höheren Stauchung im Experiment entstehende Effekte, wie der Abstand zwischen Nietschaft und oberem Blech können dadurch durch die Simulation noch nicht abgebildet werden.



Simulationsparameter

Nietgeometrie

- FK-Niet
- Ø: 3,95 mm
- Höhe: 5,5 mm

Blechdicken

- stempelseitig: 2,0 mm
- matrizenseitig: 2,0 mm

Matrize

- $Ø_i$: 4,5 mm
- $Ø_a$: 6,8 mm
- Höhe Prägering: 0,5 mm

Material

- Matrize: Stahl ➔ Rigid (XYZ)
- Niederhalter, Stempel: Stahl ➔ Rigid (XZ)
- Bleche: EN AW-6111 PX ➔ Mat24
- Stanzniet: AA 7068 T651 ➔Mat24
- GISSMO-Versagensmodell

Abbildung 72: Gegenüberstellung von Schliffbild und Fügepunktgeometrie der Simulation des FK-Niets.

Der Vergleich der Prozesskurven zeigt, dass die Simulation mit dem FK-Niet die Charakteristik des Prozesses ebenfalls abbilden kann (vgl. Abbildung 73). In Kapitel 7.1.1.1 wurden die Abweichungen vom Experiment und deren mögliche Ursachen schon erläutert. Die max. Stanzkraft wird in guter Näherung abgebildet, die Durchstanzkraft kann wiederum nicht abgebildet werden, die Prägekraft wird leicht überschätzt. Ein Vergleich mit dem Referenz-Niet ist an dieser Stelle nicht möglich, da dieser für eine Gesamtblechdicke von 4,0 mm nicht geeignet ist.

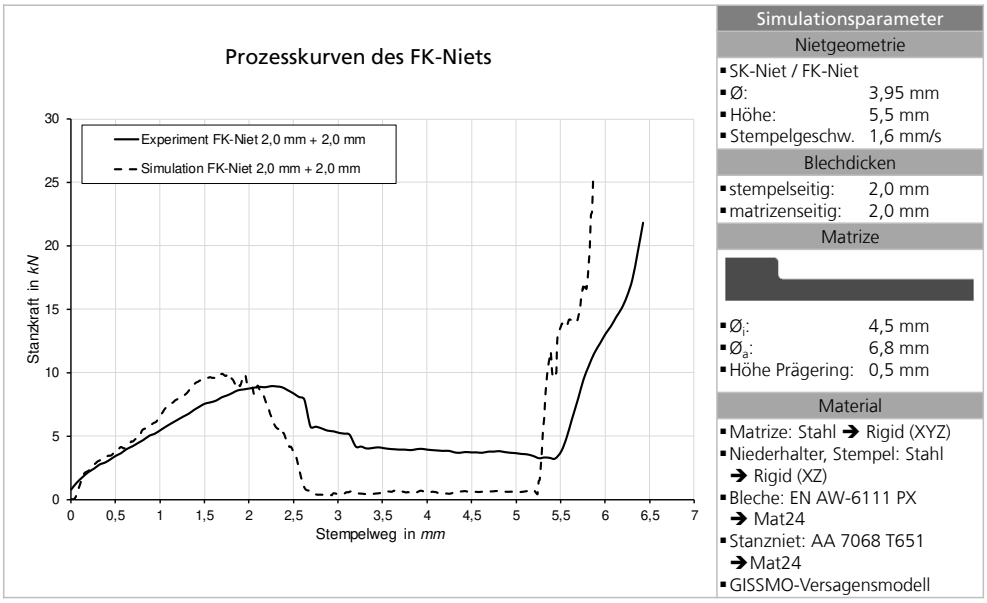


Abbildung 73: Vergleich der Prozesskurven von Experiment und Simulation mit dem FK-Niet.

7.1.3.2 Experimentelle Untersuchung

Im Vergleich zum SK-Niet sind die Positionen der Rillen beim FK-Niet so angeordnet, dass größere Blechdickenkombinationen gefügt werden können.

Bei der Blechdickenkombination 2,0 mm + 2,0 mm wird ausschließlich die untere Rille gefüllt. Die Fügepunktbemusterung ist in Abbildung 74 dargestellt.

Beim Fügen dieser Blechdickenkombination ist eine erhöhte Stanzkraft notwendig. Die Stanzkraft erhöht sich von 7.2 kN auf 8,9 kN. Dies bedingt eine Stauchung des Niets von 4,95 %. Der Niet baucht im Bereich der Rillen auf, sodass im oberen Bereich des Nietschafts eine Lücke zwischen den gestanzten Fügeteilen und dem Nietschaft entsteht. Die Rillenfüllung beträgt in der unteren Rille zwischen 93 und 97 %.

Fügepunktbemusterung						Niet
						FK-Niet gedreht AA 7068 T651 Ø 4 mm
						Probenwerkstoff (stempelseitig)
						EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
						Probenwerkstoff (matrizenseitig)
						EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,8 mm; $Ø_I$: 4,5 mm; H: 0,5 mm
						Fügeaggregat
						TOX ElectricDrive (EPMR)
						Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
						204 N/ 8,94 kN/ 22 kN
						Fügegeschwindigkeit
	Füllung Rille 1 in %	Füllung Rille 2 in %		Stauchung Niet in %	Nietkopfend- lage in mm	3 mm/min
						Probenform
Rille links	0	93,52	Gesamter Niet	4,95	0	Blechronde
Rille rechts	31,45	97,16		Lateral- /Winkelversatz	Prägeringtiefe in mm	Probenanzahl
Bemerkung			Gesamter Niet	i.O.	0,45	2

Abbildung 74: Fügepunktbemusterung des FK-Niets der Herstellungsvariante 1 (gedreht) in Kombination mit den Fügeteilen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 2,0 mm + 2,0 mm.

7.1.3.3 Fazit zum FK-Niet

Die Fügepunktbemusterung zeigt, dass es generell möglich ist, eine Blechdickenkombination von 2,0 mm und 2,0 mm aus EN AW-6111 PX mittels FK-Niet zu fügen. Vorteilhaft wäre hier eine asymmetrische Blechpaarung mit einer reduzierten Blechdicke des stempelseitigen Blechs, um eine Füllung der oberen Rille mittels matrizenseitigem Blech zu erzeugen.

Im Rahmen des Projekts sind keine mikroskopischen Untersuchungen an den Nietverbindungen mit FK-Niet vorgenommen worden. Allerdings kamen hier ausschließlich die Prozessfolgen 1 und 2 zur Anwendung. Die Varianten 3 und 4, welche beim SK-Niet eine Rissbildung in Folge der aufgebrachten Beschichtung aufwiesen wurden nicht bemustert.

Die nachfolgenden Untersuchungen bezüglich des Tragverhaltens beziehen sich ausschließlich auf die Fügeverbindungen mittels SK-Niet.

7.2 Tragverhalten

Die Untersuchung des Tragverhaltens bei statischer und zyklischer Belastung erfolgte am Fraunhofer IGP. Verwendet wurden die SK-Niete in allen vier Herstellungsvarianten. Stempelseitig wurde das 1,1 mm Blech der Legierung EN AW-6111 PX eingesetzt, matrizenseitig das 2,0 mm Blech der Legierung EN AW-6111 PX. Alle Fügeprozessparameter sowie die exemplarische Fügepunktbemusterung sind den Abbildung 63 bis Abbildung 66 des Kapitels 7.1 zu entnehmen. Zusätzlich zu den vier Varianten ist eine Probenserie erstellt worden, bei dem eine Matrize mit größerem Innendurchmesser verwendet wurde. Anstelle der Matrize mit 4,2 mm Innendurchmesser und 6,7 mm Außendurchmesser ist eine Matrize mit 4,3 mm Innendurchmesser und 6,75 mm Außendurchmesser eingesetzt worden. Getestet wurde diese in Kombination mit dem SK-Niet der Variante wärmebehandelt und beschichtet. Die vollständige Fügepunktbemusterung sowie die Fügeprozesskurve im Vergleich zur verwendeten 4,2 mm Matrize sind im Anhang 10.6 in Abbildung 101 und Abbildung 102 hinterlegt. Anhand dieser Abbildungen ist zu erkennen, dass die Stanz- und Prägekräfte identisch sind. Die Kräfte beim Durchstanzen und der Rillenfüllgrad sind leicht reduziert im Vergleich zur Verwendung der 4,2 mm Matrize.

Ziel der zusätzlichen Versuchsserie war zu prüfen, in wie fern ein größerer Abstand (Schneidspalt) zwischen Werkzeug und Niet einen Einfluss auf das Tragverhalten der Verbindung hat. Ggf. können größere Toleranzen beim Fügen zugelassen werden.

Als Probenform wurden einschnittig überlappte Scherzugproben nach DVS/ EFB 3480-1 [73] verwendet (siehe Abbildung 75).

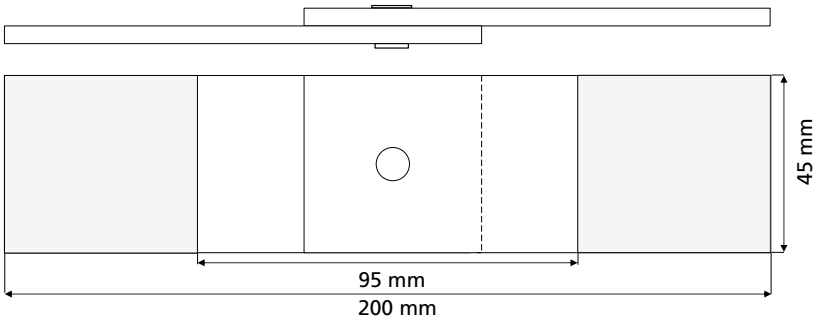


Abbildung 75: Probenform zur Prüfung des Tragverhaltens bei statischer und zyklischer Belastung nach [73].

Die gefügten Proben wurden am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock bei einer Temperatur von 180 °C über eine Dauer von 30 min wärmebehandelt. Dies entspricht dem Temperatur-Zeitverlauf beim Lackeinbrennen im KTL Prozess (Paint Bake Cycle) und ermöglicht ein praxisnahes Prüfen der Fügeverbindungen.

7.2.1 Statisch

Der Prüfaufbau der Scherzugprüfung bei quasistatischer Belastung ist in Abbildung 76 dargestellt.

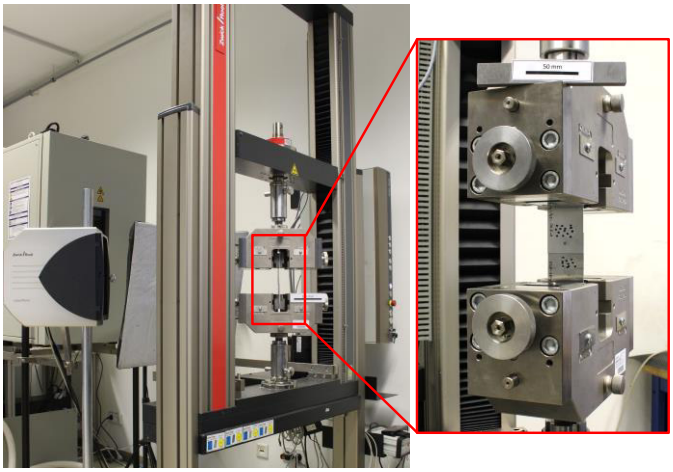
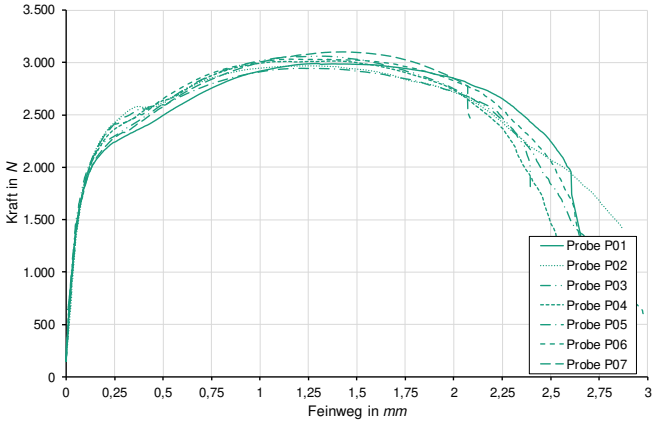
Prüfaufbau Scherzugversuche	Maschine
	Zwick/Roell Z50
	Seriennummer
	722101/15
	Equipmentnummer
	12405317
	Kalibrierdatum
	03.12.2018
	Wegmessung
	Videoextensometer
	Prüfgeschwindigkeit
	3 mm/min (max: 200 mm/min)
	Versagenskriterium
	Probenbruch
	Probenform
	DVS/EFB 3480-1
	Freie Einspannlänge
	l_f = 95 mm

Abbildung 76: Aufbau zur Prüfung des Tragverhaltens beim Scherzugversuch unter quasistatischer Belastung.

Verwendet wurde eine Universalprüfmaschine der Firma Zwick/ Roell mit einer maximalen Prüfkraft von 50 kN (Z050). Die Feinwegmessung erfolgte mittels Videoextensometer. Als Prüfgeschwindigkeit wurden 3 mm/ min eingestellt und als Versagenskriterium wurde der Probenbruch definiert.

Insgesamt sind sieben Proben je Versuchsserie geprüft worden. Die Kraft-Weg-Kurven aller Proben einer Serie sind gemeinsam in einem Diagramm dargestellt. Zusätzlich sind die entsprechenden Kennwerte wie der Mittelwert und die Standardabweichung der erzielten Maximalkraft angeben. In Abbildung 77 ist dies exemplarisch für die Proben des gedrehten SK-Niets dargestellt.

Scherzugversuch der Serie: VSN-SK-g-4,2



Kenn-werte	Maximalkraft in *N*	Weg bei Maximalkraft in *mm*	Bruchkraft in *N*	Weg bei Bruch in *mm*	Arbeit bei Bruch in *Nmm*
Ø	3016,0	1,3	1293,0	2,7	6795,7
2σ	108,5	0,2	1292,1	0,6	1148,3
v in %	1,8	7,5	50,0	11,8	8,4

Niet
SK-Niet gedreht
Probenwerkstoff
EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
Matrize
$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
Prüfmaschine
Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
Wegmessung
Videoextensometer
Prüfverfahren
Quasistatischer Scherzugversuch DIN EN ISO 12996
Prüfgeschwindigkeit
3 mm/min
Probenform
DVS/EFB 3480-1
Probenanzahl
7

Abbildung 77: Kraft-Weg-Diagramm des gedrehten SK-Niets beim Scherzugversuch unter quasistatischer Belastung.

Alle Diagramme der weiteren Serien sind in der Abbildung 103 bis Abbildung 106 im Anhang 10.7 aufgeführt. Ein Vergleich innerhalb der Serien sowie zwischen den unterschiedlichen Serien zeigt ähnliche Kurvenverläufe.

