

FAT-Schriftenreihe 313

Charakterisierung und Modellierung des anisotropen Versagensverhaltens
von Aluminiumwerkstoffen für die Crashsimulation



Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Das IGF-Vorhaben 18638 N der Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

**Charakterisierung und Modellierung des anisotropen
Versagensverhaltens von Aluminiumwerkstoffen
für die Crashsimulation**

Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM
Dr. Dong-Zhi Sun

Kurzzusammenfassung

Bisher wurde das anisotrope Verhalten von Aluminiumwerkstoffen hauptsächlich unter einachsigen Zug charakterisiert. Die in Crashcodes vorhandenen Werkstoffmodelle für anisotrope Verformung wurden auch selten bei mehrachsiger Belastung kalibriert und analysiert. Insbesondere wurde der Einfluss der Orientierung auf das Versagensverhalten wenig untersucht. Das Ziel des Projekts war die Entwicklung und Validierung eines Werkstoffmodells zur Beschreibung des anisotropen Verformungs- und Versagensverhaltens von stranggepressten oder umgeformten Aluminiumwerkstoffen für die Umform- und Crashsimulation. Dafür wurde die Orientierungsabhängigkeit der Verformung, der Schädigung und des Versagens bei unterschiedlichen Spannungszuständen experimentell charakterisiert. Die experimentelle Prüf- und Messtechnik wurde zur Realisierung von klar definierten mehrachsigen Belastungen und zur genaueren Messung des lokalen Dehnungsfelds erweitert. Die Spannungsmehrachsigkeit für die Untersuchung des Orientierungseinflusses wurde in einem großen Bereich von Scherzug über einachsigen Zug, Kerbzug, Durchbiegung bis hin zum Biaxialzug variiert. Die Mikrostruktur in verschiedenen Bereichen des untersuchten Strangpressprofils wurde mit Hilfe von Metallographie und EBSD-Verfahren quantitativ analysiert. Die Mikromechanismen des Versagens bei unterschiedlichen Spannungszuständen wurden durch Fraktographie und Metallographie untersucht.

Sowohl die anisotrope Verformung als auch das anisotrope Versagen wurden durch die ausgewählten Werkstoffmodelle beschrieben. Zur Modellierung der anisotropen Verformung wurden die vier Werkstoffmodelle (Barlat-3P, Barlat-3P mit anisotroper Verfestigung, YLD91 und YLD2000) kalibriert und verglichen. Bei der Versagensmodellierung wurden sowohl das isotrope GISSMO-Modell als auch das anisotrope MAGD-Modell verwendet. Zur Validierung des Versagensmodells wurden Stauchversuche an Profilen durchgeführt und simuliert.

Es wurde festgestellt, dass der Anisotropie-Effekt von Aluminiumprofilen stark vom Spannungszustand beeinflusst wird. In dieser Untersuchung zeigen die Scherzugproben stärkere Orientierungsabhängigkeit als die Glattzugproben. Die untersuchten vier anisotropen Deformationsmodelle haben jeweils Vorteile und Nachteile. Für die Anwendung von Schalenelementen liefern das Barlat-3P-Modell mit anisotroper Verfestigung und das Barlat 2000-Modell (YLD2000) zufriedenstellende Ergebnisse. Für die Anwendung von Volumenelementen kann das Barlat 91-Modell (YLD91) in Betracht gezogen werden. Eine genaue Modellierung des Deformationsverhaltens ist die Voraussetzung für eine sinnvolle Versagensmodellierung. Das anisotrope Versagensmodell zeigt gegenüber dem isotropen Versagensmodell nur eine kleine Verbesserung der Voraussagen experimenteller Ergebnisse. Allerdings ist der Aufwand für die Ermittlung von Parametern des anisotropen Versagensmodells deutlich größer.

Das Ziel des Forschungsvorhabens wurde somit erreicht.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung.....	6
1.1	Problemstellung.....	6
1.2	Motivation.....	7
1.3	Zielsetzung.....	8
2	Stand der Technik.....	9
2.1	Verformungs- und Versagensverhalten von Aluminiumprofilen und -blechen ..	9
2.2	Spezielle Versuchstechniken zur Werkstoffcharakterisierung.....	11
2.3	Werkstoffmodelle für anisotrope Verformung.....	13
2.4	Versagensmodelle.....	14
2.4.1	Isotrope Versagensmodelle.....	14
2.4.2	Anisotrope Versagensmodelle.....	16
3	Spezielle Charakterisierung und Untersuchung der Versagensmechanismen.....	18
3.1	Versuchsplanung und Versuchstechniken.....	18
3.2	Werkstoffcharakterisierung.....	23
3.2.1	Ergebnisse der Glattzugversuche.....	23
3.2.2	Ergebnisse der Mehrachsigsigkeitsversuche.....	27
3.3	Untersuchungen von Mikrostruktur und Versagensmechanismen.....	35
3.3.1	Mikrostrukturcharakterisierung.....	35
3.3.2	Versagensmechanismen.....	46
4	Analyse und Kalibrierung von Werkstoff- und Versagensmodellen sowie numerische Simulation.....	57
4.1	FE-Modelle.....	57
4.2	Deformationsmodelle.....	58
4.2.1	Von Mises Modell.....	59
4.2.2	Barlat 3-Parameter-Modell.....	59
4.2.3	Barlat 91 Modell (YLD91).....	61
4.2.4	Barlat 2000 Modell (YLD2000).....	62
4.2.5	Probensimulationen.....	63
4.2.6	Zusammenfassung zu Deformationsmodellen.....	72
4.3	Versagensmodelle.....	73
4.3.1	GISSMO-Modell.....	73
4.3.2	MAGD Modell in Kombination mit Barlat 3P-Modell für Schalenelemente	80

5	Validierung durch Versuche an Komponenten.....	86
5.1	Versuche an Profilabschnitten.....	86
5.2	Validierungssimulation	88
6	Zusammenfassung	95
7	Zusammenstellung aller Arbeiten, die im Zusammenhang mit dem Vorhaben veröffentlicht wurden oder in Kürze veröffentlicht werden sollen	98
8	Ergebnistransfer in die Wirtschaft	99
9	Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts	103
10	Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzens der erzielten Ergebnisse	104
11	Literaturverzeichnis	105
12	Danksagung.....	109

1 Einleitung

1.1 Problemstellung

Fahrzeugkomponenten sprechen für den Einsatz von stranggepressten Aluminiumprofilen und umgeformten Aluminiumblechen, die eine hohe Festigkeit mit kontrolliertem Verformungsverhalten (Crashworthiness) und eine relativ homogene Mikrostruktur aufweisen können. Nach [EAA13] nahm der Aluminiumanteil in Autos im Zeitraum von 1990 bis 2012 von 50 auf 140 kg zu und wird voraussichtlich in 2020 auf 160 kg ansteigen. Insbesondere in Karosseriebauteilen konnte zwischen 2009 und 2012 ein Wachstum von 58% verzeichnet werden. Dies unterstreicht die Tatsache, dass OEMs zukünftig auf den Leichtbauwerkstoff Aluminium, insbesondere in den Verarbeitungsformen der stranggepressten Aluminiumprofile sowie der umgeformten Aluminiumbleche, setzen werden [EAA13]. Als Leichtbauwerkstoff haben Aluminiumprofile und Aluminiumbleche einen erheblichen Kostenvorteil gegenüber kohlefaserverstärktem Kunststoff (CFK). Gegenüber hochfesten Stählen zeichnen sie sich dadurch aus, dass die über die Verringerung der Bauteilstärken gewonnene Gewichtsreduzierung von Stahlkomponenten limitiert ist, um die Steifigkeit nicht zu beeinträchtigen. Deswegen werden immer mehr Aluminiumkomponenten in neueren Fahrzeugmodellen eingesetzt. Bei einer Gewichtsreduzierung unterscheidet man zwischen direkter Gewichtsreduzierung (Ersatz von Komponenten durch leichte Materialien) und indirekter Gewichtsreduzierung durch neue Konzeption von einzelnen Komponenten. Es wird geschätzt, dass 50% Gewichtsreduzierung durch neue Konzeptionen noch zu erzielen ist. Für Crashboxen sind Aluminiumwerkstoffe besonders vorteilhaft, da mit ihnen eine höhere Energieabsorption als bei der Verwendung von hochfesten Stählen erreicht werden kann. In der Anwendung von Stoßfängern ist das Design für eine große Energieabsorption mit optimaler Faltung ohne Rissbildung maßgebend. Zur Nachbildung der Falten und Rissbildungen werden zuverlässige Werkstoff- und Versagensmodelle in der wichtigen Phase der Produktentwicklung des „virtual prototyping“ benötigt.

Aluminiumwerkstoffe zeigen im Vergleich zu hochfesten Stählen deutlich niedrigere Bruchdehnungen. Zudem sind diese bei stranggepressten Aluminiumprofilen und umgeformten Aluminiumblechen nicht nur vom Spannungszustand sondern auch stark von der Orientierung abhängig. Das richtungsabhängige Bruchverhalten wird häufig durch eine anisotrope Verformung und Dehnungslokalisation ausgelöst. Daher ist die genaue Beschreibung des Verformungsverhaltens Voraussetzung für eine zuverlässige Modellierung der Bruchvorgänge.

Derzeit gibt es einen großen Forschungsbedarf an der Charakterisierung und Modellierung des anisotropen Bruchverhaltens von Aluminiumwerkstoffen. Bisher wurde das anisotrope Verhalten hauptsächlich unter einachsigen Zug untersucht. Es liegen nur einzelne Ergebnisse über die Orientierungseinflüsse bei mehrachsiger Belastung vor. Im Rahmen von Voruntersuchungen wurde bereits festgestellt, dass die durch Glattzugproben ermittelte Orientierungsabhängigkeit des Verformungs- und Versagensverhaltens sich nicht auf Scherzug- und Kerbzugbelastung übertragen lässt. Angesichts der großen Bedeutung und Komplexität dieses Problems ist eine

systematische Charakterisierung der Wechselwirkungen von Orientierung und Mehrachsigkeit auf das Fließ- und Bruchverhalten von Aluminiumwerkstoffen notwendig. Das Fraunhofer IWM verfügt bereits über die entsprechenden Versuchstechniken, hierzu zählen insbesondere die Kerbzug-, Scherzug-, Torsions- und Biaxialversuche.

Die bisherigen in Crashcodes vorhandenen Werkstoffmodelle für anisotrope Verformung wurden hauptsächlich unter einachsigem Spannungszustand kalibriert. Andere Spannungszustände wie z.B. Torsion, Scherzug, ebene Dehnung oder Biaxialzug werden selten betrachtet. Die vorhandenen Versagensmodelle benutzen in der Regel nur eine skalare Größe zur Beschreibung der Schädigung und berücksichtigen keine Orientierungsabhängigkeit des Versagens. Deswegen ist die Entwicklung und Validierung eines neuen anisotropen Versagensmodells zur Verbesserung der Komponentenauslegung und Crashsimulation notwendig. Als Basis stehen sowohl phänomenologische Ansätze als auch kontinuumsmechanische Schädigungsmodelle (CDM) zur Verfügung. Die CDM-Modelle beruhen auf thermodynamischen Grundlagen und benutzen einen Schädigungstensor. Da bisher keine ausreichenden experimentellen Ergebnisse über das anisotrope Versagensverhalten von Aluminiumwerkstoffen unter verschiedenen Spannungsmehrachsigkeiten vorliegen, ließ sich die Anwendbarkeit solcher Versagensmodelle nicht überprüfen. Bisher wurden bzgl. des anisotropen Verhaltens die Schritte von Werkstoffcharakterisierung über Verformungs- und Versagensmodellierung bis Validierung nicht durchgängig behandelt.

1.2 Motivation

Als zentrales Forschungsergebnis wird angestrebt, ein Werkstoffmodell zur Beschreibung des anisotropen Versagens von Aluminiumprofilen und -blechen zu entwickeln und zu verifizieren und die Prognosefähigkeit der Crashsimulation zu verbessern. Die vorgesehene umfassende Charakterisierung durch Prüfung von Proben für unterschiedliche Orientierungen sowie unter verschiedenen Mehrachsigkeiten wird die notwendige experimentelle Basis für die Ableitung und Validierung des zu entwickelnden Werkstoffmodells bilden. Spezielle Versuchs- und Messtechniken werden zur Variation des Spannungszustands und zur Bestimmung des lokalen Dehnungsfelds entwickelt. Die Wechselwirkungen der Orientierung und Mehrachsigkeit auf die kritischen Dehnungen bei Lokalisierung und Versagen werden quantitativ erfasst. Die Mikrostruktur und Bruchmikromechanismen werden mit Hilfe von EBSD- und REM (RasterElektronenMikroskop)-Untersuchungen aufgeklärt.

Durch einen systematischen Vergleich zwischen verschiedenen Ansätzen wird eine wichtige Grundlage für die weitere Entwicklung von Versagensmodellen im Rahmen der Crashsimulation geliefert. Eine Vorgehensweise zur Ermittlung von Modellparametern, wie z.B. die Festlegung von notwendigen Versuchstypen und Simulationsschritten für eine durchgängige Modellierung der Verformung und des Versagens, wird im Rahmen des beantragten Projekts ebenfalls vorgeschlagen. Die Validierung auf Praxistauglichkeit der Projektergebnisse soll mit Hilfe von Versuchen und Simulationen von Validierungsproben- und Komponenten durchgeführt werden.

Das entwickelte bzw. verifizierte Werkstoffmodell kann in der industriellen Anwendung direkt eingesetzt werden.

Die angestrebten Forschungsergebnisse liefern einen wichtigen Beitrag für eine zuverlässige und effiziente Auslegung und Bewertung von Komponenten aus stranggepressten Aluminiumprofilen sowie umgeformten Aluminiumblechen. Dies wird zu einer erheblichen Reduzierung der Entwicklungszeiten und –kosten sowie zur Steigerung der Produktqualität und vor allem zur Prognosegüte führen. Dadurch ist eine bessere Werkstoffnutzung möglich. Der innovative Beitrag dieser Forschungsergebnisse besteht in der Entwicklung und Validierung eines fundierten und anwendbaren Werkstoffmodells für das anisotrope Versagen, das bisher bei der Crashsimulation unzureichend und nicht mit vertretbarem Aufwand modelliert werden kann. Zusätzlich werden aussagefähige Versuche unter klar definierten Mehrachsigkeiten in Kombination mit neuen Messtechniken entwickelt und durchgeführt, wodurch eine notwendige Grundlage für die Ableitung von Werkstoffmodellen gebildet wird. Im Rahmen des vorgeschlagenen Projekts werden verschiedene Aspekte wie z.B. Bruchmikromechanismen, Wechselwirkung von der Orientierung und Mehrachsigkeit auf das Materialverhalten berücksichtigt sowie Werkstoffmodelle auf Basis von verschiedenen Ansätzen untersucht. Die hier entwickelten Werkstoffmodelle und Messtechniken sowie die vorgeschlagene Vorgehensweise für die Bestimmung von Modellparametern sind auch für andere metallische Werkstoffe verwendbar.

1.3 Zielsetzung

Das Ziel des Projekts ist die Entwicklung und Validierung eines Werkstoffmodells zur Beschreibung des anisotropen Verformungs- und Versagensverhaltens von stranggepressten oder umgeformten Aluminiumwerkstoffen für die Umform- und Crashsimulation. Dafür soll die Orientierungsabhängigkeit der Verformung, der Schädigung und des Versagens bei unterschiedlichen Spannungszuständen experimentell charakterisiert werden. Die experimentelle Prüf- und Messtechnik soll zur Realisierung von klar definierten mehrachsigen Belastungen und zur genaueren Messung des lokalen Dehnungsfelds für unterschiedliche Schädigungsstufen erweitert werden. Die Spannungsmehrachsigkeit für die Untersuchung des Orientierungseinflusses soll in einem großen Bereich von Scherung über Scherzug, einachsigem Zug, ebener Dehnung bis hin zum Biaxialzug variiert werden. Die Mikrostruktur in verschiedenen Bereichen des zu untersuchenden Strangpressprofils soll mit Hilfe von Metallographie und EBSD-Verfahren quantitativ analysiert werden. Die Mikromechanismen des orientierungsabhängigen Versagens bei unterschiedlichen Spannungszuständen sollen durch Fraktographie und Metallographie untersucht werden.

Es sollen sowohl die anisotrope Verformung als auch das anisotrope Versagen durch das ausgewählte Werkstoffmodell beschrieben werden. Zur Modellierung der anisotropen Verformung soll das Modell in der Lage sein, das nicht-assozierte Fließen und die anisotrope Verfestigung zu beschreiben. Bei der Modellierung des

Versagens soll die Schädigungsvariable bevorzugt in Form eines Tensors definiert werden, damit nicht nur der Schädigungsort sondern auch die Schädigungsrichtung berechnet werden kann. Zur Validierung des Versagensmodells sollen spezielle Versuche für komplexe Spannungszustände mittels flachen Lochzug- und Durchbiege-Proben durchgeführt werden. Es wird geprüft, ob die Orientierungsabhängigkeit der Lokalisierung, der Schädigung und des Versagens bei unterschiedlicher Mehrachsigkeit vom neuen Modell zuverlässig vorhergesagt werden kann. Am Ende des Projekts wird eine nachvollziehbare Vorgehensweise zur Anpassung der Modellparameter festgelegt.

2 Stand der Technik

2.1 Verformungs- und Versagensverhalten von Aluminiumprofilen und -blechen

Stranggepresste Aluminiumprofile und gewalzte Aluminiumbleche zeigen gegenüber anderen Metallen ein sehr ausgeprägtes anisotropes Verformungs- und Bruchverhalten, welches die Komponentenauslegung und Crashsimulation deutlich schwieriger und herausfordernder gestaltet. Abbildung 2-1 zeigt die Ergebnisse von Zugversuchen an Glattzugproben von einem Einkammerprofil aus AlMgSi1 (EN AW 6082 T6) für drei unterschiedliche Orientierungen. Darin ist eine ausgeprägte Orientierungsabhängigkeit der Fließspannung und der Bruchdehnung zu erkennen. Die Fließspannungen in Querrichtung sind deutlich höher als jene in Längs- und Diagonalrichtung. Allerdings betragen die Bruchdehnungen in Querrichtung nur ca. 60% der entsprechenden Werte in den beiden anderen Richtungen [FAL12]. Abbildung 2-2 zeigt anhand von Zugversuchen die Orientierungsabhängigkeit der Spannungs-Dehnungskurven für Bleche aus AlMg3,5Mn H111 (5000er Serie) [AND14]. Während die Fließspannungen in Längs- und Querrichtung lediglich leicht höher als die in Diagonalrichtung sind, weisen die entsprechenden Bruchdehnungen deutlich niedrigere Werte als jene in Querrichtung auf. In Abbildung 2-2 ist ebenfalls zu erkennen, dass die dynamische Reckalterung (Portevin-Le Chatelier (PLC)-Effekt), welche zu einem gezackten Spannungs-Dehnungsverlauf führt und sich häufig bei AlMg-Legierungen beobachten lässt, aufgetreten ist. Eine ähnliche Orientierungsabhängigkeit der Spannungs-Dehnungskurven und Bruchdehnungen der 5000er Serien wurde auch bei den 2000er Serien aus Aluminium wie bspw. an Blechen aus 2198 T8 festgestellt [STE10]. In dieser Untersuchung wurde auch gezeigt, dass sich die Orientierungsabhängigkeit des Bruchverhaltens bei gekerbten Zugproben stärker als bei Glattzugproben auswirkt.

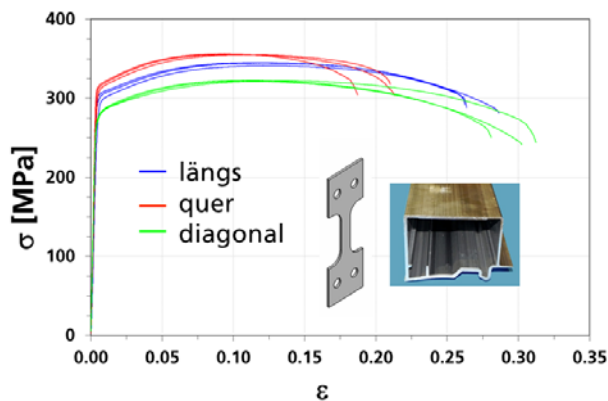


Abbildung 2-1: Orientierungsabhängigkeit der technischen Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben für ein Einkammerprofil aus AlMgSi1 (EN AW 6082 T6) [FAL12].

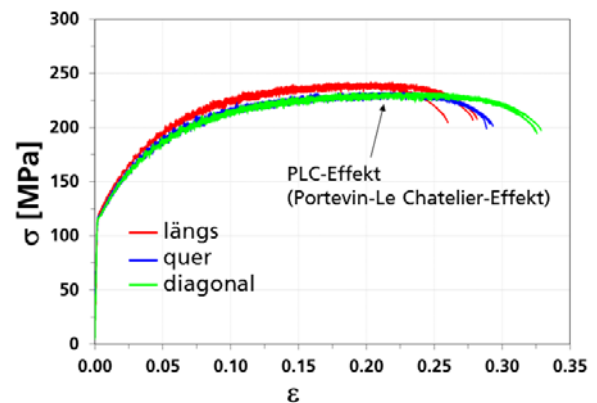


Abbildung 2-2: Orientierungsabhängigkeit der technischen Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben für Bleche aus AlMg3,5Mn H111 [AND14].

Die Ursachen für anisotropes Verformungs- und Versagensverhalten von stranggepressten oder umgeformten Aluminiumwerkstoffen sind bekanntlich Texturbildung, bandförmige Kornverteilungen und orientierungsabhängige Ausscheidungen. In einigen Arbeiten ([SHE11] [FOU13], [STE08]) wurde gezeigt, dass bei umgeformten Aluminiumwerkstoffen die langgestreckte Form der Ausscheidungen und ihre bevorzugte Ausrichtung zur Orientierungsabhängigkeit des Versagensverhaltens führt.

Da bei Crashbelastungen insbesondere in den hochbeanspruchten und letztendlich versagenden Zonen meist komplexe Beanspruchungen vorliegen, sind für genaue Crashsimulationen auch Ergebnisse zum Werkstoffverhalten unter mehrachsiger Beanspruchung erforderlich. Sie können mit unterschiedlichen Probenformen unter verschiedenen Belastungsarten ermittelt werden. Die Mehrachsigkeit σ_m/σ_e ist als Verhältnis der hydrostatischen Spannung σ_m zur von Mises-Vergleichsspannung σ_e definiert. Die Einflüsse der Mehrachsigkeit auf das Versagen wurden bereits durch mehrachsige Versuche an verschiedenen Werkstoffen wie Aluminiumprofilen [BAO04, SUN13] untersucht. Hierbei wurde eine Versagenskurve mit einem erkennbaren Minimum im Scherbereich ermittelt. Die Bruchdehnungen und die entsprechenden Werte der Mehrachsigkeit in der Versagenskurve werden in der Regel durch Simulation der unterschiedlichen Probenversuche und Auswertung der lokalen Größen bei der jeweiligen gemessenen Bruchverschiebung ermittelt. Abbildung 2-3 zeigt eine mit dieser Methode ermittelte Versagenskurve für EN AW 6005A T6 (dicke blaue Kurve) mit Bruchpunkten aus Experiment und Simulation (Symbole) sowie Lastpfaden aus Simulation (dünne Kurven). Die Bruchdehnungen können auch durch lokale optische Dehnungsmessungen in oberflächennahen Bereichen direkt aus Experimenten ermittelt werden. Da die Dehnungsfelder in den meisten Proben starke Gradienten aufweisen und die Initiierungspunkte des Versagens nicht immer deutlich identifiziert werden können, sind solche Versagenspunkte kritisch zu bewerten.

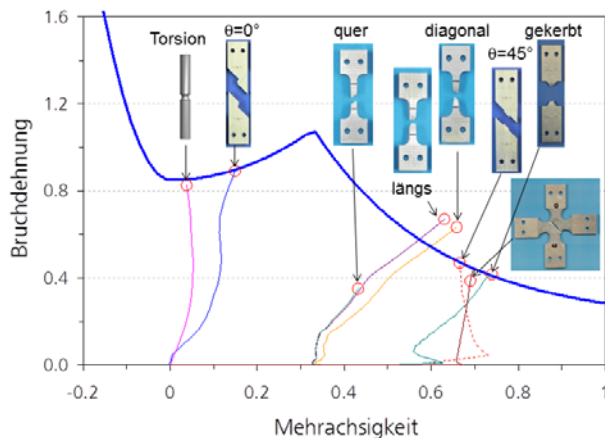


Abbildung 2-3: Bruchdehnung (blau) eines Aluminiumprofils als Funktion der Mehrachsigkeit mit Belastungspfaden für unterschiedliche Proben [SUN13].

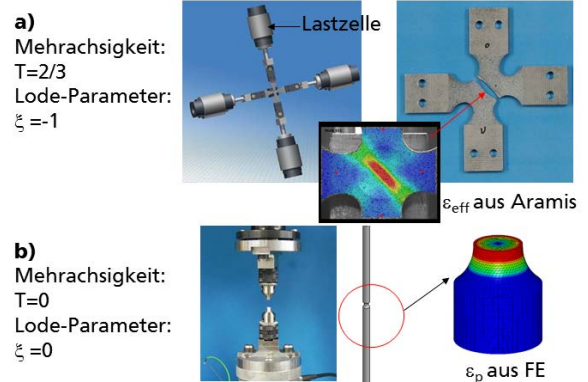


Abbildung 2-4: a) Optimierter Biaxialzugversuch mit lokalen Dehnungsmessungen, b) Optimierter Torsionsversuch an kleiner gekerbter Rundprobe und berechnete Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung [SUN12].

Im Bereich von Mehrachsigkeiten zwischen einachsigem Zug ($\sigma_m/\sigma_e=1/3$) und Biaxialzug ($\sigma_m/\sigma_e=2/3$) nimmt die Bruchdehnung mit zunehmender Mehrachsigkeit tendenziell ab. Allerdings wurde ein weiteres lokales Minimum der Bruchdehnung beim ebenen Dehnungszustand ($\sigma_m/\sigma_e=0,577$) bei der Untersuchung von unterschiedlichen Werkstoffen gefunden [BAO04]. Da die meisten durchgeführten Untersuchungen zur Werkstoffcharakterisierung keine Versuche an ebenen Dehnungsproben aus dünnwandigen Strukturen beinhalten, gibt es keine ausreichenden experimentellen Befunde über das Bruchverhalten von Blechen unter dieser Belastungssituation. In [BA10, BAS11] wurden zum Erreichen eines ebenen Dehnungszustands breite Flachzugproben mit beidseitigen Kerben in der Dickenrichtung verwendet. Dabei wurden erhebliche Einflüsse der Verhältnisse von Probenbreite und Kerbtiefe zu Probendicke im Kerbgrund auf den lokalen Spannungszustand festgestellt. Angesichts der großen Bedeutung des ebenen Dehnungszustands für die Versagensmodellierung sind hierfür weitere gezielte Untersuchungen erforderlich.

2.2 Spezielle Versuchstechniken zur Werkstoffcharakterisierung

Eine große Herausforderung in der Werkstoffcharakterisierung ist die Erfassung von Mehrachsigkeiten durch einfache Versuche mit klar definierten Lastbedingungen. Neben den Standardzugversuchen wurden in letzter Zeit häufig Zugversuche an Rund- und Flachproben mit verschiedenen Kerbradien sowie Nakazimaversuche an Proben mit unterschiedlichen Geometrien zur Variation der Mehrachsigkeit verwendet. Problematisch ist die Realisierung der reinen Scherbelastung, da bei duktilen Werkstoffen mit zunehmender Belastung der Anteil der überlagerten Zugspannung in Scher-, Iosipescu- und Arcan-Proben stark zunimmt. Außerdem tritt die Rissbildung häufig an der Kerbe solcher Scherproben auf, wo die Mehrachsigkeit

deutlich höher als die unter reiner Scherung ist. Alternativ dazu bieten sich Torsionsversuche mit Hohlproben an [AUT09]. Allerdings ist es nicht möglich, Hohlproben aus dünnen Blechen für die Automobilanwendung mit einem vertretbaren Aufwand herzustellen und zuverlässig zu prüfen. Es wurden kleine gekerbte Torsionsproben am IWM verwendet (Bild 4b). Die Ergebnisse sind aufgrund der in der Probe vorliegenden reinen Schubbelastung für die Bestimmung der Versagenskurve eines Werkstoffs optimal [SUN12]. Als Alternative kann ein Rohr aus einem umgeformten Blech unter Torsion getestet werden. Eine Einschränkung für die Anwendung der Torsionsversuche ist die begrenzte Möglichkeit der Dehnratenvariation. Deswegen werden derzeit weitere Optimierungen von Scherzugproben durch Variation des Kerbradius und der Form lokaler Blechstärkenvariation durchgeführt.

Zur Realisierung einer biaxialen Zugbelastung können Bulge-, Nakazima- und Marciniak-Versuche sowie Biaxialzugversuche an Kreuzproben verwendet werden [QUA08, BAI10, SUN09]. Jeder vorhandene Versuchstyp für biaxiale Belastung hat Vor- und Nachteile. Für langsame Belastungsgeschwindigkeiten ist der Biaxialzugversuch an einer optimierten Kreuzzugprobe aufgrund der klar definierten Beanspruchungssituation z.B. ohne Reibung und ohne Biegung für die Werkstoffcharakterisierung geeignet. Bild 4a zeigt den Versuchsaufbau und die optimierte Biaxialzugprobe des IWM [SUN12] sowie die Versagensstelle, an der die Mehrachsigkeit exakt $2/3$ beträgt. Für stoßartige Belastung sind die Nakazima-Versuche oder die Durchstoßversuche einfacher zu realisieren. Deren Simulationen sind jedoch komplexer, weil dazu die Reibung zwischen Probe, Stempel und Niederhaltern sowie das komplizierte Einspannsystem zusätzlich modelliert werden müssen.

Zur Erklärung des anisotropen Verhaltens ist eine systematische Charakterisierung der Mikrostruktur und Textur notwendig. Dafür ist die Anwendung des Verfahrens der Elektronenrückstreubeugung (EBSD = electron backscatter diffraction) zur Gefügecharakterisierung zielführend. Am IWM wird das EBSD-Verfahren für die Visualisierung und Quantifizierung der Verteilungen von Kristallorientierungen und Korngrenzen häufig verwendet. Abbildung 2-5 zeigt die mit Hilfe der EBSD-Untersuchung ermittelten Korngrößenverteilungen und Polfiguren aus einem Längsschliff eines stranggepressten Aluminiumprofils. In diesem Zusammenhang sei wiederum auf Abbildung 2-2 verwiesen, das die Orientierungsabhängigkeit der Bruchdehnung von Glattzugproben aus diesem Aluminiumprofil zeigt. Sowohl die bandförmige Kornverteilung als auch die leichte Texturbildung sind für das anisotrope Bruchverhalten verantwortlich.

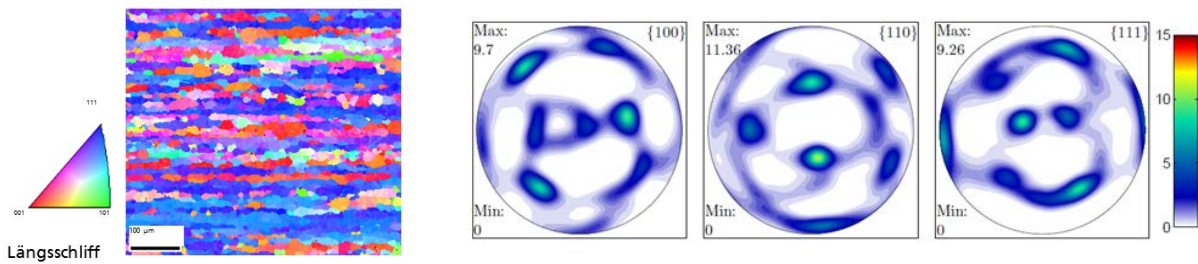


Abbildung 2-5: Verteilung der Korngröße und der Kornorientierung in einem stranggepressten Aluminiumprofil aus EBSD-Untersuchungen an einem Längsschliff.

2.3 Werkstoffmodelle für anisotrope Verformung

Anisotropie infolge von Textur- und Gefügeänderungen und ihr Einfluss auf das mechanische Verhalten wird bei Umform- und Crashsimulation normalerweise mit phänomenologischen Modellen beschrieben. Zur Beschreibung der plastischen Anisotropie der Fließfläche hat Hill [HIL48] eine quadratische anisotrope Fließfunktion als Erweiterung des von Mises-Kriteriums vorgeschlagen. Barlat und Lian [BAR89] haben eine nicht quadratische Form (Barlat-3P-Modell) vorgeschlagen, die gut mit dem Taylor-Bishop-Hill Texturmodell übereinstimmt. Das Modell kann die plastische Anisotropie vieler Werkstoffe präzise beschreiben. Hill [HIL90] hat ebenfalls eine nicht quadratische Form vorgeschlagen. Großer Nachteil all dieser Fließkriterien ist, dass sie keine Veränderung der Fließflächenform, welche Textursimulationen und experimentelle Untersuchungen zeigen, bei plastischen Deformationen berücksichtigen.

Zur Beschreibung der Formentwicklung von Fließflächen lassen sich bereits einige phänomenologische Ansätze mit sogenannten formativen Verfestigungsgesetzen in der Literatur finden. In [KOW99] wurde gezeigt, wie man mit Verfestigungstensoren 4. oder 6. Ordnung die experimentellen Ergebnisse für den Stahl Fe 510 deutlich genauer als mit dem klassischen Plastizitätsmodell beschreiben kann. Teodosiu [TEO98] hat ein Modell mit anisotropen Verfestigungsgesetzen vorgeschlagen. Dabei werden innere tensorielle Variablen eingeführt, welche das anisotrope Verhalten beschreiben. Die Entwicklungsgleichungen für diese Tensoren basieren zum Teil auf physikalisch motivierten Ansätzen und bilden die Versetzungsmechanismen entsprechend ab.

Einige makroskopische Werkstoffmodelle für anisotrope Plastizität, wie z.B. nach Barlat [BAR89], sind in kommerziellen FE-Codes bereits implementiert und werden auch für Umformsimulation eingesetzt. Diese Modelle berücksichtigen eine assoziierte Fließregel und eine isotrope Verfestigung des Materials. In jüngerer Zeit wurden Ansätze mit einer nicht-assozierten Fließregel und anisotroper Verfestigung vorgeschlagen [STO09, SAF13, AND14]. Diese scheinen für die Anwendung vielversprechend, allerdings wurde bislang noch nicht gezeigt, wie deren Leistungsfähigkeit bei der Simulation von Crash- bzw. Blechumformprozessen zu bewerten ist.

Die Parameteridentifikation von solchen makroskopischen anisotropen Werkstoffmodellen ist aufgrund der großen Anzahl von Parametern sehr aufwendig. Abbildung 2-6 zeigt für ein stranggepresstes Aluminiumprofil die Fließflächen, die durch Anpassung an die experimentellen Daten und inverse Simulation ermittelt wurden [SUN13]. Die Anpassung dieser Modellparameter für Barlat-6-Komponenten-Modelle [BAR91] erfolgte mit Hilfe der r-Werte und der Fließspannungen aus den Zugversuchen längs, diagonal und quer zur Extrusionsrichtung (Abbildung 2-7). Die Fließspannungen unter äqui-biaxialer und Scher-Belastung wurden durch inverse Simulation der Kreuzzugversuche bzw. Scherzugversuche bestimmt.

Zur Reduzierung des Versuchsaufwands für die Bestimmung der Fließfläche kann man das sogenannte virtuelle Labor benutzen. Dabei wird die experimentell ermittelte Textur als Eingangswert für ein Kristallplastizitätsmodell benötigt. Häufig wird das viskoplastisch-selbstkonsistente Modell VPSC nach Lebensohn und Tomé [LEB93], das auf Homogenisierung beruht, verwendet.

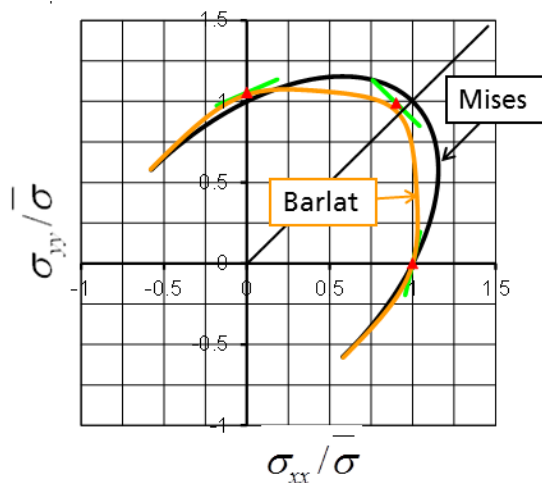


Abbildung 2-6: Fließortkurven im Spannungsraum, wobei σ_{xx} - und σ_{yy} -Achse der Längs- bzw. Querrichtung entsprechen (rote Symbole und grüne Tangente aus Experiment und inverser Simulation) [SUN13].

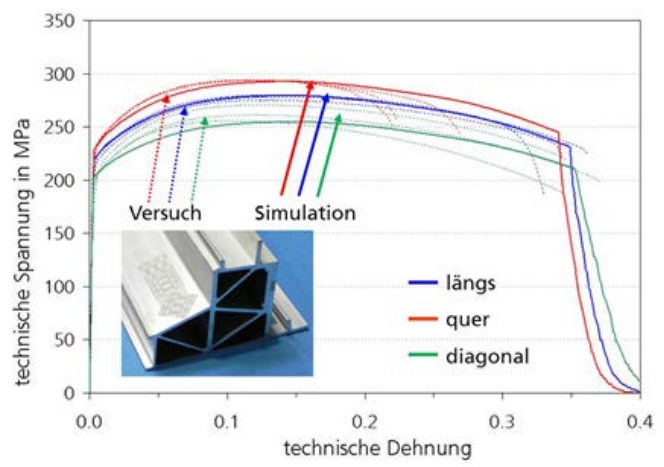


Abbildung 2-7: Gemessene und berechnete technische Spannungs-Dehnungskurven für glatte Flachzugproben in drei Orientierungen aus einem stranggepressten Al-Profil [SUN13].

2.4 Versagensmodelle

2.4.1 Isotrope Versagensmodelle

Die bereits für die Crashsimulation verwendeten Versagensmodelle lassen sich in zwei Gruppen aufteilen. Zum einen handelt es sich um rein phänomenologische Modelle wie z.B. Johnson-Cook, Wilkins, Grenzformänderungsschaubild (FLD), Xue-Wierzbicki, CrachFEM, GISSMO oder Bi-Failure. Diese benötigen allerdings viele Versuche zur Bestimmung der Materialparameter. Zum anderen können mikromechanische Modelle, wie z.B. Gurson, Gurson mit Erweiterung für Scherbruch und Gologanu herangezogen werden, wobei sich diese aufgrund der physikalischen Beschreibung von Versagensmechanismen mit einer geringen Versuchsanzahl

kalibrieren lassen. Ein Problem bei den meisten mikromechanischen Schädigungsmodellen ist, dass das Scherversagen von den Modellen nicht oder nur unflexibel beschrieben werden kann. Zum Beispiel wurde beim für Scherbruch erweiterten Gurson-Modell nach [NAH08] eine von der dritten Spannungsinvariante abhängige Porenentwicklung auf Basis eines phänomenologischen Ansatzes in das Basismodell eingefügt. Der Nachteil dieses Ansatzes ist, dass die Erweiterung nicht nur für scherdominierte Belastungen sondern auch in Bereichen mit hoher Mehrachsigkeit eine Rolle spielt, in denen das Gurson-Modell eigentlich sinnvolle Ergebnisse liefert. Als Alternative berücksichtigt das mikromechanische Schädigungsmodell nach [GOL97] sowohl die Porosität als auch die Porenform und bietet damit eine gute Basis für die Bildung eines Versagenskriteriums. In [AND14] wurde gezeigt, dass das Modell in der Lage ist, die beiden Versagenstypen Duktil- und Scherbruch zu beschreiben.

Die meisten phänomenologischen Modelle beruhen auf einer Bruchdehnung, die vom Spannungszustand abhängt. Im ebenen Spannungszustand wird eine Beanspruchungssituation mit der Mehrachsigkeit σ_m/σ_e eindeutig beschrieben. Ein allgemeiner dreidimensionaler Spannungszustand kann nicht mit einem Parameter wie der Mehrachsigkeit charakterisiert werden. Nach Bao und Wierzbicki [BAO04] kann für eine vollständige Beschreibung eines beliebigen Spannungszustands der Lode Parameter hinzugezogen werden. Er ist eine Funktion der zweiten und dritten Spannungsinvarianten. Zur Bestimmung der entsprechenden Versagensparameter müssen Probenversuche im gesamten dreidimensionalen Spannungsraum z.B. auch im ebenen Dehnungs- und axialsymmetrischen Spannungszustand durchgeführt werden. Ein offener Punkt ist, ob solche Versagensmodelle für die Modellierung der Schädigung und des Versagens von stranggepressten oder umgeformten Aluminiumwerkstoffen, die ein ausgeprägtes anisotropes Verhalten zeigen, ausreichend sind. Die in Abbildung 2-7 dargestellten numerischen Ergebnisse wurden mit dem anisotropen Barlat-6-Komponenten-Modell [BAR91] in Verbindung mit einem isotropen Versagensmodell (Bi-Failure-Modell [SUN13]) berechnet. Es ist zu erkennen, dass die Orientierungsabhängigkeit des Bruchverhaltens sich hierdurch nicht beschreiben lässt. Bei den entsprechenden Komponentenversuchen wurde festgestellt, dass die Faltenbildung durch das verwendete anisotrope Modell nach Barlat relativ gut berechnet wird. Die Rissbildung wurde allerdings nur auf einer Seite vom isotropen Versagensmodell vorausgesagt (Abbildung 2-8). Untersuchungen an einem Aluminium-Blech aus AlMg3.5MnH111 wurden von Andrieux et al. [AND14] durchgeführt. Dabei wurde festgestellt, dass das orientierungsabhängige Versagen von Zugproben mit einem komplexen anisotropen Modell unter Berücksichtigung des nicht-assozierten Fließens und der anisotropen Verfestigung in Kombination mit dem isotropen Versagensmodell (Bi-Failure-Modell) zufriedenstellend beschrieben werden konnte. Allerdings wurde nicht nachgewiesen, ob das Werkstoffmodell auf andere Beanspruchungen z.B. unter Kerbzug und Scherzug für unterschiedliche Orientierungen übertragbar ist.

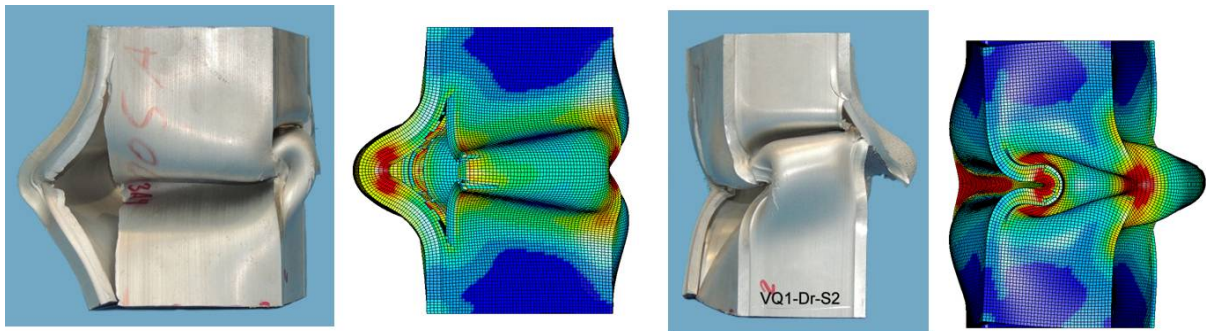


Abbildung 2-8: Vergleich des Verformungs- und Versagensverhaltens eines gestauchten Profilabschnitts eines stranggepressten Al-Profiles in Versuch und Simulation (links: Vorderseite, rechts: Rückseite).

2.4.2 Anisotrope Versagensmodelle

Auch bei der Beschreibung des anisotropen Versagens sind sowohl mikromechanische als auch phänomenologische Ansätze vorhanden. Da das Versagen metallischer Werkstoffe von Porenbildung, -wachstum und -koaleszenz gesteuert wird, sind mikromechanische Modelle, die alle diese Vorgänge abbilden können, auch für die Beschreibung des anisotropen Versagens geeignet. Das mikromechanische Modell nach Gologanu [GOL97] kann aufgrund der Betrachtung einer ellipsoidalen Pore die Orientierungsabhängigkeit der Schädigung beschreiben. Da das Gologanu-Modell keine Lokalisierung berücksichtigt, war es erforderlich, das Modell mit Bruchkriterien zu kombinieren. Andrieux et al. [AND04], [RIE07] haben die Kriterien von Thomason [THO90] sowie von Brown und Embury [BRO73] kombiniert, so dass das jeweils Kritischere greift. Diese Kriterien berücksichtigen die Porenform, welche aus dem Gologanu-Modell berechnet wird. Das Modell wird um das anisotrope Fließen von Falkinger et al. [FAL10] erweitert. In [STE08], [PAR00] und [BEN04] wurde auch das Gologanu-Modell in Kombination mit dem Thomason Kriterium verwendet. Durch diese Ansätze kann man mit dem Bruchkriterium durch Anpassung nur eines Materialparameters für die Porenverteilung das richtungsabhängige Versagen nachbilden. Probleme bei der Anwendung von mikromechanischen Modellen sind, dass Mikromechanismen von Bruchvorgängen in realen Werkstoffen aufgrund der Koexistenz von verschiedenen Porengenerationen schwierig quantitativ nachgebildet werden können. Zur verbesserten Modellierung der Porenbildung wurden bereits Homogenisierungsmethoden von Hubert et al. [HUB05] mit der Eshelby-Lösung oder die Mori-Tanaka-Methode von Pardoen et al. [PAR10] vorgeschlagen. Diese Ansätze liefern gute Ergebnisse, sind allerdings sehr aufwendig. Die Komplexität solcher Modelle steigt je nach Anforderung an die Genauigkeit, sodass Ansätze dieses Typs für praktische Anwendungen derzeit nicht von Relevanz sind. Außerdem ist festzustellen, dass die meisten mikromechanischen Versagensmodelle hauptsächlich für den von Porenwachstum kontrollierten Bruch und nicht für das Scherversagen entwickelt wurden.

Als Alternative zu mikromechanischen Schädigungsmodellen stehen phänomenologische Ansätze und kontinuumsmechanische Schädigungsmodelle aus thermodynamischen Konzepten für die Modellierung des anisotropen Versagens zur

Verfügung. Phänomenologische anisotrope Versagensmodelle wurden bereits auf der Basis von vorhandenen isotropen Versagensmodellen entwickelt. In [HOP04] wurde die Bruchdehnung von der Mehrachsigkeit und dem Winkel zwischen der Strangpressrichtung und der ersten Hauptdehnratenrichtung definiert. Darin wurde nachgewiesen, dass das anisotrope Versagensmodell zur Verbesserung der numerischen Simulation bis Rissinitiierung geführt hat. Allerdings wurde das Versagensmodell noch nicht für Simulationen der Risserweiterung verwendet. In [LUO12] wurde die Bruchdehnung ausschließlich als Funktion des Spannungszustands definiert. Der Orientierungseinfluss wurde dadurch berücksichtigt, dass eine anisotrope Vergleichsdehnung anstatt der von Mises Vergleichsdehnung verwendet wurde. In [ERH17] werden drei unterschiedliche Vergleichsdehnungen für uniaxiale Belastungen in 0° , 45° und 90° definiert und zur Berechnung der Schädigung werden drei Versagenskurven für die drei Orientierungen benötigt.

Die Vorteile solcher empirischen Versagensmodelle liegen darin, dass sie aufgrund der Entkopplung vom Deformationsmodell anwendungsfreundlicher zu implementieren und kalibrieren sind. Ein Nachteil ist, dass die phänomenologischen Versagensmodelle viele Experimente zur Parameteridentifikation benötigen und alle möglichen Beanspruchungssituationen nur unzureichend abdecken.

Anisotrope Kontinuums-Schädigungsmodelle (CDM) aus thermodynamischen Ansätzen ([CHO98], [VOY99], [LEM00], [BRÜ11]) bieten eine interessante Alternative zu den phänomenologischen anisotropen Versagensmodellen. Die Schädigung und ihre Entwicklung werden in solchen Modellen durch innere Variablen in Form eines 2 oder 4 stufigen Schädigungstensors beschreiben und die mikromechanischen Vorgänge werden nicht explizit einbezogen. Diese anisotropen Kontinuums-Schädigungsmodelle gehen auf das ursprüngliche isotrope Modell nach Lemaitre und Chaboche [LEM85] zurück. Der verwendete thermodynamische Rahmen bei der Ableitung des Versagensmodells garantiert thermodynamisch plausible Lösungen. Anisotrope Schädigung kann durch die vorhandenen Beanspruchungen (load-induced-anisotropic-damage LIAD) oder durch das Material selbst (material-induced-anisotropic-damage MIAD) bedingt sein. Zunächst wurden die meisten anisotropen Modelle für LIAD entwickelt. Neulich wurden einige Erweiterungen für MIAD wie z.B. von ([NIA12, BOU11]) vorgeschlagen. Die Schwierigkeit für die Anwendung von Kontinuums-Schädigungsmodellen besteht darin, die maßgeblichen inneren Variablen zu identifizieren und geeignete Entwicklungsgesetze zu formulieren. Ferner sind diese Ansätze bezüglich ihrer Übertragbarkeit bisher nicht systematisch untersucht worden. Das liegt teilweise daran, dass die Anzahl der notwendigen Experimente sehr hoch ist, da Proben in verschiedenen Orientierungen sowie unter zahlreichen Belastungszuständen zu prüfen sind.

3 Spezielle Charakterisierung und Untersuchung der Versagensmechanismen

3.1 Versuchsplanung und Versuchstechniken

Ein crashrelevantes Aluminiumprofil aus EN AW 6082 T6 (AlMgSi1) wurde für die Werkstoffcharakterisierung und Komponentenprüfung ausgewählt. Abbildung 3-1 zeigt die Geometrie des Querschnitts des ausgewählten Einkammer-Profils. Die Wanddicke im Aluminiumprofil variiert von 2,8 mm bis 4,8 mm. Abbildung 3-2 zeigt schematisch die Lage der Pressnähte im Profil, die hauptsächlich an den Profilecken liegen.

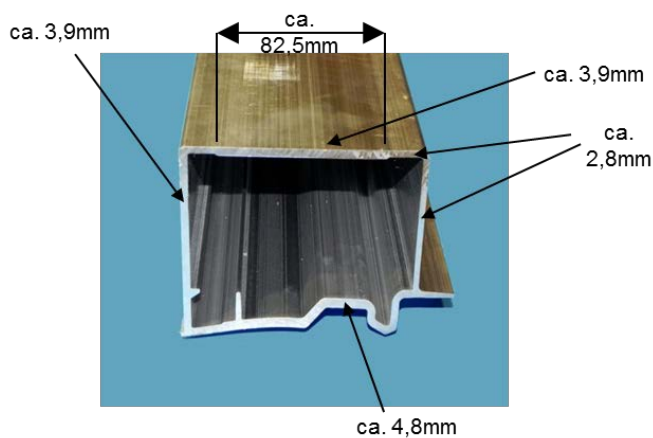


Abbildung 3-1: Geometrie des ausgewählten Aluminiumprofils aus EN AW 6082 T6 (AlMgSi1)

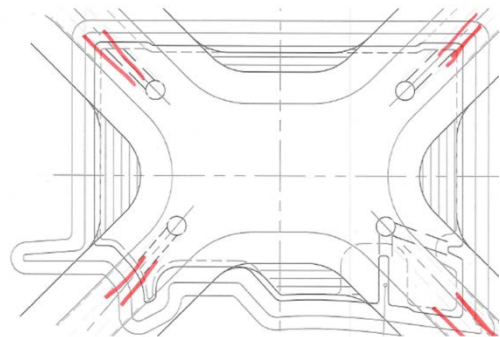


Abbildung 3-2: Lage der Pressnähte im Profil

Zur Bestimmung des Verformungs- und Versagensverhaltens des stranggepressten Profils wurden Basis- und spezielle Charakterisierungen für unterschiedliche Orientierungen vorgesehen. Bei der Basischarakterisierung wurden glatte Zugversuche zur Ermittlung der Orientierungsabhängigkeit durchgeführt, wobei die Proben in sieben verschiedenen Winkeln (0° , 15° , 30° , 45° , 60° , 75° , 90°) zur Strangpressrichtung entnommen wurden. Bei der speziellen Charakterisierung wurden die Einflüsse der Mehrachsigkeit vom einachsigen Zug über Torsion, Scherzug und Kerbzug bis zum Biaxialzug erfasst. In Tabelle 3-1 sind die Versuchsmatrizen für Probenversuche für den untersuchten Werkstoff angegeben. Das Profil wurde bereits in [FAL12] teilweise untersucht. Zur systematischen Untersuchung des Orientierungs- und Mehrachsigkeitseinflusses wurden im Rahmen des Projekts zahlreiche neue Versuche durchgeführt. Die Ergebnisse der vorhandenen Versuche und der ergänzenden (1. Versuche) sowie erweiterten Versuche (2. Versuche) wurden im nächsten Abschnitt gegenübergestellt.

Probentyp	Orientierung	Versuchszahl		
		vorhanden	1. Versuche	2. Versuche
Glattzugproben	Längs 0°	5	3	6
	Quer 90°	3		
	Diagonal +45°	3		
	Diagonal -45°		3	
	+15°/30°/60°/75°		12	
Glattzugproben mit Last-unterbrechung	0°,45°,90°		6	
Große Glattzugproben	Längs 0°	3		
Kerbzugproben mit R = 4 mm	Längs 0°	3		3
	Quer 90°		3	3
	Diagonal +45°		3	3
Lochzugproben mit Lochdurchmesser 2 mm	Längs 0°		3	
	Quer 90°		3	
	Diagonal +45°		3	
Scherzugproben 0°	Längs 0°	3	3	
	Quer 90°		3	
	Diagonal +45°		3	
Proben für Durchbiegung mit überlagertem Zug	Längs 0°		3	
	Quer 90°		3	
	Diagonal +45°		3	
Durchstoßproben			4	
Durchstoßproben (neue Matrix)				4
Summe		20	61	19

Tabelle 3-1: Versuchsmatrix für das Aluminiumprofil aus dem Werkstoff EN AW 6082 T6.