Die Analyse der Bruchbilder ergibt für alle Proben der Serie mit gedrehtem SK-Niet, der Serien mit wärmebehandeltem SK-Niet sowie der Serie mit wärmebehandeltem und beschichtetem SK-Niet (gefügt mit einer 4,3 mm Matrize) ein einheitliches, multiples Versagensbild. Dies zeichnet sich durch eine Kombination der folgenden Merkmale aus: Eine Schrägstellung des Niets, eine Lochaufweitung des stempelseitigen Blechs, ein Ausknöpfen des Niets kopfseitig sowie eine Deformation des Nietkopfs. In Abbildung 78 ist jeweils eine Probe je Serie nach der Prüfung dargestellt.

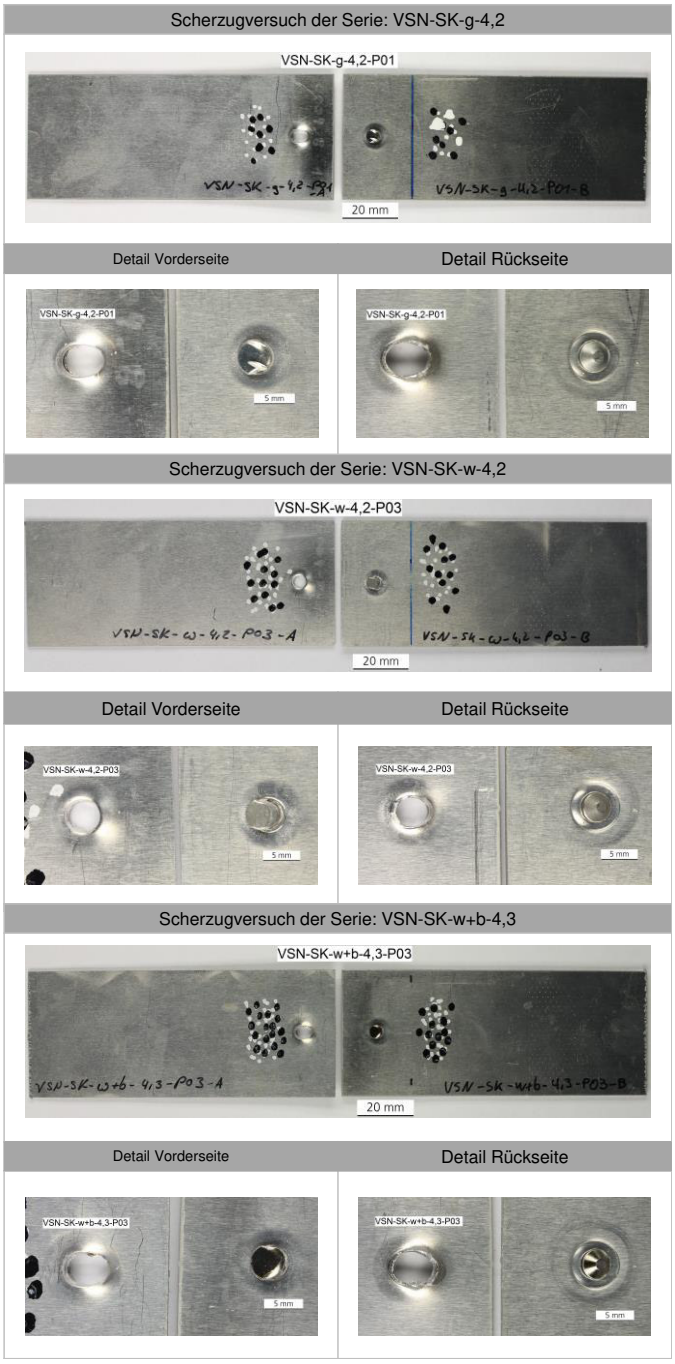


Abbildung 78: Übersichtsfoto der geprüften Scherzugproben mit Punkten zur optischen Wegmessung sowie charakteristisches Bruchbild aller Proben der Serien mit gedrehtem SK-Niet, mit wärmebehandelten SK-Niet sowie mit wärmebehandelt und beschichteten SK-Niet (gefügt mit der 4,3 mm Matrize).

Bei den Probenserien mit beschichtetem SK-Niet sowie mit wärmebehandeltem und beschichtetem SK-Niet (gefügt mit der 4,2 mm Matrize) traten zwei unterschiedliche Versagensformen auf. Bei dem beschichten SK-Niet zeigten vier von sieben Proben das zuvor beschriebene multiple Versagensbild (Nietschrägstellung, Lochaufweitung des stempelseitigen Blechs, Ausknöpfen des Niets kopfseitig sowie eine Deformation Nietkopfs). Bei drei von sieben Proben trat eine Nietschrägstellung und ein Nietbruch an der oberen Rille auf. In der Abbildung 80 sind beide Bruchbilder dargestellt.

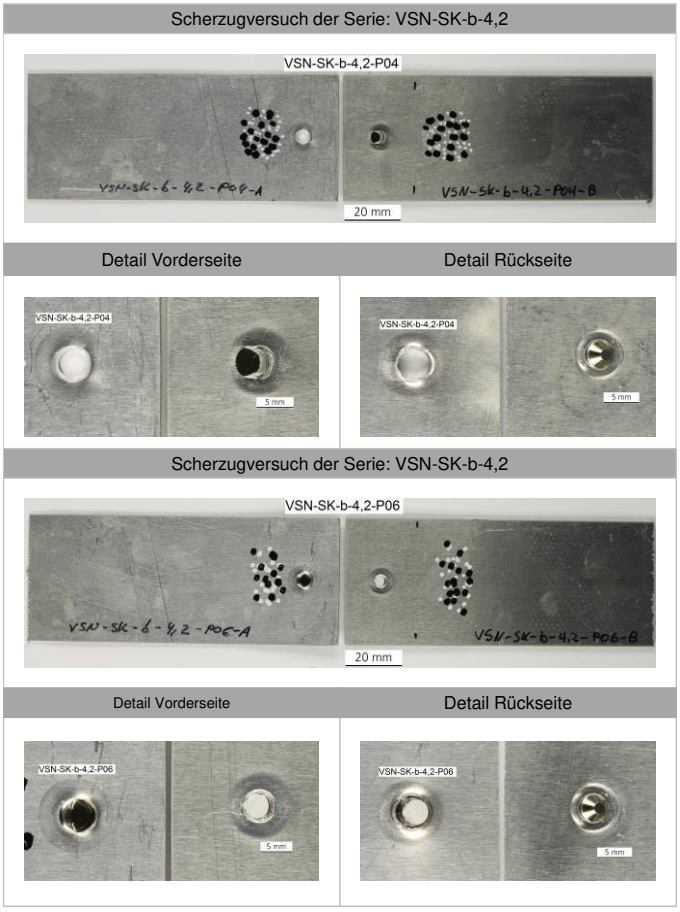


Abbildung 79: Übersichtsfoto der geprüften Scherzugproben mit Punkten zur optischen Wegmessung sowie charakteristische Bruchbilder der Serien mit beschichtetem SK-Niet.

Bei der Serie der wärmebehandelten und beschichteten SK-Nieten (gefügt mit der 4,2 mm Matrize) trat das multiple Versagensbild bei fünf von sieben der geprüften Proben auf. Bei zwei Proben trat analog zur vorherigen Serie eine Nietschrägstellung und ein Nietbruch im Bereich der oberen Rille auf (vgl. Abbildung 80)

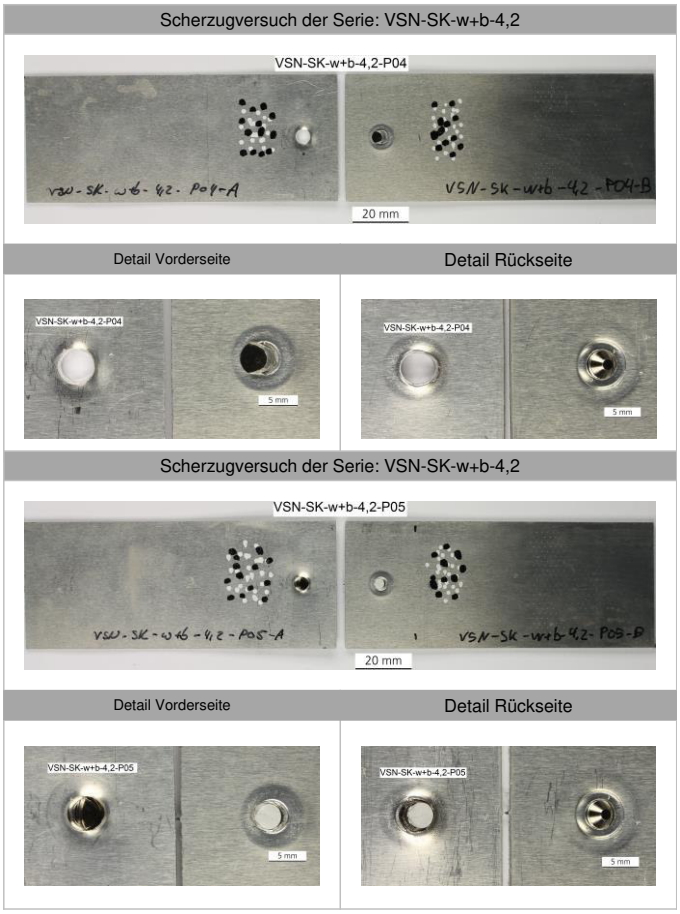


Abbildung 80: Übersichtsfoto der geprüften Scherzugproben mit Punkten zur optischen Wegmessung sowie charakteristische Bruchbilder der Serien mit wärmebehandeltem und beschichteten SK-Niet (gefügt mit der 4,2 mm Matrize).

In der Abbildung 81 sind die Maximalkräfte der fünf unterschiedlichen Versuchsserien als Säulendiagramm grafisch dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Maximalkräfte aller fünf Varianten bei ca. 3 kN liegen und keine deutlichen Unterschiede vorhanden sind.

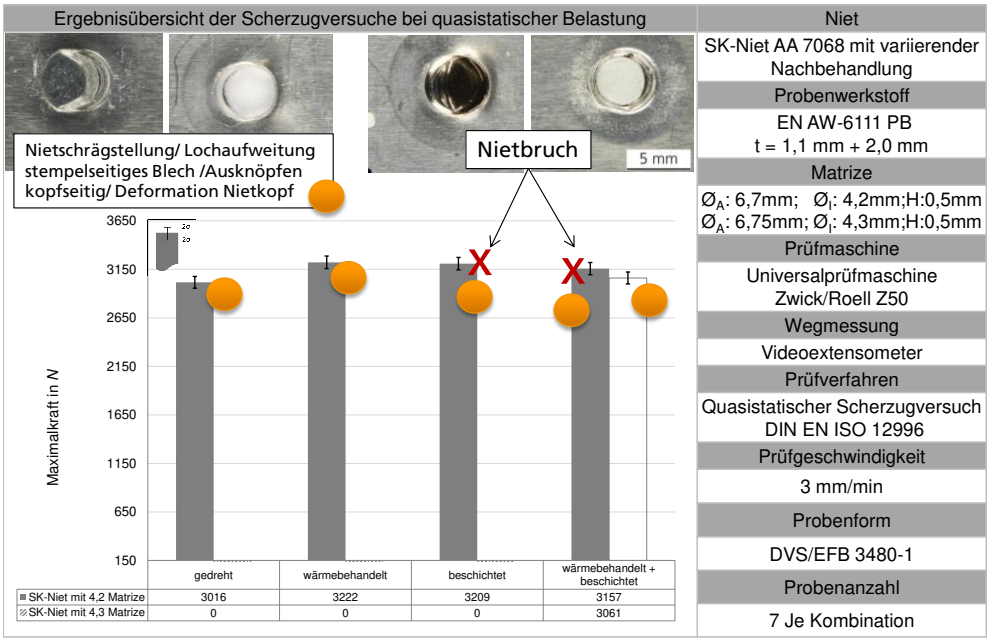


Abbildung 81: Ergebnisübersicht der Scherzugversuche bei quasistatischer Belastung mit Vergleich der Maximalkräfte der Versuchsserien.

Bei der Serie der wärmebehandelt und beschichteten SK-Niete (gefügt mit der 4,2 mm Matrize) sowie bei der Serie der beschichteten SK-Niete kam es teilweise zum Nietbruch in der oberen Rille.

Bereits bei der mikroskopischen Untersuchung sind bei diesen beiden Fügeverbindungen im Bereich der oberen Rille und am Übergangsbereich vom Kopf zum Schaftbereich Risse identifiziert worden (vgl. Kapitel 7.1.2.2). Diese bereits im Setzprozess induzierten Risse können als Ursache für den Nietbruch im Bereich der oberen Rille benannt werden.

Vorzugsvarianten sind daher der gedrehte SK-Niet, der wärmebehandelte SK-Niet sowie der wärmebehandelt und beschichtete SK-Niet, der mit der 4,3 mm Matrize gefügt wurde.

7.2.2 Zyklisch

Auf Basis der Ergebnisse der statischen Scherzugversuche wurden Scherzugversuche bei zyklischer Belastung am Fraunhofer IGP durchgeführt. Verwendet wurde der Hochfrequenzpulsator HFP 5100 der Firma Zwick/ Roell. Dieser verfügt über eine max. dynamische Last von 100 kN. Die Prüffrequenz ist abhängig von der Probensteifigkeit sowie den gewählten Zusatzmassen und kann zwischen 35 und 300 Hz liegen. In der Abbildung 82 ist der Prüfaufbau dargestellt

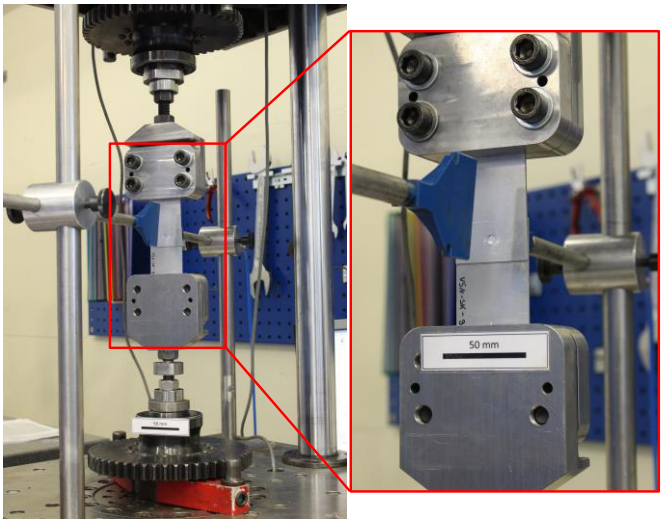
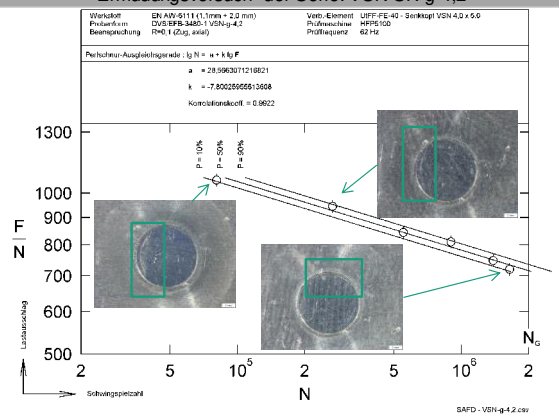
Prüfaufbau Scherzugversuche bei zyklischer Belastung	Maschine
	Zwick/Roell 100 HFP 5100
	Seriennummer
	579 – 2002
	Equipmentnummer
	12262628
	Kalibrierdatum
	28.09.2018
	Prüffrequenz
	ca. 62 Hz (Probenabhängig)
	Lastverhältnis
	R = 0,1
	Versagenskriterium
	Dynamischer Lastabfall ≥ 0,15 kN
	Probenform
	DVS/EFB 3480-1
	Freie Einspannlänge
	l_f = 95 mm

Abbildung 82: Aufbau zur Prüfung des Tragverhaltens beim Scherzugversuch unter zyklischer Belastung.

Ziel der Untersuchung war die grundsätzliche Einordnung der fünf Versuchsserien in den Bereich der Zeitfestigkeit. Geprüft wurden alle Proben bei einem R-Verhältnis von R = 0,1. Als Probenform wurden entsprechend der statischen Scherzugversuche einschnittig überlappte Scherzugproben nach DVS/ EFB 3480-1 verwendet (vgl. Abbildung 75). Aus den gewählten Probenparametern ergab sich eine Prüffrequenz von ca. 62 Hz. Die Bestimmung der Zeitfestigkeitsgerade erfolgte nach dem Perlschnurverfahren wobei als Versagenskriterium ein dynamischer Lastabfall von 0,15 kN definiert wurde. Beim Erreichen dieser Grenze zeigte die erste geprüften Serie (SK-gedreht) Risse. Um vergleichende Versuchsergebnisse für alle Serie zu erhalten, wurde dieses Kriterium einheitlich bei allen fünf Serien angewendet. In der Abbildung 83 ist das Ergebnis des gedrehten SK-Niets dargestellt.

Ermüdungsversuch der Serie: VSN-SK-g-4,2



Nr.	Lastamplitude in *N*	Lastwechsel	Nr.	Lastamplitude in *N*	Lastwechsel
P10	747,45	1.388.830	P14	1057,50	80.639
P11	720,00	1.641.809	P15	843,75	550.361
P12	945,00	265.948			
P13	810,00	899.047			

Niet
SK-Niet gedreht
Probenwerkstoff
EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
Matrize
$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
Prüfmaschine
Resonanzpulsator Zwick/Roell HFP5100
Prüffrequenz
ca. 62 Hz
Prüfverfahren
Perlschnurverfahren
Probenform
DVS/EFB 3480-1
Probenanzahl
6
Lastverhältnis
R = 0,1

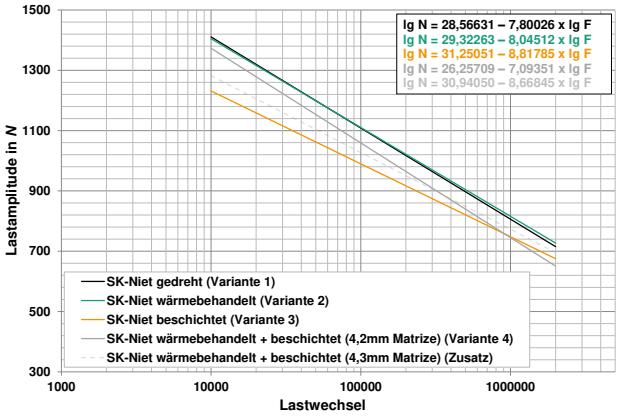
Abbildung 83: Zeitfestigkeitsgerade und Streubereich des gedrehten SK-Niets.

Bei der Serie mit gedrehtem SK-Niet wurden sechs Proben geprüft. Auffällig ist, dass eine geringe Streuung bzw. ein hoher Korrelationskoeffizient von 0,99 vorliegt. Dies deutet auf sehr homogene Eigenschaften der Fügeverbindung hin.

Eine makroskopische Untersuchung der Fügeverbindungen zeigt zudem, dass Proben, die bei unterschiedlichen Lasthorizonten geprüft wurden, Risse auf dem Nietkopf aufweisen (vgl. Abbildung 83). Eine mikroskopische Untersuchung in Zusammenhang mit einem Auftrennen der Fügeverbindungen ist im Rahmen des Projekts nicht erfolgt.

Im Anhang 10.8 sind die Diagramme der vier weiteren Serien entsprechend Abbildung 83 aufgeführt. Auffällig ist, dass im Vergleich zu allen anderen Serien die Streubreite bei der Serie mit beschichtetem SK-Niete am größten ist. Der Korrelationskoeffizient liegt bei 0,91. Der geprüfte Stichprobenumfang ist bei dieser Serie ebenfalls relativ gering, jedoch vergleichbar mit den anderen Serien. Zudem sind ausschließlich bei den wärmebehandelt und beschichtet SK-Nieten (gefügt mit der 4,3 mm Matrize) Risse am Nietkopf aufgetreten. Alle anderen Proben zeigten keine äußerlich sichtbaren Risse. Dies korreliert mit den Ergebnissen der mikroskopischen Rissuntersuchung im Rahmen der Fügepunktbemusterung (Abschnitt 7.1.2).

Ein Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden der unterschiedlichen Herstellungsvarianten ist in der Abbildung 84 dargestellt.



Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden

Niet
SK-Niet
Probenwerkstoff
EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
Matrize
$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_i$: 4,2 mm/ 4,3 mm; H: 0,5 mm
Prüfmaschine
Resonanzpulsator Zwick/Roell HFP5100
Prüffrequenz
ca. 62 Hz
Prüfverfahren
Perlschnurverfahren
Probenform
DVS/EFB 3480-1
Probenanzahl
Je Konfiguration 5 bis 7 Proben
Lastverhältnis
R = 0,1

Abbildung 84: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden in Bezug auf die Herstellungsvarianten der SK-Niete und der ausgewählten Werkzeuggeometrie.

Die Serie der gedrehten und der wärmebehandelten SK-Niete liegen dicht beieinander und oberhalb der anderen drei Serien. Die vergleichsweise geringsten Festigkeiten erträgt die Serie der beschichteten SK-Niete (Variante 3). Die beiden Serien der wärmebehandelt und beschichteten SK-Niete liegen zwischen den anderen Serien.

Ein Vergleich der wärmebehandelt und beschichteten SK-Niete, gefügt mit einer 4,2 mm Matrize und einer 4,3 mm Matrize zeigt zudem, dass die Verwendung einer Matrize mit größeren Innendurchmesser im Bereich hoher Lastamplituden tendenziell zu einer Reduzierung des Tragverhaltens führt. Im Bereich geringerer Lastamplituden dreht sich das Verhalten um. Die Serie, die mit der kleineren Matrize gefügt wurde, liegt unterhalb der wärmebehandelt und beschichteten Serie (gefügt mit der 4,3 mm Matrize) sowie geringfügig unterhalt der Serie der beschichteten SK-Niete.

Fazit der Untersuchung ist, dass der gedrehte und der wärmebehandelte SK-Niet die Vorzugsvarianten bezüglich des Tragverhaltens bei zyklischer Belastung darstellen. Damit bestätigt sich die Annahmen aus den vorherigen Kapiteln.

7.3 Radialspannungsvergleich mit Stahl-Niet

Zur Überprüfung des Einsatzbereichs des entwickelten SK-Niets wurde in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss eine Untersuchung hinsichtlich der vorliegenden Radialspannungen am Fügepunkt vorgenommen. Bei unterschiedlichen Randabständen wurde überprüft, welche Auswölbung im Bereich der Fügepunkte der SK-Niete an den Blechen vorliegen und ob diese mit einem Standard Niet aus Stahl vergleichbar sind. Als Vergleich wurde ein 4 mm Stahl-Niet der Firma Kerb Konus verwendet. Die Fügepunktbemusterung des verwendeten Stahl-Niets ist in Abbildung 85 dargestellt.

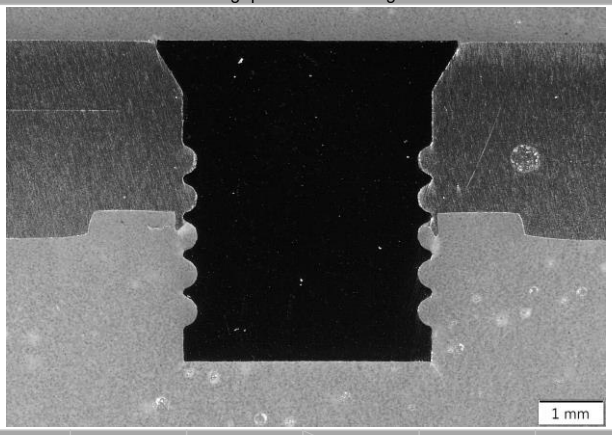
Fügepunktbemusterung						Niet
						SKR Stahl Niet 4,0 x 5,1 gehärtet Kerb Konus 492-100-011.900
						Probenwerkstoff (stempelseitig)
						EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
						Probenwerkstoff (matrizenseitig)
						EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_i$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
						Fügeaggregat
						TOX ElectricDrive (EPMR)
						Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
						204 N/ 6,45 kN/ 22 kN
						Fügegeschwindigkeit
	Füllung Rille 1 in %	Füllung Rille 2 in %		Stauchung Niet in %	Nietkopfend-lage in mm	3 mm/min
						Probenform
Rille links	96,29	96,57	Gesamter Niet	0	0	Blechronde
Rille rechts	96,72	80,21		Lateral-/Winkelversatz	Prägeringtiefe in mm	Probenanzahl
Bemerkung			Gesamter Niet	i.O.	0,479	2

Abbildung 85: Fügepunktbemusterung Stahl-Niet der Fa. Kerb Konus in Kombination mit den Blechen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 2,0 mm.

Für die Untersuchung wurde der wärmebehandelte SK-Niet (Variante 2) und ein Stahl-Niet der Firma Kerb Konus (Nr. 492-100-011.900) verwendet. Beide Vollstanzniete wurden in die Blechkombination 1,1 mm EN AW 6111 PX und 2,0 mm EN AW 6111 PX gefügt und der Randabstand variiert. Als geringster Randabstand wurden 6 mm festgelegt, da dieser im DVS/EFB Merkblatt 3410-1 [2] als minimaler Randabstand für einen Vollstanzniet mit einem Nietdurchmesser von 4 mm definiert ist. Der Randabstand wurde schrittweise um 1 mm bis auf einem Wert von 10 mm erhöht. Im Anschluss daran wurde die Auswölbung der Bleche am jeweiligen Fügepunkt gemessen. Die Ergebnisse sind in der Abbildung 86 dargestellt.

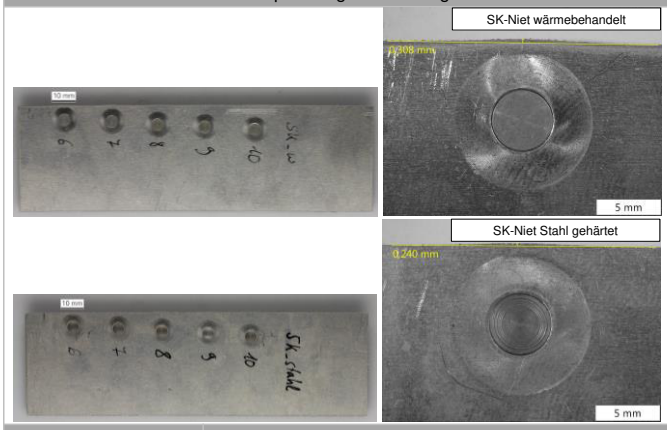
Radialspannungen beim Fügen						Niet
						SK-Niet wärmebehandelt AA 7068 Ø 4 mm SKR-Niet Stahl 4,0 x 5,1 gehärtet 492-100-011.900
						Probenwerkstoff (stempelseitig)
						EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
						Probenwerkstoff (matrizenseitig)
						EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
						Fügeaggregat
						TOX ElectricDrive (EPMR)
	Auswölbung in *mm* bei Randabstand des Fügepunktes					Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
	6 mm	7 mm	8 mm	9 mm	10 mm	204 N/ 7,27 kN / 22 kN 204 N/ 6,45 kN / 22 kN
SK-Niet wärmebeh.	0,31	0,24	0,14	0,12	0,08	Fügegeschwindigkeit
Stahl-Niet	0,24	0,17	0,13	0,09	0,06	3 mm/min
Differenz	0,07	0,06	0,01	0,03	0,02	

Abbildung 86: Ergebnis der Bestimmung der Blechauswölbung am Fügepunkt des wärmebehandelten SK-Niets und eines Stahl-Niets der Fa. Kerb Konus in Bezug auf den gewählten Randabstand

Anhand der Messergebnisse ist zu erkennen, dass an allen Fügepunkten eine geringe Auswölbung der Bleche vorliegt. Der Unterschied der Blechauswölbung zwischen den Nietvarianten ist bei allen gewählten Randabständen gering. Er reduziert sich ab einem Randabstand von 8 mm jedoch auf eine Differenz zwischen 0,01 und 0,03 mm.

Insgesamt kann anhand der Untersuchungen gezeigt werden, dass keine signifikante Steigerung der Randabstände bei der Verwendung des entwickelten SK-Niets notwendig ist.

8 Zusammenfassung

Das Ziel des Forschungsvorhabens war es, Vollstanzniete aus höchstfesten Aluminiumlegierungen zu entwickeln, mit denen Strukturbauteile aus hochfesten Aluminiumknetlegierungen gefügt werden können. Dadurch sollten die stark eingeschränkten Einsatzmöglichkeiten aktueller, auf dem Markt bestehender, Vollstanzniete aus Aluminium erweitert werden.

Die Nietenwicklung basierte dabei auf der Nietgeometrieoptimierung sowie auf der Nietwerkstoffanpassung.

Die Nietgeometrieoptimierung erfolgte mithilfe der numerischen Simulation. Es wurden unterschiedliche Fuß- (Flach, Hohl, Fase) sowie Rillengeometrien (Referenz, Stabil, Tropfen) erarbeitet und gegenübergestellt. Eine Validierung anhand von gleichartigen experimentellen Versuchen zeigte, dass die Simulation Tendenzen richtig abbilden kann und somit als Werkzeug zur Vorauswahl geeignet ist. Die Vorzugsvariante von Fuß- und Rillengeometrie wurden anschließend in einem SK-Niet und einem FK-Niet zu einer neuen Nietgeometrie zusammengeführt.