Die verwendeten Probengeometrien für unterschiedliche Proben werden in Abbildung 3-3 bis Abbildung 3-8 dargestellt. Die Probendicke beträgt ca. 3,9 mm und entspricht der Wanddicke der Probenentnahmestelle im Profil. Nachträglich wurden vier Durchstoßproben mit Dicke von 2 mm durch Abarbeitung in der Dickenrichtung gefertigt und geprüft, damit das Versagen in der Mitte der Durchstoßproben anstatt an der Kontaktstelle zur Matrize stattfindet.

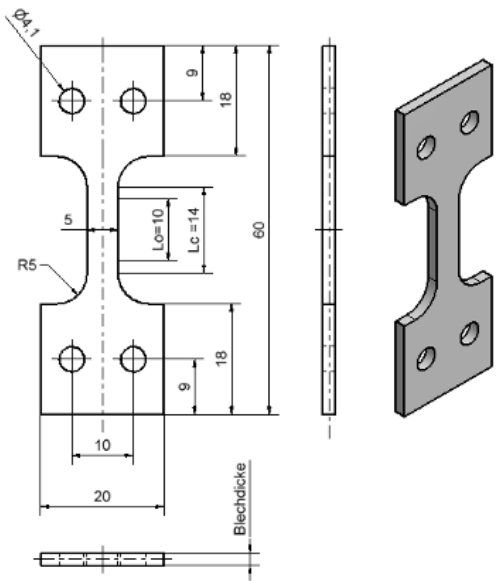


Abbildung 3-3: Geometrie der glatten Zugproben

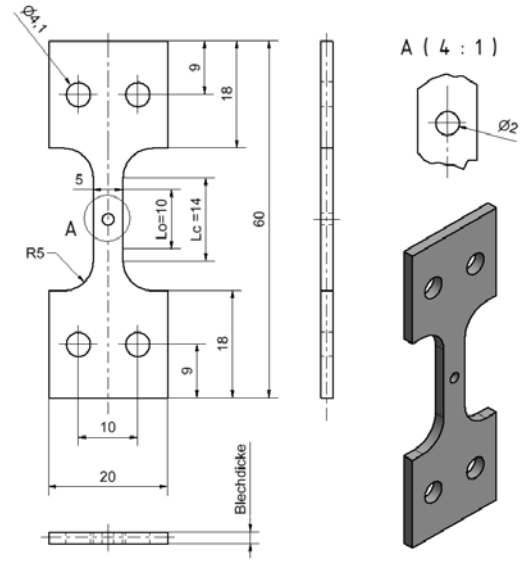


Abbildung 3-4: Geometrie der Zugproben mit einem Loch in der Probenmitte

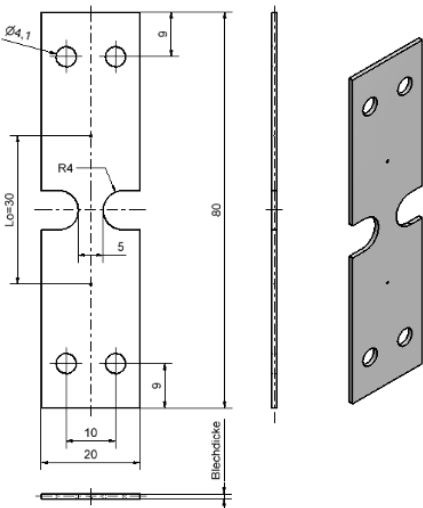


Abbildung 3-5: Geometrie der gekerbten Zugproben mit einem Kerbradius von 4mm

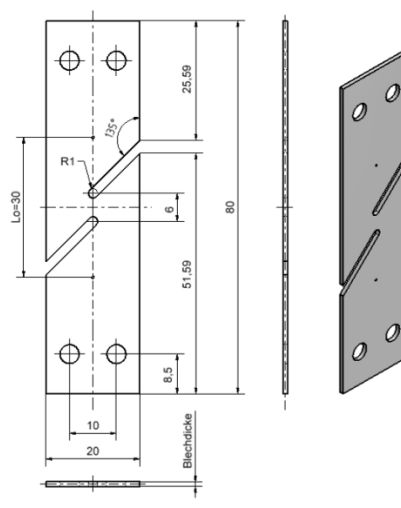


Abbildung 3-6: Geometrie der Scherzugproben

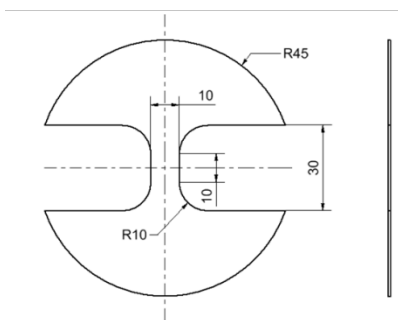


Abbildung 3-7: Geometrie der Durchbiegeproben mit überlagertem Zug

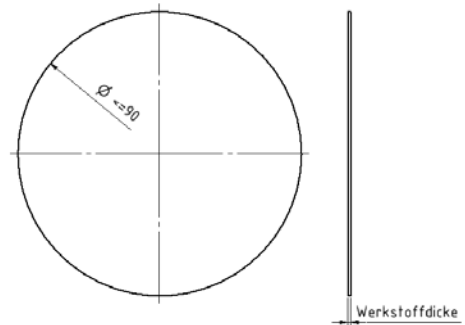


Abbildung 3-8: Geometrie der Durchstoßproben

Abbildung 3-9 zeigt die Entnahmepositionen für die unterschiedlichen Proben. Nur die breiteste Wand mit Dicke von ca. 3,9 mm wurde für die Probenentnahme verwendet. Insgesamt wurden fünf Profile für die Probenentnahme verwendet. Da die vom Industriepartner gelieferten Profile nur Ausschnitte von ursprünglichen deutlich längeren Strangpressprofilen sind, ist es möglich, dass sich die entsprechenden mechanischen Eigenschaften je nach der Ausschnittposition unterscheiden. Deswegen wurden zum Vergleich Glattzugproben in Längsrichtung aus allen fünf verwendeten Profilen entnommen und geprüft. Abbildung 3-10 vergleicht die technischen Spannungs-Dehnungskurven für die fünf Profile. Offensichtlich ist die Streckgrenze von Profil 2 deutlich niedriger als die von den vier anderen Profilen. Die durchgeführten Härtemessungen bestätigen die Aussage der Zugversuche bzgl. des Festigkeitsunterschieds zwischen den untersuchten Profilen. Während der HV10-Wert von Profil 2 107 beträgt, liegen die Werte von den anderen Profilen zwischen 112 und 115.

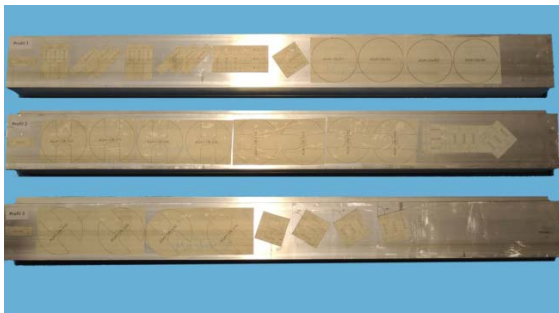


Abbildung 3-9: Probenentnahme aus drei ausgewählten Aluminiumprofilen

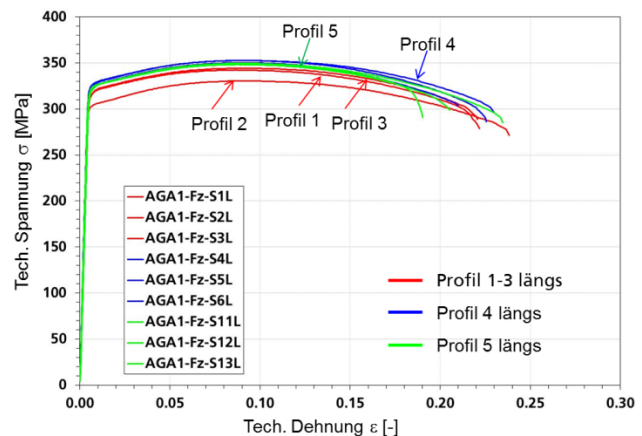


Abbildung 3-10: Technische Spannungs-Dehnungskurven aus fünf Aluminiumprofilen für die gleiche Orientierung (längs)

Alle Zug-, Lochzug-, Scherzug- und Kerbzugversuche wurden bei Raumtemperatur positionsgeregelt mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 0,01 mm/s durchgeführt. Dabei wurden die Kraft F und die Probenverlängerung Δl des Prüfteils ausgehend von einer Ausgangsmesslänge ($L_0=10$ mm bei Glattzug- und Lochzugproben und $L_0=30$ mm bei Scherzug- und Kerbzugproben) gemessen. Alle Messgrößen wurden digital aufgezeichnet. Zur Bestimmung des lokalen Dehnungsfelds wurde das optische Messverfahren ARAMIS bei ausgewählten Versuchen verwendet. Eine Facettengröße von 13 Pixel x 13 Pixel und eine Bezugslänge mit zwischen 0,1 mm und 0,36 mm wurden für die ARAMIS-Messungen ausgewählt.

Aus den Kraft- und Verlängerungsmessungen der Glattzugversuche wurden die technischen Kennwerte Streckgrenze R_{eL} , Zugfestigkeit R_m , Gleichmaßdehnung A_g , Bruchdehnung A_{10mm} , sowie die technischen Spannungs-Dehnungskurven bis Bruch als auch die wahren Spannungs-Dehnungskurven bis Kraftmaximum bestimmt. Die Brucheinschnürung Z wird durch Vermessen der Bruchfläche mit einem Messmikroskop nach dem Versuch ermittelt, und unter Verwendung der Bruchkraft daraus auch die Endpunkte der wahren Spannungs-Dehnungskurven berechnet, die

in den entsprechenden Diagrammen ebenfalls eingezeichnet sind. Der r_{3-5} -Wert ist das Verhältnis der Dehnung in Probenbreitenrichtung zur Dehnung in Probendickenrichtung und wurde in einem Dehnungsbereich von 3% bis 5% ermittelt. Zur Realisierung eines biaxialen Spannungszustands wurden Durchstoßversuche nach Erichsen (DIN EN ISO 20482) mit einer Stempelgeschwindigkeit von 0,02 mm/s durchgeführt. Beim Durchstoßversuch wurde ein Kugelstempel mit einem Durchmesser von 20 mm gegen das Prüfblech, das einen Durchmesser von 90 mm hat und ringförmig eingespannt wurde, bis zum Versagen gedrückt. Die Wegmessung des Druckstempels erfolgt mit einem induktiven Wegaufnehmer und die lokalen Dehnungsverteilungen wurden durch optische 3D-ARAMIS-Messungen ermittelt. Abbildung 3-11 zeigt den Versuchsaufbau für den Durchstoßversuch mit zwei Kameras für 3D-ARAMIS-Messungen. Zur Reduzierung der Reibkräfte wurden die Proben und der Stempel vor Versuch mit Fett geschmiert.

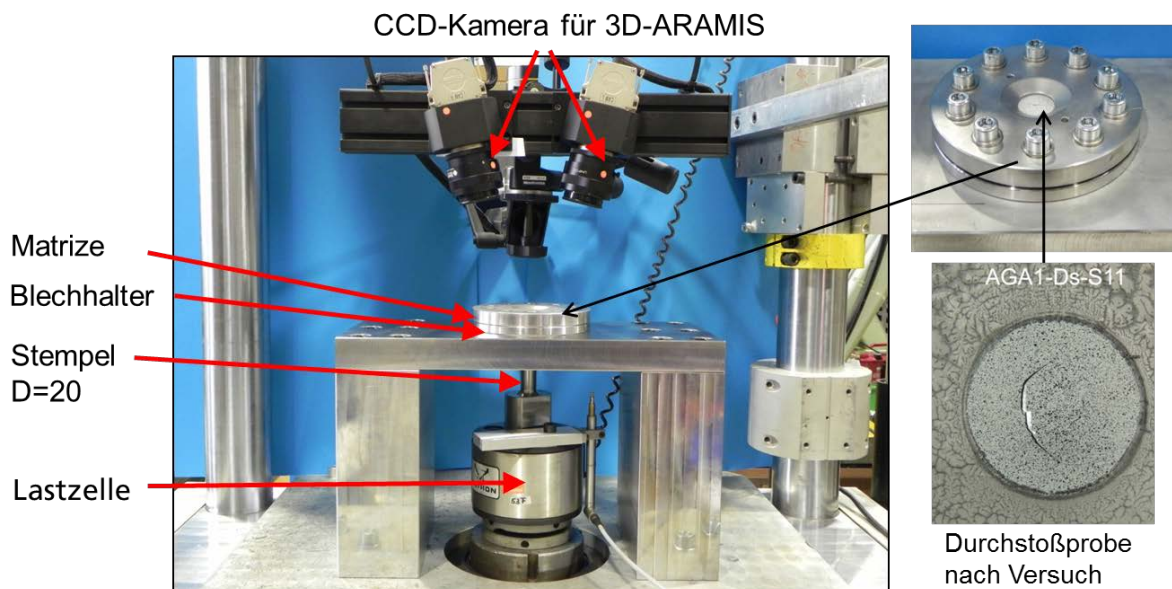


Abbildung 3-11: Versuchsaufbau für einen Durchstoßversuch mit 3D-ARAMIS-Messungen

Die Durchbiegeversuche mit überlagertem Zug wurden mit dem gleichen Versuchsaufbau wie für die Durchstoßversuche durchgeführt. Nur der Stempel der Durchbiegeversuche hat eine zylindrische anstatt kugelförmige Form. Der Durchmesser und die Breite des Stempels sind 4 mm und 20 mm. Abbildung 3-12 zeigt den zylindrischen Stempel mit einer deformierten Durchbiegeprobe aus einem anderen Werkstoff. Eine geprüfte Durchbiegeprobe aus dem untersuchten Aluminiumprofil ist in Abbildung 3-13 dargestellt. Darin ist ein Riss in der Probenmitte zu erkennen.

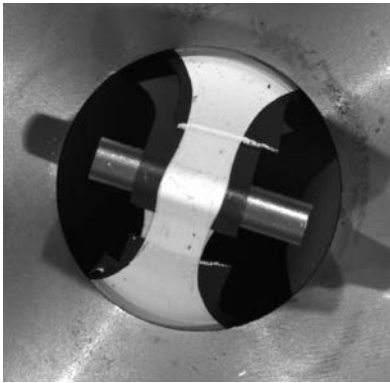


Abbildung 3-12: Durchbiegeversuche mit überlagertem Zug an einem Demonstrationswerkstoff

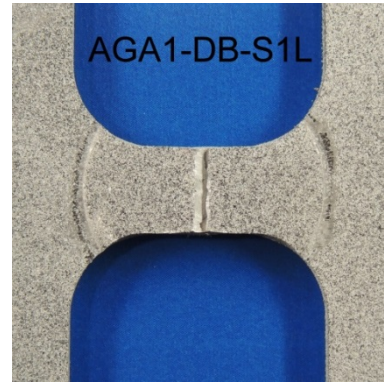


Abbildung 3-13: Eine Durchbiegeprobe aus dem untersuchten Aluminiumprofil nach Versuch

3.2 Werkstoffcharakterisierung

3.2.1 Ergebnisse der Glattzugversuche

Es ist aus Abbildung 3-10 zu erkennen, dass die Spannungs-Dehnungskurven aus den untersuchten Profilen außer dem Profil 2 in einem engen Bereich liegen. Zur Quantifizierung des Einflusses der Probenorientierung auf die Spannungs-Dehnungskurve wurden die Ergebnisse der Glattzugproben in unterschiedlichen Orientierungen in Abbildung 3-14 zusammengestellt, wobei die Ergebnisse aus Profil 2 nicht eingezeichnet sind.

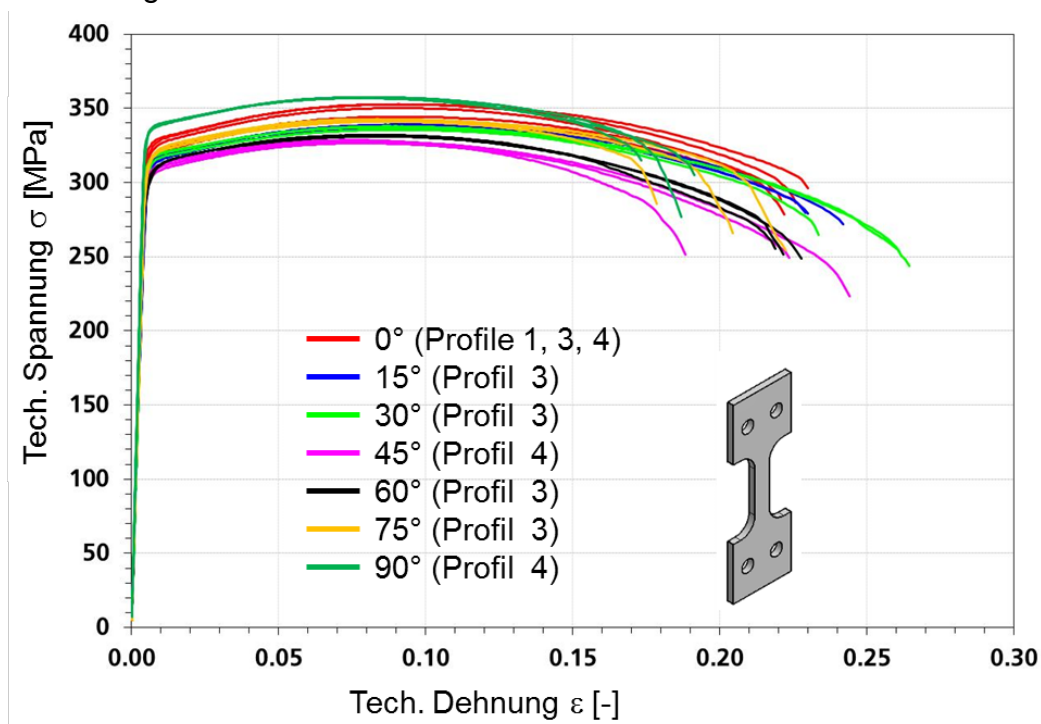


Abbildung 3-14: Einfluss der Orientierung auf die technischen Spannungs-Dehnungskurven

Die technischen Kennwerte und die r-Werte sowie die Härte-Werte für die unterschiedlichen Orientierungen sind in Tabelle 3-2 aufgelistet. Die Fließspannungen für die Querrichtung sind am größten und die für die Diagonalrichtung am kleinsten. Dagegen zeigen die Querproben die niedrigsten Bruchdehnungen A_{10mm} . Die maximalen Bruchdehnungen wurden von Zugproben in Orientierung von 30° geliefert. Der r-Wert steigt von ca. 0,35 bei 0° mit zunehmendem Orientierungswinkel auf ca. 1,65, bis die diagonale Orientierung erreicht wird. Im Bereich der Orientierung von 60° bis 90° bleibt der r-Wert über eins.

Orientierung	Probennummer	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A_{10mm} [%]	Z [%]	r_{3-5} inkrementell	Härte [HV 10]
0°	AGA1-Fz-S1L	314	342	8.2	21.8	35.9	0.34	112
	AGA1-Fz-S3L	316	344	7.8	21.7	36.1	0.30	115
	AGA1-Fz-S4L	326	353	8.6	22.2	33.6	0.33	112
	AGA1-Fz-S5L	321	353	8.7	22.6	32.7	0.42	112
	AGA1-Fz-S6L	319	350	8.5	20.6	33.0	0.35	112
15°	AGA1-Fz15°-S1	310	339	8.5	23.8	36.3	0.50	115
	AGA1-Fz15°-S2	313	339	8.5	22.5	34.9	0.35	115
	AGA1-Fz15°-S3	310	337	8.2	22.5	34.6	0.40	115
30°	AGA1-Fz30°-S1	316	338	8.2	25.8	39.6	0.68	115
	AGA1-Fz30°-S2	316	337	7.7	23.0	39.7	0.63	115
	AGA1-Fz30°-S3	312	335	8.2	26.1	39.3	0.63	115
45°	AGA1-Fz-S4D	302	326	6.9	22.0	33.2	1.92	112
	AGA1-Fz-S5D	306	329	7.1	18.5	35.9	1.75	112
	AGA1-Fz-S6D	305	328	7.4	24.1	34.4	1.28	112
60°	AGA1-Fz60°-S1	304	331	7.5	22.4	35.0	1.23	115
	AGA1-Fz60°-S2	302	332	7.5	21.8	33.9	1.15	115
	AGA1-Fz60°-S3	302	332	7.5	21.5	33.1	1.20	115
75°	AGA1-Fz75°-S1	315	341	7.8	17.5	22.8	1.18	115
	AGA1-Fz75°-S2	315	343	8.7	21.9	28.4	1.14	115
	AGA1-Fz75°-S3	317	343	7.8	20.0	28.6	1.09	115
90°	AGA1-Fz-S4Q	336	358	7.3	18.3	28.9	1.26	112
	AGA1-Fz-S5Q	335	357	6.9	18.8	24.4	1.18	112
	AGA1-Fz-S6Q	334	357	7.5	16.9	25.6	1.46	112

Tabelle 3-2: Technische Kennwerte für das Aluminiumprofil aus dem Werkstoff EN AW 6082 T6.

Die Orientierungsabhängigkeiten der Streckgrenze $R_{p0,2}$ und der Zugfestigkeit R_m sind in Abbildung 3-15 dargestellt. Die beiden Werte $R_{p0,2}$ und R_m zeigen ein Minimum bei der Orientierung von 45°.

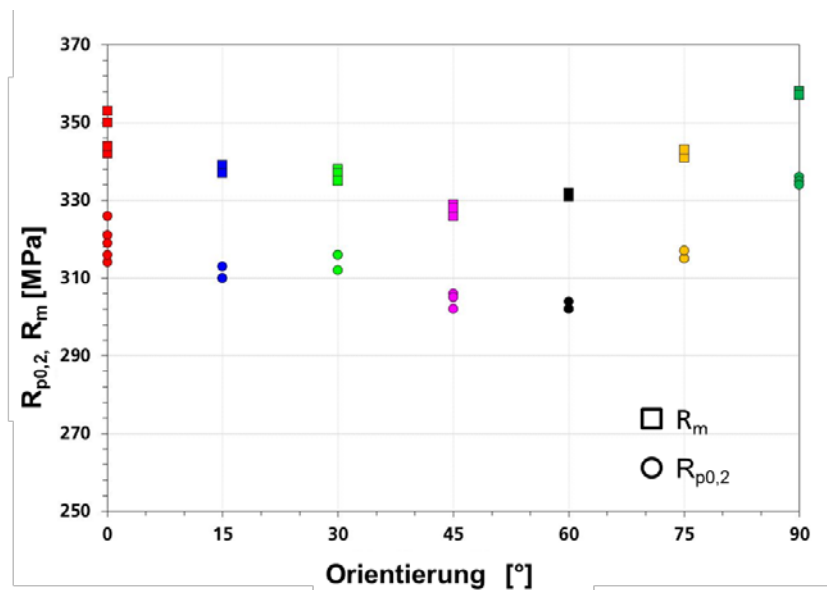


Abbildung 3-15: Einfluss der Orientierung auf die Streckgrenze und die Zugfestigkeit

Abbildung 3-16 zeigt den Einfluss der Orientierung auf die wahren Spannungs-Dehnungskurven. Die durchgehenden Linien stellen die Messdaten bis zu den maximalen Kräften dar. Die Symbole bezeichnen die wahren Spannungen und wahren Dehnungen beim Bruch. Die nach Versuch gemessenen Probenquerschnitte wurden zur Berechnung dieser Werte verwendet. Da der Spannungszustand in Zugproben nach der Einschnürung nicht mehr einachsig ist, wurden die durch die Symbole dargestellten Werte nicht für die Ermittlung der wahren Spannungs-Dehnungskurven für numerische Simulationen verwendet.

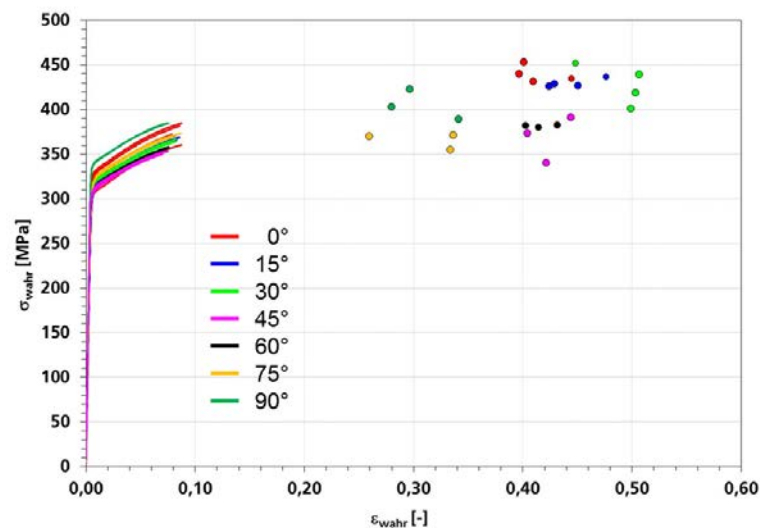


Abbildung 3-16: Einfluss der Orientierung auf die wahren Spannungs-Dehnungskurven

Abbildung 3-17 zeigt die Entwicklungen der lokalen wahren Vergleichsdehnung in der Probenmitte aus den ARAMIS-Messungen für drei Orientierungen, wobei die entsprechenden technischen Spannungs-Dehnungskurven auch eingezeichnet sind. Die Bruchdehnungen der Längs- und Diagonalrichtung sind deutlich größer als die

der Querrichtung. Abbildung 3-18 vergleicht die Verteilungen der Vergleichsdehnung in den Glattzugproben in drei Orientierungen kurz vor Bruch. In den Längs- und Diagonalproben sind schmale Verformungszonen mit hohen lokalisierten Dehnungen klar zu erkennen. Die Einschnürung der Diagonalprobe ist deutlich stärker als die der Querprobe.

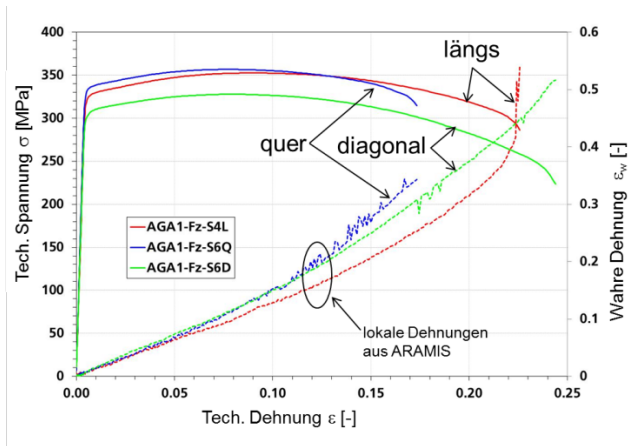


Abbildung 3-17: Technische Spannungs-Dehnungskurven und Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen für drei Orientierungen

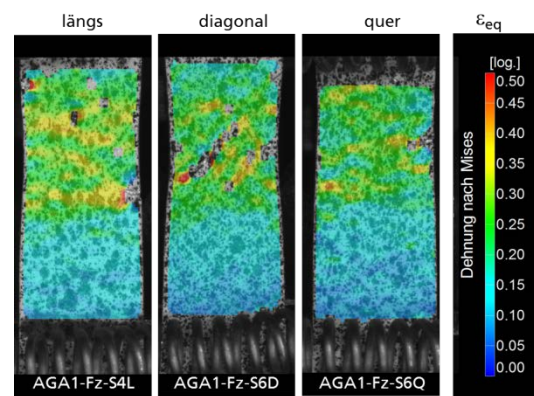


Abbildung 3-18: Verteilungen der von Mises-Vergleichsdehnung in den Glattzugproben aus Profil 4 in drei Orientierungen kurz vor Bruch

Die höchsten lokalen wahren Dehnungen aus ARAMIS-Messungen an den geprüften Glattzugproben in verschiedenen Orientierungen werden in Abbildung 3-19 zusammengestellt. Da die ARAMIS-Messungen auf der Basis des letzten Bilds vor Bruch durchgeführt wurden, können die dargestellten Dehnungen als Bruchdehnungen betrachtet werden. Bei jeder Orientierung ist ein Streuband der Bruchdehnung vorhanden. Der Einfluss der Orientierung auf die Bruchdehnungen ist relativ gering. Die Orientierungen 75° und 90° zeigen die niedrigsten Bruchdehnungen.

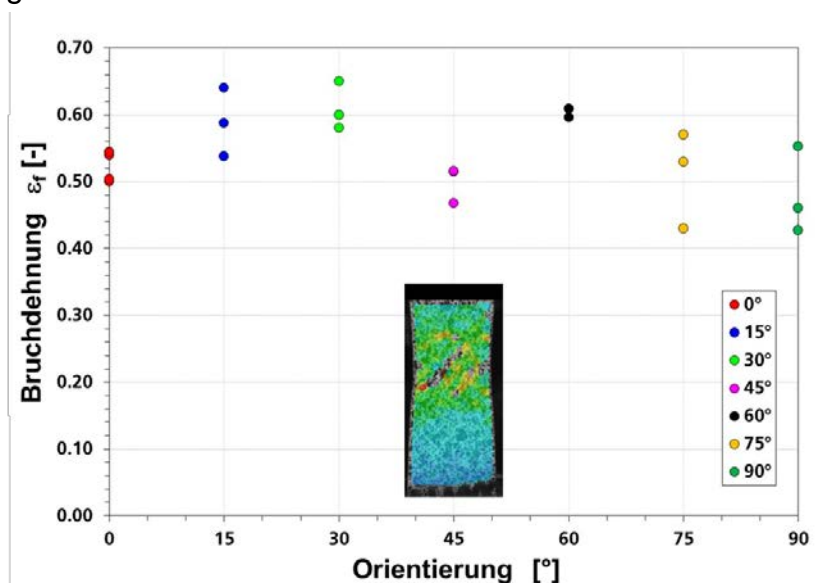


Abbildung 3-19: Einfluss der Orientierung auf die wahren Bruchdehnungen aus ARAMIS-Messungen

Die geprüften Glattzugproben in unterschiedlichen Orientierungen sind in Abbildung 3-20 und Abbildung 3-21 zusammengestellt. Die Bruchstellen von allen Zugproben liegen im Prüfbereich.

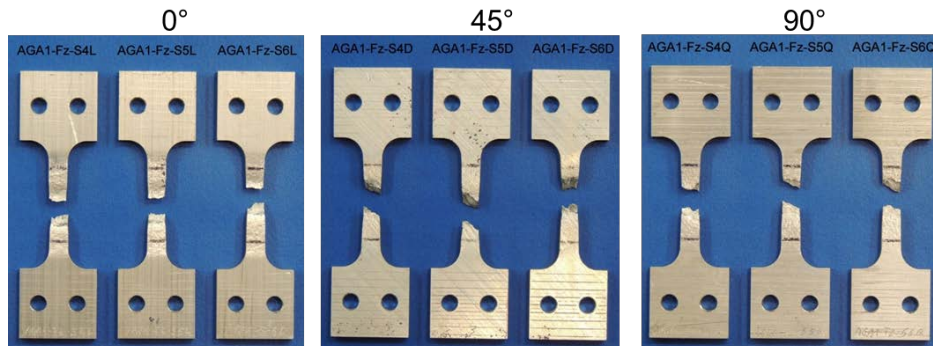


Abbildung 3-20: Glattzugproben aus Profil 4 in drei Orientierungen (längs, diagonal, quer) nach Versuch

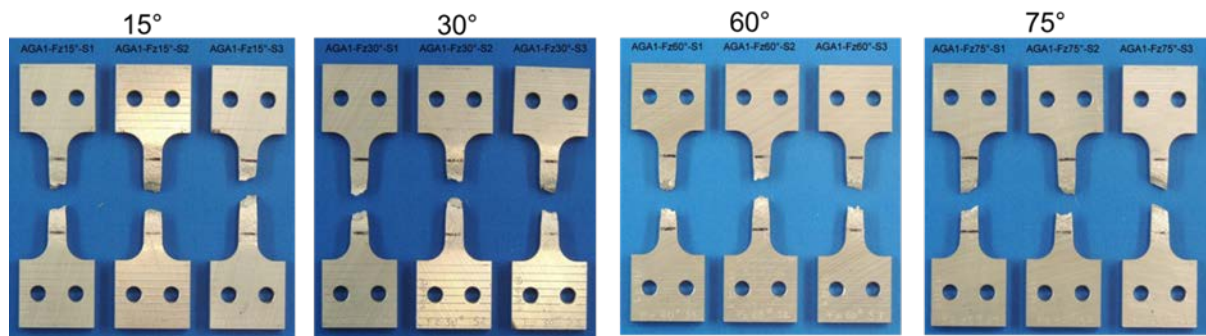


Abbildung 3-21: Glattzugproben aus Profil 3 in vier Orientierungen (15°, 30°, 60°, 75°) nach Versuch

3.2.2 Ergebnisse der Mehrachsigsversuche

Zur Untersuchung der Mehrachsigskeitseinflüsse auf das Verformungs- und Versagensverhalten wurden Scherzug-, Lochzug-, Kerbzug- und Durchbiegeversuche an Proben in drei Orientierungen (längs, diagonal und quer) unter statischer Belastung durchgeführt. Zusätzlich wurden Durchstoßversuche zur Realisierung der biaxialen Zugbelastung durchgeführt. Die Mehrachsigskeit ist definiert als Verhältnis der hydrostatischen Spannung σ_m zur von Mises Vergleichsspannung σ_e . Die Mehrachsigskeit σ_m/σ_e in der Scherzugprobe liegt zwischen 0 und 1/3. Bei einachsigen Zug beträgt die Mehrachsigskeit 1/3 und bei biaxialer Belastung 2/3. Die Mehrachsigskeit in der Kerbzugprobe mit einem Kerbradius von 4 mm liegt zwischen 1/3 und 2/3. Da die Mehrachsigskeit in Glattzugproben nach Einschnürung immer mehr von 1/3 abweicht, wurden die Lochzugproben zur Realisierung der Mehrachsigskeit um 1/3 eingesetzt.

Kerbzugversuche

Da die mechanischen Eigenschaften in den unterschiedlichen Profilen nicht ganz identisch sind, wurden Kerbzugproben in drei Orientierungen aus unterschiedlichen Profilen entnommen und geprüft. Abbildung 3-22 zeigt die technischen Spannungs-

Dehnungskurven der Kerbzugproben aus Profil 4 und Profil 1 in drei Orientierungen und Abbildung 3-23 die entsprechenden Ergebnisse der Kerbzugproben aus Profil 5. Die Unterschiede in den gemessenen Ergebnissen zwischen den drei Profilen sind gering. In beiden Fällen ist zu erkennen, dass die Kerbproben in Querrichtung eine höhere technische Fließspannung und eine niedrigere Bruchdehnung gegenüber den Proben in Längs- und Diagonalrichtung zeigen.

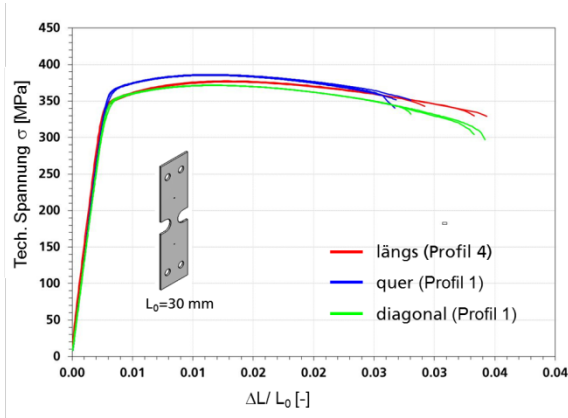


Abbildung 3-22: Technische Spannungs-Dehnungskurven der Kerbzugproben aus Profil 4 und Profil 1 in drei Orientierungen

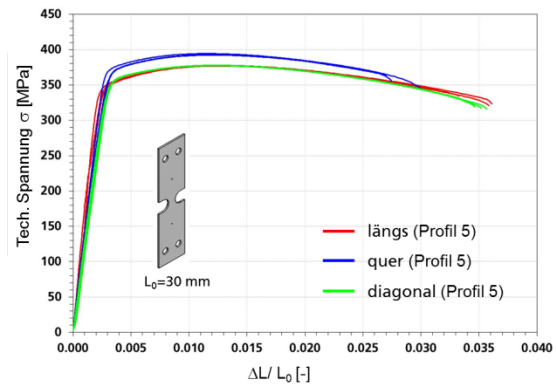


Abbildung 3-23: Technische Spannungs-Dehnungskurven aus Kerbzugproben aus Profil 5 in drei Orientierungen

Abbildung 3-24 zeigt neben den normierten Kraft-Verschiebungskurven die lokalen wahren Vergleichsdehnungen in der Mitte der Kerbzugproben aus den ARAMIS-Messungen für drei Orientierungen. Wie bei den Glattzugproben sind die Bruchdehnungen der Längs- und Diagonalrichtung deutlich größer als die der Querrichtung. Abbildung 3-25 vergleicht die Verteilungen der Vergleichsdehnung in den Kerbzugproben in drei Orientierungen kurz vor Bruch. Die höchste Dehnung in der Querprobe ist niedriger als die in Längs- und Diagonalproben. Die geprüften Kerbzugproben in unterschiedlichen Orientierungen sind in Abbildung 3-26 zusammengestellt. Zur Darstellung des Einflusses der Kerbe auf das Fließen und das Versagen werden die technischen Spannungs-Dehnungskurven aus Glattzug- und Kerbzugproben in Längsrichtung in Abbildung 3-27 verglichen. Wie erwartet führt die Kerbe aufgrund der Einflüsse der anderen Spannungskomponenten zu einer höheren axialen Fließspannung.

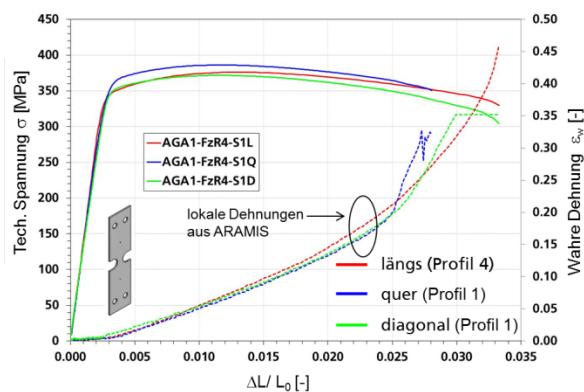


Abbildung 3-24: Entwicklungen der lokalen wahren

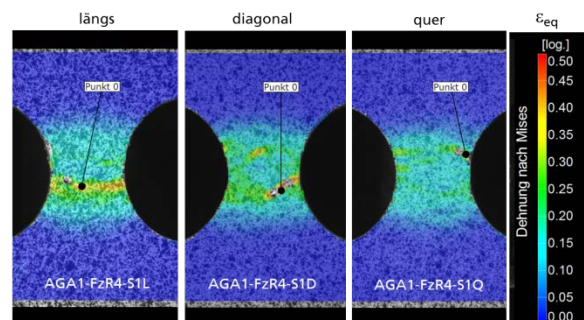


Abbildung 3-25: Verteilungen der Vergleichs-

Dehnungen in der Mitte der Kerbzugproben für drei Orientierungen

dehnung in den Kerbzugproben aus Profil 1 und 4 in drei Orientierungen kurz vor Bruch

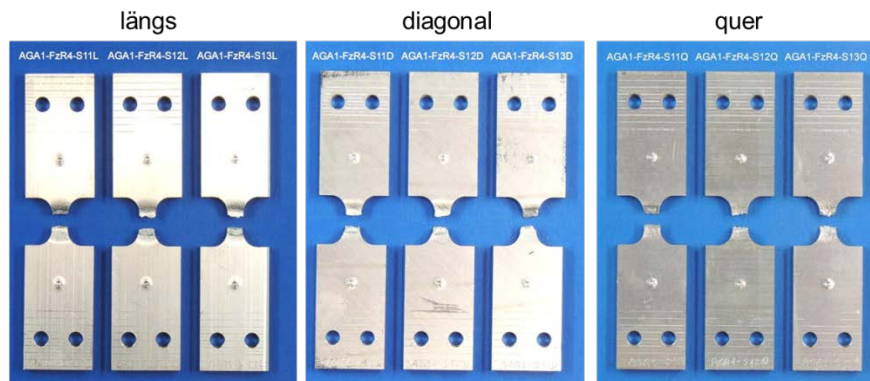


Abbildung 3-26: Kerbzugproben aus Profil 5 in drei Orientierungen (längs, diagonal, quer) nach Versuch

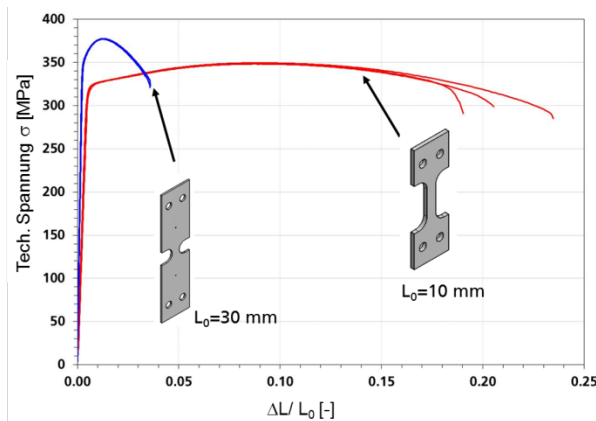


Abbildung 3-27: Technische Spannungs-Dehnungskurven aus Glattzug- und Kerbzugproben aus Profil 5 in Längsrichtung

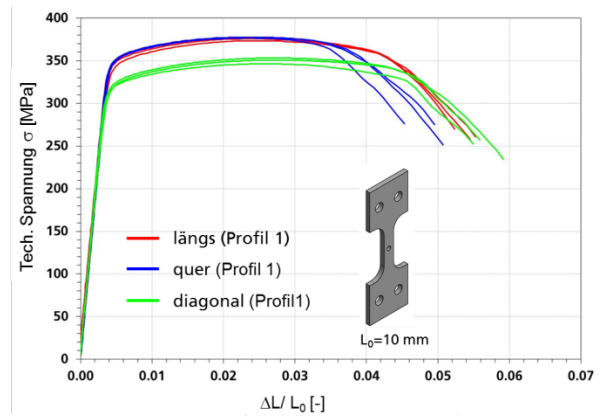


Abbildung 3-28: Technische Spannungs-Dehnungskurven der Lochzugproben aus Profil 1 in drei Orientierungen

Lochzugversuche

Die normierten Kraft-Verschiebungskurven der Lochzugproben in drei Orientierungen werden in Abbildung 3-28 verglichen. Die Orientierungsabhängigkeit bei den Lochzugproben ist ähnlich wie bei den Glattzugproben. Die Fließspannungen in Längs- und Querrichtung sind höher als die in Diagonalrichtung. Die normierte Bruchverschiebung in Querrichtung ist am kleinsten. Die geprüften Lochzugproben in drei unterschiedlichen Orientierungen sind in Abbildung 3-29 zusammengestellt.

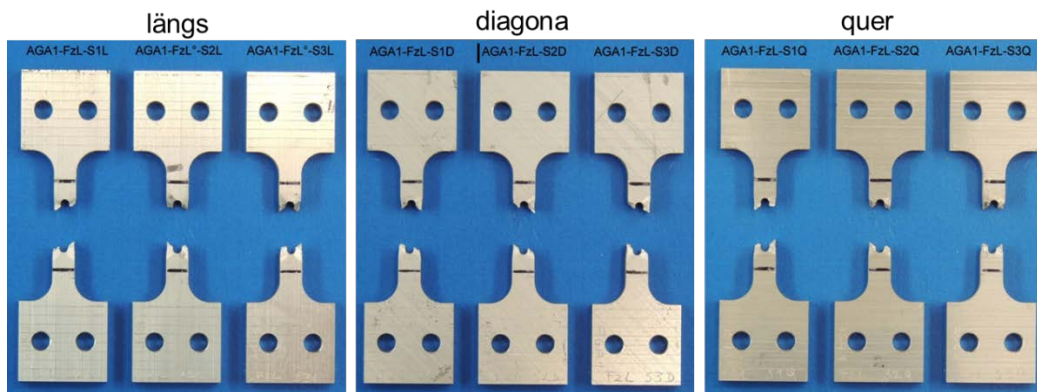


Abbildung 3-29: Lochzugproben aus Profil 1 in drei Orientierungen (längs, diagonal, quer) nach Versuch

Abbildung 3-30 vergleicht die Verteilungen der Vergleichsdehnung in den Lochzugproben für drei Orientierungen aus den ARAMIS-Messungen kurz vor Bruch. Die maximalen Dehnungen liegen an den Rändern des Lochs in Probenmitte. Abbildung 3-31 zeigt die Entwicklungen der lokalen wahren Vergleichsdehnungen am Ort der maximalen Dehnungen für drei Orientierungen. Wie aus den normierten Kraft-Verschiebungskurven zu erkennen ist, schnürt die Querprobe früher ein als die Längs- und Diagonalproben.

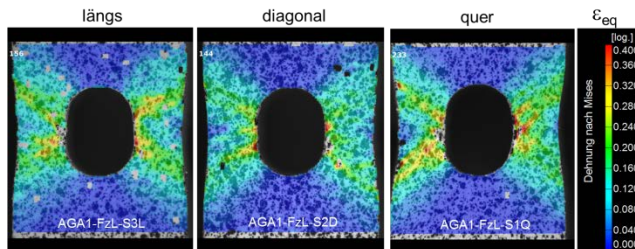


Abbildung 3-30: Verteilungen der von Mises-Vergleichsdehnung in den Lochzugproben aus Profil 1 in drei Orientierungen kurz vor Bruch

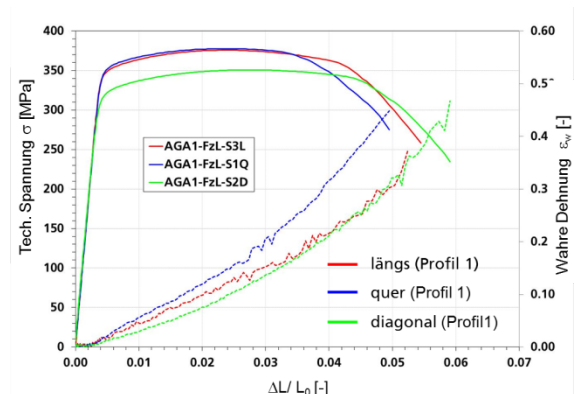


Abbildung 3-31: Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen an der Kerbe der Lochzugproben für drei Orientierungen

Scherzugversuche

Die normierten Kraft-Verschiebungskurven der Scherzugproben aus Profil 4 und Profil 1 werden in Abbildung 3-32 für drei Orientierungen zusammengestellt. Die Scherzugproben in Diagonalrichtung zeigen deutlich höhere Fließspannungen und niedrigere Bruchdehnungen im Vergleich mit den Scherproben in Längs- und Querrichtung. Die Fließspannungen und die Verfestigungen in den Längs- und Querproben sind ähnlich. Allerdings findet die Dehnungslokalisation in den Scherzugproben in Längsrichtung früher statt als bei den Proben in Querrichtung. Deswegen zeigen die Längs-Scherzugproben niedrigere technische Bruchdehnungen als die Quer-Scherzugproben. Verformungsbilder mit den gemessenen

Dehnungsverteilungen einer Scherzugprobe in Längsrichtung werden in Abbildung 3-33 zusammen mit der normierten Kraft-Verschiebungskurve dargestellt.

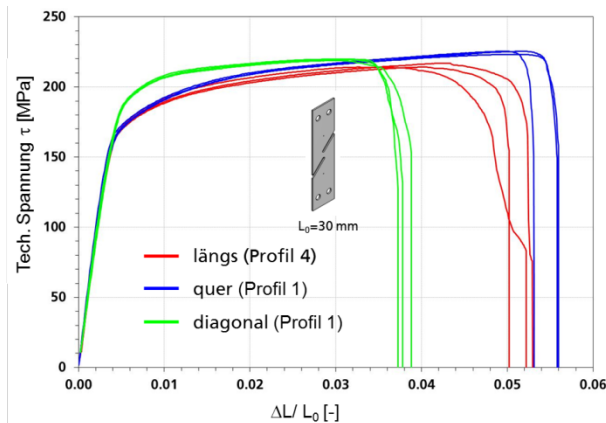


Abbildung 3-32: Normierte Kraft-Verschiebungskurven der Scherzugproben aus Profil 4 und 1 in drei Orientierungen

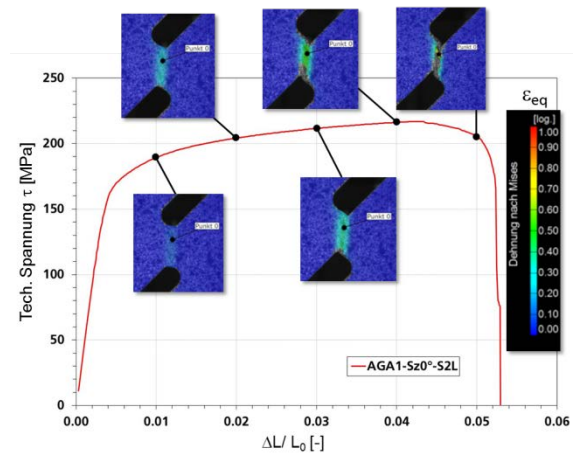


Abbildung 3-33: Entwicklung der Verformung in einer Scherzugprobe

Abbildung 3-34 zeigt die Verteilungen der Vergleichsdehnung in den Scherzugproben für drei Orientierungen aus den ARAMIS-Messungen kurz vor Bruch. Die plastische Deformation konzentriert sich in einer schmalen Scherzone. Die Abbildung 3-35 zeigt die Entwicklungen der lokalen wahren Vergleichsdehnungen in den Scherzugproben für drei Orientierungen. Im Vergleich mit den Zugproben liefern die Scherzugproben deutlich höhere lokale wahre Dehnungen beim Bruch. Obwohl die normierten Verschiebungen beim Bruch zwischen den drei Orientierungen unterschiedlich sind, ist kein großer Unterschied in den lokalen wahren Bruchdehnungen zu erkennen. Die Scherzugprobe in Diagonalrichtung zeigt eine frühere Dehnungslokalisation. Die geprüften Scherzugproben in drei Orientierungen sind in Abbildung 3-36 dargestellt.

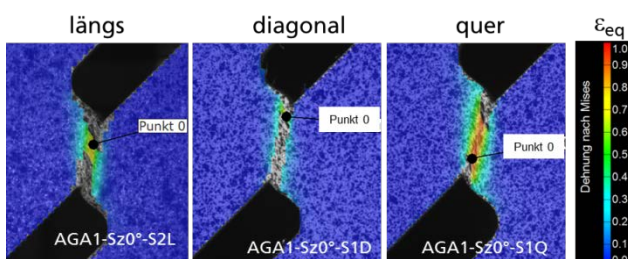


Abbildung 3-34: Verteilungen der von Mises-Vergleichsdehnung in den Scherzugproben aus Profil 4 und 1 in drei Orientierungen kurz vor Bruch

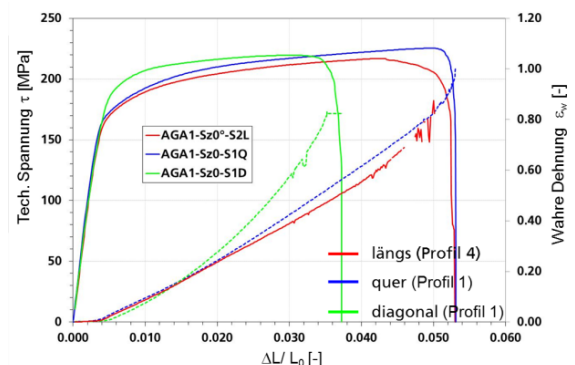


Abbildung 3-35: Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen in den Scherzugproben für drei Orientierungen

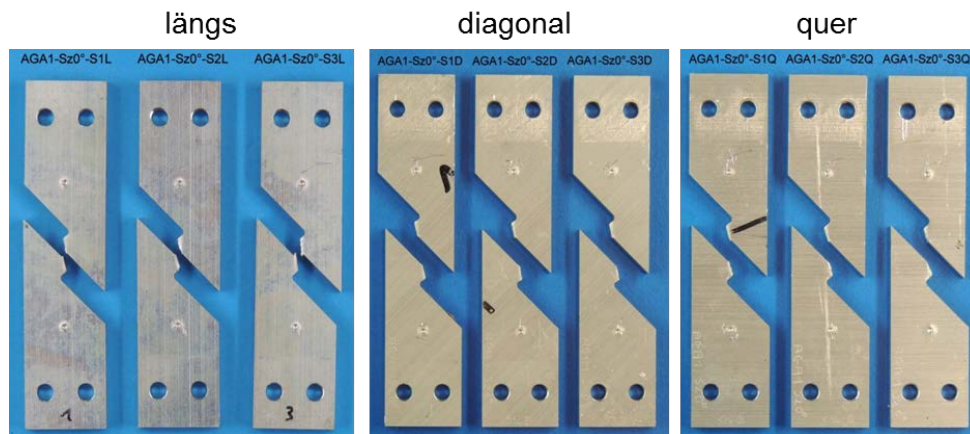


Abbildung 3-36: Scherzugproben in drei Orientierungen (längs aus Profil 4, diagonal und quer aus Profil 1) nach Versuch

Durchstoßversuche

Abbildung 3-37 vergleicht die Kraft-Verschiebungskurven der Durchstoßproben mit 4 mm Dicke aus Profil 1. Bei der Durchführung der Durchstoßversuche wurden zwei Proben von der im Profil innen liegenden Seite und zwei von der Außenseite gedrückt. Die von der Außenseite gedrückten Durchstoßproben zeigen eine höhere maximale Kraft. Die Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen in einer von der Außenseite gedrückten Durchstoßprobe werden in Abbildung 3-38 und Abbildung 3-39 dargestellt. Die ringförmige Zone mit der maximalen Dehnung liegt in der Nähe der Matrize. Die Rissinitiierung findet ab einem Stempelweg von 2,6 mm statt und mit zunehmender Verformung steigt die Kraft bis zum Stempelweg von 6,5 mm. Danach nimmt die Kraft mit zunehmendem Stempelweg ab.