Darauf aufbauend wurden Simulationsmodelle zur Abbildung des Vollstanznietprozesses aufgebaut. Ein Vergleich der Ergebnisse aus Simulation und Experiment zeigte auch hier eine ausreichend gute Übereinstimmung. Hier ist insbesondere eine genauere Charakterisierung des Materialverhaltens für die Simulation sowie eine physikalisch richtigere Darstellung der Materialtrennung im Simulationsmodell notwendig.

Abschließend wurde mit dem Simulationsmodell eine Optimierung der Matrizengeometrie, insbesondere des Matrizeninnendurchmessers und der davon abhängigen Prägeringgeometrie, durchgeführt. Durch dieses Vorgehen konnte eine Vorauswahl an unterschiedlichen Matrizengeometrien getroffen und der folgende experimentelle Aufwand reduziert werden.

Zur experimentellen Ermittlung der Fügepunktausprägung und des Tragverhaltens wurden geometrie- und werkstoffoptimierte Vollstanzniete hergestellt. Insgesamt wurden vier Herstellungsvarianten (gedreht, wärmebehandelt, beschichtet und wärmebehandelt + beschichtet) mit dem projektbegleitenden Ausschuss festgelegt und gefertigt. Diese zeigten bei der Überprüfung im ungesetzten Zustand ähnliche Werkstoffeigenschaften.

Bei der Verwendung der Niete der unterschiedlichen Herstellungsvarianten konnte zunächst keine wesentlichen Unterschiede festgestellt werden. Lediglich die Anhaftung der Butzen am Nietfuß war bei den beschichteten SK-Nieten und wärmebehandelt und beschichteten SK-Nieten höher als bei den gedrehten oder wärmebehandelten SK-Nieten bei gleichbleibenden Fügeparametern. Zudem waren im Bereich des Durchstanzen geringfügig höhere Prozesskräfte bei diesen beiden Varianten zu verzeichnen.

Die anschließende makroskopische Begutachtung der Fügepunkte wies für alle vier Herstellungsvarianten „in Ordnung“ Verbindungen auf. Bei der mikroskopischen Untersuchung im Rahmen der Fügepunktbemusterung sind bei dem beschichteten SK-Niet und bei dem wärmebehandelt und beschichteten SK-Niet jedoch Risse identifiziert worden. Bei den gedrehten und wärmebehandelten Nieten konnte eine Rissfreiheit festgestellt werden, sodass sich nach der Fügepunktbemusterung diese beiden Herstellungsvarianten als Vorzugvarianten herausgestellt haben.

Dieses wurde durch die Ergebnisse zur Untersuchung des Tragverhaltens bestätigt. Vor allem bei der zyklischen Belastung lagen die Vorzugsvarianten (gedreht, wärmebehandelt) im Zeitfestigkeitsbereich deutlich oberhalb der beschichteten Varianten.

Die Einsatzgrenzen von Vollstanznieten aus Aluminium konnten von 2 x 1,1 mm EN AW-6111 PX mit dem Referenz-Niet auf 2,0 mm + 1,1 mm EN AW-6111 PX mit dem SK-Niet bzw. 2 x 2,0 mm EN AW-6111 PX erweitert werden. Darüber hinaus ist es mit dem neu

entwickelten Niet möglich, den Blechwerkstoff EN AW-2024 T351 in der Kombination 1,2 mm + 1,4 mm zu fügen.

Mit den Ergebnissen dieses Forschungsvorhabens konnte eine deutliche Erweiterung der Einsatzgrenzen von Al-VSN zum Fügen von Aluminiumwerkstoffen erreicht werden. Um darüber hinaus praxisrelevante Anwendungsbereiche mit abdecken zu können ist eine Weiterentwicklung des Niets und des Nietkonzepts sowie ein Vergleich mit üblicherweise eingesetzten Stahl-VSN sinnvoll. Bspw. wird in Sekundärstrukturen im Flugzeugbau der Werkstoff EN AW-2024 T351 in höheren Blechdicken eingesetzt (ca. 3 mm Gesamtblechdicke). Eine Möglichkeit dies zu erreichen ist eine weitere Anpassung der Niet-/ Werkzeuggeometrien mittels FEM.

9 Literaturverzeichnis

[1] **BMWI:** *Klimaschutz* [online] - *Abkommen von Paris*; 2016; Verfügbar unter: http://www.bmwi.de/DE/Themen/Industrie/Industrie-und-Umwelt/klimaschutz,did=338372.html

[2] **DVS/EFB 3410:** *Stanznieten Überblick;* Düsseldorf; DVS-Verlag; Januar 2005.

[3] **ENGMANN**, **K.:** *Technologie des Flugzeuges;* Alsbach/Bergstr.; Leuchtturm-Verl.; 1994.

[4] **WANNER**, **M.-C., EBERT**, **A.**, **STROHBACH**, **T.**, **BLUNK**, **C.** und **FUCHS**, **N.:** *Vollstanznieten kann Flugzeug-Endmontage optimieren;* Ingenieurspiegel; 2012, (2), S. 14-16.

[5] **NEUGEBAUER**, **R., MAUERMANN**, **R.** und **KROPP**, **T.:** *Grundlagenuntersuchung zu selbst-stanzenden Schließringbolzen-Systemen;* EFB-Forschungsbericht; 311; Hannover; Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB); 2010.

[6] **NEUGEBAUER**, **R.** und **ISRAEL**, **M.:** *Erweiterung der Anwendungsgrenzen des Vollstanznietens mit zweiteiligen Matrizen;* EFB-Forschungsbericht; 294; Hannover; Europ. Forschungsges. für Blechverarbeitung; 2009.

[7] **MAUERMANN**, **R., GEHRKE**, **J.** und **FIETZKE**, **F.:** *Korrosionsuntersuchungen mit beschichteten selbststanzenden Fügeelementen;* EFDS-Forschungsbericht; Dresden; Januar 2008.

[8] **THOMS**, **V., KALICH**, **J.**, **HAHN**, **O.** und **WIESE**, **T.:** *Umform- und verbindungstechnische Merkmale des Vollstanznietens mit Mehrbereichsniet;* EFB-Forschungsbericht; 239; Hannover; Europ. Forschungsges. für Blechverarbeitung; 2005.

[9] **HAHN**, **O., CHERGUI**, **A.**, **MEHRDADI**, **N.**, **THOMS**, **V.** und **TIMM**, **M.:** *Entwicklung einer Berechnungsmethode für die Auslegung stanzgenieteter Aluminiumteile;* EFB-Forschungsbericht; 193; Hannover; Europ. Forschungsges. für Blechverarbeitung; 2002.

[10] **CHERGUI**, **A.:** *Beitrag zur ermüdungsgerechten Auslegung stanzgenieteter Aluminium-Leichtbaukonstruktionen;* Dissertation; Paderborn; 27. Feb. 2004.

[11] **THOMS**, **V.** und **KALICH**, **J.:** *Fügen von Aluminium-Druckgusswerkstoffen mit Aluminiumblechen und -profilen durch Stanznieten mit Halbhohl- und Vollniet;* EFB-Forschungsbericht; 173; Hannover; Europ. Forschungsges. für Blechverarbeitung; 2001.

[12] **HOANG**, **N.-H., HOPPERSTAD**, **O.S.**, **LANGSETH**, **M.** und **WESTERMANN**, **I.:** Failure of aluminium self-piercing rivets: An experimental and numerical study [online]; Materials & Design; 2013, **49**, S. 323-335; ISSN 02613069; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2013.01.034

[13] **DR. MARTIN BANGEL:** *Trends in der Fügetechnik durch neue Karosseriekonzepte;* Fügetechnisches Gemeinschaftskolloquium; Dresden; 9. Dez. 2014.

[14] **ENGLAND**, **R.:** *Audi TT: Premiere für Vollniete;* BLECH inForm; 2006, (6), S. 32-34.

[15] TOX PRESSOTECHNIK: *Stabile Alternative;* ke Konstruktion & Engineering; 2010, S. 56-57.

[16] **VDI VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE:** *Studie - Werkstoffinnovationen für nachhaltige Mobilität und Energieversorgung;* Düsseldorf; März 2014.

[17] **LAU**, **C.:** *Numerische Simulation des Setzprozesses von Vollstanznieten;* Masterarbeit; Rostock; 1. Okt. 2012.

[18] **NOWAK**, **K.:** *Ableitung geeigneter Niet- und Werkzeuggeometrien für das Fügen von Aluminiumknetlegierungen durch Vollstanznieten mittels numerischer Simulation;* Studienarbeit; Rostock; 18. Sep. 2014.

[19] **BEHRENS**, **B.-A., KETTNER**, **J.** und **THOMS**, **V.:** *Fügen von Magnesiumblechen bei Raumtemperatur mittels Keramikvollstanzniet - EFB-Forschungsbericht Nr. 305;* EFB-Forschungsbericht; 305; Hannover; 2009.

[20] **HIRSCH**, **J.:** *Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design;* Material Transactions; 2011, (Vol.52, No.5), S. 818-824.
[21] **DIN EN 485-2:** *Aluminium und Aluminiumlegierungen – Bänder, Bleche und Platten Teil 2: Mechanische Eigenschaften; Deutsche Fassung EN 485-2:2008;* Berlin; Beuth; Januar 2009.
[22] **GRÖBER**, **D., GEORGI**, **W.**, **SIEBER**, **M.**, **SCHARF**, **I.**, **HELLMIG**, **R.J.**, **LEIDICH**, **E.**, **LAMPKE**, **T.** und **MAYR**, **P.:** The effect of anodising on the fatigue performance of self-tapping aluminium screws [online]; International Journal of Fatigue; 2015, **75**, S. 108-114; ISSN 01421123; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.02.008
[23] **ZHANG**, **Y., WEYLAND**, **M.**, **MILKEREIT**, **B.**, **REICH**, **M.** und **ROMETSCH**, **P.A.:** Precipitation of a new platelet phase during the quenching of an Al-Zn-Mg-Cu alloy [online]; Scientific reports; 2016, **6**, S. 23109; ISSN 2045-2322; Verfügbar unter: doi:10.1038/srep23109
[24] **MILKEREIT**, **B., WANDERKA**, **N.**, **SCHICK**, **C.** und **KESSLER**, **O.:** Continuous cooling precipitation diagrams of Al–Mg–Si alloys [online]; Materials Science and Engineering: A; 2012, **550**, S. 87-96; ISSN 09215093; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2012.04.033
[25] **MILKEREIT**, **B.** und **STARINK**, **M.J.:** Quench sensitivity of Al–Mg–Si alloys [online] - A model for linear cooling and strengthening; Materials & Design; 2015, **76**, S. 117-129; ISSN 02613069; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2015.03.055
[26] **REICH**, **M., OSTEN**, **J.**, **MILKEREIT**, **B.**, **KALICH**, **J.**, **FÜSSEL**, **U.** und **KESSLER**, **O.:** Short-time heat treatment of press hardened steel for laser assisted clinching [online]; Materials Science and Technology; 2014, **30**(11), S. 1287-1296; ISSN 0267-0836; Verfügbar unter: doi:10.1179/1743284714Y.0000000556
[27] **GRASER**, **M., FRÖCK**, **H.**, **LECHNER**, **M.**, **REICH**, **M.**, **KESSLER**, **O.** und **MERKLEIN**, **M.:** Influence of short-term heat treatment on the microstructure and mechanical properties of EN AW-6060 T4 extrusion profiles—Part B [online]; Production Engineering; 2016; ISSN 0944-6524; Verfügbar unter: doi:10.1007/s11740-016-0684-5
[28] **FRÖCK**, **H., GRASER**, **M.**, **REICH**, **M.**, **LECHNER**, **M.**, **MERKLEIN**, **M.** und **KESSLER**, **O.:** Influence of short-term heat treatment on the microstructure and mechanical properties of EN AW-6060 T4 extrusion profiles [online] - Part A; Production Engineering; 2016; ISSN 0944-6524; Verfügbar unter: doi:10.1007/s11740-016-0683-6
[29] **CHRISTIANE ZAMPONI:** *Positronenspektroskopie an plastischen Zonen in Al-Legierungen und GaAs-Wafern;* Dissertation; Bonn; Mai 2002.
[30] MARTIN HINSCH und JENS OLTHOFF, Hg.: *Impulsgeber Luftfahrt - Industrial Leadership durch luftfahrtspezifische Aufbau- und Ablaufkonzepte;* Berlin Heidelberg; Springer Vieweg; 2013.
[31] **ALEXANDER AHREND:** *Entwicklung eines Prüfablaufs zur Werkstoffcharakterisierung beim umformtechnischen Fügen von Aluminiumlegierungen;* Studienarbeit; Rostock; 25. Jun. 2018.
[32] **NOVELIS DEUTSCHLAND GMBH:** *NOVELIS Automotive - AA 6111 Aluminium - Outer Applications - Technical Specifications;* Stuttgart; 29. Mrz. 2011.
[33] **OSTERMANN**, **F.:** *Anwendungstechnologie Aluminium;* 3. Auflage; Springer-Verlag; 2014.
[34] **DIN EN 573-3:** *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen;* Berlin; Beuth Verlag GmbH; 12.2013.
[35] **HESSE**, **W.** und **V**, **D.:** *Aluminium-Schlüssel - Deutsch / Englisch;* Beuth Verlag GmbH; 2014.
[36] **DIN EN ISO 6507-1:** *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren;* Berlin; Beuth Verlag GmbH; Juli 2018.
[37] **DIN EN ISO 18265:** *Metallische Werkstoffe – Umwertung von Härtewerten;* Berlin; Beuth Verlag GmbH; Februar 2014.

[38] **A.E. HOLDER, H.N. MCMURRAY,G. WILLIAMS, G. SCAMANS:** *Following the Kinetics of Localised Corrosion on AA6111 Using SVET;* Yokohama, Japan; 2010.
[39] **DIN 50125:** *Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben;* Berlin; Beuth Verlag GmbH; 2016.
[40] **SEIDT**, **J.D.** und **GILAT**, **A.:** Plastic deformation of 2024-T351 aluminum plate over a wide range of loading conditions [online]; International Journal of Solids and Structures; 2013, **50**(10), S. 1781-1790; International Journal of Solids and Structures; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijsolstr.2013.02.006
[41] **N.N.:** *LS-DYNA Keyword user´s manual - Volume II Material Models*; 2016.
[42] **MACKENZIE**, **A.C., HANCOCK**, **J.W.** und **BROWN**, **D.K.:** On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels [online]; Engineering Fracture Mechanics; 1977, **9**(1), S. 167-188; Engineering Fracture Mechanics; Verfügbar unter: doi:10.1016/0013-7944(77)90062-5
[43] **HOPPERSTAD**, **O.S., BØRVIK**, **T.**, **LANGSETH**, **M.**, **LABIBES**, **K.** und **ALBERTINI**, **C.:** On the influence of stress triaxiality and strain rate on the behaviour of a structural steel. Part I. Experiments [online]; European Journal of Mechanics - A/Solids; 2003, **22**(1), S. 1-13; ISSN 09977538; Verfügbar unter: doi:10.1016/S0997-7538(02)00006-2
[44] **DOEGE**, **E., MEYER-NOLKEMPER**, **H.** und **SAEED**, **I.:** *Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe - Mit Fließkurven für 73 Werkstoffe und einer grundlegenden Einführung;* München; Hanser; 1986.
[45] **HAHN**, **O.** und **SCHÜBELER**, **C.:** *Vollstanznietkleben von Stahlwerkstoffen mit Zugfestigkeiten von 800 MPa bis 1600 MPa - Joining of steel grades with tensile strength of 800 MPa to 1600 MPa using hybridjoining with selfpiercing solid rivets and adhesive bonding;* Forschung für die Praxis P; 773; Düsseldorf; Verl. und Vertriebsges; 2010.
[46] **KAMMER**, **C.:** *Aluminium-Taschenbuch - Grundlagen und Werkstoffe;* 16. Aufl.; 2002.
[47] **POLMEAR**, **I.J.:** *Light alloys - From traditional alloys to nanocrystals;* 4. ed.; Amsterdam; Elsevier Butterworth-Heinemann; 2006.
[48] **MILKEREIT**, **B., WANDERKA**, **N.**, **SCHICK**, **C.** und **KESSLER**, **O.:** Continuous cooling precipitation diagrams of Al-Mg-Si alloys [online]; Materials Science and Engineering A; 2012, **550**, S. 87-96; ISSN 0921-5093; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2012.04.033
[49] **STARINK**, **M.J., MILKEREIT**, **B.**, **ZHANG**, **Y.** und **ROMETSCH**, **P.A.:** Predicting the quench sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu alloys: A model for linear cooling and strengthening [online]; Materials & Design; 2015, **88**, S. 958-971; ISSN 02613069; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2015.09.058
[50] **FRÖCK**, **H., MILKEREIT**, **B.**, **WIECHMANN**, **P.**, **SPRINGER**, **A.**, **SANDER**, **M.**, **KESSLER**, **O.** und **REICH**, **M.:** Influence of Solution-Annealing Parameters on the Continuous Cooling Precipitation of Aluminum Alloy 6082 [online]; Metals; 2018, **8-265;** ISSN 2075-4701; Verfügbar unter: doi:10.3390/met8040265
[51] **ROMETSCH**, **P.A., ZHANG**, **Y.** und **KNIGHT**, **S.:** Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys - Some recent developments [online]; Transactions of Nonferrous Metals Society of China; 2014, **24**(7), S. 2003-2017; ISSN 1003-6326; Verfügbar unter: doi:10.1016/S1003-6326(14)63306-9
[52] **REICH**, **M.** und **KESSLER**, **O.:** Mechanical properties of undercooled aluminium alloys and their implementation in quenching simulation [online]; Materials Science and Technology; 2012, **28**(7), S. 769-772; ISSN 1743-2847; Verfügbar unter: doi:10.1179/1743284711Y.0000000085
[53] **MILKEREIT**, **B., KESSLER**, **O.** und **SCHICK**, **C.:** Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys [online]; Thermochimica Acta; 2009, **492**(Special Issue: Calorimetry on a Nano-scale), S. 73-78; ISSN 0040-6031; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.tca.2009.01.027

[54] **MILKEREIT**, **B., REICH**, **M.** und **KESSLER**, **O.:** Detection of Quench Induced Precipitation in Al Alloys by Dilatometry [online]; Materials Science Forum; 2016, **877**, S. 147-152; ISSN 1662-9752; Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.877.147

[55] **ZHANG**, **Y., WEYLAND**, **M.**, **MILKEREIT**, **B.**, **REICH**, **M.** und **ROMETSCH**, **P.A.:** Precipitation of a new platelet phase during the quenching of an Al-Zn-Mg-Cu alloy [online]; Scientific reports; 2016, **6**, S. 23109 EP -; ISSN 2045-2322; Verfügbar unter: doi:10.1038/srep23109

[56] **OSTEN**, **J., MILKEREIT**, **B.**, **SCHICK**, **C.** und **KESSLER**, **O.:** Dissolution and precipitation behaviour during continuous heating of Al-Mg-Si alloys in a wide range of heating rates [online] - Materials; Materials; 2015, **8**(5), S. 2830-2848; ISSN 1996-1944; Verfügbar unter: doi:10.3390/ma8052830

[57] **MILKEREIT**, **B.** und **STARINK**, **M.J.:** Quench sensitivity of Al-Mg-Si alloys: A model for linear cooling and strengthening [online]; Materials and Design; 2015, **76**, S. 117-129; ISSN 0264-1275; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2015.03.055

[58] **MILKEREIT**, **B.** und **KESSLER**, **O.:** *Continuous-Cooling Precipitation Diagrams; In:* GEORGE E. TOTTEN, Hg.; *ASM Handbook Volume 4E: Heat Treating of Nonferrous Alloys;* Materials Park, Ohio: ASM International; 2016; S. 191-197; ISBN 978-1-62708-112-2.

[59] **HÖHNE, G. W. H., HEMMINGER**, **W.F.** und **FLAMMERSHEIM**, **H.J.:** *Differential Scanning Calorimetry;* 2nd revised and enlarged edition; Berlin, Heidelberg; Springer-Verlag; 2003.

[60] **MILKEREIT**, **B., KESSLER**, **O.** und **SCHICK**, **C.:** *Recent Advances in Thermal Analysis and Calorimetry of Aluminum Alloys; In:* S. VYAZOVKIN, N. KOGA und C. SCHICK, Hg.; *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry - Recent Advances, Techniques and Applications;* Volume 6, Second Edition; New York: Elsevier Ltd; Elsevier Science; 2018; ISBN 9780444640635.

[61] **MILKEREIT**, **B.:** *Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme von Al-Mg-Si-Legierungen;* Dissertation; Rostock, PhD-Thesis University of Rostock, Shaker Verlag, Aachen, DOI: 10.2370/9783832299934; 1. Mrz. 2011.

[62] **MILKEREIT**, **B., KESSLER**, **O.** und **SCHICK**, **C.:** *Precipitation and Dissolution Kinetics in Metallic Alloys with Focus on Aluminium Alloys by Calorimetry in a Wide Scanning Rate Range; In:* C. SCHICK und V. MATHOT, Hg.; *Fast Scanning Calorimetry;* Cham: Springer International Publishing; 2016; S. 723-773; ISBN 9783319313290.

[63] **ZHURAVLEV**, **E.** und **SCHICK**, **C.:** *Fast scanning power compensated differential scanning nano-calorimeter* - 1. The device; Thermochimica Acta; 2010, **50**(1-2), S. 1-13.

[64] **ZOHRABYAN**, **D., MILKEREIT**, **B.**, **KESSLER**, **O.** und **SCHICK**, **C.:** Precipitation enthalpy during cooling of aluminum alloys obtained from calorimetric reheating experiments [online]; Thermochimica Acta; 2012, **529**, S. 51-58; ISSN 0040-6031; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.tca.2011.11.024

[65] **YANG**, **B., MILKEREIT**, **B.**, **ZHANG**, **Y.**, **ROMETSCH**, **P.A.**, **KESSLER**, **O.** und **SCHICK**, **C.:** Continuous cooling precipitation diagram of aluminium alloy AA7150 based on a new fast scanning calorimetry and interrupted quenching method [online]; Materials Characterization; 2016, **120**, S. 30-37; ISSN 1044-5803; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matchar.2016.08.016

[66] **ROWOLT**, **C., MILKEREIT**, **B.**, **ANDREAZZA**, **P.** und **KESSLER**, **O.:** Quantitative High Temperature Calorimetry on Precipitation in Steel and Nickel Alloys [online]; Thermochimica Acta; 2019, **677**, S. 169-179; ISSN 0040-6031; Verfügbar unter: doi:10.1016/j.tca.2019.01.026

[67] **ZHANG**, **Y., BETTLES**, **C.** und **ROMETSCH**, **P.A.:** Effect of recrystallisation on Al3Zr dispersoid behaviour in thick plates of aluminium alloy AA7150 [online]; Journal of Ma-

terials Science; 2014, **49**(4), S. 1709-1715; ISSN 0022-2461 [Zugriff am: 7. Juni 2014]; Verfügbar unter: doi:10.1007/s10853-013-7856-x

[68] **AMS4331:** *Aluminum Alloy Extrusions 7.8Zn - 2.6Mg - 2.0Cu - 0.10Zr - (7068-T6511) Solution Heat Treated, Stress Relieved, and Precipitation Heat Treated;* SAE International; 19. Mai 2014.

[69] **NAGY**, **P., KOVACS-CSETENYI**, **E.**, **TURMEZEY**, **T.**, **HONYEK**, **G.**, **KOVACS**, **I.** und **LENDVAI**, **J.:** EFFECT OF COPPER ON THE AGEING OF AN Al-5%Zn-2%Mg ALLOY [online]; Aluminium (English Edition); 1984, **60**(5), S. e325-e329; Verfügbar unter: https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-0021429807&partnerID=40&md5=567e38e954da7c4e3bd2e8af95e5ce73

[70] **SMITH**, **W.F.** und **GRANT**, **N.J.:** Effects of chromium and copper additions on precipitation in Al−Zn−Mg alloys [online]; Metallurgical and Materials Transactions A; 1971, **2**(5), S. 1333-1340; ISSN 1543-1940; Verfügbar unter: doi:10.1007/BF02913356

[71] **AHC OBERFLÄCHENTECHNIK GMBH:** *DURNI-COAT Funktionelle Veredelung von Metallen durch chemische Vernickelung*.

[72] **ZOCH**, **H.-W.** und **G. SPUR**, Hg.: *Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten;* 2. Auflage; München; Carl Hanser Verlag; 2015.

[73] **MERKBLATT 3480-1:** *Prüfung von Verbindungseigenschaften;* Düsseldorf; Dezember 2007.

10 Anhang

10.1 Härteprüfung nach Vickers der EN AW-2024 T351 Legierung

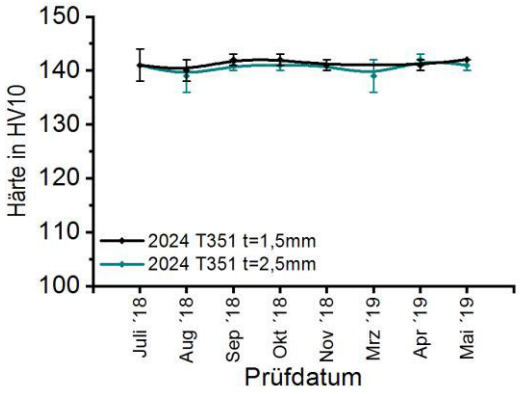
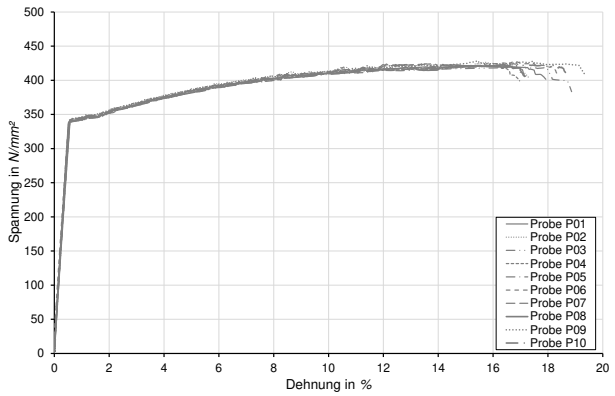


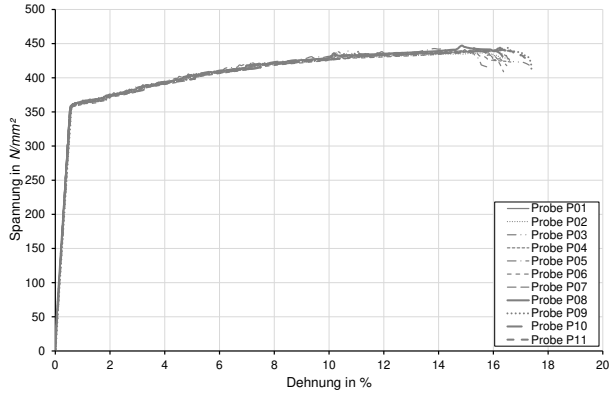
Abbildung 87: Überwachung der Werkstoffeigenschaften der Al-Legierung EN AW-2024 im T351-Zustand bei der Lagerung bei -20° C anhand der Härteprüfung, durchgeführt am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock

10.2 Detaillierte Ergebnisse der Versuchswerkstoffe bei quasistatischer Belastung im Zugversuch

Zugversuch bei quasistatischer Belastung	Probenwerkstoff
	EN AW-2024 T351 t = 1,5 mm
	Prüfmaschine
	Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
	Wegmessung
	Videoextensometer
	Prüfverfahren
	Quasistatischer Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1: Verfahren B
	Prüfgeschwindigkeit
	Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1}

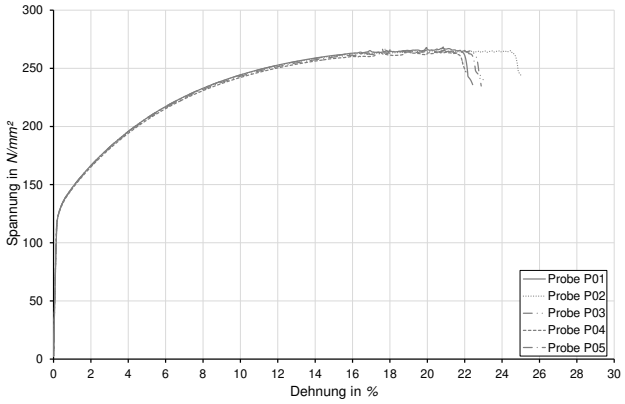
Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Probenform
				DIN 50125-H 20x80
Ø	16,7	342,0	424,5	Probenanzahl
2σ	1,6	3,4	4,8	10
v in %	4,9	0,5	0,6	

Abbildung 88: Legierung EN AW-2024 T351 mit t=1,5 mm im Ausgangszustand bei quasistatischer Belastung im Zugversuch

Zugversuch bei quasistatischer Belastung	Probenwerkstoff
	EN AW-2024 T351 t = 2,5 mm
	Prüfmaschine
	Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
	Wegmessung
	Videoextensometer
	Prüfverfahren
	Quasistatischer Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1: Verfahren B
	Prüfgeschwindigkeit
	Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1}