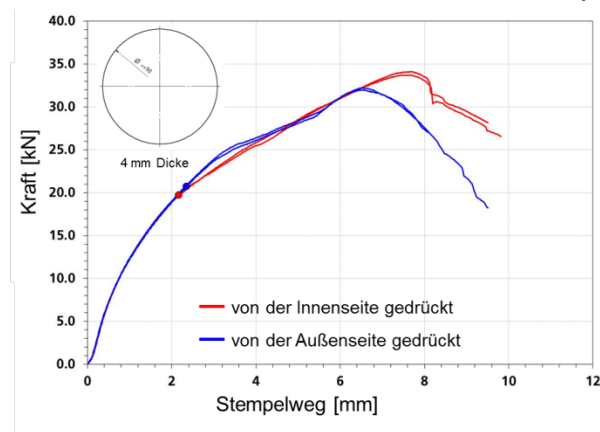


Abbildung 3-37: Kraft-Verschiebungskurven der Durchstoßproben mit 4 mm Dicke aus Profil 1

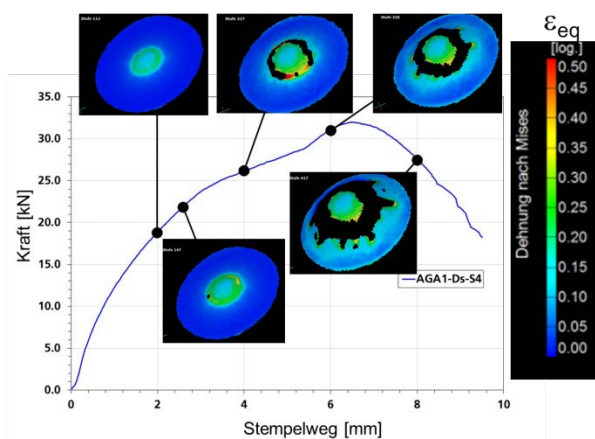


Abbildung 3-38: Entwicklung der Verformung und der Schädigung in einer Durchstoßprobe mit 4 mm Dicke

Abbildung 3-40 zeigt die Durchstoßproben mit 4 mm Dicke nach Versuch. Die Versagensstellen von allen geprüften Durchstoßproben liegen an der Kontaktstelle zur Matrize. Da der Spannungszustand an der Versagensstelle nicht äquibiaxialen Zug entspricht, wurden zusätzliche Durchstoßproben mit Dicke von 2 mm geprüft.

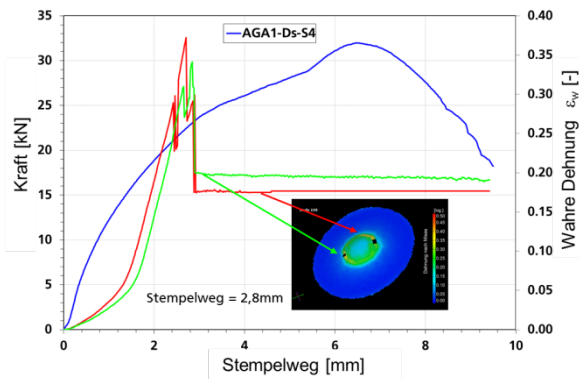


Abbildung 3-39: Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen in einer Durchstoßprobe mit 4 mm Dicke und die Kraft-Verschiebungskurve

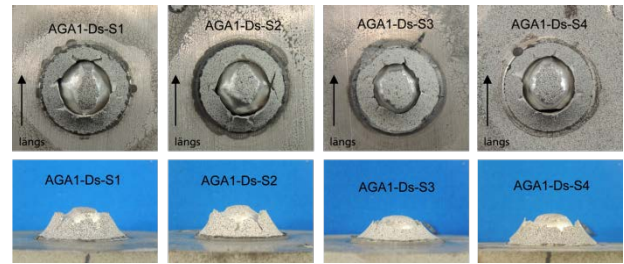


Abbildung 3-40: Durchstoßproben mit 4 mm Dicke nach Versuch

Die Kraft-Verschiebungskurven der Durchstoßproben mit 2 mm Dicke aus Profil 5 werden in Abbildung 3-41 dargestellt. Eine Durchstoßprobe zeigt eine deutlich größere Bruchverschiebung. Es könnte daran liegen, dass diese Probe von der Innenseite und die anderen drei Proben von der Außenseite gedrückt wurden. Abbildung 3-42 zeigt die Entwicklung der Verformung und Abbildung 3-42 die Entwicklung der lokalen Vergleichsdehnung aus ARAMIS-Messungen in einer Durchstoßprobe mit 2 mm Dicke. Die Rissbildung findet bei Stempelweg von 5,3 mm statt. Bis kurz vor der Rissbildung ist das Dehnungsfeld im Prüfbereich relativ homogen. Die geprüften Durchstoßproben mit Dicke von 2 mm werden in Abbildung 3-44 dargestellt. Die Stellen für die Rissbildung liegen etwas weiter von der Kontaktstelle zur Matrice als im Fall der 4 mm dicken Proben. Die Bruchdehnung der Durchstoßprobe (AGA1-Ds-S14) mit Dicke von 2 mm beträgt 0,49 und ist damit deutlich höher als der Wert von 0,38 aus der Durchstoßprobe mit Dicke von 4 mm.

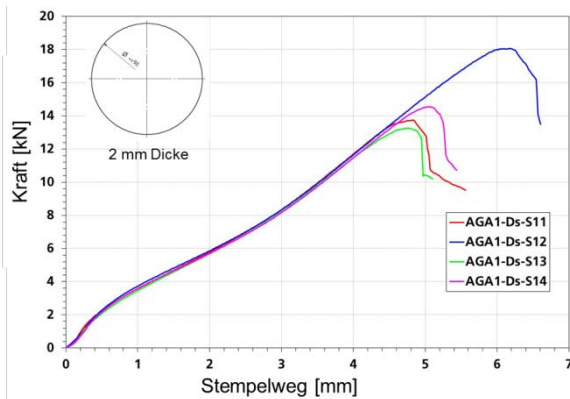


Abbildung 3-41: Kraft-Verschiebungskurven der Durchstoßproben mit 2 mm Dicke aus Profil 5

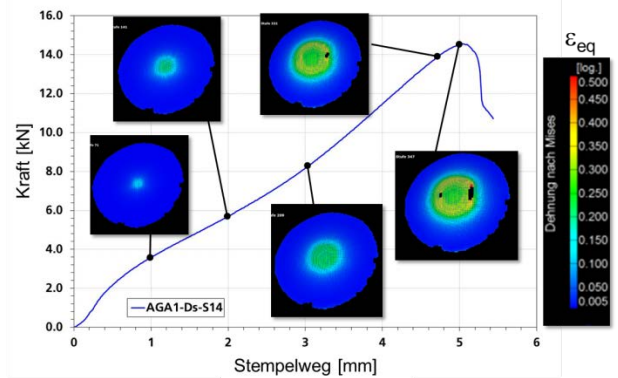


Abbildung 3-42: Entwicklung der Verformung und der Schädigung in einer Durchstoßprobe (AGA1-Ds-S14) mit 2 mm Dicke

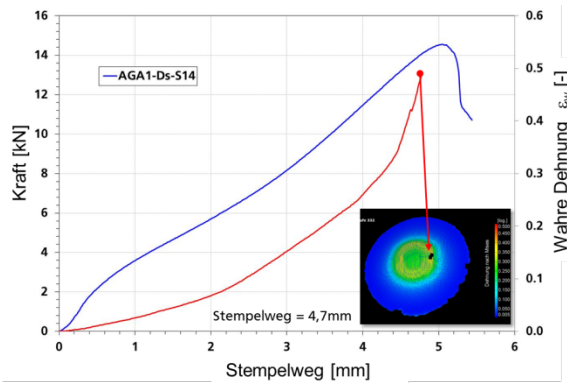


Abbildung 3-43: Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen in einer Durchstoßprobe mit 2 mm Dicke und die Kraft-Verschiebungskurve

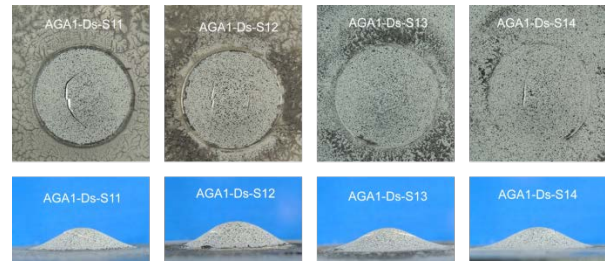


Abbildung 3-44: Durchstoßproben mit 2 mm Dicke nach Versuch

Durchbiegeversuche

Abbildung 3-45 zeigt die Kraft-Stempelwegkurven von Durchbiegeversuchen in drei Orientierungen aus Profil 2 und Profil 3. Wie anhand Abbildung 3-10 erwähnt, sind die Fließspannungen der Glattzugproben von Profil 2 niedriger als die von Profil 3. Deswegen ist der in Abbildung 3-45 gezeigte Orientierungseinfluss mit der Materialstreuung überlagert. Aus diesem Grund liegen die Kräfte der Durchbiegeproben in Diagonalrichtung aus Profil 3 höher bzw. gleich wie die in Längs- und Querrichtung von Profil 2. Es ist klar zu erkennen, dass die Versagensstempelwege in Querrichtung am kleinsten und die in Längsrichtung am größten sind. Abbildung 3-46 zeigt die Entwicklung der Verformung und der Schädigung in einer Durchbiegeprobe in der Längsrichtung. Die Rissbildung findet bei Stempelweg von 3,2 mm statt und danach sinkt die Kraft mit zunehmender Verformung ab.

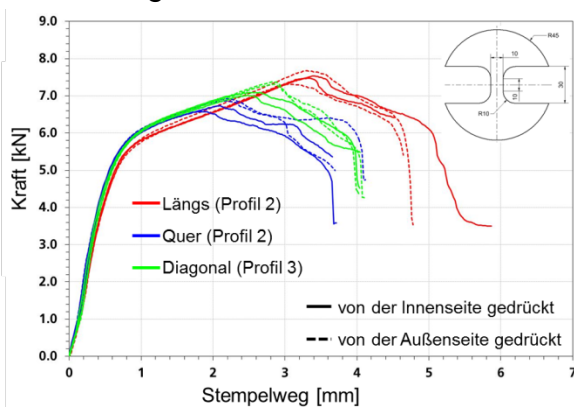


Abbildung 3-45: Kraft-Verschiebungskurven der Durchbiegeproben aus Profil 2 und 3 für drei Orientierungen

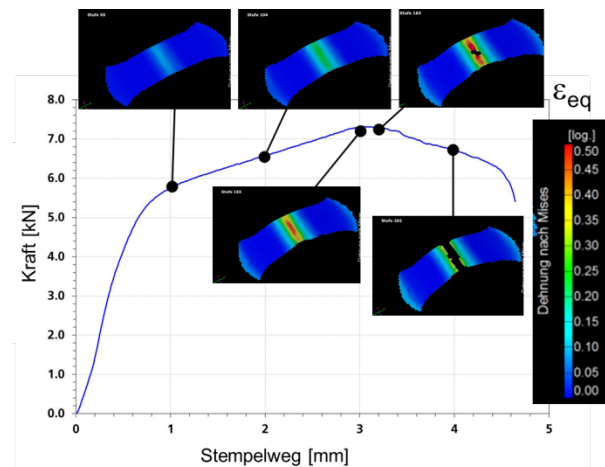


Abbildung 3-46: Entwicklung der Verformung und der Schädigung in einer Durchbiegeprobe in der Längsrichtung

Die Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen in der Probenmitte von drei Durchbiegeproben werden in Abbildung 3-47 und Abbildung 3-48 zwischen drei Orientierungen verglichen. Die lokalen Dehnungen nehmen in der Nähe der

maximalen Kräfte stark zu. Die Bruchdehnung in Längs-, Diagonal- und Querrichtung beträgt 0,57, 0,53 und 0,38. Die Fotos von den geprüften Durchbiegeproben in drei Orientierungen werden in Abbildung 3-49 zusammengestellt. Die Versagensstellen von allen Durchbiegeproben liegen in der Probenmitte.

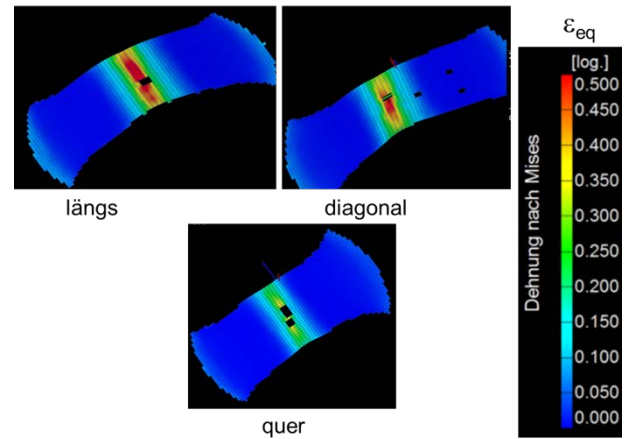
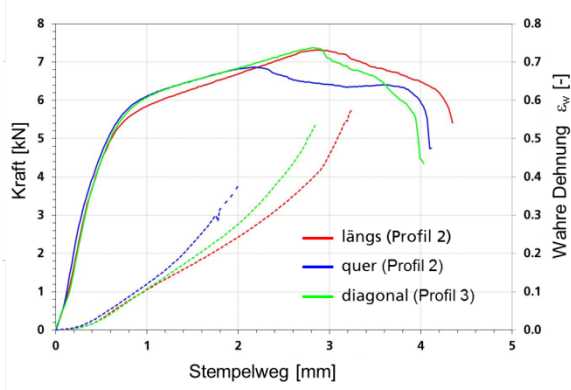


Abbildung 3-47: Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen in Durchbiegeproben für drei Orientierungen und Kraft-Verschiebungskurven

Abbildung 3-48: Verteilungen der von Mises-Vergleichsdehnung in den Durchbiegeproben in drei Orientierungen kurz vor Bruch

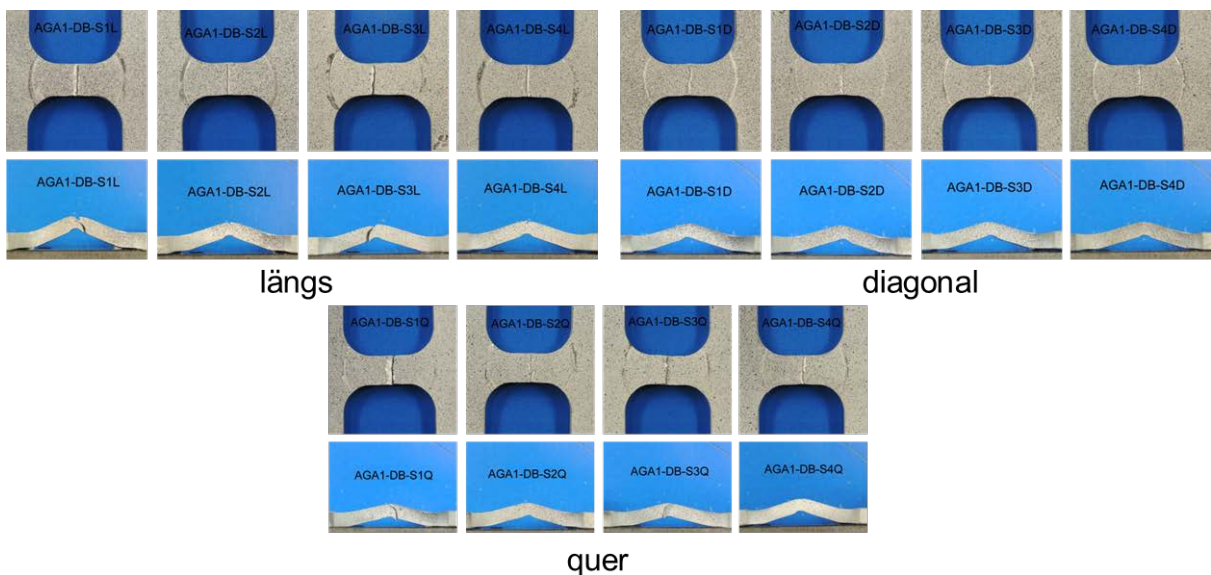


Abbildung 3-49: Durchbiegeproben in drei Orientierungen (länags und quer aus Profil 2 und diagonal aus Profil 3) nach Versuch

3.3 Untersuchungen von Mikrostruktur und Versagensmechanismen

3.3.1 Mikrostrukturcharakterisierung

Die Charakterisierung des Ausgangsgefüges erfolgte an Längs- und Querschliff eines 4 mm dicken Profilabschnittes aus dem Bereich der Zugprobenentnahme.

Die Kernhärte, gemessen an 10 Profilen (3 Messungen je Profil), beträgt (113 ± 2) HV10. Die Verteilung der Härte über die Dicke (gemessen als Kleinlasthärte HV0,1 am Querschliff) ist konstant, Abbildung 3-50.

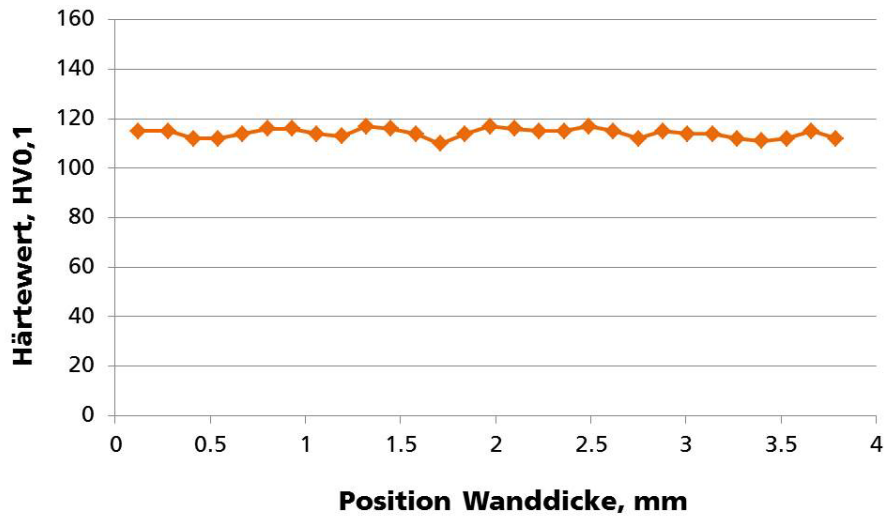


Abbildung 3-50: Kleinlasthärteverteilung über die Profildicke, am Querschliff gemessen

Die geätzten Schliffe zeigen im Lichtmikroskop ein feinkörniges Umformgefüge mit einer bis zu 0,4 mm tiefen Grobkornzone an beiden Oberflächen (Abbildung 3-51 bis Abbildung 3-54).

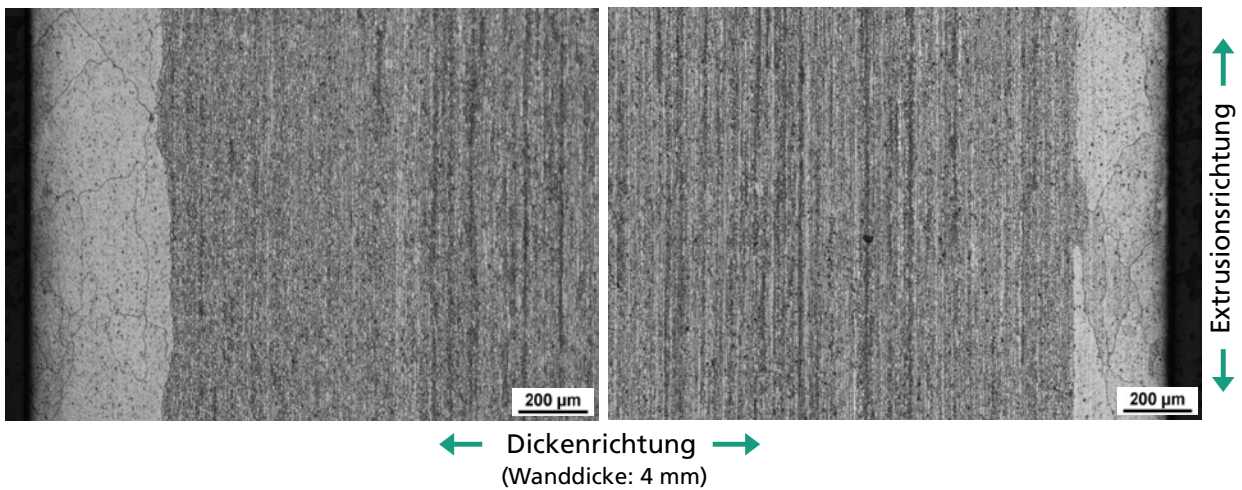


Abbildung 3-51: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahmen des Gefüges im Längsschliff (NaOH-Ätzung)

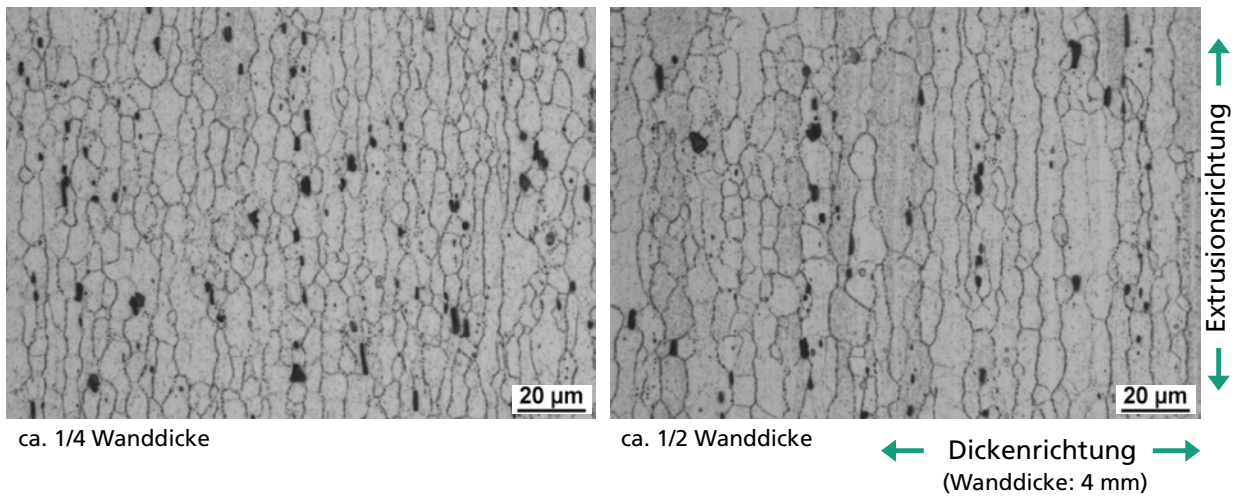


Abbildung 3-52: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Umformgefüges im Längsschliff (NaOH-Ätzung)

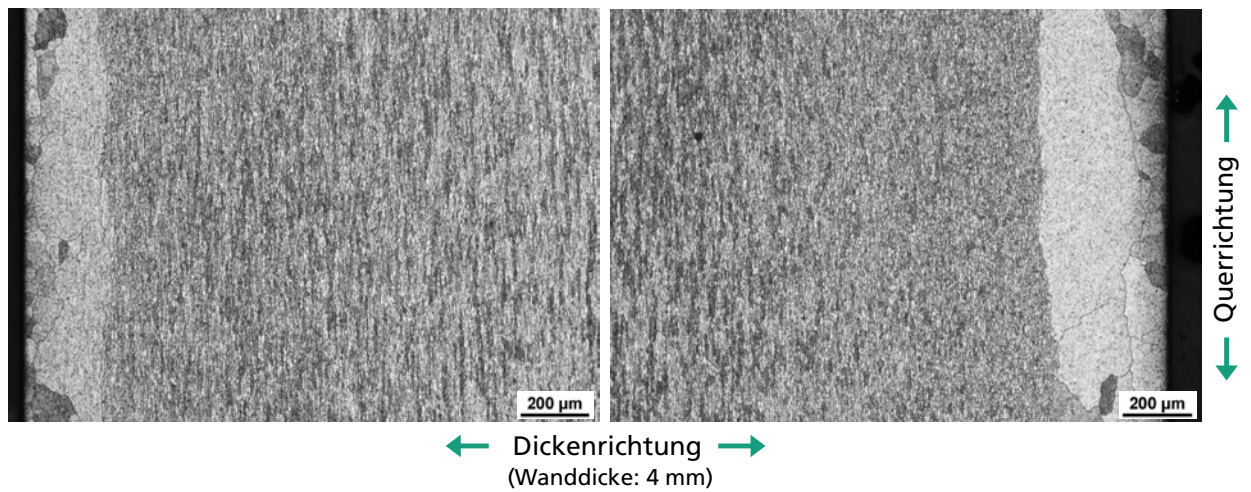


Abbildung 3-53: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahmen des Gefüges im Querschliff (NaOH-Ätzung)

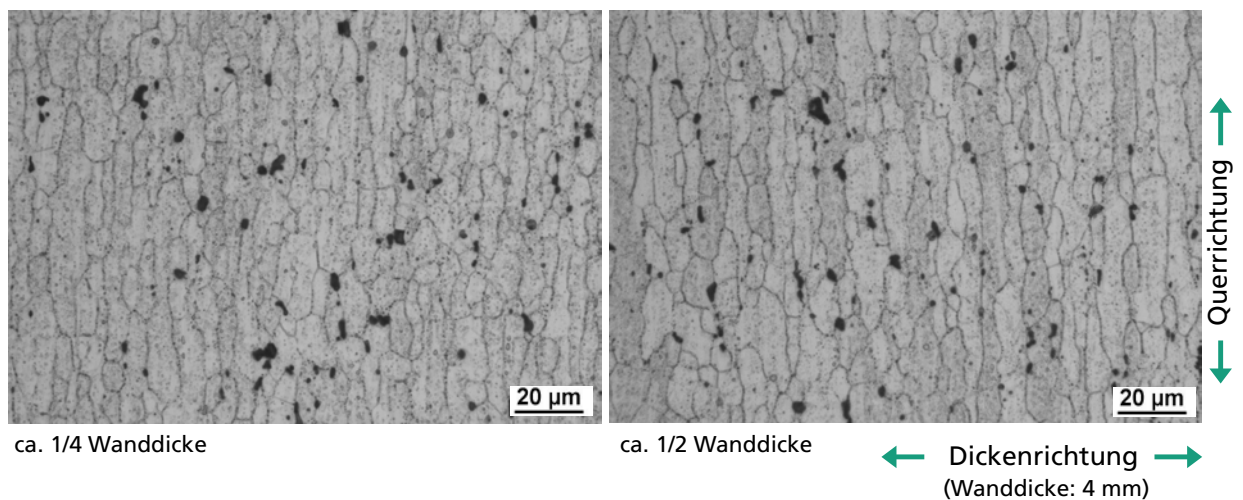


Abbildung 3-54: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Umformgefüges im Querschliff (NaOH-Ätzung)

Um detailliertere Informationen über das Gefüge zu gewinnen (wie kristallografische Orientierung, Unterscheidung zwischen Körnern und Subkörnern etc.) wurden EBSD (electron backscatter diffraction)– Messungen an Längs- und Querschliff mit unterschiedlicher Auflösung durchgeführt. In den Übersichtsscans (Abbildung 3-55, Abbildung 3-57) ist die rekristallisierte Grobkornzone am Rand sichtbar. Im Umformgefüge werden die einzelnen Körner bei der hier gewählten Schrittweite von 5µm nicht aufgelöst, aber eine ausgeprägte Vorzugsorientierung (Textur) ist zu erkennen (Abbildung 3-56, Abbildung 3-58).

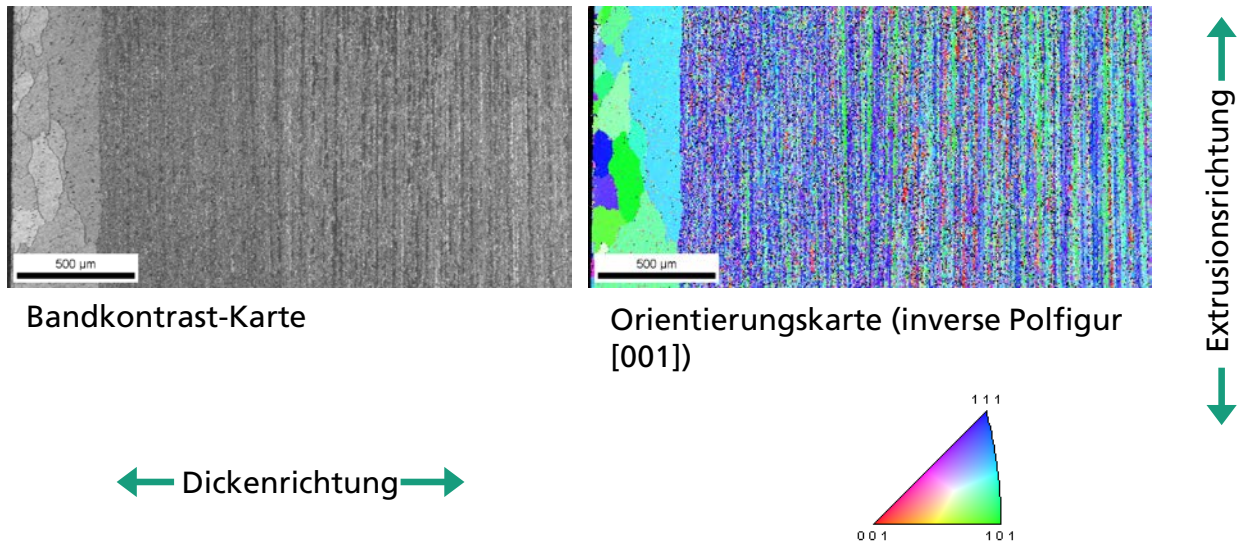
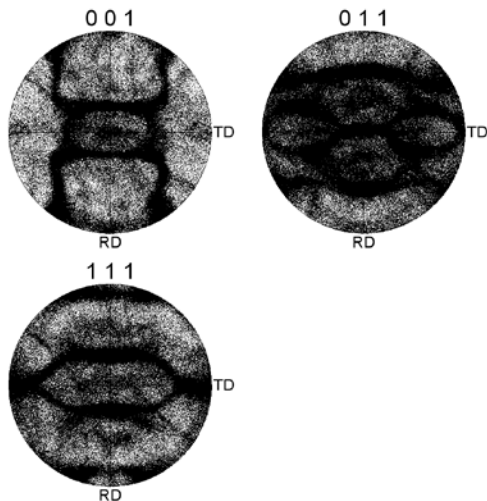


Abbildung 3-55: EBSD-Übersichtsscan am Längsschliff



RD (Reference Direction) // Extrusionsrichtung
 TD (Transverse Direction) // Querrichtung

Für eine vergleichbare Darstellung der EBSD-Polfiguren mit den bekannten, mittels Röntgenbeugung gemessenen »Blech«-Texturen, welche in der Blechebene (und nicht am Querschnitt) gemessen werden, wurde der Scan entsprechend gedreht (90° um RD).

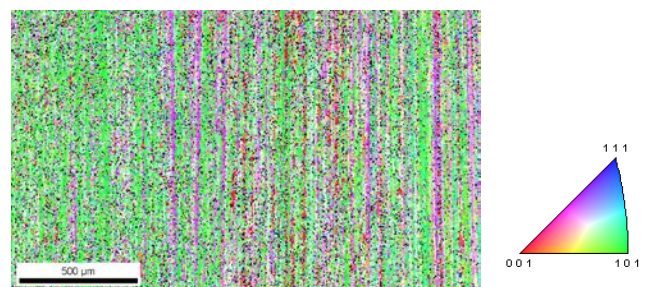


Abbildung 3-56: Orientierungsverteilung im Verformungsgefüge (EBSD am Längsschliff)

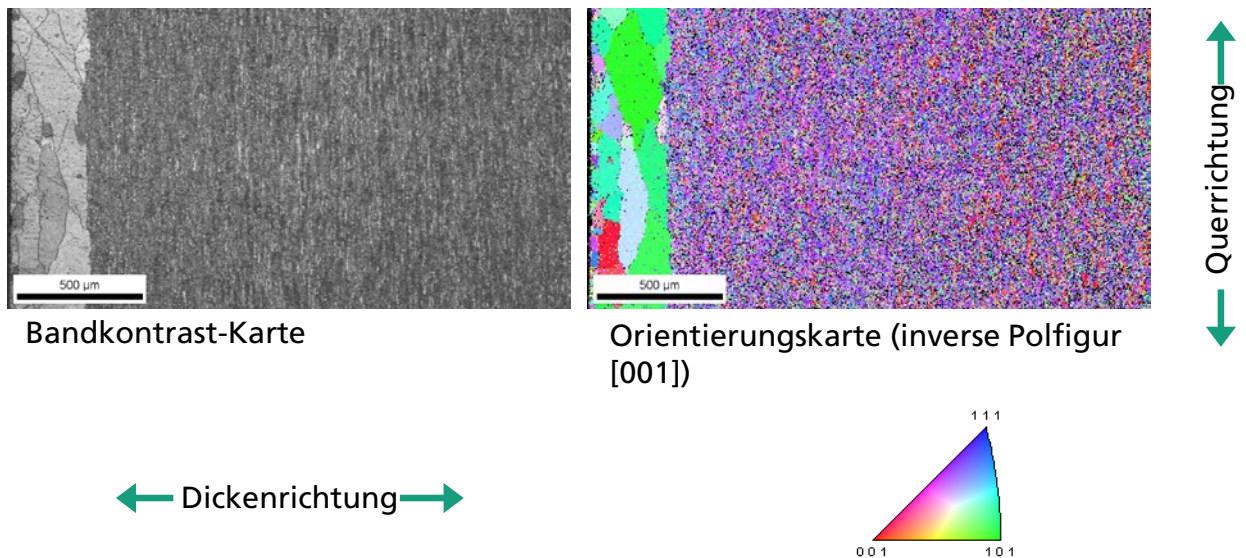


Abbildung 3-57: EBSD-Übersichtsscan am Querschliff

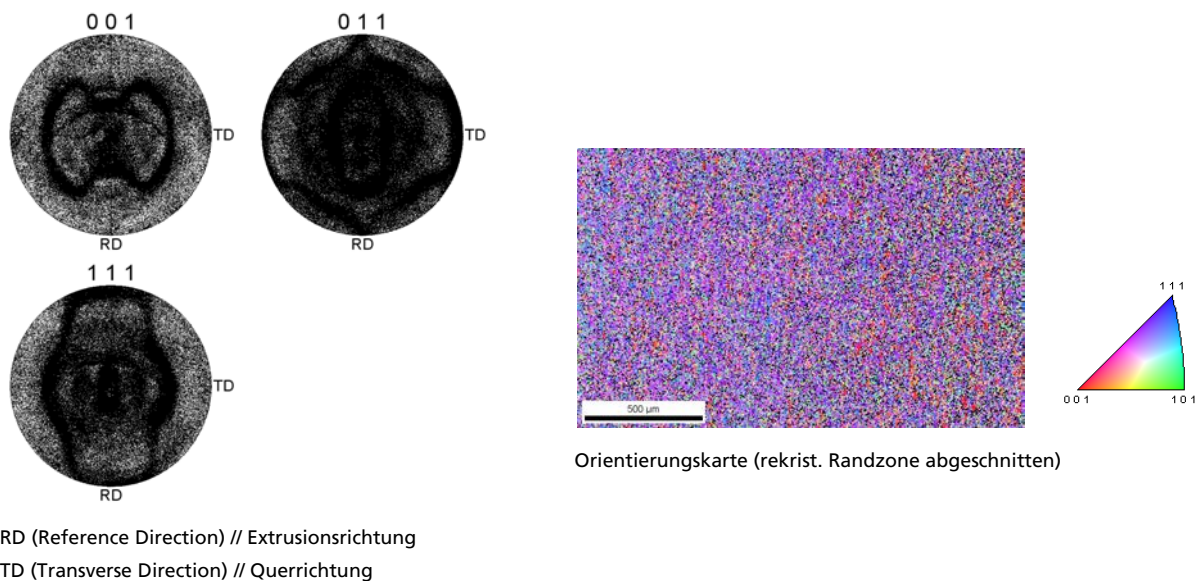


Abbildung 3-58: Orientierungsverteilung im Verformungsgefüge (EBSD am Querschliff)

Kleinere Bereiche ($270 \times 270 \mu\text{m}^2$) wurden an unterschiedlichen Positionen im Umformgefüge mit einer Schrittweite vom $1 \mu\text{m}$ gescannt, um die Körner bzw. Subkörner auflösen zu können (Abbildung 3-59 bis Abbildung 3-64). Die mittlere Korngröße liegt bei etwa $10 \mu\text{m}$. Gewisse Unterschiede in der Verteilung der Kristallorientierungen zwischen Mitte und Rand sind erkennbar (Abbildung 3-67 und Abbildung 3-70), allerdings haben diese Ergebnisse angesichts der sehr kleinen gescannten Bereiche lokalen Charakter.

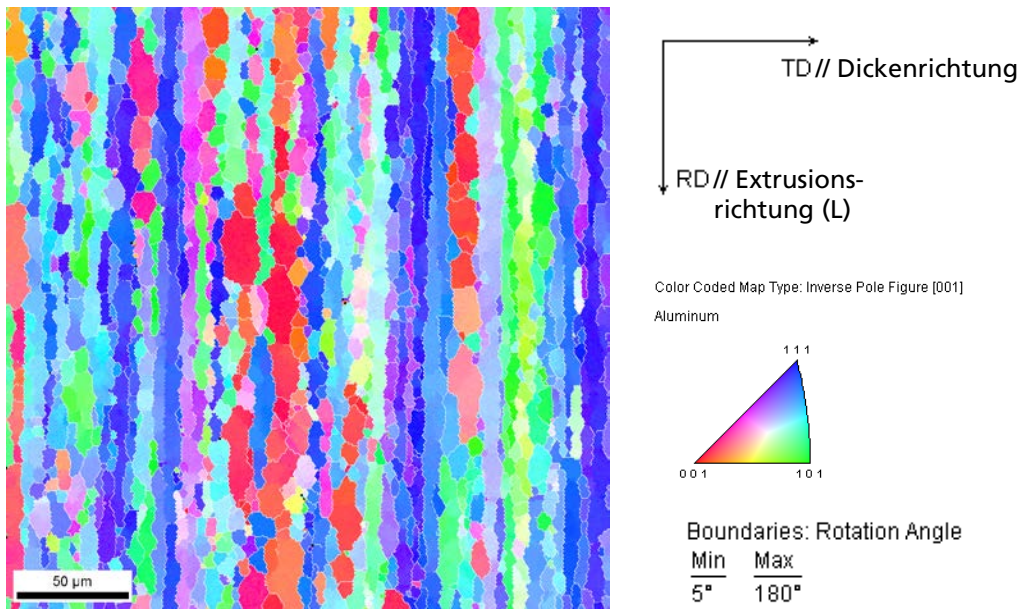


Abbildung 3-59: EBSD-Scan im Umformgefüge am Längsschliff, Position 1/2 Profildicke, Orientierungskarte

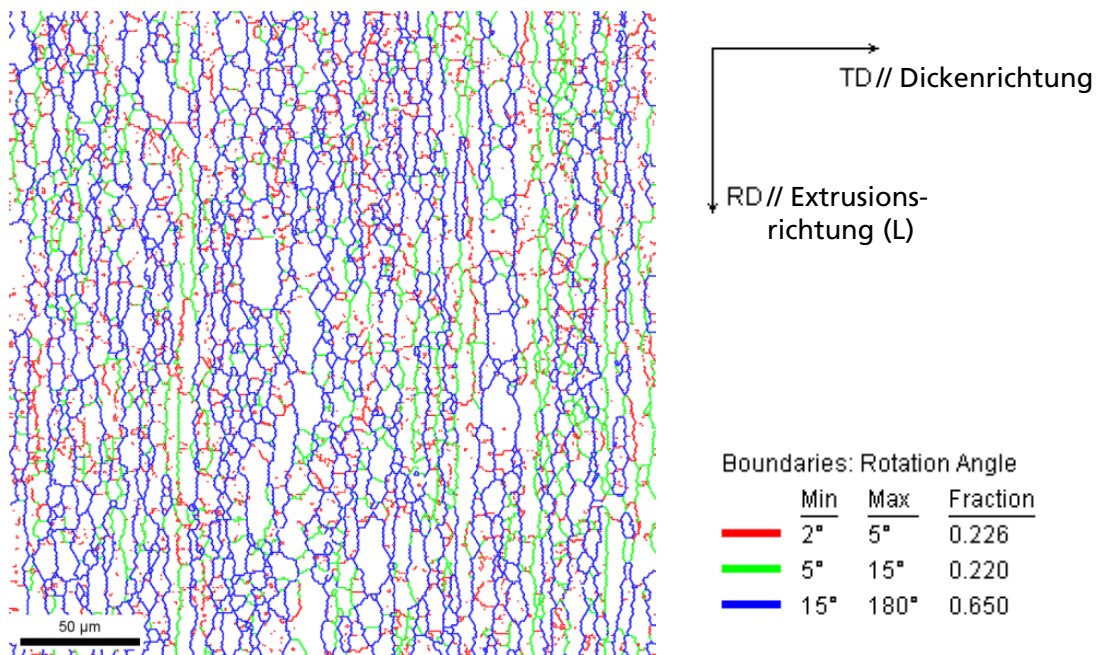
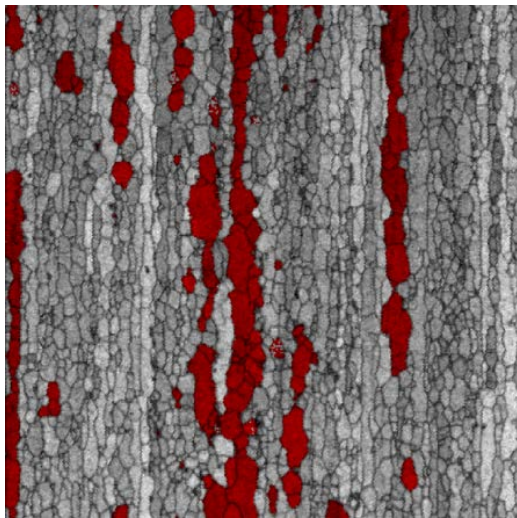
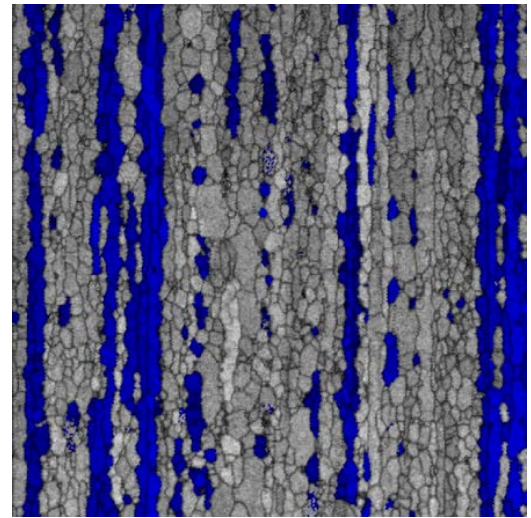


Abbildung 3-60: EBSD-Scan im Umformgefüge am Längsschliff, Position 1/2 Profildicke, Darstellung der Korn- und Subkorn Grenzen



Color Coded Map Type: Crystal Orientation

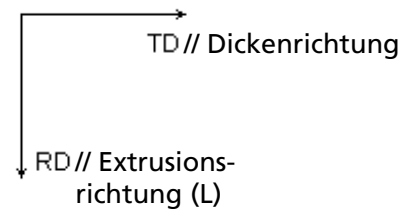
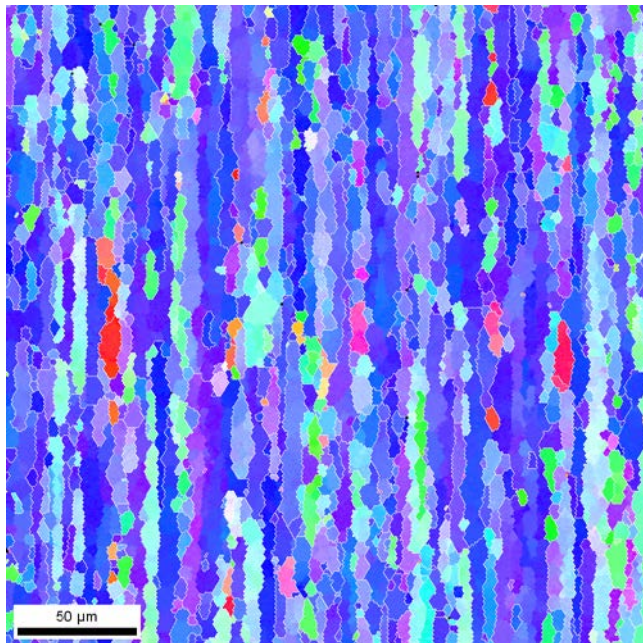
Orientation	Orientation	Min	Max	Total
Euler Angles	{hk(i)l}<uv(t)w>			Fraction
■	(0.0, 0.0, 0.0)	0°	25°	0.159



Color Coded Map Type: Crystal Orientation

Orientation	Orientation	Min	Max	Total
Euler Angles	{hk(i)l}<uv(t)w>			Fraction
■	(90.0, 54.7, 45.0)	0°	25°	0.283

Abbildung 3-61: EBSD-Scan im Umformgefüge am Längsschliff, Position 1/2 Profildicke, Darstellung einzelner Texturkomponenten



Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure [001]
Aluminum



Boundaries: Rotation Angle

Min	Max
5°	180°

Abbildung 3-62: EBSD-Scan im Umformgefüge am Längsschliff, Position randnah (neben Grobkornzone), Orientierungskarte

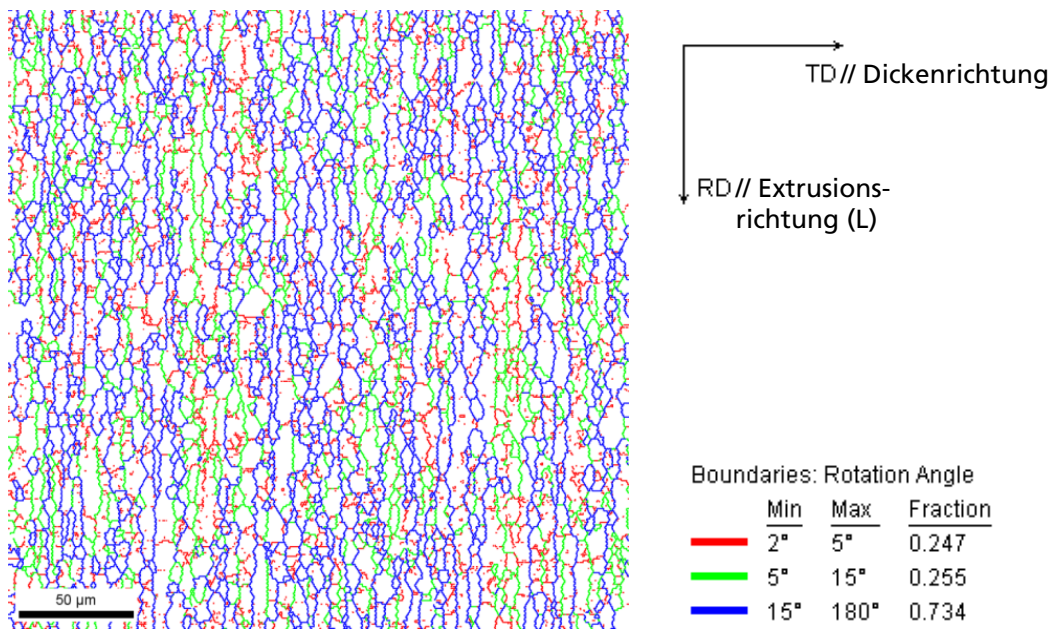


Abbildung 3-63: EBSD-Scan im Umformgefüge am Längsschliff, Position randnah (neben Grobkornzone), Darstellung der Korn- und Subkorn Grenzen

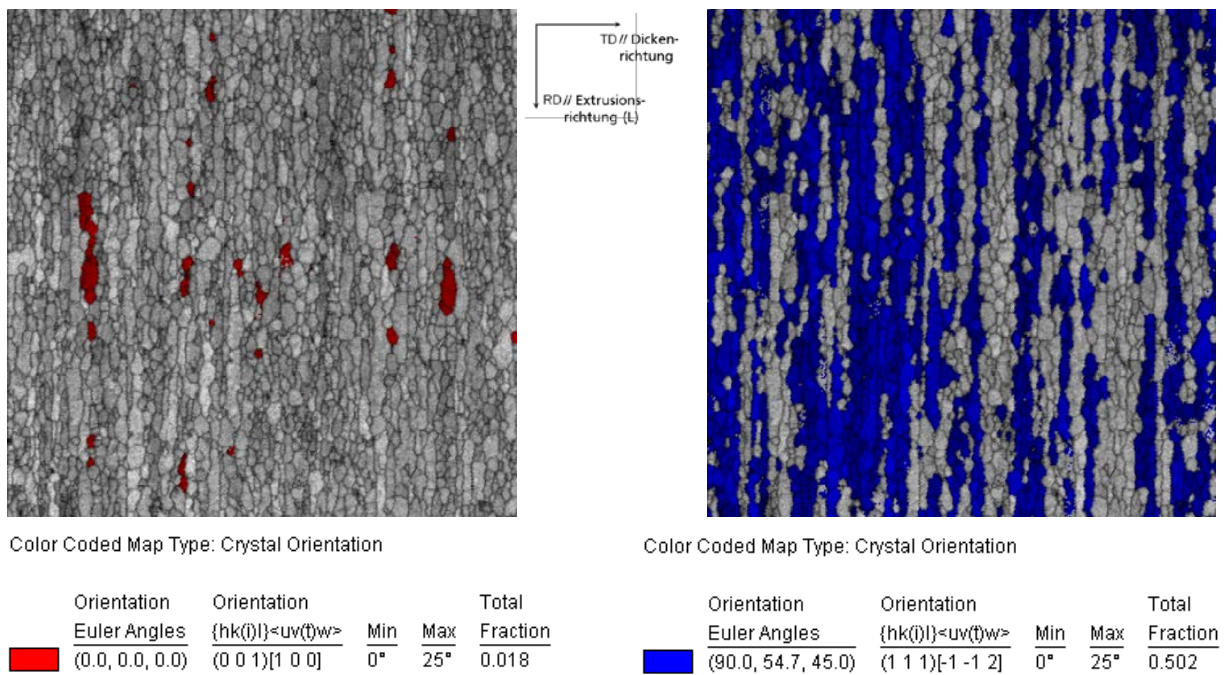
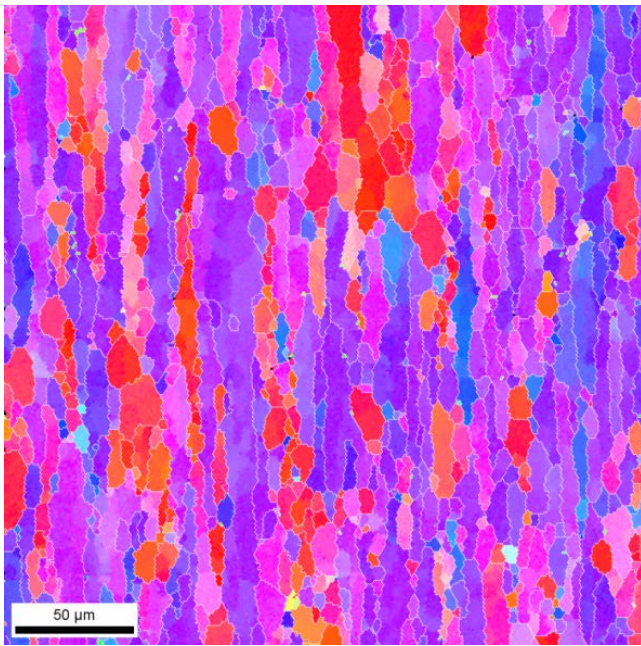
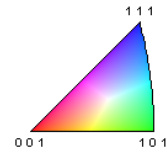


Abbildung 3-64: EBSD-Scan im Umformgefüge am Längsschliff, Position randnah (neben Grobkornzone), Darstellung einzelner Texturkomponenten



TD // Dickenrichtung
 RD // Extrusions-
 richtung (L)

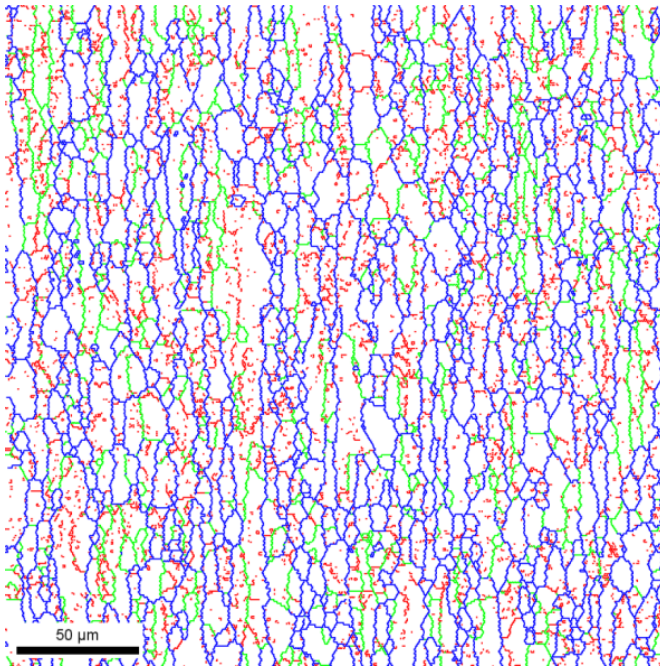
Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure [001]
 Aluminum