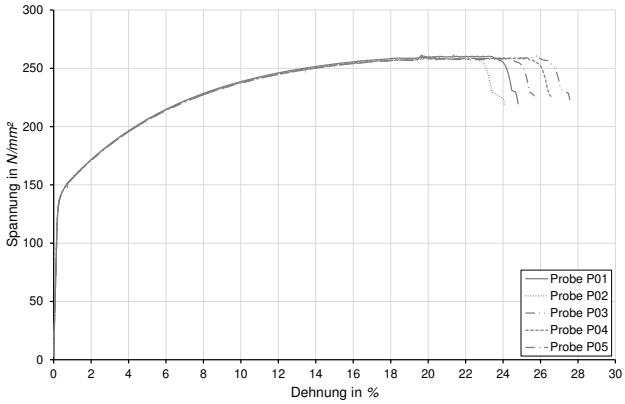
Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Probenform
				DIN 50125-H 20x80
Ø	15,7	360,9	442,7	Probenanzahl
2σ	1,2	2,7	4,7	11
v in %	3,9	0,4	0,5	

Abbildung 89: Legierung EN AW-2024 T351 mit t=2,5 mm im Ausgangszustand bei quasistatischer Belastung im Zugversuch

Zugversuch bei quasistatischer Belastung	Probenwerkstoff
	EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
	Prüfmaschine
	Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
	Wegmessung
	Videoextensometer
	Prüfverfahren
	Quasistatischer Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1: Verfahren B
	Prüfgeschwindigkeit
	Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1}

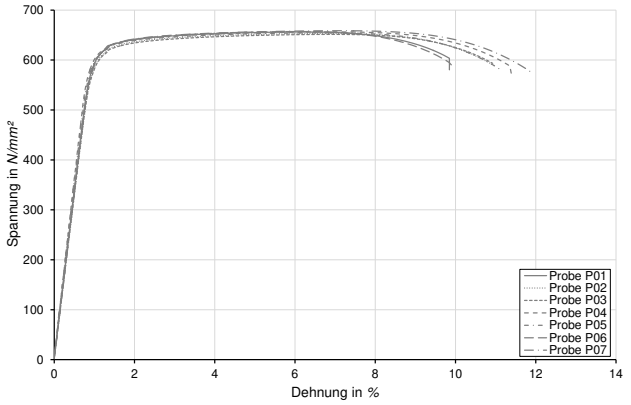
Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Probenform
				DIN 50125-H 20x80
Ø	22,8	130,0	266,6	Probenanzahl
2σ	2,3	0,9	3,2	5
v in %	5,1	0,3	0,6	

Abbildung 90: Legierung EN AW-6111 PX mit t=1,1 mm im Ausgangszustand bei quasistatischer Belastung im Zugversuch

Zugversuch bei quasistatischer Belastung	Probenwerkstoff
	EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
	Prüfmaschine
	Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
	Wegmessung
	Videoextensometer
	Prüfverfahren
	Quasistatischer Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1: Verfahren B
	Prüfgeschwindigkeit
	Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1}

Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Probenform
				DIN 50125-H 20x80
Ø	23,5	143,3	261,0	Probenanzahl
2σ	2,6	0,5	1,5	5
v in %	5,5	0,2	0,3	

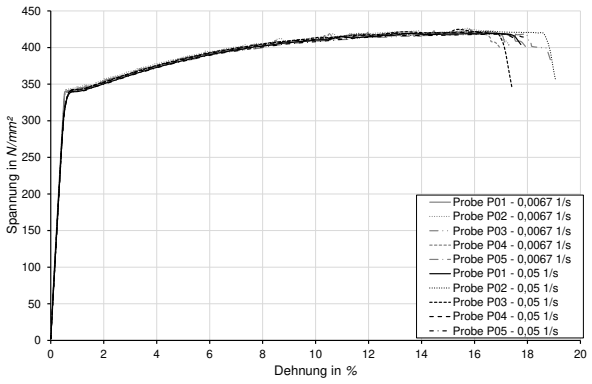
Abbildung 91: Legierung EN AW-6111 PX mit t=2,0 mm im Ausgangszustand bei quasistatischer Belastung im Zugversuch

Zugversuch bei quasistatischer Belastung	Probenwerkstoff
	AA 7068 T651 d = 5,0 mm
	Prüfmaschine
	Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
	Wegmessung
	Videoextensometer
	Prüfverfahren
	Quasistatischer Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1: Verfahren B
	Prüfgeschwindigkeit
	Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1}

Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Probenform
				DIN 50125-B 5x25
Ø	10,6	603,0	655,4	Probenanzahl
2σ	1,8	9,9	5,0	7
v in %	8,5	0,8	0,4	

Abbildung 92: Legierung AA 7068 T651 mit d=5,0 mm im Ausgangszustand bei quasistatischer Belastung im Zugversuch

10.3 Detaillierte Ergebnisse der Versuchswerkstoffe bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten im Zugversuch

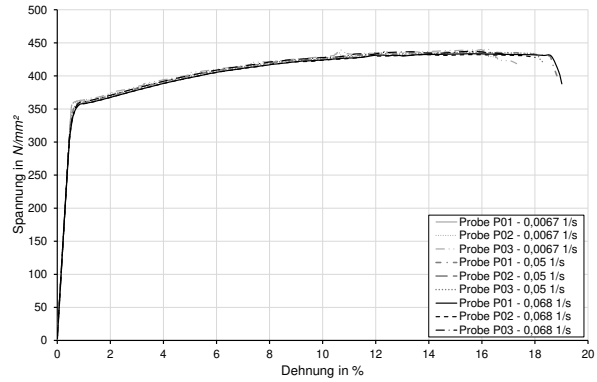


Probenwerkstoff
EN AW-2024 T351 t = 1,5 mm
Prüfmaschine
Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
Wegmessung
Videoextensometer
Prüfverfahren
Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 mit erhöhter Dehngeschwindigkeit
Prüfgeschwindigkeit
Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1} $\dot{e}_{L_e}$= 0,05 s^{-1}

Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²
Ø	16,7 (0,0067); 17,3 (0,05)	342,0 (0,0067); 338,9 (0,05)	424,5 (0,0067); 421,2 (0,05)
2σ	1,6 (0,0067); 1,4 (0,05)	3,4 (0,0067); 2,8 (0,05)	4,8 (0,0067); 4,8 (0,05)
v in %	4,9(0,0067); 4,0 (0,05)	0,5 (0,0067); 0,4 (0,05)	0,6 (0,0067); 0,6 (0,05)

Probenform
DIN 50125-H 20x80
Probenanzahl
10

Abbildung 93: Legierung EN AW-2024 T351 mit t=1,5 mm im Ausgangszustand bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten im Zugversuch



Probenwerkstoff
EN AW-2024 T351 t = 2,5 mm
Prüfmaschine
Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
Wegmessung
Videoextensometer
Prüfverfahren
Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 mit erhöhter Dehngeschwindigkeit
Prüfgeschwindigkeit
Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1} $\dot{e}_{L_e}$= 0,05 s^{-1}; $\dot{e}_{L_e}$= 0,068 s^{-1}

Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²
Ø	15,7 (0,0067) 18,2 (0,05); 17,3 (0,068)	360,9 (0,0067) 356,5 (0,05); 352,1 (0,068)	442,7 (0,0067) 435,7 (0,05); 434,3 (0,068)
2σ	1,2 (0,0067) 1,5 (0,05); 2,3 (0,068)	2,7 (0,0067) 3,4 (0,05); 3,8 (0,068)	4,7 (0,0067) 5,3 (0,05); 5,1 (0,068)
v in %	3,9 (0,0067) 4,1 (0,05); 6,6 (0,068)	0,4 (0,0067) 0,5 (0,05); 0,5 (0,068)	0,5 (0,0067) 0,6 (0,05); 0,6 (0,068)

Probenform
DIN 50125-H 20x80
Probenanzahl
9

Abbildung 94: Legierung EN AW-2024 T351 mit t=2,5 mm im Ausgangszustand bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten im Zugversuch

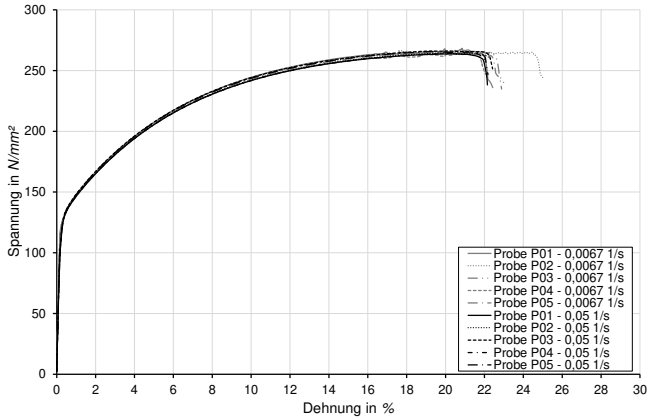
Zugversuch mit unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten				Probenwerkstoff
				EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
				Prüfmaschine
				Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
				Wegmessung
				Videoextensometer
				Prüfverfahren
				Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 mit erhöhter Dehngeschwindigkeit
				Prüfgeschwindigkeit
				Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1} $\dot{e}_{L_e}$= 0,05 s^{-1}
Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Probenform
				DIN 50125-H 20x80
Ø	22,8 (0,0067); 21,9 (0,05)	130,0 (0,0067); 130,6 (0,05)	266,6 (0,0067); 264,8 (0,05)	Probenanzahl
2σ	2,3 (0,0067); 0,3 (0,05)	0,9 (0,0067); 1,5 (0,05)	3,2 (0,0067); 2,0 (0,05)	10
v in %	5,1 (0,0067); 0,6 (0,05)	0,3 (0,0067); 0,6 (0,05)	0,6 (0,0067); 0,4 (0,05)	

Abbildung 95: Legierung EN AW-6111 PX t=1,1 mm im Ausgangszustand bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten im Zugversuch

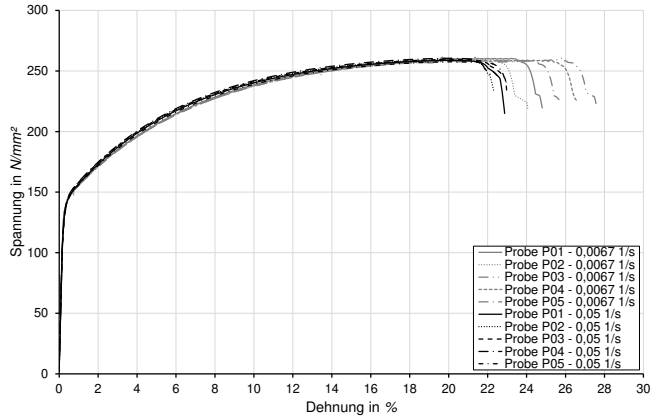
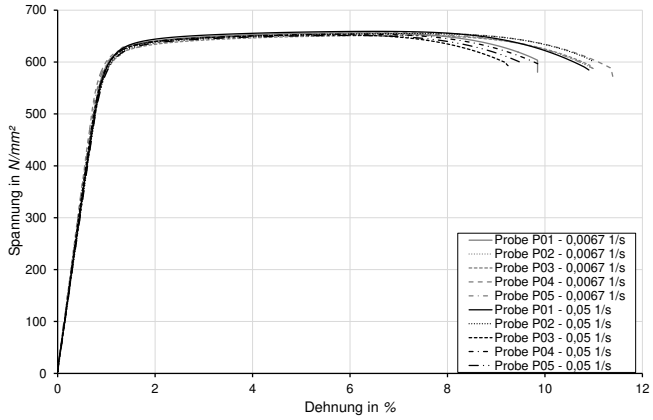
Zugversuch mit unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten				Probenwerkstoff
				EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
				Prüfmaschine
				Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
				Wegmessung
				Videoextensometer
				Prüfverfahren
				Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 mit erhöhter Dehngeschwindigkeit
				Prüfgeschwindigkeit
				Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1} $\dot{e}_{L_e}$= 0,05 s^{-1}
Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Probenform
				DIN 50125-H 20x80
Ø	23,5 (0,0067); 22,3 (0,05)	143,3 (0,0067); 142,6 (0,05)	261,0 (0,0067); 259,1 (0,05)	Probenanzahl
2σ	2,6 (0,0067); 0,8 (0,05)	0,5 (0,0067); 1,8 (0,05)	1,5 (0,0067); 2,2 (0,05)	10
v in %	5,5 (0,0067); 1,8 (0,05)	0,2 (0,0067); 0,6 (0,05)	0,3 (0,0067); 0,4 (0,05)	

Abbildung 96: Legierung EN AW-6111 PX t=2,0 mm im Ausgangszustand bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten im Zugversuch

Zugversuch mit unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten	Probenwerkstoff
	AA 7068 T651 d = 5,0 mm
	Prüfmaschine
	Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
	Wegmessung
	Videoextensometer
	Prüfverfahren
	Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 mit erhöhter Dehngeschwindigkeit
	Prüfgeschwindigkeit
	Dehngeschwindigkeit $\dot{e}_{L_e}$= 0,0067 s^{-1} $\dot{e}_{L_e}$= 0,05 s^{-1}

Kennwerte	Bruchdehnung A in %	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm²	Zugfestigkeit R_m in N/mm²	Probenform
				DIN 50125-B 5x25
Ø	10,6 (0,0067); 9,0 (0,05)	603,0 (0,0067); 602,7 (0,05)	655,4 (0,0067); 653,6 (0,05)	Probenanzahl
2σ	1,8 (0,0067); 1,3 (0,05)	9,9 (0,0067); 4,9 (0,05)	5,0 (0,0067); 6,2 (0,05)	10
v in %	8,5 (0,0067); 7,2 (0,05)	0,8 (0,0067); 0,4 (0,05)	0,4 (0,0067); 0,5 (0,05)	

Abbildung 97: Legierung AA 7068 T651 d=5,0 mm im Ausgangszustand bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten im Zugversuch

10.4 Härteprüfung des Referenz-Niets

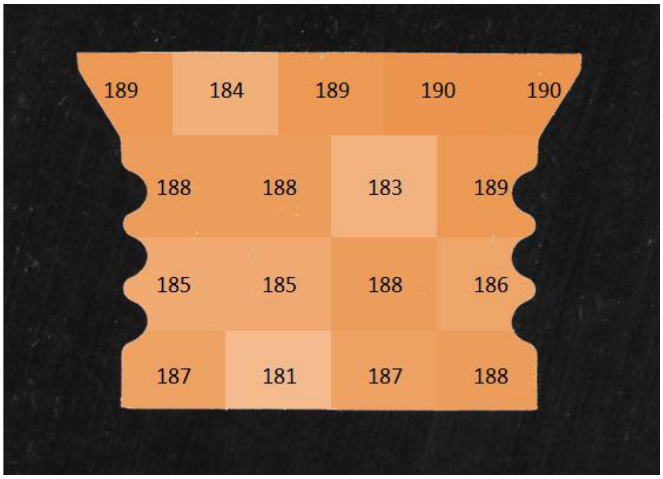
Härteprüfung nach Vickers	Probenwerkstoff
	Referenz-Niet: EN AW-7075 T73
	Prüfverfahren
	Vickers-Härte HV 1
	Durchführung der Messung
	Fraunhofer IGP
	Abstand zwischen den Messpunkten
	0,9 mm
	Härtewerte
	186 ± 3

Abbildung 98: Überprüfung der Werkstoffhomogenität des beschichteten Referenz-Niets über den Nietquerschnitt mittels Härteprüfung nach Vickers

10.5 Mikroskopische Untersuchung der Fügepunkte des SK-Niets (gedreht/ wärmebehandelt)

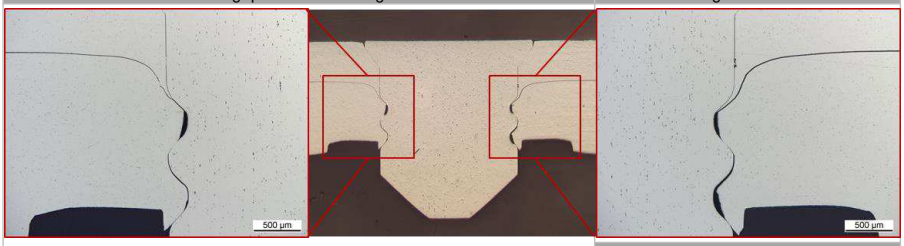
Fügepunktbemusterung	Kurzangabe Parameter
	Niet SK-Niet gedreht AA 7068 T651 Ø 4 mm Probenwerkstoff (stempelseitig) EN AW-6111 PX t = 1,1 mm Probenwerkstoff (matrizenseitig) EN AW-6111 PX t = 2,0 mm Matrize $Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_i$: 4,2 mm; H: 0,5 mm

Abbildung 99: Rissanalyse des Fügepunktes bestehend aus SK-Niet der Herstellungsvariante 1 (gedreht) mit Fügeteilen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 2,0 mm

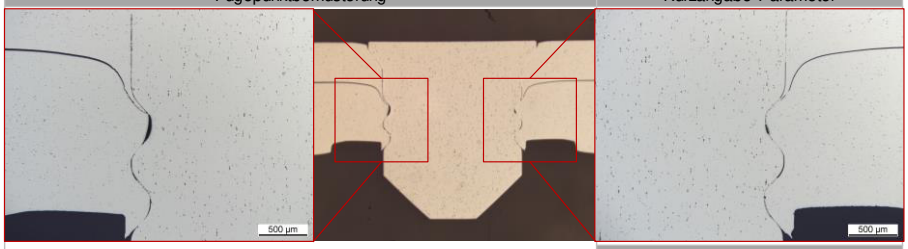
Fügepunktbemusterung	Kurzangabe Parameter
	Niet SK-Niet wärmebehandelt AA 7068 Ø 4 mm Probenwerkstoff (stempelseitig) EN AW-6111 PX t = 1,1 mm Probenwerkstoff (matrizenseitig) EN AW-6111 PX t = 2,0 mm Matrize $Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_i$: 4,2 mm; H: 0,5 mm

Abbildung 100: Rissanalyse des Fügepunktes bestehend aus SK-Niet der Herstellungsvariante 2 (wärmebehandelt) mit Fügeteilen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 2,0 mm

10.6 Makroskopische Untersuchung und Setzprozesskurve bei Verwendung einer Matrize mit 4,3 mm Innendurchmesser

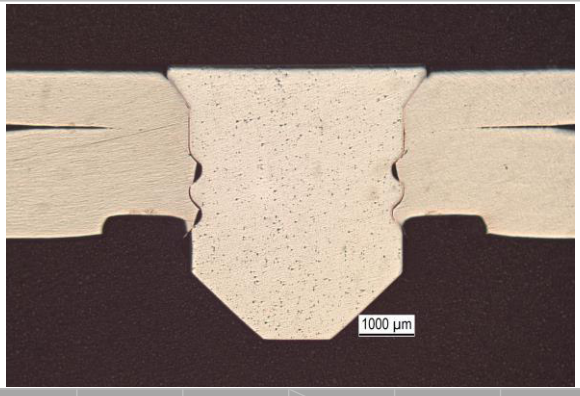
Fügepunktbemusterung						Niet
						SK-Niet wärmebehandelt + beschichtet AA 7068 Ø 4 mm
						Probenwerkstoff (stempelseitig)
						EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
						Probenwerkstoff (matrizenseitig)
						EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,75 mm; $Ø_I$: **4,3 mm**; H: 0,5 mm
						Fügeaggregat
						TOX ElectricDrive (EPMR)
						Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
						204 N/ 7,29 kN / 22 kN
						Fügegeschwindigkeit
	Füllung Rille 1 in %	Füllung Rille 2 in %		Stauchung Niet in %	Nietkopfend-lage in mm	3 mm/min
						Probenform
Rille links	64,95	66,96	Gesamter Niet	0,27	0,1	Blechronde
Rille rechts	74,10	90,75		Lateral-/Winkelversatz	Prägeringtiefe in mm	Probenanzahl
Bemerkung			Gesamter Niet	i.O.	0,4231	2

Abbildung 101: Fügepunktbemusterung des SK-Niets der Herstellungsvariante 4 (wärmebehandelt und beschichtet) in Kombination mit den Fügeteilen der Legierung EN AW-6111 PX in der Dicke 1,1 mm + 2,0 mm und vergrößertem Matrizeninnendurchmesser

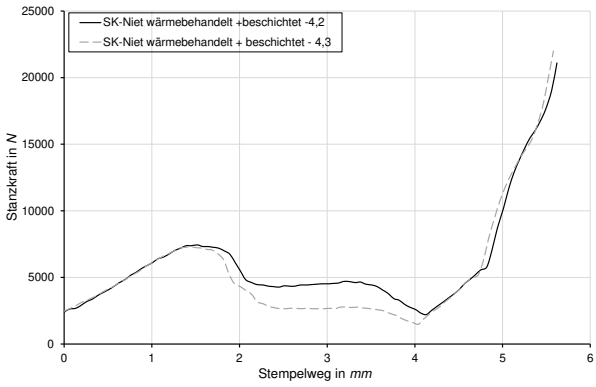
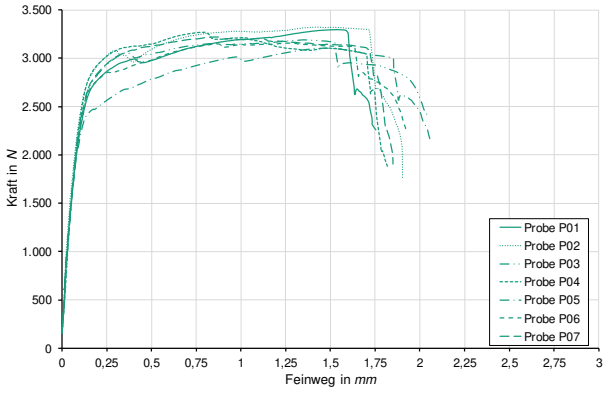
Fügeprozesskurven			Niet
			SK-Niet wärmebehandelt + beschichtet AA 7068 Ø 4 mm
			Probenwerkstoff (stempelseitig)
			EN AW-6111 PX t = 1,1 mm
			Probenwerkstoff (matrizenseitig)
			EN AW-6111 PX t = 2,0 mm
			Matrize
			$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: 4,2 mm; H: 0,5 mm $Ø_A$: 6,75 mm; $Ø_I$: 4,3 mm; H: 0,5 mm
			Fügeaggregat
			TOX ElectricDrive (EPMR)
			Niederhalterkraft/ Stanzkraft/ Prägekraft
			204 N/ variierend / 22 kN
			Fügegeschwindigkeit
	SK-Niet wärmebehandelt + wärmebehandelt 4,2er Matrize	SK-Niet wärmebehandelt + beschichtet 4,3er Matrize	3 mm/min
Stanzkraft in *kN*	7,44	7,29	

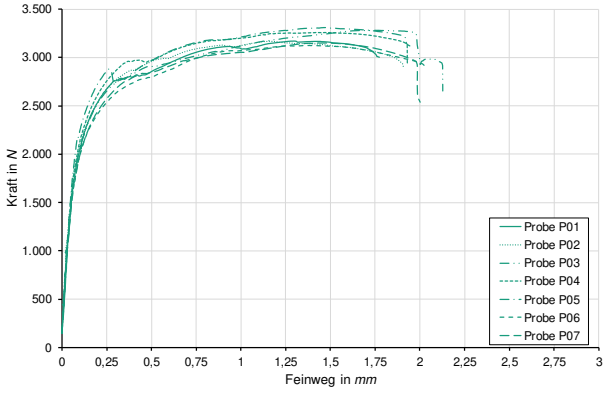
Abbildung 102: Einfluss des Matrizeninnendurchmessers auf die Fügeprozesskurve des SK-Niets gefügt in 3,1 mm Gesamtblechdicke der Legierung EN AW-6111 PX, bei der Verwendung des wärmebehandelt und beschichteten SK-Niets

10.7 Detaillierte Ergebnisse der Scherzugversuche bei quasistatischer Belastung

Scherzugversuch der Serie: VSN-SK-w-4,2	Niet
	SK-Niet wärmebehandelt
	Probenwerkstoff
	EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
	Matrize
	$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_i$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
	Prüfmaschine
	Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
	Wegmessung
	Videoextensometer
	Prüfverfahren
	Quasistatischer Scherzugversuch DIN EN ISO 12996
	Prüfgeschwindigkeit
	3 mm/min
	Probenform
	DVS/EFB 3480-1
	Probenanzahl
	7

Kenn-werte	Maximalkraft in *N*	Weg bei Maximalkraft in *mm*	Bruchkraft in *N*	Weg bei Bruch in *mm*	Arbeit bei Bruch in *Nmm*
Ø	3222,4	1,2	2082,2	1,9	5587,1
2σ	156,5	0,6	468,6	0,2	557,1
v in %	2,4	24,0	11,3	6,0	5,0

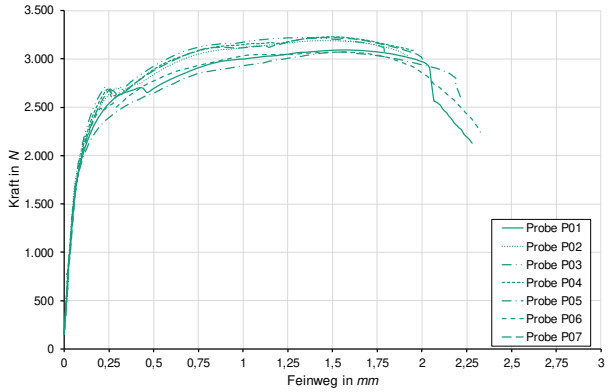
Abbildung 103: Kraft-Weg-Diagramm des wärmebehandelten SK-Niets beim Scherzugversuch unter quasistatischer Belastung

Scherzugversuch der Serie: VSN-SK-b-4,2	Niet
	SK-Niet beschichtet
	Probenwerkstoff
	EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
	Matrize
	$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_i$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
	Prüfmaschine
	Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
	Wegmessung
	Videoextensometer
	Prüfverfahren
	Quasistatischer Scherzugversuch DIN EN ISO 12996
	Prüfgeschwindigkeit
	3 mm/min
	Probenform
	DVS/EFB 3480-1
	Probenanzahl
	7

Kenn-werte	Maximalkraft in *N*	Weg bei Maximalkraft in *mm*	Bruchkraft in *N*	Weg bei Bruch in *mm*	Arbeit bei Bruch in *Nmm*
Ø	3208,9	1,4	2864,2	2,0	5741,4
2σ	145,0	0,4	401,9	0,2	705,3
v in %	2,3	12,7	7,0	5,7	6,1

Abbildung 104: Kraft-Weg-Diagramm des beschichteten SK-Niets beim Scherzugversuch unter quasistatischer Belastung

Scherzugversuch der Serie: VSN-SK-w+b-4,2

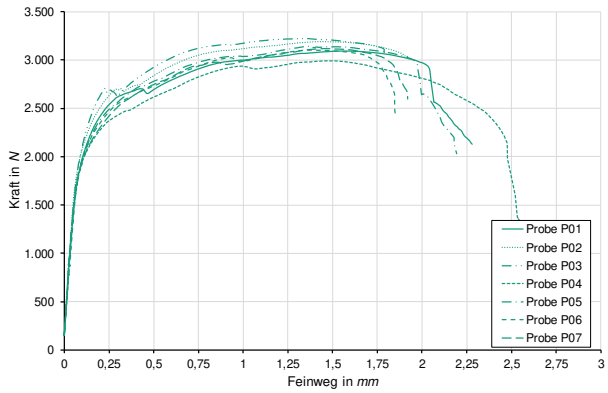


Kenn-werte	Maximalkraft in *N*	Weg bei Maximalkraft in *mm*	Bruchkraft in *N*	Weg bei Bruch in *mm*	Arbeit bei Bruch in *Nmm*
Ø	3157,0	1,5	2733,7	2,1	5901,4
2σ	149,3	0,2	817,4	0,4	852,4
v in %	2,4	5,3	15,0	9,8	7,2

Niet
SK-Niet wärmebehandelt + beschichtet
Probenwerkstoff
EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
Matrize
$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: **4,2 mm**; H: 0,5 mm
Prüfmaschine
Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
Wegmessung
Videoextensometer
Prüfverfahren
Quasistatischer Scherzugversuch DIN EN ISO 12996
Prüfgeschwindigkeit
3 mm/min
Probenform
DVS/EFB 3480-1
Probenanzahl
7

Abbildung 105: Kraft-Weg-Diagramm des wärmebehandelt und beschichteten SK-Niets (bei der Verwendung der 4,2 mm Matrize beim Fügen) beim Scherzugversuch unter quasistatischer Belastung

Scherzugversuch der Serie: VSN-SK-w+b-4,3



Kenn-werte	Maximalkraft in *N*	Weg bei Maximalkraft in *mm*	Bruchkraft in *N*	Weg bei Bruch in *mm*	Arbeit bei Bruch in *Nmm*
Ø	3060,6	1,4	1755,9	2,4	6267,1
2σ	144,0	0,1	1471,1	0,9	1713,2
v in %	2,4	3,4	41,9	18,6	13,7

Niet
SK-Niet wärmebehandelt + beschichtet
Probenwerkstoff
EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
Matrize
$Ø_A$: 6,75 mm; $Ø_I$: **4,3 mm**; H: 0,5 mm
Prüfmaschine
Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z50
Wegmessung
Videoextensometer
Prüfverfahren
Quasistatischer Scherzugversuch DIN EN ISO 12996
Prüfgeschwindigkeit
3 mm/min
Probenform
DVS/EFB 3480-1
Probenanzahl
7

Abbildung 106: Kraft-Weg-Diagramm des wärmebehandelt und beschichteten SK-Niets (bei der Verwendung der 4,3 mm Matrize beim Fügen) beim Scherzugversuch unter quasistatischer Belastung