Boundaries: Rotation Angle

Min	Max
5°	180°

Abbildung 3-65: EBSD-Scan im Umformgefüge am Querschliff, Position 1/2 Profildicke, Orientierungskarte

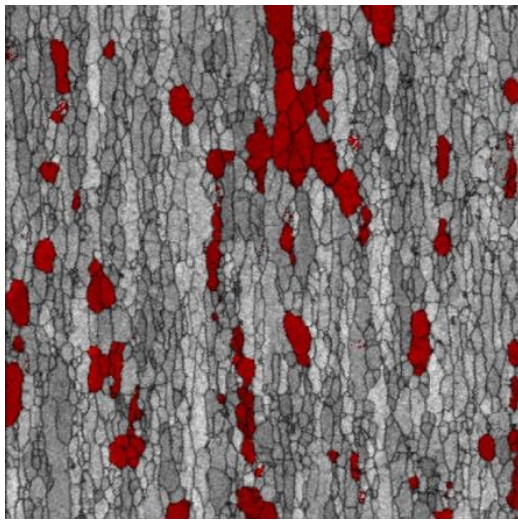


TD // Dickenrichtung
 RD // Extrusions-
 richtung (L)

Boundaries: Rotation Angle

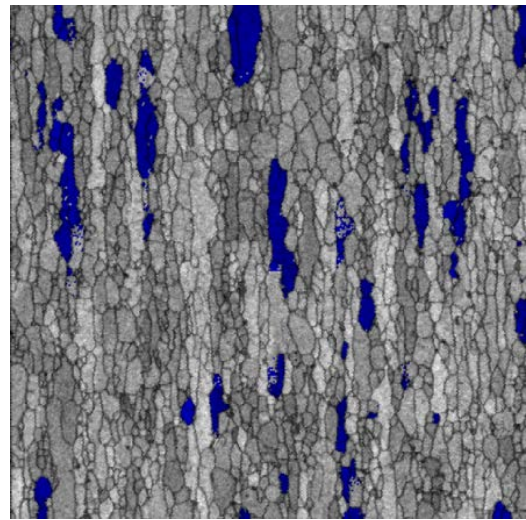
	Min	Max	Fraction
Red	2°	5°	0.264
Green	5°	15°	0.203
Blue	15°	180°	0.783

Abbildung 3-66: EBSD-Scan im Umformgefüge am Querschliff, Position 1/2 Profildicke, Darstellung der Korn- und Subkorn Grenzen



Color Coded Map Type: Crystal Orientation

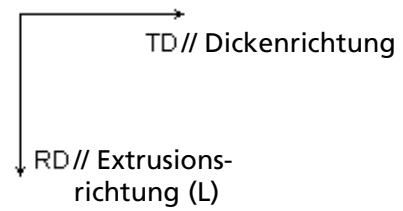
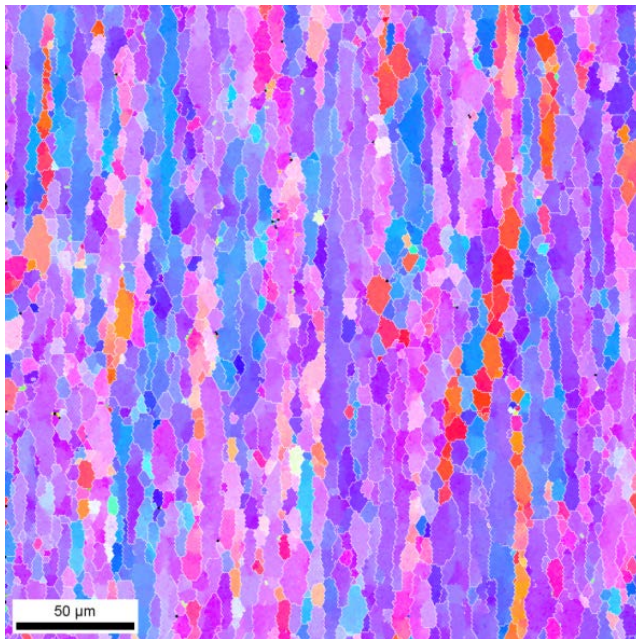
Orientation	Orientation	Min	Max	Total	
Euler Angles	$\{hk(i)l\}\langle uv(t)w\rangle$			Fraction	
■	(0, 0, 0, 0, 0)	(0 0 1)[1 0 0]	0°	25°	0.116



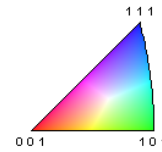
Color Coded Map Type: Crystal Orientation

Orientation	Orientation	Min	Max	Total	
Euler Angles	$\{hk(i)l\}\langle uv(t)w\rangle$			Fraction	
■	(90.0, 54.7, 45.0)	(1 1 1)[-1 -1 2]	0°	20°	0.075

Abbildung 3-67: EBSD-Scan im Umformgefüge am Querschliff, Position 1/2 Profildicke, Darstellung einzelner Texturkomponenten



Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure [001]
Aluminum



Boundaries: Rotation Angle

Min	Max
5°	180°

Abbildung 3-68: EBSD-Scan im Umformgefüge am Querschliff, Position randnah (neben Grobkornzone), Orientierungskarte

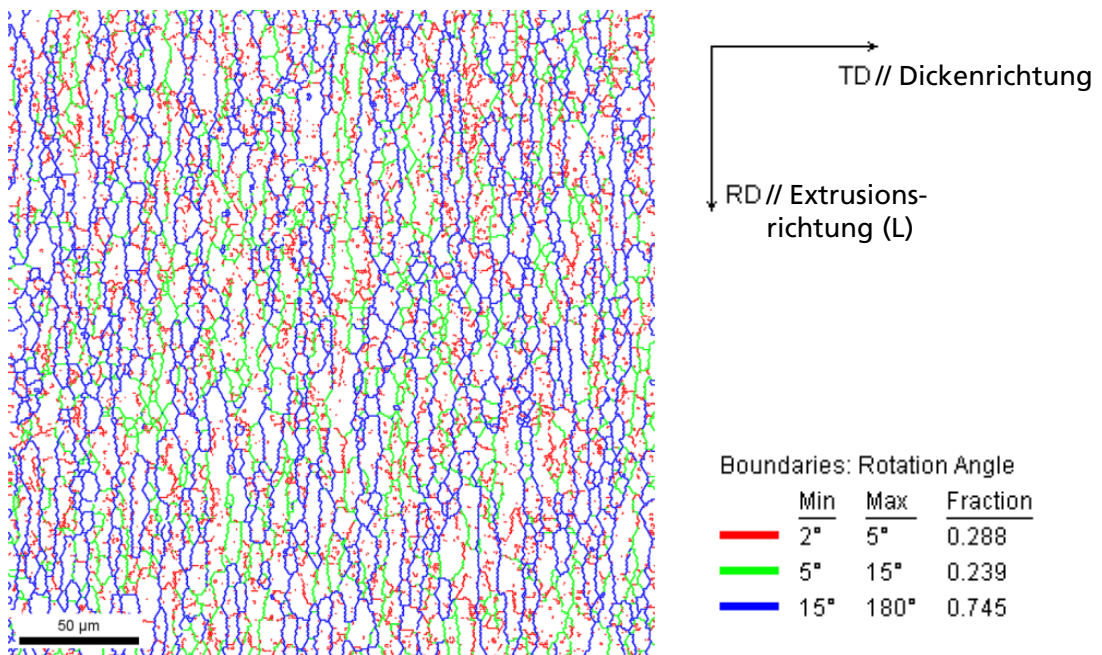


Abbildung 3-69: EBSD-Scan im Umformgefüge am Querschliff, Position randnah (neben Grobkornzone), Darstellung der Korn- und Subkorngrößen

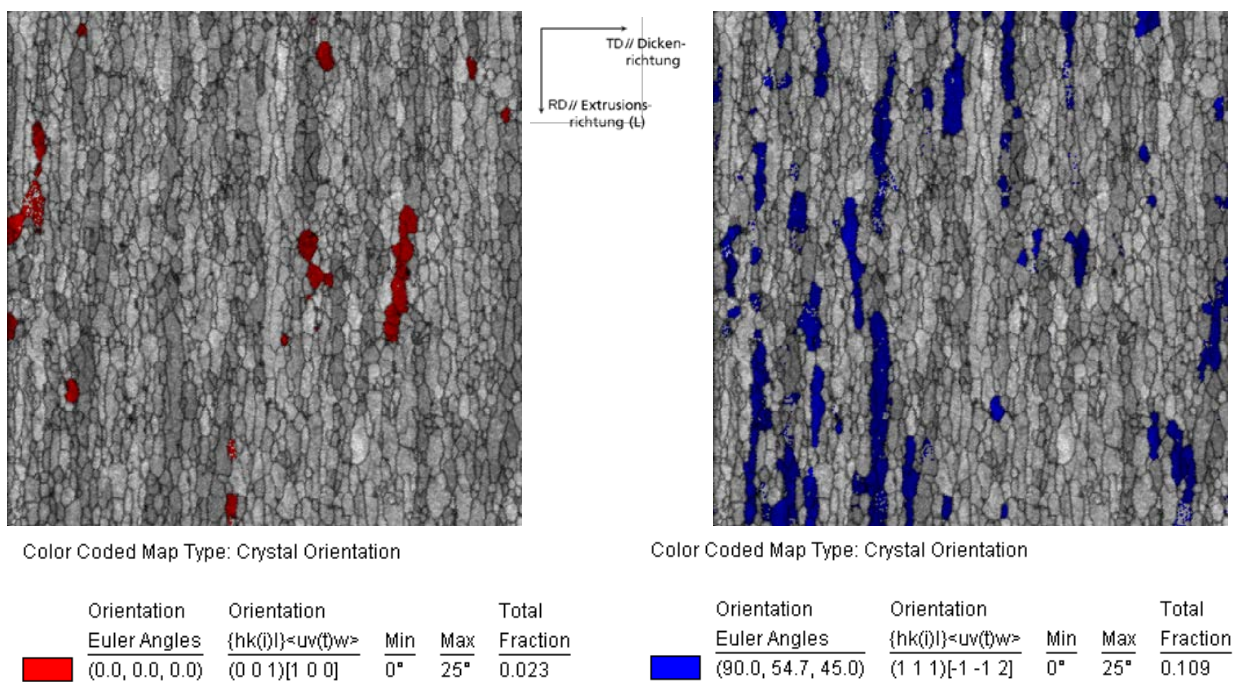


Abbildung 3-70: EBSD-Scan im Umformgefüge am Längsschliff, Position randnah (neben Grobkornzone), Darstellung einzelner Texturkomponenten

Abbildung 3-71 zeigt Bilder aus einem höher aufgelösten EBSD-Scan (50 x 50 µm², Schrittweite 0,2 µm), bei dem auch das EDX (energy dispersive X ray analysis) – Signal mit aufgezeichnet wurde. Bereiche mit erhöhter Konzentration an Eisen, Mangan und Silizium lassen sich hier den intermetallischen Primärphasenausscheidungen zuordnen.

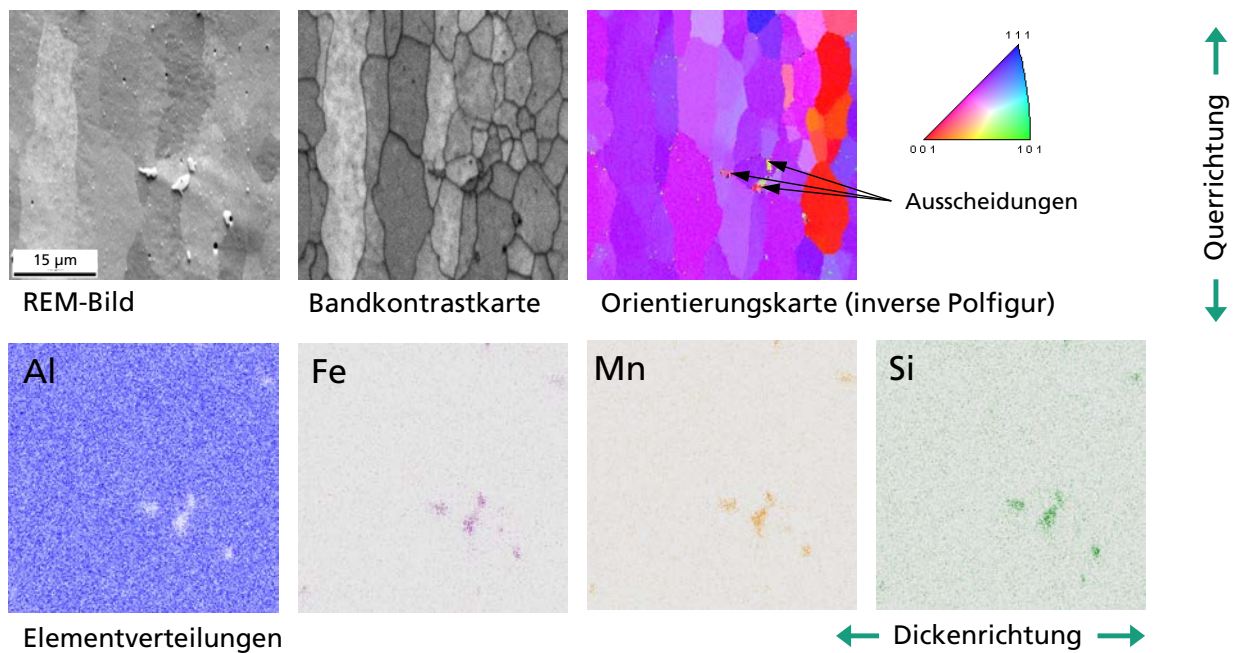


Abbildung 3-71: EBSD- Detailscan im Umformgefüge am Querschliff, Position ca. Mitte Wanddicke mit EDX-Signal (Elementverteilungen)

3.3.2 Versagensmechanismen

Porenschädigung am Schliff

Zur Untersuchung der duktilen Schädigung im Gefüge (Bildung, Wachstum und Vereinigung von Hohlräumen unter plastischer Verformung bis zum Bruch) wurden Schlitte von jeweils einer bis zum Bruch belasteten Längs- und Querszugprobe angefertigt und im Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Die Schliffebene lag mittig zur Probendicke.

Als wichtigste grobe Primärphasenausscheidungen wurden zwei Arten identifiziert, bei denen es sich den EDX-Analysen zufolge mit großer Wahrscheinlichkeit um Mg_2Si - und $Al(FeMn)Si$ - Partikel handelt (Abbildung 3-72). Porenschädigung wurde vor allem an gebrochenen Partikeln der spröden Fe-/Mn-haltigen Phase beobachtet.

Es wurden Rückstreuungsbilder, bei denen sich die intermetallischen Phasen aufgrund des Ordnungszahlkontrastes deutlicher von der Matrix abheben, in unterschiedlichen Abständen zur Bruchebene (entsprechend unterschiedlicher plastischer Dehnung) aufgenommen und mittels Bildanalyse Anteil und Größe der Poren abgeschätzt. Da nicht nur die Hohlräume, sondern auch die Mg_2Si -Partikel dunkel erscheinen und daher in der Auswertung schwer zu trennen sind, werden sie in der Auswertung gemeinsam als „Objekte“ behandelt. Als Referenz dient das Gefüge im Einspannende der Proben, welches als porenfrei angenommen werden kann, so dass die dort gemessen dunklen Objekte ausschließlich der Mg_2Si -Phase zugeordnet werden können.

Die Ergebnisse werden in Abbildung 3-72 bis Abbildung 3-82 gezeigt.

Erwartungsgemäß nehmen in den plastifizierten Bereichen der Zugproben Größe und Volumenanteil der Poren in Richtung Bruchebene zu. Dabei ist der maximale

Hohlraumanteil nicht unmittelbar an die Bruchebene angrenzend, sondern in geringem Abstand zu dieser zu finden, was mit dem Modell der Porenvereinigung bis zur Rissbildung im maximal beanspruchten Querschnitt übereinstimmt.

Trotz der zeiligen Anordnung der Primärausscheidungen in Extrusionsrichtung sind die Ergebnisse von Längs- und Querprobe vergleichbar (Abbildung 3-82).

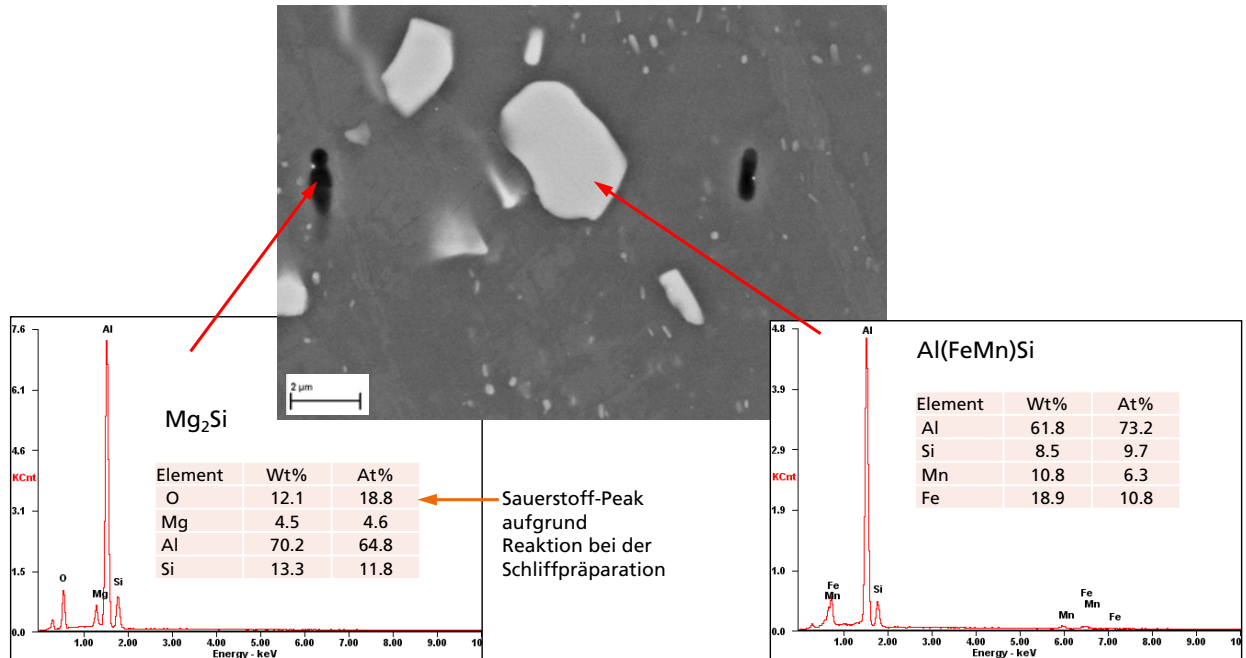


Abbildung 3-72: Primärphasenpartikel im REM, hell: Al(FeMn)Si, dunkel: Mg₂Si

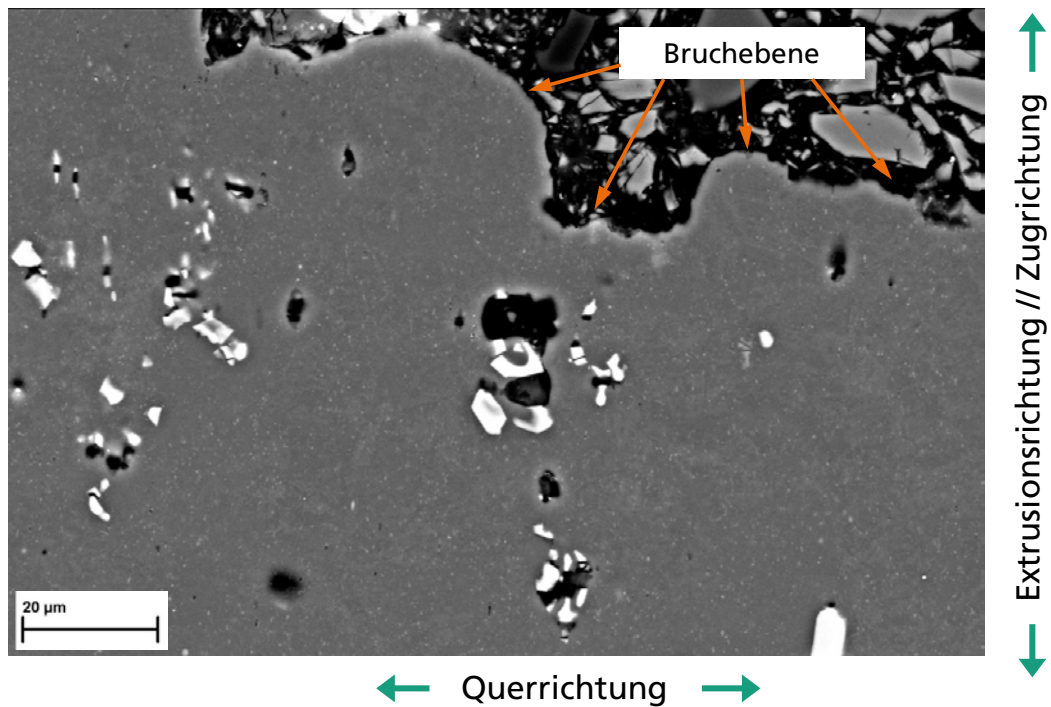


Abbildung 3-73: REM- Aufnahme aus dem geschädigten Bereich der Längs-Flachzugprobe AGA1-Fz-S1L am Schliﬀ

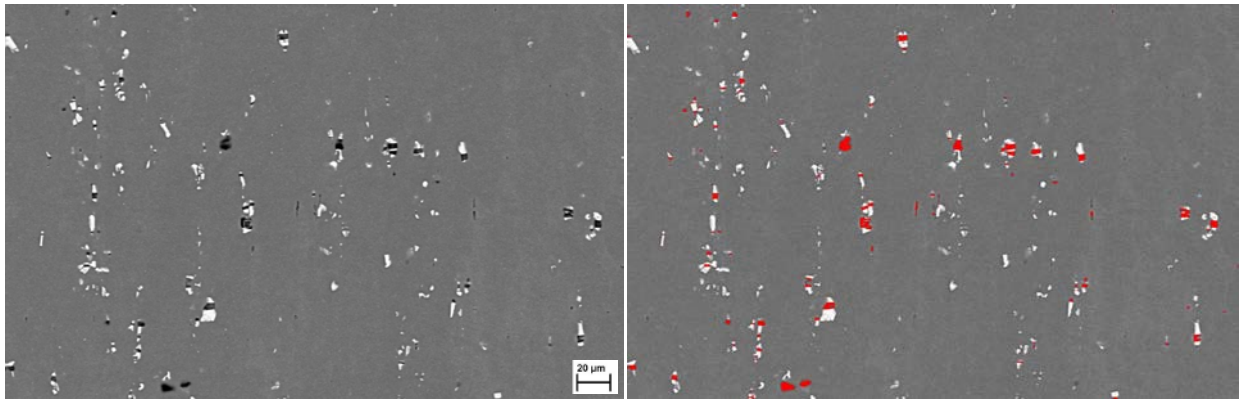


Abbildung 3-74: REM-Aufnahme am Schliff nahe der Bruchebene von Längs-Flachzugprobe AGA1-Fz-S1L (linkes Bild) mit Porendetektion (rechtes Bild)

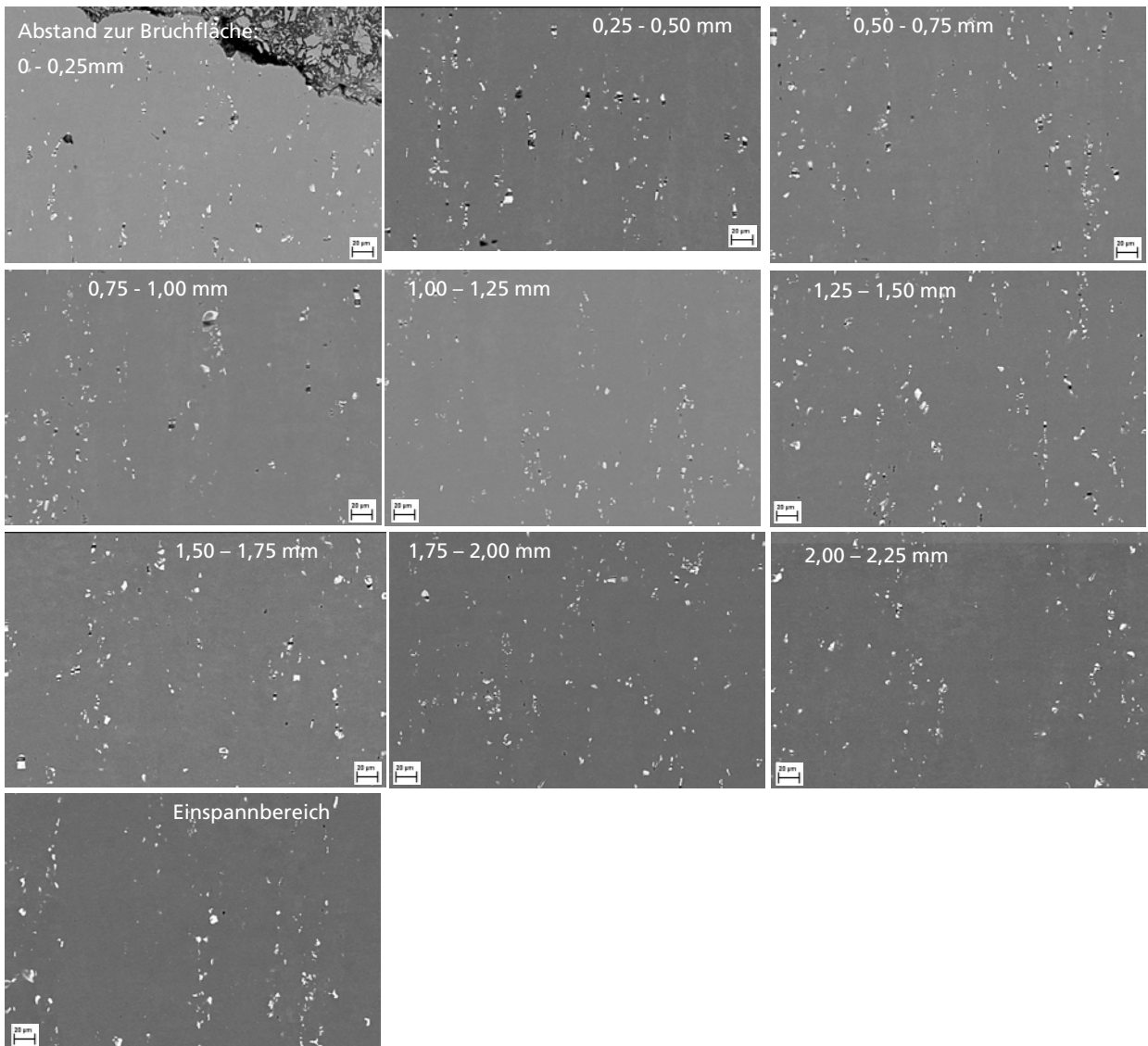


Abbildung 3-75: REM-Aufnahmen des geschädigten Bereichs am Schliff durch gebrochene Längs-Flachzugprobe AGA1-Fz-S1L mit zunehmendem Abstand zur Bruchfläche (Zugachse//Extrusionsrichtung vertikal, Querrichtung horizontal)

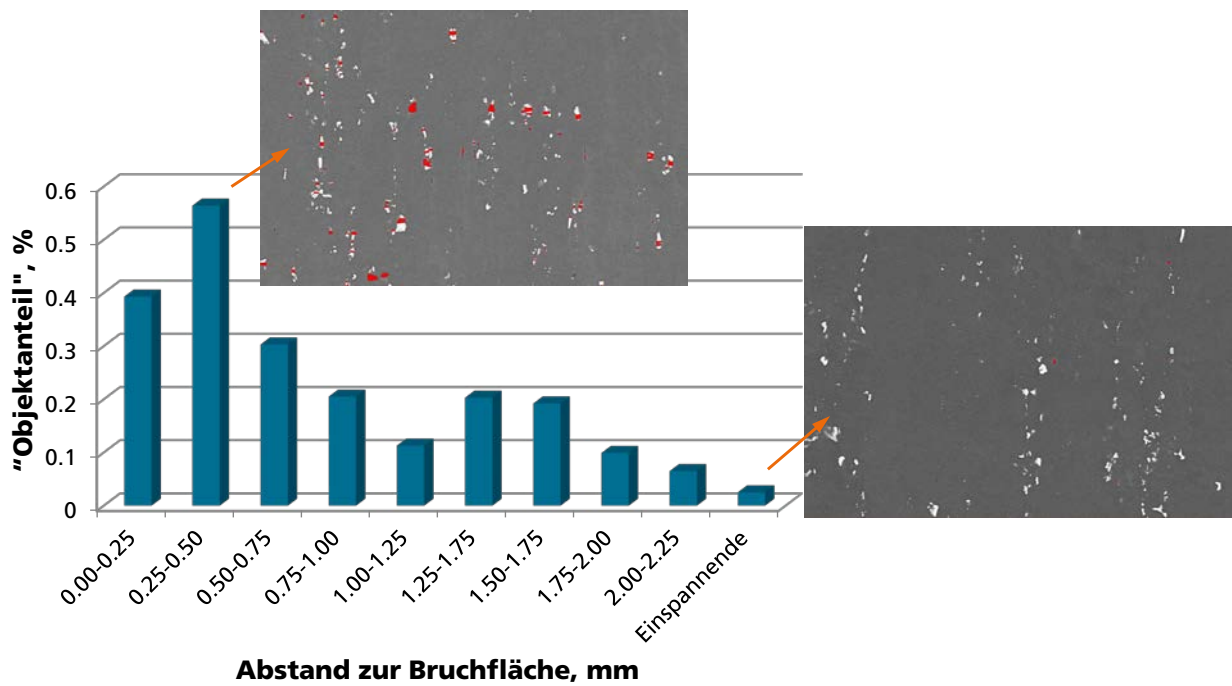


Abbildung 3-76: Abschätzung des Porenanteils (Flächenanalyse) für die Längs- Flachzugprobe AGA1-Fz-S1L. Dargestellt ist der Gesamtanteil dunkler Objekte (einschließlich Mg₂Si-Ausscheidungen).

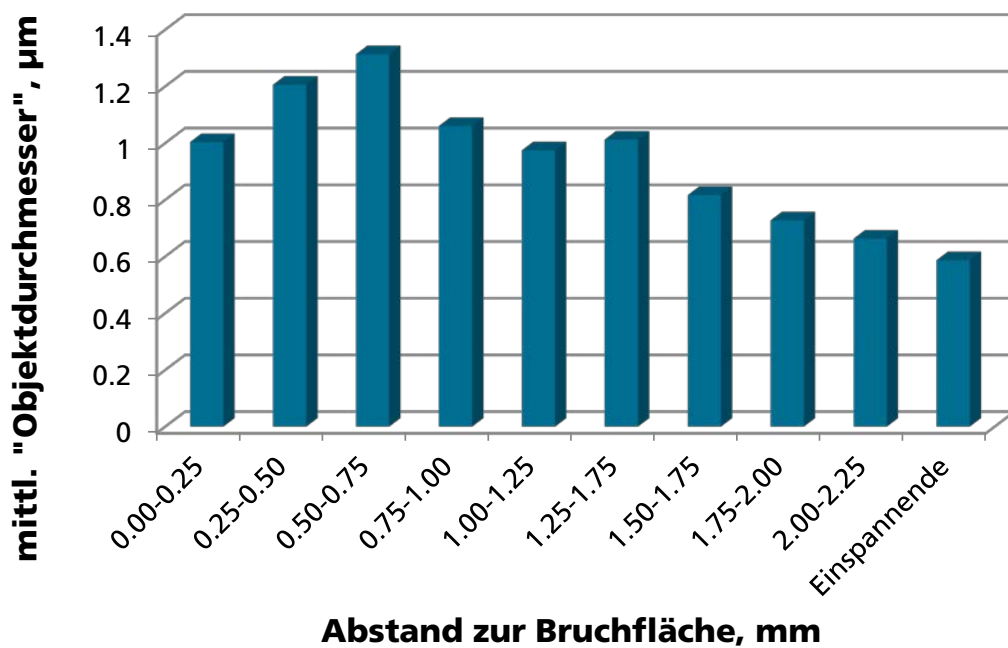


Abbildung 3-77: Abschätzung der mittleren Porengröße (einschließlich Mg₂Si-Ausscheidungen) für die Längs- Flachzugprobe AGA1-Fz-S1L.

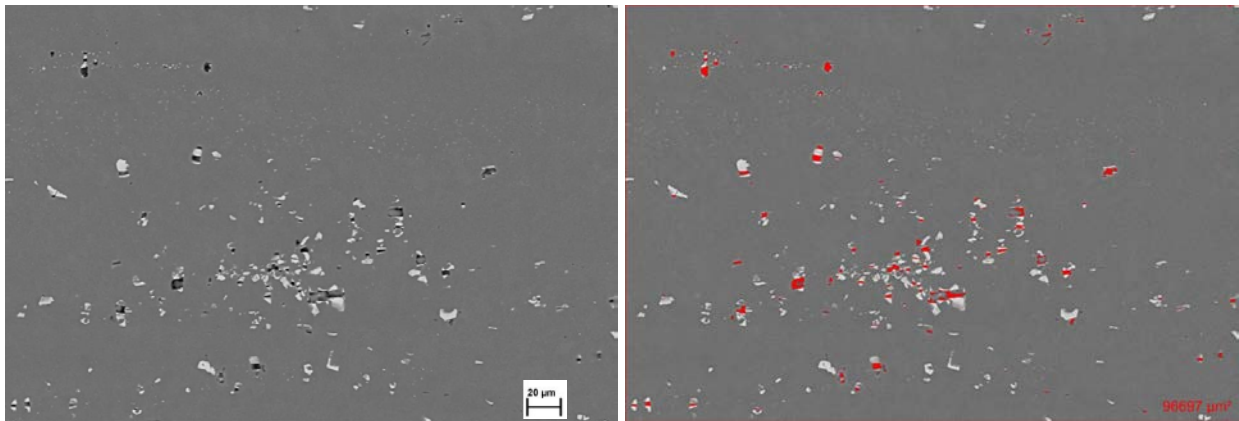


Abbildung 3-78: REM-Aufnahme am Schliff nahe der Bruchebene von Quer- Flachzugprobe AGA1-Fz-S5Q (linkes Bild) mit Porendetektion (rechtes Bild)

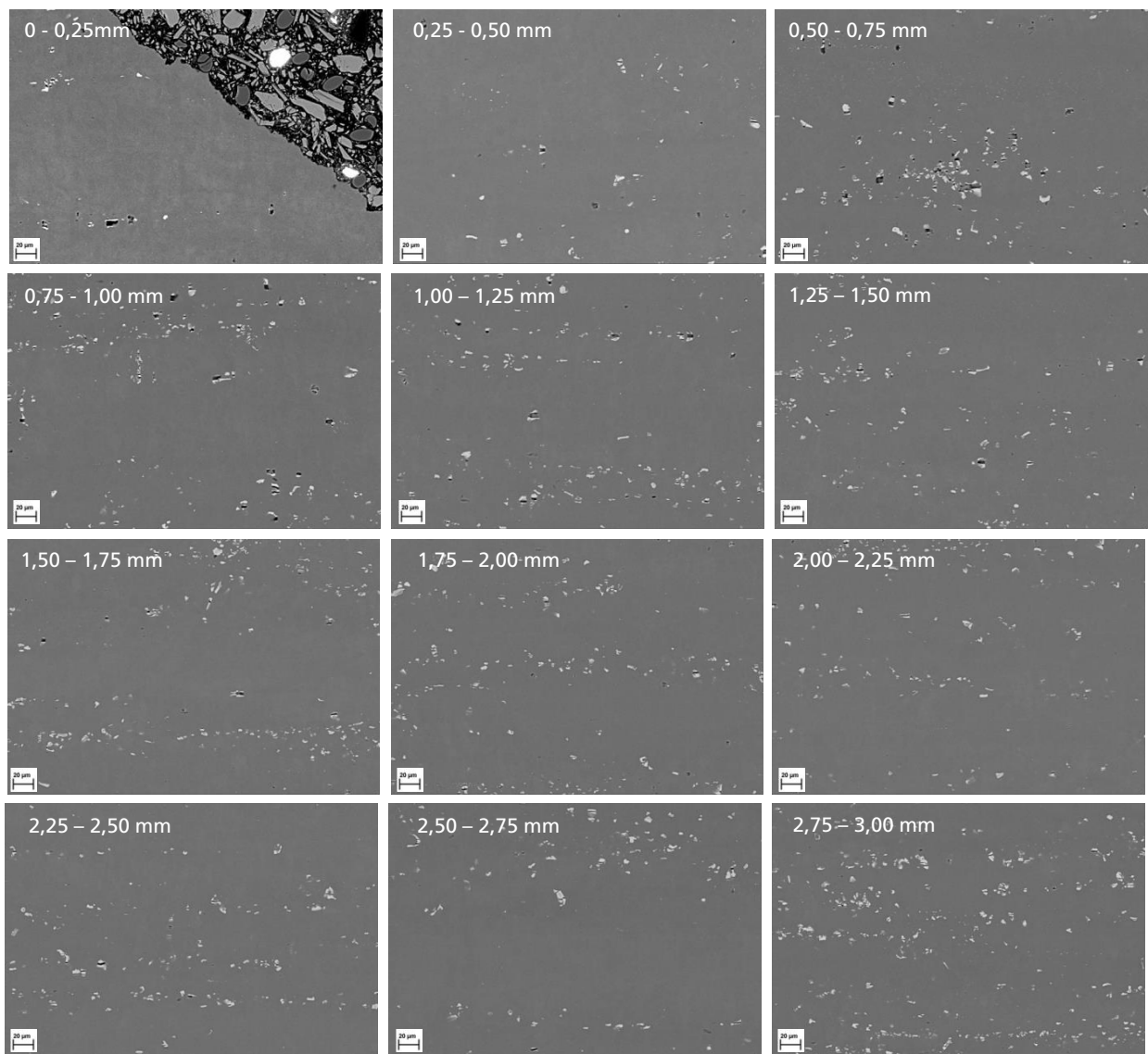


Abbildung 3-79: REM-Aufnahmen des geschädigten Bereichs am Schliff durch gebrochene Querzugprobe AGA1-Fz-S5Q mit zunehmendem Abstand zur Bruchfläche (Extrusionsrichtung horizontal, Zugachse//Querrichtung vertikal)

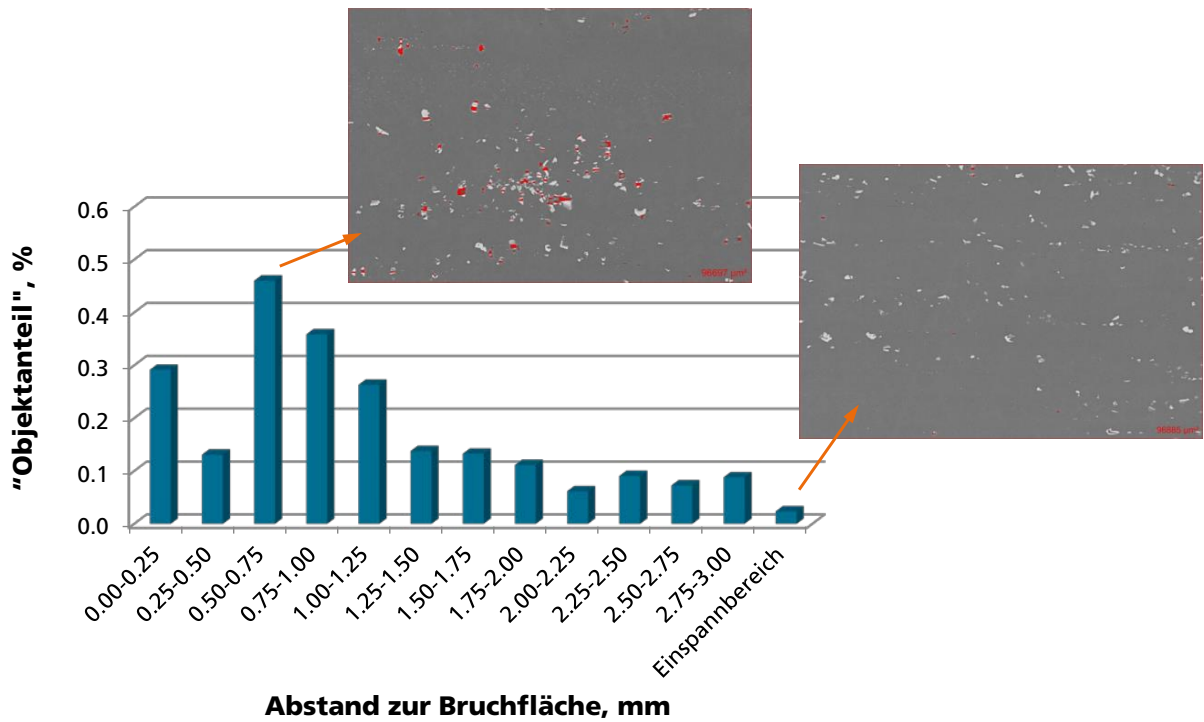


Abbildung 3-80: Abschätzung des Porenanteils (Flächenanalyse) für die Quer- Flachzugprobe AGA1-Fz-S5Q. Dargestellt ist der Gesamtanteil dunkler Objekte (einschließlich Mg_2Si -Ausscheidungen).

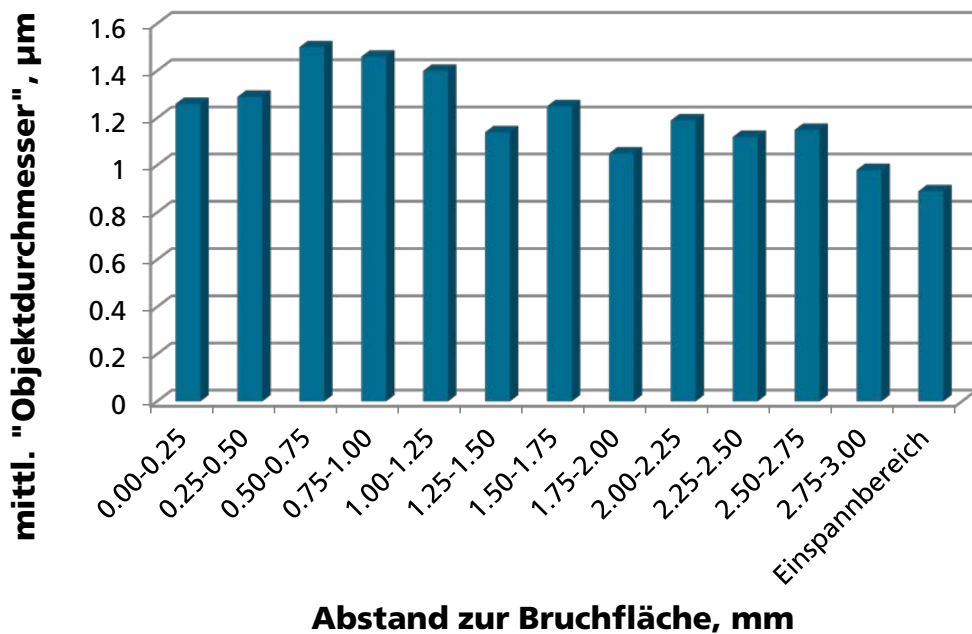


Abbildung 3-81: Abschätzung der mittleren Porengröße (einschließlich Mg_2Si -Ausscheidungen) für die Quer- Flachzugprobe AGA1-Fz-S5Q. Dargestellt ist der Gesamtanteil dunkler Objekte (einschließlich Mg_2Si -Ausscheidungen).

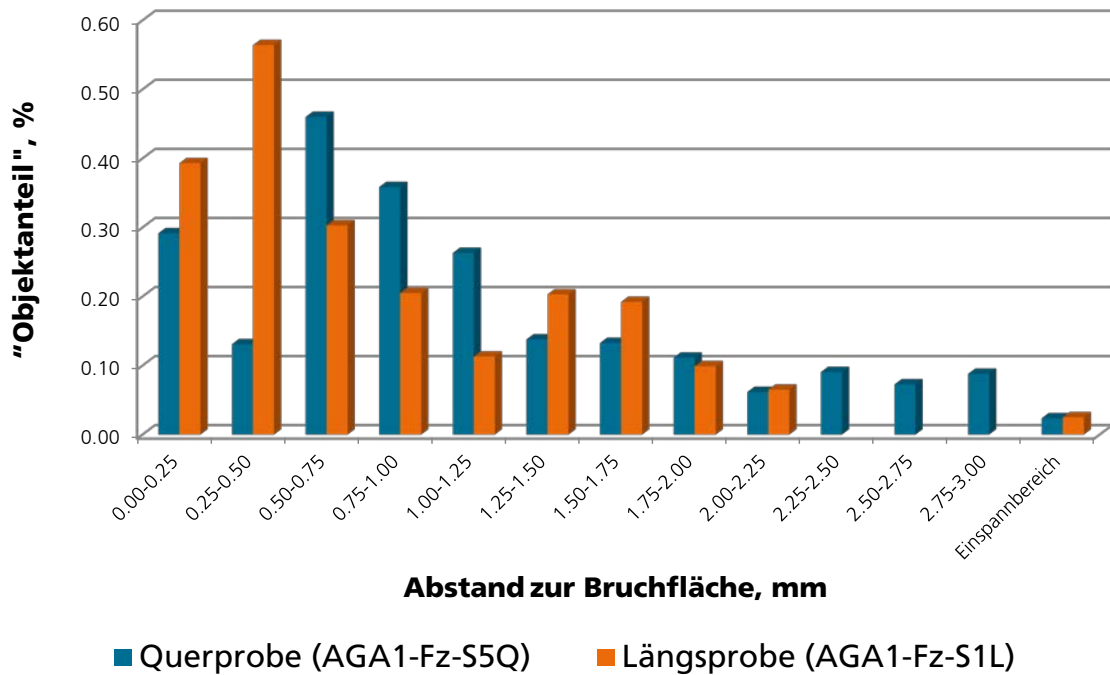


Abbildung 3-82: Abschätzung des Porenanteils (Flächenanalyse), Vergleich von Längs- und Querprobe
Dargestellt ist der Gesamtanteil dunkler Objekte (einschließlich Mg_2Si -Ausscheidungen).

Bruchflächen

Fraktografische Untersuchungen wurden an Glattzugproben mit 0°, 90°- und 45°-Orientierung sowie an Scherzugproben mit 45°- und 90°-Orientierung durchgeführt.

Die Bruchflächen der Glattzugproben (Abbildung 3-83 bis Abbildung 3-94) zeigen im Profilkern transkristallinen Wabenbruch. Im Bereich der grobkörnigen Randzone ist dagegen zum Teil interkristalliner Bruch zu finden.

Die (größtenteils verriebenen) Bruchflächen der Scherzugproben (Abbildung 3-95 bis Abbildung 3-100) zeigen vorwiegend Scherwaben, vereinzelt ist am Rand die Grobkornzone erkennbar.

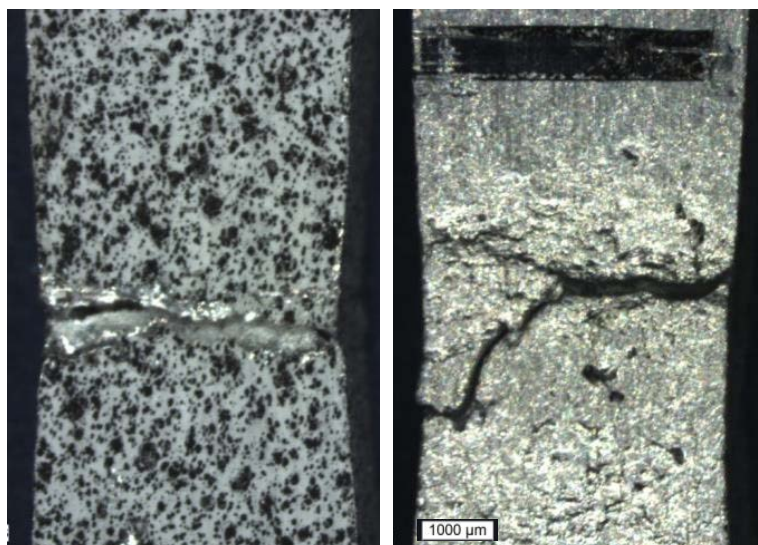


Abbildung 3-83: Längszugprobe AGA1-Fz-S3L, Probenoberflächen mit Bruchverlauf

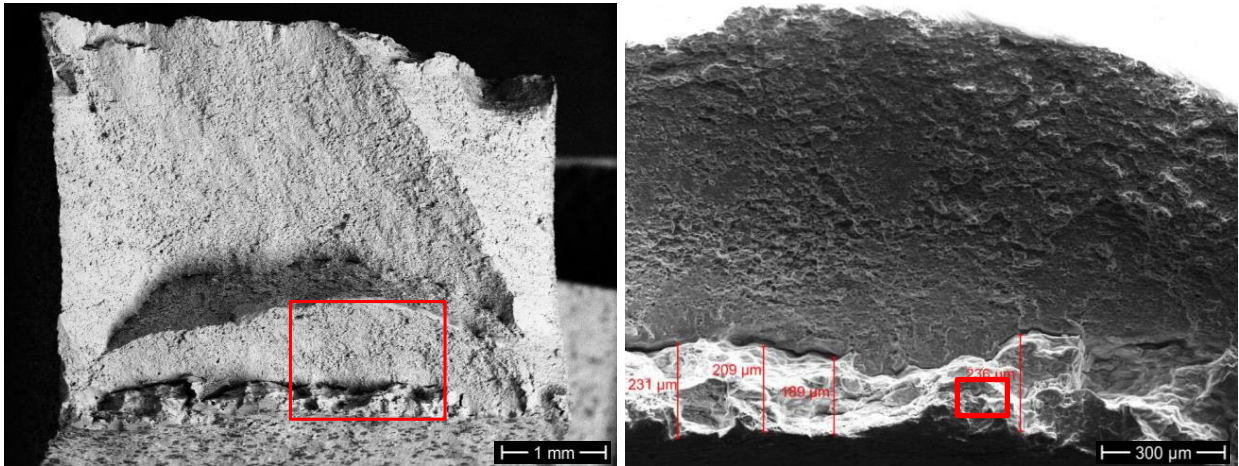


Abbildung 3-84: Längszugprobe AGA1-Fz-S3L, REM-Aufnahmen der Bruchfläche: Übersicht (links) und Ausschnitt aus Randbereich (rechts)

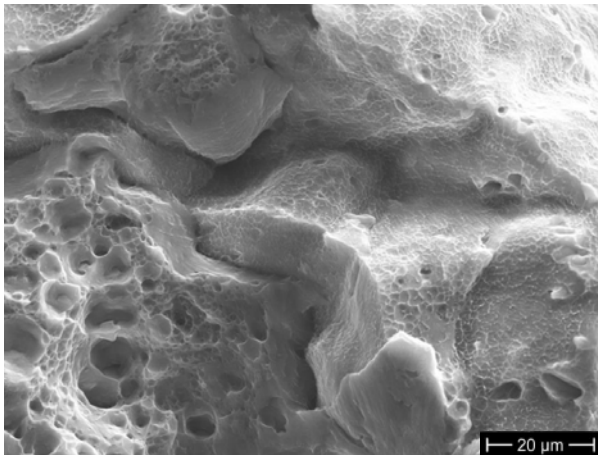


Abbildung 3-85: Längszugprobe AGA1-Fz-S3L, REM-Aufnahmen der Bruchfläche, Detail vom Probenrand (Markierung in Abbildung 3-84 rechts)- verformungsarmer interkristalliner Wabenbruch in der Grobkornzone

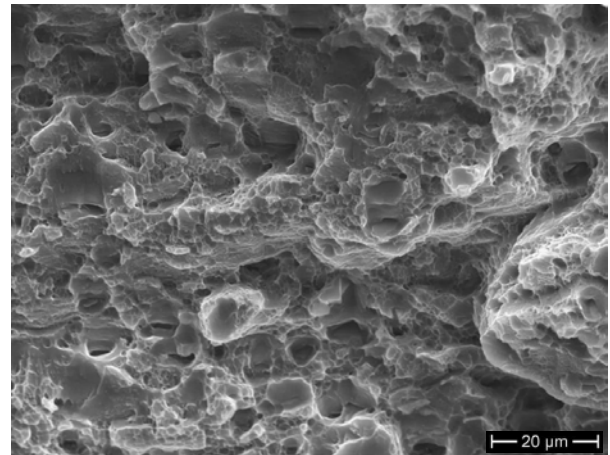


Abbildung 3-86: Längszugprobe AGA1-Fz-S3L, REM-Aufnahmen der Bruchfläche innen: transkristalliner Wabenbruch

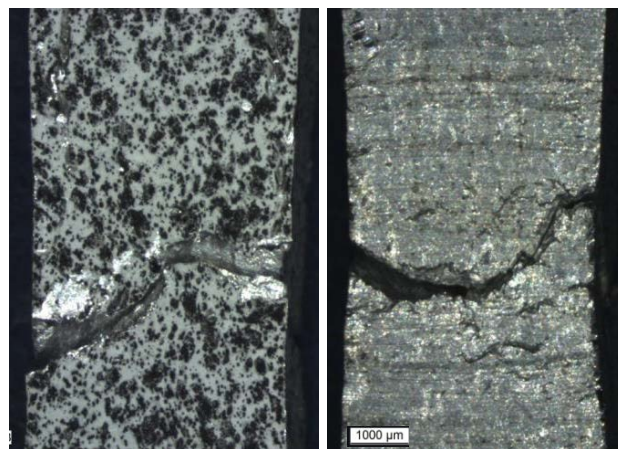


Abbildung 3-87: Querszugprobe AGA1-Fz-S4Q, Probenoberflächen mit Bruchverlauf

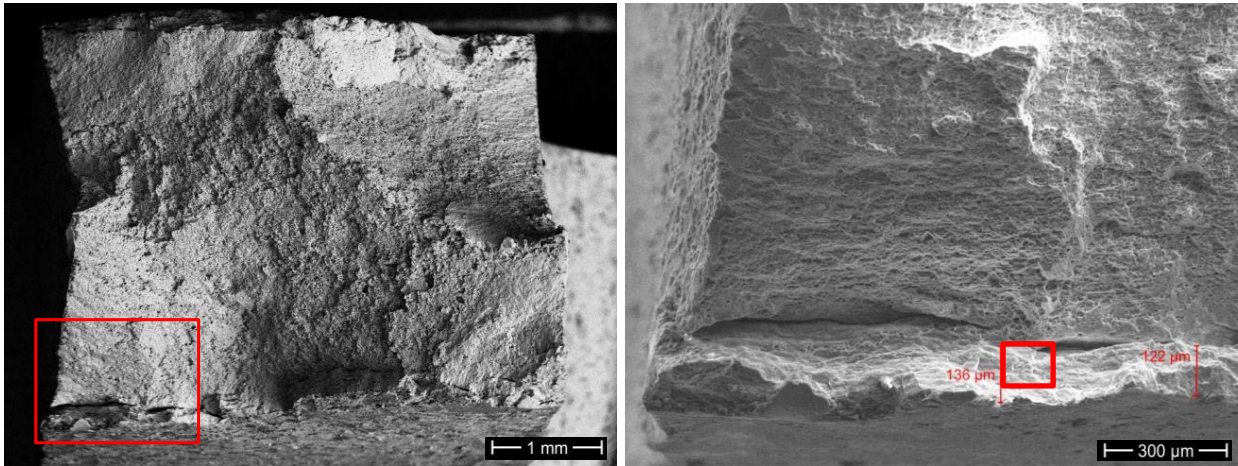


Abbildung 3-88: Querkzugprobe AGA1-Fz-S4Q, REM-Aufnahmen der Bruchfläche: Übersicht (links) und Ausschnitt aus Randbereich (rechts)

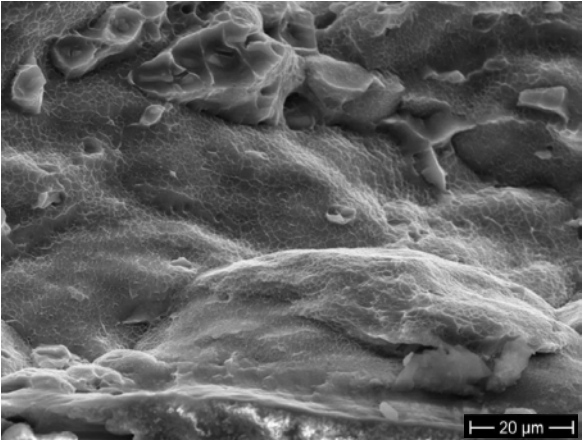


Abbildung 3-89: Querkzugprobe AGA1-Fz-S4Q, REM-Aufnahmen der Bruchfläche, Detail vom Probenrand (Markierung in Abbildung 3-88 rechts)- verformungsarmer interkristalliner Wabenbruch in der Grobkornzone

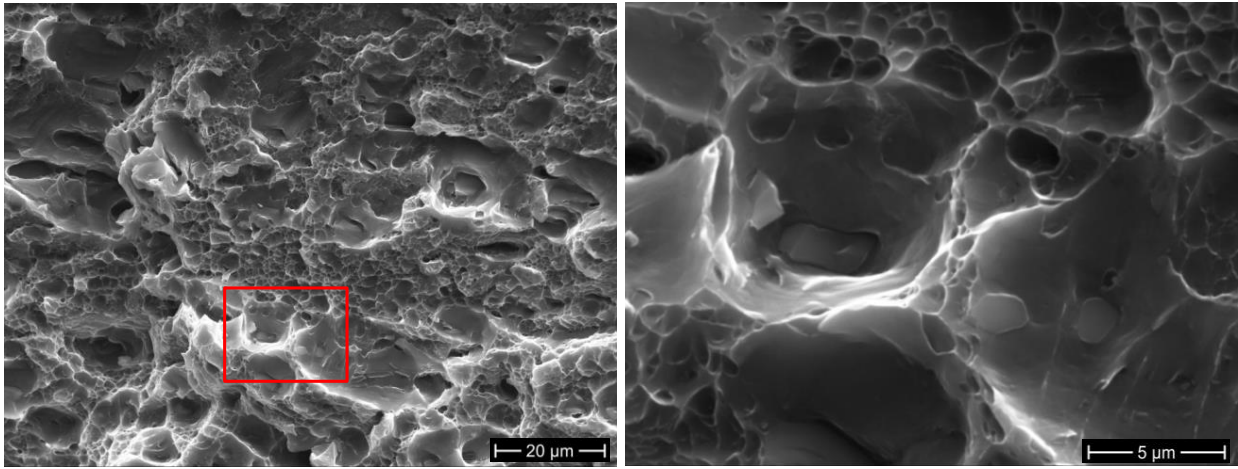


Abbildung 3-90: Querkzugprobe AGA1-Fz-S4Q, REM-Aufnahmen der Bruchfläche innen (ca. halbe Proben- bzw. Profildicke), rechts: Detail aus linkem Bild, transkristalliner Wabenbruch

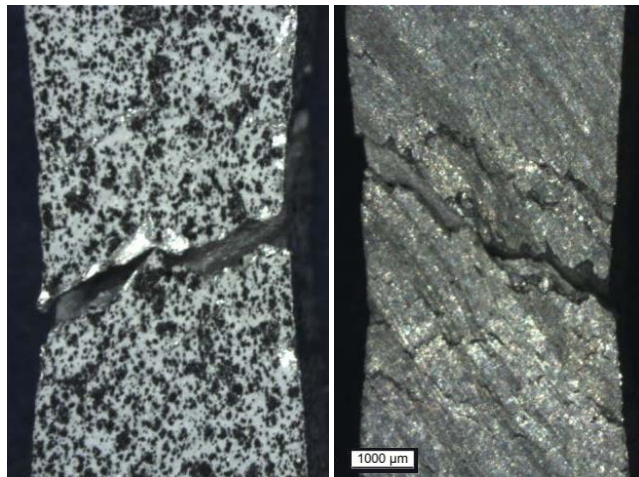


Abbildung 3-91: Diagonalzugprobe AGA1-Fz-S4D, Probenoberflächen mit Bruchverlauf

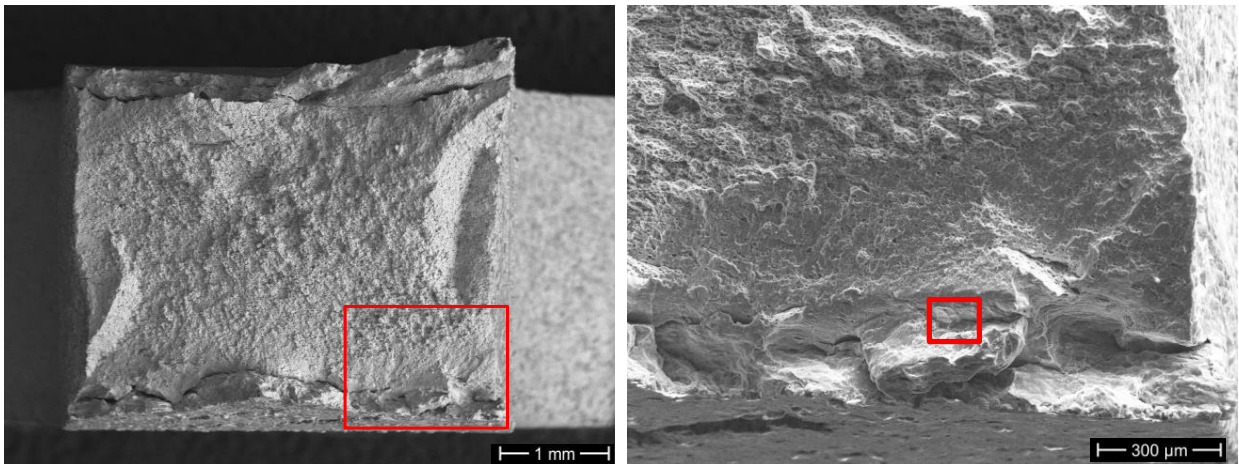


Abbildung 3-92: Diagonalzugprobe AGA1-Fz-S4D, REM-Aufnahmen der Bruchfläche: Übersicht (links) und Ausschnitt aus Randbereich (rechts)

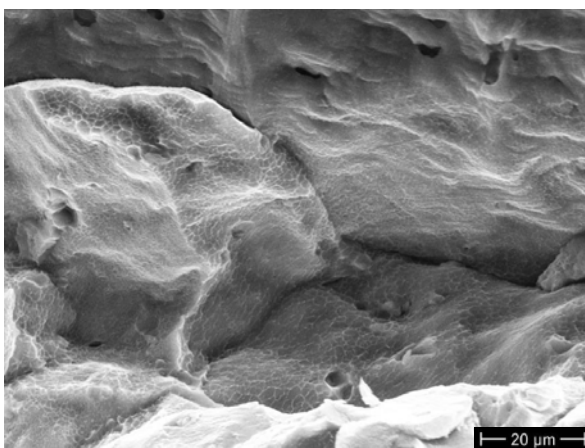


Abbildung 3-93: Diagonalzugprobe AGA1-Fz-S4D, REM-Aufnahmen der Bruchfläche, Detail vom Probenrand (Markierung in Abbildung 3-92 rechts)- verformungsarmer interkristalliner Wabenbruch in der Grobkornzone

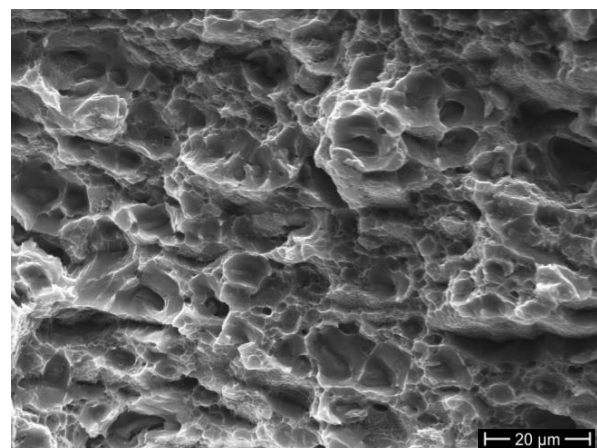


Abbildung 3-94: Diagonalzugprobe AGA1-Fz-S4D, REM-Aufnahmen der Bruchfläche innen (ca. halbe Proben- bzw. Profildicke): transkristalliner Wabenbruch

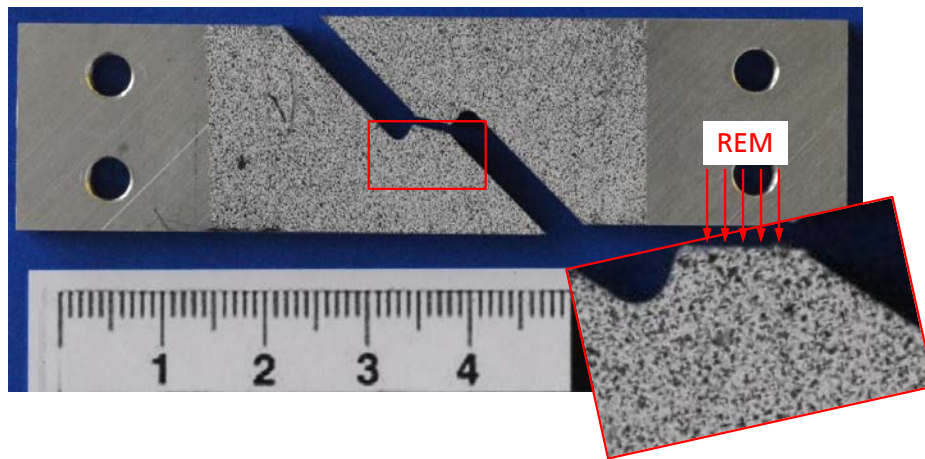


Abbildung 3-95: Oberflächenansicht einer gebrochenen Scherzugprobe mit Kennzeichnung der im REM untersuchten Bruchfläche

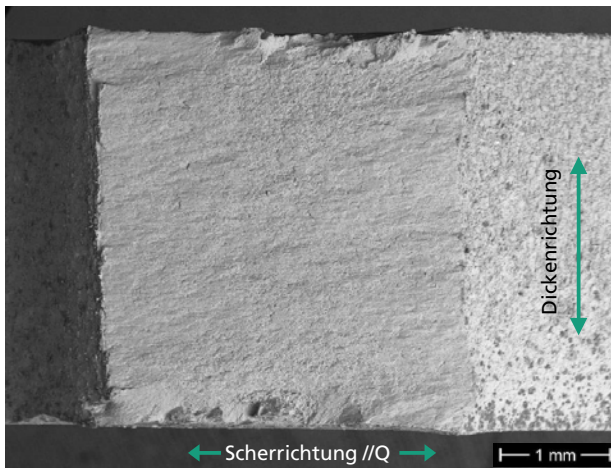


Abbildung 3-96: REM- Übersichtsaufnahme der Bruchfläche von Quer-Scherzugprobe AGA1-Sz0°-S1Q, Bruchfläche in Scherrichtung „verrieben“

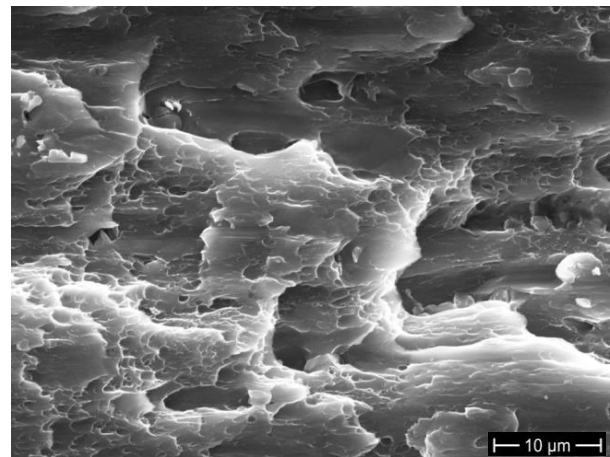


Abbildung 3-97: REM- Detailaufnahme der Bruchfläche von Quer-Scherzugprobe AGA1-Sz0°-S1Q, ca. Mitte der Bruchfläche: Scherwaben (teilweise gequetscht)

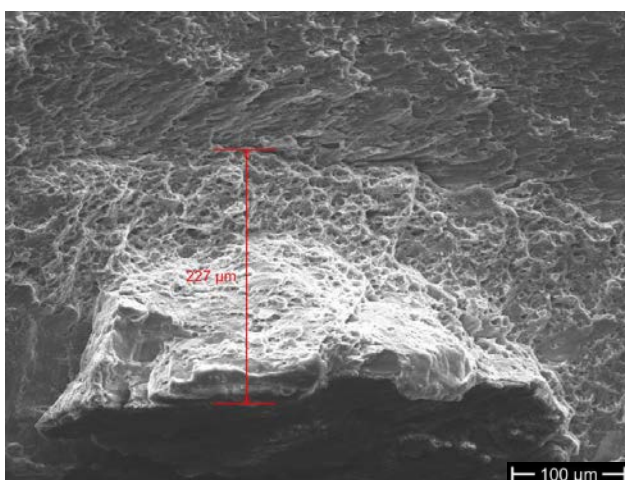


Abbildung 3-98: REM- Detailaufnahme der Bruchfläche von Quer-Scherzugprobe AGA1-Sz0°-S1Q nahe der Proben- bzw. Profiloberfläche

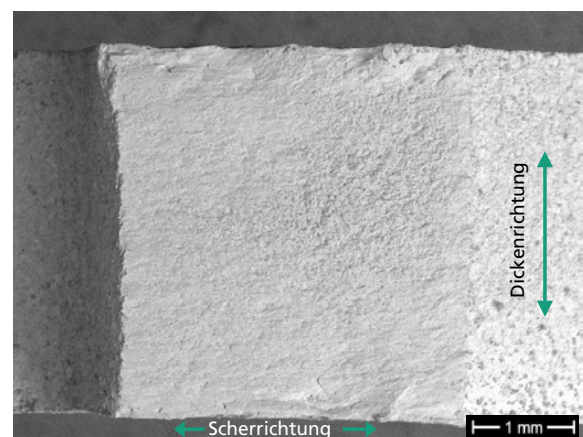


Abbildung 3-99: REM- Übersichtsaufnahme der Bruchfläche von Diagonal-Scherzugprobe

(Bereich der Grobkornzone): stellenweise
Normalspannungsbruch

AGA1-Sz0°-S2D, Bruchfläche in Scherrichtung
„verrieben“

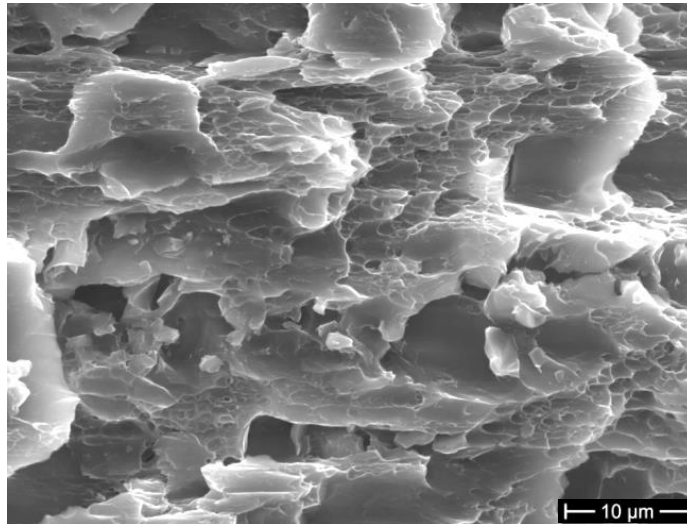


Abbildung 3-100: REM- Detaillaufnahme der Bruchfläche von Diagonal-Scherzugprobe AGA1-Sz0°-S2D, ca. Mitte der Bruchfläche: Scherwaben (teilweise gequetscht)

4 Analyse und Kalibrierung von Werkstoff- und Versagensmodellen sowie numerische Simulation

Zur Modellierung des Verformungs- und Versagensverhaltens des untersuchten Aluminiumprofils wurden zunächst vier verschiedene Deformationsmodelle, dann zwei Versagensmodelle in Kombination mit einem ausgewählten Deformationsmodell auf Basis der experimentellen Ergebnisse analysiert, kalibriert und verglichen. Die durchgeführten Probenversuche wurden mit diesen Werkstoffmodellen simuliert.

4.1 FE-Modelle

Die Simulationsrechnungen wurden mit dem expliziten FE-Solver LS-Dyna Version 8.0.0 (MPP-Version, double-precision) durchgeführt. Verwendet wurde das Einheitensystem: kg/mm/ms (entspricht GPa, kN, J).

Die Schalenelement-Modelle der Glattzug-, Kerbzug-, Lochzug und Scherzugproben sind in Abbildung 4-1 dargestellt. Abbildung 4-2 zeigt die FE-Modelle der Durchstoß- und Biegeproben sowie den modellierten Versuchsaufbau. Niederhalter, Matrize und Stempel wurden als Starrkörper modelliert. Für den Kontakt zwischen Probe und Werkzeugen wurde der LS-Dyna-Kontakttyp *CONTACT_FORMING_SURFACE_TO_SURFACE mit einem Reibwert von 0.9 bzw. 0.1 für den Kontakt zwischen Stempel und Probe verwendet. Die Simulationen wurden mit voll integrierten 4-Knoten Schalenelementen vom Typ ELFORM=16 mit einer Kantenlänge von 0.5 mm und 3 (Probenzugversuche) sowie 5 (Durchstoß- und Biegeversuche) Integrationspunkten in Dickenrichtung durchgeführt.

Zur Erstellung von 3D-Modellen sind die bereits vorhandenen flächigen Schalendiskretisierungen der Proben (Abbildung 4-1, Abbildung 4-2) in Dickenrichtung extrudiert worden (8 Elementschichten bei einer Probendicke von 4 mm). Verwendet wurden voll integrierte 8-Knoten Hexaeder-Elemente vom Typ ELFORM=2.

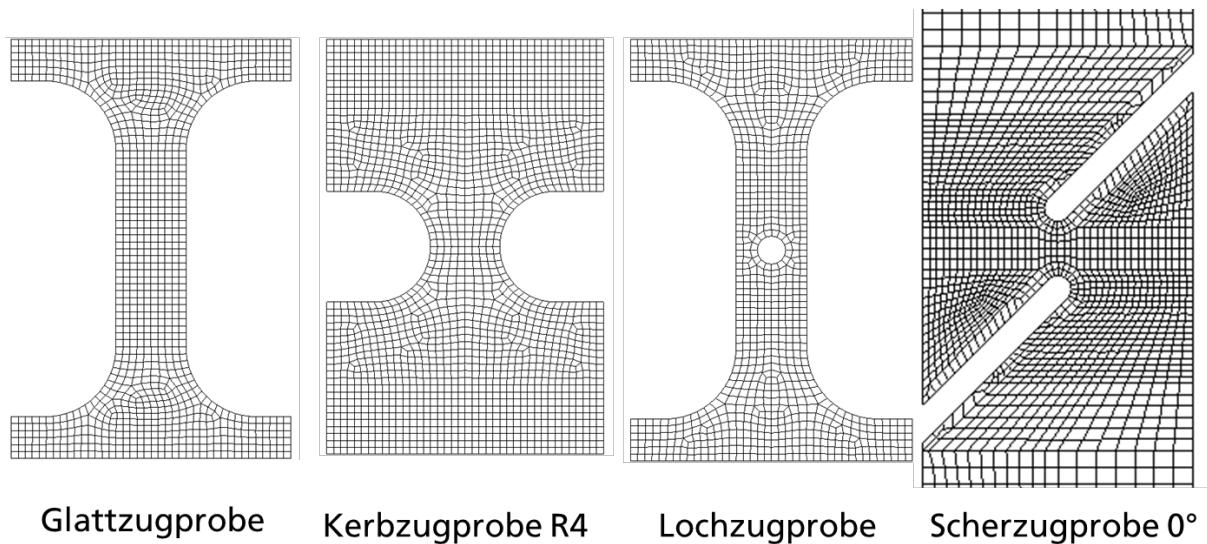


Abbildung 4-1: FE-Modelle der Glattzug-, Kerbzug-, Lochzug und Scherzugproben

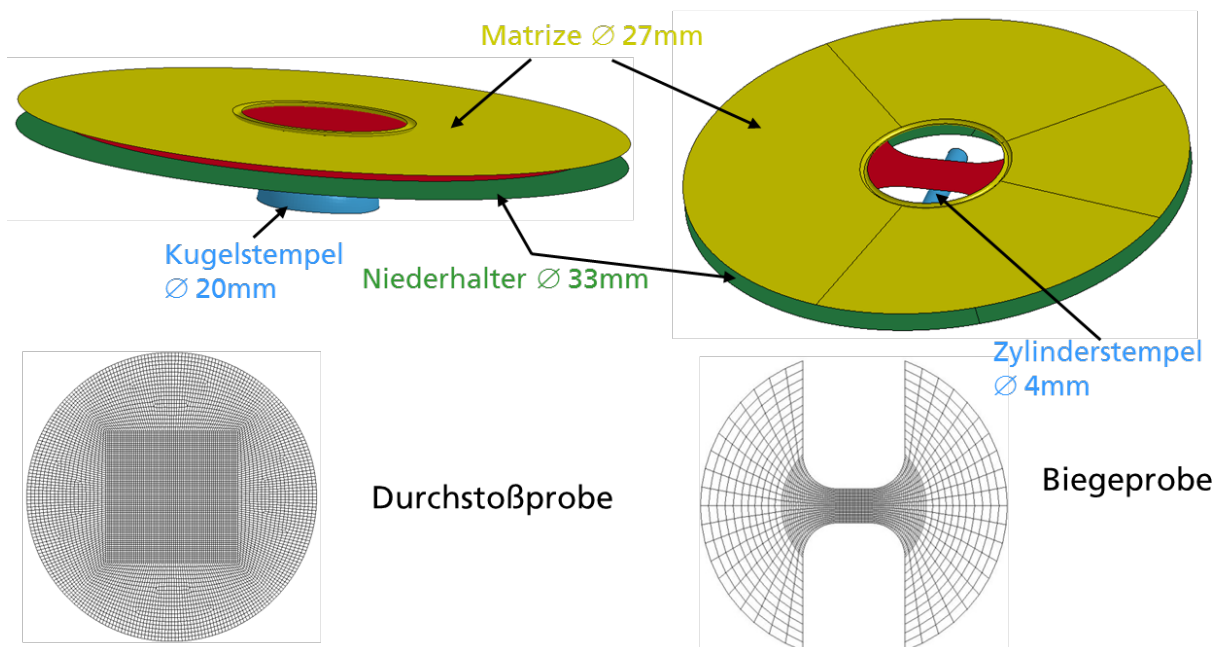


Abbildung 4-2: FE-Modelle der Durchstoß- und Biegeversuche

4.2 Deformationsmodelle

Der Rahmen der Kontinuumsmechanik ermöglicht die Formulierung von Stoffgesetzen, die für alle Belastungszustände plausible Ergebnisse liefern.

Typischerweise kann man ein anisotropes Modell an Zugversuche in mehreren Richtungen anpassen. Ganz anders ist es bei der Versagensmodellierung. Wegen der Vielzahl von zugrundeliegenden Bruchmechanismen sind zur Formulierung und Kalibrierung eines Versagensmodells Versuchsergebnisse erforderlich, die den relevanten Spannungs- und Orientierungsraum abdecken. Diese zahlreichen Versuche wurden im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt (s. Kapitel 3.2). Die quantitative Übertragbarkeit von Deformationsmodellen zwischen diesen Belastungen wird in der Literatur nicht systematisch untersucht. Da die genaue Vorhersage des Versagens eine exakte Beschreibung des Deformationsverhaltens voraussetzt, werden zunächst vier Deformationsmodelle beschrieben und untersucht, nämlich das isotrope von Mises-Modell und drei anisotrope Modelle nach Barlat (YLD89 (Barlat-3P), YLD91 und YLD2000).

In der vorliegenden Arbeit wird hauptsächlich mit Schalenelementen gerechnet (Mises, Barlat-3P und YLD2000), weil diese in der Crashsimulation noch vorwiegend eingesetzt werden. Zur Untersuchung von numerischen Einflüssen (Elementtyp) wird zusätzlich mit Volumenelementen gerechnet (YLD91)

4.2.1 Von Mises Modell

Das von Mises-Modell wird als Referenzlösung betrachtet. Die Fließfunktion lautet:

$$\Phi = \sigma_e^2 - \sigma_Y^2 = 0 \quad (4-1)$$

In Gleichung (4-1) bezeichnet σ_e die Mises Vergleichsspannung und σ_Y die Fließspannung, die in dieser Arbeit aus einem Zugversuch in 0° bestimmt wird. Das von Mises-Modell wird hier nur mit Schalenelementen verwendet.

4.2.2 Barlat 3-Parameter-Modell

Die Fließfunktion des Barlat 3-Parameter-Modells [BAR89] lautet:

$$\Phi = a|K_1 + K_2|^m + a|K_1 - K_2|^m + c|2K_2|^m = 2\sigma_Y^m \quad (4-2)$$

$$\text{mit: } c=2-a; K_1 = \frac{\sigma_{xx} + h\sigma_{yy}}{2}; K_2 = \sqrt{\left(\frac{\sigma_{xx} - h\sigma_{yy}}{2}\right)^2 + p^2\tau_{xy}^2}$$

Sie ist nur für den ebenen Spannungszustand formuliert. In Gleichung (4-2) bezeichnet σ_{xx} bzw. σ_{yy} die Spannung in x bzw. y Richtung und τ_{xy} die Schubspannung, dabei x die Pressrichtung (0° /längs) und y quer dazu (90° /quer) ist. Die Fließspannung σ_Y ist gerade die Spannung in x-Richtung unter einachsigen Zug. Der Exponent m regelt die Form der Fließfunktion. Im isotropen Fall (bei $a=h=p=1$) reduziert sich bei $m=2$ die Fließfunktion auf die Mises-Fließfunktion und im Grenzfall $m=\infty$ auf die 6-eckige Tresca-Fläche. Bei kubisch-flächenzentrierter Kristallstruktur

wie Aluminium verwendet man üblicherweise $m=8$. Die drei zusätzlichen Parameter a , h und p werden an Versuchsergebnisse angepasst. In Abbildung 4-4a werden die Fließfunktionen nach von Mises und Barlat 3-Parameter Modell verglichen. Die Symbole sind die experimentellen Punkte (Scherzug 45° (Sz45), Flachzug 90° (Fz90), Durchstoß (DS) und Flachzug 0° (Fz0)), die in der σ_{xx} - σ_{yy} -Ebene bei $\tau_{xy}=0$ liegen. Die Stellen ebener Dehnungszustände (EDZ), die bei Simulation der Kerbzugversuche relevant sind, sind mit Pfeilen gezeigt.

Bemerkungen:

- Mit lediglich drei Parametern ist die Anpassung an alle Versuche, die im Kapitel 3.1 (Seite 18) dargestellt wurden, nur begrenzt möglich, wie zum Beispiel die gleichzeitige Übereinstimmung von r -Werten und Fließspannungen in drei Richtungen, oder die Anpassung der Kerbzugversuche.
- Die drei Parameter werden üblicherweise am Fließbeginn angepasst. Im Modell wird angenommen, dass mit zunehmender Verformung die Form der Fließfunktion gleich bleibt.
- Das durch die Vergleichsspannungskurve definierte Verfestigungsverhalten ist unabhängig von der Richtung.

Ein erweitertes Barlat 3-Parameter-Modell, das in dem FE-Code LS-Dyna implementiert ist [LSD17], berücksichtigt eine anisotrope Verfestigung. Dabei wird eine pragmatische Lösung mit Angabe von zwei zusätzlichen Verfestigungskurven aus Zugversuchen in 90° und 45° verwendet. In dieser Arbeit wird ausschließlich das Barlat-3-Parameter-Modell mit anisotroper Verfestigung verwendet. Die drei Spannungs-Dehnungskurven aus Flachzugversuchen in 0° (längs), 45° (diagonal) und 90° (quer) sind in Abbildung 4-3 gezeigt. Die Barlat 3P-Fließfläche wird anhand dieser Kurven bestimmt.

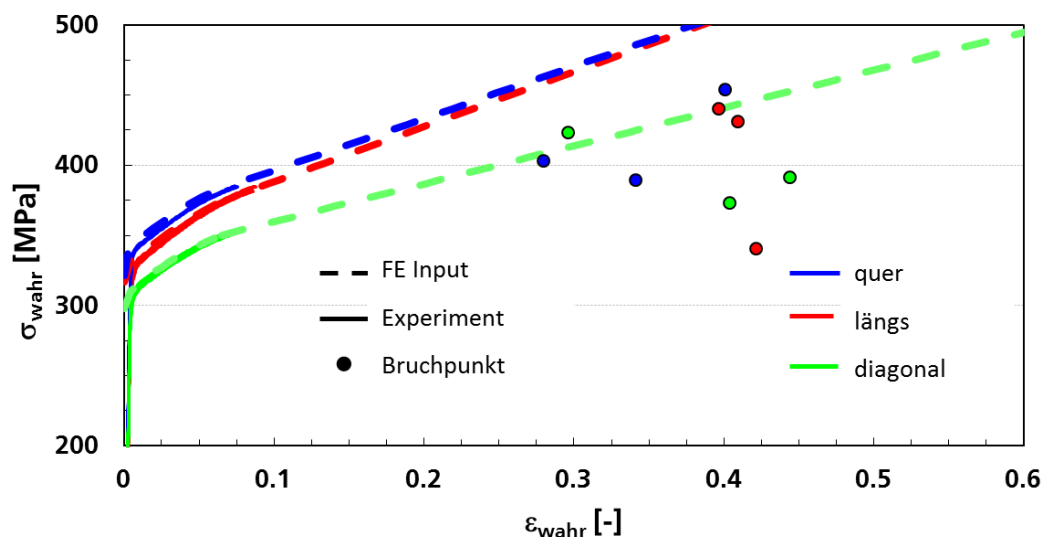


Abbildung 4-3: Wahre Spannungs-Dehnungskurven aus Flachzugversuchen in 0° , 45° und 90° mit dem FE-Input mit Angabe der experimentellen Kurven und der Bruchpunkte

In Abbildung 4-4 sind die Modelle nach von Mises und Barlat-3P mit experimentellen Daten verglichen. Die Fließfläche nach Barlat 3P (Abbildung 4-4a) kann das unterschiedliche Fließen unter 0° und 90° gut abbilden. Im Gegensatz zum Fließen unter biaxialem Zug anhand eines Durchstoßversuchs (DS) wird das Fließen unter

Scherbelastung in 45° (Sz45) nicht gut wiedergegeben. Das liegt daran, dass im Barlat 3-Parameter-Modell mit anisotroper Verfestigung die Parameter nur anhand von Zugversuchen in 0°, 45° und 90° bestimmt und die Scherversuche nicht berücksichtigt werden. Das Fließen unter Zugbelastung in den sieben getesteten Richtungen (Abbildung 4-4b) kann das Modell gut vorhersagen bis auf den Ausreißer bei 30°. Das Barlat 3P-Modell ist nicht in der Lage dieses lokale Maximum zu berücksichtigen. Allerdings könnte dieser höhere Wert bei 30° auch an lokaler Streuung der Eigenschaften innerhalb des Profils liegen.

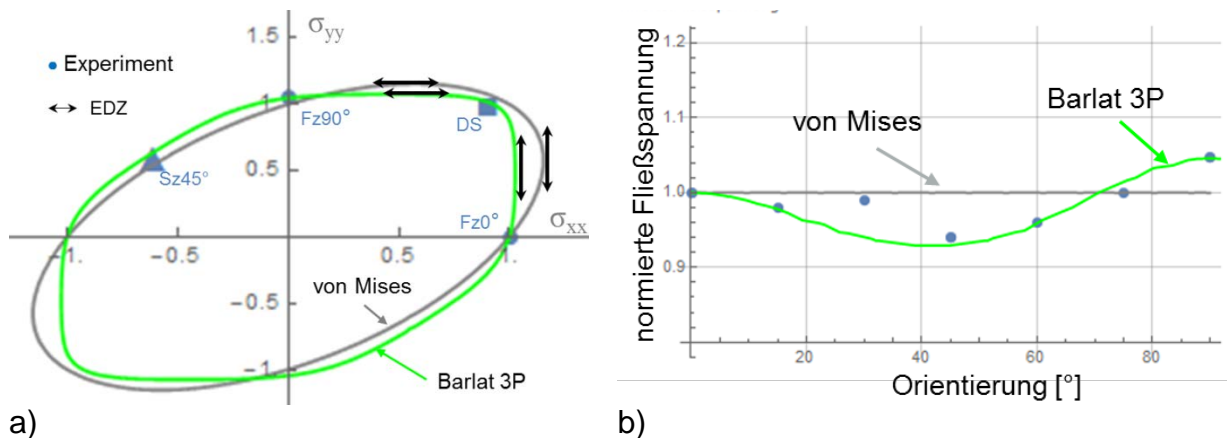


Abbildung 4-4: Vergleich der von Mises und Barlat 3-Parameter Modelle mit experimentellen Punkten
a) Fließfunktionen, b) normierte Fließspannung in Abhängigkeit der Orientierung

4.2.3 Barlat 91 Modell (YLD91)

Es handelt sich beim Barlat 91 Modell [BAR91] um eine Verallgemeinerung des Barlat 3-Parameter-Modells auf den dreidimensionalen Spannungszustand, dafür sind drei zusätzliche Material-Parameter notwendig. Die Fließfunktion ist durch Gleichung (4-3) definiert.

$$\Phi = |S_1 + S_2|^m + |S_2 - S_3|^m + |S_3 - S_1|^m = 2\sigma_Y^m$$

$$\begin{aligned} \text{und: } S_{xx} &= \frac{1}{3} \left(c(\sigma_{xx} - \sigma_{yy}) - b(\sigma_{zz} - \sigma_{xx}) \right) & S_{yz} &= f \sigma_{yz} \\ S_{yy} &= \frac{1}{3} \left(a(\sigma_{yy} - \sigma_{zz}) - c(\sigma_{zz} - \sigma_{xx}) \right) & S_{yz} &= g \sigma_{zx} \\ S_{zz} &= \frac{1}{3} \left(b(\sigma_{zz} - \sigma_{xx}) - b(\sigma_{yy} - \sigma_{zz}) \right) & S_{yz} &= h \sigma_{xy} \end{aligned} \quad (4-3)$$

In Gleichung (4-3) sind S_1, S_2, S_3 die Hauptwerte des deviatorischen Tensors S_{ij} , der über die sechs Parameter a, b, c, f, g und h zur Berücksichtigung der Anisotropie den Spannungstensor σ transformiert. Wie bei Barlat-3P regelt der Exponent m die Form der Fließfunktion. Abbildung 4-5 zeigt die Fließfunktionen nach von Mises und YLD91 mit experimentellen Punkten und die normierten Fließspannungen in Abhängigkeit der Orientierung nach YLD91 mit experimentellen Punkten.

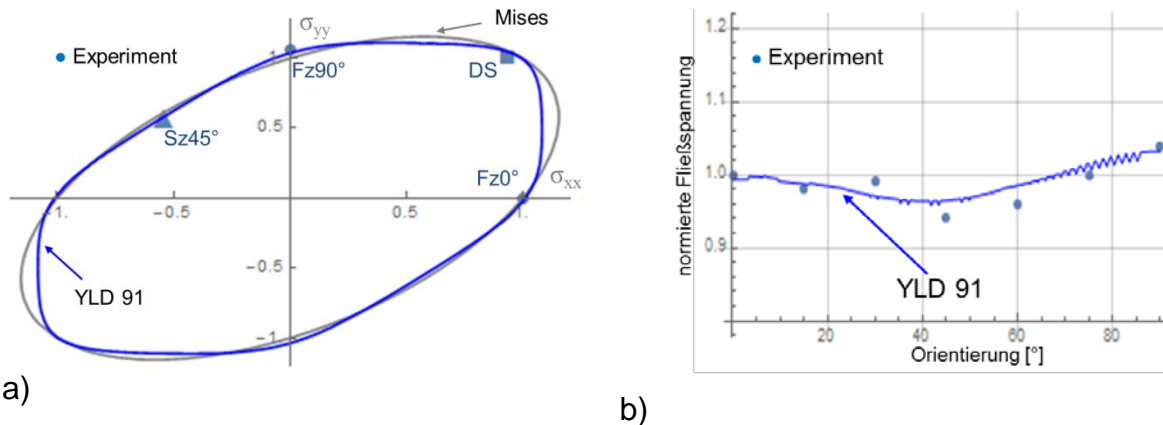


Abbildung 4-5:a) Fließfunktionen nach von Mises und YLD91 mit experimentellen Punkten b) normierte Fließspannung in Abhängigkeit der Orientierung nach YLD91 mit experimentellen Punkten

4.2.4 Barlat 2000 Modell (YLD2000)

Zur Beschreibung der plastischen Anisotropie wurde auch das YLD2000-Barlat-Modell [BAR03] untersucht. Die Fließfunktion ist durch Gleichung (4-4) definiert.

$$\Phi = \varphi' - \varphi'' = 2\sigma_Y^a$$

mit: $\varphi' = |X'_1 - X'_2|^a$; $\varphi'' = |X''_1 - X''_2|^a$

$$\begin{pmatrix} X'_{11} \\ X'_{22} \\ X'_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} L'_{11} & L'_{12} & 0 \\ L'_{21} & L'_{22} & 0 \\ 0 & 0 & L'_{33} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix}; \quad \begin{pmatrix} X''_{11} \\ X''_{22} \\ X''_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} L''_{11} & L''_{12} & 0 \\ L''_{21} & L''_{22} & 0 \\ 0 & 0 & L''_{33} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix}; \quad (4-4)$$

$$\begin{pmatrix} L'_{11} \\ L'_{12} \\ L'_{21} \\ L'_{22} \\ L'_{33} \end{pmatrix} = \frac{1}{3} \begin{bmatrix} 2 & 0 & 0 \\ -1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 2 & 0 \\ 0 & 0 & 3 \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \alpha_1 \\ \alpha_2 \\ \alpha_3 \end{pmatrix}; \quad \begin{pmatrix} L''_{11} \\ L''_{12} \\ L''_{21} \\ L''_{22} \\ L''_{33} \end{pmatrix} = \frac{1}{9} \begin{bmatrix} -2 & 2 & 8 & -2 & 0 \\ 1 & -4 & -4 & 4 & 0 \\ 4 & -4 & 4 & 1 & 0 \\ -2 & 8 & 2 & -2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 9 \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \alpha_4 \\ \alpha_5 \\ \alpha_6 \\ \alpha_7 \\ \alpha_8 \end{pmatrix}$$

Die Fließfunktion wird durch zwei lineare Transformationen des Spannungstensors definiert. Die Längs- und Querrichtungen sind mit 1 und 2 bezeichnet. Die transformierten Spannungstensoren sind \mathbf{X}' und \mathbf{X}'' deren Hauptwerte mit X'_1 und X'_2 bzw. X''_1 und X''_2 bezeichnet werden. Die Transformationsmatrizen \mathbf{L}' und \mathbf{L}'' sind mit acht Parametern α_i ($i=1, \dots, 8$) charakterisiert. Wie bei den beiden oben beschriebenen Barlat-Modellen regelt der Exponent a die Form der Fließfunktion. Wie das Barlat 3-

Parameter-Modell gilt das YLD2000-Modell nur für ebene Spannungszustände (Schalenelemente).

In Abbildung 4-6a wird die Fließfunktion nach YLD2000 für unterschiedliche Schubkomponenten τ_{12} dargestellt. Die Schubkomponente entspricht jeweils der Schubspannung in dem Materialkoordinatensystem bei einem Zugversuch in 0° (oder 90°), 15° , 30° , 45° , 60° und 75° . Die experimentellen Punkte sind mit Symbolen dargestellt. Dabei bezeichnen die Kreise die Zugversuche, die Dreiecke die Scherzugversuche und das Quadrat den Durchstoßversuch. Im Gegensatz zum Barlat-3P-Modell (Abbildung 4-6a) ist die YLD2000-Funktion in der Lage, die vier experimentellen Punkte ohne Schubspannung (Sz45, Fz90, DS und FZ0) zu treffen. Ein guter Kompromiss der Richtungsabhängigkeit der Fließspannung wird getroffen (Abbildung 4-6b). Dabei wird das frühe Fließen bei 30° nicht als Ausreißer betrachtet sondern bei der Parameteranpassung mitberücksichtigt.

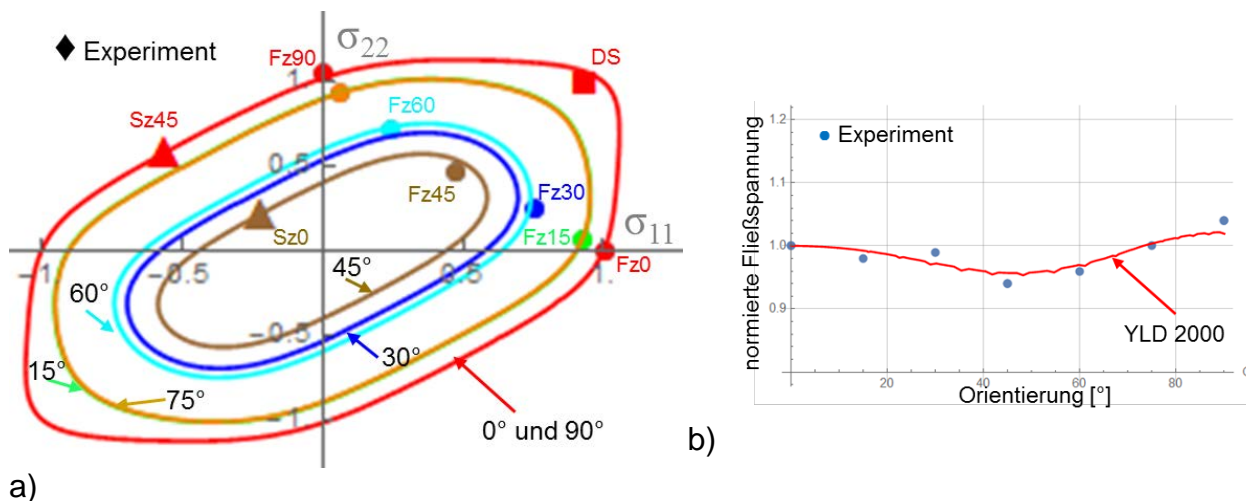


Abbildung 4-6:a) Fließfunktion nach YLD2000 für unterschiedliche Schubkomponenten τ_{12} mit experimentellen Punkten b) Normierte Fließspannung in Abhängigkeit der Orientierung nach YLD2000 mit experimentellen Punkten

4.2.5 Probensimulationen

Die Simulationen von statischen Versuchen an Zug-, Kerbzug-, Loch-, Scherzug-, Biege- und Durchstoßproben wurden mit den vier oben beschriebenen Modellen durchgeführt. In den nächsten Abschnitten werden immer die experimentellen Kurven mit dünnen durchgezogenen Linien dargestellt, jede Farbe entspricht einer Orientierung. Die Simulationen werden mit fett gestrichelten Linien (die Farben gleich wie die der entsprechenden Experimente) dargestellt bis auf die Simulationen mit dem von Mises Modell, die mit fett gestrichelten schwarzen Linien dargestellt werden.

Die sogenannten normierten Spannungen sind die Spannungen normiert auf die Fließspannung unter axialem Zug in Pressrichtung (Fz0). Das Ziel dieser Normierung ist, die Streuung zwischen den verschiedenen Profilen zu eliminieren.

Der Einfachheit halber wird bei Kerbzug-, Scherzug- und Lochzugversuchen der Begriff Spannung für die auf den Querschnitt des belasteten Bereichs normierte

axiale Kraft und der Begriff Dehnung für die auf die Messlänge normierte axiale Verschiebung verwendet.

4.2.5.1 Probensimulation mit dem Barlat 3-Parameter-Modell (YLD89) mit anisotroper Verfestigung und von Mises-Modell

Die Simulationsergebnisse der Flachzugversuche in 0°, 90° und 45° mit dem Barlat 3-Parameter-Modell mit anisotroper Verfestigung (MAT_036 mit Option HR=7 in LS-Dyna) sind in Abbildung 4-7 dargestellt. Das Deformationsverhalten in den drei Richtungen bis zur Gleichmaßdehnung kann exakt vorhergesagt werden, da die entsprechenden Spannung-Dehnungskurven Eingaben des Modells sind. Dies führt auch dazu, dass die Einschnürung in den drei Richtungen gut getroffen wird und auch nach Gleichmaßdehnung die Verläufe der technischen Spannung-Dehnungskurven zufriedenstellend mit den experimentellen Kurven übereinstimmen. Abbildung 4-8 zeigt die Dehnungsverteilung in den drei Richtungen bei einer technischen Dehnung von 0.17. Verglichen mit den ARAMIS-Messungen (Abbildung 3-17, Abbildung 3-18) sind diese Werte deutlich höher. Allerdings ist die Reihenfolge des Dehnungsniveaus für die drei Orientierungen richtig wiedergegeben. Die Abweichungen zu den Messwerten können an der Elementformulierung liegen, da die Einschnürung bei einer Dehnung von 0.17 schon sehr stark ist und die Schalenelemente für die Modellierung der relativ dicken Proben nicht mehr geeignet sind.

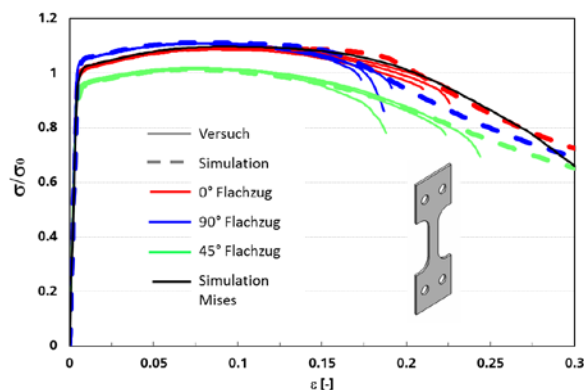


Abbildung 4-7: Normierte technische Spannung-Dehnungskurven von Flachzugversuchen für 3 Orientierungen nach Barlat-3P und von Mises im Vergleich mit Experimenten

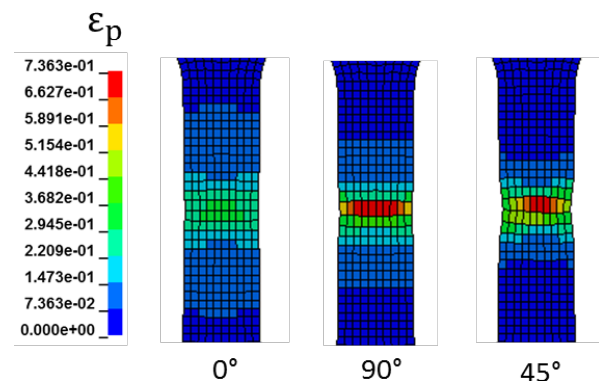


Abbildung 4-8: Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung aus Barlat-3P in den Flachzugmodellen 0°, 45° und 90° bei technischer Dehnung 0.17

Die Simulationen der Flachzugversuche in 15°, 30°, 60° und 75° (Abbildung 4-9) zeigen, dass das Modell bis auf die Richtung 30° das Fließen gut vorhersagt, wie es bei der Abbildung 4-4b schon erwähnt wurde. Allerdings ist die berechnete Einschnürung etwas zu stark. Bei den Simulationen der Lochversuche (Abbildung 4-10) stimmt die Reihenfolge der Richtungen mit den Experimenten überein, aber das Spannungsniveau wird unterschätzt und die starke Lokalisierung konnte nicht wiedergegeben werden. Wie erwartet sind die Simulationen des Lochzugversuchs 0° mit dem Ergebnis aus dem von Mises-Modell vergleichbar, was für einen größeren Einfluss des Elementtyps als des Materialmodells spricht.

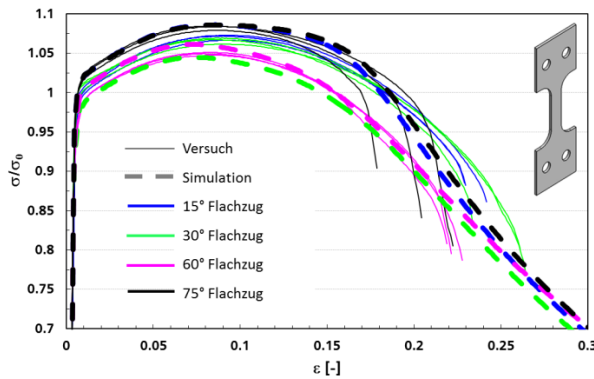


Abbildung 4-9: Normierte technische Spannungs-Dehnungskurven von Flachzugversuchen in 15°, 30°, 60° und 75° Orientierungen nach Barlat-3P im Vergleich mit Experimenten

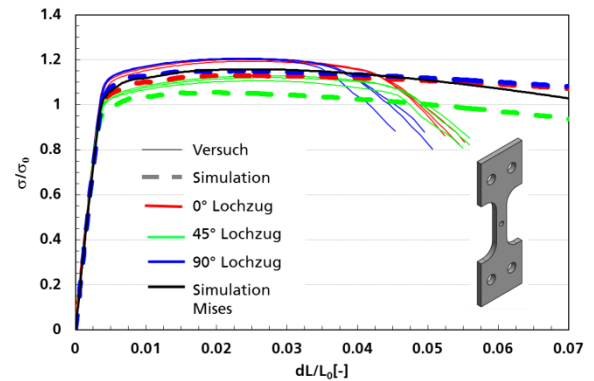


Abbildung 4-10: Normierte technische Spannungs-Dehnungskurven von Lochversuchen in 0°, 90° und 45° Orientierungen nach Barlat-3P und Mises im Vergleich mit Experimenten

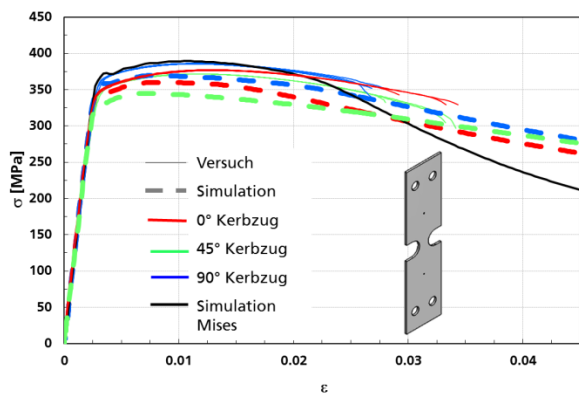


Abbildung 4-11: Spannungs-Dehnungskurven von Kerbzugversuchen in 0°, 90° und 45° nach Barlat-3P und Mises im Vergleich mit Experimenten

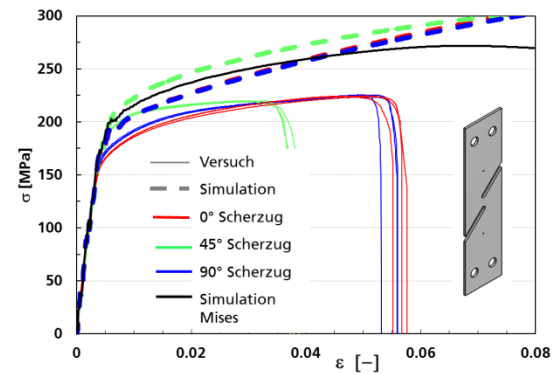


Abbildung 4-12: Spannungs-Dehnungskurven von Scherzugversuchen in 0°, 90° und 45° Orientierungen nach Barlat-3P und Mises im Vergleich mit Experimenten

Bei den Simulationen der Kerbzugversuche mit Barlat-3P (Abbildung 4-11) findet der Fließbeginn bei allen Richtungen zu früh statt. Im Gegensatz dazu überschätzt die Simulation mit von Mises das Fließen in 0° und 90° nur geringfügig. Schon in Abbildung 4-4a war zu sehen, dass das Fließen unter Kerbzug in den Bereichen EDZ stattfindet, die in der Abbildung mit Pfeilen gekennzeichnet sind (vertikalen Pfeilen für 0°, horizontalen für 90°). Es deutet an, dass durch bessere Anpassung der Fließfunktion in den EDZ-Bereichen eine bessere Übereinstimmung beim Fließen erreicht werden könnte. Allerdings ist dies mit der erweiterten Version mit anisotroper Verfestigung nicht möglich, da die Parameter nur anhand der Zugversuche bestimmt werden können und man die Flexibilität verliert, andere Belastungszustände anzupassen.