10.8 Detaillierte Ergebnisse der Scherzugversuche bei zyklischer Belastung

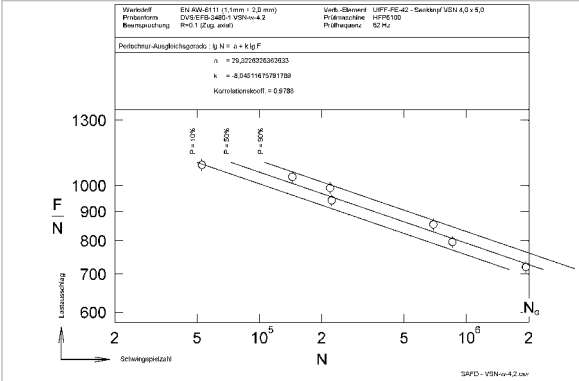
Ermüdungsversuch der Serie: VSN-SK-w-4,2						Niet
						SK-Niet wärmebehandelt
						Probenwerkstoff
						EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
						Prüfmaschine
						Resonanzpulsator Zwick/Roell HFP5100
						Prüffrequenz
						ca. 62 Hz
						Prüfverfahren
						Perlschnurverfahren
						Probenform
Nr.	Lastamplitude in *N*	Lastwechsel	Nr.	Lastamplitude in *N*	Lastwechsel	DVS/EFB 3480-1
P08	1086,75	52.740	P12	990,00	219.443	Probenanzahl
P09	941,85	223.493	P13	855,00	691.655	7
P10	796,95	856.278	P14	1035,00	144.273	Lastverhältnis
P11	720,00	1.941.993				R = 0,1

Abbildung 107: Zeitfestigkeitsgerade und Streubereich des wärmebehandelten SK-Niets

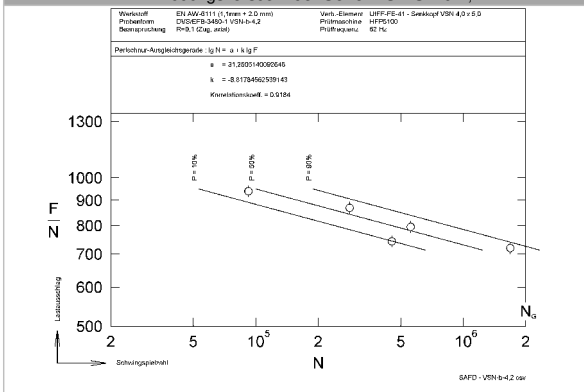
Ermüdungsversuch der Serie: VSN-SK-b-4,2						Niet
						SK-Niet beschichtet
						Probenwerkstoff
						EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: 4,2 mm; H: 0,5 mm
						Prüfmaschine
						Resonanzpulsator Zwick/Roell HFP5100
						Prüffrequenz
						ca. 62 Hz
						Prüfverfahren
						Perlschnurverfahren
						Probenform
Nr.	Lastamplitude in *N*	Lastwechsel	Nr.	Lastamplitude in *N*	Lastwechsel	DVS/EFB 3480-1
P08	720,00	1.685.251	P14	742,50	452.889	Probenanzahl
P10	938,93	92.110				5
P11	794,48	558.012				Lastverhältnis
P12	868,50	283.015				R = 0,1

Abbildung 108: Zeitfestigkeitsgerade und Streubereich des beschichteten SK-Niets

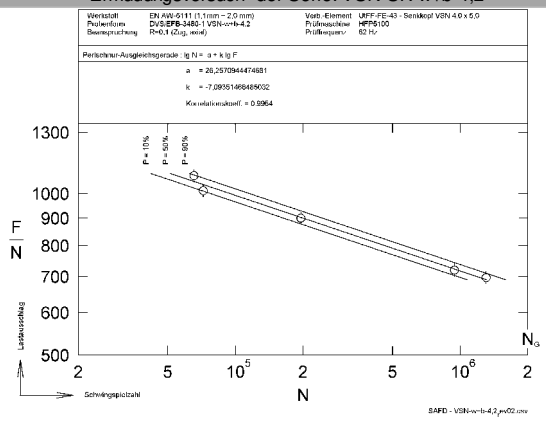
Ermüdungsversuch der Serie: VSN-SK-w+b-4,2						Niet
						SK-Niet wärmebehandelt + beschichtet
						Probenwerkstoff
						EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: **4,2 mm**; H: 0,5 mm
						Prüfmaschine
						Resonanzpulsator Zwick/Roell HFP5100
						Prüffrequenz
						ca. 62 Hz
						Prüfverfahren
						Perlschnurverfahren
						Probenform
Nr.	Lastamplitude in *N*	Lastwechsel	Nr.	Lastamplitude in *N*	Lastwechsel	DVS/EFB 3480-1
P10	900,00	195.455	P15	1080,00	65.440	Probenanzahl
P12	1012.50	71.903				5
P13	720,00	943.404				Lastverhältnis
P14	697,50	1.304.586				R = 0,1

Abbildung 109: Zeitfestigkeitsgerade und Streubereich des wärmebehandelten und beschichteten SK-Niets (bei der Verwendung der 4,2 mm Matrize beim Fügen)

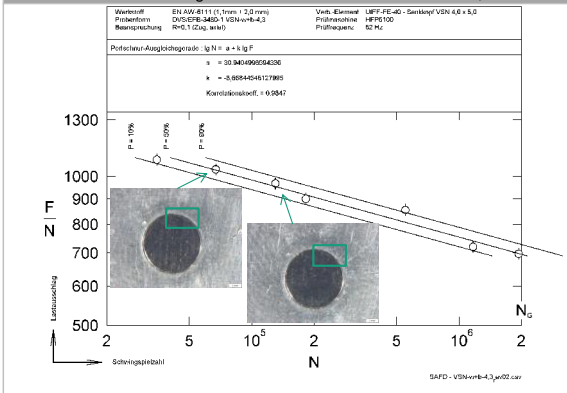
Ermüdungsversuch der Serie: VSN-SK-w+b-4,3						Niet
						SK-Niet wärmebehandelt + beschichtet
						Probenwerkstoff
						EN AW-6111 PB t = 1,1 mm + 2,0 mm
						Matrize
						$Ø_A$: 6,7 mm; $Ø_I$: **4,3 mm**; H: 0,5 mm
						Prüfmaschine
						Resonanzpulsator Zwick/Roell HFP5100
						Prüffrequenz
						ca. 62 Hz
						Prüfverfahren
						Perlschnurverfahren
						Probenform
Nr.	Lastamplitude in *N*	Lastwechsel	Nr.	Lastamplitude in *N*	Lastwechsel	DVS/EFB 3480-1
P08	1032,75	67.016	P13	720,00	1.167.250	Probenanzahl
P10	900,00	182.600	P14	967,50	130.006	7
P11	855,00	550.461	P15	697,50	1.938.850	Lastverhältnis
P12	1080,00	34.812				R = 0,1

Abbildung 110: Zeitfestigkeitsgerade und Streubereich des wärmebehandelten und beschichteten SK-Niets (bei der Verwendung der 4,3 mm Matrize beim Fügen)

11 Ergebnisse und Ausblick

11.1 Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Ergebnisse für KMU, ihr innovativer Beitrag und ihre industriellen Anwendungsmöglichkeiten

Mit den in diesem Forschungsprojekt erarbeiteten Ergebnissen konnte der Kenntnisstand über das Fügen hochfester Aluminiumlegierungen mit VSN aus höchstfesten Aluminiumlegierungen signifikant verbessert werden. Die Erweiterung der Prozessgrenzen ermöglicht es, einen kosteneffizienten und bedarfsgerechten Fertigungsprozess zu etablieren und erweitert gleichzeitig den Anwendungsbereich der Fügetechnik Vollstanznieten. Mehrkosten und zusätzlicher Arbeitsaufwand für Korrosionsschutzmaßnahmen, Vorloch- und Positionieroperationen, sowie damit einhergehende Schritte, können so minimiert werden. Zusätzlich erlauben die fundierten Kenntnisse im Bereich von Tragverhalten und Lebensdauer eine effiziente Auslegung der Fügepunkte.

Darüber hinaus ist es mithilfe der modellierten numerischen Simulationen möglich, eine Vielzahl verschiedener Geometrievariationen zu untersuchen, Vorzugsvarianten herauszustellen und grundlegende Abschätzungen der Fügepunktausprägungen zu ermitteln. Dies befähigt die am Projektausschuss teilnehmenden Unternehmen ihren experimentellen Aufwand zu minimieren und somit Kosten und Zeit einzusparen, welches zu einem direkten Vorteil für die Unternehmen führt.

Zusammenfassend können mit den Erkenntnissen Leichtbaustrukturen effizienter und gewichtsparender entwickelt, gefügt und schlussendlich besser recycelt werden, welches die Wettbewerbsfähigkeit der KMU im Bereich des Fügens von Strukturen aus Aluminiumlegierungen mit Al-VSN erhält und steigern kann.

11.2 Verwendung der Zuwendung

Tabelle 26: Verwendung der Zuwendung

Forschungsstelle	wissenschaftlich-technisches Personal (Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplans)	Geräte (Einzelansatz B des Finanzierungsplans)	Leistungen Dritter (Einzelansatz C des Finanzierungsplans)
Fraunhofer-Einrichtung für Großstrukturen in der Produktionstechnik	22,08 PM	-	-
Universität Rostock Lehrstuhl für Werkstofftechnik	25,05 PM	-	-

11.3 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeiten

Die durchgeführten Arbeiten waren notwendig und angemessen um das Projektziel zu erreichen.

Im ersten Schritt wurde eine umfassende Werkstoffcharakterisierung der im Projekt verwendeten Materialien durchgeführt. Die Ergebnisse aus dieses Untersuchungen waren Grundlage für den weiteren Verlauf des Projektes und wurden zur Beschreibung der Materialeigenschaften und des Materialverhaltens innerhalb der modellierten Simulationsmodelle verwendet. Die Anwendung des GISSMO-Modells zur Darstellung der Materialschädigung in der Simulation erforderte eine iterative Anpassung der Parameter anhand der experimentellen Versuche.

Für die Entwicklung einer neuen Nietgeometrie waren vereinfachte Rillenabstreif- und Durchstanzsimulationen notwendig, welche jeweils durch Experimente validiert wurden. Für die Fertigungskette des Nietelementes wurde eine ideale Abfolge der Fertigungsschritte ermittelt sowie die anschließende Wärmebehandlung erprobt und optimiert. Gleichzeitig erfolgte mit der entwickelten Nietgeometrie die Modellierung des Setzprozesses in der Simulationsumgebung sowie eine simulative Untersuchung der Werkzeuggeometrie, um einen Vorzugsbereich herauszustellen. Die sich anschließenden experimentellen Untersuchungen stellten jeweils eine Vorzugsvariante der Werkzeuggeometrie für die verschiedenen Niet-Blech-Werkstoff-Kombinationen heraus.

Abschließend waren Tragverhaltens- und Lebensdaueruntersuchungen Gegenstand des Forschungsprojektes, um die Belastbarkeit des neuen Nietwerkstoffes in Kombination mit der entwickelten Nietgeometrie bei quasistatischer und zyklischer Belastung zu erfassen.

Zusätzliche Ressourcen zur Durchführung des Forschungsvorhabens waren nicht notwendig.

11.4 Plan zum Ergebnistransfer

Tabelle 27: Transfermaßnahmen während der Projektlaufzeit

Maßnahme	Ziel	Ort/Rahmen	Datum/Zeitraum
Sitzungen Projektbegleitender Ausschuss	Fortlaufende Präsentation und Diskussion der Forschungsergebnisse sowie Sicherstellung eines praxisrelevanten Projektverlaufs	Sitzung in Rostock	12.06.2017
		Sitzung in Dresden	11.12.2017
		Sitzung in Friedrichsdorf	06.09.2018
		Sitzung in Dresden	10.04.2019
		Sitzung in Hamburg	24.06.2019
Darstellung im Institutsjahresbericht	Präsentation der Ergebnisse im Jahresbericht des Fraunhofer IGP. Dieser wird der regionalen Wirtschaft einmal im Jahr kostenfrei zur Verfügung gestellt	Jahresbericht 1	2016 / 2017
		Jahresbericht 2	2017 / 2018
Studien- / Masterarbeiten	Ergänzung der Projektinhalte durch wissenschaftliche Belegarbeiten	Bachelorarbeit	2018
		Studienarbeit	2018
		Masterarbeit	2018/2019
Messe	Informationsaustausch zu den laufenden Ergebnissen aus den Forschungsvorhaben im Bereich der Fügetechnik	EuroBLECH in Hannover	11/2017
		BlechExpo in Frankfurt	12/2018
Fachvortrag	Vorstellung der Forschungsergebnisse	16th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA) in Montreal, Canada; Adapting age hardening parameters of high-alloyed 7xxx aluminium alloys through thermal analysis	07/2018
Veröffentlichung	Forschungsergebnisse im Anwenderkreis publik machen	MDPI Materials; Development of precipitation hardening parameters for highest strength of AA 7068	10/2019
Transfer in die Industrie durch Absolventen	Wissenstransfer über Vorlesungen an der Universität Rostock	Vorlesung „Ausgewählte Fertigungsverfahren“	SS 2018
			SS 2019

Tabelle 28: Transfermaßnahmen nach Abschluss des Vorhabens

Maßnahme	Ziel	Ort/Rahmen	Datum/Zeitraum
Abschlussbericht	Zusammenfassung und Dokumentation der Projektergebnisse in einem öffentlich erhältlichen Dokument	Abschluss-bericht	Zum Projektende 30.06.2019
Transfer in die Industrie durch Absolventen	Wissenstransfer über Vorlesungen an der Universität Rostock	Vorlesung „Ausgewählte Fertigungsverfahren“	SS 2020

11.5 Einschätzung der Realisierbarkeit des Transferkonzeptes

Wie in Tabelle 27 dargestellt, wurde ein großer Anteil der geplanten Maßnahmen für den Transfer der Projektergebnisse in die Industrie schon während der Projektlaufzeit ermöglicht.

Nach Abschluss des Forschungsvorhabens werden diese Transfermaßnahmen fortgeführt. Dazu zählen neben der Herausgabe des Abschlussberichtes zeitnah nach dem Ende des Projektes weitere Veröffentlichungen in ausgewählten Fachzeitschriften und der Transfer der Projektergebnisse über Absolventen der Universität Rostock in die Industrie.

Zudem werden interessierten Unternehmen selbstverständlich Beratungen hinsichtlich des verwendeten Konzepts und der angewandten Methoden zur Nietentwicklung gegeben. Darüber hinaus werden Unterstützungen bei der Handhabung und Ermittlung der Einsatzmöglichkeiten der entwickelten Vollstanzniete gegeben.

11.6 Förderhinweis

Gefördert durch:

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Das IGF-Vorhaben „Aluminium-Vollstanznieten" der Forschungsvereinigung Stifterverband Metalle e.V. wurde unter der Fördernummer 19432BR über die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen (AiF) im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.