Das Barlat-3P-Modell kann das gleiche Deformationsverhalten der Scherzugproben unter 0° und 90° und das höhere Fließen unter 45° wiedergeben, aber es überschätzt dabei das Fließen in alle Richtungen (Abbildung 4-12). Das Fließen unter Scherung nach dem von Mises-Modell stimmt mit den Versuchen in 45° überein, was in

Abbildung 4-4a zu sehen war. Mit beiden Modellen wird das Verfestigungsverhalten überschätzt, was sowohl am Elementtyp (Schalen) und als auch am Werkstoffmodell liegen kann. Es ist auch zu bemerken, dass trotz des Ansatzes einer richtungsabhängigen Verfestigung die Steigungen der Spannungs-Dehnungskurven in den drei Richtungen im Gegensatz zum Experiment ähnlich sind.

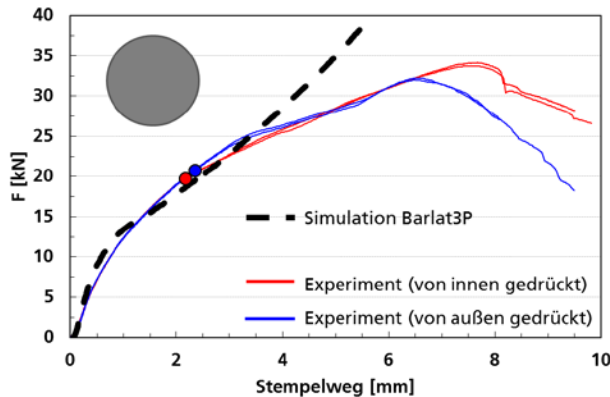


Abbildung 4-13: Kraft-Stempelwegkurven von Durchstoßversuchen nach Barlat-3P im Vergleich mit Experimenten

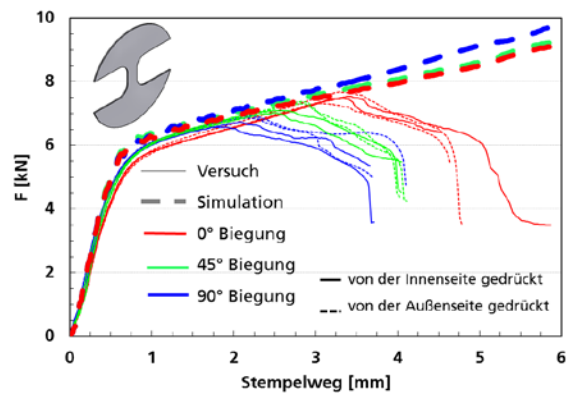


Abbildung 4-14: Kraft-Stempelwegkurven von Biegeversuchen an taillierten Durchstoßproben nach Barlat-3P mit Experimenten

Die Durchstoßversuche bei Äquibiaxialbelastung wurden mit Barlat-3P bis zu einem Stempelweg von 4 mm gut beschreiben. Wie im Kapitel 3.2 erläutert wurde, initiiert ab diesem Punkt, der in Abbildung 4-13 markiert ist, ein Riss neben der Matrize, was für die Verringerung der Steigung in der Kraft-Weg-Kurve verantwortlich ist. Dieser Effekt, der nur in Kombination mit Schädigung berücksichtigt werden kann, wird im Kapitel 4.3 untersucht. Die Simulationen der Biegeversuche (Abbildung 4-14) stimmen bis zum Kraftabfall mit den Experimenten überein. Da der Kraftabfall schädigungsbedingt ist, wird auch dieser Effekt in Kapitel 4.3 untersucht.

4.2.5.2 Probensimulation mit dem Barlat91-Modell (YLD91)

Die Simulationen der Flachzugversuche in 0°, 90° und 45° mit dem Barlat91-Modell (MAT_033 in LS-Dyna) zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Experimenten (Abbildung 4-15) auch wenn das Modell keine Anisotropie der Verfestigungskurve berücksichtigt. Die größte Abweichung liegt bei 45° wo die Gleichmaßdehnung etwas niedriger ist als bei 0° und 90°. Die Verwendung einer orientierungsunabhängigen Verfestigungskurve führt zu einer zu späten Lokalisierung und unterschätzt dabei die Einschnürung. Im Vergleich zum Barlat-3P-Modell für Schalenelemente, kann das YLD91-Modell lokale Dehnungen besser nachbilden. Abbildung 4-16 zeigt die Dehnungsverteilung in drei Richtungen bei einer globalen Dehnung von 0.17. Die Werte an den Probenoberflächen haben dieselbe Größenordnung wie die ARAMIS-Messungen (Abbildung 3-18). Bei 45° ist das Dehnungsniveau etwas zu niedrig, was wahrscheinlich an einer zu schwachen Einschnürung liegt.

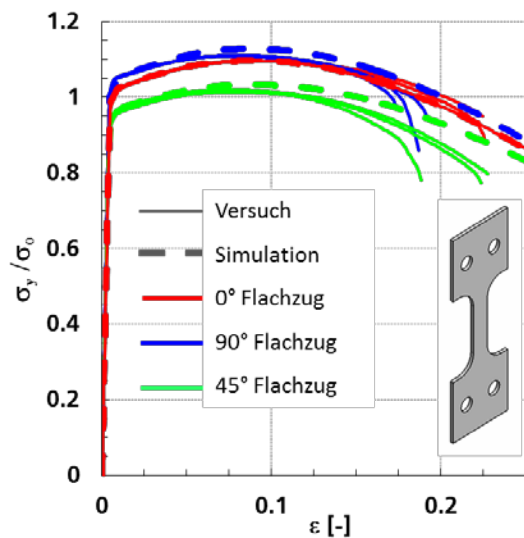


Abbildung 4-15: Normierte technische Spannungs-Dehnungskurven von Flachzugversuchen für 3 Orientierungen nach YLD91 im Vergleich mit Experimenten

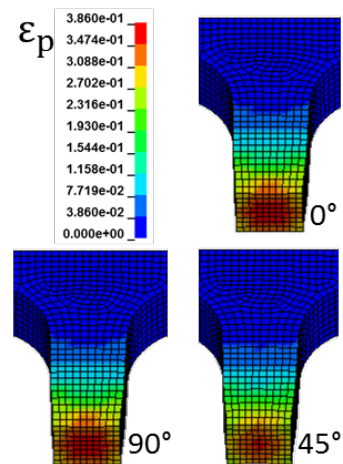


Abbildung 4-16: Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung aus YLD91 in den Flachzugmodellen bei 0°, 45° und 90° bei technischer Dehnung 0.17

Die Simulationen der Lochzugversuche in 0°, 90° und 45° in Abbildung 4-17 zeigen eine sehr gute Übereinstimmung mit den Experimenten. Wie mit dem Barlat 3P-Modell (s. Abbildung 4-10) ist die Richtungsabhängigkeit richtig wiedergegeben. Hier stimmt auch das Spannungsniveau. Die Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung für die Probe 0° bei einer globalen Dehnung von 0.037 zeigt einen starken Gradienten über die Dicke, was nur mit Volumenelementen zu berücksichtigen ist. Die Abweichung zwischen Simulation mit Barlat-3P und Experiment liegt mehr an der Elementformulierung als an dem Materialmodell selbst. Es wird keine Lokalisierung kurz vor Bruch vorhergesagt, was an der groben Vernetzung liegen könnte da im Ligament nur drei Elemente vorliegen. Aus der Simulation der Kerbzugversuche in 0°, 90° und 45° (Abbildung 4-18) und dem Vergleich mit dem Barlat-3P-Modell (Abbildung 4-11) können ähnliche Schlussfolgerungen gezogen werden. Da bei den Kerbzugproben der Bereich EDZ maßgebend ist und die Fließflächen nach Barlat 3P und YLD91 (Abbildung 4-4 und Abbildung 4-5) im Bereich EDZ nicht gleich sind, kann der Einfluss des Stoffgesetzes dort auch betrachtet werden.

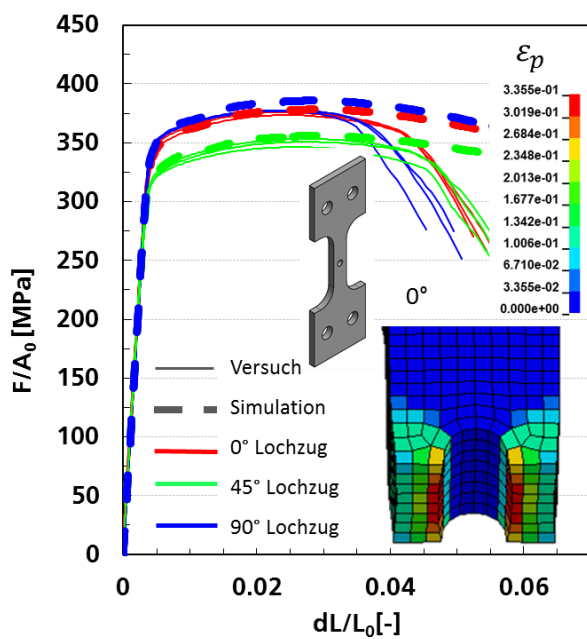


Abbildung 4-17: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Lochversuchen in 0°, 90° und 45° Orientierungen nach YLD91 im Vergleich mit Experimenten und Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung für 0° bei technischer Dehnung 0.037

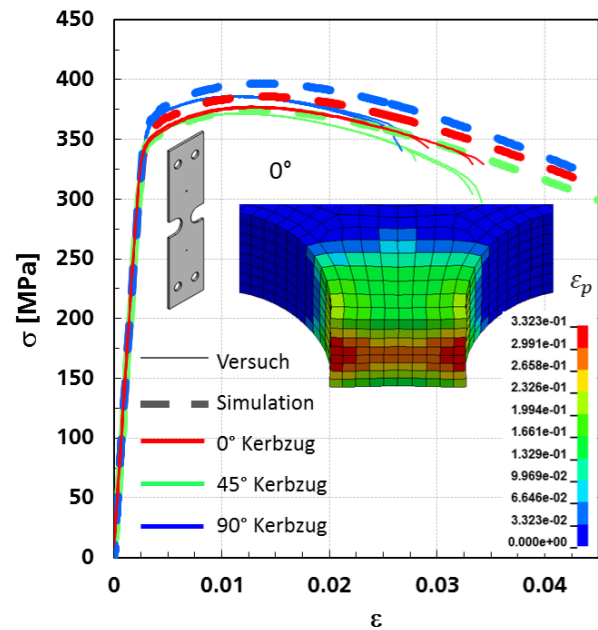


Abbildung 4-18: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Kerbzugversuchen in 0°, 90° und 45° Orientierungen nach YLD91 im Vergleich mit Experimenten und Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung bei 0° und technischer Dehnung 0.026

Die Simulationen der Scherzugversuche in 0°, 90° und 45° in Abbildung 4-19 zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Experimenten für den Fließbeginn, was mit dem Barlat-3P-Modell (s. Abbildung 4-12) nicht der Fall war. Diese Verbesserung lässt sich darauf zurückführen, dass mit dem YLD91-Modell auch die Scherversuche in der Parameterbestimmung mit berücksichtigt wurden. Das war mit dem Barlat 3P-Modell nicht möglich, da mit der anisotropen Verfestigung die Parameter intern aus den drei angegebenen Kurven bestimmt wurden. Auch der weitere Verlauf der Kurven, besonders die unterschiedlichen Steigungen in 0° (oder 90°) und 45°, konnte mit dem YLD91-Modell gut wiedergegeben werden, was mit dem Barlat-3P ebenfalls nicht möglich war. Das wiederum resultiert stärker aus der Elementformulierung als aus dem Materialmodell selbst. Als Konsequenz werden die Verteilungen der plastischen Vergleichsdehnung bei einer globalen Dehnung von 0.035 (Abbildung 4-20) in 0° (oder 90°) und 45° unterschiedlich, was Barlat-3P nicht berücksichtigen kann. Die korrekte Beschreibung der höheren Dehnungen bei dem Scherzug 45° ist für die Versagensmodellierung wesentlich, da dies sicherlich den früheren Bruch verursacht. Die Versagensmodellierung wird im nächsten Abschnitt behandelt.

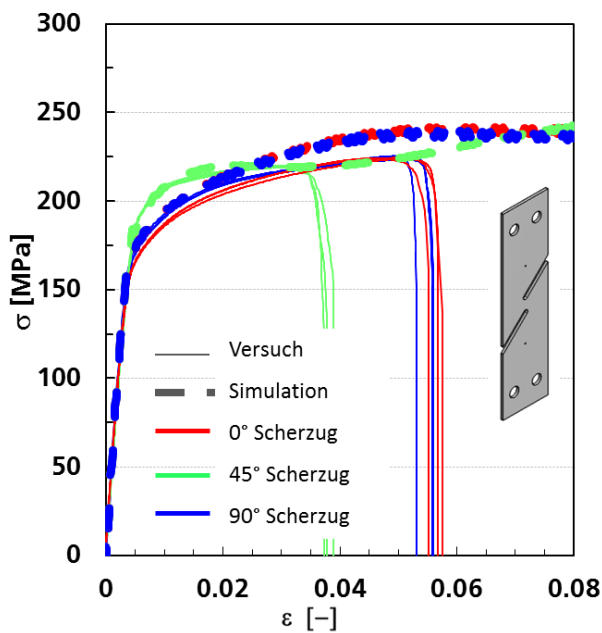


Abbildung 4-19: Spannungs-Dehnungskurven von Scherzugversuchen in 0°, 90° und 45° Orientierungen nach YLD91 im Vergleich mit Experimenten

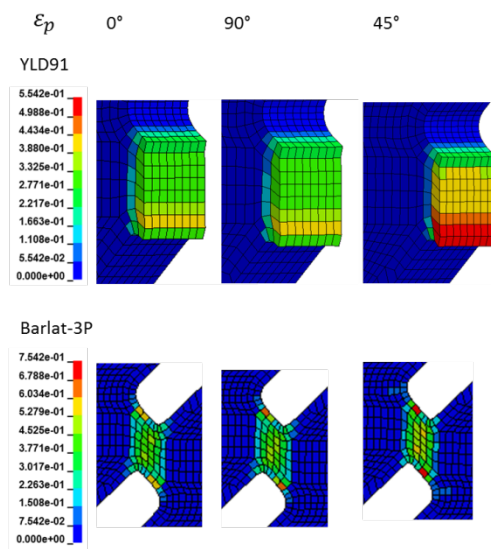


Abbildung 4-20: Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung aus YLD91 und Barlat 3P in den Scherzugmodellen bei 0°, 45° und 90° bei technischer Dehnung 0.035

Das Ergebnis der Simulation des Durchstoßversuchs (Abbildung 4-21) ist vergleichbar mit dem aus dem Barlat 3P-Modell, weil im äquibiaxialen Bereich beide Fließflächen sehr ähnlich sind (Abbildung 4-4 und Abbildung 4-5). Da der Spannungszustand in der Durchbiegeprobe in der Nähe des Äquibiaxialzug liegt, zeigen die Simulationen mit Barlat-3P und YLD91 ähnliche Ergebnisse. In Abbildung 4-22 sind die Kräfte anstatt die normierten Kräfte dargestellt und dadurch wird die Streuung der Streckgrenze zwischen den unterschiedlichen Profilen nicht berücksichtigt. Aus diesem Grund liegt die experimentelle Kraft bei 45° höher als die in 0° und 90°. Wie im Kapitel 3.2 erwähnt, wurden die Durchbiegeproben in 45° aus einem Profil mit einer höheren Streckgrenze als das Profil für die Durchbiegeproben in 0° und 90° entnommen. Die Simulation mit dem YLD91-Modell berechnet eine niedrigere Kraft bei 45° als bei 0° und 90°. Dies würde dem experimentellen Ergebnis ohne Materialstreuung entsprechen.

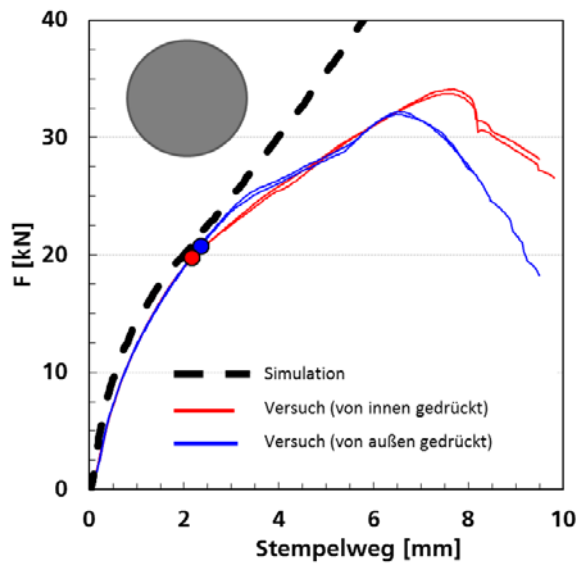


Abbildung 4-21: Kraft-Stempelwegkurven von Durchstoßversuchen nach YLD91 im Vergleich mit Experimenten

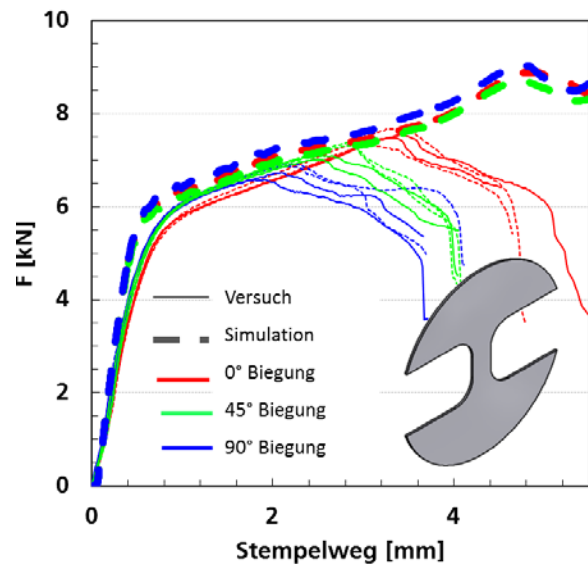


Abbildung 4-22: Kraft-Stempelwegkurven von Biegeversuchen an taillierten Durchstoßproben nach YLD91 im Vergleich mit Experimenten

4.2.5.3 Probensimulation mit dem Barlat 2000 Modell (YLD2000)

Die Simulationen der Flachzugversuche in 0°, 90° und 45° mit dem Barlat 2000 Modell (MAT_133 in LS-Dyna) zeigen, dass das Deformationsverhalten in den drei Richtungen bis ca. Gleichmaßdehnung zufriedenstellend vorhergesagt werden kann (Abbildung 4-23). Danach ist nur die Übereinstimmung mit dem Experiment für die Richtung gut, für die die Verfestigungskurve angepasst wurde. Die Rechnungen für die zwei anderen Richtungen (90° und 45°) unterschätzen die Lokalisierung im Gegensatz zum Barlat-3P mit anisotroper Verfestigung. Wie bei Barlat-3P werden auch die lokalen Dehnungen (Abbildung 4-24) von YLD2000 deutlich überschätzt. Anders als Barlat-3P ist das Deformationsmodell YLD2000 nicht in der Lage, die experimentell gemessene Reihenfolge des Dehnungsniveaus für die drei Orientierungen wiederzugeben.

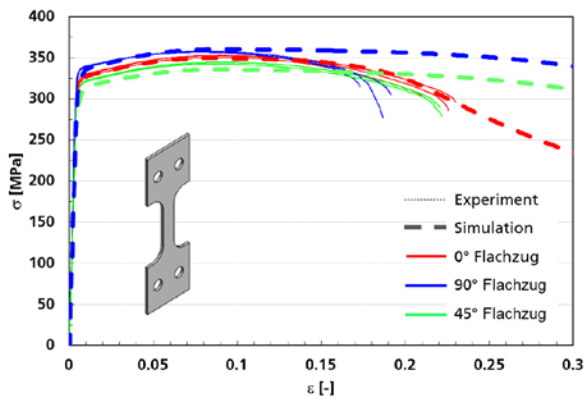


Abbildung 4-23: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Flachzugversuchen für 3 Orientierungen nach YLD2000 im Vergleich mit Experimenten

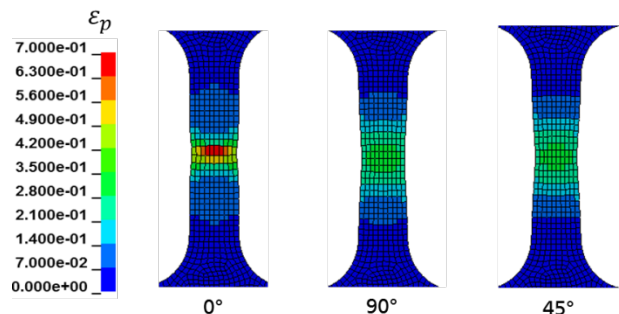


Abbildung 4-24: Verteilungen der plastischen Vergleichsdehnung aus YLD2000 in den Flachzugmodellen bei 0°, 45° und 90° bei technischer Dehnung 0.2

Die Simulationen der Flachzugversuche in 15°, 30°, 60° und 75° in Abbildung 4-25 zeigen, dass das Modell das Fließen gut vorhersagt, wie es bei der Abbildung 4-6b schon erwähnt wurde. Danach ist die Einschnürung etwas zu schwach, wie es schon unter 90° und 45° der Fall war. Bei den Simulationen der Loch- und Kerbzugversuche (Abbildung 4-26 und Abbildung 4-27) ist mit Barlat2000 eine bessere Übereinstimmung als mit Barlat-3P erzielt worden.

Die Simulationen der Scherzugversuche mit YLD2000 liefern eine sehr gute Übereinstimmung beim Fließen. Das höhere Fließen unter 45° wird gut wiedergegeben (Abbildung 4-28), aber mit zunehmender Verformung steigt die Abweichung zum Experiment. Unter anderem können die zwei unterschiedlichen Verfestigungsverhalten unter 45° und unter 0° oder 90° nicht nachgebildet werden. Wiederum spielt dort der Elementtyp eine wesentliche Rolle.

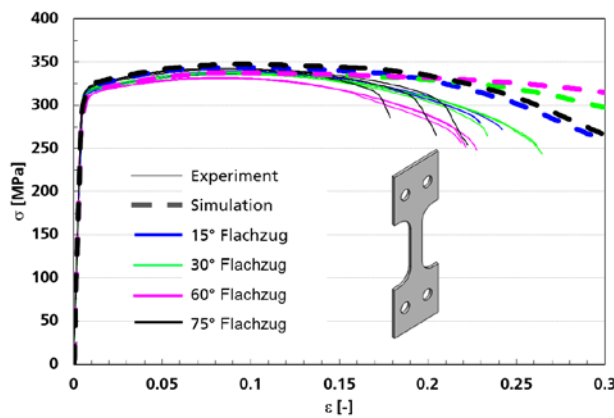


Abbildung 4-25: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Flachzugversuchen in 15°, 30°, 60° und 75° Orientierungen nach YLD2000 im Vergleich mit Experimenten

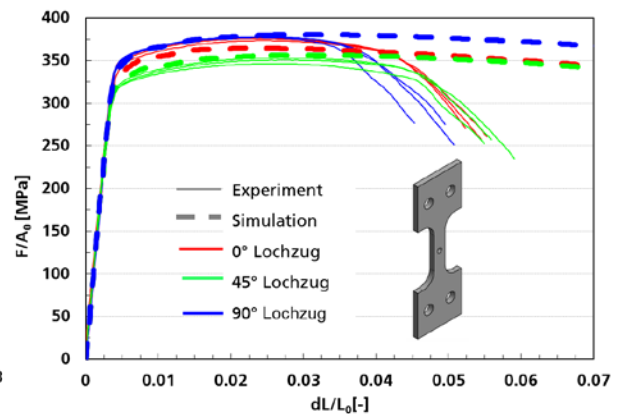


Abbildung 4-26: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Lochversuchen in 0°, 90° und 45° Orientierungen nach YLD2000 im Vergleich mit Experimenten

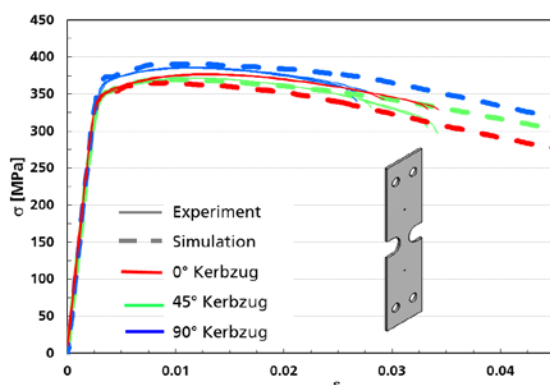


Abbildung 4-27: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Lochversuchen in 0°, 90° und 45° Orientierungen nach YLD2000 im Vergleich mit Experimenten

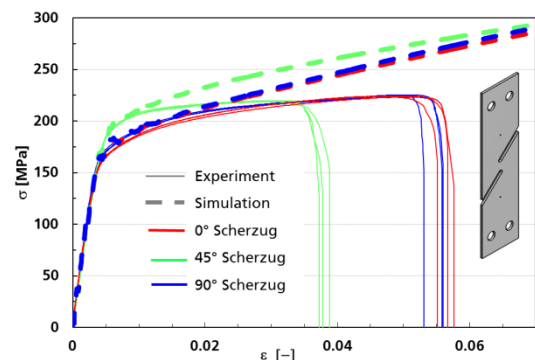


Abbildung 4-28: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Scherzugversuchen in 0°, 90° und 45° Orientierungen nach YLD2000 im Vergleich mit Experimenten

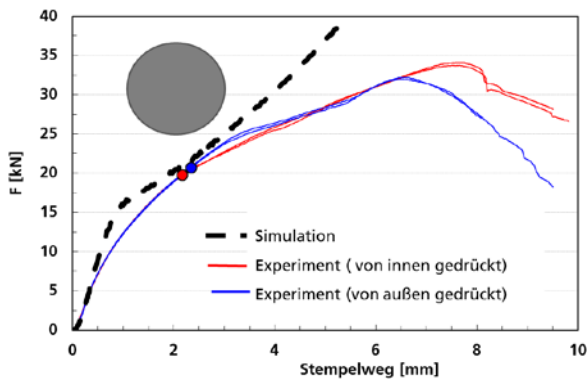


Abbildung 4-29: Kraft-Stempelwegskurven von Durchstoßversuchen nach YLD2000 im Vergleich mit Experimenten

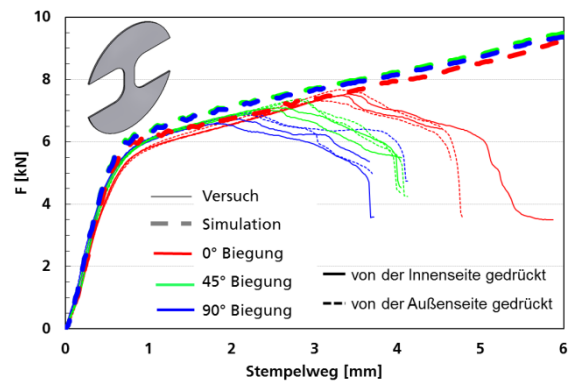


Abbildung 4-30: Kraft-Stempelwegskurven von Biegeversuchen an taillierten Durchstoßproben nach YLD2000 mit Experimenten

Die Durchstoß- und Biegeversuche (Abbildung 4-29 und Abbildung 4-30) können bis zur Rissbildung sehr gut beschrieben werden, die Ergebnisse sind ähnlich wie mit den anderen untersuchten Modellen.

4.2.6 Zusammenfassung zu Deformationsmodellen

Drei Deformationsmodelle zur Beschreibung der Richtungsabhängigkeit wurden neben dem isotropen von Mises Modell untersucht. Wie zu erwarten war, liegen alle Modelle, auch das isotrope von Mises-Modell, bei jedem Belastungstyp im Bereich plausibler Vorhersagen. Die genaueste Beschreibung wurde von YLD91 geliefert, da es mit Volumenelementen verwendet wird. Betrachtet man nur die Ergebnisse mit Schalenelementen liefert das Barlat-3P-Modell mit anisotroper Verfestigung den besten Kompromiss bei Zugversuchen, um das Verhalten in allen Richtungen und nach Lokalisierung zufriedenstellend wiederzugeben. Allerdings gilt dieses Ergebnis nicht bei den anderen Belastungszuständen. Die schlechteste Übertragbarkeit liegt für die Scherzugversuche vor, wo das Modell weder das richtungsabhängige Fließen noch die richtungsabhängige Steigung abbilden kann. YLD2000 liefert einen sehr guten Kompromiss, um das Fließen bei allen untersuchten Belastungszuständen in allen Richtungen zu beschreiben. Allerdings ist die Übereinstimmung bei großer Verformung nicht ausreichend, besonders unter Zugbelastung. Bei allen Belastungsrichtungen außer für 0° konnte die Lokalisierung nicht gut vorhergesagt werden, was für die Kombination mit Versagen nachteilig wäre.

Bei den Abweichungen wurde gezeigt, dass es eine große Wechselwirkung zwischen Elementtyp und Materialmodell gibt, was die Beurteilung des Werkstoffmodells erschwert.

Für die Untersuchungen zur Versagensmodellierung wurde das Barlat 3-Parameter-Modell mit anisotroper Verfestigung mit Anwendung von Schalenelementen ausgewählt.

4.3 Versagensmodelle

Zwei Versagensmodelle mit Berücksichtigung des Einflusses des Spannungszustands wurden untersucht. Dabei wurden sie in Kombination mit den Deformationsmodellen Barlat 3P für Schalenelemente und Barlat 91 für Volumenelemente kalibriert und für die Probensimulationen verwendet. Beide Modelle sind in LS-DYNA implementiert. Das erste Modell ist das Standard-GISSMO-Modell mit isotropem Versagen, das zweite Modell ist eine Erweiterung des GISSMO-Modells für anisotropes Versagen, es benötigt die Eingabe von drei Versagenskurven in drei Richtungen.

4.3.1 GISSMO-Modell

Das Standard GISSMO Modell kann einem konstitutiven Materialmodell hinzugefügt werden, um die Beschreibung von Versagen möglich zu machen. Das Modell ist in LS DYNA unter dem Keyword *MAT_ADD_EROSION implementiert und kann für Balken-, Schalen- und Volumenelemente angewendet werden. Es ist ein phänomenologisches Modell, bei dem Schädigung inkrementell akkumuliert wird. Sowohl Entfestigung als auch Versagen kann abgebildet werden. Die Entfestigung kann durch eine Kopplung zwischen den Spannungen und der Schädigungsvariable realisiert werden. In diesem Forschungsprojekt wurden die Spannungen nicht mit der Schädigungsvariable gekoppelt.

Für die Schädigung wird ein Schädigungsparameter D definiert, der über die Entwicklungsgleichung

$$\dot{D} = n D^{1-\frac{1}{n}} \frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^{pl}}{\varepsilon^f} \quad (4-5)$$

mit $\dot{\varepsilon}_{eq}^{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{ij}^{pl} \dot{\varepsilon}_{ij}^{pl}}$ für das von Mises Modell

mit der plastischen Vergleichsdehnung ε_{eq}^{pl} wächst. Die oben angegebene Gleichung der Rate der plastischen Vergleichsdehnung gilt nur für das von Mises-Werkstoffmodell. Im Fall der Anwendung eines anisotropen Werkstoffmodells wird die entsprechende Vergleichsdehnung eingesetzt. Der Exponent n lässt die nicht-lineare Akkumulation der Schädigung anpassen, wobei $n > 1$ für progressives und $0 < n < 1$ für degressives Wachstum steht (siehe Abbildung 4-31). Die plastische Dehnrage wird auf die kritische Dehnung ε^f normiert. Folglich ist $D = 0$ für ein ungeschädigtes Material und $D = 1$, wenn die kritische Dehnung erreicht wird. Dann tritt das Versagen auf und das entsprechende Element wird gelöscht.

Versagen ist stark vom Belastungsmodus abhängig, im Speziellen von der Triaxialität σ_h/σ_{vm} , die als Verhältnis der hydrostatischen Spannung σ_h zur von Mises-Vergleichsspannung σ_{vm} definiert ist (häufig auch mit σ_m/σ_e dargestellt). Um diese Eigenschaft abzubilden, wird die kritische Dehnung als Funktion der Triaxialität definiert. In Abbildung 4-32 sind beispielhafte Dehnungsverläufe dargestellt.

Versagen ereignet sich nun nur bei Belastungen mit konstanter Triaxialität genau auf der Versagenskurve $\varepsilon^f(\sigma_h/\sigma_{vm})$. Andernfalls liegt die Bruchdehnung unterhalb (rot) oder oberhalb (grün) der Versagenskurve. Durch den inkrementellen Charakter des Schädigungsparameters D wird der Belastungsweg im Versagensmodell beachtet.

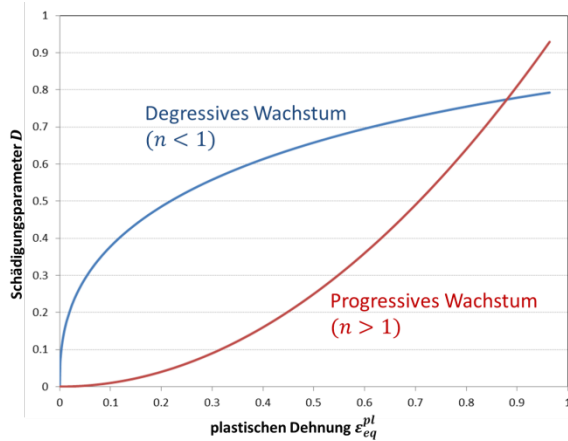


Abbildung 4-31: Auswirkung des Exponenten n auf die Entwicklung des Schädigungsparameters D

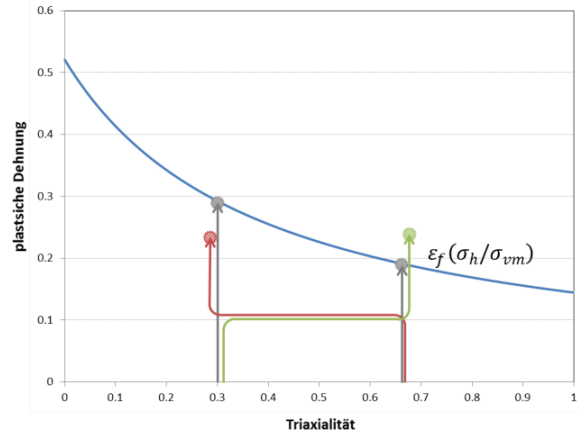


Abbildung 4-32: Versagenskurve (grau) mit drei Lastpfaden

4.3.1.1 In Kombination mit Barlat 3P-Modell für Schalenelemente

Im Folgenden soll das Standard GISSMO Modell angewendet werden mit dem Deformationsmodell Barlat 3P mit anisotroper Verfestigung, das oben bereits diskutiert wurde. Die Simulationen werden mit dem isotropen Versagensmodell durchgeführt, um einen Vergleich für das anisotrope Versagensmodell (siehe Kapitel 4.3.2) zu schaffen. In Abbildung 4-33 ist die Versagensdehnung in Abhängigkeit der Triaxialität dargestellt, welche an die Zugproben Scherzug, Flachzug, Lochzug und Kerbzug angepasst wurde. Bei der Anpassung wurden die experimentell ermittelten Verschiebungen beim Bruch als Referenzwerte genommen. Da das anisotrope Deformationsmodell Barlat 3P bei den Simulationen verwendet wurde, wurden die entsprechenden plastischen Vergleichsdehnungen für die Auswertung benutzt. Die Lastpfade für die kritischen Elemente in den simulierten Proben wurden in Abbildung 4-33 für drei Orientierungen angegeben. Es wurden jeweils die drei Orientierungen 0° , 90° und 45° kompromisshaft angepasst, da das Standard-GISSMO-Modell von isotropem Versagen ausgeht.

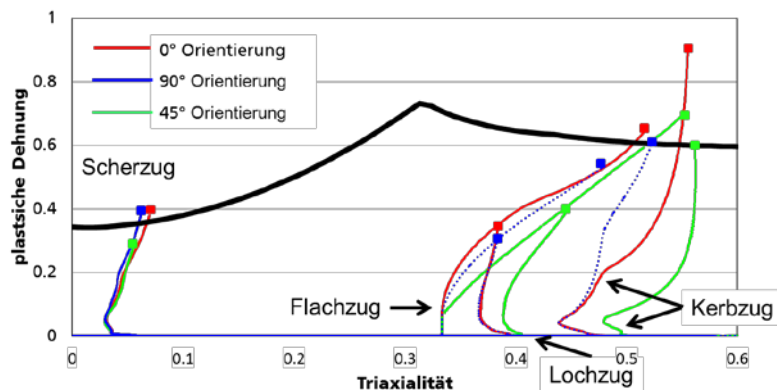


Abbildung 4-33: Versagensdehnung in Abhängigkeit der Triaxialität und Lastpfade aus Simulationen der Scherzug-, Flachzug-, Lochzug- und Kerbzugversuche jeweils in 0°, 90° und 45°

In Abbildung 4-34 bis Abbildung 4-38 sind die technischen Spannungs-Dehnungskurven der Experimente mit den Simulationen verglichen, die mit Barlat 3P und dem Standard-GISSMO-Modell ausgeführt wurden. Das elastische und plastische Verhalten sowie das Versagen konnte für die Flachproben in 0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75° und 90° (siehe Abbildung 4-34 und Abbildung 4-35) abgebildet werden.

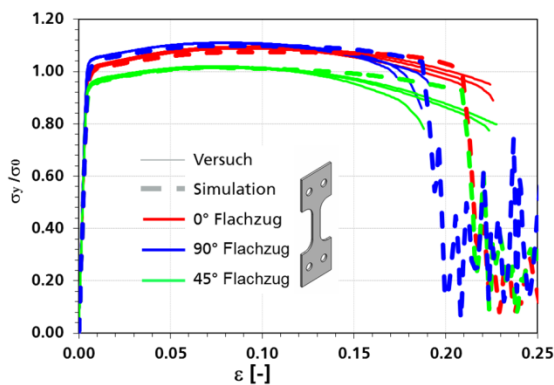


Abbildung 4-34: Berechnete normierte technische Spannungs-Dehnungskurven von Flachzugversuchen für 3 Orientierungen nach Barlat-3P und Standard-GISSMO im Vergleich mit Experimenten

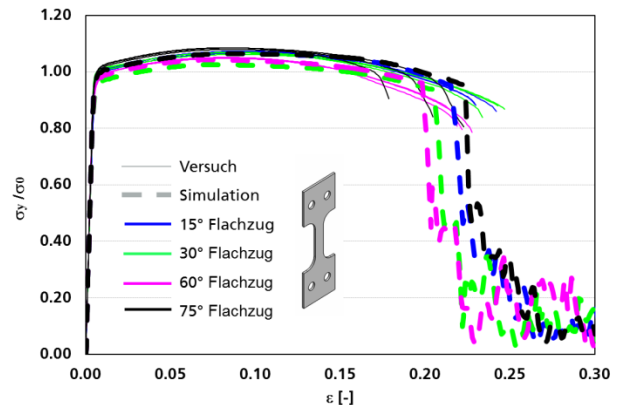


Abbildung 4-35: Normierte technische Spannungs-Dehnungskurven aus Simulation (Barlat-3P und Standard-GISSMO) und Experiment für Flachzugproben 15°, 30°, 60° und 75°

Das Deformations- und Versagensverhalten der Lochzugproben in 0°, 45° und 90° (siehe Abbildung 4-36) konnte nur begrenzt abgebildet werden. Die Fließspannungen werden leicht unterschätzt. Vor allem die im Vergleich zu den glatten Flachzugproben verringerte Versagensdehnung (ca. 0.05 bei Lochzug – ca. 0.20 bei Flachzug) kann nicht so stark ausgeprägt abgebildet werden. Das liegt darin, dass die Schalenelemente nicht in der Lage sind, die starken Gradienten im Spannungs-Dehnungsfeld um das Loch in den relativ dicken Proben nachzubilden. Der Verlauf der Spannungs-Dehnungskurven der Kerbzugproben (Abbildung 4-37) kann gut abgebildet werden. Nur die Versagensdehnung für 0° wird etwas unterschätzt.

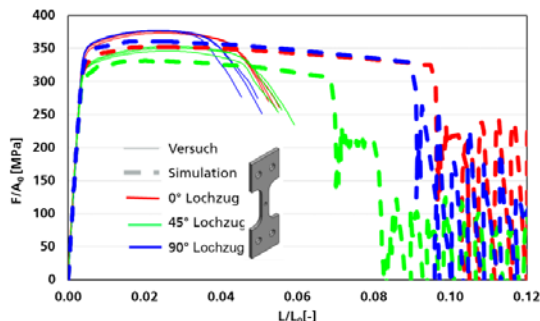


Abbildung 4-36: Simulation (Barlat-3P und Standard-GISSMO) und Experiment im Vergleich für Lochzug 0°, 90° und 45°

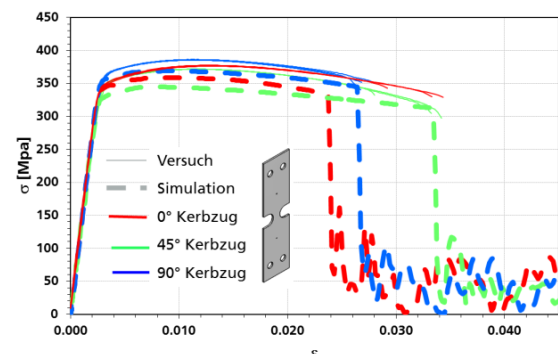


Abbildung 4-37: Technische Spannungs-Dehnungskurven aus Simulation (Barlat-3P und Standard-GISSMO) und Experiment für Kerbzug 0°, 90° und 45°

Die Scherzugversuche zeigen ein stark anisotropes Versagensverhalten (Abbildung 4-38). Während die Scherzugproben in 0° und 90° eine Versagensdehnung von 0.053-0.058 haben, versagen die Scherzugproben in 45° bei einer Dehnung von ca. 0.035. Dieses Verhalten kann mit dem isotropen Versagensmodell nicht abgebildet werden, was auch eine Folge des Defizits des Deformationsmodells ist. Für die Biegeproben (Abbildung 4-39) konnte die Deformation gut vorhergesagt werden. Im Gegensatz zum Experiment ist der berechnete Einfluss der Orientierung auf Versagen geringfügig. Es hat damit zu tun, dass die berechnete Bruchinitiierung beim Stempelweg 1.6 mm die Messwerte unterschätzt. Abbildung 4-40 und Abbildung 4-41 zeigen die berechneten Verteilungen der plastischen Vergleichsdehnung an der Oberfläche der Durchbiegeprobe in 0° bei zwei unterschiedlichen Stempelwegen (1,6 mm und 7,8 mm). Die berechnete Vergleichsdehnung ist ähnlich wie die gemessene (0,57). Die Verteilung der Spannungsmehrachsigkeit in der Durchbiegeprobe ist auch in Abbildung 4-40 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass der Bruch im biaxialen Bereich (Triaxialität von ca. 2/3) stattfindet. Wie im Experiment beginnt die Schädigung in der Simulation an der Oberfläche der Durchbiegeprobe, danach entwickelt sich die Schädigung allmählich durch Versagen aller Integrationspunkte über die Dicke bis zum vollständigen Bruch beim Stempelweg 7.8 mm (Abbildung 4-41). Im Experiment wurde der Durchbruch nicht erreicht (Abbildung 3-49), Die Abweichungen zwischen Experiment und Simulation in globalen und lokalen Verhalten sind sicherlich auf die Elementformulierung zurückzuführen, da bei einer Probendicke von 4mm die Schalenelemente an der Grenze ihrer Anwendbarkeit sind.

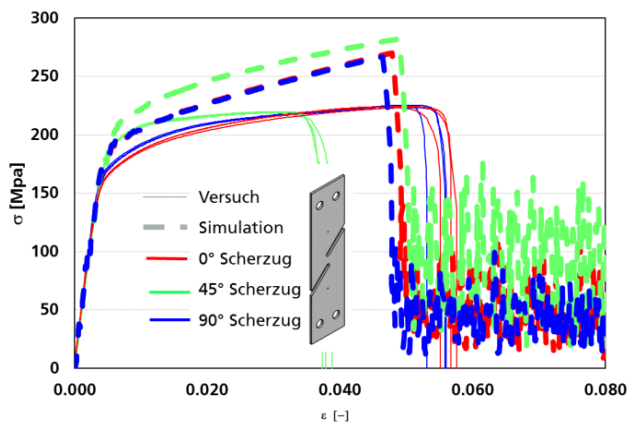


Abbildung 4-38: Technische Spannungs-Dehnungskurven aus Simulation (Barlat-3P und Standard-GISSMO) und Experiment für Scherzug 0°, 90° und 45°

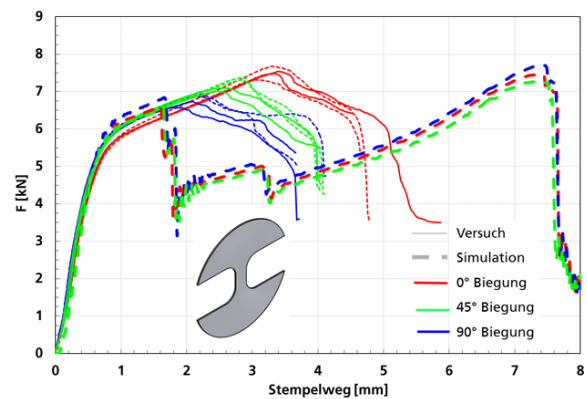


Abbildung 4-39: Kraft-Stempelwegkurven von Durchbiegeversuchen an taillierten Durchstoßproben nach Barlat-3P und Standard-GISSMO im Vergleich mit Experiment

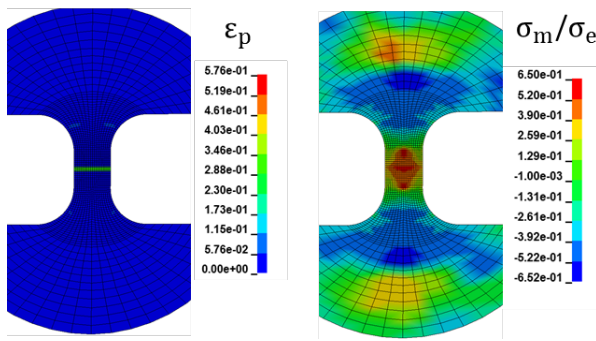


Abbildung 4-40: Verteilung der oberflächigen plastischen Vergleichsdehnung (links) und Mehrachsigkeit (rechts) in Durchbiegeprobe in 0° beim Stempelweg 1.6 mm

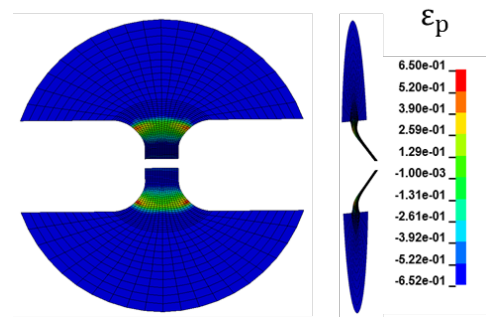


Abbildung 4-41: Verteilung der oberflächigen plastischen Vergleichsdehnung in Durchbiegeprobe in 0° nach Bruch beim Stempelweg 7.8 mm (2 Ansichten)

Es wurden Durchstoßproben mit Dicke von 4 mm geprüft, die von innen und außen (bezogen auf das Strangpressprofil) gedrückt wurden. Im Experiment zeigt sich zunächst kein Unterschied im Deformationsverhalten (Abbildung 4-42). Erst nach der Maximalkraft wird die von außen gedrückte Probe stärker geschädigt. Ähnlich wie bei den Biegeproben kann das Verformungsverhalten der Durchstoßproben bis zur Rissbildung gut wiedergegeben werden. Allerdings kann das kontinuierliche Versagen der dicken Durchstoßproben nicht mit den Schalenelementen abgebildet werden. Das Versagen tritt in der Simulation zu spät ein. Abbildung 4-43 zeigt die Verteilungen der plastischen Vergleichsdehnung und der Mehrachsigkeit bei zwei unterschiedlichen Stempelwegen. Die berechneten höchsten Dehnungen bei Stempelweg von 2,5 mm sind ähnlich wie die Werte aus ARAMIS-Messungen (0,38 in Abbildung 3-39). Die Position der berechneten höchsten Dehnungen liegt in der Probenmitte, während die aus ARAMIS gemessenen höchsten Dehnungen eher in der Nähe der Kontaktstelle zur Matrix sind.

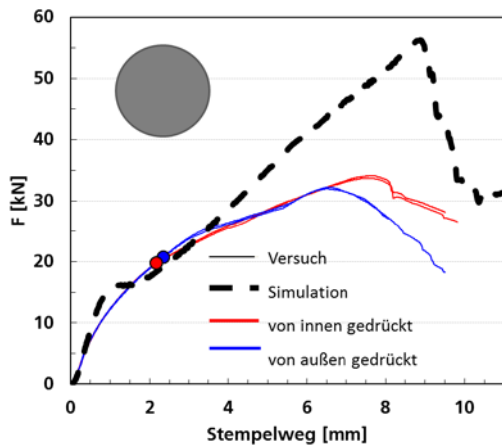


Abbildung 4-42: Kraft-Stempelwegkurven von Durchstoßversuchen nach Barlat-3P und Standard-GISSMO im Vergleich mit Experimenten

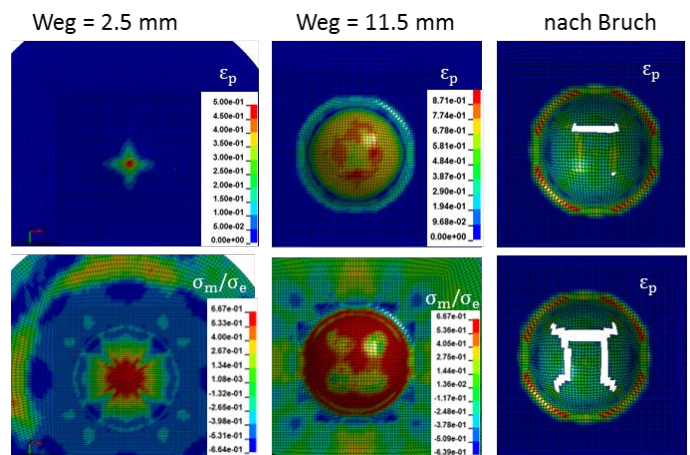


Abbildung 4-43: Berechnete Verteilungen der plastischen Vergleichsdehnung an der Oberfläche (oben) und Triaxialität (unten) bei Stempelweg 2.5 mm und 11.5 mm in einer Durchstoßprobe und Probe nach Bruch (rechts)

4.3.1.2 In Kombination mit Barlat 91-Modell für Volumenelementen

Da die Formulierung mit Schalenelementen für manche Anwendungen nicht ausreichend ist, soll die Übertragbarkeit der hier gezeigten Simulationen auf Rechnungen mit Volumenelementen im Folgenden gezeigt werden. Dazu wird das oben beschriebene Deformationsmodell Barlat 91 zusammen mit dem Standard-GISSMO-Modell als isotropes Versagensmodell verwendet.

Da sich Deformation und Versagen mit Volumenelementen anders verhalten, muss eine andere Versagenskurve angepasst werden (siehe Abbildung 4-44). Zu beachten ist, dass für Volumenelemente auch Spannungszustände mit einer Triaxialität > 0.667 auftreten können. Für die isotrope Versagensformulierung wurde zur Anpassung erneut ein Kompromiss für die drei Orientierungen 0° , 90° und 45° der Proben typen Scherzug, Flachzug, Biegung, Kerbzug und Lochzug verwendet.

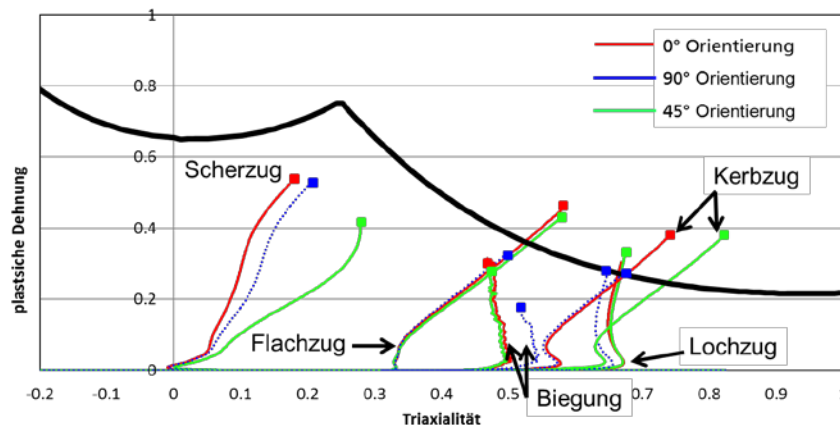


Abbildung 4-44: Versagensdehnung in Abhängigkeit der Triaxialität für Volumenelemente

In Abbildung 4-45 bis Abbildung 4-50 wird das berechnete globale Verhalten von verschiedenen Proben aus den Simulationen mit Volumenelementen auf Basis des Deformationsmodells Barlat 91 in Kombination mit dem Standard-GISSMO-Modell mit den experimentellen Ergebnissen verglichen. Gegenüber den Schalenelementen liefern die Volumenelemente aufgrund der genaueren Nachbildung lokaler Dehnungsfelder deutlich bessere Übereinstimmungen mit den Experimenten. Insbesondere sind die Verbesserungen bei den Lochzug-, Scherzug- und Durchbiegeversuchen zu erkennen. Wie erwartet, kann das verwendete isotrope Versagensmodell die bei den Scherzugversuchen beobachtete starke Orientierungsabhängigkeit der Bruchverschiebung jedoch nicht nachbilden.

Bei den Durchbiegeversuchen ist die berechnete Orientierungsabhängigkeit der Bruchinitiierung geringer als die aus den Experimenten. Die frühere Bruchinitiierung bei 90° kann mit dem isotropen Versagensmodell nicht nachgebildet werden. Die Einschränkung der Kombination des anisotropen Deformationsmodells mit dem isotropen Versagensmodell ist hier bemerkbar. Im Gegensatz zu den Rechnungen mit Schalenelementen (Barlat-3P und Standard-GISSMO) kann man mit den Volumenelementen den allmählichen Spannungsabbau nach Bruchinitiierung qualitativ gut beschreiben.

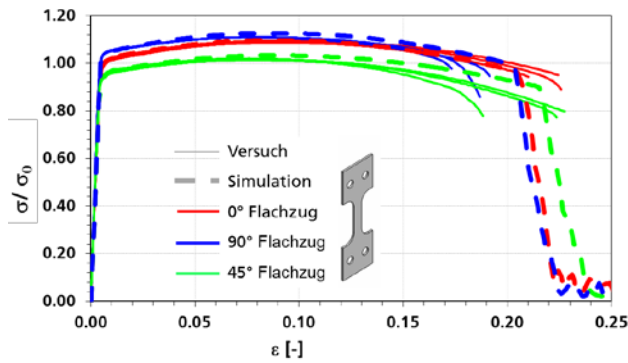


Abbildung 4-45: Normierte technische Spannungs-Dehnungskurven aus Simulation (Barlat 91, Standard-GISSMO) mit Volumenelementen und Experiment für Flachzugproben 0°, 90° und 45°

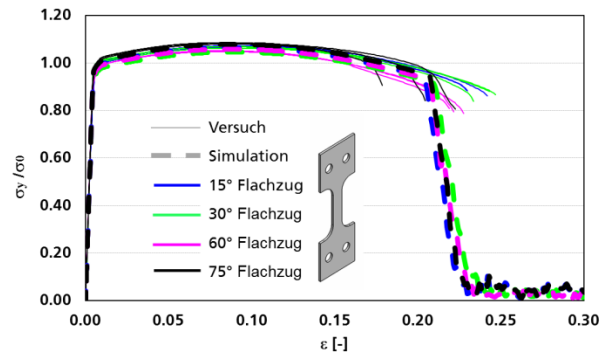


Abbildung 4-46: Simulation (Barlat 91, Standard-GISSMO) mit Volumenelementen und Experiment im Vergleich für Flachzugproben 15°, 30°, 60° und 75°

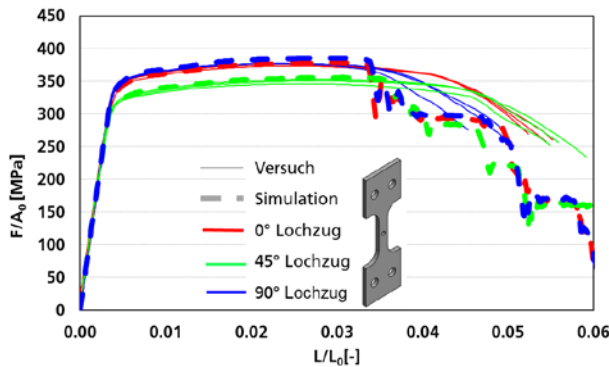


Abbildung 4-47: Simulation (Barlat 91, Standard-GISSMO) mit Volumenelementen und Experiment im Vergleich für Lochzug 0°, 90° und 45°

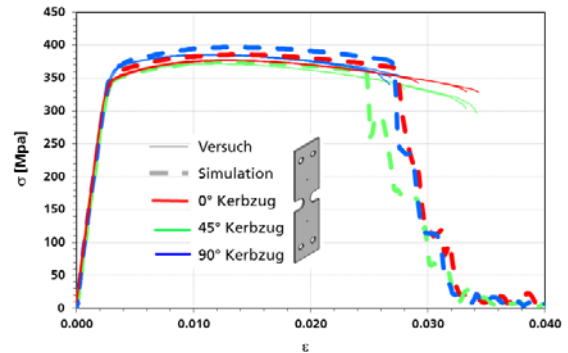


Abbildung 4-48: Technische Spannungs-Dehnungskurven aus Simulation (Barlat 91, Standard-GISSMO) mit Volumenelementen und Experiment für Kerbzug 0°, 90° und 45°

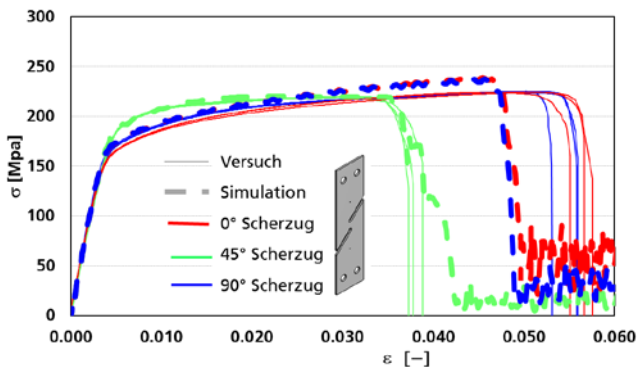


Abbildung 4-49: Simulation (Barlat 91, Standard-GISSMO) mit Volumenelementen und Experiment für Scherzug 0°, 90° und 45°

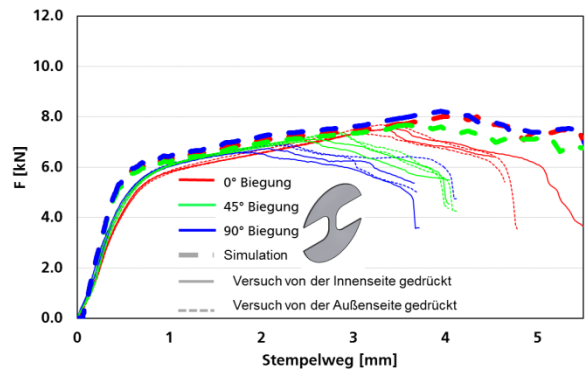


Abbildung 4-50: Simulation (Barlat 91, Standard-GISSMO) mit Volumenelementen und Experiment für die Durchbiegeproben 0°, 90° und 45°

Abbildung 4-51 zeigt die berechnete Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung (links) und der Triaxialität (rechts) in einer Durchbiegeprobe 0° bei Stempelweg 4 mm. Nach dem Stempelweg von 4 mm wird das erste Element an der Oberfläche geschädigt. Abbildung 4-52 zeigt die Deformation und die Rissbildung bei Stempelweg von 5.5. Wie im Experiment zeigt die Simulation auch keinen Durchbruch der Biegeprobe.

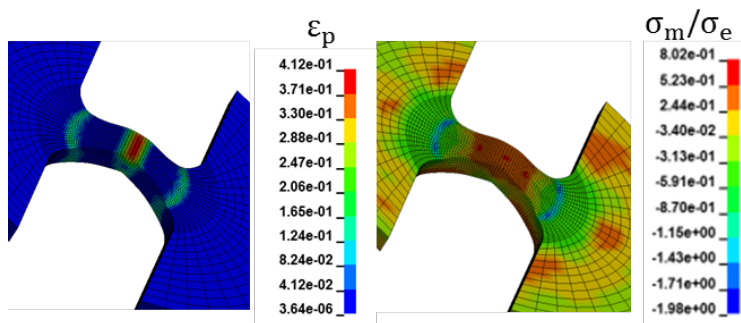


Abbildung 4-51: Berechnete Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung (links) und der Triaxialität (rechts) in einer Durchbiegeprobe 0° bei Stempelweg 4 mm

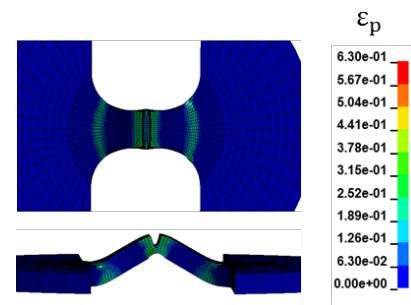


Abbildung 4-52: Berechnete Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung in Durchbiegeprobe 0° bei Stempelweg 5.5 mm (2 Ansichten)

Bei den Durchstoßversuchen können die Bruchinitiierung und der allmähliche Spannungsabbau mit Volumenelementen auf Basis des Barlat 91-Modells in Kombination mit dem Standard-GISSMO Modell sehr gut nachgebildet werden. Die berechnete Dehnungsverteilung und Versagensstelle (Abbildung 4-54) stimmen auch mit den experimentellen Ergebnissen überein.

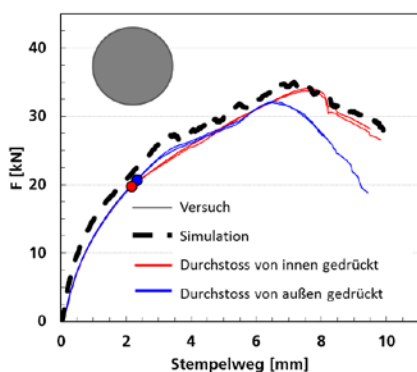


Abbildung 4-53: Kraft-Stempelwegkurven von Durchstoßversuchen nach Barlat 91 und Standard-GISSMO im Vergleich mit Experimenten

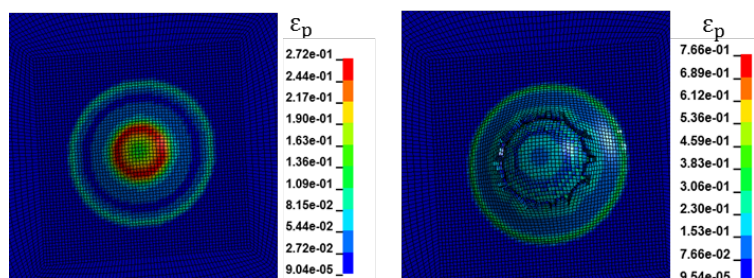


Abbildung 4-54: Berechnete Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung in der Durchstoßprobe mit Dicke von 4 mm bei Stempelweg 2 mm (links) und 10mm (rechts)

4.3.2 MAGD Modell in Kombination mit Barlat 3P-Modell für Schalenelemente

Zur Modellierung des anisotropen Versagens steht das erweiterte GISSMO Modell im FE-Code LS-DYNA zur Verfügung. Es wird durch das Keyword „MAT_ADD_GENERALIZED_DAMAGE“ aufgerufen [ERH17]. Das Modell ermöglicht die Simulation von anisotropem Versagen, indem es verschiedenen Belastungen unterschiedliche Versagenspunkte zuordnen kann.

Das erweiterte GISSMO Modell ermöglicht die Beschreibung von unabhängigem Versagen von bis zu drei Belastungsmodi. Dafür können drei allgemeine Vergleichsdehnungen

$$\dot{\varepsilon}_i^{eq} = f_i(\dot{\varepsilon}_{xx}^p, \dot{\varepsilon}_{yy}^p, \dot{\varepsilon}_{zz}^p, \dot{\varepsilon}_{xy}^p, \dot{\varepsilon}_{yz}^p, \dot{\varepsilon}_{zx}^p,) \text{ mit } i = 1,2,3 \quad (4-6)$$

definiert werden, die in der Simulation Ursache für Versagen sind. Zu beachten ist, dass es sich hierbei um Funktionen der Komponenten des plastischen Dehnungstensors handelt. Das Versagensmodell baut daher auf die Plastizität des Deformationsmodells auf und hängt stark davon ab. In LS DYNA sind vordefinierte Funktionen vorhanden, die Vergleichsdehnungen für uniaxiale Belastungen in 0°, 90° und 45° bezüglich der Materialrichtung bzw. der Strangpressrichtung beschreiben,

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}_{0^\circ}^{eq} &= 2[\cos(\alpha)^2 - |\sin(\alpha)\cos(\alpha)|] \sqrt{\frac{(\dot{\varepsilon}_1^p)^2 + \dot{\varepsilon}_1^p \dot{\varepsilon}_2^p + (\dot{\varepsilon}_2^p)^2}{3}} \\ \dot{\varepsilon}_{90^\circ}^{eq} &= 2[\sin(\alpha)^2 - |\sin(\alpha)\cos(\alpha)|] \sqrt{\frac{(\dot{\varepsilon}_1^p)^2 + \dot{\varepsilon}_1^p \dot{\varepsilon}_2^p + (\dot{\varepsilon}_2^p)^2}{3}} \\ \dot{\varepsilon}_{45^\circ}^{eq} &= 4|\cos(\alpha)\sin(\alpha)| \sqrt{\frac{(\dot{\varepsilon}_1^p)^2 + \dot{\varepsilon}_1^p \dot{\varepsilon}_2^p + (\dot{\varepsilon}_2^p)^2}{3}} \end{aligned} \quad (4-7)$$

wobei $\dot{\varepsilon}_1^p$ und $\dot{\varepsilon}_2^p$ die plastischen Dehnungen im Koordinatensystem der Hauptdehnungen beschreiben und α den Winkel zwischen der x-Achse in der Strangpressrichtung und der 1-Achse in Richtung der ersten Hauptdehnung, wie in Abbildung 4-55 zu sehen.

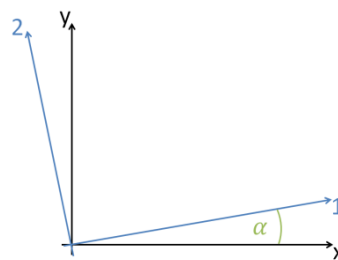


Abbildung 4-55: Koordinatensysteme des Strangpressens (x,y) und der Hauptdehnungen (1,2) relativ zueinander (α).

Diese Vergleichsdehnungen wurden in dem vorliegenden Forschungsprojekt verwendet, da die Parameter des Materialmodells gerade an solche Belastungen wie in Flachzugproben in 0°, 90° und 45° angepasst werden sollten. Die Plausibilität der definierten Vergleichsdehnungen in (4-6) wird unten weiter belegt werden.

Die Vergleichsdehnungen sind die treibenden Größen für drei Schädigungsparameter D_{0° , D_{90° und D_{45° . Sie sind durch ihre Entwicklungsfunktionen

$$\begin{aligned}
\dot{D}_{0^\circ} &= n_{0^\circ} D_{0^\circ}^{1-\frac{1}{n_{0^\circ}}} \frac{\dot{\varepsilon}_{0^\circ}^{eq}}{\varepsilon_{0^\circ}^f} \\
\dot{D}_{90^\circ} &= n_{90^\circ} D_{90^\circ}^{1-\frac{1}{n_{90^\circ}}} \frac{\dot{\varepsilon}_{90^\circ}^{eq}}{\varepsilon_{90^\circ}^f} \\
\dot{D}_{45^\circ} &= n_{45^\circ} D_{45^\circ}^{1-\frac{1}{n_{45^\circ}}} \frac{\dot{\varepsilon}_{45^\circ}^{eq}}{\varepsilon_{45^\circ}^f}
\end{aligned} \tag{4-8}$$

definiert. Dabei sind $\varepsilon_{0^\circ}^f$, $\varepsilon_{90^\circ}^f$ und $\varepsilon_{45^\circ}^f$ die kritischen Vergleichsdehnungen, bei denen bei proportionaler Belastung das Material versagt. Und n_{0° , n_{90° und n_{45° sind Exponenten, die nicht-lineare Akkumulation der Schädigung beschreiben können. Die Schädigungsparameter sind monoton wachsende Variablen, die als Messgröße für die Schädigung des Materials in die entsprechende Belastungsrichtung verstanden werden können. Der Wert 0 entspricht einem ungeschädigtem Material. Lokales Versagen tritt auf sobald einer der Schädigungsparameter den Wert 1 erreicht.

Das erweiterte GISSMO Modell bietet auch die Möglichkeit eine Kopplung zwischen den Schädigungsparametern und der Spannung einzuführen. Die Spannung, die durch das Material getragen werden kann, wird durch die Schädigung verringert. Die Option der Spannungs-Schädigungskopplung wird nicht benutzt.

Die kritischen Vergleichsdehnungen $\varepsilon_{0^\circ}^f$, $\varepsilon_{90^\circ}^f$ und $\varepsilon_{45^\circ}^f$ werden als Funktion der Triaxialität definiert. Der anisotrope Charakter des Versagens fordert unterschiedliche Vergleichsdehnungen, die folglich auch unterschiedlich von der Triaxialität abhängen.

Bevor die drei Kurven der kritischen Vergleichsdehnungen in Abhängigkeit der Triaxialität angepasst werden, soll zunächst die Plausibilität der in (4-6) definierten Vergleichsdehnungen durch Simulation mit dem übereinstimmenden globalen Verhalten der Flachzugproben in 0° , 90° und 45° belegt werden. An die experimentell ermittelten Versagenspunkte für Flachzug-, Kerbzug-, Scherzug- und Lochzugproben in 0° , 90° und 45° wurden eine gemeinsame kritische Vergleichsdehnung in Abhängigkeit der Triaxialität angepasst (Abbildung 4-33).

Die kritischen Vergleichsdehnungen sind in diesen Simulationen für alle Belastungsrichtungen identisch.

$$\varepsilon_{0^\circ}^f = \varepsilon_{90^\circ}^f = \varepsilon_{45^\circ}^f \tag{4-9}$$

Deshalb kommen Unterschiede in den Schädigungsparametern D_{0° , D_{90° und D_{45° allein von unterschiedlichen Entwicklungen der plastischen Vergleichsdehnungen $\varepsilon_{0^\circ}^{eq}$, $\varepsilon_{90^\circ}^{eq}$ und $\varepsilon_{45^\circ}^{eq}$. In Abbildung 4-56 sind die normierten technischen Spannungs-

Dehnungskurven der Flachzugproben in 0°, 90° und 45° zu sehen. Werden nun die Verteilungen der Schädigungsparameter in den Probenkörpern während der Simulation betrachtet, ergibt sich die Abbildung 4-57 zum Zeitpunkt einer technischen Dehnung von 0.176. Die Zuordnung der Schädigungsparameter D_{0° zum Flachzug in 0°, von D_{90° zum Flachzug in 90° und von D_{45° zum Flachzug in 45° wird deutlich erkennbar und belegt die Plausibilität und Richtigkeit der Definitionen der plastischen Vergleichsdehnungen in (4-6).

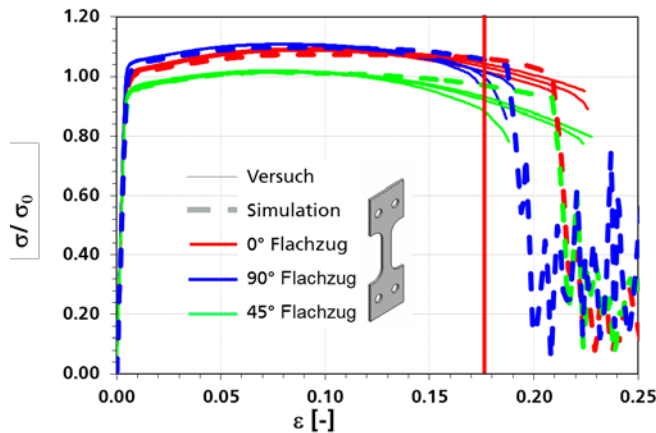


Abbildung 4-56: Normierte technische Spannungs-Dehnungskurven für die Flachzugproben in 0°, 90° und 45° und Simulationsergebnisse aus dem erweiterten GISSMO-Modell für identische kritische Vergleichsdehnungen $\varepsilon_{0^\circ}^f = \varepsilon_{90^\circ}^f = \varepsilon_{45^\circ}^f$.

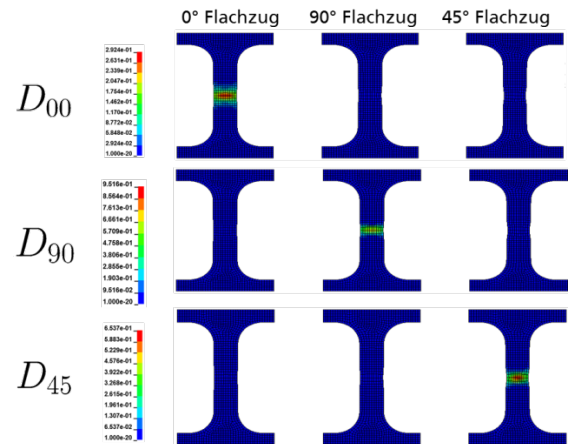


Abbildung 4-57: Verteilungen der Schädigungsparameter D_{0° , D_{90° und D_{45° zum Zeitpunkt einer technischen Dehnung von 0.176

Für das erweiterte GISSMO Modell wurden die drei Vergleichsdehnungen unabhängig voneinander als Funktion der Triaxialität angepasst (Abbildung 4-58). Dafür wurden die Experimente an Flachzug-, Scherzug-, Lochzug- und Kerbzugproben simuliert und für die einzelnen Belastungsrichtungen in 0°, 90° und 45° zur Strangpressrichtung angepasst.

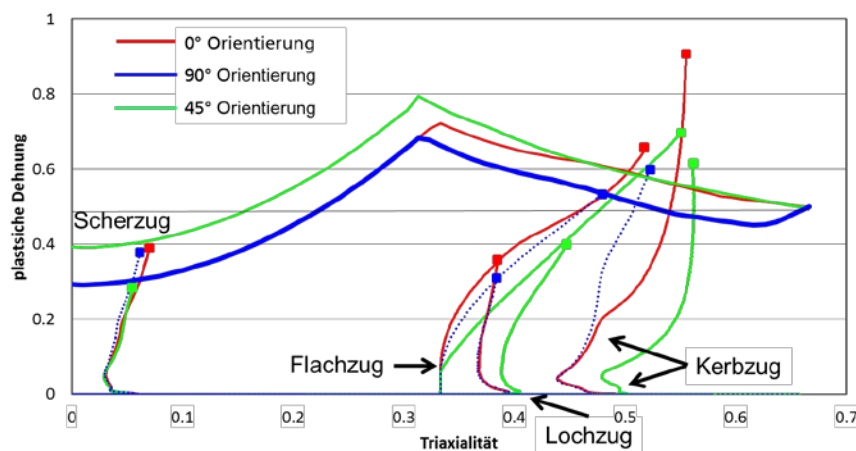


Abbildung 4-58: Drei Versagenskurven für jeweils eine Orientierung und Verläufe der Triaxialität in den Simulationen von verschiedenen Versuchen

Die technischen Spannungs-Dehnungskurven der Probensimulationen mit Barlat 3P-Modell und dem erweiterten GISSMO-Modell im Vergleich zu den Probenexperimenten sind in Abbildung 4-59 bis Abbildung 4-65 zu sehen. Ähnlich zu den Simulationen mit dem isotropen Versagensmodell konnte das Deformations- und Versagensverhalten der Flachzugproben in 0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75° und 90° (siehe Abbildung 4-59 und Abbildung 4-60) abgebildet werden. Die Anisotropie der Versagensdehnungen ist nur in geringem Maße ausgeprägt und konnte dementsprechend kaum differenziert werden.

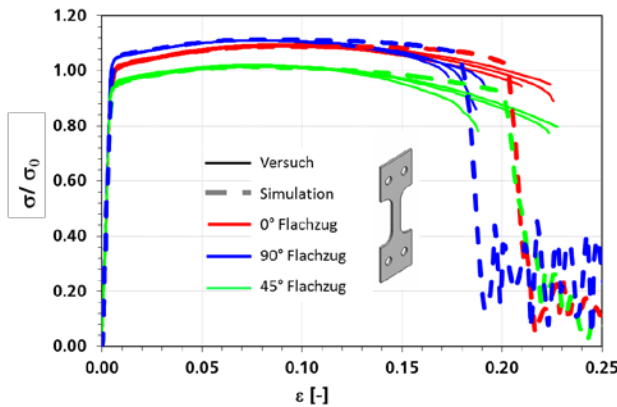


Abbildung 4-59: Normierte technische Spannungs-Dehnungskurven aus Simulation (Barlat 3P, erweitertes GISSMO) und Experiment für Flachzugproben in 0°, 90° und 45°

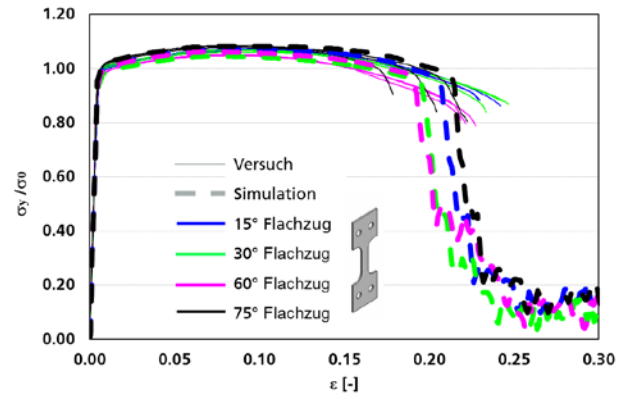


Abbildung 4-60: Normierte technische Spannungs-Dehnungskurven aus Simulation (Barlat 3P, erweitertes GISSMO) und Experiment für Flachzugproben 15°, 30°, 60° und 75°

Das Deformations- und Versagensverhalten der Lochzugproben in 0°, 45° und 90° (Abbildung 4-61) konnte, wie bei den Rechnungen mit isotropem Versagen, wegen der Anwendung von Schalenelementen nur begrenzt abgebildet werden. Die Fließspannungen werden leicht unterschätzt und die geringe Versagensdehnung überschätzt. Die Anisotropie der Versagensdehnungen ist ähnlich schwach ausgeprägt wie bei den Flachzugproben. Der Spannungs-Dehnungs-Verlauf der Kerbzugproben (siehe Abbildung 4-62) kann meist abgebildet werden, wobei die Versagensdehnung für 0° und anders als beim Standard GISSMO Modell auch für 90° etwas unterschätzt werden.

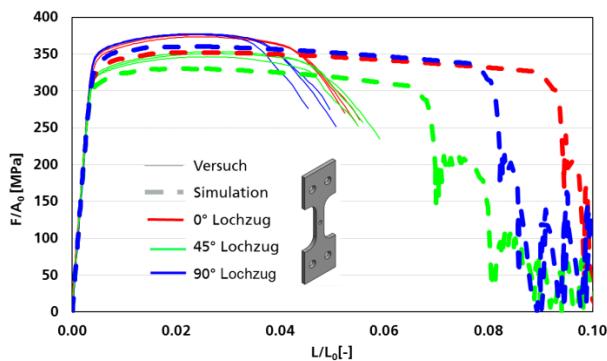


Abbildung 4-61: Simulation (Barlat 3P, erweitertes GISSMO) und Experiment im Vergleich für Lochzugproben in 0°, 90° und 45°

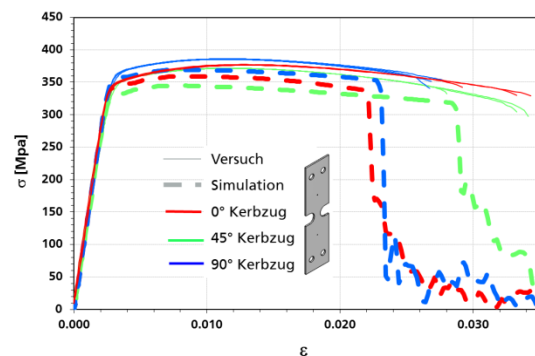


Abbildung 4-62: Simulation (Barlat 3P, erweitertes GISSMO) und Experiment im Vergleich für Kerbzug 0°, 90° und 45°

Wie oben bereits erwähnt, zeigen die Scherzugproben anders als die meisten Probenexperimente eine stark ausgeprägte Anisotropie in der Versagensdehnung (Abbildung 4-63). Dabei versagt die Scherzugprobe in 45° zur Strangpressrichtung signifikant früher als die Proben in 0° oder 90°. Trotz Überschätzung der Spannungen im Bereich der plastischen Verformung konnte mithilfe des erweiterten GISSMO Modells der anisotrope Effekt in den Versagensdehnungen dargestellt werden. Für die Biegeproben (Abbildung 4-64) konnte die Deformation gut vorhergesagt werden. Mit dem Erweiterten GISSMO Modell konnte das Versagen besser beschrieben werden als mit isotropem Versagen. Für 0° wird der Beginn des Versagens gut getroffen. Bei 45° wird die Versagensdehnung leicht und bei 90° stark überschätzt.

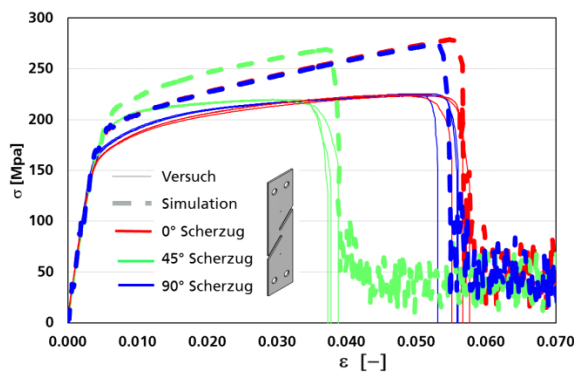


Abbildung 4-63: Simulation (Barlat 3P, erweitertes GISSMO) und Experiment im Vergleich für Scherzugproben in 0°, 90° und 45°

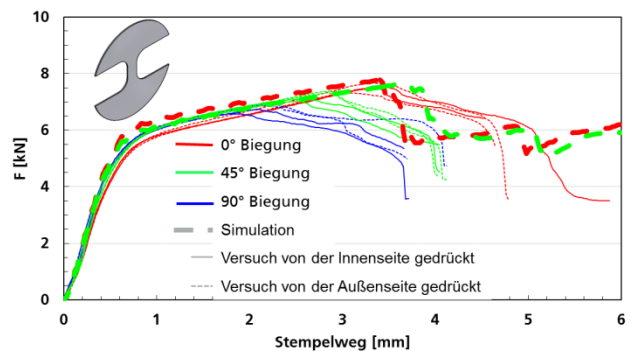


Abbildung 4-64: Kraft-Stempelwegkurven von Durchbiegeversuchen an taillierten Durchstoßproben nach Barlat 3P und dem erweiterten GISSMO im Vergleich mit Experimenten

Ähnlich wie bei den Durchbiegeproben kann auch bei den Durchstoßproben das kontinuierliche Versagen wegen der Anwendung der Schalenelemente nicht abgebildet werden (Abbildung 4-65). Das Versagen kann mit dem anisotropen Versagensmodell auf den richtigen Moment angepasst werden, auch wenn die Spannungen vom Deformationsmodell überschätzt werden.

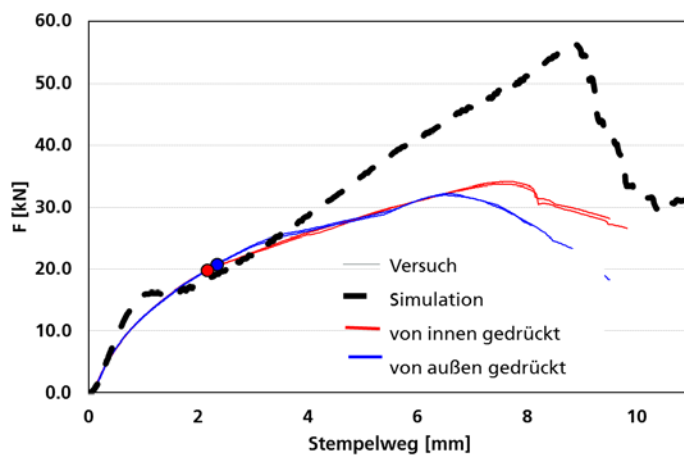


Abbildung 4-65: Simulation (Barlat 3P, erweitertes GISSMO) und Experiment im Vergleich für die Durchstoßproben mit Dicke von 4 mm

5 Validierung durch Versuche an Komponenten

5.1 Versuche an Profilabschnitten

Als Validierungsversuche wurden Profilabschnitte unter Stauchung unter statischer Belastung durchgeführt. Die Belastungsgeschwindigkeit beträgt 0,2mm/s. Zur Untersuchung des Faltungsverhaltens wurde ein Ende eines Profils mit einer Abschrägung um 5° versehen. Zum Vergleich wurde ein Profil ohne Abschrägung gestaucht. Während des Versuchs wurden Videos zur Dokumentation der Verformung und der Rissbildung aufgenommen.

Abbildung 5-1 zeigt die Kraft-Verschiebungskurve eines Stauchversuchs am Profil mit Abschrägung um 5°, wobei die Verformungsbilder bei fünf verschiedenen Verschiebungen dargestellt werden. Die maximale Kraft tritt beim Anfang von Buckling auf. Mit zunehmender Verformung wird die Faltenbildung immer stärker. Bei der Verschiebung von ca. 33 mm ist die Bildung eines Risses an der rechten oberen Ecke zu erkennen. Danach tritt auch ein Riss auf der linken Seite auf. Abbildung 5-2 zeigt die vier Seiten des gestauchten Profils mit Abschrägung nach dem Stauchversuch. Offensichtlich liegen an allen vier Ecken große Risse. Da die Pressnähte auch an den Ecken liegen (Abbildung 3-2), ist es sinnvoll, in zukünftigen Untersuchungen die Festigkeit der Pressnähte zu charakterisieren. Nur dadurch kann man mögliche Einflüsse der Pressnähte auf das Komponentenverhalten beurteilen.

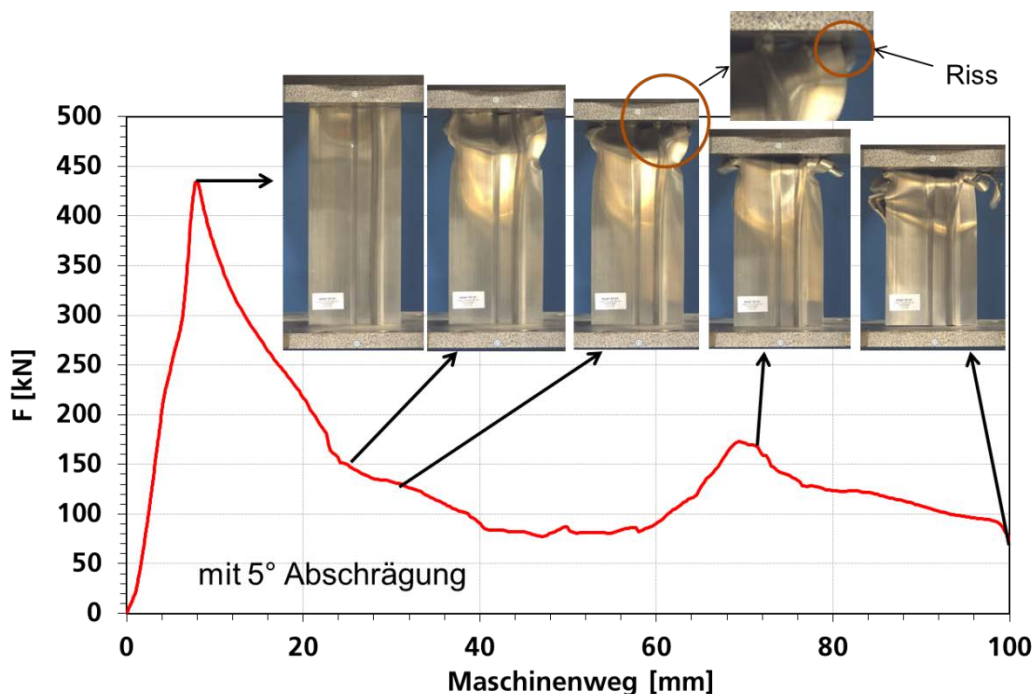


Abbildung 5-1: Kraft-Verschiebungskurve eines Stauchversuchs am Profil mit Abschrägung um 5° am oberen Ende



Abbildung 5-2: Fotos von vier Seiten des gestauchten Profils mit Abschrägung um 5° am oberen Ende

Die Kraft-Verschiebungskurve eines Stauchversuchs am Profil ohne Abschrägung wird in Abbildung 5-3 gezeigt, wobei die Verformungsbilder bei fünf verschiedenen Verschiebungen dargestellt werden. Ähnlich wie beim Profil mit Abschrägung tritt die maximale Kraft beim Anfang von Buckling auf. Die Faltenbildung findet auch an einer ähnlichen Position statt. Abbildung 5-4 zeigt die vier Seiten des gestauchten Profils ohne Abschrägung nach dem Stauchversuch. Die Risse liegen an den vier Ecken.

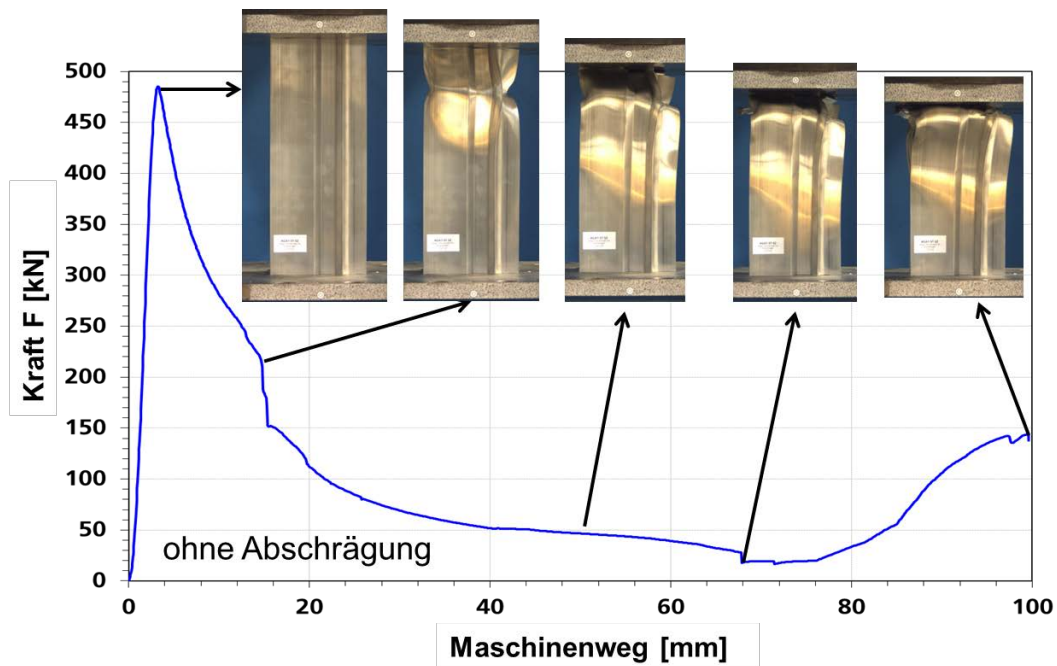


Abbildung 5-3: Kraft-Verschiebungskurve eines Stauchversuchs am Profil ohne Abschrägung



Abbildung 5-4: Fotos von vier Seiten des gestauchten Profils ohne Abschrägung

Abbildung 5-5 vergleicht die Kräfte und die absorbierten Energien als Funktion der Verschiebung zwischen den beiden Profilen mit und ohne Abschrägung. Die Kraft des Profils mit Abschrägung ist aufgrund des geringeren Querschnitts im Anfangsbereich der Verformung bis zum Kraftmaximum niedriger als die des Profils ohne Abschrägung bei gleicher Verschiebung. Die maximale Kraft des Profils mit Abschrägung ist auch niedriger als die ohne Abschrägung. Allerdings ist die absorbierte Energie des Profils mit Abschrägung nach einer Verschiebung von 20 mm immer größer als die des Profils ohne Abschrägung.

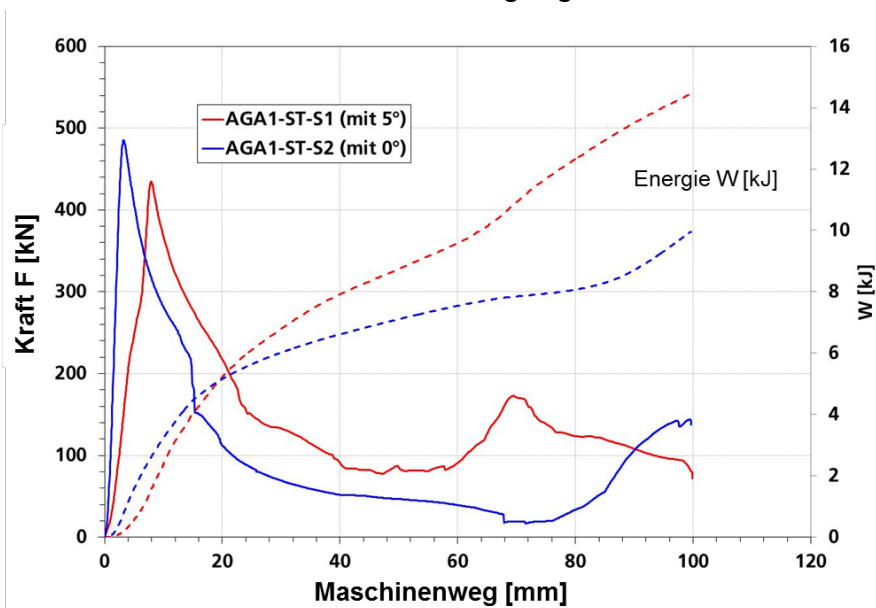


Abbildung 5-5: Vergleich der Kräfte und der absorbierten Energien als Funktion der Verschiebung zwischen den beiden Profilen mit und ohne Abschrägung

5.2 Validierungssimulation

Die Stauchversuche an Profilabschnitten mit 5°-Abschrägung wurden mit Schalenelementen vom Typ ELFORM=16 mit 5 Integrationspunkten in Dickenrichtung mit dem anisotropen Barlat-3P-Modell (MAT_036, s. Abschnitt 4.2) und dem isotropen von Mises-Modell (MAT_024, s. Abschnitt 4.2) simuliert. Die Berechnungen wurden für FE-Modelle mit Elementkantenlängen von 0.5 und 2 mm durchgeführt. Abbildung

5-6 zeigt das FE-Modell mit 2 mm Elementkantenlänge. Die über den Querschnitt unterschiedlichen Profildicken wurden durch 7 verschiedene Materialzonen modelliert, die in Abbildung 5-6 verschiedenfarbig dargestellt sind.

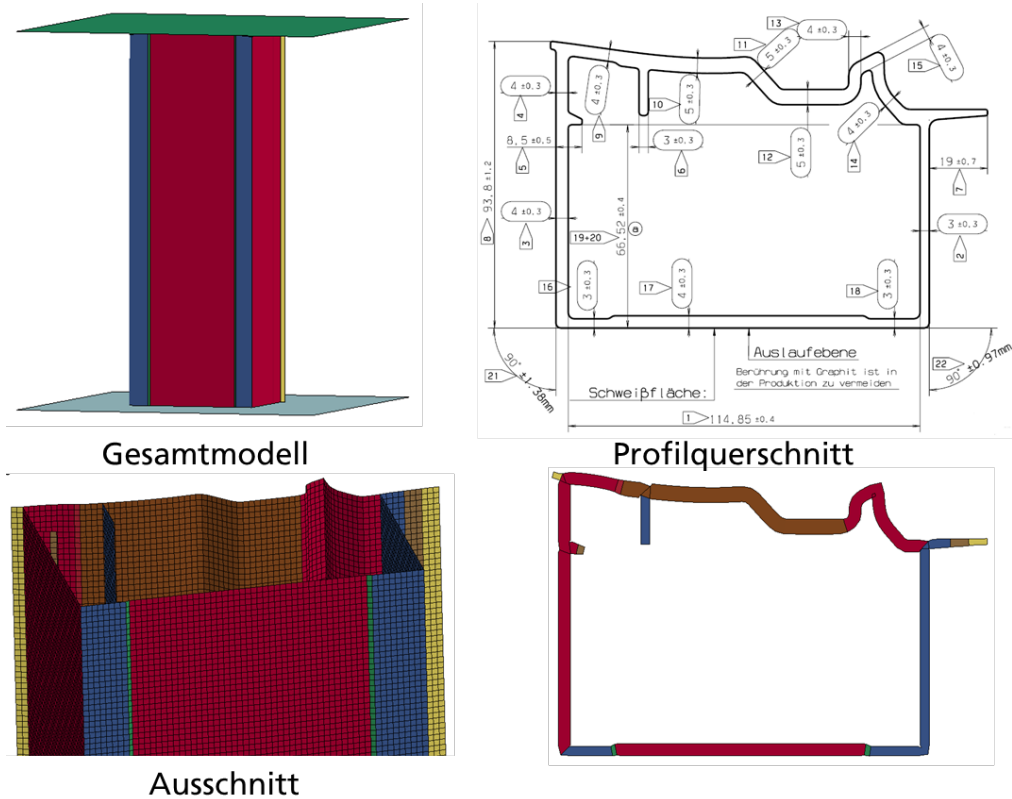


Abbildung 5-6: FE-Modell des Stauchversuchs an einem Profilabschnitt mit Einteilung der verschiedenen Profildicken

Für die Versagensmodellierung bei den Komponentensimulationen wurde das Standard GISSMO-Modell mit der Versagenskurve, die durch Simulation der verschiedenen Probenversuche für eine Elementkantenlänge von 0.5 mm bestimmt wurde (s. Abschnitt 4.3, rote Kurve in Abbildung 5-8), verwendet. Für die Komponentensimulation mit Elementkantenlänge 0.5 mm kann diese Versagenskurve unverändert übernommen und verifiziert werden. Für die Simulation mit Elementkantenlänge 2 mm war es jedoch erforderlich, eine Kalibrierung der Elementgrößenabhängigkeit der Versagenskurve durchzuführen, da sonst wegen der geringeren Dehnungslokalisation der größeren Elemente die Versagensentwicklung deutlich unterschätzt wird.

Die Bestimmung von Skalierungsfaktoren für die Versagenskurve erfolgte durch Simulation von Zugprobenmodellen mit Kantenlängen von 1.25 und 2.5 mm und Anpassung an die mit dem Ausgangsnetz mit Kantenlänge 0.5 mm berechnete technische Dehnung bei Bruch. Abbildung 5-7 zeigt die FE-Modelle der Zugproben für die Elementgrößenkalibrierung und die kalibrierten technischen Spannungs-Dehnungskurven. Für die Elementkantenlänge von 1.25 mm wurde ein Skalierungsfaktor von 0.41 und für 2.5 mm von 0.28 ermittelt.

Da die Lokalisationseffekte, die für die Elementgrößenabhängigkeit verantwortlich sind, bei Scher- und Biaxialbelastung deutlich geringer sind als bei einachsigen Zug,

gibt es im GISSMO-Versagensmodell die Option, Reduktionsfaktoren für die elementgrößenabhängige Skalierung der Versagenskurve unter Scherbelastung bei der Mehrachsigkeit $\sigma_m/\sigma_e = 0$ (SHRF) und unter Biaxialbelastung bei $\sigma_m/\sigma_e = 2/3$ (BIAXF) zu definieren. Die unter Zugbelastung bei $\sigma_m/\sigma_e = 1/3$ ermittelten Skalierungsfaktoren bleiben dabei unverändert. Die für Scher-, Zug- und Biaxialbelastung mit SHRF=1 und BIAXF=1 unterschiedlich skalierten Versagenskurven für die Kantenlängen 1.25 und 2.5 mm sind in Abbildung 5-8 zusammen mit der Ausgangskurve für 0.5 mm dargestellt.

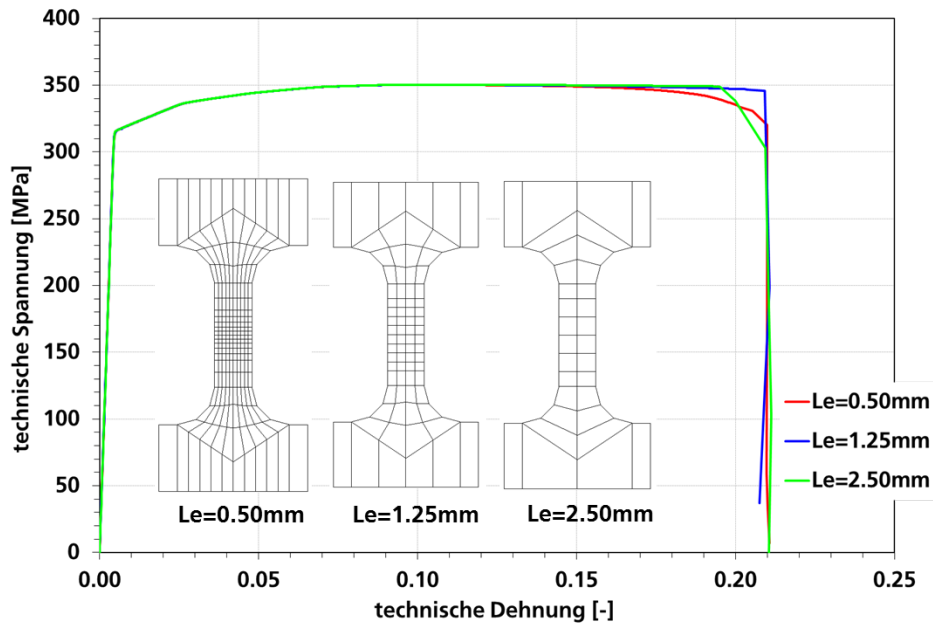


Abbildung 5-7: FE-Modelle der Zugproben für Elementgrößenkalibrierung und kalibrierte technische Spannungs-Dehnungskurven

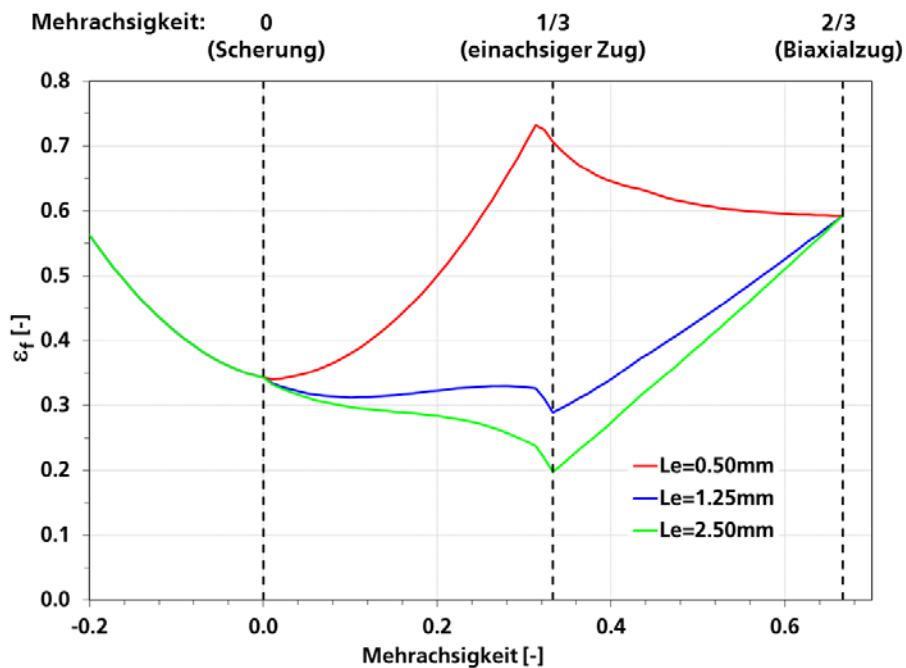


Abbildung 5-8: kalibrierte Versagenskurven für Elementkantenlängen von 0.5, 1.25 und 2.5 mm

Die beim Stauchversuch AGA1-ST-S1 gemessene Kraft-Stempelwegkurve ist in Abbildung 5-9 zusammen mit den berechneten Kurven aus Simulationen mit dem Barlat-3P-Modell ohne und mit Versagen dargestellt. Beide Simulationsergebnisse zeigen bis zur Maximalkraft zu Beginn des Auffaltens des Profils eine gute Übereinstimmung mit dem Experiment. Für beide Simulationen wird der Kraftabfall nach diesem Maximum zu früh und zu steil berechnet, wobei der Einfluss der Versagensmodellierung am noch steileren Abfall der Kraft für die Simulation mit Versagen erkennbar ist, da hier in der Simulation bereits Elemente versagen. Bei der Simulation ohne Versagen gibt es im weiteren Verlauf der berechneten Kurve zwei weitere Kraftpeaks, hier bilden sich jeweils neue Auffaltungen des Profils. In der Simulation mit Versagen bildet sich nur eine Falte, eine weitere Auffaltung wird durch die Versagensentwicklung verhindert. Der Vergleich der berechneten Deformationsbilder mit Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung mit Bildern der Probe AGA1-ST-S1 bei Versuchsende in Abbildung 5-10 zeigt die unterschiedliche Faltenbildung für die Simulationen mit und ohne Versagen. Im Versuch bilden sich Risse an den Pressnähten an den Profilecken. Diese Rissbildung kann von der Simulation mit Versagen nicht vorhergesagt werden, da dazu die Pressnähte im FE-Modell berücksichtigt werden müssten. Dies würde eine experimentelle Charakterisierung der Pressnahtzonen erfordern. Ein Vergleich der Entwicklung von Verformung und Versagen bei Stauchversuch AGA1-ST-S1 und in der Simulation mit Versagen ist in Abbildung 5-11 dargestellt.

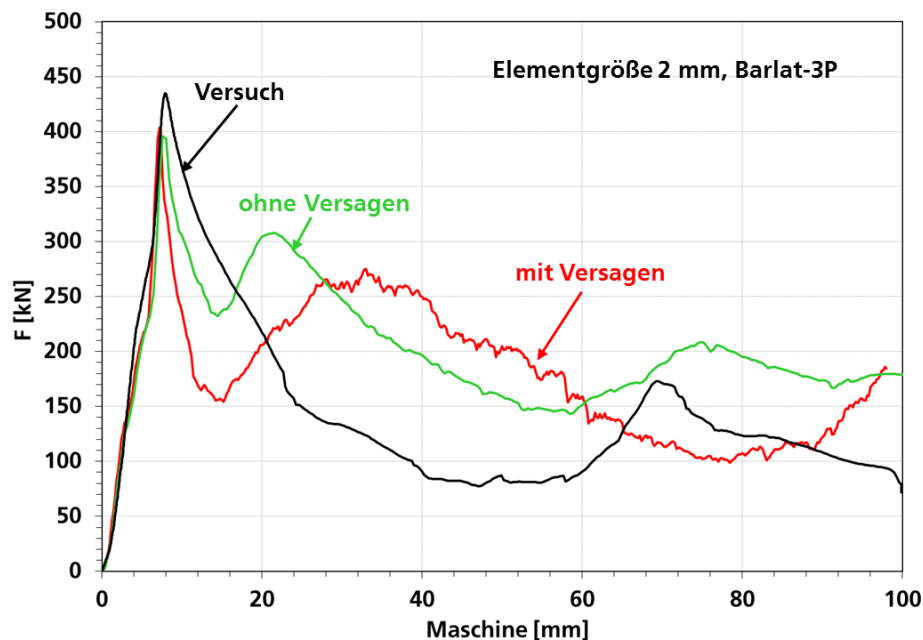
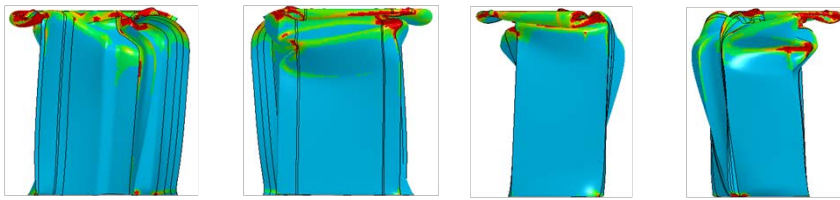


Abbildung 5-9: gemessene und mit Schalenelementen ohne und mit Versagen berechnete Kraft-Verschiebungskurven

Simulation mit Barlat-3P-Modell ohne Versagen



AGA1-ST-S1



Simulation mit Barlat-3P-Modell mit Versagen

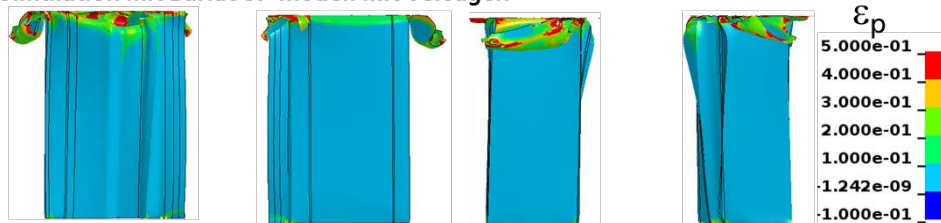


Abbildung 5-10: mit Schalenelementen (Elementgröße 2 mm) berechnete Deformationsbilder mit Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung und Probe AGA1-ST-S1 bei Versuchsende

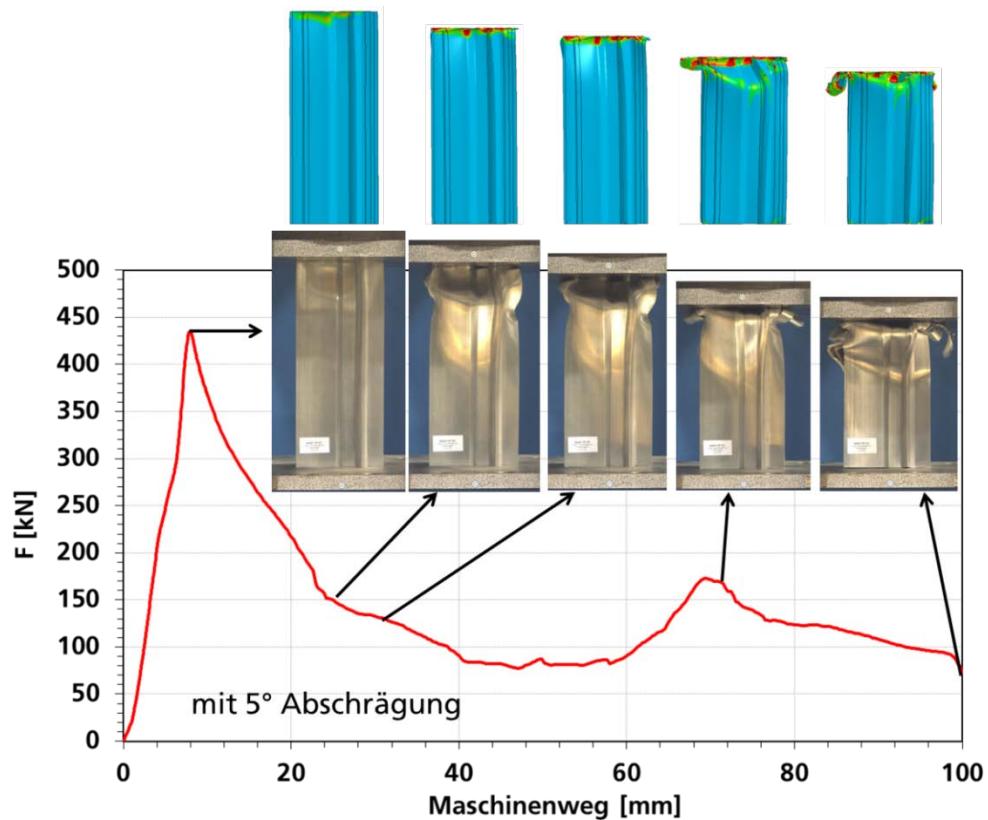


Abbildung 5-11: Entwicklung von Verformung und Versagen bei Stauchversuch AGA1-ST-S1 und in der Simulation (Schalenelemente, Elementgröße 2 mm, Barlat-3P mit Versagen)

Der Einfluss des Materialmodells auf die berechneten Kraft-Verschiebungskurven ist in Abbildung 5-12 dargestellt. In der Simulation mit dem isotropen von Mises-Modell wird generell ein höheres Kraftniveau berechnet als mit dem anisotropen Barlat-3P-Modell. Insbesondere ist die mit dem von Mises-Modell berechnete Maximalkraft zu Beginn des Auffaltens des Profils im Vergleich zum gemessenen Wert deutlich zu hoch, die Übereinstimmung des Barlat-3P-Ergebnisses an dieser Stelle ist wesentlich besser. Für beide Simulationen wird der Kraftabfall nach diesem Maximum zu früh und zu steil berechnet, da hier in den Simulationen bereits Elemente versagen, während im Experiment erstes Versagen erst später beobachtet wurde. Im weiteren Verlauf liegen beide Simulationskurven über der gemessenen Kurve. Insgesamt zeigt die Simulation mit dem Barlat-3P-Modell eine bessere Übereinstimmung mit der gemessenen Kurve.

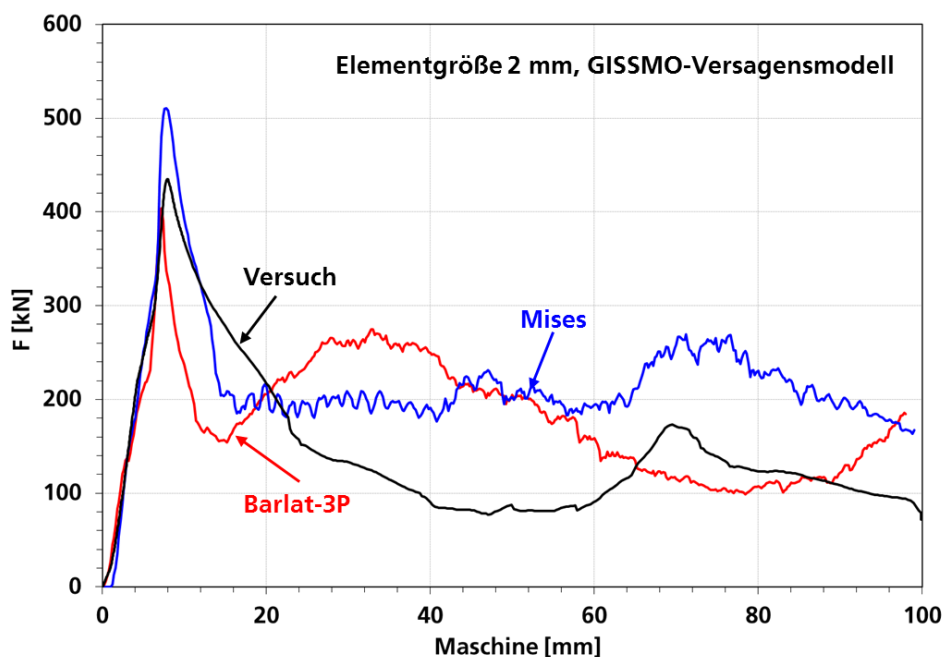


Abbildung 5-12: gemessene und mit Schalenelementen berechnete Kraft-Verschiebungskurven, Einfluss des Materialmodells

Abbildung 5-13 zeigt den Vergleich der gemessenen und mit Schalenelementen und dem Barlat-3P-Modell berechneten Kraft-Verschiebungskurven für die verschiedenen Elementgrößen (0.5 und 2 mm). Der Anstieg bis zur Maximalkraft und der anschließende Kraftabfall werden von beiden FE-Modellen übereinstimmend berechnet. Danach tritt im FE-Modell mit 2 mm Kantenlänge Faltenbildung auf, die zu einem Wiederanstieg der Kraft führt, während das FE-Modell mit 0.5 mm Kantenlänge entlang der Profilecken aufreißt, ohne dass sich eine Faltung des Profils entwickelt (Abbildung 5-14). Dennoch zeigt das berechnete Kraftniveau am Ende der Belastung für das FE-Modell mit 0.5 mm Kantenlänge eine bessere Übereinstimmung mit dem Experiment. Offensichtlich liefern die FE-Modelle mit großen Elementen ein ungenaues Deformationsverhalten, das nicht durch die Kalibrierung der Elementgrößenabhängigkeit der Versagensparameter kompensiert werden kann.

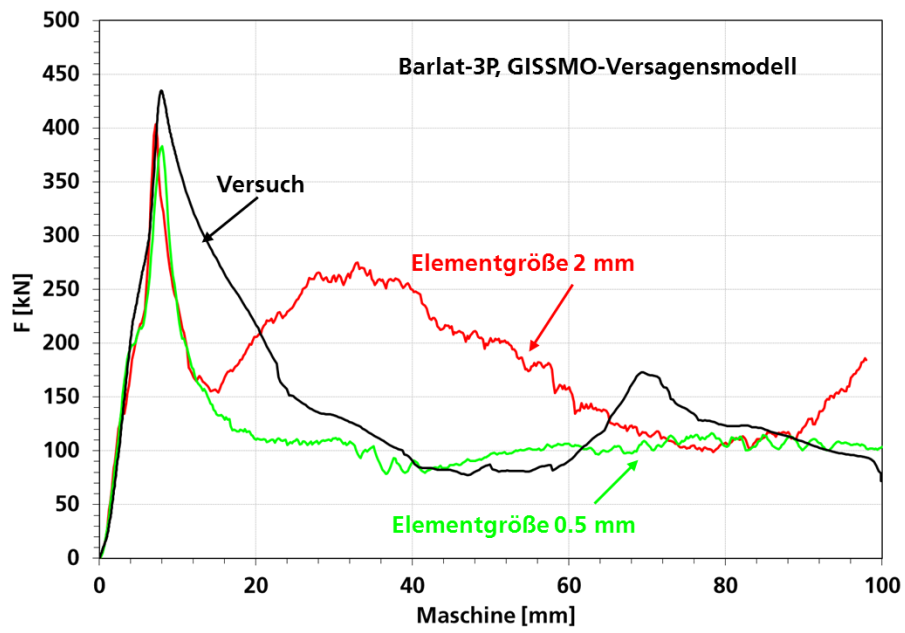


Abbildung 5-13: gemessene und mit Schalenelementen berechnete Kraft-Verschiebungskurven, Einfluss der Elementgröße

AGA1-ST-S1



Simulation mit Barlat-3P-Modell mit Versagen, Elementgröße 0.5 mm

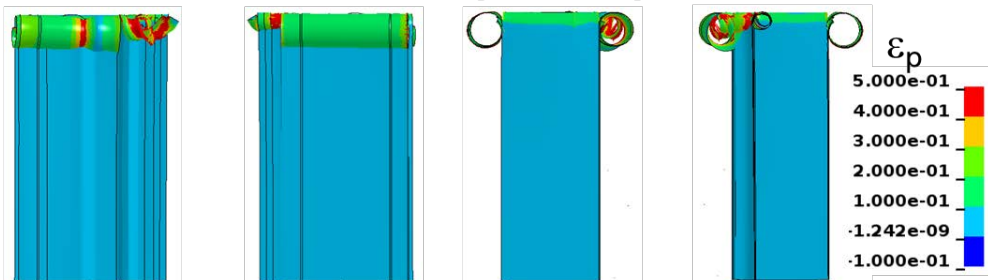


Abbildung 5-14: mit Schalenelementen (Elementgröße 0.5 mm) berechnete Deformationsbilder mit Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung und Probe AGA1-ST-S1 bei Versuchsende

6 Zusammenfassung

Zur Beschreibung des anisotropen Deformations- und Versagensverhaltens eines stranggepressten Aluminiumprofils aus EN AW 6082 T6 wurden experimentelle Versuche an Proben in unterschiedlichen Orientierungen unter verschiedenen Spannungszuständen und numerische Simulationen mit verschiedenen Modellen durchgeführt. Dadurch wurden die Wechselwirkungen zwischen der Orientierung und der Mehrachsigkeit auf die Fließspannungen und Bruchdehnungen erfasst und die Anwendbarkeit der untersuchten Materialmodelle für die Crashsimulation systematisch verglichen und analysiert.

Zur Variation des Spannungszustands wurden Scherzug-, Glattzug-, Lochzug-, Kerbzug-, Durchbiege- und Durchstoßversuche durchgeführt. Nicht nur die globalen Größen wie Kraft und Verschiebung sondern auch die lokalen Dehnungsfelder mit Hilfe optischer Messungen wurden experimentell ermittelt. Zur Unterscheidung der Orientierungsabhängigkeit von der Streuung mechanischer Eigenschaften zwischen den untersuchten Profilen wurden Härtemessungen und Glattzugversuche für die gleiche Orientierung (längs) durchgeführt. Bei der Auswertung des Orientierungseinflusses wurde der Einfluss der Streuung der Fließspannung durch eine geeignete Normierung ausgenommen. Eine klare Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenze und der Zugfestigkeit von der Orientierung wurde festgestellt. Die maximalen Fließspannungen wurden von den Querproben und die minimalen Fließspannungen von den Proben in Diagonalrichtung geliefert. Obwohl der Einfluss der Orientierung auf die Bruchdehnungen nicht sehr stark ist, ist zu erkennen, dass die Querproben die minimalen Bruchdehnungen zeigen.

Die Orientierungsabhängigkeit des Deformationsverhaltens unter Scherzugbelastung ist ausgeprägt. Die Scher-Fließspannung in Diagonalrichtung ist deutlich höher als die in Längs- und Querrichtung. Allerdings zeigen die Scherzugproben in Diagonalrichtung eine kleinere Verfestigung und eine deutlich kleinere Verschiebung beim Bruch als die Scherzugproben in Längs- und Querrichtung. Bei den Durchstoßversuchen an Proben mit Dicke von 4 mm wurde ein Unterschied des Bruchverhaltens beider Probenseiten festgestellt. Die Außenseite der Profilwand kann mehr Kraft als die Innenseite unter Durchstoßbelastung ertragen. Da der Durchmesser des Stempels für die Durchstoßversuche nur 20 mm ist, beeinflusst die Probendicke die Versagensstelle.

Der mit Metallographie untersuchte Profilausschnitt weist im Inneren ein relativ feinkörniges Umformgefüge mit ausgeprägter Textur auf. An den Oberflächen liegt eine rekristallisierte Grobkornzone von bis zu 0,4 mm Tiefe vor. Als wichtigste grobe Primärphasenausscheidungen wurden zwei Arten identifiziert, bei denen es sich den EDX-Analysen zufolge mit großer Wahrscheinlichkeit um Mg_2Si - und $Al(FeMn)Si$ -Partikel handelt. An Schliffrand von bis zum Bruch belasteten Zugproben in Längs- und Querrichtung wurde Porenschädigung vor allem an gebrochenen Partikeln der spröden Fe-/Mn-haltigen Phase beobachtet. Die kristallografischen Orientierungen einzelner Körner und Korngrößen wurden durch EBSD-Messungen ermittelt. Fraktografische Untersuchungen wurden an Glattzugproben mit 0° -, 90° - und 45° -Orientierung sowie an Scherzugproben mit 45° - und 90° -Orientierung durchgeführt.

Die Bruchflächen der Glattzugproben zeigen im Profilkern transkristallinen Wabenbruch, während im Bereich der grobkörnigen Randzone interkristalliner Bruch zu finden ist. Die (größtenteils verriebenen) Bruchflächen der Scherzugproben zeigen vorwiegend Scherwaben, vereinzelt ist am Rand die Grobkornzone erkennbar.

Drei Deformationsmodelle (Barlat-3P, YLD91 und YLD2000) wurden zur Beschreibung der Richtungsabhängigkeit neben dem isotropen von Mises Modell untersucht. Es wurde festgestellt, dass sowohl das verwendete Materialmodell als auch der ausgewählte Elementtyp die Qualität der numerischen Simulationen beeinflussen. Die genaueste Beschreibung wurde von YLD91 geliefert, da es mit Volumenelementen verwendet wird. Betrachtet man nur die Ergebnisse mit Schalenelementen liefert das Barlat-3P-Modell mit anisotroper Verfestigung den besten Kompromiss bei Glattzugversuchen, um das Verhalten in allen Richtungen und nach Lokalisierung zufriedenstellend wiederzugeben. Dadurch kann die Orientierungsabhängigkeit der lokalen Dehnungen richtig berechnet werden.

Allerdings gilt diese Aussage bei Mehrachsversuchen nicht. Bei den Scherzugversuchen kann das Barlat-3P-Modell weder das richtungsabhängige Fließen noch die richtungsabhängige Steigung abbilden. YLD2000 liefert einen sehr guten Kompromiss, um das Fließen bei allen untersuchten Belastungszuständen in allen Richtungen zu beschreiben. Allerdings ist die Übereinstimmung bei großer Verformung nicht ausreichend, besonders unter Zugbelastung. Bei allen Belastungsrichtungen außer für 0° konnte die Lokalisierung nicht gut vorhergesagt werden, was für die Kombination mit Versagen nachteilig wäre.

Die Abweichungen zwischen Simulation und Experiment liegen auch daran, dass die Schalenelemente nicht in der Lage sind, die Dehnungsfelder unter komplexer Belastung richtig widerzugeben. Dies erschwert die Beurteilung der Anwendbarkeit der untersuchten Werkstoffmodelle.

Für die Versagensmodellierung mit Schalenelementen wurde das Barlat 3-Parameter-Modell mit anisotroper Verfestigung ausgewählt. Das YLD91-Modell wurde für die Versagensmodellierung mit Volumenelementen verwendet. Bei der Versagensmodellierung wurden sowohl das isotrope GISSMO-Modell als auch das anisotrope MAGD-Modell untersucht. Die beiden Versagensmodelle beruhen auf Bruchdehnungen, die vom Spannungszustand abhängig sind. Obwohl das isotrope GISSMO-Modell keine Orientierungsabhängigkeit der Bruchdehnung direkt berücksichtigt, kann es in Kombination mit einem anisotropen Deformationsmodell die Orientierungsabhängigkeit der Bruchverschiebung der Glattzugversuche richtig voraussagen. Der Grund ist, dass die lokalen Bruchdehnungen des untersuchten Werkstoffs unter Zugbelastung nur geringfügig von der Orientierung abhängig sind und die Orientierungsabhängigkeit der globalen Bruchverschiebungen eher durch das anisotrope Deformationsverhalten verursacht wurde. Ähnlich wie bei der Modellierung des Deformationsverhaltens zeigt die Versagensmodellierung mit Volumenelementen eine bessere Übereinstimmung mit Experiment als mit Schalenelementen insbesondere bei den Scherzug-, Lochzug- und Durchstoßversuchen.

Das anisotrope MAGD-Modell ist eine Erweiterung des isotropen GISSMO-Modells und ermöglicht eine Definition der Vergleichsdehnungen für uniaxiale Belastungen in 0° , 45° und 90° . Das Versagen findet statt, wenn die Vergleichsdehnung in einer

Orientierung die entsprechende Bruchdehnung überschritten hat. Daher muss man für jede Orientierung eine Versagenskurve ermitteln. Durch Anpassung der numerischen Simulationen an die gemessenen Bruchverschiebungen von unterschiedlichen Probenversuchen wurden die orientierungsabhängigen Versagenskurven bestimmt. Probensimulationen wurden mit Kombination des Barlat-3P-Modells mit dem MAGD-Versagensmodell mit Schalenelementen durchgeführt. Gegenüber dem isotropen GISSMO-Modell zeigt das anisotrope MAGD-Modell bei Scherzugbelastung eine deutliche bessere Übereinstimmung mit Experiment.

Als Validierungsversuche wurden Stauchversuche an Profilabschnitten unter statischer Belastung durchgeführt. Während des Versuchs wurden Videos zur Dokumentation der Verformung und der Rissbildung aufgenommen. Die maximale Kraft tritt beim Anfang von Buckling auf. Mit zunehmender Verformung wird die Faltenbildung immer stärker. Rissbildungen an den oberen vier Ecken wurden beobachtet. Da die Pressnähte auch an den Ecken liegen, ist es sinnvoll, in zukünftigen Untersuchungen die Festigkeit der Pressnähte zu charakterisieren. Nur dadurch kann man mögliche Einflüsse der Pressnähte auf das Komponentenverhalten beurteilen.

Die Stauchversuche an Profilen wurden mit Barlat-3P-Modell und dem von Mises-Modell in Kombination mit dem GISSMO-Versagensmodell simuliert. Dafür wurde die Elementgrößenabhängigkeit der Bruchdehnungen kalibriert. Dabei wurde berücksichtigt, dass die Elementgrößenabhängigkeit der Bruchdehnungen unter Scher- und Biaxialzugbelastung deutlich kleiner als die unter uniaxialer Zugbelastung ist. Gegenüber dem Standard-Modell nach von Mises liefert das anisotrope Barlat-3P-Modell eine bessere Übereinstimmung mit Experiment bzgl. der maximalen Kraft. Im Vergleich mit dem FE-Modell mit einer Elementkantenlänge von 2 mm zeigt das Modell mit Elementkantenlänge von 0,5 mm eine bessere Voraussage des Verlaufs der Kraft-Verschiebungskurve. Eine wichtige Ursache für die Abweichungen zwischen Simulation und Experiment ist die Anwendung von Schalenelementen für die Modellierung des relativ dicken Profils (ca. 4 mm). Da solche Komponenten derzeit zur Reduzierung der Rechenzeit bei der Crashsimulation mit Schalenelementen simuliert werden, wurden Schalenelemente in dieser Untersuchung hauptsächlich benutzt.

Zusammenfassend wurde festgestellt, dass der Anisotropie-Effekt von Aluminiumprofilen stark vom Spannungszustand beeinflusst wird. In dieser Untersuchung zeigen die Scherzugproben stärkere Orientierungsabhängigkeit als die Glattzugproben. Die untersuchten vier anisotropen Deformationsmodelle haben jeweils Vorteile und Nachteile. Für die Anwendung von Schalenelementen liefern das Barlat-3P-Modell mit anisotroper Verfestigung und das Barlat 2000-Modell (YLD2000) zufriedenstellende Ergebnisse. Für die Anwendung von Volumenelementen kann das Barlat 91-Modell (YLD91) in Betracht gezogen werden. Eine genaue Modellierung des Deformationsverhaltens ist die Voraussetzung für eine sinnvolle Versagensmodellierung. Das anisotrope Versagensmodell zeigt gegenüber dem isotropen Versagensmodell nur eine kleine Verbesserung der Voraussagen experimenteller Ergebnisse. Allerdings ist der Aufwand für die Ermittlung von Parametern des anisotropen Versagensmodells deutlich größer.

7 Zusammenstellung aller Arbeiten, die im Zusammenhang mit dem Vorhaben veröffentlicht wurden oder in Kürze veröffentlicht werden sollen

Bereits veröffentlichte Dokumente:

- F. Andrieux, D. Z. Sun, Modeling of anisotropic behavior of aluminum profile for damage prediction, International Conference on Aluminum Alloys (ICAA16), 17.-21. June, 2018, Montreal, Canada.

Vorgesehene Veröffentlichungen:

- D.-Z. Sun, F. Andrieux, Charakterisierung und Modellierung des Anisotropen Versagensverhaltens von Aluminiumprofilen, DVM Arbeitskreis Bruchvorgänge 2019.

8 Ergebnistransfer in die Wirtschaft

Maßnahmen während der Projektlaufzeit

Maßnahme A: Projektbegleitender Ausschuss PbA

Ziel	Rahmen	Zeitraum
Die genauen Forschungs- details sowie die Forschungsergebnisse wurden fortlaufend im PbA ausführlich diskutiert.	A1 PbA-Sitzung im IWM Freiburg	01.12.2015
	A2 PbA-Sitzung im IWM Freiburg	29.06.2016.
	A3 PbA-Sitzung im IWM Freiburg	07.12.2016.
	A4 PbA-Sitzung im IWM Freiburg	31.05.2017

Maßnahme B: Ansprache interessierter Unternehmen außerhalb des PbA

Kontinuierlicher und zielgerichteter Transfer der Ergebnisse durch den engen Kontakt der Forschungsstellen zu einer Vielzahl von Unternehmen.	B1 Präsentation im Arbeitskreis Forschung des Fachausschusses Strangpressen der DGM	28.09.2016
	B2 Präsentation im UA „Crash- und Insassensimulation“ des Arbeitskreis 27 von VDA/FAT	29.02.2016

Maßnahme C: Publikation der Ergebnisse durch Veröffentlichungen in Zeitschriften

Ergebnistransfer in Wirtschaft und Wissenschaft	C1 -	
---	-------------	--

Maßnahme D: Publikation der Ergebnisse auf Tagungen und Kongressen

Ergebnistransfer in Wirtschaft und Wissenschaft	D1 Vortrag bei International Conference on Aluminum Alloys (ICAA16), 17.-21. June, 2018, Montreal, Canada	Datum 20.06.2018
---	--	---------------------

Maßnahme E: Publikation der Ergebnisse auf der Projekthomepage

Ergebnistransfer Wirtschaft Wissenschaft	in und	E1 Präsentation des Forschungsthemas auf der Homepage des Fraunhofer-Instituts für Werkstoffmechanik IWM	Datum 2016
--	-----------	---	---------------

Maßnahme F: Übernahme in Lehre und Ausbildung

-	-	
---	---	--

Maßnahmen (G) Nutzung und Industrialisierung der Projektergebnisse

Bereitstellung der Ergebnisse an die Industriepartner, die die Ergebnisse zur Verbesserung Ihrer Produkte nutzen können	G1 Weitergabe der Ergebnisse im Rahmen von PbA Treffen	seit 07.12.2016
--	--	--------------------

Maßnahmen nach der Projektlaufzeit

Maßnahme B: Ansprache interessierter Unternehmen außerhalb des PbA

Kontinuierlicher und zielgerichteter Transfer der Ergebnisse durch den engen Kontakt der Forschungsstellen zu einer Vielzahl von Unternehmen, Behörden und Planungsbüros.	B3 Ausgabe des Abschlussberichtes an interessierte Unternehmen, die im Bereich der Forschungsschwerpunkte tätig sind.	Ab September 2018
	B4 Präsentation der Ergebnisse im Arbeitskreis Forschung des Fachausschusses Strangpressen der DGM	12.09. 2018
	B5 Veranstaltung eines Workshops zur Ergebnisverbreitung	2019

Maßnahme C: Publikation der Ergebnisse durch Veröffentlichungen in Zeitschriften

-	C3 -	-
---	-------------	---

Maßnahme D: Publikation der Ergebnisse durch Beiträge bei Tagungen und Kongressen

Ergebnistransfer in Wirtschaft und Wissenschaft	D3 Vortrag bei der nächsten Jahrestagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge	2019
---	--	------

Maßnahme E: Publikation der Ergebnisse auf der Projekthomepage

Ergebnistransfer in Wirtschaft und Wissenschaft	E2 Veröffentlichung des Abschlussberichts auf der Homepage des Fraunhofer-Instituts für Werkstoffmechanik IWM	ab 09. 2018
---	--	-------------

Maßnahme F: Übernahme in Lehre und Ausbildung

-	F1 -	-
---	-------------	---

Maßnahmen (H) Beratung von Unternehmen

Forschungseinrichtungen und erarbeitete Methoden stehen den Partnerunternehmen und Forschungsstellen zur weiteren Erprobung zur Verfügung	G1 Die erarbeiteten Methoden stehen auch nach Projektende für eine weiterführende Forschung und Anwendung zur Verfügung. Darüber hinaus bietet sich für das Institut auf Basis der bereits im Projekt gewonnenen Erkenntnisse die Möglichkeit zur Beratung von Wirtschaftsunternehmen bei ähnlich gelagerten praktischen Problemstellungen	seit August. 2018
---	---	-------------------

Maßnahmen (I) Nutzbarmachung der Ergebnisse im Rahmen eines allgemeingültigen Standardwerkes

-	I1 -	-
---	-------------	---

9 Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts

Viele Hersteller von Bauteilen aus Strangpressprofilen und Blechen und Fahrzeugen sowie Software-Firmen und Dienstleistungsunternehmen für Umform- und Crashsimulation sind im projektbegleitenden Ausschuss vertreten und können kurz nach Projektende die neuen Ergebnisse umsetzen. Andere Firmen werden durch Präsentationen und Veröffentlichungen bei Konferenzen und in Zeitschriften über die Ergebnisse informiert. Der Abschlussbericht zum Forschungsvorhaben wird in die Technische Informationsbibliothek der TU Hannover eingestellt und ist damit der gesamten Fachwelt zugänglich. Die im Projekt entwickelten Werkstoff- und Versagensmodelle sowie die Versuchsdaten werden über den FA Strangpressen/ AK Forschung der DGM und den UA Crash- und Insassensimulation des Arbeitskreis 27 von VDA/FAT und Veröffentlichungen für weitere Anwendungen zur Verfügung gestellt. Weder wirtschaftliche noch technische Gründe sprechen gegen eine sofortige Berücksichtigung der Erkenntnisse in Konstruktion und Simulation.

Die im Rahmen des Projekts kalibrierten Werkstoff- und Versagensmodelle stehen in vielen kommerziellen FE-Codes zur Verfügung und werden in den Industriefirmen für Umform- und Crashsimulation Anwendung finden. Es entstehen für die Firmen keine zusätzlichen Kosten bis auf jene für Schulung und Einarbeitung in die ausgewählten Modelle. Die eventuellen Mehrkosten für die systematische Charakterisierung der Orientierungs- und Mehrachsigkeitseinflüsse sind im Vergleich mit dem Gewinn an Zuverlässigkeit der Umform- und Crashbewertung gering.

10 Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzens der erzielten Ergebnisse

Die entwickelte und überprüfte Methode für die Crashsimulation mit Modellierung des anisotropen Verformungs- und Versagensverhaltens ermöglicht eine zuverlässige Auslegung und effiziente Optimierung von Komponenten aus stranggepressten Aluminiumprofilen sowie umgeformten Aluminiumblechen, die zunehmend in der Fahrzeugindustrie eingesetzt werden. Der Einsatz der neuen numerischen Methoden in der aluminiumverarbeitenden Industrie und Fahrzeugindustrie wird zur Verkürzung der Entwicklungsprozesse und Steigerung der Crashesicherheit neuer Komponenten führen. Die genaue Vorhersage der Schädigungsentstehung bzw. Rissbildung in einer zu entwickelnden Komponente, welche stark von der Orientierung und der Mehrachsigkeit abhängig sind, wird die bisher verwendeten Auslegungsmethoden bzgl. Crashesicherheit und Leichtbauaspekten signifikant verbessern. Die dadurch erzielte optimale Werkstoffausnutzung ist ein wichtiger Beitrag zum ressourcenschonenden Leichtbau.

Die deutschen Hersteller von Aluminiumbauteilen stehen zunehmend unter einem weltweiten Wettbewerbsdruck. Die Einführung einer neuen Methode zur Entwicklung von maßgeschneiderten Produkten zur Effizienzsteigerung und Kostenreduzierung ist für die Bewahrung bzw. den Ausbau der bisher führenden Position von substanzieller Bedeutung.

Bei der Entwicklung von neuen Fahrzeugen ist die Einhaltung der europäischen und internationalen Crashesicherheitskriterien bei der Bewertung der Crashtoleranz erforderlich. Die Anwendung der neuen numerischen Methoden einschließlich übertragbarer Werkstoffmodelle und effizientere Ermittlung von Modellparametern wird die Qualität der virtuellen Entwicklung und deren Prognosegüte, welche für Konstruktion von neuen Fahrzeugen immer wichtiger wird, deutlich verbessern. Davon werden die Dienstleistungsgruppen für Konstruktion und Software stark profitieren.

11 Literaturverzeichnis

- [AND04] F. Andrieux, D.-Z. Sun, H. Riedel; Development and application of a micromechanical model for description of the growth and coalescence of spheroidal voids; 4th International Forum on Advanced Material Science and Technology, (2004).
- [AND14] F. Andrieux, S. Klitschke, W. Bohme, D.-Z. Sun; Characterization and modeling of the deformation and damage of an aluminum sheet for crash; 4th International Conference on Impact Loading of Lightweight Structures; Cape Town, South Africa, (2014).
- [AUT09] H. Authenrieth, V. Schulze, N. Herzig, L.W Meyer; Ductile failure model for the description of AISI 1045 behavior under different loading conditions; Mech. Time-Depend Mater 13, 215-231, (2009).
- [BAI10] Y. Bai, T. Wierzbicki; Application of extended Mohr–Coulomb criterion to ductile fracture; Int. J. of Fracture 161, 1–20, (2010).
- [BAO04] Y. Bao, T. Wierzbicki; On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space; Int. J. of Mechanical Science 46, 81-98 (2004).
- [BAR03] Barlat, F., Brem, J. C., Yoon, J. W., Chung, K., Dick, R. E., Lege, D. J. & Pourboghrat, F. (2003). Plane stress yield function for aluminum alloy sheets, Int. J. Plast., 19 1-23.
- [BAR89] F. Barlat, J. Lian; Plastic behaviour and stretchability of sheet metals; Int. J. of Plasticity 5, 51-66, (1989).
- [BAR91] F. Barlat, D.J. Lege, J.C. Brem; A six-component yield function for anisotropic materials, I. J. of Plasticity; vol. 7 693-712 (1991).
- [BAS11] M. Basaran, Stress state dependent damage modeling with a focus on the Lode angle influence, Dissertation von der Fakultät für Maschinenwesen RWTH Aachen, 2011.
- [BEN04] A.A. Benzerga , J. Besson , A. Pineau; Anisotropic ductile fracture Part II: theory; Acta Materialia 52, 4639–4650, (2004).
- [BOU11] P. O. Bouchard, L. Bourgeon, S. Fayolle, K. Mocellin; An enhanced Lemaitre model formulation for materials processing damage computation; Int. J. of Material Forming 4 (3), 299-315, (2011).
- [BRO73] L.M. Brown, J.D. Embury; Proc. 3rd Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys; Institute of Metals, London, (1973).
- [BRÜ11] M. Brüning, D. Albrecht, S. Gerke; Numerical analyses of stress-triaxiality-dependent inelastic deformation behavior of aluminum alloys; Int. J. of Damage Mechanics 20, 299-317, (2011).
- [CHO98] C.L. Chow, J. Wang; A finite element analysis of continuum damage mechanics for ductile fracture; Int. J. of Fracture 38, 83-102, (1988).
- [EAA13] EAA Aluminium penetration in cars, Final Report, Durcker Worldwide & EAA Aluminium, Public Version, 13 März 2012.

- [ERH17] T. Erhalt, P. D. Bois, F. Andreade, Short introduction of a generalized damage model, 11th European LS-DYNA Conference 2017 Salzburg.
- [[FAL10] G. Falkinger, F. Andrieux, D. Helm, H. Riedel; Finite-element modelling of Nakajima tests in due consideration of anisotropic ductile damage; In proceeding of: IDDRG - 50th Anniversary Conference, Graz, (2010).
- [FAL12] G. Falkinger, D.-Z. Sun, M. Basaran, M. Feucht, Charakterisierung und Modellierung eines stranggepressten Al-Profiles mit besonderer Berücksichtigung der plastischen Anisotropie, crashMAT 2012, Freiburg.
- [FOU13] M. Fourmeau, T. Børvik , A. Benallal , O.S. Hopperstad; Anisotropic failure modes of high-strength aluminium alloy under various stress states; *Int. J. of Plasticity* 48, 34–53, (2013).
- [GOL97] M. Gologanu, J. B. Leblond, G. Perrin, J. Devaux; Recent Extensions of Gurson’s Model for Porous Ductile Metals; *Continuum Micromechanics, CISM Courses and Lectures No. 377*, eds. P. Suquet, 61-130, (1997).
- [HIL48] R. Hill, A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals, *Proceedings of the Royal Society of London, Series A, Mathematical and Physical, Sciences*, Vol. 193, Issue 1033, p. 281-297, (1948).
- [HIL90] R. Hill; Constitutive Modeling of Orthotropic Plasticity in Sheet Metals; *J. Mech. Phys. Solids* 38, 405–417, (1990).
- [HOP04] H. Hooputra, H. Gese, H.Dell, H. Werner; A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of aluminum extrusion; *I. J. Crash* 9 (5), 449-463, (2004).
- [HUB05] G. Huber, Y. Brechet, T. Pardoen; A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of aluminum extrusion; *Acta Mat.* (53), 2739-2749, (2005).
- [KOW99] U. Kowalsky, H. Ahrens, D. Dinkler; Distorted yield surfaces- modeling by higher order anisotropic hardening tensors; *Comp. Mater. Sci.* 16, 81-88, (1999).
- [LEB93] R. Lebensohn, C.Tomé; A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals, *Acta met. et mat.* 41, 715-741, (1993).
- [LEM85] J. Lemaitre; A Continuum Damage Mechanics model for ductile fracture; *Journal of Engineering Materials and Technology* 107, 83–89 (1985).
- [LEM00] J. Lemaitre, R. Desmorat, M. Sauzay; Anisotropic damage law of evolution; *Eur. J. Mech. A/Solids* 19,187–208, (2000).
- [LSD17] LS-DYNA R.10.0 Keyword User's Manual / Material Models. Bd. II. (2017). Livermore Software Technology Corporation (LSTC)
- [LUO12] M. Luo , M. Dunand , D. Mohr, Experiments and modeling of anisotropic aluminum extrusions under multi-axial loading – Part II: Ductile fracture, *Inter. J. of Plast.* 32–33, 36–58, (2012).
- [NEU08] Neukamm, F, Feucht, M. & Haufe, A. (2008). Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures, *Proceedings 7. LS-DYNA conference, Bamberg, Germany.*

- [NIA12] M. Niazi; Plasticity Induced Anisotropic Damage Modeling for Forming Processes; PhD the-sis, University of Twente, Enschede, Netherlands, (2012).
- [PAR00] T. Pardoen, J.W. Hutchinson; An extended model for void growth and coalescence; *J. Mech. Phys. Solids* 48, 2467-2512, (2000).
- [PAR10] T. Pardoen, F. Scheyvaerts, A. Simar, C. Tekoglu, P.R. Onck; Multiscale modeling of ductile failure in metallic alloys; *C. R. Physique* 11, 326–345, (2010).
- [QUA08] G. Quaak; Biaxial testing of sheet metal: An experimental-numerical analysis; Master Thesis, Eindhoven University of Technology, (2008).
- [RIE07] H. Riedel, F. Andrieux, T. Walde, K.-F. Karhausen; The formation of edge cracks during roll-ing of metal sheet, *Steel research international* 78 (10-11), 818-824, (2007).
- [SAF13] M. Safaei; Constitutive Modelling of Anisotropic Sheet Metals Based on a Non-Associated Flow Rule; PhD Dissertation, ISBN 978-90-8578-596-5, NUR 978, 971, Ghent University, (2013).
- [SHE11] Y. Shen, J. Garnier, L. Allais, J. Crepin, O. Ancelet, J.-M. Hiver; Experimental and numerical characterization of anisotropic damage evolution of forged Al6061-T6 alloy; *Procedia Engi-neering* 10, 3429–3434, (2011).
- [STE08] D. Steglich, W. Brocks, J. Heerens, T. Pardoen; Anisotropic ductile fracture of Al 2024 alloys; *Eng. Fracture Mechanics* 75, 3692–3706, (2008).
- [STE10] D. Steglich, H. Wafai, W. Brocks; Anisotropic deformation and damage in aluminium 2198 T8 sheets; *Int. J. Damage Mechanics* 19, 131-152, (2010).
- [STO09] T.B. Stoughton, J.W. Yoon; Anisotropic hardening and non-associated flow in proportional loading of sheet metals; *Int. J. Plast.* 25, 1777–1817, (2009).
- [SUN09] D.-Z. Sun, F. Andrieux, M. Feucht; Damage modelling of a TRIP steel for integrated simula-tion from deep drawing to crash; 7th European LS-DYNA Conference 14.-15. Mai 2009, Salzburg, B-III-04, (2009).
- [SUN12] D.-Z. Sun, M. Feucht, H. Klamser; Versagensverhalten von verschiedenen Werkstoffen unter mehrachsiger Belastung; 6. Freiburg Workshop crashMAT, 24.-25.04.2012, Freiburg, (2009).
- [SUN13] D.-Z. Sun, A. Ockewitz, G. Falkinger, F. Andrieux; Characterization and modeling of the de-formation and damage behavior of thick-walled aluminum profiles; Aluminium Two Thousand 8th world Congress, Milano, 14.-18.May 2013.
- [TEO98] C. Teodosiu; Z. Hu; Modelling of Structure and Mechanics of Materials from Microscale to Product; Proc. 19th Risø International Symposium on Material Science, Roskilde, Denmark, (1998).

- [THO90] P.F. Thomason; Ductile Fracture of Metals; Oxford, Pergamon Press, (1990).
- [VOY99] G.Z. Voyiadjis, P.I. Kattan; Advances in Damage Mechanics: Metals and Metal Matrix Composites; Elsevier, Amsterdam, (1999).

12 Danksagung

Das Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM bedankt sich bei den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses für die anregenden Diskussionen und konstruktiven Ergänzungen zu diesem Vorhaben. Insbesondere gilt der Dank folgenden Firmen:

Aluminium Technologie-Service, 53340 Meckenheim

Constellium Singen GmbH, 78224 Singen

Daimler AG, 71059 Sindelfingen

Dr.-Ing. h.c. F. Porsche AG, 71287 Weissach

DYNAmore GmbH, 70565 Stuttgart

MATFEM Partnerschaft Dr. Gese & Oberhofer

Opel AG, 65423 Rüsselsheim

Otto Fuchs KG, 58540 Meinerzhagen

Volkswagen AG, 38436 Wolfsburg

Volkswagen Osnabrück GmbH, D-49031 Osnabrück

4a engineering GmbH, A-8772 Traboch

Bisher in der FAT-Schriftenreihe erschienen (ab 2012)

Nr.	Titel
238	Wechselwirkungen zwischen Dieselmotortechnik und -emissionen mit dem Schwerpunkt auf Partikeln, 2012
239	Überlasten und ihre Auswirkungen auf die Betriebsfestigkeit widerstandspunktgeschweißter Feinblechstrukturen, 2012
240	Einsatz- und Marktpotenzial neuer verbrauchseffizienter Fahrzeugkonzepte, 2012
241	Aerodynamik von schweren Nutzfahrzeugen - Stand des Wissens, 2012
242	Nutzung des Leichtbaupotentials von höchstfesten Stahlfeinblechen durch die Berücksichtigung von Fertigungseinflüssen auf die Festigkeitseigenschaften, 2012
243	Aluminiumschaum für den Automobileinsatz, 2012
244	Beitrag zum Fortschritt im Automobilleichtbau durch belastungsgerechte Gestaltung und innovative Lösungen für lokale Verstärkungen von Fahrzeugstrukturen in Mischbauweise, 2012
245	Verkehrssicherheit von schwächeren Verkehrsteilnehmern im Zusammenhang mit dem geringen Geräuschniveau von Fahrzeugen mit alternativen Antrieben, 2012
246	Beitrag zum Fortschritt im Automobilleichtbau durch die Entwicklung von Crashabsorbieren aus textilverstärkten Kunststoffen auf Basis geflochtener Preforms und deren Abbildung in der Simulation, 2013
247	Zuverlässige Wiederverwendung und abgesicherte Integration von Softwarekomponenten im Automobil, 2013
248	Modellierung des dynamischen Verhaltens von Komponenten im Bordnetz unter Berücksichtigung des EMV-Verhaltens im Hochvoltbereich, 2013
249	Hochspannungsverkopplung in elektronischen Komponenten und Steuergeräten, 2013
250	Schwingfestigkeitsbewertung von Nahtenden MSG-geschweißter Feinbleche aus Stahl unter Schubbeanspruchung, 2013
251	Parametrischer Bauraum – synchronisierter Fahrzeugentwurf, 2013
252	Reifenentwicklung unter aerodynamischen Aspekten, 2013
253	Einsatz- und Marktpotenzial neuer verbrauchseffizienter Fahrzeugkonzepte – Phase 2, 2013
254	Qualifizierung von Aluminiumwerkstoffen für korrosiv beanspruchte Fahrwerksbauteile unter zyklischer Belastung (Salzkorrosion), 2013
255	Untersuchung des Rollwiderstands von Nutzfahrzeugreifen auf echten Fahrbahnen, 2013
256	Naturalistic Driving Data, Re-Analyse von Daten aus dem EU-Projekt euroFOT, 2013
257	Ableitung eines messbaren Klimasummenmaßes für den Vergleich des Fahrzeugklimas konventioneller und elektrischer Fahrzeuge, 2013
258	Sensitivitätsanalyse rollwiderstandsrelevanter Einflussgrößen bei Nutzfahrzeugen, Teile 1 und 2, 2013
259	Erweiterung des Korbspannungskonzepts auf Nahtübergänge von Linienschweißnähten an dünnen Blechen, 2013
260	Numerische Untersuchungen zur Aerodynamik von Nutzfahrzeugkombinationen bei realitätsnahen Fahrbedingungen unter Seitenwindeinfluss, 2013
261	Rechnerische und probandengestützte Untersuchung des Einflusses der Kontaktwärmeübertragung in Fahrzeugsitzen auf die thermische Behaglichkeit, 2013

- 262 Modellierung der Auswirkungen verkehrsbedingter Partikelanzahl-Emissionen auf die Luftqualität für eine typische Hauptverkehrsstraße, 2013
- 263 Laserstrahlschweißen von Stahl an Aluminium mittels spektroskopischer Kontrolle der Einschweißtiefe und erhöhter Anbindungsbreite durch zweidimensional ausgeprägte Schweißnähte, 2014
- 264 Entwicklung von Methoden zur zuverlässigen Metamodellierung von CAE Simulations-Modellen, 2014
- 265 Auswirkungen alternativer Antriebskonzepte auf die Fahrdynamik von PKW, 2014
- 266 Entwicklung einer numerischen Methode zur Berücksichtigung stochastischer Effekte für die Crashsimulation von Punktschweißverbindungen, 2014
- 267 Bewegungsverhalten von Fußgängern im Straßenverkehr - Teil 1, 2014
- 268 Bewegungsverhalten von Fußgängern im Straßenverkehr - Teil 2, 2014
- 269 Schwingfestigkeitsbewertung von Schweißnahtenden MSG-geschweißter Feinblechstrukturen aus Aluminium, 2014
- 270 Physiologische Effekte bei PWM-gesteuerter LED-Beleuchtung im Automobil, 2015
- 271 Auskunft über verfügbare Parkplätze in Städten, 2015
- 272 Zusammenhang zwischen lokalem und globalem Behaglichkeitsempfinden: Untersuchung des Kombinationseffektes von Sitzheizung und Strahlungswärmeübertragung zur energieeffizienten Fahrzeugklimatisierung, 2015
- 273 UmCra - Werkstoffmodelle und Kennwertermittlung für die industrielle Anwendung der Umform- und Crash-Simulation unter Berücksichtigung der mechanischen und thermischen Vorgeschichte bei hochfesten Stählen, 2015
- 274 Exemplary development & validation of a practical specification language for semantic interfaces of automotive software components, 2015
- 275 Hochrechnung von GIDAS auf das Unfallgeschehen in Deutschland, 2015
- 276 Literaturanalyse und Methodenauswahl zur Gestaltung von Systemen zum hochautomatisierten Fahren, 2015
- 277 Modellierung der Einflüsse von Porenmorphologie auf das Versagensverhalten von Al-Druckgussteilen mit stochastischem Aspekt für durchgängige Simulation von Gießen bis Crash, 2015
- 278 Wahrnehmung und Bewertung von Fahrzeugaußengeräuschen durch Fußgänger in verschiedenen Verkehrssituationen und unterschiedlichen Betriebszuständen, 2015
- 279 Sensitivitätsanalyse rollwiderstandsrelevanter Einflussgrößen bei Nutzfahrzeugen – Teil 3, 2015
- 280 PCM from iGLAD database, 2015
- 281 Schwere Nutzfahrzeugkonfigurationen unter Einfluss realitätsnaher Anströmbedingungen, 2015
- 282 Studie zur Wirkung niederfrequenter magnetischer Felder in der Umwelt auf medizinische Implantate, 2015
- 283 Verformungs- und Versagensverhalten von Stählen für den Automobilbau unter crashartiger mehrachsiger Belastung, 2016
- 284 Entwicklung einer Methode zur Crashsimulation von langfaserverstärkten Thermoplast (LFT) Bauteilen auf Basis der Faserorientierung aus der Formfüllsimulation, 2016
- 285 Untersuchung des Rollwiderstands von Nutzfahrzeugreifen auf realer Fahrbahn, 2016
- 286 χ MCF - A Standard for Describing Connections and Joints in the Automotive Industry, 2016
- 287 Future Programming Paradigms in the Automotive Industry, 2016
- 288 Laserstrahlschweißen von anwendungsnahen Stahl-Aluminium-Mischverbindungen für den automobilen Leichtbau, 2016

- 289 Untersuchung der Bewältigungsleistung des Fahrers von kurzfristig auftretenden Wiederübernahmesituationen nach teilautomatischem, freihändigem Fahren, 2016
- 290 Auslegung von geklebten Stahlblechstrukturen im Automobilbau für schwingende Last bei wechselnden Temperaturen unter Berücksichtigung des Versagensverhaltens, 2016
- 291 Analyse, Messung und Optimierung des Ventilationswiderstands von Pkw-Rädern, 2016
- 292 Innenhochdruckumformen laserstrahlgelöteter Tailored Hybrid Tubes aus Stahl-Aluminium-Mischverbindungen für den automobilen Leichtbau, 2017
- 293 Filterung an Stelle von Schirmung für Hochvolt-Komponenten in Elektrofahrzeugen, 2017
- 294 Schwingfestigkeitsbewertung von Nahtenden MSG-geschweißter Feinbleche aus Stahl unter kombinierter Beanspruchung, 2017
- 295 Wechselwirkungen zwischen zyklisch-mechanischen Beanspruchungen und Korrosion: Bewertung der Schädigungsäquivalenz von Kollektiv- und Signalformen unter mechanisch-korrosiven Beanspruchungsbedingungen, 2017
- 296 Auswirkungen des teil- und hochautomatisierten Fahrens auf die Kapazität der Fernstraßeninfrastruktur, 2017
- 297 Analyse zum Stand und Aufzeigen von Handlungsfeldern beim vernetzten und automatisierten Fahren von Nutzfahrzeugen, 2017
- 298 Bestimmung des Luftwiderstandsbeiwertes von realen Nutzfahrzeugen im Fahrversuch und Vergleich verschiedener Verfahren zur numerischen Simulation, 2017
- 299 Unfallvermeidung durch Reibwertprognosen, 2017
- 300 Thermisches Rollwiderstandsmodell für Nutzfahrzeugreifen zur Prognose fahrprofilspezifischer Energieverbräuche, 2017
- 301 The Contribution of Brake Wear Emissions to Particulate Matter in Ambient Air, 2017
- 302 Design Paradigms for Multi-Layer Time Coherency in ADAS and Automated Driving (MULTIC), 2017
- 303 Experimentelle Untersuchung des Einflusses der Oberflächenbeschaffenheit von Scheiben auf die Kondensatbildung, 2017
- 304 Der Rollwiderstand von Nutzfahrzeugreifen unter realen Umgebungsbedingungen, 2018
- 305 Simulationsgestützte Methodik zum Entwurf intelligenter Energiesteuerung in zukünftigen Kfz-Bordnetzen, 2018
- 306 Einfluss der Kantenbearbeitung auf die Festigkeitseigenschaften von Stahl-Feinblechen unter quasistatischer und schwingender Beanspruchung, 2018
- 307 Fahrerspezifische Aspekte beim hochautomatisierten Fahren, 2018
- 308 Der Rollwiderstand von Nutzfahrzeugreifen unter zeitvarianten Betriebsbedingungen, 2018
- 309 Bewertung der Ermüdungsfestigkeit von Schraubverbindungen mit gefurchtem Gewinde, 2018
- 310 Konzept zur Auslegungsmethodik zur Verhinderung des selbsttätigen Losdrehens bei Bauteilsystemen im Leichtbau, 2018
- 311 Experimentelle und numerische Identifikation der Schraubenkopfverschiebung als Eingangsgröße für eine Bewertung des selbsttätigen Losdrehens von Schraubenverbindungen, 2018
- 312 Analyse der Randbedingungen und Voraussetzungen für einen automatisierten Betrieb von Nutzfahrzeugen im innerbetrieblichen Verkehr, 2018
- 313 Charakterisierung und Modellierung des anisotropen Versagensverhaltens von Aluminiumwerkstoffen für die Crashsimulation, 2018

Impressum

Herausgeber	FAT Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. Behrenstraße 35 10117 Berlin Telefon +49 30 897842-0 Fax +49 30 897842-600 www.vda-fat.de
ISSN	2192-7863
Copyright	Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT) 2018

Verband der Automobilindustrie e.V. (VDA)
Behrenstraße 35, 10117 Berlin
www.vda.de
Twitter @VDA_online

VDA | Verband der
Automobilindustrie

Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT)
Behrenstraße 35, 10117 Berlin
www.vda.de/fat

FAT | Forschungsvereinigung
Automobiltechnik